



HAL
open science

Développement de méthodes de caractérisation fine des propriétés élastoplastiques des fils métalliques

Julien Vaïssette

► **To cite this version:**

Julien Vaïssette. Développement de méthodes de caractérisation fine des propriétés élastoplastiques des fils métalliques. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. INSA de Toulouse, 2023. Français. NNT : 2023ISAT0023 . tel-04354310

HAL Id: tel-04354310

<https://theses.hal.science/tel-04354310>

Submitted on 19 Dec 2023

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

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



THÈSE

En vue de l'obtention du
DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE
Délivré par l'Institut National des Sciences Appliquées de
Toulouse

Présentée et soutenue par
Julien VAÏSSETTE

Le 17 octobre 2023

**Développement de méthodes de caractérisation fine des
propriétés élastoplastiques des fils métalliques**

Ecole doctorale : **MEGEP - Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés**

Spécialité : **Génie mécanique, mécanique des matériaux**

Unité de recherche :
ICA - Institut Clément Ader

Thèse dirigée par
Manuel PAREDES et Catherine MABRU

Jury

Mme Emmanuelle ROUHAUD, Rapporteur
Mme Sandrine THUILLIER, Rapporteur
M. Manuel PAREDES, Directeur de thèse
Mme Catherine MABRU, Co-directrice de thèse
M. Lionel ROUCOULES, Président

Remerciements

Il convient d'abord de remercier celles et ceux qui permettront à mes travaux de thèse d'être reconnus comme valables, par l'évaluation qu'ils auront faite de ce mémoire de thèse. J'adresse donc toute ma reconnaissance aux membres du jury qui ont accepté de juger de la pertinence scientifique des travaux que j'ai menés au cours de ces quatre dernières années. Je remercie par conséquent Emmanuelle ROUHAUD et Sandrine THUILLIER qui ont consenti à rapporter mes travaux de thèse. Je remercie également Lionel ROUCOULES pour sa participation au jury, ainsi qu'Hervé ORCIERE qui m'a offert l'opportunité inestimable de procéder à mes recherches en m'ayant fourni un sujet de thèse qui pourrait encore alimenter de nombreuses années d'investigations.

Evidemment, je me dois d'appuyer plus encore mes remerciements envers mes directeurs de thèse, Manuel PAREDES et Catherine MABRU. Sans leur aide pour accompagner mon cheminement à travers un sujet de recherche excitant mais vaste, je serais encore coincé dans l'une des nombreuses impasses que j'ai rencontrées. Leur expertise scientifique et leur disponibilité ne m'ont pas empêché de douter de l'aboutissement d'un tel projet, mais ils m'ont permis d'identifier à chaque difficulté qu'il existait une piste pour avancer toujours plus. Ces travaux de thèse, comme tous les travaux de thèse, n'auraient donc jamais vu le jour sans leur aide.

Il me semble par ailleurs nécessaire de m'attarder sur une personne qui a subi sans jamais rechigner les caprices de mes travaux de recherche. Je pense à Véronique GODIVIER, qui a inlassablement répondu positivement à mes innombrables demandes d'enrobages d'échantillons. Je la remercie chaleureusement et je lui exprime toute ma gratitude. Sur le même thème, mes travaux de thèse ont reposé sur les essais menés rigoureusement par Hugo FONT et Nicolas OURNAC. Je tiens à leur assurer ma plus sincère reconnaissance. Sans oublier Arnaud PROIETTI qui a tenté d'explorer avec moi la microstructure des fils tréfilés, sans résultats. Je le remercie pour son temps et sa patience.

J'aimerais de plus consacrer quelques lignes aux piliers de mes dernières années de travail, sans lesquels rien n'aurait été possible. Il y a d'abord eu Steve qui a composé avec mes tâtonnements, Albert qui a lu et relu toutes mes productions sans en rater une seule et Paul qui a alimenté le feu nécessaire à une aventure pareille. Enfin, il y a eu Aurélien dont la brève rencontre aura suffi à identifier la voie que je souhaite dorénavant emprunter.

Enfin, je remercie ma famille, ma compagne et mes meilleurs amis qui m'ont soutenu dans cette étrange lubie qui a consisté à employer mes quatre dernières années dans l'étude d'un fil d'acier de 0,8 mm de diamètre. Ils n'ont sans doute toujours pas compris ce qu'il y avait d'aussi extraordinaire dans un si petit fil, mais ils le réaliseront peut-être un peu mieux à la lecture des 200 prochaines pages. À tous, merci mille fois ! Et bonne lecture.

Résumé

Dans le contexte actuel de tension sur les approvisionnements et de contraction économique de nombreux marchés, les fabricants industriels de ressorts (les ressortiers) poursuivent l'optimisation de leur processus de fabrication. Un des enjeux majeurs consiste à accompagner la miniaturisation des systèmes mécaniques pour diminuer leur impact écologique. Le challenge des fabricants de ressorts consiste ainsi à fournir des ressorts plus petits tout en garantissant des exigences dimensionnelles toujours plus fines. Dans cette optique, une piste de travail se détache distinctement : la caractérisation des propriétés mécaniques des fils tréfilés de petits diamètres.

En effet, la formation des ressorts dépend largement des caractéristiques mécaniques des fils tréfilés, puisqu'elle consiste à déformer le fil tréfilé en suivant une trajectoire imposée qui donne sa forme finale au ressort. Le fil tréfilé étant sollicité dans son domaine plastique, des essais de caractérisation sont donc nécessaires pour connaître à l'avance le comportement plastique des fils tréfilés utilisés pour former des ressorts. Or dans leur processus industriel actuel, les fournisseurs de fils ne s'engagent que sur une composition chimique et une résistance mécanique minimale du fil. En complément et de manière non-systématique, les fabricants de ressorts procèdent à deux essais de caractérisation mécanique : l'essai de traction et l'essai de dureté. Ces deux essais, relativement aisés à mettre en œuvre, ne donnent qu'une estimation partielle des caractéristiques mécaniques.

De plus, ces deux essais ont plusieurs limites. D'abord, ils sont très difficilement exploitables sur des fils de faibles diamètres sans adaptation. Ces essais sont par conséquent souvent menés dans des conditions non optimales qui réduisent la qualité de la caractérisation. Ensuite, ces essais ne donnent pas d'informations quantitatives sur l'état des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés. Or le procédé de tréfilage sur les fils de petits diamètres induit des contraintes résiduelles potentiellement fortement impactantes sur le comportement global du fil. Ce manque de connaissance peut provoquer une diminution de maîtrise des exigences dimensionnelles des ressorts fabriqués.

Dans un souci d'affiner la caractérisation du comportement élastoplastique de fils de petits diamètres, nous avons porté notre attention sur deux procédés : un essai de flexion 3 points pour évaluer les caractéristiques globales du fil et un essai original spécifiquement développé dans le cadre de cette thèse pour évaluer les contraintes résiduelles. Ces deux essais de caractérisation ont pour vocation de s'intégrer dans un processus industriel de fabrication de ressorts, en étant positionnés dès la réception des fils tréfilés.

Le premier essai de caractérisation s'attache à définir une loi matériau multilinéaire des fils tréfilés de faible diamètre à partir d'un essai de flexion 3 points. Il consiste à associer une loi matériau trilinéaire à une courbe de flexion dont la mesure expérimentale est largement plus simple qu'une courbe de traction sur cette typologie de fil.

Le deuxième essai de caractérisation proposé dans ce travail permet d'estimer le profil des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés par la mesure du déplacement radial généré par l'enlèvement d'une couche de matière. Ces deux méthodes ont été éprouvées sur un fil de 0,8 mm de diamètre et de nuance AISI 302 avec des résultats très satisfaisants. Ces deux méthodes ont ensuite été exploitées sur des fils tréfilés différents en nuance et en diamètre, et ont aussi montré des résultats prometteurs.

Abstract

Against a backdrop of tight supplies and economic contraction in many markets, industrial spring manufacturers are continuing to optimise their manufacturing processes. One of the major challenges is to support the miniaturisation of mechanical systems to reduce their ecological impact. The challenge for spring manufacturers is to supply smaller springs while meeting increasingly stringent dimensional requirements. With this in mind, one area of work in particular stands out: characterising the mechanical properties of small-diameter drawn wires.

The formation of springs depends largely on the mechanical characteristics of the drawn wire, since it consists of deforming the drawn wire along an imposed trajectory that gives the spring its final shape. As the drawn wire is subjected to stress in its plastic range, characterisation tests are necessary to determine in advance the plastic behaviour of the drawn wire used to form springs. However, in their current industrial process, wire suppliers only commit to a minimum chemical composition and mechanical strength of the wire. In addition, spring manufacturers carry out two non-systematic mechanical characterisation tests: the tensile test and the hardness test. These two tests, which are relatively easy to perform, only give a partial estimate of the mechanical characteristics.

In addition, these two tests have several limitations. Firstly, they are very difficult to use on small diameter wires without adaptation. As a result, these tests are often carried out under sub-optimal conditions, which reduces the quality of the characterisation. Secondly, these tests do not provide quantitative information on the state of residual stresses in the drawn wires. The drawing process on small-diameter wires induces residual stresses that can have a major impact on the overall behaviour of the wire. This lack of knowledge can lead to a reduction in control of the dimensional requirements of the springs manufactured.

In order to refine the characterisation of the elastoplastic behaviour of small-diameter wires, we focused on two processes: a 3-point bending test to assess the overall characteristics of the wire and an original test specifically developed as part of this thesis to assess residual stresses. These two characterisation tests are intended to be integrated into an industrial spring manufacturing process, by being positioned as soon as the drawn wires are received.

The first characterisation test sets out to define a multilinear material law for small-diameter drawn wires based on a 3-point bending test. It consists of associating a trilinear material law with a bending curve, which is much simpler to measure experimentally than a tensile curve on this type of wire.

The second characterisation test proposed in this work estimates the residual stress profile in drawn wires by measuring the radial displacement generated by the removal of a layer of material. These two methods were tested on a 0.8 mm diameter AISI 302 wire with very satisfactory results. These two methods were then used on drawn wires of different grades and diameters, with equally promising results.

Sommaire

Introduction générale.....	1
Chapitre 1 : Étude bibliographique.....	5
1. Considérations générales sur les ressorts	6
2. Les matériaux adaptés pour former des ressorts	7
2.1. Introduction au choix des matériaux à ressorts.....	8
2.2. Les aciers non alliés, patentés et tréfilés à froid	9
2.3. Les aciers trempés.....	10
2.4. Les aciers inoxydables	11
3. L'étude des aciers inoxydables	12
3.1. La microstructure de l'acier inoxydable	13
3.2. La composition chimique de l'acier inoxydable.....	17
3.2.1. Le carbone C.....	17
3.2.2. Le silicium Si.....	18
3.2.3. Le manganèse Mn.....	18
3.2.4. Le phosphore P	18
3.2.5. Le soufre S.....	18
3.2.6. Le chrome Cr.....	18
3.2.7. Le molybdène Mo.....	19
3.2.8. Le nickel Ni.....	19
3.2.9. L'azote N	19
3.2.10. Le cuivre Cu.....	19
3.3. Les compositions chimiques des différents aciers inoxydables.....	19
4. La fabrication des aciers.....	21
4.1. La genèse des aciers à ressorts.....	21
4.2. La coulée continue en billettes.....	23
4.3. Le tréfilage du fil à ressort	24
4.3.1. La préparation de la surface.....	24
4.3.2. Le tréfilage de l'acier.....	25
4.3.3. Le nettoyage du fil.....	28
4.3.4. Le traitement thermique du fil tréfilé	28
5. La caractérisation du comportement mécanique des fils tréfilés	29
5.1. L'essai de traction.....	29
5.2. L'essai de flexion.....	35

5.2.1.	La flexion 3 points	36
5.2.2.	La flexion 4 points	38
5.3.	L'essai de torsion	39
5.4.	L'essai de dureté	40
6.	Modèles de comportement mécanique	43
6.1.	Les différents modèles de comportement	43
6.1.1.	Solide élastique parfaitement plastique	43
6.1.2.	Solide élastoplastique écrouissable	43
6.2.	L'écrouissage des solides élastoplastiques écrouissables	45
6.2.1.	Ecrouissage isotrope	45
6.2.2.	Ecrouissage cinématique linéaire	46
6.2.3.	Effet Bauschinger	46
6.3.	Modèles de comportement	47
6.4.	Le critère de Von Mises	48
6.5.	La théorie des poutres	48
6.5.1.	La théorie des poutres dans un essai de flexion 3 points	49
6.5.2.	La théorie des poutres dans un essai de flexion 4 points	50
7.	Les contraintes résiduelles dans les fils tréfilés	51
7.1.	Considérations générales sur les contraintes résiduelles	51
7.2.	Le profil des contraintes résiduelles après tréfilage	53
7.3.	La caractérisation des contraintes résiduelles du fil tréfilé	56
7.3.1.	Les méthodes non destructives de détermination des contraintes résiduelles	56
	La détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X	56
	La détermination des contraintes résiduelles par diffraction de neutrons	56
	La détermination des contraintes résiduelles par ultrasons	56
7.3.2.	Les méthodes destructives de détermination des contraintes résiduelles	57
	La méthode du trou	58
	La méthode de Sachs	59
	La méthode du contour	61
	La méthode par enlèvement d'une couche de matière	62
8.	Le formage des ressorts	63
8.1.	La fabrication automatisée à froid	64
8.2.	La finition du ressort	65
9.	Les contraintes résiduelles des ressorts	66
9.1.	Le profil des contraintes résiduelles des ressorts	66

9.2.	La caractérisation des contraintes résiduelles du ressort	68
10.	Synthèse de l'étude bibliographique	69
Chapitre 2 :	Estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion	70
1.	La caractérisation d'une loi matériau pour les fils tréfilés de faible diamètre	71
2.	L'essai de traction sur un fil tréfilé de faible diamètre	73
2.1.	Le protocole expérimental	74
2.2.	Analyse des résultats.....	75
2.2.1.	La rupture prématurée des fils tréfilés en essai de traction	75
2.2.2.	L'absence de répétabilité	77
2.3.	L'essai de traction : inadapté aux fils de faible diamètre.....	77
3.	L'essai de flexion 3 points	78
3.1.	Le protocole expérimental	78
3.1.1.	Le matériel utilisé	78
3.1.2.	Le cadre de l'étude	80
3.1.3.	Les simulations par éléments finis d'un essai de flexion 3 points.....	82
3.2.	Approche d'estimation d'une loi matériau multilinéaire	84
3.2.1.	La forme de la loi matériau multilinéaire associée.....	84
3.2.2.	La caractérisation de la limite d'élasticité	85
	L'estimation du module d'élasticité.....	85
	L'identification du point de fin de linéarité	87
	L'estimation de la limite d'élasticité apparente	88
	L'estimation de la limite d'élasticité réelle.....	93
3.2.3.	La caractérisation de la résistance élastoplastique	96
	L'identification du point intermédiaire sur la courbe de flexion	96
	L'estimation de la résistance élastoplastique	97
	L'estimation de la déformation au point de résistance élastoplastique.....	98
3.2.4.	La caractérisation de la résistance mécanique.....	102
	L'identification du point de résistance maximale	102
	L'estimation de la résistance mécanique.....	103
	L'estimation de la déformation au point de résistance mécanique	105
3.3.	Validation de l'approche de l'estimation de la loi matériau trilineaire	109
3.3.1.	Approfondissement de l'analyse des résultats obtenus tout au long de ce Chapitre 109	
	Comparaison des points de fin de linéarité	110
	Comparaison des points intermédiaires.....	110

Comparaison des points de résistance maximale	110
3.3.2. Confrontation à un fil de même diamètre et de même nuance	111
Comparaison des points de fin de linéarité	112
Comparaison des points intermédiaires.....	112
Comparaison des points de résistance maximale	113
4. L'analyse des résultats et perspectives.....	113
Chapitre 3 : Estimation de l'état des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés.....	115
1. Les contraintes résiduelles dans les fils tréfilés	116
2. L'influence des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés	117
2.1. Le comportement mécanique en présence de contraintes résiduelles.....	117
2.2. Les essais de flexion 3 points.....	121
2.3. Les simulations numériques d'essais de flexion sous contraintes résiduelles	123
2.3.1. L'application d'un profil crédible de contraintes résiduelles	124
2.3.2. L'essai de traction avant et après l'apparition de contraintes résiduelles.....	128
2.3.3. L'essai de flexion 3 points avant et après l'apparition de contraintes résiduelles.....	129
3. Conception d'une méthode de caractérisation des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés	132
3.1. L'élaboration de la méthode	133
3.1.1. L'enrobage des fils	133
3.1.2. L'enlèvement de matière et dissolution.....	134
3.1.3. La mesure du déplacement radial	134
3.1.4. Simulations numériques de l'enlèvement de matière sur un fil tréfilé.....	135
3.2. La détermination des biais de mesure potentiels	139
3.2.1. La répétabilité	139
3.2.2. L'enrobage à haute température et la dissolution.....	139
3.2.3. La position du fil dans l'enrobage	140
3.2.4. Les contraintes résiduelles lors du polissage mécanique.....	143
3.3. L'estimation du profil des contraintes résiduelles	145
3.3.1. Un modèle analogue d'estimation des contraintes résiduelles par enlèvement de matière	145
3.3.2. La formalisation analytique	147
3.3.3. La forme du profil des contraintes résiduelles des fils tréfilés.....	152
La forme du profil des contraintes résiduelles selon les simulations numériques .	152
Les essais de dureté	153
La formalisation des contraintes résiduelles en une fonction mathématique.....	154

3.3.4. L'estimation du profil des contraintes résiduelles	157
4. L'analyse des résultats et perspectives.....	160
Chapitre 4 : Application à un cas d'usage industriel.....	163
1. Le cas d'usage industriel	164
2. Les essais de caractérisation usuels.....	165
2.1. Les mesures du diamètre des fils	165
2.2. Les essais de traction	166
2.3. Les essais de flexion	170
3. Estimation d'une loi matériau trilineaire à partir d'un essai de flexion	172
3.1. Exploitation de l'approche d'estimation d'une loi matériau trilineaire	172
3.2. Comparaison des courbes de flexion numériques et expérimentales.....	176
3.3. Explications de la divergence de l'estimation du comportement élastoplastique et plastique	178
4. Estimation du profil des contraintes résiduelles.....	179
5. Analyse et perspectives	184
Conclusion générale et perspectives	187
Références bibliographiques	190
Annexes	199
Annexe 1 : Le calcul du module d'élasticité d'un essai de flexion 3 points avec appui central désaxé	199
Annexe 2 : La forme de la loi matériau	200
Annexe 3 : Le calcul de la pente élastique d'une courbe de flexion	205
Annexe 4 : Les simulations numériques de tréfilage en faisant varier l'écrouissage.....	206
Annexe 5 : La tentative de mesure de l'influence du polissage mécanique sur la variation de courbure d'un fil après enlèvement de matière	209
Annexe 6 : Le calcul du centre de gravité et du moment quadratique d'un fil après enlèvement de matière	211
Publications associées à ce travail.....	215

Introduction générale

Cette thèse a été motivée par une problématique que les fabricants de ressorts ont de plus en plus de mal à tolérer, et dont l'enjeu s'est puissamment révélé à moi lors d'une mission en usine de fabrication de ressorts en très grande série. La visite de cette usine s'est déroulée au tout début de mon contrat doctoral, et m'a fait grande impression : l'usine s'étendait sur une surface modeste de moins de 2000 mètres carrés mais elle produisait pourtant plusieurs centaines de milliers de ressorts par semaine à destination de l'industrie automobile.

Le processus de fabrication de ressorts est extrêmement rigoureux. Il commence toujours par la sollicitation de grands groupes automobiles qui leur confient un besoin de centaines de milliers de ressorts pour équiper les mécanismes de ceintures de sécurité ou les systèmes d'indexation des démarreurs. S'en suivent différentes phases d'études de conception mécanique et de discussions afin de s'accorder sur les exigences des ressorts à produire, définies par des tolérances dimensionnelles serrées et des caractéristiques mécaniques précises. Et c'est enfin l'accord sur une date de livraison prévisionnelle qui déclenche le processus de fabrication de ces ressorts.

Cette mécanique parfaitement huilée basée sur un fonctionnement à flux tendu a eu un effet très fort sur la suite de mon doctorat. Car il m'a permis de réaliser qu'une valse millimétrée se joue tous les jours afin de garantir la production des objets de notre quotidien, symbolisée par le flux constant de ressorts qui sont fabriqués par millions dans ces usines de moins de 2000 mètres carrés.



Figure 1 : Une photo prise lors de l'inauguration en 2017 de l'usine de CGR Veynes, que j'ai visitée quelques années plus tard.

Mais derrière cette danse protocolisée se trouve en réalité une science du compromis à laquelle chaque acteur doit souscrire. En effet, il est impossible de satisfaire pleinement toutes les exigences de prix, de performances, de cadence ou d'agenda si chaque maillon de la chaîne industrielle ne se contraint pas. Il est donc nécessaire de réduire les attentes sur certains axes de la fabrication. Dans le cas de l'usine que j'ai prise en exemple, ce compromis s'est révélé à mes yeux quand on m'a présenté les bennes remplies de ressorts qui ne satisfaisaient pas les exigences dimensionnelles en sortie de machine de formage. Ces bennes étaient vidées hebdomadairement, et se remplissaient invariablement. Pour les fabricants de ressorts, ce sont

Introduction générale

ces bennes qui représentent le plus fidèlement la nécessité de se plier à un processus de fabrication surcontraint.

Pour cause, le remplissage fréquent des bennes à rebut est le résultat d'une nécessité de production exigeante qui peut dépasser la capacité du couple machine/matière première. Puisque les fabricants de ressorts s'engagent à satisfaire des tolérances dimensionnelles fines, ils procèdent à un tri immédiat après formage de tous leurs ressorts afin de se séparer de ceux qui n'affichent pas les dimensions souhaitées. Ainsi, le nombre de ressorts sacrifiés peut être significatif. Et par là même, les ressortiers réduisent leurs bénéfices, puisqu'ils paient à la fois pour du fil tréfilé qu'ils n'exploitent pas, pour du temps d'occupation de leurs machines de formage, et pour la reprise des ressorts non conformes par une entreprise de recyclage afin de les réintroduire en production secondaire de l'acier.

Dans un contexte de tension croissante sur les matières premières, il est essentiel de limiter au maximum le taux de rebut. Il s'agit alors de maximiser le taux de ressorts conformes aux attentes, pour réduire les déchets.

Or c'est sur ce point que les fabricants de ressorts sont poussés à arbitrer au profit du remplissage des bennes. Car maximiser le taux de ressorts conformes correspond à régler l'un des problèmes les plus pressants auxquels ils font face. Ce problème réside dans la variabilité du comportement au formage des fils tréfilés, qui se fait ressentir avec une sensibilité très forte lorsque les ressortiers fabriquent une grande série de ressorts qui nécessitent l'usage de plusieurs bobines.

Un cas d'usage très parlant a été mis en évidence et il me semble important de le détailler. On m'a guidé devant une machine de formage qui fabriquait une série de ressorts depuis plusieurs jours et on a attiré mon attention vers l'écran qui décomptait le taux de rebut sur critères uniquement dimensionnels des ressorts formés sur cette machine. Il culminait 17%. Puis on m'a expliqué que la veille, ce taux dépassait à peine 3%. La seule différence qui expliquait cette variabilité extrême avait été le changement de bobine d'alimentation en fil tréfilé, dont la première s'était épuisée. On l'avait alors remplacée par une bobine du même diamètre de fil, de la même nuance, venant du même tréfileur. Il était donc certifié comme strictement identique selon la norme en vigueur. La machine de formage automatique a par conséquent été relancée avec un paramétrage inchangé, ce qui a abouti au résultat qu'on connaît.

C'est en cet endroit que repose la plus grande source d'arbitrage pour les fabricants de ressorts, qui font très souvent face à cette situation. Doivent-ils sacrifier une journée de production sur cette machine pour la paramétrer à nouveau afin de réduire le taux de rebut, monopolisant ainsi un régleur ? Doivent-ils consentir à perdre constamment un dixième de leur production (la moyenne entre 3% et 17%) ? Ou enfin, doivent-ils trouver un moyen de caractériser les fils tréfilés qu'ils reçoivent afin d'identifier les variations de comportement mécanique et agir en conséquence ?

Jusqu'à présent, les trois réponses sont très déséquilibrées. Car en réalité, la troisième voie n'est jamais empruntée, par manque de moyens de caractérisation spécialisés. Les fabricants de ressorts sont donc contraints à résoudre une équation économique : si la perte sèche leur coûte plus cher que le temps de réglage, alors ils optent pour un nouveau paramétrage de la machine. Si c'est l'inverse, alors ils se résignent à remplir leur benne à ressorts à destination du recyclage.

Mais aujourd'hui, cette décision est devenue moins acceptable qu'auparavant, avec les enjeux sociétaux de sobriété et d'efficacité que nous connaissons. Les fabricants de ressorts ont donc pour la plupart décidé de travailler à la conception de méthodes de caractérisation des fils tréfilés qu'ils reçoivent, afin de réduire grandement le gaspillage d'acier. C'est une décision salubre puisqu'ils ont tout à y gagner : s'ils sont capables de caractériser le comportement mécanique des fils tréfilés, ils augmentent la prévisibilité de la capacité de formage de leurs fils, ils augmentent le rendement économique de leur outil productif et ils rééquilibrent leur relation avec les tréfileurs qui les approvisionnent.

Le travail présenté dans ce mémoire fait partie des premiers travaux consacrés à la résolution de cette problématique on ne peut plus actuelle. Dans ce mémoire, nous allons en particulier étudier un fil tréfilé de 0,8 mm de diamètre et de nuance AISI 302, en deux variantes : la première variante vient de la bobine dont le formage génère un taux de non-conformité de 3% et la deuxième variante vient de la bobine supposée identique qui génère pourtant un taux de non-conformité des ressorts de 17%. Avec ces fils, ma mission est de comprendre ce qui les différencie et ce qui peut expliquer leur comportement si inconstant.

Cette mission est un prétexte pour explorer toutes les explications à notre disposition afin d'identifier la différence entre ces deux fils. Il s'est donc agi pour moi de procéder à un travail minutieux d'examen de toutes les étapes par lesquelles passe un fil tréfilé, de sa fabrication jusqu'à son formage, et d'étudier toutes les méthodes de caractérisation exploitables pour saisir tout ce qui compose un fil tréfilé.

Cette thèse est par conséquent divisée en quatre Chapitres de longueur conséquente, condition *sine qua non* du travail qui m'a été confié. Le premier Chapitre se concentre sur une étude bibliographique couvrant tout le spectre de la fabrication, du formage et de la caractérisation mécanique des fils tréfilés. Il met en lumière les étapes transformantes successives des fils tréfilés, afin de savoir où regarder à chaque nouvelle suspicion d'irrégularité. Ce Chapitre présente de plus le rôle de chaque élément d'alliage des aciers austénitiques. Le Chapitre de recherche bibliographique, s'il a un rôle traditionnellement de tuteur pour le reste de la thèse, l'a endossé plus que de coutume dans le travail décrit ici, puisqu'il éclaire les éléments clés de l'étude des fils tréfilés de faible diamètre.

En effet, le Chapitre d'étude bibliographique met en évidence que les fils tréfilés de faible diamètre qui sont utilisés pour former des ressorts en très grandes séries souffrent de l'absence de méthode de caractérisation de leur comportement mécanique. Les méthodes existent bel et bien mais elles sont difficilement exploitables pour la géométrie si spéciale d'un fil tréfilé dont le diamètre est faible et dont la courbure naturelle est non négligeable. Les deux Chapitres qui suivent le Chapitre d'étude bibliographique tentent donc de répondre à cette absence de méthodes de caractérisation du comportement mécanique des fils tréfilés.

Plus précisément, le deuxième Chapitre propose une méthode d'estimation d'une loi matériau d'un fil tréfilé sur la base d'un essai de flexion 3 points. Ce choix a été motivé par la très difficile applicabilité de l'essai de traction sur les fils tréfilés de faible diamètre en contexte industriel, causée par une concentration des contraintes au niveau des mors qui parasitent les résultats et empêchent toute lecture fiable de la courbe contrainte/déformation. L'essai de flexion 3 points a été choisi pour sa simplicité de mise en œuvre et sa quasi-absence de parasitage par des concentrations de contraintes aux points de contact de fil tréfilé avec le banc. Mais à l'inverse de l'essai de traction, l'essai de flexion ne donne pas directement une courbe

Introduction générale

contrainte/déformation. Un modèle empirique a donc été conçu sur la base de très nombreuses simulations numériques afin de permettre aux fabricants de ressorts de tracer une courbe contrainte/déformation fiable sur la base d'un essai de flexion 3 points.

Le troisième Chapitre de cette thèse se consacre à proposer une méthode de caractérisation des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés. Cette méthode repose sur le principe bien étudié de l'enlèvement de matière et de la lecture de la déformée après cet enlèvement de matière afin d'y associer un profil de contraintes résiduelles. Elle apporte des résultats très convaincants. La nécessité de son utilisation est en outre démontrée dans ce troisième Chapitre par l'identification de l'influence des contraintes résiduelles sur le formage des ressorts. Cette méthode de caractérisation des contraintes résiduelles repose sur un modèle théorique crédible, et est également exploitable dès aujourd'hui par les fabricants de ressorts.

Enfin, le quatrième Chapitre de cette thèse présente une mise en application des deux méthodes de caractérisation mécanique proposées dans les Chapitres précédents, afin d'identifier leur potentiel d'intégration dans un processus industriel de caractérisation des propriétés mécaniques des fils tréfilés.

Ce travail se veut donc être une première étape de l'étude des fils tréfilés de faible diamètre en répondant à une problématique industrielle que rencontrent de nombreux acteurs. Il a pour vocation d'être approfondi en de nombreux endroits, afin d'augmenter son assise scientifique et répondre d'autant mieux aux attentes de ceux qui sont touchés par la problématique qui a été citée précédemment.

Chapitre 1 : Étude bibliographique

1. Considérations générales sur les ressorts

Notre quotidien est peuplé de systèmes discrets de stockage énergétique qui méritent que l'on s'y attarde à l'heure où la maîtrise de l'énergie est devenue un enjeu majeur. Ainsi, les stylos, les touches d'ordinateurs ou encore les amortisseurs de voitures sont autant d'exemples de l'omniprésence de ces systèmes de stockage sous la forme de liaisons élastiques.

Le ressort est la figure de proue des liaisons élastiques. Mais en réalité, tous les corps dont l'objectif est de matérialiser une liaison élastique peuvent être considérés comme ressorts. Si bien que la définition reconnue du ressort est la suivante [1] :

« Un ressort est un système dont la fonction est de se déformer sous l'action d'une force ou d'un couple puis de restituer l'énergie emmagasinée à la reprise de sa forme initiale. »

Comme nous pouvons le constater, cette définition est large. Mais c'est une nécessité au regard de la vastitude des fonctions du ressort. En effet, les 4 grandes fonctions que les ressorts remplissent souvent un large spectre d'application [2] :

- Absorber de l'énergie et atténuer les chocs : c'est le cas des ressorts de suspensions intégrées aux véhicules personnels, sans lesquels le confort de conduite serait fortement dégradé. Cette fonction répond essentiellement à un besoin de confort.
- Supporter les masses en mouvement et isoler les vibrations : c'est aussi le cas des suspensions des véhicules personnels. Mais cette fois, l'objectif est de conserver l'intégrité des corps en leur évitant des vibrations qui pourraient être délétères. L'idée principale est d'isoler les corps et d'éviter le phénomène destructeur de la résonance.
- Appliquer une force ou un couple : c'est le cas des ressorts dans les stylos ou dans les systèmes d'indexation. Cette fonction est mécanique, car elle met à profit les propriétés de poussée ou de rappel élastique des ressorts.
- Indiquer ou contrôler une force ou un couple : cette fonction est l'inverse de la fonction précédente. Elle consiste à subir un effort et à mesurer l'amplitude de cet effort en interprétant la déflexion du ressort. C'est le principe des clés dynamométriques.

Ainsi, le spectre des fonctions qui sont demandées aux ressorts est vaste. Pour répondre à ces exigences, les ressorts s'expriment de manières très différentes, avec des géométries elles aussi très différentes. Dès lors, 3 grandes familles de ressorts en hélice cylindrique se démarquent, pour assurer des missions différentes (voir Figure 1-1) : les ressorts de compression (poussée élastique en translation), les ressorts de traction (rappel élastique en translation), les ressorts de torsion (poussée élastique en rotation).

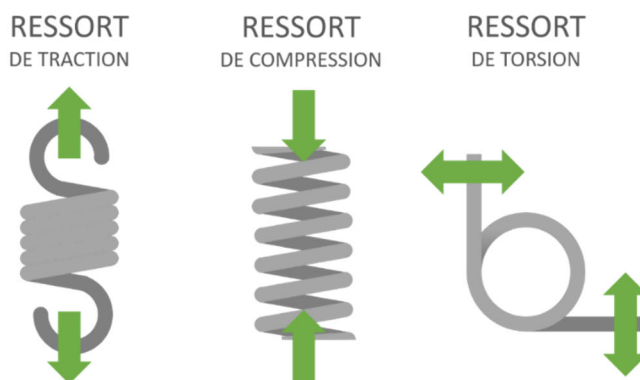


Figure 1-1 : Les différents ressorts hélicoïdaux étudiés.

Cette classification regroupe la grande majorité des ressorts utilisés au quotidien. Elle est complétée par les familles minoritaires de ressorts que sont les ressorts à lames, les ressorts plats, les ressorts spiraux, les ressorts Belleville et les barres de torsion.

Dans l'optique de ce mémoire, ces familles minoritaires ne seront pas étudiées. Mais il est nécessaire de ne pas les oublier pour les considérer en temps voulu.

Cette thèse sera donc consacrée à l'étude des ressorts exploitant un fil rond et formés à froid, car ils représentent la grande majorité des utilisations industrielles et sont donc au cœur de la problématique traitée ici. Maintenant que la gamme des recherches est clarifiée, la première étape à étudier est celle du choix du matériau qui forme les ressorts.

2. Les matériaux adaptés pour former des ressorts

La conception d'un ressort est le résultat d'une collaboration entre les propriétés d'un matériau et la géométrie du ressort. Dans cette thèse, nous ne nous intéresserons pas directement aux propriétés géométriques des ressorts, mais plutôt aux mécanismes macroscopiques influencés par le comportement localisé du fil du ressort.

La première étape est donc d'étudier plus en détail les aciers utilisés pour former les ressorts. D'après [3], l'enjeu est de trouver un matériau capable d'emmagasiner le maximum d'énergie dans l'unité de volume ou de masse. Plus précisément, la théorie du potentiel interne [4] stipule que la quantité d'énergie q qui peut être introduite dans l'unité de volume du ressort dépend seulement de trois paramètres : l'utilisation du ressort, son module d'élasticité, et sa contrainte maximale admissible.

Pour les ressorts soumis à des contraintes normales, (les ressorts de torsion ont un mode de sollicitation primaire en flexion, donc ils sont soumis à des contraintes normales [2]), la quantité d'énergie est donnée par la formule (1-1) :

$$q = \frac{\lambda}{2E} \sigma_a^2 \quad (1-1)$$

Avec :

q : La quantité d'énergie dans l'unité de volume du ressort ;

λ : Le coefficient d'utilisation du ressort ;

E : Le module d'élasticité longitudinale du matériau ou module d'Young ;

σ_a : La contrainte maximale admissible.

Pour les ressorts soumis à des contraintes tangentielles (les ressorts de traction et de compression ont un mode de sollicitation primaire en torsion, ils sont soumis à des contraintes tangentielles [2]), la quantité d'énergie est décrite par la formule (1-2) :

$$q_\tau = \frac{\lambda}{2G} \tau_a^2 \quad (1-2)$$

Avec :

q_τ : La quantité d'énergie dans l'unité de volume du ressort ;

λ : Le coefficient d'utilisation du ressort ;

G : Le module d'élasticité transversale du matériau, ou module de Coulomb ;

τ_a : La contrainte maximale admissible.

Chapitre 1 : Étude bibliographique

Il est important de noter que ces formules s'appliquent au ressort lorsqu'il est formé. Dès lors, toutes les considérations microstructurales sont occultées et laissent la place à une vision macroscopique seule du ressort.

Il est donc nécessaire de retenir que la quantité d'énergie emmagasinable par un ressort est proportionnelle au carré de la contrainte maximale admissible et inversement proportionnelle au module d'élasticité. Le dévolu des fabricants de ressorts se jette sur les métaux qui offrent les contraintes maximales admissibles les plus élevées en même temps qu'un module d'élasticité faible et une formabilité importante à en déformation à froid. Les matériaux étudiés ici ont par conséquent été choisis par les fabricants de ressorts pour cette triple qualité.

2.1. Introduction au choix des matériaux à ressorts

Afin d'avoir une compréhension plus fine de l'impact des propriétés des différents matériaux, il est nécessaire d'évaluer la quantité d'énergie que peuvent assimiler les matériaux communs de construction mécanique [5], en s'appuyant sur la formule (1-1) vue précédemment. Le Tableau 1-1 rassemble les matériaux les plus communément utilisés en construction mécanique et associe une valeur q/λ à chacun d'entre eux pour avoir un aperçu de leur capacité à stocker de l'énergie.

Tableau 1-1 : La capacité des matériaux communs en construction mécanique à stocker de l'énergie.

Nom du matériau	Rm (MPa)	E (GPa)	Re (MPa)	q/λ
ACIERS				
S 235 (E24)	340	205	185	2812
E 335 (A60)	570	205	335	792
C35 (XC38) recuit	585	205	340	8345
34 CrMo4 (35 CD4) trempé et revenu	920	205	550	2064
36 NiCrMo16 (35 NCD16) trempé et revenu	1200	205	900	3512
ACIERS INOXYDABLES				
X6 Cr17 (Z8C17)	640	190	280	1078
X6CrNiTi18 10 (Z6CNT18-10)	730	190	270	1402
X30Cr13 (Z33C13)	1000	190	650	2632
AUTRES MATERIAUX				
Fonte EN-GJL 300 (Ft30)	300	120	200	375
Fonte EN-GJL 600 (FGS 500)	600	168	370	1071
Aluminium EN AW-2017 (AU4G)	390	74	250	1028
Bronze CuSn12	240	110	130	262
Titane T-A6V	900	108	830	3750
Plastique PVC	60	2,6	60	692
Plastique POM (DELRIN)	70	3,1	70	790
Composite carbone époxy (homogène)	1000	100	1000	5000
Résine époxy ($\nu=0,38$)	82	3,5	82	961

La colonne d'intérêt dans ce tableau est donc la colonne de droite qui donne le rapport q/λ pour chacun des 17 matériaux étudiés. Pour mieux apprécier les différences entre les matériaux évalués, un gradient de couleur a été utilisé. Il permet d'identifier les matériaux dont le rapport q/λ est le plus élevé, et ceux qui affichent le plus faible rapport q/λ .

Chapitre 1 : Étude bibliographique

Le premier élément à observer est la très grande amplitude qui existe entre les matériaux dans leur capacité à emmagasiner de l'énergie. En effet, la valeur de q/λ la plus basse est de 262 contre 5000 pour la valeur la plus haute. Autrement dit, le carbone ($q/\lambda=5000$) est un matériau aux propriétés mécaniques 19 fois plus performantes que le bronze ($q/\lambda=262$) dans l'optique de former un ressort.

Pourtant, force est de constater que les ressorts en carbone sont très rares. Cette absence totale n'est pas inexplicable. Elle découle en effet de considérations plus larges que les simples propriétés mécaniques du matériau. Ainsi, pour s'orienter vers un matériau pour un ressort, il est aussi nécessaire d'ajouter d'autres paramètres. Le premier est assez évident : le prix.

Les ressorts sont des pièces mécaniques industrielles, ils sont donc sujets à de fortes contraintes économiques. Le meilleur compromis sera alors privilégié, qui saura allier à la fois des propriétés mécaniques élevées et un prix compétitif. Sur cet aspect, le carbone fait figure de très mauvais élève, car il est bien plus cher que les autres matériaux listés dans le Tableau 1-1.

Un autre paramètre à considérer est la formabilité du matériau. En effet, entre le matériau et le ressort final se trouve toute une chaîne de fabrication qui vise à former le ressort selon les propriétés géométriques et mécaniques demandées. Un matériau avec un rapport q/λ élevé n'est donc pas l'assurance d'un ressort compétitif, car il n'assure pas nécessairement une bonne formabilité.

Pour ces raisons, les aciers sont les matériaux les plus utilisés. Ils sont pertinents tant en termes de prix qu'en termes de formabilité. Si bien que la majorité des ressorts sont en acier à forte teneur en carbone (pour augmenter la résistance mécanique) ou des aciers alliés trempés à l'huile [2]. Lorsque les conditions d'utilisation augmentent le risque de corrosion, ce sont les aciers inoxydables qui sont utilisés, avec un taux élevé de chrome et nickel.

Forts de ces éclairages, la suite consiste à étudier la Norme Européenne sur les fils d'aciers à ressort, qui divise les aciers à ressort en trois grands groupes :

- Les aciers non alliés, patentés et tréfilés à froid ;
- Les aciers trempés ;
- Les aciers inoxydables.

2.2. Les aciers non alliés, patentés et tréfilés à froid

La Norme Européenne NF EN 10270-1 [6] liste les aciers non alliés, patentés (qui consiste en un traitement thermique qui augmente l'aptitude à la déformation des fils d'aciers) et tréfilés à froid destinés à la formation de ressorts. Cette norme les divise en 5 grades :

- SL pour « *Static Low tensile strength* » : Les aciers qui ont une faible résistance mécanique à la traction en statique ;
- SM pour « *Static Medium tensile strength* » : Les aciers qui ont une moyenne résistance mécanique à la traction en statique ;
- DM pour « *Dynamic Medium tensile strength* » : Les aciers qui ont une moyenne résistance mécanique à la traction en dynamique ;
- SH pour « *Static High tensile strength* » : Les aciers qui ont une haute résistance mécanique à la traction en statique ;

Chapitre 1 : Étude bibliographique

- DH pour « *Dynamic High tensile strength* » : Les aciers qui ont une haute résistance mécanique à la traction en dynamique.

Le grade de ces aciers dépend donc uniquement de leur résistance mécanique. La Norme Européenne précise en effet pour chaque grade la résistance mécanique à la traction pour chaque classe de fil d'acier. À sa lecture, il apparaît que la classification s'arrête aux fils de 20 mm de diamètre, et la résistance mécanique décroît en même temps que le diamètre augmente. Par exemple, les fils SM (résistance statique moyenne) partent d'une résistance de 2370 MPa pour un diamètre de 0,30 mm jusqu'à une résistance de 1050 MPa pour un fil de 20 mm.

La Norme Européenne donne également la composition chimique de ces 5 grades en % de la masse totale (voir Tableau 1-2) :

Tableau 1-2 : La composition chimiques des 5 grades d'aciers non alliés, patentés et tréfilés à froid à l'usage des ressorts.

Grade	C (%m)	Si (%m)	Mn (%m)	P max (%m)	S max (%m)	Cu max (%m)
SL, SM,	0,35 à	0,10 à	0,40 à 1,20	0,035	0,035	0,20
SH	1,00	0,30				
DM,	0,45 à	0,10 à	0,40 à 1,20	0,020	0,025	0,12
DH	1,00	0,30				

2.3. Les aciers trempés

De la même manière que pour les aciers non alliés, patentés et tréfilés à froid, la Norme Européenne s'est consacrée à lister les aciers trempés pour ressorts. Le document NF EN 10270-2 [7] liste donc les 12 grades d'acier trempé à l'usage des ressorts (voir Tableau 1-3) :

Tableau 1-3 : Les 12 grades d'aciers trempés à l'usage des ressorts.

Résistance mécanique	Statique	Fatigue moyenne	Haute fatigue
Faible	FDC	TDC	VDC
Moyenne	FDCrV	TDCrV	VDCrV
Haute	FDSiCr	TDSiCr	VDSiCr
Très haute	FDSiCrV	TDSiCrV	VDSiCrV

Il est intéressant de noter qu'à nouveau, les aciers sont divisés selon leur résistance mécanique. Mais cette fois, ils sont aussi différenciés selon leur tenue en fatigue. À ces informations, la norme ajoute la gamme de diamètres de fils pour chaque grade :

- Les grades travaillant en statique ont un diamètre allant de 0,50 mm à 17,00 mm ;
- Les grades en fatigue moyenne et haute présentent un diamètre qui s'étend de 0,50 mm à 10,00 mm.

De plus, et comme pour les aciers non alliés, la norme décrit la composition chimique pour chaque grade, en % de la masse totale (voir Tableau 1-4).

Cette Norme Européenne est vaste à dessein, puisqu'elle permet d'englober tous les aciers trempés à l'usage des ressorts. L'article des Techniques de l'ingénieur de référence sur les ressorts [3] donne une liste des aciers alliés les plus utilisés. Les aciers de construction alliés majoritairement utilisés sont ceux de la norme AFNOR NF A 35-571 :

- Les aciers au chrome-vanadium (50CV4, 51CDV4) ;

Chapitre 1 : Étude bibliographique

- Les aciers au chrome-silicium ;
- Les aciers au silicium-manganèse ;
- Les aciers au tungstène et au molybdène ;
- Les aciers au silicium (46S7, 51S7, 56SC7, 61SC7) ;
- Les aciers au silicium-chrome-molybdène (45SCD6, 50SCD6) ;
- Les aciers au chrome (45C4, 55C3).

Tableau 1-4 : La composition chimiques des 12 grades d'aciers trempés à l'usage des ressorts.

Grade	C (%m)	Si (%m)	Mn (%m)	P max (%m)	S max (%m)	Cu max (%m)	Cr (%m)	V (%m)
VDC	0,60 à 0,75	0,15 à 0,30	0,50 à 1,00	0,020	0,020	0,06	-	-
VDCrV	0,62 à 0,72	0,15 à 0,30	0,50 à 0,90	0,025	0,020	0,06	0,40 à 0,60	0,15 à 0,25
VDSiCr	0,50 à 0,60	1,20 à 1,60	0,50 à 0,90	0,025	0,020	0,06	0,50 à 0,80	-
VDSiCrV	0,50 à 0,70	1,20 à 1,65	0,40 à 0,90	0,020	0,020	0,06	0,50 à 1,00	0,10 à 0,25
TDC	0,60 à 0,75	0,10 à 0,35	0,50 à 1,20	0,020	0,020	0,10	-	-
TDCrV	0,62 à 0,72	0,15 à 0,30	0,50 à 0,90	0,025	0,020	0,10	0,40 à 0,60	0,15 à 0,25
TDSiCr	0,50 à 0,60	1,20 à 1,60	0,50 à 0,90	0,025	0,020	0,10	0,50 à 0,80	-
TDSiCrV	0,50 à 0,70	1,20 à 1,65	0,40 à 0,90	0,020	0,020	0,10	0,50 à 1,00	0,10 à 0,25
FDC	0,60 à 0,75	0,10 à 0,35	0,50 à 1,20	0,030	0,025	0,12	-	-
FDCrV	0,62 à 0,72	0,15 à 0,30	0,50 à 0,90	0,030	0,025	0,12	0,40 à 0,60	0,15 à 0,25
FDSiCr	0,50 à 0,60	1,20 à 1,60	0,50 à 0,90	0,030	0,025	0,12	0,50 à 0,80	-
FDSiCrV	0,50 à 0,70	1,20 à 1,65	0,40 à 0,90	0,030	0,025	0,12	0,50 à 1,00	0,10 à 0,25

2.4. Les aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont des aciers dont la teneur minimale en chrome est de 10%. Il existe trois familles d'aciers inoxydables [8] :

- Les aciers martensitiques, dont la teneur en chrome est de 13% ;
- Les aciers ferritiques, avec une teneur en chrome de 17% ;
- Les aciers austénitiques qui sont composés de plus de 16% de chrome et de plus de 6% de nickel.

Concernant les aciers inoxydables utilisés pour les ressorts, la Norme Européenne NF EN ISO 6931-1 [9] (ex NF EN 10270-3 [10]) liste 8 grades, correspondant aux 8 nuances d'aciers inoxydables utilisés pour produire des fils à ressorts :

- X10CrNi18-8 ;
- X9CrNi18-9 ;

Chapitre 1 : Étude bibliographique

- X5CrNiN19-9 ;
- X5CrNiMo17-12-2 ;
- X7CrNiAl17-7 ;
- X5CrNi18-10 ;
- X1NiCrMoCu25-20-5 ;
- X2CrNiMoN22-5-3.

Les compositions sont données en % de la masse totale du fil dans le Tableau 1-5.

Tableau 1-5 : La composition chimiques des 8 aciers inoxydables à l'usage des ressorts.

Grade	C (%m)	Si (%m)	Mn (%m)	P (%m)	S (%m)	Cr (%m)	Mo (%m)	Ni (%m)	Autres éléments (%m)
X10CrNi18-8	0,05 à 0,15	2,00	2,00	0,045	0,015	16,0 à 19,0	≤ 0,80	6,0 à 9,5	N : 0,10
X9CrNi18-9	0,030 à 0,15	1,00	2,00	0,045	0,030	17,0 à 19,0	-	8,0 à 10,0	N : 0,10
X5CrNi19-9	0,08	1,00	2,50	0,045	0,030	18,0 à 20,0	-	7,0 à 10,5	N : 0,10 à 0,30 Nb : 0,15
X5CrNiMo17-12- 2	≤ 0,07	1,00	2,00	0,045	0,015	16,5 à 18,5	2,00 à 2,50	10,0 à 13,0	N : 0,10
X7CrNiAl17-7	≤ 0,09	0,70	1,00	0,040	0,015	16,0 à 18,0	-	6,5 à 7,8	Al : 0,70 à 1,50
X5CrNi18-10	≤ 0,07	1,00	2,00	0,045	0,015	17,5 à 19,5	-	8,0 à 10,5	N : 0,10
X1NiCrMoCu25- 20-5	≤ 0,02	0,70	2,00	0,030	0,010	19,0 à 21,0	4,0 à 5,0	24,0 à 26,0	N : 0,15 Cu : 1,20 à 2,00
X2CrNiMoN22- 5-3	≤ 0,03	1,00	2,00	0,035	0,015	21,0 à 23,0	2,50 à 3,50	4,5 à 6,5	N : 0,10 à 0,22

3. L'étude des aciers inoxydables

Jusqu'ici, les trois grandes familles d'aciers à ressorts désignés par la Norme Européenne ont été évoquées de manière large et généraliste. Dans le cadre des travaux relatés dans ce mémoire, il est nécessaire de se spécialiser sur une famille de matériaux à l'usage des ressorts. Afin de répondre aux enjeux industriels qui ont motivé l'émission de ce travail de thèse, ce sont les aciers inoxydables qui ont été choisis.

Ce choix a en effet été dicté par une vision très pragmatique : cette thèse a été pensée pour poser les bases théoriques d'outils d'assistance à la fabrication des ressorts. Elle doit donc s'orienter au moins en partie vers les ingénieurs qui sont dans l'opérationnel. En conséquence, il est nécessaire de se spécialiser dans les aciers utilisés en très grandes séries afin d'avoir le plus d'impact possible, tant en termes de qualité de ressorts que de retombées financières.

Or étant entendu que les très grandes séries concernent essentiellement les ressorts à faible diamètre en acier inoxydable, il a été décidé d'orienter cette étude vers les aciers inoxydables, et donc les aciers décrits par la norme NF EN ISO 6931-1 citée dans la partie précédente.

3.1. La microstructure de l'acier inoxydable

Comme évoqué plus haut, les aciers inoxydables pour les ressorts sont classés en trois catégories selon leur microstructure : les aciers austénitiques, ferritiques et martensitiques. À ces trois catégories, il est possible d'ajouter les aciers duplex (qui sont composés de phases austénitiques et ferritiques) et les aciers inoxydables durcis par précipitation.

Selon la Norme Européenne, il existe 8 nuances d'aciers inoxydables utilisés pour la fabrication des ressorts. Dans ce travail, ces 8 nuances seront signalées selon la norme américaine AISI, afin de s'appuyer sur un standard international et mondialement utilisé [11] :

- AISI 301 (X10CrNi18-8) ;
- AISI 302 (X9CrNi18-9) ;
- AISI 304N (X5CrNiN19-9) ;
- AISI 304 (X5CrNi18-10) ;
- AISI 316 (X5CrNiMo17-12-2) ;
- AISI 904L (X1NiCrMoCu25-20-5) ;
- AIS 631 (X7CrNiAl17-7) ;
- AISI 318LN (X2CrNiMoN22-5-3).

Les 6 premiers aciers de cette liste (301, 302, 304, 304N, 316 et 904L) sont des aciers austénitiques, les plus couramment utilisés pour la fabrication de ressorts. L'acier 631 est quant à lui un acier austénitique durci par précipitation et l'acier 318LN est un acier duplex, ou austéno-ferritique.

L'acier AISI 304 est préférentiellement utilisé dans les machines de précisions telles que les montres, ou dans les caméras, le matériel médical ou enfin dans les appareils électroniques. L'acier AISI 316 est lui plus efficace lorsqu'on cherche un effort faible avec une résistance à la corrosion doublée d'une imperméabilité magnétique.

L'acier AISI 904L présente une résistance à la corrosion bien meilleure que celle du 316, ce qui lui vaut d'être utilisé dans l'industrie chimique pour des canalisations et des réservoirs contenant des liquides corrosifs. Quant à l'acier AISI 302, il est utilisé lorsque l'acier 304 affiche une résistance mécanique trop faible. L'acier AISI 631 est lui largement utilisé pour les ressorts automobiles et dans les antennes. Parmi les aciers austénitiques, l'acier AISI 302 est le plus généralement utilisé pour les ressorts.

Les aciers austénitiques sont utilisés lorsque l'on cherche à la fois une bonne résistance à la corrosion et des propriétés mécaniques convenables. En effet, ces alliages offrent la meilleure résistance à la corrosion en même temps que la meilleure ductilité parmi les aciers inoxydables. Pour autant, leur résistance mécanique avant traitement thermique ou procédé d'amélioration des caractéristiques mécaniques est assez modeste (250 à 350 MPa), ce qui les empêche d'assumer des rôles structurels.

La microstructure des aciers inoxydables austénitiques est composée d'une seule phase thermodynamiquement métastable : l'austénite parent (γ) qui présente une structure cubique face centrées [12]. Ils ont généralement une faible énergie de faute d'empilement (EFE).

En revanche, lors du tréfilage à froid avec une force réduction de diamètre, une part de la phase austénitique peut se transformer en martensite [13], qui affiche quant à elle des propriétés de

Chapitre 1 : Étude bibliographique

dureté très élevée. Il n'est alors pas surprenant de constater une augmentation de la résistance mécanique des aciers à ressorts lorsque la teneur en martensite augmente. La Figure 1-2 illustre cette évolution. Elle donne la résistance mécanique de différents fils à ressort en acier inoxydable, en fonction de la teneur en martensite dans la microstructure. Elle permet de constater qu'une teneur en martensite de 40% peut offrir un gain de résistance mécanique de 400 MPa par rapport à une teneur de 20% [13].

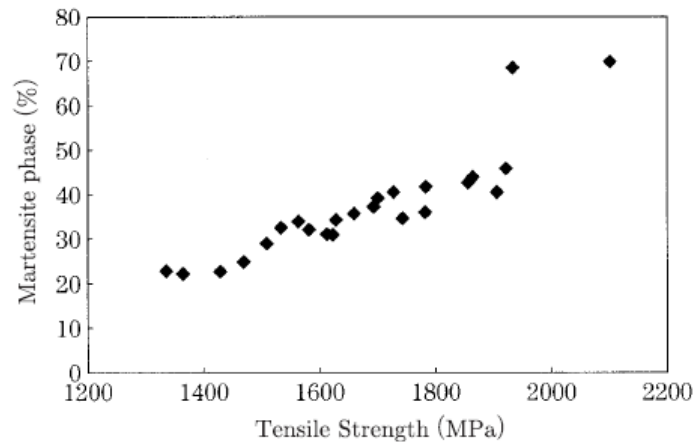


Figure 1-2 : L'évolution de la résistance mécanique en fonction de la fraction volumique en martensite [13].

À l'inverse, une trop forte transformation martensitique peut engendrer des phénomènes de fissurations différées [14]. Ce phénomène se passe le plus souvent au niveau des extrémités du fil, lorsque des fissures spontanées se déclenchent et se propagent linéairement dans la direction longitudinale du fil.

Les aciers AISI 302 et 304 sont très sensibles à ce mécanisme de durcissement par transformation de l'austénite, contrairement à l'acier AISI 316. Cette variabilité du durcissement entre les nuances d'aciers inoxydables est essentiellement due à leurs différentes concentrations en chrome et en nickel.

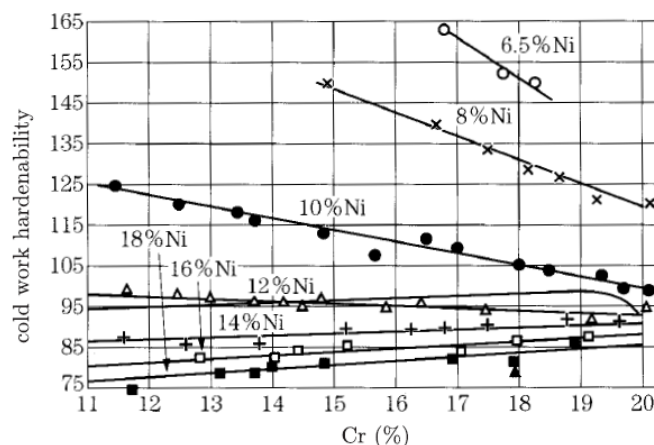


Figure 1-3 : L'effet de la teneur en chrome et en nickel sur la capacité de durcissement des aciers austénitiques [13].

En détails, la Figure 1-3 illustre l'influence de la teneur en chrome et en nickel sur le durcissement des aciers austénitiques. Elle montre très clairement que la teneur en nickel est inversement proportionnelle à la capacité de durcissement des différents aciers, tandis que la

Chapitre 1 : Étude bibliographique

teneur en chrome aura un impact sur le durcissement qui dépendra de la teneur en nickel (à 6,5% de teneur en nickel, augmenter la teneur en chrome diminue le durcissement alors que c'est le mécanisme inverse à 18% de nickel). Il s'agit donc de trouver le bon équilibre entre la teneur de nickel et de chrome pour aboutir aux caractéristiques mécaniques attendues.

Afin de mieux appréhender les caractéristiques mécaniques de tous les aciers inoxydables cités plus haut, le Tableau 1-6 rassemble leurs données de dureté, de limite d'élasticité et mécanique, d'allongement A5 (c'est-à-dire l'allongement après rupture mesuré sur une longueur égale à 5 fois le diamètre) et de module d'élasticité. La dernière ligne du tableau donne ces mêmes caractéristiques pour l'acier 61SiCr7, un acier au carbone largement utilisé pour fabriquer des ressorts. Il permet d'offrir un point de référence, puisque ses caractéristiques mécaniques sont reconnues comme excellentes.

Tableau 1-6 : Les propriétés mécaniques des aciers inoxydables à l'usage des ressorts.

Nuance	Dureté (HV)	Rp02 (MPa)	Rm (MPa)	A5 (%)	E (GPa)
AISI 301 [15]	160-220	205	515-620	40	200
AISI 302 [16]	160-220	205-310	515-620	30-40	200
AISI 304 [17]	160-200	200	500-700	45	200
AISI 304N [18]	150-180	190	500-600	45	200
AISI 316 [19]	160-190	205-310	515-620	40-50	200
AISI 904L [20]	150	220	540	35	195
AISI 318LN [21]	284	450	650-880	25	200
AISI 631 [22]	242	280	900-1100	35	200
61SiCr7 [13]	383-450	1070	1226	9	210

Ce Tableau montre qu'à l'exception du module d'Young, les caractéristiques mécaniques des aciers inoxydables à l'usage des ressorts sont très inégales. En effet, la dureté des aciers inoxydables s'échelonne entre 150 et 284 HV, soit un écart de 89% entre l'AISI 904L et l'AISI 318LN. Quant aux écarts de limite d'élasticité, celle de l'acier 318LN est 2,5 fois supérieure à celle de l'acier 304. Les mêmes disparités se répètent pour la résistance mécanique (500 MPa pour l'AISI 304 contre 1100 MPa pour l'AISI 631) et pour l'allongement (25% pour l'AISI 318LN contre 50% pour l'AISI 316).

Au-delà de cette analyse initiale des propriétés mécaniques des aciers à ressorts, il est bon de se souvenir que ces aciers sont tréfilés pour former des fils. Or le procédé de tréfilage étant un procédé d'érouissage, l'analyse des propriétés mécaniques des aciers inoxydables à ressorts ne peut pas faire l'économie d'une étude de l'impact du tréfilage. Pour s'en convaincre, la Figure 1-4 illustre l'impact du tréfilage sur les propriétés mécaniques du fil à ressort.

La lecture de la Figure 1-4 amène à constater sans surprise que la résistance mécanique augmente en même temps que la réduction de diamètre du fil tréfilé. En revanche, une donnée beaucoup plus surprenante réside dans l'augmentation remarquablement linéaire des propriétés mécaniques de l'AISI 304 et l'AISI 316. Elle l'est légèrement moins pour l'AISI 302.

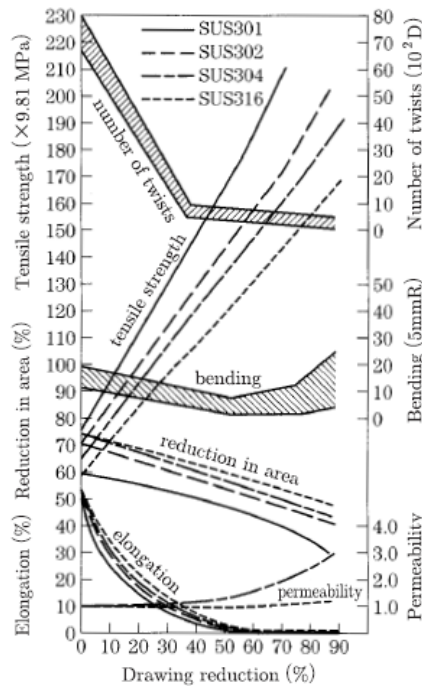


Figure 1-4 : La relation entre la réduction de diamètre lors du tréfilage et les propriétés mécaniques de 4 aciers inoxydables [13].

Ce qu'il est important de tirer de la lecture de cette Figure est dans le constat que la résistance mécanique après réduction de diamètre est notablement plus grande qu'avant tréfilage. En effet, l'AISI 302 voit sa résistance mécanique augmenter de 83% pour une réduction de diamètre de 40% et 143% pour une réduction de diamètre de 70%. Le Tableau 1-7 donne la résistance mécanique des trois aciers austénitiques les plus utilisés dans les ressorts pour différentes valeurs de réduction de diamètre, afin de mieux envisager l'impact du tréfilage.

Tableau 1-7 : L'impact de la réduction du diamètre lors du tréfilage sur les caractéristiques mécaniques des aciers austénitiques.

Nuance	Réduction = 0%	Réduction = 40%		Réduction = 70%	
	Rm (MPa)	Rm (MPa)	Augmentation	Rm (MPa)	Augmentation
AISI 301	736	1442	+96%	2040	+177%
AISI 302	686	1255	+83%	1668	+143%
AISI 304	638	1177	+85%	1570	+146%
AISI 316	589	1030	+75%	1403	+138%

Les propriétés mécaniques à la rupture sont donc très fortement démultipliées par le tréfilage. Il est à noter que la supériorité des aciers AISI 301, 302 et 304 sur l'AISI 316 se retrouve bien en termes de durcissements, puisque la pente de la droite formée par l'évolution de la résistance mécanique de chacun des trois matériaux est plus faible pour l'AISI 316 que pour les autres aciers.

Il est par ailleurs intéressant de vérifier si la variation brutale de la résistance mécanique indexée au coefficient de réduction est sensible à la précision du tréfilage. Pour s'assurer de ce détail, il suffit de faire l'exercice pour un fil AISI 302 de 0,8 mm obtenu à partir d'un fil-machine dont le diamètre est de 5 mm. Le tréfilage à froid offre une tolérance dimensionnelle entre h8 et h9

Chapitre 1 : Étude bibliographique

en standard, et entre h6 et h7 en tréfilage de précision [8]. Dès lors, sur un fil de 0,8 mm, les tolérances dimensionnelles sont les suivantes [23] :

- Pour du h6 : + 0 μm ; - 6 μm .
- Pour du h7 : + 0 μm ; - 10 μm .
- Pour du h8 : + 0 μm ; - 14 μm .
- Pour du h9 : + 0 μm ; - 25 μm .

Ainsi, dans le cas le plus défavorable, le fil en sortie de tréfilage peut avoir un diamètre de 0,775 mm. Dès lors, il suffit d'appliquer la relation linéaire entre augmentation de la résistance mécanique et coefficient de réduction découverte dans le Tableau 7. Et d'après cette linéarité, le fil de 0,775 mm offre une résistance mécanique seulement 9 MPa supérieure à celle du fil de 0,8 mm. L'augmentation de la résistance mécanique due à la dispersion dans le diamètre de tréfilage est donc modeste. Il est néanmoins nécessaire de rester vigilant à chaque nouveau cas d'usage, afin de vérifier que la dispersion du diamètre en sortie de tréfilage n'a pas un impact mécanique caché.

Le revers de cette augmentation de la résistance mécanique au cours du tréfilage est la baisse significative de ductilité. En effet, les trois aciers austénitiques voient leur valeur d'allongement à la rupture chuter drastiquement, jusqu'à être réduite à seulement quelques pourcents de leur valeur de départ lorsque la réduction de diamètre au cours du tréfilage dépasse 50%. Cette diminution, au contraire de l'augmentation de la résistance mécanique, n'est pas linéaire. Elle se rapproche plus nettement d'une décroissance exponentielle, avec une chute qui va de 20% à 40% selon l'acier austénitique dès que la réduction de diamètre est de 10%.

Cette chute est d'autant plus sévère que l'augmentation de la résistance mécanique est élevée. Ainsi, c'est l'acier AISI 301 qui souffre le plus de cette décroissance, suivi par l'acier AISI 302. L'acier AISI 316 est moins affecté sur les petites valeurs de réduction de diamètre, mais au-delà de 50%, sa ductilité rejoint celle des trois autres aciers.

Ainsi, les propriétés mécaniques de fils d'aciers à ressort dépendent de leur microstructure, qui peut être maîtrisée par des leviers tels que le traitement thermique. Mais il existe un autre levier : celui de la composition chimique de l'acier inoxydable. En effet, son impact n'a été qu'effleuré jusqu'ici en étudiant la microstructure des aciers inoxydables pour ressorts. Mais ces aciers sont composés d'autres éléments que le chrome et le nickel. Il est donc nécessaire de les étudier en détail, pour comprendre leurs différents rôles.

3.2. La composition chimique de l'acier inoxydable

Chaque élément d'alliage qui forme l'acier inoxydable a un rôle qui permet d'étoffer les propriétés mécaniques ou de résistances à la corrosion. Il est donc nécessaire d'étudier le rôle de chaque élément chimique constitutif de cet acier. Puisque ce travail se concentre sur les aciers inoxydables, tous les éléments d'alliage qui peuvent potentiellement être présents pour ces aciers ont été énumérés.

3.2.1. Le carbone C

Le carbone est l'élément d'alliage qui permet de transformer le fer en acier. En s'intercalant dans les sites interstitiels des mailles cristallographiques de fer, il permet d'augmenter la résistance mécanique du fer. Il est dit gammagène (γ -gène) [24] car sa solubilité plus grande dans l'austénite que dans la ferrite lui permet de stabiliser le domaine austénitique des aciers.

Chapitre 1 : Étude bibliographique

Il est à noter que la présence de carbone favorise la corrosion intergranulaire à cause de la formation de précipités tels que le carbure de chrome au niveau des joints de grains. Le carbone est présent dans les aciers à ressorts dans des teneurs allant de 0,5% à 0,65% [13] (en dehors des aciers au carbone).

3.2.2. *Le silicium Si*

Le silicium est à l'instar du carbone toujours présent dans les aciers inoxydables. Cet élément est, comme le chrome et l'aluminium, capable de former des couches de passivation qui protègent l'acier de l'oxydation à haute température [25]. Lorsque sa teneur augmente, l'acier gagne en résistance à la corrosion car la couche de passivation adhère mieux au niveau de l'interface avec l'alliage. De plus, la présence de cet élément d'alliage augmente la limite d'élasticité [13], ce qui explique sa présence dans la plupart des nuances d'aciers à ressort.

3.2.3. *Le manganèse Mn*

Le manganèse est connu pour augmenter la solubilité de l'azote dans la solution solide de fer [24]. Il est utilisé avec des teneurs élevées dans les nouveaux aciers austénitiques à hautes teneurs en éléments interstitiels.

3.2.4. *Le phosphore P*

Le phosphore a une influence sur la précipitation et les propriétés mécaniques des aciers austénitiques [26]. Il permet la formation de précipités $M_{23}C_6$ qui entraînent une augmentation de la résistance mécanique de l'acier.

Il offre aussi un durcissement des aciers austénitiques à haute teneur en carbone grâce à nouveau à la formation de précipités $M_{23}C_6$ par un mécanisme de dispersion fine. La teneur en phosphore est d'ailleurs très fortement liée à la température de trempe critique au-dessus de laquelle les propriétés mécaniques faiblissent. Plus la teneur en phosphore est élevée, plus cette température critique est élevée. Le diamètre atomique du phosphore est 15% inférieur à celui des autres éléments d'alliage majeurs de l'austénite, et son addition diminue le paramètre de la maille. Le phosphore se dissout donc dans l'austénite en substitution.

3.2.5. *Le soufre S*

Le soufre est considéré par certains [27] comme une impureté très défavorable dans les aciers inoxydables. En effet, le soufre a une faible solubilité dans les métaux ferreux [28], ce qui lui vaut de créer des inclusions de MnS.

Ces inclusions sont reconnues depuis longtemps comme des sites préférentiels de corrosion locale [29]. Elles créent à leur voisinage, lorsqu'elles sont à la surface de l'acier, une altération de la chimie qui initie le phénomène de corrosion [30]. Ainsi, pour obtenir une meilleure résistance à la corrosion, il faut réduire la teneur en soufre au maximum.

3.2.6. *Le chrome Cr*

Le chrome est l'élément d'alliage qui permet de transformer l'acier en acier inoxydable. Son rôle est de fournir une couche superficielle de passivation qui protège l'acier de la corrosion. Sa structure est cubique centrée, à l'instar de la ferrite [24]. De cette manière, il la stabilise, ce qui le rend alphasène (α -gène).

La teneur en chrome est contrainte à deux égards :

- Plus elle est élevée, plus la couche de passivation est efficace. Sa teneur doit être supérieure à 10% massique pour assurer une résistance à la corrosion.

Chapitre 1 : Étude bibliographique

- Si sa teneur est trop élevée, le risque de formation de composés intermétalliques en maintien à haute température grandit, ce qui peut détériorer les propriétés mécaniques de l'acier. On passe alors à la phase σ riche en chrome que l'on voit apparaître sur le diagramme d'équilibre de l'alliage Fe-Cr.

3.2.7. *Le molybdène Mo*

La présence du molybdène offre une amélioration à la fois de la résistance à la corrosion uniforme de l'acier et à la corrosion par piqûre [24]. Il est α -gène. De la même manière que pour le chrome, sa teneur est limitée par sa capacité à favoriser la précipitation de composés intermétallique comme la phase σ .

3.2.8. *Le nickel Ni*

Le nickel a une structure cubique face centrée, ce qui lui vaut de stabiliser l'austénite. Il est donc γ -gène. C'est son addition dans un acier Fe-Cr qui permet d'obtenir un acier austénitique [24]. Ajoutons qu'il favorise la résistance à la corrosion caverneuse en milieu chloruré. Il a été vu précédemment que sa présence diminue aussi la capacité de durcissement de l'acier inoxydable. L'avantage de cette perte en durcissement est l'augmentation de la ductilité de l'acier.

3.2.9. *L'azote N*

L'azote se place dans les sites interstitiels des mailles de fer. Son avantage sur le carbone, qui lui aussi s'insère dans les mailles de fer est que son pouvoir durcissant en solution solide est supérieur [24]. Il est γ -gène, ce qui lui permet de stabiliser l'austénite contre les transformations martensitiques. Il offre de réduire la teneur en nickel des aciers austénitiques en maintenant la fraction d'austénite dans l'acier.

Quand il est utilisé dans un acier à faible teneur en nickel, il favorise le maclage de l'austénite (c'est-à-dire un changement d'orientation des grains vers une disposition géométrique symétrique [31]) en diminuant l'énergie de faute d'empilement. Il diminue d'autre part les risques de précipitation de nitrures par rapport aux carbures, grâce à sa meilleure solubilité dans l'austénite et la ferrite. Enfin, il augmente la résistance à la corrosion par piqûres.

3.2.10. *Le cuivre Cu*

L'ajout de cuivre dans un acier austénitique a pour but d'améliorer la plasticité de l'alliage [32]. En effet, les propriétés de formage des aciers austénitiques métastables ne se limitent pas à la stabilité de l'austénite. La formabilité dépend aussi de l'écrouissage de l'acier. Dès lors, lorsque le durcissement d'un acier austénitique se voit diminué, sa formabilité se voit augmentée.

Le cuivre permet ce phénomène, tout comme le nickel. Le mécanisme consiste à rendre la formation de martensite plus difficile, ce qui réduit automatiquement le taux de martensite, et donc la dureté. De cette manière, la stabilité de l'austénite est augmentée.

3.3. Les compositions chimiques des différents aciers inoxydables

À ce stade des recherches bibliographiques décrites dans ce Chapitre, il est possible de commencer à comprendre les liens qui unissent les propriétés mécaniques des aciers inoxydables avec leur composition. Ainsi, l'énumération qui vient d'être faite permet de voir sous un autre angle les différences qui séparent les 8 aciers inoxydables dont les propriétés mécaniques ont été étudiées jusqu'ici.

Chapitre 1 : Étude bibliographique

En effet, il suffit maintenant de comparer les compositions chimiques des 8 aciers étudiés ici afin de mieux comprendre leurs différences de comportement mécanique. Le Tableau 1-8 répertorie les compositions chimiques (en pourcentage de la masse totale) de ces 8 aciers, afin de les mettre en relation avec leurs propriétés mécaniques par l'ajout de 3 colonnes qui listent leurs caractéristiques mécaniques.

À la vue de ce Tableau, il est difficile de faire un lien immédiatement. En revanche, en observant les extremums des différentes caractéristiques mécaniques, il apparaît que la composition chimique les explique avec une précision remarquable à la lumière de la partie précédente qui liste l'impact de chaque élément d'alliage.

Par exemple, l'AISI 904L est l'acier comprenant à la fois le plus faible taux de carbone, le plus faible taux de silicium, et le plus faible taux de phosphore. Il n'est alors pas étonnant de constater que l'AISI 904L présente la dureté la plus faible, puisque ces 3 éléments favorisent le durcissement.

De même, l'acier AISI 318LN est l'acier qui présente la ductilité la plus modeste. Cette faible valeur peut s'expliquer par la différence de microstructure, car c'est un acier austéno-ferritique. Mais elle peut aussi être associée à sa très faible teneur en nickel, doublée d'une absence de cuivre, qui sont tous les deux des éléments qui favorisent la plasticité.

Tableau 1-8 : Le Tableau des compositions chimiques et du comportement mécaniques des aciers inoxydables à l'usage des ressorts.

Grade	C (%m)	Si (%m)	Mn (%m)	P (%m)	S (%m)	Cr (%m)	Ni (%m)	Autres (%m)	Dureté (HV)	Rm (MPa)	A5 (%)
AISI 301	0,05 à 0,15	2,00	2,00	0,045	0,015	16,0 à 19,0	6,0 à 9,5	N : 0,10 Mo ≤ 0,80	160-220	515-620	40
AISI 302	0,030 à 0,15	1,00	2,00	0,045	0,030	17,0 à 19,0	8,0 à 10,0	N : 0,10	160-220	515-620	30-40
AISI 304N	0,08	1,00	2,50	0,045	0,030	18,0 à 20,0	7,0 à 10,5	N : 0,10 à 0,30 Nb : 0,15	150-180	500-600	45
AISI 316	≤ 0,07	1,00	2,00	0,045	0,015	16,5 à 18,5	10,0 à 13,0	N : 0,10 Mo : 2,00 à 2,50	160-190	515-620	40-50
AISI 631	≤ 0,09	0,70	1,00	0,040	0,015	16,0 à 18,0	6,5 à 7,8	Al : 0,70 à 1,50	242	900-1100	35
AISI 304	≤ 0,07	1,00	2,00	0,045	0,015	17,5 à 19,5	8,0 à 10,5	N : 0,10	160-200	500-700	45
AISI 904 L	≤ 0,02	0,70	2,00	0,030	0,010	19,0 à 21,0	24,0 à 26,0	N : 0,15 Cu : 1,20 à 2,00 Mo : 4,0 à 5,0	150	540	35
AISI 318LN	≤ 0,03	1,00	2,00	0,035	0,015	21,0 à 23,0	4,5 à 6,5	N : 0,10 à 0,22 Mo : 2,50 à 3,50	284	650-880	25

Néanmoins, ce même acier est l'acier qui comporte le plus d'azote et de manganèse, qui favorisent quant à eux le durcissement. Leur présence explique donc sans doute l'excellente dureté affichée par cet acier. En très bonne position, on trouve aussi l'acier AISI 631 durci par précipitation. Mais ce traitement rend la comparaison de cet acier avec les autres aciers difficilement pertinente.

Les aciers austénitiques (AISI 301, 302, 316, 304 et 904L) offrent une meilleure illustration de l'influence de la composition chimique sur les propriétés mécaniques. En effet, l'acier

présentant les meilleures caractéristiques de dureté et de résistance mécanique en moyenne est l'acier AISI 304. Cette supériorité est permise par une présence importante de manganèse qui permet d'optimiser le durcissement grâce à l'azote présent en quantité raisonnable dans l'acier AISI 304, ainsi que des taux suffisants de carbone et de silicium qui lui permettent d'être performant.

Pour autant, la lecture de la composition chimique ne saurait être suffisante pour comprendre les différences de propriétés mécaniques entre les divers aciers inoxydables. En effet, l'acier AISI 304 présente une excellente ductilité alors qu'il ne contient pas de cuivre et que son taux de nickel est relativement faible.

Enfin, il est possible d'évaluer la stabilité austénitique grâce à ce tableau des compositions chimiques. La stabilité austénitique est très importante à connaître par l'information qu'elle donne concernant la présence de martensite, puisqu'elle est inversement proportionnelle aux taux de transformation martensitique lors du tréfilage. Elle dépend directement de la composition chimique de l'acier, notamment de la teneur en nickel, en chrome, en carbone, en molybdène, en manganèse et en silicium [14].

Pour la calculer, il suffit d'estimer une concentration équivalente en nickel (élément qui augmente la plasticité et donc qui réduit la dureté) :

$$C_{Ni}^{eq} = C_{Ni} + 0,65 C_{Cr} + 0,98 C_{Mo} + 1,05 C_{Mn} + 0,35 C_{Si} + 12,6 C_C \quad (I-3)$$

Sa lecture permet de constater qu'augmenter le taux de carbone et de silicium, éléments qui favorisent le durcissement et la hausse de résistance mécanique, revient aussi à baisser la résistance mécanique de l'alliage. Ainsi, sans surprise, pour élaborer une compréhension fine des propriétés mécaniques des aciers à ressorts, il est nécessaire de réaliser que ces propriétés sont le résultat de mécanismes divers et non d'un seul mécanisme, puisqu'il vient d'être vu que la composition chimique avait un rôle complexe dans l'établissement du comportement mécanique d'un fil à ressort.

Pour aboutir à une compréhension encore plus fine du comportement mécanique des fils à ressorts en acier inoxydable, il est donc nécessaire de connaître tous les mécanismes qui opèrent dans l'édification des propriétés mécaniques des fils. Parmi ces mécanismes, nombreux sont ceux qui ont lieu lors de la fabrication des aciers qui composent les fils.

4. La fabrication des aciers

La grande majorité des ressorts sont composés d'acier. La première étape de la chaîne de fabrication des ressorts est donc la production de l'acier qui les compose.

4.1. La genèse des aciers à ressorts

C'est bien connu, l'acier est un alliage métallique constitué de fer, de carbone, et d'autres éléments d'alliages qui varient selon la nuance. L'acier est donc avant tout un mélange de fer et de carbone. Dès lors, la première étape de sa fabrication consiste à mélanger ces deux éléments. Le fer est issu des minerais de fer, très abondants dans la croûte terrestre. Le carbone est quant à lui obtenu à partir du coke, lui-même issu de la pyrolyse de la houille.

Ces deux composants sont fournis respectivement par une usine d'agglomération du minerai de fer et par une cokerie. L'agglomération du minerai de fer consiste à le broyer pour former des

Chapitre 1 : Étude bibliographique

grains de minerais de fers, qui sortent de l'usine sous forme d'agglomérés. La suite consiste à fusionner ces matières premières sous forme de fonte liquide. Cette fusion est obtenue grâce à des hauts fourneaux. Leur objectif est d'extraire le fer du minerai de fer grâce à la fusion du coke qui produit du monoxyde de carbone qui vient ensuite oxyder le minerai de fer. À la fin de ce processus, on obtient de la fonte liquide.

À noter que la production de l'acier à partir du minerai de fer est appelée la voie primaire. Il est possible de produire de l'acier avec de l'acier recyclé, par la voie secondaire. Cette voie doit d'ailleurs être privilégiée tant que faire se peut, puisque la sidérurgie est une industrie très émettrice en gaz à effet de serre. En effet, l'industrie de la sidérurgie était la deuxième industrie la plus émettrice en CO₂ en 2018, avec pas moins de 2,1 Gt d'émissions directes de CO₂ [33]. Plus intéressant encore, la voie secondaire offrirait de diminuer entre 2,8 et 11 fois la consommation énergétique et matérielle [34] de la production d'acier. Et concernant les émissions de CO₂ seul, une division par 2,6 de ces émissions de gaz à effet de serre s'ajoute à cette économie très vertueuse.

L'une des particularités de la voie secondaire réside dans l'absence de hauts fourneaux, remplacés par des fours à arcs électriques. Leur matière première étant la ferraille, ils n'ont besoin d'être approvisionnés ni en minéraux de fer, ni en coke. Ils utilisent leurs électrodes pour produire des arcs électriques et faire fondre la ferraille, obtenant ainsi de l'acier fondu.

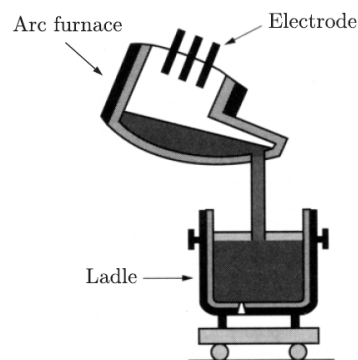


Figure 1-5 : Le four électrique avec ses électrodes [13].

Tant pour la fonte liquide que pour l'acier fondu, la suite du processus est dans le raffinage du mélange. Ce raffinage est permis par de l'injection d'oxygène qui a pour mission d'oxyder le carbone, le silicium et tous les autres éléments qui se sont intégrés dans le mélange pendant la fusion des matières premières [13].

Cette étape est permise soit par un convertisseur pour la voie primaire, soit directement dans le four à arc électrique pour la voie secondaire. Il faut ensuite se séparer de tous les résidus tels que le laitier qui se sont formés durant la phase précédente, pour enfin en arriver à un nouveau raffinage de la composition de l'alliage.

Cette phase s'appelle la métallurgie en poche, et elle consiste à ajuster précisément la composition de l'alliage. Elle repose sur un mécanisme de chauffe de l'acier liquide et de son agitation simultanée grâce à un gaz venant du fond de la cuve. Cette étape permet d'ajouter des éléments d'alliage afin d'obtenir la composition désirée.

Enfin, puisque le mélange peut être pollué durant toutes les étapes précédentes, ce procédé est conclu par un dégazage sous vide pour maîtriser les taux en impuretés telles que l'hydrogène, l'oxygène et l'azote. Ce procédé de mise en nuance est le point final de l'élaboration de l'acier

qui est utilisé plus tard pour former les ressorts. La Figure 1-6 résume les différentes étapes de la métallurgie de l'acier.

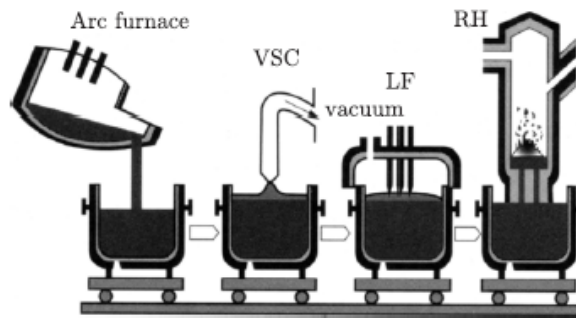


Figure 1-6 : Un exemple d'une chaîne complexe de fabrication de l'acier [13].
VSC décrit le « Vacuum Slag Cleaner »
LF décrit le « Ladle Furnace »
RH décrit le dégazage sous vide « Ruhrstahl-Heraeus » [35]

Il est intéressant de préciser que les aciers inoxydables sont issus d'un procédé qui s'apparente à la voie secondaire, puisque leur matière première utilisée est un mélange de ferraille et de ferroalliages qui contiennent du nickel et du chrome. S'en suit un passage dans le convertisseur AOD (« Argon Oxygen Decarburation ») dont le rôle est de réduire le taux de carbone dans l'acier liquide en envoyant un mélange d'argon et d'oxygène. Enfin, l'acier liquide emprunte le même circuit de métallurgie de poche que celui décrit dans les précédents paragraphes, pour ajuster sa composition.

Cela étant, après cette suite de manipulations, l'acier à ressort est encore très loin de sa forme finale. En effet, si la composition de l'acier est proche de sa composition finale, il est encore liquide. Il reste donc à le former en billettes.

4.2. La coulée continue en billettes

Les billettes sont un demi-produit de la fabrication des fils, sous la forme de longues barres cylindriques. Pour les fabriquer, on procède à une coulée continue comme l'illustre la Figure 1-7, en opposition à la coulée en lingots. Le principe consiste à couler de manière continue l'acier liquide en sortie de poche plutôt que de le mouler sous forme de lingots. De cette manière, des barres avec un critère de forme optimal pour la fabrication des ressorts sont obtenues.

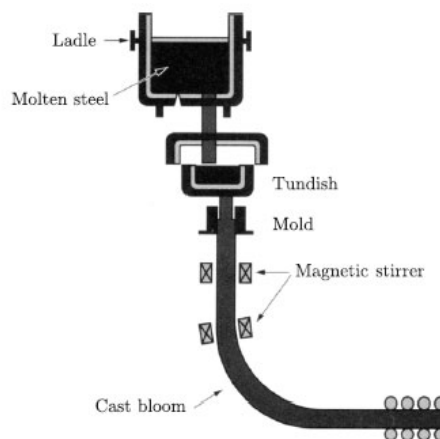


Figure 1-7 : Coulée continue de l'acier [13].

Chapitre 1 : Étude bibliographique

Cette étape de coulée continue est la dernière étape de la partie métallurgique de l'acier à ressort. Elle accouche d'une billette, qui devra ensuite être tréfilée pour fournir les ressortiers en bobines de fil.

4.3. Le tréfilage du fil à ressort

Le tréfilage est une opération industrielle qui se déroule en quatre étapes [36] :

- La préparation de la surface ;
- Le tréfilage ;
- Le nettoyage du fil ;
- Le traitement thermique du fil.

La suite de cette partie se consacrera à détailler chacune de ces quatre étapes.

4.3.1. *La préparation de la surface*

À l'instar du formage du ressort, le tréfilage demande un matériau de départ. Ce matériau en entrée de tréfilage est appelé « fil-machine », et a un diamètre de 5 mm. Le fil-machine est obtenu grâce au laminage à chaud des billettes évoquées précédemment. Le laminage à chaud consiste en un réchauffage des billettes, qui sont ensuite envoyées dans un laminoir pour réduire leur section.

Ce procédé a deux objectifs : augmenter la qualité de l'acier, et réduire la section de la billette pour aboutir au fil machine [13]. La réduction de la section de la billette revêt une importance accrue pour la production d'acier à ressorts, car les exigences commerciales des tréfileurs sont très sévères : les tolérances attendues s'échelonnent entre 0,1 mm et 0,4 mm selon le diamètre de la billette qui peut atteindre 60 mm.

L'augmentation de la qualité de l'acier repose dans l'aplatissement des dendrites présentes à la surface des billettes pour qu'elles s'intègrent à la microstructure de l'acier. Les dendrites sont des petits cristaux d'aciers qui apparaissent lors du refroidissement de l'acier fondu, générés par un refroidissement inégal dans certaines directions cristallographiques. Les dendrites sont donc considérées comme des défauts qu'on cherchera à supprimer.

Le laminage à chaud permet aussi de supprimer un autre défaut de la métallurgie des billettes, appelé « retassures ». Les retassures sont des cavités qui s'expliquent par la contraction inégale de l'alliage pendant sa solidification. Cette contraction entraîne un afflux de métal liquide grâce aux masselottes présentes dans le moule des billettes. Le niveau de métal liquide dans les masselottes diminue en même temps que la solidification du métal progresse. À la fin, cette perte de maîtrise génère une cavité dans la pièce [37].

Il est particulièrement nécessaire de supprimer ces défauts de surface, car ils réduisent sensiblement les propriétés en fatigue du ressort formé à partir du métal défectueux. Le meilleur moyen pour s'en prémunir est de choisir le bon coefficient de corroyage (le rapport entre la section de la billette avant et après laminage). Si ce coefficient est trop faible, ces défauts ne seront pas entièrement corrigés.

Enfin, le réchauffage des billettes peut entraîner une décarburation de la surface. Ce mécanisme est à limiter puisque le taux de carbone est directement lié aux propriétés mécaniques de l'acier. La décarburation augmente en même temps que la température et le temps de réchauffage des

Chapitre 1 : Étude bibliographique

billettes. Le meilleur moyen de l'éviter est donc de réduire autant que nécessaire la température de l'acier pendant le laminage à chaud.

Le laminage à chaud est suivi d'un refroidissement à l'air du fil obtenu, puis d'un traitement thermique de recuit. Ce recuit peut être soit à faible température, soit un recuit de sphéroïdisation. Le recuit à faible température est un recuit à une température entre 450°C et la température de transformation A1 pendant laquelle se forme l'austénite. Cette température dépend du taux de carbone de l'acier produit, et se trouve entre 600°C et 700°C [21, 22]. Le refroidissement se produit de manière graduelle et lente par la suite.

Ce recuit permet de réduire les contraintes résiduelles de moulage dans l'acier, mais il permet aussi d'adoucir le matériau, ce qui est favorable pour le formage.

Quant au recuit de sphéroïdisation, son but est de transformer les précipités de cémentites lamellaires en précipités sphériques. De même ce recuit permet d'adoucir le matériau et d'augmenter la formabilité de l'acier. Il consiste en un chauffage suivi d'un refroidissement progressif et lent. Le traitement thermique des billettes prend place dans des fours à rouleaux comme l'illustre la Figure 1-8.

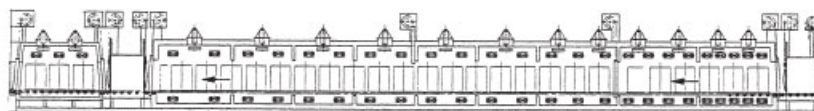
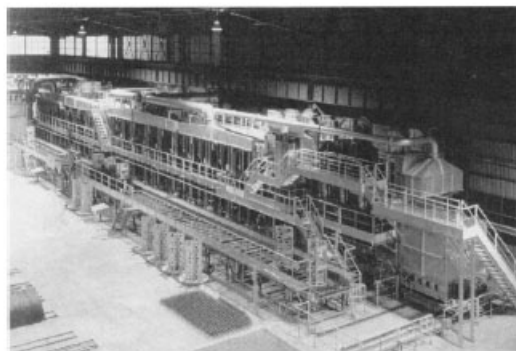


Figure 1-8 : Four à rouleaux [13].

Passée cette dernière étape, les billettes sont enroulées grâce à des bobineuses sous forme de couronnes. Le fil ainsi obtenu est le fil-machine qui sera placé en entrée de la filière lors du tréfilage. Néanmoins, ce fil-machine n'est pas encore prêt pour être envoyé dans la filière, car sa surface n'est pas encore préparée. En effet, il est encore recouvert d'une couche d'oxydes métalliques appelée « calamine ». Cette couche présente des caractéristiques défavorables d'abrasivité, de dureté et d'absence de ductilité. Il est donc nécessaire de la soustraire du fil-machine, par une opération de nettoyage qui peut prendre différentes formes, telles que le décapage, le décalaminage ou une combinaison des deux.

4.3.2. Le tréfilage de l'acier

Il a été vu que le laminage à chaud permet de produire un fil-machine avec une précision de quelques dixièmes de millimètres. Cette tolérance permet aux entreprises sidérurgiques de produire des diamètres de fil-machines avec des intervalles allant de 0,5 à 1 mm entre chaque diamètre en un diamètre minimum de 5 mm.

Chapitre 1 : Étude bibliographique

Les ressortiers doivent souvent exploiter des diamètres de fils inférieurs à 5 mm, jusqu'à des fils de 0,15 mm tout en satisfaisant des tolérances dimensionnelles fines. Il leur est donc nécessaire de passer par une étape supplémentaire qui a pour objectif de réduire encore le diamètre du fil avec une précision beaucoup plus satisfaisante. Dès lors, le diamètre du fil-machine étant fixé à 5 mm pour optimiser les cadences, il passe par un procédé de diminution de son diamètre jusqu'aux dimensions souhaitées.

Ici, seul le procédé de tréfilage sera détaillé, mais il n'est pas le seul utilisé pour réduire le diamètre du fil laminé à chaud. En effet, il existe deux autres familles de procédés : le meulage et le tournage. La Figure 1-9 illustre chacun des procédés.

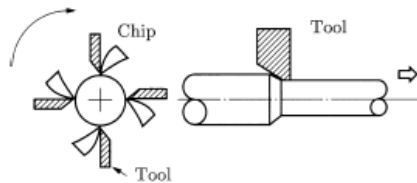


Fig. 2.20. Cutting by 4 piece tools

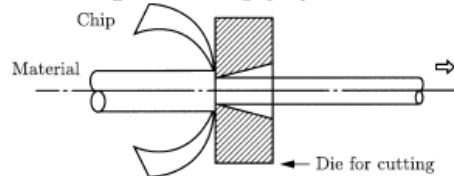


Fig. 2.21. Rod shaving

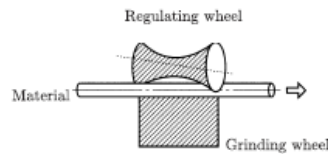


Fig. 2.22. Centerless Grinder

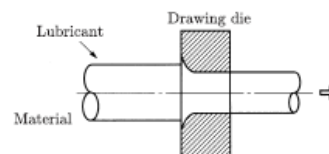


Fig. 2.23. Drawing process

Figure 1-9 : Les différents procédés de réduction de diamètre du fil [13].

La différence majeure entre le tréfilage et les deux autres procédés de réduction de diamètre est que le tréfilage ne procède pas par enlèvement de matière. Dès lors, il n'est pas capable de supprimer les défauts de surface engendrés par le laminage à chaud du fil-machine. En revanche, ce procédé est beaucoup plus favorable à la production de masse de fils à ressorts, ce qui lui vaut d'être le plus utilisé.

L'opération de tréfilage est composée de trois dispositifs [36] (voir Figure 1-10) :

- Le dispositif de dévidage du fil-machine ;
- Le boîtier de tréfilage ;
- Et le dispositif de traction et de récupération du fil tréfilé.

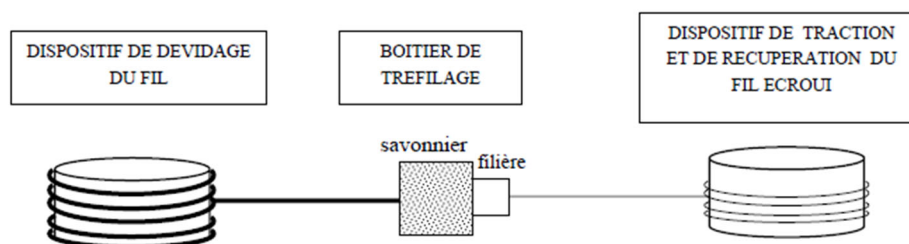


Figure 1-10 : Principe de fonctionnement d'une machine à tréfiler [36].

La Figure 1-10 permet d'illustrer que le boîtier de tréfilage est en réalité composé d'un savonnier et d'une filière. Le savonnier a pour mission de recouvrir le fil de lubrifiant avant son entrée dans la filière.

En effet, la présence d'un lubrifiant est nécessaire car les frottements dans la filière sont élevés et peuvent provoquer une usure à la fois du fil et de la filière qu'il est évidemment nécessaire d'éviter autant que possible. Le rôle de ce savon est triple : il diminue les forces d'étirage, il modère la température lorsque la vitesse est intense et il augmente la durée de vie des outils de la filière et du fil.

Il n'est de plus pas rare de déposer un revêtement sur le fil-machine, pour augmenter l'adhésion du savon au fil. Il existe deux types de revêtements lubrifiants [8] :

- Les revêtements de type chauds, qui sont appliqués sur le fil par immersion des couronnes dans un bain. Ces revêtements sont destinés aux faibles réductions de sections.
- Les revêtements cristallins, composés de sels minéraux. Ces revêtements peuvent être déposés de deux manières : soit au trempé (c'est-à-dire en trempant le fil-machine dans un bain), soit au défilé (c'est-à-dire pendant la course du fil). Ces revêtements, associés aux bons savons, supportent des réductions de diamètres de 95% sur des machines multipasses.

Le fil est ensuite envoyé dans la filière. La filière est la région dans laquelle se déroule l'opération de tréfilage. Elle est constituée de deux pièces : un noyau et une frette. Le noyau est la pièce en contact avec le fil, il s'occupe donc de réduire le fil-machine aux dimensions souhaitées. La frette est quant à elle la pièce mécanique sur laquelle est fixé le noyau. Son rôle est de résister aux contraintes élevées engendrées par les efforts de tréfilage.

Outre ces deux pièces qui la composent, la filière a une géométrie optimisée pour tréfiler le fil. Cette géométrie se décompose en quatre surfaces d'intérêt, chacune remplissant un rôle bien défini (voir Figure 1-11) :

- Un cône d'entrée qui agit comme entonnoir d'engagement, comme répartiteur et comme entraîneur de lubrifiant ;
- Un cône de travail qui réduit la section du fil par une déformation progressive ;
- Une portée cylindrique afin de calibrer le diamètre du fil ;
- Et un cône de sortie pour décharger progressivement les efforts et évacuer le lubrifiant.

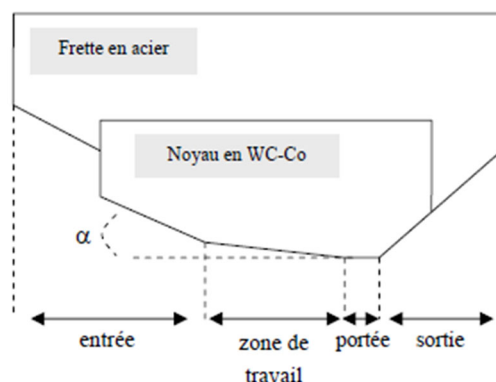


Figure 1-11 : Filière de tréfilage [36].

Lorsque le fil est écroui, il est récupéré dans une bobineuse qui l'enroule en couronnes. Il lui reste ensuite plusieurs étapes avant d'être expédié chez le ressortier, dont son nettoyage.

4.3.3. Le nettoyage du fil

L'objectif du nettoyage du fil est de le débarrasser du film superficiel de lubrifiant dont il s'est recouvert. Le nettoyage peut se situer avant et après le traitement thermique du fil produit.

Le moyen de nettoyage le plus communément utilisé est le nettoyage chimique consiste à tremper l'acier dans de l'acide. Les conditions de ce décapage dépendent à la fois de la nuance de l'acier et de l'aspect dimensionnel du fil qui peut être affecté par le traitement thermique. Dans le cadre du décapage des aciers à ressorts, les solutions utilisées sont des solutions à l'acide sulfurique ou à l'acide chlorhydrique.

L'acide sulfurique est utilisé majoritairement à la faveur de son faible prix, malgré le besoin de le chauffer et le risque de recouvrir la surface de l'acier avec une substance noire. L'acide chlorhydrique est plus onéreux car il nécessite, entre autres, une hotte aspirante pour évacuer les vapeurs produites. On utilise aussi un rinçage à l'eau pour éviter que l'acide chlorhydrique restant à la surface de l'acier le corrode. À l'inverse de l'acide sulfurique, le décapage par acide chlorhydrique ne nécessite pas de chauffage.

4.3.4. Le traitement thermique du fil tréfilé

Lorsque le fil a été tréfilé puis nettoyé, il est généralement (mais pas systématiquement) traité thermiquement pour améliorer les caractéristiques mécaniques des ressorts qu'il formera. Le traitement thermique du fil tréfilé s'opère en deux phases : la trempe puis le revenu.

La trempe consiste à chauffer l'acier à une température entre 30°C et 50°C au-dessus de la température de transformation A3, qui est la température à partir de laquelle la microstructure est totalement austénitique au cours d'un échauffement très lent. Cette température se situe généralement entre 700°C et 900°C, selon la nuance de l'acier.

Lorsque la structure de l'acier est devenue totalement austénitique, il est immergé dans de l'eau, de l'huile ou de l'air, pour être refroidi rapidement. Ce refroidissement brutal entraîne une transformation microstructurale qui aboutit à la formation de martensite, aux propriétés de duretés élevées.

Sans trempe rapide, l'acier aurait retrouvé une microstructure composée de perlite et de ferrite, aux propriétés mécaniques beaucoup moins performantes. La martensite est une solution

sursaturée en carbone avec de nombreuses dislocations et une structure fine, ce qui lui vaut une dureté exceptionnelle, entre 60 et 65 HRC.

Le revenu consiste quant à lui à chauffer l'acier trempé à une température inférieure à la température de transformation A1, puis à le refroidir. Généralement, les températures de revenu des aciers à ressorts sont d'environ 450°C. Grâce à ce procédé, le carbone qui était en solution solide réagit avec le fer de l'acier et précipite sous forme de cémentite fine. Cette transformation permet de passer d'une structure martensitique dure mais cassante à une microstructure cémentitique plus ductile, en maîtrisant néanmoins sa dureté [13].

La ductilité est fondamentale dans le cadre de la fabrication des ressorts, car le formage impose des déformations plastiques très élevées.

Ici, il est important de préciser que les traitements thermiques décrits dans cette partie sont bien les traitements thermiques appliqués sur le fil à ressorts et non sur les ressorts. Ce sont donc des traitements thermiques avant formage, non maîtrisés par les fabricants de ressorts car ils reçoivent les bobines de fils déjà traités thermiquement.

De plus, ce traitement thermique des fils tréfilés peut être mis en œuvre en couronnes (c'est-à-dire dans des fours où le fil est statique sous forme de bobine) ou au défilé (c'est-à-dire où le fil est traité dans un four comme illustré dans la Figure 1-8) [40]. Il est donc nécessaire d'intégrer ces différentes informations dans la conception d'un ressort, afin de comprendre finement le comportement du fil tréfilé, qui peut fortement varier selon le traitement thermique qu'il a reçu.

5. La caractérisation du comportement mécanique des fils tréfilés

Afin de concevoir rigoureusement un ressort, il est nécessaire de caractériser les propriétés mécaniques du fil tréfilé qui le composera. Il existe plusieurs méthodes de caractérisations des propriétés mécaniques d'un fil tréfilé, qui sont toutes utilisées à plus ou moins grande échelle par les fabricants de ressorts.

Parmi ces différentes méthodes de caractérisation, on distingue les méthodes destructives et les méthodes non destructives. Les méthodes les plus couramment utilisées dans le monde industriel sont les méthodes destructives. La raison de cette prévalence est sans doute dans leur simplicité d'utilisation. À commencer par l'essai de traction, qui est exploité par tous les fabricants de ressorts.

5.1. L'essai de traction

Si l'essai de traction se distingue comme l'essai de caractérisation du comportement mécanique le plus utilisé par les fabricants de ressorts, c'est pour plusieurs raisons. La première, la plus évidente, c'est qu'il est très simple à mettre en œuvre quand les conditions sont optimales : il suffit de couper une portion de fil et de la monter sur le banc d'essai de traction que chaque fabricant possède pour tracer une courbe de traction du fil.

La deuxième raison, c'est que cette courbe de traction donne des informations extrêmement importantes et lisibles sur le comportement mécanique du fil testé : elle informe en effet du comportement élastique du fil (avec la mesure du module d'Young et la mesure de la limite d'élasticité) et elle caractérise aussi le comportement plastique du fil, ainsi que son comportement à la rupture.

Chapitre 1 : Étude bibliographique

Enfin, la troisième raison de la prévalence de l'essai de traction est dans sa capacité à solliciter le fil tréfilé de manière uniforme sur sa section [41]. Un essai de traction se compose toujours de la même manière : l'échantillon à tester est positionné entre deux pinces en vis-à-vis, qui s'écartent en mesurant la force de résistance de l'échantillon ainsi qu'en mesurant la déformation de l'échantillon testé.

Son utilisation permet de tracer une courbe de traction, qui peut être exprimée soit en termes de force en fonction de l'allongement, soit en termes de contrainte en fonction de la déformation.

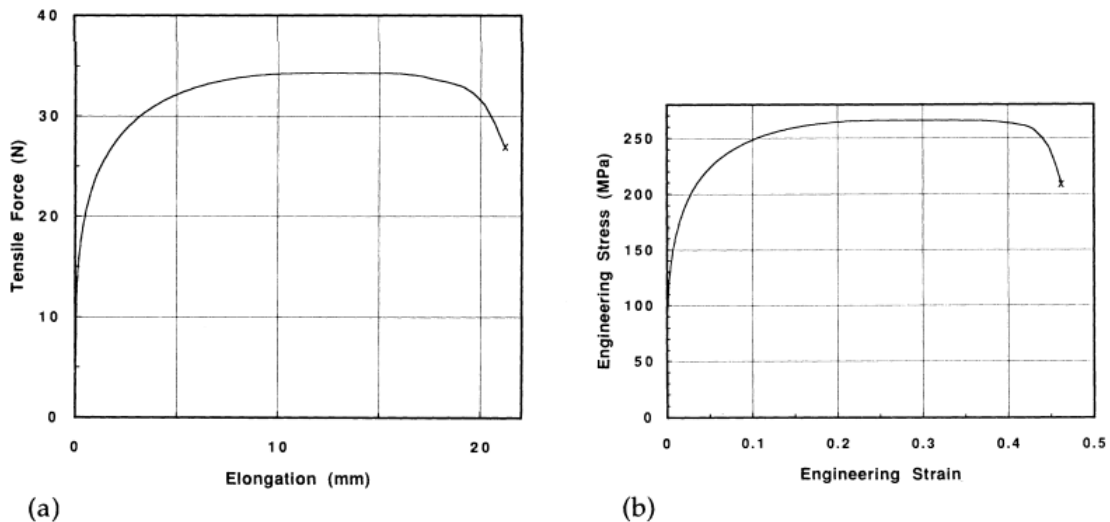


Figure 1-12 : a) La courbe de traction qui exprime directement la force de traction en fonction de l'allongement. b) La courbe de traction qui donne la contrainte de traction en fonction de la déformation [42].

C'est la courbe de traction contrainte/déformation qui donne les informations nécessaires aux fabricants de ressorts pour connaître les caractéristiques mécaniques des fils tréfilés qu'ils utilisent. Les caractéristiques principales recherchées par les fabricants de ressorts sont le module d'élasticité (ou module d'Young), la limite d'élasticité, la résistance mécanique et l'allongement à la rupture.

Afin d'identifier ces caractéristiques, il est nécessaire de tracer une courbe de traction en contrainte/déformation à partir de la courbe de traction en effort/allongement. Pour y parvenir, il convient de calculer à chaque instant les valeurs de contrainte de traction et de déformation à partir des valeurs d'effort et d'allongement [42], sur la base de l'hypothèse des petits déplacements, d'un déplacement unidirectionnel, et d'un flux d'effort uniforme dans la section :

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (1-4)$$

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (1-5)$$

Avec :

σ : La contrainte de traction (en MPa) ;

F : La force de traction (en N) ;

A_0 : La section initiale de l'éprouvette (en mm^2) ;

ε : La déformation ;

L_0 : La longueur initiale de l'éprouvette (en mm) ;

ΔL : La variation de la longueur de l'éprouvette, donc $L - L_0$ (en mm).

Chapitre 1 : Étude bibliographique

Il est néanmoins important de noter que les formules (1-4) et (1-5) ne donnent en réalité la contrainte de traction et la déformation que si la section de l'éprouvette reste identique à sa section initiale. Or l'éprouvette voit sa section se restreindre au cours de l'essai. Ce phénomène est appelé « striction », et doit être intégré dans les formules de calcul de la contrainte et de la déformation pour être rigoureux.

On parle alors de contrainte d'ingénierie et de déformation d'ingénierie quand la réduction de la section n'est pas prise en compte et on parle de contrainte vraie et de déformation vraie lorsque la réduction de section est prise en compte.

$$\sigma_v = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (1-6)$$

$$\varepsilon_v = \ln(1 + \varepsilon) \quad (1-7)$$

Avec :

σ_v : La contrainte vraie (en MPa) ;

ε_v : La déformation vraie.

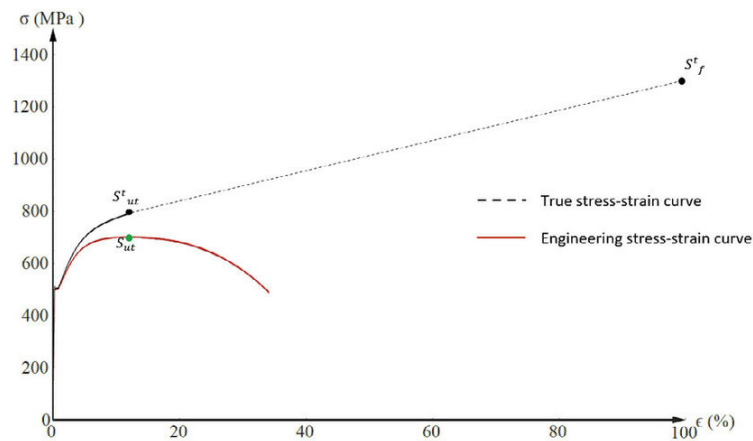


Figure 1-13 : La différence entre la courbe de contrainte/déformation vraies et la courbe de contrainte/déformation d'ingénierie [43].

Concernant le module d'élasticité, il se calcule simplement pour les matériaux élastiques avec un comportement élastique linéaire (ce qui ne s'applique donc pas aux matériaux et structures avec un comportement élastique non-linéaire) : il est égal à la pente de la partie élastique de la courbe de traction, qui est linéaire. Mais le plus souvent, il est difficile d'établir clairement la linéarité de la courbe.

Il est alors possible de procéder autrement pour mesurer le module d'Young : en interrompant l'essai lorsque le fil est entré dans le domaine plastique. Comme cela peut être vu dans la Figure 1-14, la courbe de traction après l'interruption de l'application d'un effort de traction est linéaire, et sa pente est justement fonction de module d'Young. Il est donc possible de l'évaluer de cette manière.

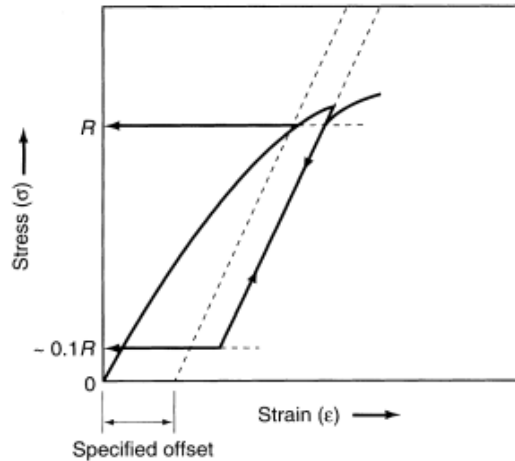


Figure 1-14 : Une manière alternative de mesurer le module d'Young, grâce à l'interruption de l'essai en domaine plastique [42].

La limite d'élasticité décrit quant à elle la contrainte de traction à partir de laquelle le matériau n'a plus un comportement élastique. Un matériau sort de son comportement élastique lorsque sa déformation n'est plus entièrement réversible. La limite d'élasticité est donc située au point de la courbe de traction qui marque la fin de la portion élastique, qui correspond à la portion linéaire de la courbe de traction pour les matériaux métalliques.

Afin de marquer la fin de la portion linéaire, il faut d'abord émettre un critère de linéarité à partir d'une simple lecture géométrique de la courbe de traction, ce qui rend la lecture de la limite d'élasticité assez variable, selon les méthodes. C'est pour cette raison qu'une mesure de la limite d'élasticité conventionnelle $R_{p0,2}$ est souvent préférée, qui est positionnée au point d'intersection de la courbe de traction et de la droite dont la pente est égale au module d'élasticité, décalée d'une déformation de 0,2% vers la droite.

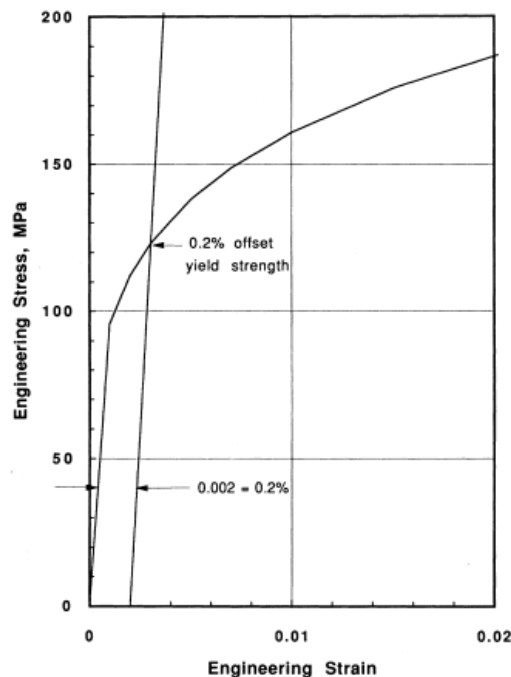


Figure 1-15 : La mesure de la limite d'élasticité conventionnelle $R_{p0,2}$ ("yield strength") [42].

Enfin, la courbe de traction permet de caractériser la résistance mécanique du fil : sa mesure consiste à identifier la contrainte au point maximal de la courbe de traction. Il existe plusieurs scénarios, où la courbe de traction peut marquer une rupture extrêmement rapide dans le domaine élastique (auquel cas, la résistance mécanique est égale à la limite d'élasticité), où la courbe marque une rupture à son point culminant, ou enfin où la rupture vient après le point culminant sur une phase descendante. Quel que soit le scénario, la résistance mécanique est toujours la contrainte au point culminant de la courbe de traction, comme l'illustre la Figure 1-15.

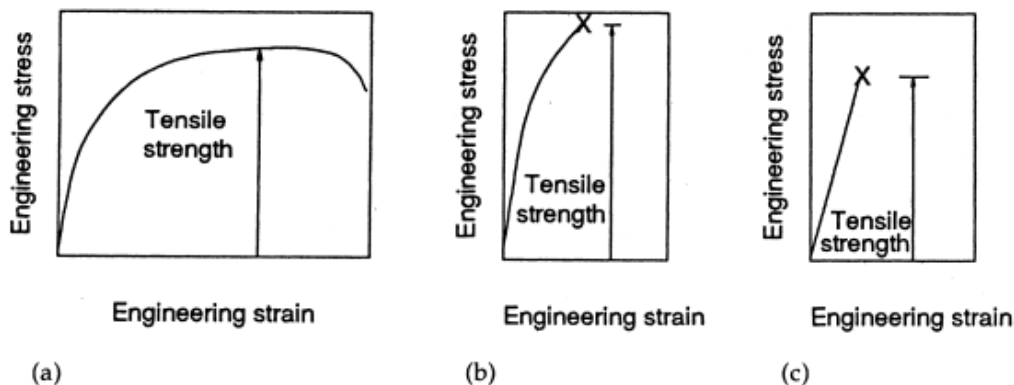


Figure 1-16 : Les mesures de la résistance mécanique ("tensile strength") pour les différents scénarios :
a) Le point culminant se situe avant la rupture.
b) Le point culminant se situe à la rupture mais en domaine plastique.
c) Le point culminant se situe à la rupture et en domaine élastique [42].

C'est à partir de ces 3 paramètres clés qu'il devient possible pour les fabricants de ressorts de décrire le comportement mécanique des fils tréfilés qu'ils exploitent. Il est en revanche important de noter que comme cela sera vu dans la section suivante, les modèles de comportement mécanique ne reposent pas seulement sur l'identification des 3 paramètres qui viennent d'être cités. Il convient donc de séparer la mesure industrielle de caractéristiques mécaniques d'un fil de la tentative de modélisation d'un comportement mécanique d'un même fil.

Il est par ailleurs nécessaire d'ajouter que l'essai de traction n'est pas exempt de défaut, puisqu'il peut être sensible à des problèmes de zone utile où interviendra la rupture sous sollicitations unidirectionnelle ainsi qu'à des problèmes de mesure de l'allongement dans cette même zone.

Le premier problème de la zone utile où interviendra la rupture concerne en premier lieu les mors, qui sont chargés de positionner l'échantillon pour que la force de traction se répartisse bien dans les sections et de matérialiser une liaison encastrement de l'échantillon afin que sa seule partie sollicitée soit la portion entre les mors. Il existe communément de nombreuses méthodes pour y parvenir, qui sont chacune décrites sur la Figure 1-17.

La difficulté générée par la plupart de ces méthodes est qu'elles serrent l'échantillon, afin de le maintenir en position. Ce faisant, elles intègrent des contraintes qui se concentrent dans les éprouvettes au niveau du serrage, qui sont non négligeables [44]. Souvent, cette concentration de contraintes ne pose pas de problème, puisqu'elle n'aboutit ni à la plastification, ni à la rupture. Mais quand les éprouvettes ont des propriétés mécaniques relativement faibles, à cause

du matériau utilisé ou à cause de leur forme, cette concentration de contraintes peut parasiter l'essai de traction, jusqu'à provoquer la rupture de l'éprouvette au niveau des mors. Lorsque ce phénomène intervient, l'essai de traction n'apporte dès lors pas toutes les informations désirées puisque la courbe est soit dégradée à cause de phénomènes parasites, soit amputée d'une grande partie de sa portion plastique.

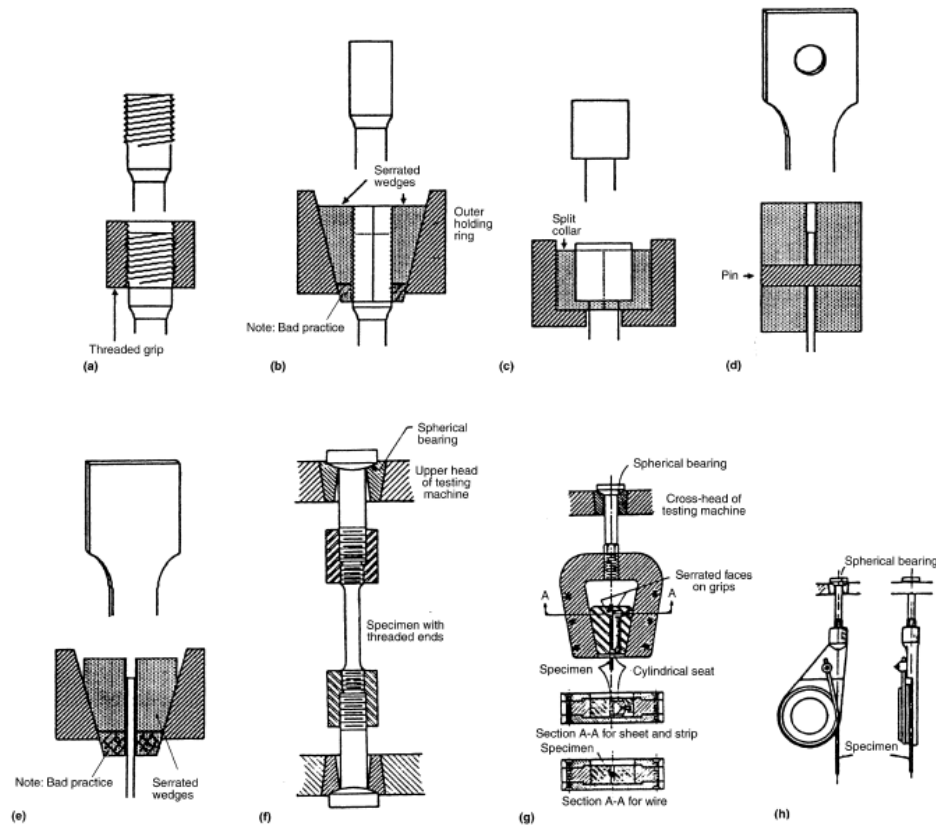


Figure 1-17 : Les différentes méthodes d'encastrement des échantillons lors d'un essai de traction [42] :

- a) Avec des pinces filetées.
- b) Avec des coins dentelés.
- c) Avec des colliers fendus.
- d) Avec des goupilles.
- e) Comme en b) mais à destination des éprouvettes plates et non rondes.
- f) Avec la possibilité de visser les éprouvettes filetées de part et d'autre.
- g) Comme en b) et en e) mais pour les fils.
- h) Et avec des pinces à cabestan.

Ce type de problème arrive très souvent sur les fils tréfilés de faible diamètre, pour lesquels le serrage est extrêmement complexe : si l'expérimentateur ne serre pas assez les pinces, alors le fil ne cassera pas mais il glissera, et si l'expérimentateur serre trop les pinces, alors le fil cassera prématurément dans les mors. Pour cette raison, il est rare de voir les fabricants de ressorts procéder à un essai de traction sur des fils de diamètre inférieur à 1 mm, tant les résultats sont tronqués. Le fabricant de ressort préférera souvent procéder à un essai de dureté, qui apporte des informations moins nombreuses mais plus fiables sur cette typologie de fils.

Néanmoins, il arrive que les fabricants de ressorts aient besoin d'avoir plus d'informations que celles apportées par un essai de dureté. Ils sont donc contraints de procéder à un essai de traction adapté, en utilisant des pinces à cabestan comme décrites sur la Figure 1-18. En détails, ces

pincettes consistent à enrouler le fil testé autour de bobines, afin de limiter la concentration de contrainte car le fil n'est plus pincé [45] comme l'illustre la Figure 1-18.

Pour autant, si certains fabricants de ressorts ont bien des pincettes à cabestan pour connaître précisément le comportement en traction d'un fil, ils les utilisent peu au quotidien. En effet, le réglage du banc d'essai pour utiliser des pincettes à cabestan est plus difficile que pour un essai de traction avec des coins dentelés qu'on pourrait qualifier « d'essai de routine ».

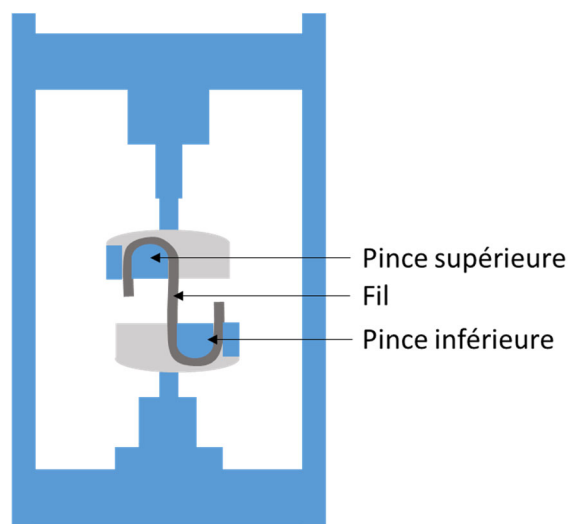


Figure 1-18 : Machine de traction équipée de pincettes à cabestan.

L'autre défaut de mesure des essais de traction sur les fils tréfilés concerne la mesure de la déformation du fil. En effet, il est bien connu que la précision de la plupart des extensomètres diminue en même temps que le diamètre du fil diminue. En effet, le problème des extensomètres à contact réside dans la difficulté de maintenir le contact avec le fil. Si bien que seuls les extensomètres sans contact [45] sont habilités à produire une précision de mesure suffisante pour tracer une courbe de traction fiable.

À nouveau, utiliser un extensomètre sans contact exige une adaptation du banc, ce qui ralentit le processus industriel qui pourtant exige un niveau d'efficacité constant afin de répondre aux fortes cadences de production. L'essai de traction est donc une méthode de caractérisation des caractéristiques mécaniques très performante et fiable, mais ses limites le rendent parfois inapte à une intégration dans un processus industriel, comme dans le cas de la fabrication de ressorts à partir de fils tréfilés de faible diamètre.

5.2. L'essai de flexion

L'essai de flexion est lui aussi un essai très communément utilisé quand on cherche à caractériser le comportement mécanique d'une pièce. Cela s'explique par sa simplicité d'exploitation, encore plus grande que pour l'essai de traction. La différence majeure qui sépare l'essai de flexion de l'essai de traction est que le flux d'effort généré par la sollicitation n'est pas uniforme dans la section de l'éprouvette testée.

Parmi les essais de flexion les plus couramment mis en œuvre, trois essais se démarquent : l'essai de flexion avec poutre encadrée (qui consiste à solliciter l'éprouvette en porte-à-faux), l'essai de flexion 3 points (qui consiste à solliciter l'éprouvette en un seul point qui se situe entre 2 appuis) et l'essai de flexion 4 points (qui consiste à solliciter l'éprouvette identiquement

à l'essai de flexion 3 points mais avec un deuxième point de sollicitation). Ces trois essais de flexion sont décrits sur la Figure 1-19.

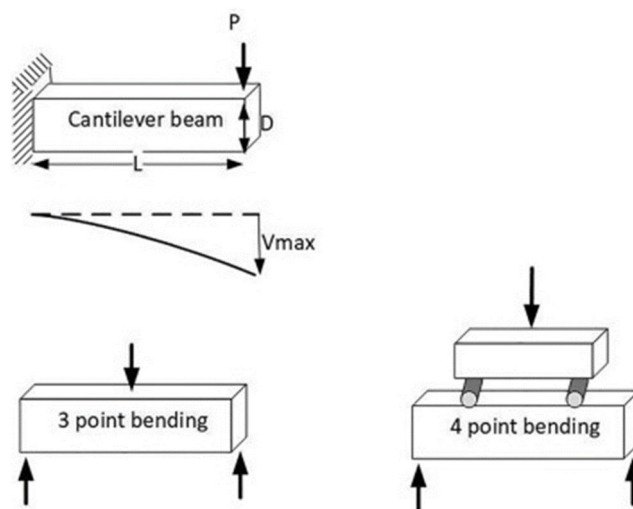


Figure 1-19 : Les 3 essais de flexion les plus fréquemment exploités [46].

Le premier essai de flexion avec poutre encastree est un essai de flexion simple. S'il est baptisé ainsi, c'est en opposition à l'essai de flexion pure qui présente comme caractéristique remarquable qu'il ne génère aucun effort tranchant [47]. Le premier essai génère donc sur toute la longueur de la poutre un moment de flexion et un effort tranchant, au même titre que le deuxième essai, de flexion 3 points. En revanche, le troisième essai, de flexion 4 points, est un essai hybride puisqu'il sollicite la poutre en flexion simple à l'extérieur des appuis mobiles et en flexion pure entre les appuis mobiles [48]. À noter que le seul essai de flexion qui ne sollicite la poutre qu'en flexion pure est celui pour lequel la poutre est posée sur 2 appuis à ses extrémités, et subit deux moments égaux mais de sens opposé à ses extrémités.

L'essai de flexion avec poutre encastree est communément utilisé pour calculer la rigidité d'une poutre en mesurant sa fréquence de résonance [49]. Il est beaucoup plus exploité dans des sollicitations dynamiques où les équations de la dynamique des poutres sont mises en œuvre [50], plutôt que dans des sollicitations statiques ou quasi-statiques. C'est donc un essai de flexion très peu utilisé par les fabricants de ressorts, qui sont plus intéressés par la mesure du module élastique, de la limite d'élasticité ou de la résistance mécanique des fils qu'ils reçoivent que par leur rigidité.

Ce sont les essais de flexion 3 points et 4 points qui ont le plus grand potentiel d'utilisation massive par les ressortiers dans une optique de caractérisation du comportement mécanique des fils qu'ils reçoivent. Il est néanmoins important de noter que la flexion 4 points est préférable à la flexion 3 points, puisqu'elle garantit une portion de flexion pure, où le comportement de l'échantillon testé n'est pas parasité par une contrainte tangentielle : seule la contrainte normale générée par le moment de flexion opère dans l'échantillon, entre les deux appuis mobiles. Dans le cadre d'une flexion 3 points, la contrainte tangentielle est donc à considérer.

5.2.1. La flexion 3 points

L'essai de flexion 3 points permet de tracer l'évolution de l'effort au niveau de l'appui mobile, en fonction de la flèche. Cette courbe est appelée logiquement « courbe de flexion » et peut avoir des formes très variées pour les fils métalliques, comme la Figure 1-20 l'illustre [51].

Chapitre 1 : Étude bibliographique

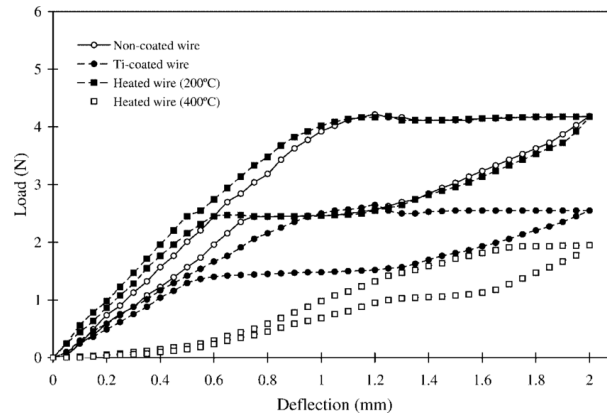


Figure 1-20 : Plusieurs courbes de flexion typiques pour des fils métalliques [51]

Ajoutons qu'il est aussi possible de tracer une courbe de contrainte/déformation, au même titre que lors d'un essai de traction. Ou plus précisément, il est possible de tracer une courbe de la contrainte normale générée par le moment de flexion en fonction de la déformation lors d'un essai de flexion 3 points. La contrainte normale générée par le moment de flexion se calcule en utilisant les équations qui sont rassemblées dans la section 6.5 de ce Chapitre, en fonction de l'effort de résistance de la poutre à la flexion. Et la déformation axiale générée par la sollicitation de la poutre en flexion se calcule en suivant la formule (1-8), en fonction du diamètre de la poutre et d'un rayon calculé à partir des longueurs remarquables de l'essai de flexion 3 points [52] en posant que les sections droites restent planes et perpendiculaires à la fibre neutre au cours de l'essai et que la fibre neutre a une déformation nulle :

$$\varepsilon = \frac{D}{2R} \quad (1-8)$$

Avec :

D : Le diamètre de la poutre (en mm) ;

R : Le rayon de courbure de la fibre neutre de la poutre qui peut se calculer en suivant la méthode décrite dans la Figure 1-21.

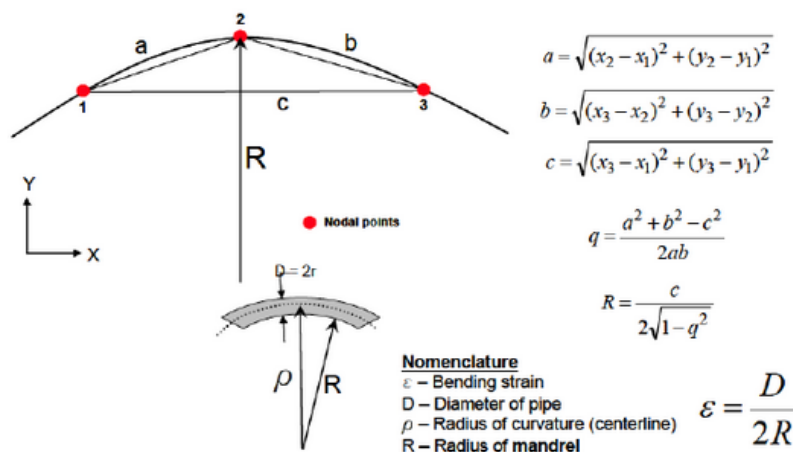


Figure 1-21 : Le calcul de la déformation axiale lors d'un essai de flexion 3 ou 4 points, où la difficulté repose essentiellement dans la mesure de la position des points 1 et 3 [52].

Une limite de cette méthode est qu'elle repose sur une lecture géométrique de la poutre au point de contact. Elle ne mesure pas la déformation axiale générée par la sollicitation de la poutre en flexion, elle l'estime sur la base d'une hypothèse d'une déformation qui ne dépendrait que d'un

rayon fictif de mandrin et qui serait donc constant sur la longueur de la portion étudiée. Sur les courtes portions, cette hypothèse est valable mais dans le cadre d'une flexion 3 points d'un fil de 0,8 mm dont les appuis sont séparés de plusieurs dizaines de millimètres, cette hypothèse ne peut pas être considérée comme valable : il est en effet impossible de connaître précisément la courbure qu'adopte le fil à chaque moment de l'essai de flexion.

5.2.2. La flexion 4 points

À la différence de la flexion 3 points, la flexion 4 points permet une portion de flexion pure, entre les 2 appuis mobiles. Sur cette portion, la courbure est constante, ce qui permet de calculer la déformation à cet endroit toujours dans le domaine élastique, en utilisant la formule $\varepsilon = D/2R$ décrite précédemment. Pour l'essai de flexion 4 points, il est donc possible de tracer à la fois une courbe de flexion (donc l'évolution de la résistance de la poutre en fonction de la flèche) et une courbe de contrainte/déformation qui décrit le comportement de la poutre entre les 2 appuis mobiles.

Cette polyvalence de l'essai de flexion 4 points fait de lui un essai privilégié dans le champ scientifique pour étudier les propriétés des matériaux en flexion. Il permet d'ailleurs de montrer que la fibre neutre ne se situe jamais parfaitement au centre de la poutre [53]. Se décalant, elle crée alors un déséquilibre entre les zones sollicitées en traction (donc à l'opposé des appuis mobiles) et les zones sollicitées en compression (donc du côté des appuis mobiles), qui dépend du matériau testé [54] :

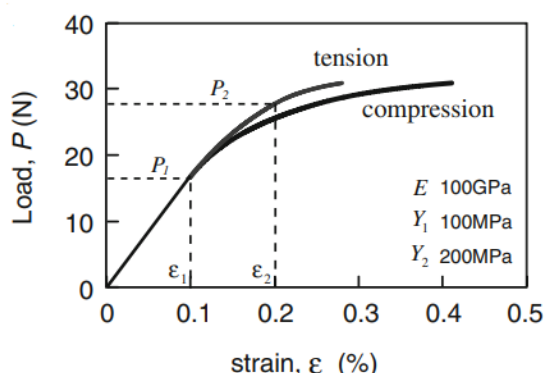


Figure 1-22 : L'asymétrie en jeu lors d'une flexion, entre la compression et la traction [54].

Malgré son intérêt scientifique, l'essai de flexion 4 points demande une plus grande rigueur que l'essai de flexion 3 points : en effet, pour qu'il soit qualifié de « flexion 4 points », il est impératif que les 2 appuis mobiles soient constamment en contact avec le fil testé. Or l'expérience [55] montre que sur des fils de faible diamètre, il est complexe de garantir le contact simultané des deux appuis mobiles.

L'essai de flexion 4 points est donc peu utilisé dans le monde industriel, car sa mise en œuvre demande une installation délicate à l'inverse de l'essai de flexion 3 points qui ne demande qu'à poser une éprouvette entre deux appuis, en se souciant seulement de la position de l'appui mobile entre les deux appuis fixes. Dit autrement, une méthode de caractérisation du comportement mécanique d'un fil à ressort sera beaucoup plus exploitée si elle repose sur un essai de flexion 3 points que si elle s'appuie sur un essai de flexion 4 points.

5.3. L'essai de torsion

L'essai de torsion répond à une problématique présentée par les essais de flexion : la contrainte de cisaillement générée par cet essai est considérablement plus faible que les contraintes normales mesurées. Ils ne permettent donc pas de mesurer les propriétés mécaniques d'un fil d'acier en torsion. C'est donc pour déterminer le module d'élasticité en cisaillement, la limite d'élasticité en cisaillement et la résistance mécanique en cisaillement que l'essai de torsion est utilisé par les fabricants de ressorts.

Pour y parvenir, l'idée est d'encastrer l'éprouvette à une extrémité pour entraîner en rotation l'autre extrémité. On mesure alors la résistance opposée par l'éprouvette sous forme de moment de torsion ainsi que l'angle de la rotation de torsion imposé par le banc d'essai.

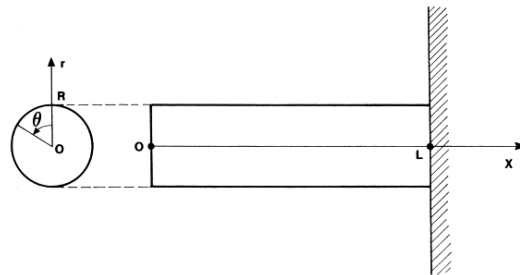


Figure 1-23 : Principe de l'essai de torsion [56].

Afin d'obtenir les meilleurs résultats possibles, il est bon de respecter une vitesse de rotation inférieure à 90 tr/min pour les fils dont le diamètre est inférieur à 1 mm [57]. Dans un essai de torsion, la contrainte de cisaillement se calcule à chaque instant pendant l'essai de torsion en divisant le moment de torsion par le moment quadratique polaire [58] en posant que les sections planes perpendiculaires à l'axe de torsion restent perpendiculaires après la torsion :

$$\tau = \frac{T}{I_{Gx}} r \quad (1-9)$$

Avec :

τ : La contrainte de cisaillement (en MPa) ;

r : Le rayon où se situe le point de calcul de la contrainte (en mm) ;

I_{Gx} : Le moment quadratique polaire de la section (en mm⁴) ;

T : Le moment de torsion (en Nm).

La déformation de cisaillement est quant à elle obtenue à partir de la tangente de l'angle de cisaillement ψ qui diffère de l'angle de torsion θ [58] dans le cadre de l'hypothèse des petites perturbations :

$$\gamma = \tan(\psi) \quad (1-10)$$

Avec :

γ : La déformation de cisaillement ;

ψ : L'angle de cisaillement (en °).

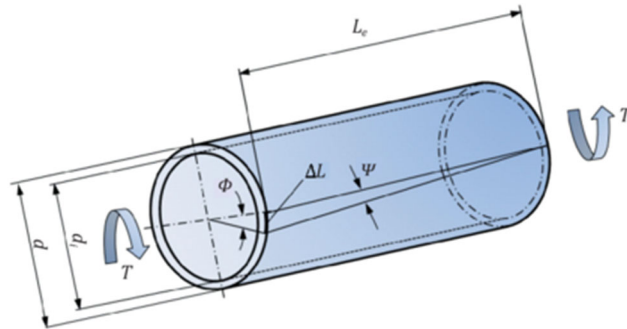


Figure 1-24 : L'angle de cisaillement diffère de l'angle de torsion [58].

Au cours d'un essai de torsion, il est possible de tracer une courbe de la contrainte de cisaillement sur la peau d'un cylindre en fonction de la déformation de cisaillement (voir Figure 1-25). Les ressorts de compression et de traction ayant tous les deux un mode de sollicitation primaire en torsion, cette courbe est donc de la plus grande importance pour comprendre le comportement mécanique des ressorts.

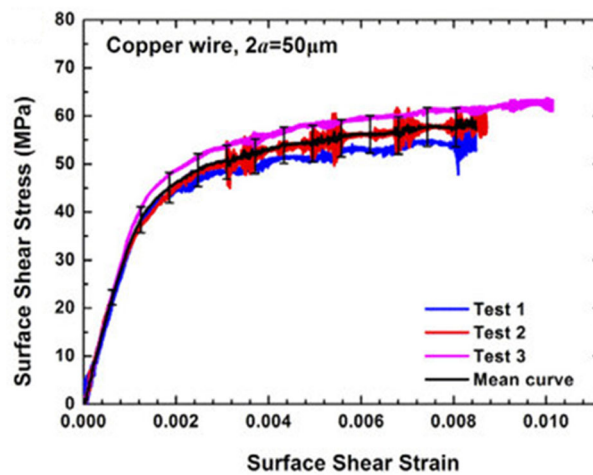


Figure 1-25 : Courbe de torsion pour un fil de cuivre [59].

5.4. L'essai de dureté

Enfin, la dernière méthode destructive de caractérisation du comportement mécanique des fils est celle des mesures de dureté. Son principe repose sur l'indentation permanente : un indenteur dur (souvent un diamant pointu) est enfoncé dans le métal étudié avec une certaine force, laissant une empreinte permanente dont on viendra mesurer les dimensions. À force égale, l'empreinte laissée par l'indenteur sur un métal dur sera plus petite que celle laissée sur un métal doux. La dureté est donc directement liée à la taille de l'empreinte et à la force avec laquelle l'indenteur a été enfoncé dans l'échantillon testé.

Selon la taille de l'indenteur et la force appliquée, on parle alors de micro-indentation ou de nano-indentation [60] :

- La force appliquée est inférieure à 2 N pour la micro-indentation (en opposition à la macro-indentation) ;
- Et la hauteur de l'empreinte permanente laissée par l'indenteur inférieure à 0,2 µm pour la nano-indentation, quand celle laissée par l'indenteur de la micro-indentation est supérieure à cette valeur.

Chapitre 1 : Étude bibliographique

Les essais de dureté sont mis en œuvre selon 3 méthodes, qui reposent sur différentes formes d'indenteurs et différentes méthodes de mesure de l'empreinte permanente laissée dans le métal [57] : l'essai Brinell (d'unité HB), l'essai Rockwell (d'unité HRB et HRC, car il en existe de deux sortes – HRB pour les matériaux doux et HRC pour les matériaux durs) et l'essai Vickers (d'unité HV).

En détails, la Figure 1-26 illustre à la fois les formes des indenteurs utilisés pour ces trois méthodes de mesure de la dureté et les trois méthodes de mesure de l'empreinte apposée par l'indenteur.

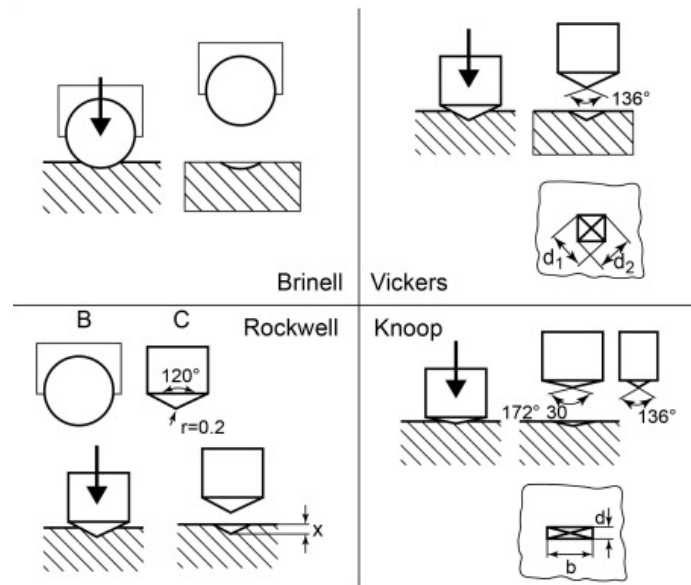


Figure 1-26 : Les 3 méthodes de mesures de la dureté, à laquelle est ajoutée la méthode d'essai Knoop qui est beaucoup moins utilisée [61].

Les duretés sont calculées selon les formules suivantes, à partir des mesures de force et d'empreinte proposées par les méthodes Brinell, Rockwell et Vickers [62]:

$$HR = N - \frac{x}{S} \quad (1-11)$$

$$HB = 0,102 \frac{2F}{\pi D^2 \left(1 - \sqrt{1 - \frac{d^2}{D^2}}\right)} \quad (1-12)$$

$$HV = 0,1891 \frac{F}{d^2} \quad (1-13)$$

Avec :

HR : La dureté Rockwell ;

HB : La dureté Brinell ;

HV : La dureté Vickers ;

F : La force d'application de l'indenteur (en N) ;

x : La hauteur d'indentation (en mm) ;

d : La diamètre ou la diagonale d'indentation (en mm) ;

D : La diamètre de l'indenteur (en mm) ;

N et *S* : Des constantes.

À noter que les normes ISO 6508-1:2016 [63], ISO 6506-1:2014 [64] et ISO 6507-1:2018 [65] qui définissent les standards en vigueur sur les mesures de dureté donnent des échelles standards pour chaque méthode de mesure de dureté : ces échelles sont constituées de 15 valeurs pour la dureté Rockwell, 21 pour la dureté Brinell et 22 pour la dureté Vickers. De plus, il existe aussi des tableaux de conversion des duretés, pour passer d'une unité de dureté à une autre. Les méthodes de mesure de la dureté se répondent donc mutuellement.

Dans le cadre d'une recherche de caractérisation du comportement mécanique d'un fil, les essais de dureté sont pertinents à deux titres : le premier, c'est que la dureté est une propriété mécanique d'un matériau. En elle-même, la mesure de la dureté donne donc une information très précieuse sur le comportement mécanique d'un fil. Mais c'est une information très parcellaire, car elle n'indique que la capacité du matériau à opposer une résistance à la pénétration. Ce n'est donc évidemment pas suffisant. Mais en réponse à cette insuffisance, les essais de dureté ne s'arrêtent pas à une simple information de résistance à la pénétration. Car la deuxième raison qui les rend pertinents est qu'il est possible d'établir pour chaque matériau une corrélation entre la dureté et la résistance mécanique localisée sur la zone testée [57] (voir Figure 1-27).

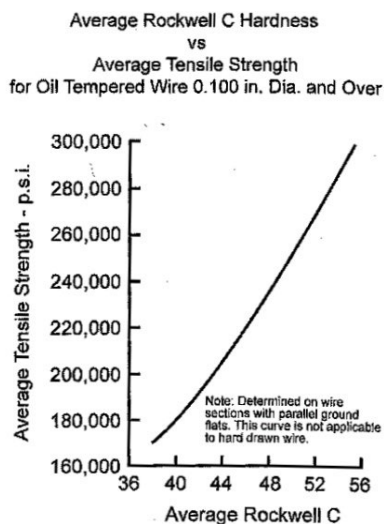


Figure 1-27 : La relation entre la dureté et la résistance mécanique d'un câble en acier trempé [57].

Aussi, l'essai de dureté permet d'observer une corrélation entre le module d'élasticité et la dureté pour des poudres compactées [66] ainsi que les contraintes résiduelles certains cas [67]. C'est pour cette polyvalence de l'essai de dureté qu'on retrouve chez tous les fabricants de ressort un banc de mesure de dureté à côté du banc de traction, car l'essai de dureté permet de connaître les constantes mécaniques d'un métal lorsqu'un essai de traction n'est pas suffisant (pour les fils de faible diamètre par exemple).

Ainsi, lorsqu'un fabricant de ressort souhaite déterminer les propriétés mécaniques du fil tréfilé qu'il a reçu, il doit choisir entre les 4 essais présentés ici. À noter que les méthodes visant à identifier les défauts tels que les différentes méthodes utilisant les courants de Foucault n'ont pas été décrites volontairement. Si elles sont très utilisées dans la fabrication des fils à ressorts [68], elles ne donnent pas d'informations sur le comportement mécanique du fil, mais seulement sur la présence de défauts. Ces informations ont beaucoup de valeur, mais ce ne sont pas des informations de caractérisation mécanique à proprement parler.

6. Modèles de comportement mécanique

Lorsque des essais de caractérisation du comportement mécanique des fils tréfilés ont été réalisés, il est utile d'accoler une théorie mathématique aux résultats qui ont été obtenus. On parle alors de modèle de comportement, dont l'objet est de schématiser le comportement mesuré afin de le rendre exploitable analytiquement.

6.1. Les différents modèles de comportement

Il existe des modèles de comportement associés à tous les types de solides. Parmi ces types de solides, nous retrouvons les solides élastiques parfaits, les solides viscoélastiques, les solides viscoplastiques, les solides rigides parfaitement plastiques, les solides élastiques parfaitement plastiques et les solides élastoplastiques écrouissables [69]. Le comportement des métaux étant généralement modélisés par les deux derniers types de solides, seuls ceux-là seront développés dans les prochaines parties.

6.1.1. Solide élastique parfaitement plastique

Les aciers à faible teneur en carbone (tant qu'ils ne sont pas amenés à des déformations supérieures à 2% et qu'ils sont sollicités à une température inférieure à 25% de leur température de fusion) ont un comportement de solide élastique parfaitement plastique. La Figure 1-28 montre une courbe d'écrouissage typique d'un solide élastique parfaitement plastique : elle est composée d'une portion élastique linéaire pour des contraintes inférieures à la limite d'élasticité du matériau (σ_S ici), suivie d'une portion parfaitement plastique lorsque la contrainte atteint la limite d'élasticité.

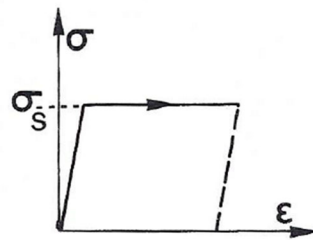


Figure 1-28 : La courbe d'écrouissage d'un solide élastique parfaitement plastique [69].

La relation contrainte-déformation des solides élastiques parfaitement plastiques est la suivante :

$$\begin{cases} \text{Si } |\sigma| < \sigma_S : \varepsilon = \varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \\ \text{Si } |\sigma| = \sigma_S : \varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \varepsilon_p \end{cases} \quad (1-14)$$

Avec :

σ_S : La limite d'élasticité (en MPa);

E : Le module d'élasticité (en MPa);

ε_e : La déformation élastique ;

ε_p : La déformation plastique, qui est posée arbitrairement ici.

6.1.2. Solide élastoplastique écrouissable

Les autres métaux et alliages (tant qu'ils sont sollicités à une température inférieure à 25% de leur température de fusion) ont un comportement de solide élastoplastique écrouissable. La

Chapitre 1 : Étude bibliographique

Figure 1-29 décrit la courbe d'écroissage d'un solide élastoplastique écroissable : elle est elle aussi composée d'une portion élastique linéaire pour des contraintes inférieures à la limite d'élasticité du matériau, suivie en revanche par une portion de courbe ascendante et non linéaire lorsque la contrainte dépasse la limite d'élasticité.

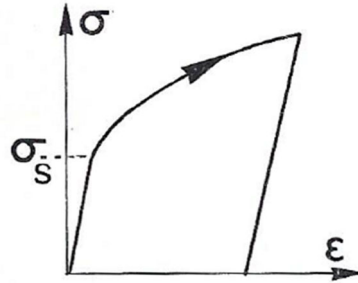


Figure 1-29 : La courbe d'écroissage d'un solide élastoplastique écroissable [69].

La relation contrainte-déformation des solides élastoplastiques écroissables est la suivante :

$$\begin{cases} \text{Si } |\sigma| < \sigma_S : \varepsilon = \varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \\ \text{Si } |\sigma| \geq \sigma_S : \varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma}{E} + g(\sigma) \end{cases} \quad (1-15)$$

Avec :

σ_S : La limite d'élasticité (en MPa) ;

E : Le module d'élasticité (en MPa) ;

ε_e : La déformation élastique ;

ε_p : La déformation plastique.

Pour simplifier l'écriture mathématique de la portion non linéaire de la courbe d'écroissage d'un solide élastoplastique écroissable, le modèle de Saint-Venant généralisé est utile. Il consiste à découper la courbe d'écroissage en une courbe linéaire par morceaux (voir Figure 1-30), dont les seuils de contrainte s'expriment ainsi :

$$\sigma'_{Sj} = \sum_1^{j-1} \sigma_{Si} + \frac{\sigma_{Sj}}{E_j} \sum_j^m E_i \quad (1-16)$$

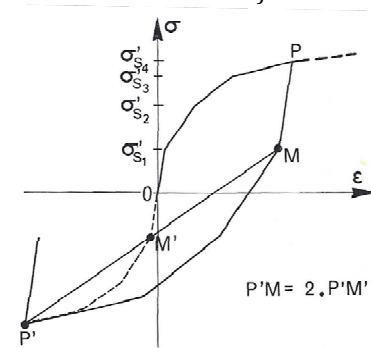


Figure 1-30 : Une courbe de traction linéaire par morceaux en écroissage cinématique [69].

Il est à noter que dans la Figure 1-30, la courbe de décharge après la sollicitation en traction n'est pas simplement linéaire et parallèle à la première portion linéaire : elle change de direction

au point M, dont la position est déduite grâce à la courbe d'écroutissement en compression. La position du point M doit en effet satisfaire un alignement entre P', M' et M ainsi que l'égalité $P'M = 2.P'M'$.

S'il a été identifié que le solide dont on cherche à caractériser le comportement mécanique est un solide élastoplastique écroutissable, il apparaît nécessaire de s'arrêter sur le mode d'écroutissage auquel ce solide répond.

6.2. L'écroutissage des solides élastoplastiques écroutissables

L'écroutissage d'un matériau est le durcissement de ce matériau sous l'effet d'une déformation plastique. Deux modes d'écroutissages sont largement utilisés pour modéliser l'écroutissage d'un matériau : l'écroutissage isotrope et l'écroutissage cinématique.

6.2.1. *Ecroutissage isotrope*

Le schéma écroutissage isotrope, bien que non représentatif de l'écroutissage réel des matériaux, est le mode de durcissement le plus utilisé pour décrire le durcissement d'un matériau engendré par des déformations plastiques.

S'il est autant utilisé, c'est à la faveur de sa simplicité théorique (comme nous le verrons à la lecture de la Figure 1-31) et de sa capacité à représenter fidèlement l'écroutissage des matériaux qui subissent un chargement pour lequel les contraintes gardent une direction et un sens constants.

La Figure 1-31 illustre le mécanisme de durcissement selon le schéma de l'écroutissage isotrope : quand le matériau est sollicité en traction au-delà de sa limite d'élasticité et qu'il est relâché en un point de contrainte A, la décharge du matériau suit une droite AB dont la pente est égale au module d'élasticité. Ce faisant, la limite d'élasticité a été augmentée puisqu'elle est dorénavant égale à la contrainte au point A.

La caractéristique principale de l'écroutissage isotrope est que la courbe d'écroutissage est symétrique en traction et en compression. On dit alors que la courbe de compression se déduit de la courbe de traction par une homothétie de rapport -1 ayant pour centre le point B de la Figure 1-31.

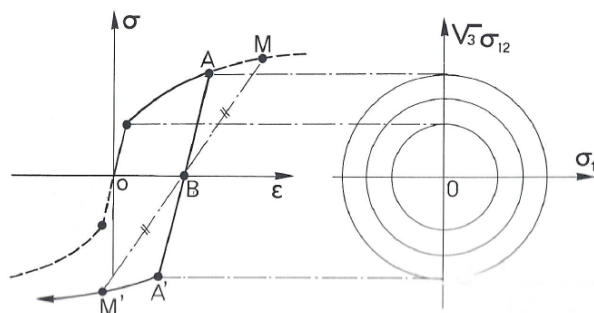


Figure 1-31 : Un essai de traction-compression à gauche, et un essai de traction-torsion à droite. Les deux essais suivent un schéma d'écroutissage isotrope [69].

Afin de s'assurer que le durcissement d'un matériau par déformation plastique obéit bien à un écroutissage isotrope, il est nécessaire de procéder à une série d'essais expérimentaux (essai de traction biaxiale, essai de traction-compression et essai de torsion).

Si l'on observe des résultats différents à ces essais dont les directions de sollicitation diffèrent, l'écroutissage ne peut plus être considéré comme isotrope. On doit alors se référer à un schéma d'écroutissage anisotrope, dont l'écroutissage cinématique linéaire, qui est le plus utilisé.

6.2.2. Ecroutissage cinématique linéaire

Le schéma d'écroutissage cinématique repose sur une conservation de l'amplitude du domaine d'élasticité, en même temps qu'une translation dans l'espace des contraintes. Ces deux mécanismes sont mis en lumière dans l'essai de traction-torsion de la Figure 1-32, où le cercle représentant le domaine d'élasticité reste de même diamètre mais se décale au cours de l'essai de traction-torsion.

De la même manière que pour l'écroutissage isotrope, la courbe de compression lors d'un essai de traction-compression se déduit de la courbe de traction grâce à une homothétie de rapport -1. La différence entre l'écroutissage isotrope et l'écroutissage cinématique repose dans le centre de l'homothétie au point C, qui n'est plus positionné en un point de contrainte nulle.

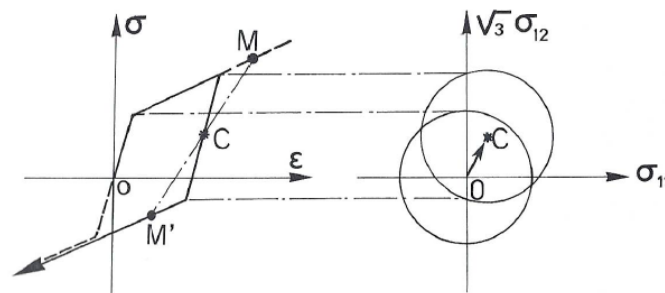


Figure 1-32 : Un essai de traction-compression à gauche, et un essai de traction-torsion à droite. Les deux essais suivent un d'écroutissage cinématique [69].

6.2.3. Effet Bauschinger

Le schéma d'écroutissage cinématique linéaire permet de mettre en lumière un phénomène très dimensionnant dans le comportement mécanique des matériaux métalliques, et qui a cours lors de l'écroutissage. Au cours d'un essai de traction-compression, on observe fréquemment une modification de la limite d'élasticité en traction et en compression. Cette modification est nommée du nom du physicien qui l'a identifiée : l'effet Bauschinger.

Cet effet que l'on peut voir dans la Figure 1-32 mais qui est explicitement mis en lumière dans la Figure 1-33, revient à constater que lorsqu'un matériau a été écrouti dans le sens de la traction, sa limite d'élasticité en traction a augmenté. Mais lorsqu'une décharge du matériau qui a été sollicité en traction est exécutée et que ce matériau est ensuite sollicité en compression, on observe une diminution de la limite d'élasticité en compression.

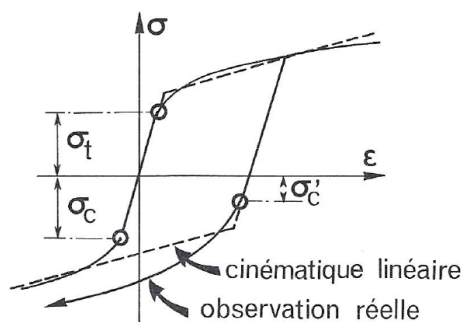


Figure 1-33 : Effet Bauschinger [69].

Un tel phénomène a nécessairement des implications très fortes sur le comportement mécanique des matériaux déformés plastiquement. Or le tréfilage des fils étudiés dans ce travail générant d'importantes déformations plastiques, il est nécessaire de considérer l'impact de l'effet Bauschinger dans le comportement mécanique des fils tréfilés. Des travaux préalables ont d'ailleurs démontré l'impact de l'effet Bauschinger dans le comportement mécanique des fils tréfilés [70]. Dans une optique de caractérisation du comportement des fils tréfilés, l'effet Bauschinger est donc à prendre en considération.

6.3. Modèles de comportement

Lorsque le type de solide et le schéma d'écroutissage ont été choisis, il est possible de tracer des relations de comportement contrainte-déformation par des modèles de comportement. Dans le cas des solides élastoplastiques écroutissables initialement isotropes, un modèle de comportement communément unidimensionnel très utilisé est l'équation de Ramberg-Osgood :

$$\begin{cases} \varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \\ \varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \\ \varepsilon_p = \left(\frac{|\sigma| - \sigma_Y}{K_Y} \right)^{M_Y} \text{sgn}(\sigma) \end{cases} \quad (1-17)$$

Avec :

σ : La contrainte (en MPa) ;

E : Le module d'élasticité (en MPa) ;

ε_e : La déformation élastique ;

ε_p : La déformation plastique ;

σ_Y : La limite d'élasticité (en MPa) ;

K_Y : Le coefficient de résistance plastique (en MPa) ;

M_Y : L'exposant d'écroutissage.

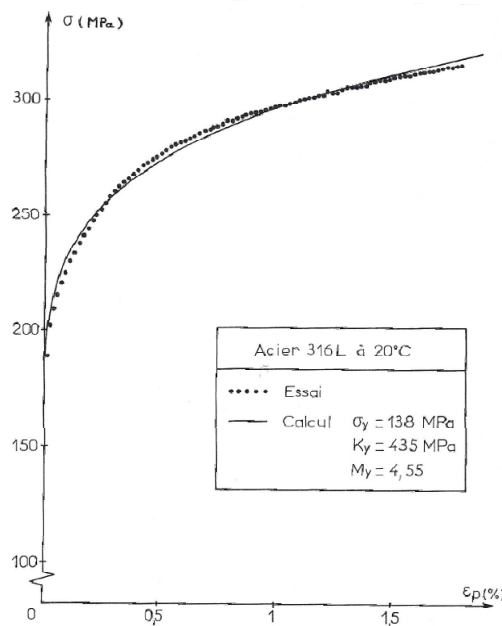


Figure 1-34 : Contrainte vraie en fonction de la déformation plastique vraie estimée par l'équation de Ramberg-Osgood pour un acier 316L [69].

Chapitre 1 : Étude bibliographique

La Figure 1-34 donne les résultats obtenus par ce modèle de comportement pour un acier 316L dont les paramètres sont $\sigma_Y = 138$ MPa, $K_Y = 435$ MPa et $M_Y = 4,55$.

Il est à noter que la courbe de traction se trace en grandeurs apparentes tant qu'on se trouve dans le domaine des petites déformations (<0,2%). Au-delà de 0,2% de déformation, la courbe de traction doit être tracée en grandeurs vraies. Le modèle de Ramberg-Osgood estime donc une courbe de contrainte-déformation uniaxiale. Il est donc spécialisé directement dans les sollicitations uniaxiales non représentatives de ce que l'on retrouve usuellement dans la pratique.

Lorsque la sollicitation n'est pas uniaxiale et que le matériau est entré dans le domaine plastique il est possible de calculer la contrainte équivalente de Von Mises [71] afin de s'assurer que le matériau soumis à un chargement multiaxial ne dépasse pas localement sa résistance mécanique.

6.4. Le critère de Von Mises

La contrainte équivalente de Von Mises découle du critère de plasticité de Von Mises, qui est un critère isotrope qui pose que le seuil de plasticité est lié à l'énergie élastique de cisaillement [69]. La contrainte équivalente de Von Mises permet de passer d'un état tridimensionnel à un état unidimensionnel de traction pure équivalent.

Sa formule est donnée dans l'équation (1-18), dans un espace de contraintes à 6 dimensions :

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2)]^{1/2} \quad (1-18)$$

Où les directions des contraintes de l'espace des contraintes à 6 dimensions sont données dans la Figure 1-35.

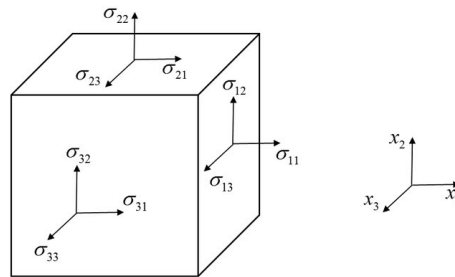


Figure 1-35 : Les directions des contraintes dans l'espace de contraintes à 6 dimensions [72].

6.5. La théorie des poutres

L'exploitation de la contrainte équivalente de Von Mises dans une résolution analytique d'un problème de sollicitation mécanique demande de calculer les contraintes normales et tangentielles dans la section étudiée. Pour cela, la théorie des poutres est très utilisée dans une optique de simplification de problèmes 3D, afin de calculer l'état de contraintes dans le domaine élastique [73].

Son domaine de validité est néanmoins limité par les hypothèses sur laquelle la théorie des poutres repose :

1. Le matériau étudié est continu, homogène et isotrope.

Chapitre 1 : Étude bibliographique

2. La géométrie étudiée est une poutre (donc sa longueur est grande en comparaison à ses dimensions transversales).
3. Les sections droites restent droites après déformation.
4. Les résultats obtenus ne sont valables qu'à une distance éloignée de la région d'application des efforts extérieurs (2 à 3 fois la largeur de la section normale).

Lorsque les hypothèses qui viennent d'être écrites sont respectées, la théorie des poutres permet de calculer les différentes contraintes en jeu dans un essai de flexion 3 points et 4 points comme cela sera vu dans les sections suivantes, ainsi que la flèche associée à chaque point du fil.

6.5.1. La théorie des poutres dans un essai de flexion 3 points

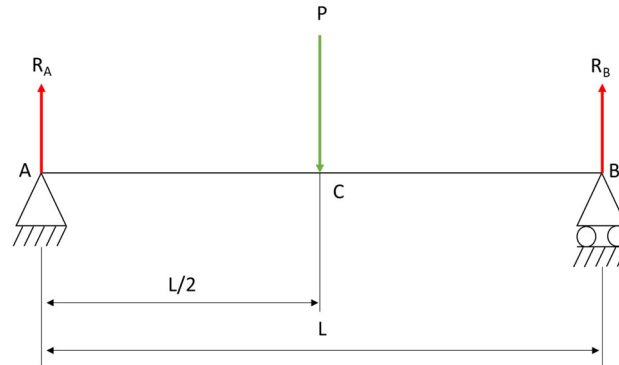


Figure 1-36 : Un essai de flexion 3 points.

Les efforts de réaction R_A et R_B , le moment de flexion M le long de la poutre en x (la longueur entre le point d'intérêt et A), le moment maximal M_C (en C), l'effort tranchant T en x , la contrainte normale générée par le moment de flexion σ_f , la flèche maximale f et la contrainte de cisaillement τ sont donnés par les équations suivantes [48] :

$$R_A = R_B = \frac{P}{2} \quad (1-19)$$

$$\begin{cases} M = \frac{P}{2}x ; \text{ si le point de mesure se situe entre A et C} \\ M = \frac{P}{2}(L - x) ; \text{ si le point de mesure se situe entre C et B} \end{cases} \quad (1-20)$$

$$M_C = \frac{PL}{4} \quad (1-21)$$

$$\begin{cases} T = \frac{P}{2} ; \text{ si le point de mesure se situe entre A et C} \\ T = -\frac{P}{2} ; \text{ si le point de mesure se situe entre C et B} \end{cases} \quad (1-22)$$

$$\sigma_f = \frac{M}{I_y}y \quad (1-23)$$

$$f = \frac{PL^3}{48EI_y} \quad (1-24)$$

$$\tau = \frac{TS_z}{I_y b} \quad (1-25)$$

Avec :

I_y : Le moment quadratique de la section selon l'axe vertical (en mm^4) ;

Chapitre 1 : Étude bibliographique

y : La distance séparant le point étudié du centre de la section (en mm) ;

E : Le module d'élasticité (en MPa) ;

S_z : Le moment statique de l'aire sur ou sous la couche considérée (en mm³) ;

b : La largeur de la section dans la couche considérée (en mm) ;

L : La longueur entre les appuis (en mm).

En Annexe 1, les formules précédentes sont données pour un essai de flexion avec un appui mobile déporté.

6.5.2. La théorie des poutres dans un essai de flexion 4 points

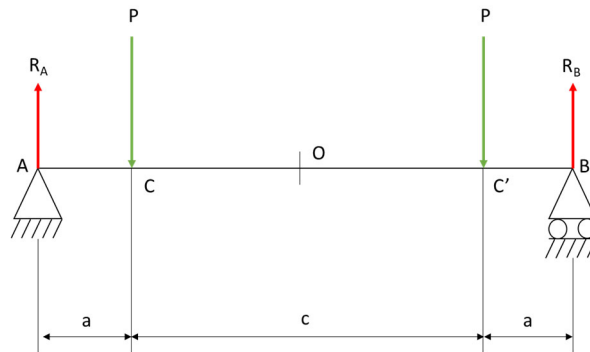


Figure 1-37 : Un essai de flexion 4 points.

Les efforts de réaction R_A et R_B , le moment de flexion M le long de la poutre en x (la longueur entre le point d'intérêt et A), l'effort tranchant T en x , la contrainte normale générée par le moment de flexion σ_f , la flèche maximale f et la contrainte de cisaillement τ sont données par les équations suivantes [48] :

$$R_A = R_B = P \quad (1-26)$$

$$\begin{cases} M = Px ; & \text{si le point de mesure se situe entre A et C} \\ M = Pa ; & \text{si le point de mesure se situe entre C et C' inclus} \\ M = P(l - x) ; & \text{si le point de mesure se situe entre C' et B} \end{cases} \quad (1-27)$$

$$\begin{cases} T = P ; & \text{si le point de mesure se situe entre A et C} \\ T = 0 ; & \text{si le point de mesure se situe entre C et C' exclus} \\ T = -P ; & \text{si le point de mesure se situe entre C' et B} \end{cases} \quad (1-28)$$

$$\sigma_f = \frac{M}{I_y} y \quad (1-29)$$

$$f = \frac{P}{EI_y} \frac{a}{24} (3L^2 - 4a^2) \quad (1-30)$$

$$\tau = \frac{TS_z}{I_{Gz} b} \quad (1-31)$$

Avec :

I_y : Le moment quadratique de la section selon l'axe vertical (en mm⁴) ;

y : La distance séparant le point étudié du centre de la section (en mm) ;

E : Le module d'élasticité (en MPa) ;

S_z : Le moment statique de l'aire sur ou sous la couche considérée (en mm³) ;

b : La largeur de la section dans la couche considérée (en mm).

Après avoir consacré les parties précédentes aux méthodes de caractérisation des propriétés mécaniques applicables aux fils tréfilés ainsi qu'aux modèles de comportement mécanique à utiliser pour exploiter ces méthodes de caractérisation mécanique, il apparaît nécessaire de poursuivre sur l'étude des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés dont on sait qu'elles sont non-négligeables et qu'elles ont un lourd impact sur le comportement mécanique des fils tréfilés.

7. Les contraintes résiduelles dans les fils tréfilés

7.1. Considérations générales sur les contraintes résiduelles

Lorsque l'on met en charge un matériau, sa déformation n'est pas égale sur tout son volume. En effet, les matériaux qui nous entourent ne sont jamais parfaitement continus et sans défaut mais présentent des irrégularités microstructurales. Ces déformations variables doivent alors être compensées par le matériau mis en charge par des déformations qui restent dans le matériau même quand il est libéré de tout chargement [74].

Ces déformations génèrent des contraintes que l'on décrit comme résiduelles, pour matérialiser l'impact de la mise en charge du matériau. Les contraintes résiduelles concernent tous les matériaux. Les aciers ne font donc pas exception, et sont eux aussi soumis à ces mécanismes qui aboutissent à des déformations parasites.

Les contraintes résiduelles peuvent être le résultat d'un refroidissement non homogène après un traitement thermique, d'une transformation de phase microstructurale lors d'un formage à chaud ou d'un moulage, ou enfin d'une déformation plastique hétérogène comme le grenailage [75], le tréfilage ou lors d'une sollicitation en flexion. Le fil tréfilé est par conséquent sensible à ces trois mécanismes initiateurs de contraintes résiduelles, puisqu'il est à la fois laminé à chaud (transformation de phase), tréfilé (déformé plastiquement) et traité thermiquement (refroidissement non homogène).

En somme, les contraintes résiduelles des fils tréfilés destinés à former les ressorts doivent être analysées finement pour maîtriser la production de ressorts.

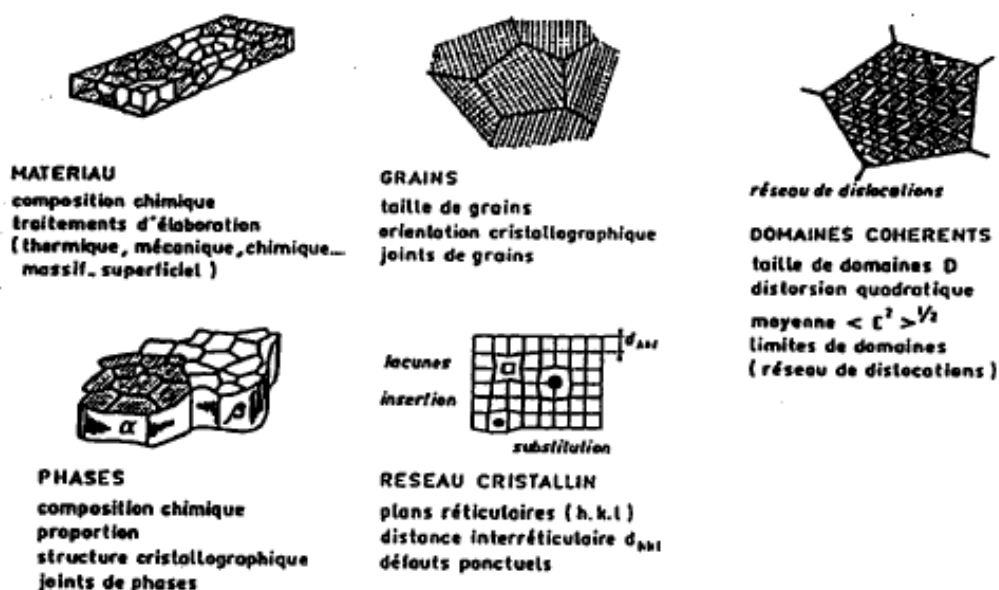


Figure 1-38 : Microstructure d'un matériau métallique sur différentes échelles [74]

Les contraintes résiduelles peuvent être classées selon trois ordres, qui s'appliquent aux diverses échelles que connaissent les aciers. En effet, les aciers sont des matériaux polycristallins constitués de phases, elles-mêmes constituées de grains, eux-mêmes étant des monocristaux composés de différents domaines, eux-mêmes formés par un ensemble de mailles cristallines formées d'atomes. La Figure 1-38 présente les cinq échelles qui s'expriment dans tous les matériaux métalliques, chacune pouvant être la cause de contraintes résiduelles différentes.

Les contraintes résiduelles se divisent donc selon les ordres suivants [74] :

- Le premier ordre, qui concerne les contraintes résiduelles lorsqu'elles sont homogènes sur plusieurs grains. Ces contraintes témoignent d'une vision macroscopique du matériau, puisqu'elles s'expriment sur plusieurs dixièmes de millimètres. Les forces internes liées à ces contraintes résiduelles sont en équilibre, et les déformations dimensionnelles macroscopiques sont le résultat de la modification de l'équilibre des forces et des moments générés par ces contraintes résiduelles de premier ordre.
- Le deuxième ordre, qui implique les contraintes résiduelles homogènes sur seulement quelques grains ou une phase. Cet ordre témoigne d'une vision microscopique du matériau, à l'échelle de quelques micromètres. Les déformations dimensionnelles macroscopiques peuvent elles aussi être le résultat d'une modification de l'équilibre générée par ces contraintes.
- Enfin, les contraintes résiduelles de troisième ordre qui s'expriment sur des distances interatomiques. Elles n'entraînent aucune déformation macroscopique.

Ainsi, lorsqu'on évoque les contraintes résiduelles d'un matériau, on parle en réalité de la somme des contraintes résiduelles de ces trois ordres. Il est donc assez difficile de distinguer précisément les effets des contraintes des différents ordres, et plus spécifiquement celles du deuxième et du troisième ordre.

Il est souvent plus pratique de diviser les contraintes suivant deux niveaux : les macrocontraintes pour les contraintes du premier ordre, et les microcontraintes pour celles du deuxième et troisième ordre. Cette distinction permet de séparer les contraintes résiduelles dues aux défauts de la microstructure (les lacunes, les précipités ou les dislocations) des autres contraintes résiduelles du premier ordre qui sont celles qui sont étudiées dans la suite de ce travail.

L'étude des contraintes résiduelles du premier ordre repose sur une modélisation des contraintes résiduelles par une déformation libre de contraintes, appelée « *Eigenstrain* » [76], une dénomination qui rassemble toutes les natures de déformations inélastiques (expansion thermique, transformation de phase, déformations initiales, déformations plastiques et changements microstructuraux).

Cette approche de modélisation des contraintes résiduelles repose sur 7 postulats [77] :

1. En l'absence d'*eigenstrain*, les solides élastiques n'ont aucune contrainte résiduelle.
2. Les contraintes résiduelles dans un solide sont le résultat de l'introduction de déformations inélastiques permanentes et non-uniformes dans ce solide.
3. Les déformations élastiques et inélastiques s'additionnent (donc $\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^* + \varepsilon_{ij}^e$ avec ε_{ij} la déformation totale, ε_{ij}^e la déformation élastique et ε_{ij}^* la déformation inélastique).

4. La déformation totale doit satisfaire la relation de compatibilité, c'est-à-dire satisfaire l'équation $rot(rot(\varepsilon_{ij})^T) = 0$.
5. Les déformations inélastiques permanentes sont la source de l'incompatibilité des déplacements.
6. La détermination de la déformation résiduelle élastique et de la contrainte résiduelle à partir d'une certaine déformation inélastique permanente ε_{ij}^* doit satisfaire à la fois l'auto-équilibrage du tenseur des contraintes résiduelles, les conditions aux limites nulles et la loi de Hooke.
7. Le problème de l'*eigenstrain* est équivalent au problème thermoélastique, ce qui implique qu'une distribution arbitraire de déformation inélastique permanente peut aussi être simulée par une expansion thermique anisotrope [78].

Dès lors, l'approche de l'*eigenstrain* permet de développer des modèles analytiques qui lient la déformation inélastique mesurée au profil de contraintes résiduelles ayant généré cette déformation inélastique. La notion de contraintes résiduelles fait donc appel à la notion de l'*eigenstrain* puisque par nature, l'origine des contraintes résiduelles réside dans la déformation inélastique permanente observée sur un solide après un chargement.

7.2. Le profil des contraintes résiduelles après tréfilage

Lors du passage d'un fil dans la filière lors du tréfilage, son diamètre est largement réduit sans pour autant lui enlever de matière. Le tréfilage agit comme un chargement très sévère sur le fil qui se déforme irréversiblement pour atteindre le diamètre souhaité. La déformation n'étant pas homogène dans la section du fil, il se crée un nouvel équilibre interne qui provoque l'apparition de contraintes résiduelles.

Ces contraintes résiduelles suivent un profil dont la forme est commune à tous les fils tréfilés. La couche superficielle subit des contraintes résiduelles de traction, tandis que le cœur est comprimé. La seule différence entre les différents fils se fait au niveau de l'intensité des contraintes et de la profondeur de la couche superficielle tendue.

La Figure 1-39 illustre le profil de contraintes résiduelles dans un fil tréfilé de 17,91 mm de diamètre :

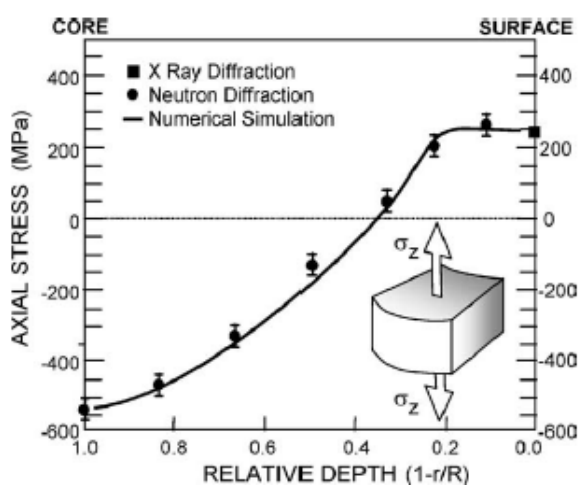


Figure 1-39 : Profil des contraintes résiduelles axiales des fils tréfilés [79].

Chapitre 1 : Étude bibliographique

Cette variation se comprend bien quand on appréhende le fil comme une série de couches concentriques. En effet, lorsque le fil passe entre les divers cônes, son diamètre se réduit et sa longueur augmente. Dès lors, les couches concentriques sont impactées dans leurs géométries, ainsi que leurs positions relatives. La Figure 1-40 illustre la réaction des couches concentriques, qui sont individuellement comprimées.

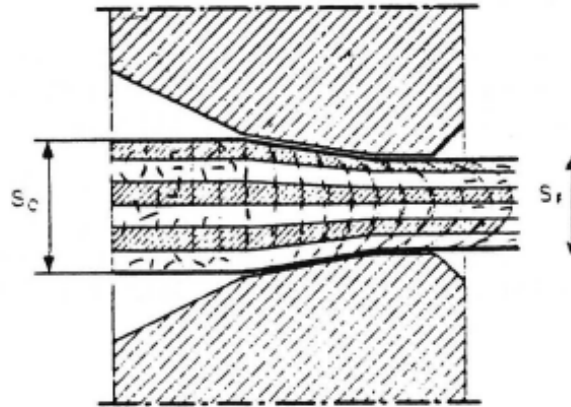


Figure 1-40 : Les différentes couches et leur réaction dans la filière [80].

Le frottement entre le fil et les cônes de la filière s'oppose à l'avancement de la couche concentrique la plus extérieure, tandis que le reste du fil continue d'avancer, tracté par l'enroulement du fil en sortie de filière. La déformation dans la section est donc fortement hétérogène, ce qui entraîne nécessairement des contraintes résiduelles après le tréfilage.

Radialement, les contraintes résiduelles sont uniquement des contraintes de compression. En effet, la Figure 1-40 le montre bien, chaque couche du fil tréfilé est comprimée pour s'adapter au diamètre libre dans la filière. La courbe tracée sur la Figure 1-41 confirme cette répartition des contraintes résiduelles radiales dans les sections du fil tréfilé.

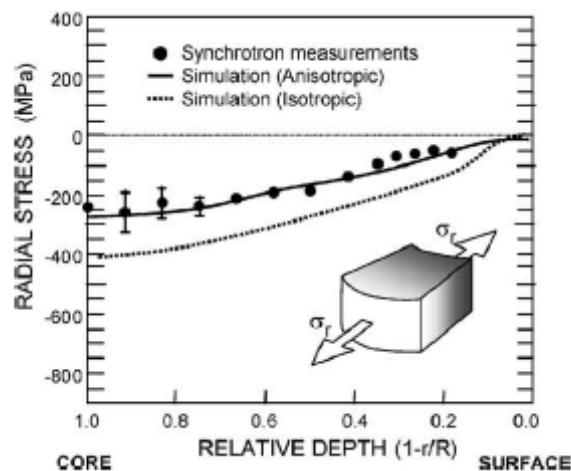


Figure 1-41 : Profil des contraintes résiduelles radiales des fils tréfilés [79].

Quant aux contraintes résiduelles axiales, elles ne sont pas homogènes le long de la section du fil. Elles répondent à l'étirement différentiel entre les fibres externes et les fibres internes : la vitesse d'avancement du fil dans la filière étant constante, les fibres internes non ralenties par

Chapitre 1 : Étude bibliographique

les cônes sont contraintes à avancer plus vite que les fibres externes, sans pourtant se désolidariser.

Lorsque le fil sort de la filière, les couches externes doivent donc s'allonger pour « rattraper » le retard qu'elles ont accumulé par rapport aux couches internes. Dès lors, les couches trouvent un nouvel équilibre, un compromis qui amène les fibres externes à s'étirer pendant que les fibres internes se resserrent. On vérifie ainsi la courbe évoquée plus haut, avec la couche extérieure subissant des contraintes résiduelles de traction pendant que le cœur subit des contraintes résiduelles de compression.

Des simulations en éléments finis ont été mises en œuvre pour visualiser les contraintes résiduelles dans un fil en sortie de tréfilage [81]. La Figure 1-42 est très parlante, puisqu'elle montre parfaitement le gradient de contraintes résiduelles dans le fil. Ce gradient suit effectivement une répartition radiale, avec les couches externes tendues et les couches internes comprimées.

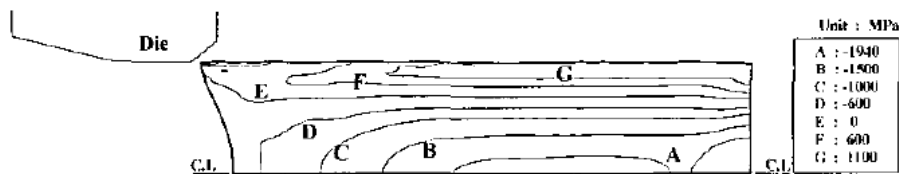


Figure 1-42 : Gradient des contraintes résiduelles axiales du fil après tréfilage [81].

Pour autant, le fil en sortie de tréfilage n'est pas utilisable en l'état. S'il bénéficie d'une excellente dureté, son allongement à la rupture est trop faible. Il doit donc passer par des opérations de traitement thermique pour améliorer ses caractéristiques mécaniques et former un ressort performant. Mais aussi performant que puisse être le traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles, il ne peut pas les supprimer totalement. On peut espérer réduire l'amplitude des contraintes résiduelles [89], mais il est impossible de détendre complètement le fil jusqu'à annuler le profil de contraintes résiduelles.

La distribution et l'intensité des contraintes résiduelles a un impact non négligeable sur les propriétés tant mécaniques (fatigue et génération de fracture [82]) que chimiques (corrosion). Il a par exemple été noté que les contraintes résiduelles de tréfilage avaient un impact positif sur la ductilité des fils tréfilés [83]. Mais inversement, un lien a aussi été révélé entre le coefficient de tréfilage et l'apparition différée de fissures sur un acier austénitique 301LN [14]. Cette corrélation s'explique non seulement par une trop forte présence de martensite et d'hydrogène, mais aussi par l'état des contraintes résiduelles.

Il est donc hautement nécessaire de vérifier l'état des contraintes résiduelles des fils tréfilés pour comprendre l'effet que ces dernières peuvent avoir sur les ressorts, ainsi que sur leur formage, puisqu'elles impactent à la fois la ductilité et l'apparition de fissures. De nombreux ressortiers notent une variabilité du comportement des fils tréfilés lors du formage des ressorts, et les contraintes résiduelles font partie des candidates les plus sérieuses pour expliquer cette variabilité subie.

7.3. La caractérisation des contraintes résiduelles du fil tréfilé

Il existe plusieurs méthodes pour caractériser les contraintes résiduelles dans un fil tréfilé. Elles peuvent se diviser en deux, au même titre que les méthodes de caractérisation du comportement mécanique : les méthodes non destructives et les méthodes destructives.

7.3.1. Les méthodes non destructives de détermination des contraintes résiduelles

Parmi ces méthodes non destructives, il existe plusieurs méthodes de détermination. La plus répandue est la méthode par diffraction des rayons X.

La détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X

Cette méthode repose sur une vision microstructurale du matériau dont les contraintes résiduelles sont à caractériser. Comme évoqué précédemment, les matériaux métalliques sont des matériaux polycristallins, constitués de grains monocristallins. Ces grains sont homogènes et sont composés d'atomes empilés régulièrement. Ces atomes s'empilent donc selon un certain ordre, décrit par une maille qui se reproduit un très grand nombre de fois pour composer le grain [84].

Chaque grain est donc composé de très nombreuses mailles, toutes identiques. Les différents plans réticulaires qui partagent les mêmes indices de Miller pour chacune des mailles du grain sont parallèles entre eux, séparés par une distance baptisée « distance inter-réticulaire ». Mais lorsque le matériau subit une contrainte mécanique, la distance inter-réticulaire varie. Elle passe alors d'une distance d_0 au repos à une distance $d_0 + \Delta d$. Les plans cristallins se déforment alors sous les sollicitations mécaniques avec une amplitude $\varepsilon = (\Delta d/d_0)_{hkl}$.

Le but de cette méthode de caractérisation des contraintes résiduelles est de retrouver cette déformation, ce que permet justement la diffraction des rayons X. En effet, la diffraction des rayons X tire sa pertinence dans le phénomène de diffusion cohérente des photons X du faisceau incident. Cette cohérence s'exprime dans l'onde que diffusent tous les électrons après avoir été excités par les photons X. S'en suivent des interférences entre chaque onde produite par les atomes, en raison de leurs positions périodiques dans la structure cristalline [85].

Néanmoins, cette méthode ne fonctionne que pour des échantillons plans [86]. Pour l'adapter aux fils, il faut corriger l'intensité diffractée en fonction de la géométrie du fil, ce qui est possible [87]. Mais le plus gros frein est sans doute le besoin en équipement et la difficulté pour intégrer cette méthode à un processus industriel comme la fabrication de ressorts, et l'adapter aux petits diamètres de fils.

La détermination des contraintes résiduelles par diffraction de neutrons

La méthode par diffraction de neutrons est strictement identique à celle de la diffraction de rayons X. La seule différence réside dans l'interaction plus faible des neutrons avec la matière, qui nécessite un volume diffractant plus important [88]. Néanmoins, il semblerait que cette méthode soit plus intéressante pour les fils, car elle permet de se débarrasser des problèmes de corrections liés à la géométrie circulaire des fils qu'impose la diffraction de rayons X, même si elle reste difficile à exploiter sur les fils de faible diamètre.

La détermination des contraintes résiduelles par ultrasons

La méthode de détermination des contraintes résiduelles par ultrasons repose sur la dépendance qui existe entre la vitesse de propagation des ondes sonores dans un matériau et son état de

contraintes. Cette variation de vitesse s'explique par des effets élastiques non linéaires, et peut se mesurer dans trois configurations :

- La configuration par écho, où le transducteur émetteur est aussi le récepteur des ondes ultrasonores. Il envoie donc les ondes ultrasonores perpendiculairement à la surface.
- La configuration par transmission, où l'émetteur envoie les ondes pour qu'elles se propagent avec un certain angle dans le matériau, pour être détectées ensuite par un récepteur positionné plus loin.
- Enfin, la configuration par transmission avec des ondes longitudinales surfaciques. Cette configuration est identique à la précédente, à l'exception du sens de propagation des ondes qui est parallèle à la surface du matériau.

Il suffit ensuite de comparer les vitesses de propagation des ondes ultrasonores entre l'état de référence sans contrainte et l'état contraint, pour obtenir les contraintes résiduelles du matériau [89]. Cette méthode, moins utilisée que la méthode par rayon X offre de nombreux avantages. Elle est notamment beaucoup moins coûteuse et son dispositif est portable, ce qui lui permet une polyvalence appréciée. Néanmoins, elle est assez difficile à utiliser lorsque la géométrie n'est pas plane, et elle nécessite un étalonnage.

De plus, cette méthode ne permet pas de fournir un profil complet des contraintes résiduelles, puisqu'elle ne permet de les mesurer que sur une certaine profondeur, inférieure à 0,3 mm. Sa rapidité d'exécution est très favorable dans le cadre industriel, mais elle ne convient que dans des situations où seules les contraintes résiduelles superficielles sont étudiées.

Dans le cadre des fils tréfilés, cette méthode peut être une option intéressante à condition que l'enjeu identifié soit dans les couches superficielles, et que la géométrie circulaire du fil ne soit pas source d'erreurs.

Ainsi, les méthodes non destructives se divisent en trois méthodes principales : les méthodes de diffraction des rayons X et des neutrons, et la méthode par ultrasons. Elles possèdent toutes des avantages mais elles sont difficilement applicables aux fils tréfilés et particulièrement à ceux de faibles diamètres (inférieur à 1 mm).

Ici, il est important de préciser que ces méthodes non destructives de caractérisation des contraintes résiduelles sur des fils de faibles diamètres ont déjà été exploitées [90] mais au prix d'un protocole expérimental lourd, dont l'exploitation est difficilement imaginable pour un industriel du ressort. Or dans un cadre industriel, il est important que la méthode de caractérisation des contraintes résiduelles soit intégrable à la chaîne de fabrication. Sans quoi, elle ne peut pas dépasser le cadre du laboratoire et les ressortiers sont privés d'une connaissance précise de l'état des contraintes résiduelles des fils tréfilés qu'ils utilisent.

7.3.2. *Les méthodes destructives de détermination des contraintes résiduelles*

À l'inverse des méthodes non destructives, les méthodes destructives ou semi-destructives [91] retirent une portion de matériau des pièces dont on souhaite mesurer les contraintes résiduelles. Ces méthodes, aussi appelées « méthode de relaxation », procèdent toutes par enlèvement de matière pour observer la déformation élastique engendrée par le relâchement des contraintes résiduelles au moment de l'enlèvement de matière [92].

En effet, les contraintes résiduelles d'un matériau sont le résultat d'un équilibre de contraintes qui s'exprime sur toute la section du matériau. Si l'on soustrait à cette section une certaine

portion, un nouvel équilibre des contraintes se met en place qui provoque une déformation de la pièce étudiée. En mesurant la déformée associée, il est alors possible d'extrapoler le profil initial des contraintes résiduelles dans la section du matériau avant l'enlèvement de matière.

Parmi ces méthodes destructives, on compte la méthode du trou, qui est la plus utilisée dans de nombreux domaines quand il s'agit de déterminer les contraintes résiduelles d'un matériau.

La méthode du trou

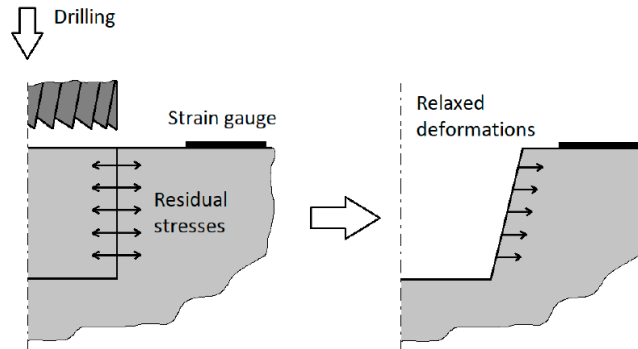


Figure 1-43 : Le principe de fonctionnement de la méthode du trou [93].

Cette méthode consiste à percer un trou dans le matériau pour mesurer la déformation générée par le nouvel équilibre des contraintes. C'est une méthode qui exige de connaître la direction principale de l'état des contraintes planes et qui perd en précision dès lors qu'on relève une non-uniformité des contraintes autour du trou [94]. Lorsque les conditions sont rassemblées pour utiliser la méthode du trou, il est alors possible d'estimer les contraintes résiduelles qui s'expriment selon une fonction de plusieurs paramètres :

$$\sigma_{eq} = f \left(\sigma_{eq,e}, \sigma_{eq,i}, Re, \frac{E_T}{E}, \Omega, \frac{z}{D} \right) \quad (1-32)$$

Avec :

σ_{eq} : La contrainte équivalente.

$\sigma_{eq,e}$: La contrainte résiduelle élastique équivalente évaluée avec le standard ASTM.

$\sigma_{eq,i}$: La contrainte résiduelle inélastique équivalente.

Re : La limite d'élasticité.

E_T : Le module tangent.

E : La module d'élasticité.

Ω : Un ratio de biaxialité qui lie les contraintes résiduelles en y avec les contraintes résiduelles en x .

z : La profondeur du trou.

D : Le diamètre moyen de la rosette.

La méthode du trou est capable de mesurer les contraintes résiduelles à une profondeur se situant entre 10 μm et 1 mm de la surface du matériau étudié [95]. Cette méthode souffre néanmoins d'erreurs d'estimation due à la nature élastique des hypothèses sur lesquelles elle repose, et des concentrations de contraintes autour du trou [96].

Une variation de la méthode du trou consiste à procéder de manière incrémentale, c'est-à-dire de percer de plus en plus profond pour mesurer à chaque nouvel enlèvement de matière la déformation provoquée. On parle alors de méthode du trou par perçage incrémental. Cette

Chapitre 1 : Étude bibliographique

mesure de la déformation peut être obtenue grâce aux jauges de déformation collées à la surface de l'échantillon ainsi que par un interféromètre de Speckle qui permet de mesurer sans contact les déformations du matériau.

On obtient alors un gradient des contraintes résiduelles le long du trou, ce qui permet d'aboutir à un profil qui varie sur une seule dimension, dans le sens du perçage. Il suffit ensuite d'appliquer les formules suivantes pour aboutir au champ de contraintes résiduelles [97] :

$$\sigma_i = \frac{\varepsilon_i^1}{2A_{ii}} \quad (1-33)$$

$$\varepsilon_i^1 = \varepsilon_{i_{mes}}^1 - \sum_{j=1}^{i-1} \varepsilon_{ij}^1 \quad (1-34)$$

Avec :

σ_i : La contrainte résiduelle.

A_{ii} : Un coefficient de calibration déterminé par la méthode des éléments finis.

ε_i^1 : La déformation liée au perçage i .

$\varepsilon_{i_{mes}}^1$: La déformation mesurée par les jauges et/ou l'interféromètre.

$\sum_{j=1}^{i-1} \varepsilon_{ij}^1$: Les déformations liées aux perçages précédents.

Cette méthode de détermination des contraintes résiduelles est très utilisée, car elle est très peu coûteuse et robuste. Néanmoins, malgré sa pertinence pour déterminer les contraintes résiduelles de nombreuses géométries, la méthode du perçage incrémental est essentiellement destinée aux surfaces planes.

Les fils à ressorts ont pour la plupart un diamètre relativement faible, ce qui augmente la courbure de leur peau. Cette méthode peut alors difficilement s'adapter aux fils tréfilés.

La méthode de Sachs

Étant donnée la difficulté d'utiliser la méthode du trou sur un fil, une solution est de répliquer son principe mais de percer dans le sens de la profondeur du fil. Cette méthode a été proposée par Sachs en 1927 [98], puis améliorée depuis.

Elle consiste à procéder par perçages successifs au centre d'un cylindre pour mesurer les déformations sur la surface extérieure. Une nuance qui la différencie de la méthode du perçage incrémental, c'est que les perçages successifs n'évoluent pas en profondeur mais en diamètre de coupe.

On perce alors un premier trou d'un certain rayon et d'une certaine longueur (supposée assez grande pour que les effets de bord ne se fassent pas ressentir à l'endroit où on mesure les déformations), puis on élargit ce trou en enlevant successivement des couches d'épaisseur fine. Ces couches doivent être assez fines pour se rapprocher de l'hypothèse que les contraintes sont constantes en leur sein.

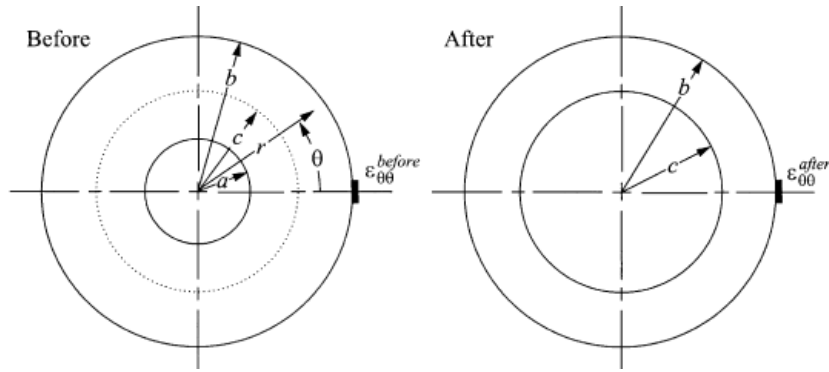


Figure 1-44 : La méthode de Sachs [99].

Les contraintes longitudinales, tangentielles et radiales σ_l , σ_t , σ_r peuvent alors s'écrire [100] :

$$\sigma_l = \frac{d}{df} [E' \lambda_b (f_b - f)] \quad (1-35)$$

$$\sigma_t = \frac{d}{dr} \left[E' \theta_b \left(\frac{b^2 - r^2}{2r} \right) \right] \quad (1-36)$$

$$\sigma_r = \frac{1}{r} \left[E' \theta_b \left(\frac{b^2 - r^2}{2r} \right) \right] \quad (1-37)$$

Avec :

$$f = r^2 \pi \quad (35)$$

$$f_b = b^2 \pi \quad (36)$$

$$E' = \frac{E}{1 - \mu^2} \quad (37)$$

$$\lambda_b = \varepsilon_l + \mu \varepsilon_t \quad (38)$$

$$\theta_b = \varepsilon_t + \mu \varepsilon_l \quad (39)$$

E : Le module d'élasticité.

μ : Le coefficient de Poisson.

b : Le rayon extérieur du cylindre.

a : Le rayon intérieur du cylindre.

r : Le rayon instantané.

ε_l : La déformation longitudinale mesurée sur la surface extérieure.

ε_t : La déformation tangentielle mesurée sur la surface extérieure.

La suite consiste à mesurer les déformations longitudinales et tangentielles grâce à des jauges de déformations collées sur la surface extérieure, ou grâce à un interféromètre de Speckle.

Néanmoins, cette méthode se base sur l'hypothèse qu'après chaque passe, le tube se décharge élastiquement de manière linéaire, ce qui permet d'utiliser la superposition pour calculer les contraintes résiduelles. En réalité, cette hypothèse est invalidée par l'effet Bauschinger, qui décrit une altération anisotrope de la limite d'élasticité. La méthode de Sachs n'est alors pas recommandée si on cherche une méthode fiable et conservative pour mesurer les contraintes résiduelles [101].

En effet, la méthode de Sachs surestime entre 24% et 43% les contraintes résiduelles du matériau, ce qui pourrait amener à une surestimation de la durée de vie en fatigue du fil par un facteur qui peut atteindre plus de 9. Cette surestimation peut s'avérer délétère et est donc à manier avec de grandes précautions.

La méthode du contour

La méthode du contour est une autre méthode de détermination des contraintes résiduelles par relaxation. Elle est basée sur le principe de superposition de Bueckner, qui stipule que tous les problèmes de fissure élastique peuvent être ramenés à un problème où la charge externe se matérialise sous la forme de contraintes de traction distribuées sur les bords de la fissure [102].

Elle consiste à couper la pièce à étudier en deux, à mesurer la déformation de cette pièce à l'endroit de la découpe puis à contraindre cette pièce à revenir à sa forme d'origine. La Figure 1-45 illustre le mode opératoire de cette méthode.

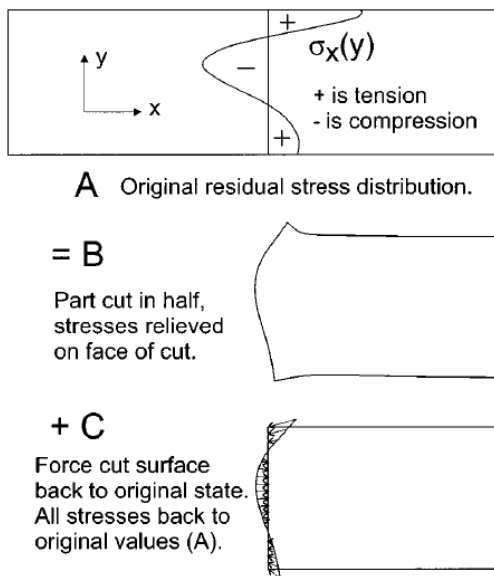


Figure 1-45 : La méthode du contour [103].

L'idée est alors de superposer l'état de contrainte de l'état B avec l'état de contrainte de l'état C (voir Figure 1-45) pour obtenir l'état initial des contraintes résiduelles dans la pièce étudiée. Pour estimer ces deux états de contraintes, des simulations numériques de l'échantillon étudié sont généralement utilisées sur la base des dimensions mesurées après découpe [104], ce qui implique qu'il est nécessaire de connaître au préalable le module d'élasticité du matériau qui compose l'échantillon étudié.

L'état initial des contraintes résiduelles par la méthode du contour est donc donné par l'équation suivante :

$$\sigma_A(x, y) = \sigma_B(x, y) + \sigma_C(x, y) \tag{1-38}$$

Avec :

$\sigma_A(x, y)$: Le tenseur des contraintes résiduelles initiales.

$\sigma_B(x, y), \sigma_C(x, y)$: Le tenseur des contraintes respectivement sur la face B et C.

La méthode du contour ne permettant qu'une estimation des contraintes résiduelles dans le plan (σ_x, τ_{xy}), une méthode a été développée pour estimer le tenseur complet des contraintes résiduelles. Elle repose sur le même principe, mais procède en deux coupes successives dans deux plans perpendiculaires [105].

La méthode par enlèvement d'une couche de matière

Enfin, il existe une grande famille de méthode de caractérisation des contraintes résiduelles qui repose sur l'enlèvement d'une couche de matière. Son principe est le même que celui du perçage incrémental, à la différence qu'il n'y a besoin que d'un incrément : il suffit de retirer une couche de matière de l'échantillon étudié et de mesurer sa déformée après retrait de cette couche de matière. Il est alors possible d'estimer les contraintes résiduelles présentes dans l'échantillon à partir de l'hypothèse d'un certain profil de contraintes résiduelles dans le matériau.

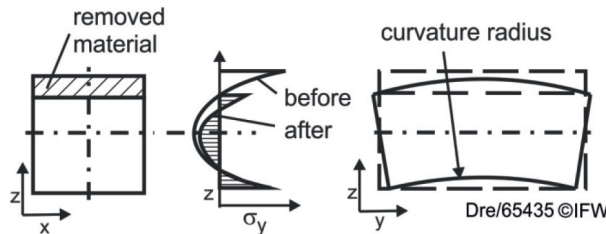


Figure 1-46 : Une méthode d'estimation des contraintes résiduelles par enlèvement de matière [106].

Cette méthode est très pertinente car extrêmement polyvalente : elle peut fonctionner tant pour des films fins [107], que sur des lentilles [108], que sur des plaques d'aluminium [106], que sur des fils d'acier [109]. Elle est donc valable pour tous les matériaux et pour toutes les formes d'échantillons pour lesquels on retrouve une géométrie relativement simple.

La Figure 1-47 illustre très explicitement le principe de fonctionnement de cette méthode. À partir d'une hypothèse de la forme des contraintes résiduelles dans une section de l'échantillon étudié (ici une parabole dans une lentille en forme de disque [108]), il est possible d'interpréter la déformation du matériau après enlèvement de matière afin de connaître l'amplitude des contraintes résiduelles qui ont généré cette déformation.

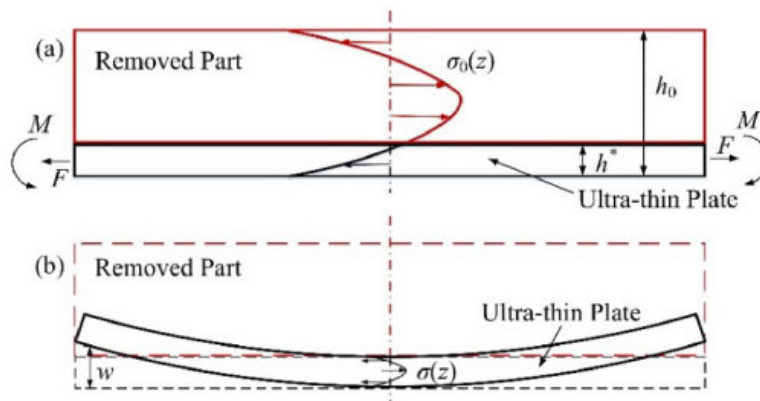


Figure 1-47 : Méthode de détermination des contraintes résiduelles par enlèvement d'une couche de matière sur une lentille [108].

Le profil des contraintes résiduelles de leurs échantillons avant enlèvement de matière a donc été posé comme défini par la fonction suivante, en ajoutant les conditions de symétrie de la fonction polynomiale (donc $b = 0$ sur la Figure 1-47) et la nullité de l'aire sous la courbe le long de la section :

$$\sigma_0(z) = -\frac{1}{3}a \left[\left(\frac{h_0}{2} \right)^2 - 3z^2 \right] \quad (1-39)$$

Estimer le profil des contraintes résiduelles dans les échantillons testés revient alors à identifier la variable a de l'équation précédente. Pour identifier cette variable, les auteurs de cette étude ont alors associé la déformation observée après le retrait d'une couche de matière à un moment de flexion équivalent qui provoquerait une déformée similaire sur une plaque sans contraintes résiduelles.

$$\tilde{\sigma}_0(\tilde{z}) = \frac{\tilde{w}}{(1 - \tilde{h})\tilde{r}^2} \left(\frac{1}{6} - 2\tilde{z}^2 \right) \quad (1-40)$$

Avec :

$$\tilde{\sigma}_0(\tilde{z}) = \frac{\sigma_0(\tilde{z})}{E/(1 - \nu)}$$

$$\tilde{z} = \frac{z}{h_0}$$

$$\tilde{w} = \frac{w}{h_0}$$

$$\tilde{h} = \frac{h^*}{h_0}$$

$$\tilde{r} = \frac{r}{h_0}$$

h_0 : L'épaisseur de l'échantillon (en mm) ;

h^* : L'épaisseur de l'échantillon après enlèvement de matière (en mm) ;

w : Le déplacement radial de l'échantillon après retrait de matière (en mm) ;

r : La distance depuis le centre de l'échantillon du point de mesure de déplacement radial (en mm) ;

E : Le module d'élasticité du matériau étudié (en MPa) ;

ν : Le coefficient de Poisson du matériau étudié.

La seule limite de cette méthode est qu'elle exige de s'appuyer sur une hypothèse de la forme que revêt le profil des contraintes résiduelles dans la section étudiée. Mais si elle est couplée à une étude préliminaire par diffraction X qui donne la forme du profil auquel on doit s'attendre, elle devient très efficace : en effet, sa précision est très satisfaisante [108] et son intégration à un processus industriel est possible car elle est simple à mettre en œuvre.

Il suffit au ressortier de couper un échantillon de fil, de procéder à l'essai et d'obtenir un résultat rapide sur la base d'équation analytiques. C'est donc sans doute la méthode de caractérisation des contraintes résiduelles la plus prometteuse dans un contexte industriel.

8. Le formage des ressorts

Les ressortiers reçoivent leurs fils tréfilés enroulés dans des bobines. Leur métier est de transformer ce fil en ressorts. Ils peuvent y parvenir par trois procédés :

- La fabrication manuelle à froid des ressorts, qui est assez commune lorsque les commandes sont en très petites séries. C'est par exemple le cas de ressorts très spécialisés dans les avions, dont les commandes se font en très petites quantités. Cette option demande une très grande expertise de l'opérateur, qui forme les ressorts aux dimensions souhaitées en enroulant les fils autour d'axes, dans des montages très complexes.
- La fabrication à chaud, qui consiste à enrouler le fil à haute température. La fabrication à chaud permet de former des ressorts avec des diamètres de fils élevés (souvent

supérieurs à 15 mm). Les ressorts hélicoïdaux de suspension sont fabriqués selon ce procédé, comme nombre d'autres ressorts [3].

- La fabrication à froid avec des machines automatiques, méthode la plus couramment utilisée industriellement et très adaptée aux petits diamètres de fils et aux grandes séries.

Dans ce travail, c'est donc cette dernière méthode de fabrication des ressorts qui sera étudiée, puisque le besoin industriel d'une plus fine compréhension des mécanismes à l'œuvre dans les ressorts concerne essentiellement les fabricants de ressorts à froid.

8.1. La fabrication automatisée à froid

Plébiscitée par les industriels, la fabrication à froid repose sur une automatisation très performante d'un formage délicat à des cadences très élevées. La clé de voute de la fabrication à froid est la machine automatique de formage, qui permet de dévider les bobines de fil tréfilé, de le dresser, de le cintrer, de l'enrouler et de former des boucles et des crochets.

Ces machines automatiques sont polyvalentes, pour permettre la fabrication tant des ressorts de compression que les ressorts de traction et de torsion. Elles sont baptisées « machines multi-formage » par leurs constructeurs. La plupart sont à commande numérique.



Figure 1-48 : Machines multi-formage Bobbio.

Voici comment ces machines multi-formage procèdent pour fabriquer les ressorts [110] :

- Des galets d'entraînement tirent le fil de la bobine afin qu'il alimente la machine ;
- Le fil passe au préalable plusieurs galets de redressement (les galets noirs sur la Figure 1-48) dont le rôle est de le redresser, afin de lui faire perdre la courbure imposée par la bobine ;
- Il est ensuite poussé par des galets d'entraînement (les galets gris sur la Figure 1-48) dans la zone de déformation, composée d'obstacles qui contraignent sa trajectoire pour lui imposer une déformation. C'est à ce moment que le fil s'enroule pour former le ressort. Les obstacles sont en réalité des outils contrôlés numériquement ou grâce à des cames. Le paramétrage de l'intervention de chaque outil demande plusieurs heures de travail pour que le ressort respecte les dimensions souhaitées.
- Enfin, une cisaille vient couper le fil enroulé dont les dimensions sont contrôlées avant d'être conservé dans l'attente des opérations de finition.

La Figure 1-49 montre quant à elle une vue plus détaillée de la zone de déformation. On y aperçoit les divers outils qui se succèdent pour former le ressort, au centre. Cette fois, c'est une machine du constructeur Nucoil.

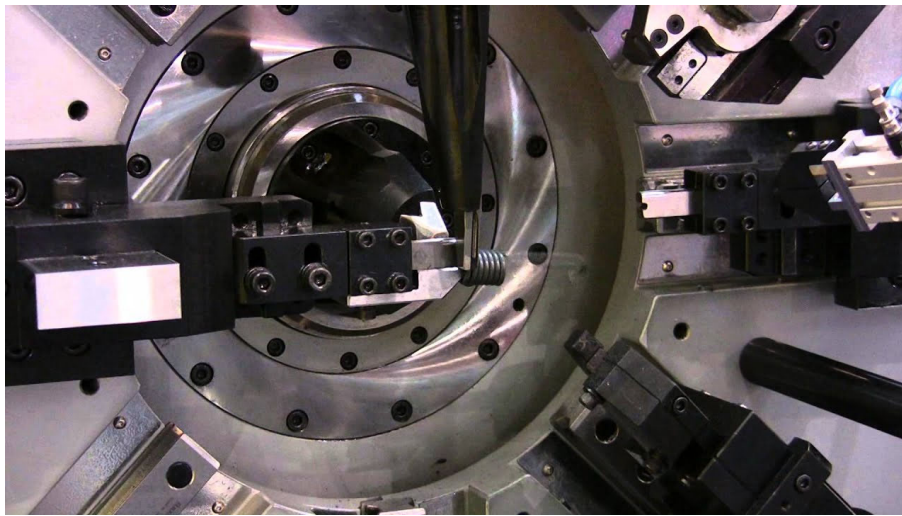


Figure 1-49 : Détail de la zone de déformation sur une machine Nucoil.

Le formage géométrique du ressort par fabrication à froid s'achève donc ainsi. Mais les ressorts ne sont pas encore en état d'être vendus. En effet, il reste potentiellement plusieurs opérations de finition, telles que le meulage, le revenu, le grenailage, le marquage, la préconformation et les traitements anticorrosion.

8.2. La finition du ressort

Le formage du ressort fonctionne par déformation plastique du fil pour aboutir à la forme souhaitée. Cette déformation plastique non homogène est à l'origine de contraintes résiduelles dans le ressort en sortie de machine. Il est alors préférable de procéder à un revenu qui vient libérer les contraintes résiduelles.

Il n'est pas rare de placer un convoyeur sur la machine multi-formage qui récupère les ressorts et les fait transiter par un four, avant même le meulage. Le revenu dure entre 5 minutes et 4 heures, à des températures en 200°C et 480°C. Il suffit alors de régler la vitesse du convoyeur pour ajuster son temps de revenu, selon la température que le four produit.

À la suite du revenu, il est envisageable que le ressort n'offre pas encore les caractéristiques mécaniques voulues. Dans ce cas, on peut réaliser un grenailage qui vient augmenter sa résistance à la fatigue. Le grenailage consiste en un écrouissage de la surface du ressort, par la projection de billes à grande vitesse qui viennent déformer sa couche superficielle. Le grenailage peut s'effectuer en ligne, en tonneau ou en double grenailage [111].

On crée ainsi une couche superficielle durcie, dont la profondeur peut aller jusqu'à 0,5 mm. Le profil des contraintes résiduelles est bouleversé par ce procédé, qui comprime la couche superficielle et contraint le cœur du fil en traction. La couche superficielle comprimée permet de réduire la propagation et la naissance de fissures, en contraignant les dislocations microstructurales.

Il est néanmoins important de noter que le grenailage n'est pertinent que pour les ressorts qui offrent un espace suffisant entre les spires. En effet, si les billes n'attaquent pas le fil à l'intérieur

du ressort, le durcissement sera trop inégal et donc inutile. D'autant que pour les ressorts de compression et de traction, la contrainte maximale se situe sur leur diamètre intérieur.

Le traitement mécanique de préconformation est aussi largement utilisé. Au même titre que pour le grenailage, la préconformation a pour objectif de créer une couche comprimée à la surface du fil à ressort. Pour y parvenir, le ressort est comprimé à bloc afin de générer une contrainte dans le fil qui dépasse la limite d'élasticité du matériau. La préconformation est donc un procédé d'écrouissage à l'usage des ressorts.

Enfin, certains ressorts peuvent nécessiter un traitement anticorrosion. Ce n'est évidemment pas le cas des aciers inoxydables qui sont étudiés jusqu'à maintenant. Ce traitement consiste en un revêtement du ressort par un matériau protecteur.

Cette dernière étape signe la fin de la fabrication du ressort, qui sera ensuite contrôlé et envoyé au client.

9. Les contraintes résiduelles des ressorts

9.1. Le profil des contraintes résiduelles des ressorts

Lors du formage du fil, un profil de contraintes résiduelles est appliqué au matériau, car le fil est déformé plastiquement, modifiant l'équilibre des contraintes dans la section. Le ressort hélicoïdal qui est étudié dans ce travail est formé en forçant le fil à fléchir sous la contrainte des outils de la zone de déformation.

La Figure 1-50 et la Figure 1-51 illustrent le profil des contraintes résiduelles que l'on retrouve chez tous les ressorts hélicoïdaux en sortie de formage. Contrairement au tréfilage après lequel les contraintes résiduelles normales prédominent, la mesure des contraintes résiduelles après formage montre que les contraintes tangentielles de la section du fil sont beaucoup plus importantes que les autres contraintes (voir Figure 1-52).

À noter néanmoins que les termes « axial », « radial » et « tangentiel » sont vus ici relativement à la trajectoire du ressort : les contraintes tangentielles sont celles qui se trouvent dans le sens de la trajectoire du ressort, les contraintes axiales sont orientées dans le sens de l'axe du ressort et les contraintes radiales sont orientées dans le sens perpendiculaire à l'axe du ressort. La Figure 1-50 clarifie le sens de ces termes.

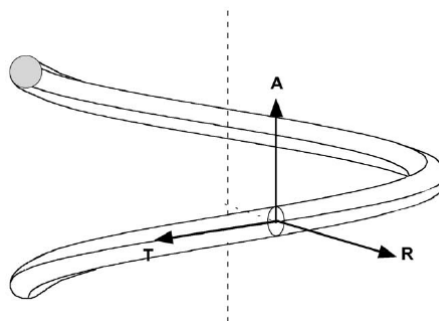


Figure 1-50 : Le sens des termes "axial" (A), "tangentiel" (T) et "radial" (R) [112].

La courbe présentée sur la Figure 1-51 illustre que la peau extérieure du ressort est sollicitée en traction et la peau intérieure en compression. Mais elle permet surtout de réaliser que ce sont essentiellement les valeurs de contraintes tangentielles (donc celles qui sont orientées dans le

sens de la trajectoire du ressort) dépassent très sérieusement les valeurs de contraintes radiales et axiales (ce que la Figure 1-52 laisse pressentir mais de manière difficilement quantifiable).

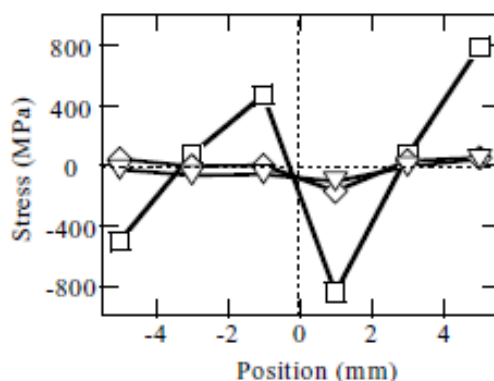


Figure 1-51 : L'évolution des contraintes tangentielles (carrés), radiales (losanges) et axiales (triangles) dans un ressort en sortie de formage [112].

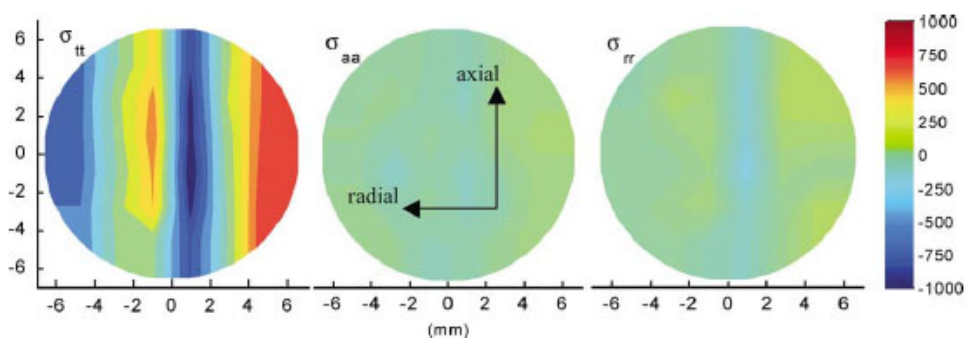


Figure 1-52 : Variation des contraintes résiduelles tangentielles, axiales et radiales sur les sections de fil, de l'extérieur vers l'intérieur [112].

Cette prédominance des contraintes résiduelles tangentielles du ressort (donc dans le sens axial du fil) est finalement assez compréhensible car leur forme témoigne d'une sollicitation en flexion du fil qui compose le ressort. Or le formage d'un ressort hélicoïdal reposant en réalité sur la déformation plastique du fil tréfilé en flexion, il n'est pas étonnant de trouver une forme de contraintes résiduelles typiques de la flexion.

Pour autant, ce profil des contraintes résiduelles n'est que rarement le profil final des contraintes résiduelles des ressorts. La plupart d'entre eux passent en effet par un traitement thermique et mécanique supplémentaire afin de répondre au mieux aux exigences mécaniques fixées dans le cahier des charges.

Ces traitements sont destinés à mitiger le profil des contraintes résiduelles et se déroulent l'un après l'autre : le traitement thermique de revenu a pour mission de réduire l'intensité de toutes les contraintes résiduelles (en compression et en traction) quand le traitement mécanique cherche à protéger les ressorts par une couche de contraintes résiduelles normales de compression. Ces deux traitements ont été évoqués dans ce Chapitre, dans la partie qui traite de la finition des ressorts. Grâce à l'application de ces deux traitements de finition, le profil des contraintes résiduelles du ressort est donc entièrement changé.

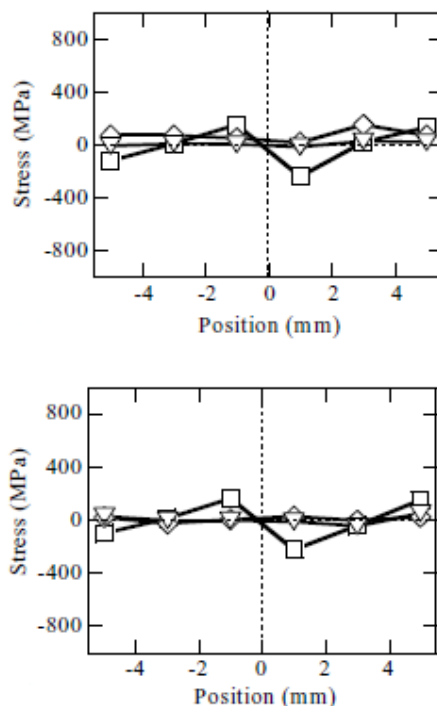


Figure 1-53 : L'évolution des contraintes tangentielles (carrés), radiales (losanges) et axiales (triangles) dans un ressort passé par un revenu pour les courbes supérieures et passé par un revenu puis une préconformation pour les courbes inférieures [112].

La Figure 1-53 s'attache à montrer l'influence du revenu et de la préconformation sur le profil des contraintes résiduelles. Sa lecture, comparée avec la lecture de la Figure 1-51, montre effectivement que ces deux traitements réduisent largement l'amplitude des contraintes résiduelles tangentielles (donc dans le sens de la trajectoire du ressort), allant jusqu'à diviser par deux leur valeur. Le profil des contraintes résiduelles du ressort est donc maîtrisable, grâce à des traitements de finition tels que le grenailage, le traitement thermique et la préconformation.

Cette réduction de l'amplitude des contraintes résiduelles des ressorts est primordiale car elle représente un enjeu majeur de la tenue en fatigue du ressort, qui dépend largement du champ de contraintes résiduelles dans le fil [113]. Plus les contraintes résiduelles de traction sont faibles en surface, meilleure sera la tenue en fatigue. Les contraintes résiduelles en compression sont en effet très bénéfiques [13] pour la durée de vie du ressort puisqu'elles limitent l'amorçage de fissures de fatigue.

Il est donc nécessaire de caractériser l'état des contraintes résiduelles afin de savoir si elles ont un effet délétère et agir en conséquence. L'opération de caractérisation des contraintes résiduelles doit donc être répétée après le formage des ressorts, en procédant de la même manière que pour les fils tréfilés.

9.2. La caractérisation des contraintes résiduelles du ressort

Pour déterminer les contraintes résiduelles d'un ressort, à l'inverse de ce qui a été vu pour le fil tréfilé, les choix sont très peu nombreux. Les méthodes destructives classiques ne sont en effet pas pertinentes car le fil suit une trajectoire courbe. Seules les méthodes non destructives sont fonctionnelles. Néanmoins, la méthode par ultrason est elle aussi éliminée, car la géométrie est beaucoup trop complexe.

Il ne reste donc que les méthodes par diffraction des rayons X et des neutrons [114]. La plus couramment utilisée pour déterminer les contraintes résiduelles des ressorts est la diffraction par les rayons X, que nous avons vue plus haut. Néanmoins, il est difficile de caractériser les contraintes résiduelles à l'intérieur du ressort sans couper une spire. Il faut alors prélever une portion de spire mesurant entre 2 et 5 fois le diamètre du fil [112] afin de l'envoyer sous les rayons X.

On peut aussi affiner la méthode conventionnelle des rayons X par une approche en 2D qu'on peut baptiser « méthode $\cos\alpha$ » [74]. Cette méthode améliore les résultats obtenus par la méthode traditionnelle, et réduit largement le temps nécessaire pour obtenir le profil de contraintes résiduelles [115]. Toutefois les méthodes des rayons X et des neutrons sont difficilement applicables pour des fils dont le diamètre est inférieur à 1 mm.

10. Synthèse de l'étude bibliographique

Dans cette étude bibliographique, nous avons considéré la chaîne de fabrication complète des ressorts. Ainsi, nous avons pu nous attarder sur les différents matériaux utilisés et en particulier les aciers inoxydables, pour ensuite comprendre les étapes qui séparent le minerai d'acier du ressort final. La considération de tout ce spectre nous a alors permis de noter que le plus grand enjeu de la fabrication des ressorts réside dans la maîtrise des contraintes résiduelles en leur sein, et dans la difficulté de tracer la loi matériau d'un fil tréfilé à partir des moyens d'essais disponibles chez les ressortiers.

À la suite de ces travaux, il a donc été décidé de s'attacher à désigner la méthode de détermination des contraintes résiduelles la plus pertinente dans le cadre des fils à ressorts. Ce choix est multi-contraint, car il doit s'inscrire dans une optique de caractérisation fine, mais aussi dans une visée d'efficacité opérationnelle notamment pour répondre à des problématiques industrielles.

Il a de plus été constaté qu'il était nécessaire d'étudier précisément l'influence des contraintes résiduelles générées par les différentes étapes de fabrication sur les propriétés du fil et du ressort. Nous visons une caractérisation globale du matériau d'un fil à ressort. Nous souhaitons donc intégrer une vision macroscopique sur les comportements élastiques et plastiques, qui consiste à proposer une méthode de caractérisation de la loi matériau des fils tréfilés que les ressortiers reçoivent.

Ainsi, les travaux qui ont suivi cette étude bibliographique se sont concentrés sur deux problèmes majeurs de la caractérisation du comportement mécanique des fils tréfilés. Le premier problème concerne l'extrême difficulté de tracer une loi matériau contrainte/déformation, et le deuxième problème relève de la complexité d'intégrer une méthode de caractérisation des contraintes résiduelles à l'usage des fils tréfilés dans un processus industriel de formage des ressorts.

Les deux prochains Chapitres qui composent ce travail se consacrent donc à apporter des pistes de réponses à ces deux enjeux industriels. Le Chapitre 2 détaille notre proposition d'une approche d'estimation d'une loi matériau trilineaire des fils tréfilés à partir d'un essai de flexion 3 points. Le Chapitre 3 décrit quant à lui la conception d'une méthode de caractérisation des contraintes résiduelles des fils tréfilés par enlèvement de matière. Enfin, le Chapitre 4 se consacre à l'exploitation des deux approches développées dans les Chapitres 2 et 3 dans un cas d'usage industriel.

Chapitre 2 : Estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion

1. La caractérisation d'une loi matériau pour les fils tréfilés de faible diamètre

Les fils de petit diamètre sont utilisés dans de nombreuses industries : on les retrouve dans les emballages de semi-conducteurs [116], dans les fils conducteurs d'électricité [117], dans les câbles présents dans les pneus et dans les ressorts [118]. Pour être aussi massivement utilisés, leur production se doit d'être très importante pour répondre à la forte demande.

Puisque ce travail s'intéresse d'abord aux ressorts, il a été décidé de se focaliser sur le cas d'étude des ressorts, qui est aussi un cas d'école en termes de besoins de fils de faibles diamètres : les machines de formage utilisées par les fabricants de ressorts produisent des centaines de milliers de ressorts par semaine, avec une vitesse d'alimentation en fil qui atteint souvent 121 mètres par minute [119].

La conséquence directe de ce taux de production très élevé est que les fabricants de ressorts tentent de trouver un point d'équilibre délicat qui garantit à la fois le respect des tolérances dimensionnelles attendues sur les ressorts et une quantité très grande de ressorts. Afin d'atteindre ces objectifs exigeants à la fois en termes de qualité et de quantité, les fabricants de ressorts sont forcés de connaître finement les propriétés mécaniques des fils tréfilés qu'ils exploitent. Les premières propriétés mécaniques auxquelles ils ont accès avant réception des fils tréfilés (et dont ils se servent dans le choix des nuances de fils au moment de la conception des ressorts) sont celles qui sont données par le certificat matériau de leurs partenaires tréfileurs et par les normes européennes NF EN ISO 6931-1 [9], NF EN ISO 6931-2 et NF EN ISO 6931-3.

Dans ce travail, un fil de 0,8 mm en acier AISI 302 (X10CrNi18-8) a été étudié, qui est l'un des fils les plus utilisés chez les fabricants de ressorts : la combinaison de la nuance AISI 302 et du diamètre 0,8 mm est en effet très répandue pour constituer les ressorts de traction et de compression fabriqués en très grandes séries à destination de nombreux usages. Ce fil a donc été choisi pour sa grande place dans le quotidien des fabricants industriels de ressorts.

Un certificat matériau fourni aux fabricants de ressorts par les tréfileurs est montré dans la Figure 2-1. La lecture de cette Figure permet d'identifier que sur les trois catégories d'informations données par le certificat matériau (description du matériel, analyse chimique, résultats des épreuves mécaniques), seule la dernière catégorie est consacrée aux propriétés mécaniques des fils tréfilés.

DESCRIPTION DU MATERIEL																			
N.	CONFIRM.	PRODUIT	DESCRIPTION				DIAMETRE - LOUNG.		POIDS	V.COMMANDE	DATE								
1	122575 /001	302 6 S	AISI 302	1.4310	MM	0,80	KG	2742,0	7000499	18/01/2019									
			ASTM A 313/A 313M		EN 10088-1 X10CrNi18-8			EN 10270-3 X10CrNi18-8											
			1.4310NS		Technical Sheet Product E Rev.1														
			MP-DA0.80																
ANALYSE CHIMIQUE																			
N.	LOT	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	Nb	Ti	N	Co	Al	B	V	W	Sn
		Zr	Ta	Pb	Ce	Sb													
1	273085 - 63989	0.0880	0.9000	0.5000	0.0030	0.0240	8.0300	17.7100	0.2200	0.2800	-	-	0.0670	0.1400	-	-	-	-	-
RESULTATS DES EPREUVES MECHANIQUES																			
N.	RESISTENCE		ALLONGEMENT		LIMITE DE ELASTICITE				CONTRACTION										
1/1	2070	N/mm2	A100=3%																

Figure 2-1 : Certificat matériau d'un fil de 0,8 mm de nuance AISI 302.

Chapitre 2 : Estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion

De plus, les résultats des épreuves mécaniques (un essai de traction dont les détails ne sont pas précisés par le certificat matériau) donnent une quantité très limitée d'informations : ce certificat matériau n'informe que de la résistance mesurée (2070 MPa) à un allongement de 3%. Il ne donne donc ni la limite d'élasticité du fil tréfilé fourni par le tréfileur, ni le module d'Young, ni la résistance mécanique.

Quant à la Norme Européenne NF EN ISO 6931-1 [9] sur les fils d'acier inoxydable à l'usage des ressorts au moment de l'émission du certificat matériau, les propriétés mécaniques qu'elle annonce concernent la résistance mécanique du fil (entre 1950 MPa et 2250 MPa) et le module d'élasticité (180 GPa pour une valeur de résistance mécanique de 1800 MPa).

Si bien qu'à la réception des bobines de fils tréfilés d'un diamètre de 0,8 mm et de la nuance AISI 302, les fabricants de ressort ont une connaissance partielle des propriétés mécaniques des fils qu'ils utilisent pour former leurs ressorts. L'incomplétude de leur connaissance des propriétés mécaniques des fils tréfilés qu'ils exploitent est symbolisée la Figure 2-2. Cette Figure montre certaines courbes caractéristiques de contrainte/déformation qui pourraient être tracées à partir des informations à la disposition des fabricants de ressorts au moment de la réception des bobines de fils tréfilés. On y observe que selon la norme NF EN ISO 6931-1 et le certificat matériau émis par le tréfileur, des fils avec des limites d'élasticité très différentes peuvent être réputés identiques.

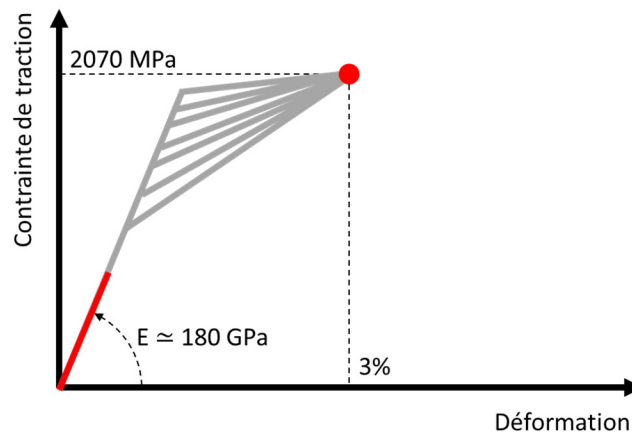


Figure 2-2 : Des courbes de contrainte/déformation qu'il est possible de tracer à partir des données fournies par le certificat matériau et la norme NF EN ISO 6931-1.

Comme cela a été vu dans le Chapitre précédent, la courbe contrainte/déformation des solides élastiques parfaitement plastiques pourrait être estimée à partir de la Figure 2-2, étant donné que leur portion de comportement parfaitement plastique trace une ligne horizontale. Et comme cela a aussi été vu dans le Chapitre précédent, les solides en aciers à faible teneur en carbone (<0,15% de carbone, dont les aciers AISI 302 font partie) ont majoritairement un comportement de solide élastique parfaitement plastique.

Pour autant, la géométrie des fils tréfilés en acier ainsi que leur historique de traitements thermiques leur donne un comportement plus proche du comportement des solides élastoplastiques écrouissables. La Figure 2-3 est issue d'un travail [120] qui a cherché à estimer l'influence du temps de mise en solution sur les propriétés mécaniques de fils d'acier à faible teneur en carbone, et tréfilés à 3,24 mm de diamètre. Elle montre que les courbes de contrainte/déformation sur des fils tréfilés à faible teneur en carbone ne ressemblent plus au

comportement attendu d'un solide élastique parfaitement plastique, mais à celui d'un solide élastoplastique écrouissable.

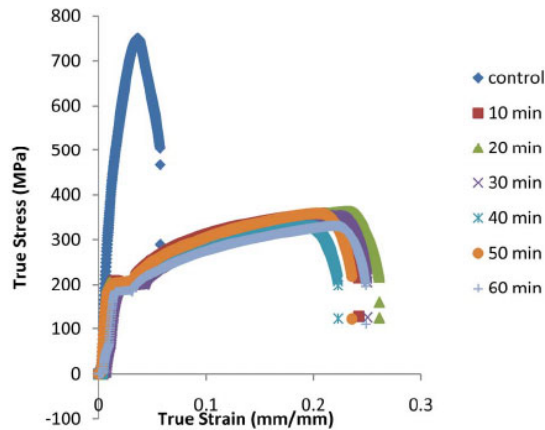


Figure 2-3 : Les courbes de contrainte/déformation de fils d'acier tréfilé à faible teneur en carbone en fonction de leur temps de mise en solution [120].

Les fabricants de ressorts ne peuvent donc pas se satisfaire des informations données par la norme NF EN ISO 6931-1 et les certificats matériaux. S'ils souhaitent prévoir ou comprendre le comportement des fils tréfilés au moment du formage en ressorts, ils doivent donc caractériser de manière très précise le comportement mécanique des fils qu'ils utilisent. Ce faisant, ils peuvent régler efficacement leurs machines de formage à grande vitesse, réduire le taux de rebuts et augmenter la productivité de leur outil industriel.

Ce Chapitre s'attache donc à explorer les méthodes de caractérisation des propriétés mécaniques des fils tréfilés, à l'usage des ressortiers. Ce Chapitre commencera par l'étude de l'essai de traction, qui s'avère peu performant sur les fils de faible diamètre sans un banc de traction spécialisé. L'essai de flexion 3 points sera ensuite étudié, pour évaluer sa complémentarité avec l'essai de traction dans l'estimation d'une loi matériau des fils tréfilés de faible diamètre.

2. L'essai de traction sur un fil tréfilé de faible diamètre

La caractérisation du comportement mécanique des fils tréfilés repose majoritairement sur l'exploitation d'un essai de traction. Cette méthode est la méthode de caractérisation la plus efficace car elle donne notamment une mesure précise du module d'Young, de la limite d'élasticité et de la résistance mécanique. De plus, si l'essai de traction est la méthode de caractérisation du comportement mécanique des fils à ressort, c'est aussi car elle n'est pas sensible à la forte anisotropie radiale de la microstructure des fils tréfilés. En effet, l'effort de traction est uniformément réparti sur la section, ce qui lui permet de ne pas être parasité par une inhomogénéité mécanique ou microstructurale dans le sens radial des fils testés.

Sans oublier que les machines d'essai de traction sont très aisément intégrables dans un processus de fabrication industrielle. Il suffit d'imposer un essai de traction après réception de chaque bobine de fil tréfilé en coupant quelques dizaines de millimètres de fils et en actionnant le banc de traction. C'est donc un procédé relativement rapide, pratique, et assez simple à manipuler. Pour cette raison, l'essai de traction est le premier essai de caractérisation des propriétés mécaniques des fils tréfilés de faible diamètre qui a été étudié dans ce Chapitre.

2.1. Le protocole expérimental

Le banc de traction qui a été utilisé dans ce Chapitre est un banc Instron 68FM-100, à extensomètre à contact et mors plats. S'il a été choisi, c'est car c'est une référence de banc que l'on retrouve très souvent chez les fabricants de ressorts. L'objectif de ce Chapitre étant de proposer une méthode d'estimation d'une loi matériau à l'usage des ressortiers, il a été décidé d'utiliser un banc représentatif de ce que les fabricants de ressorts possèdent dans leurs ateliers.



Figure 2-4 : Le banc de traction Instron 68FM-100.

Ce banc est largement surdimensionné pour l'usage de fils tréfilés de faible diamètre comme celui qui est étudié ici puisqu'il peut développer jusqu'à 100 kN d'effort de traction. Avec une précision maximale de ± 100 N [121], il est difficile d'espérer aboutir à une caractérisation mécanique fine pour des fils de faible diamètre. Mais c'est précisément l'objectif de ce travail : utiliser les moyens d'essais disponibles chez les industriels.

4 portions de fil ont été prélevées sur une bobine de fil de 0,8 mm de diamètre, de nuance AISI 302. Les portions prélevées mesuraient 100 mm, afin de maximiser la longueur de fil en prise dans les mors plats. La longueur en prise était d'environ 15 mm sur chaque mors, ce qui a paru suffisant pour procéder à des essais de traction. Les courbes obtenues après ces 4 essais de tractions sont tracées dans la Figure 2-5, elles ont été obtenues en suivant la norme ASTM E8 [122].

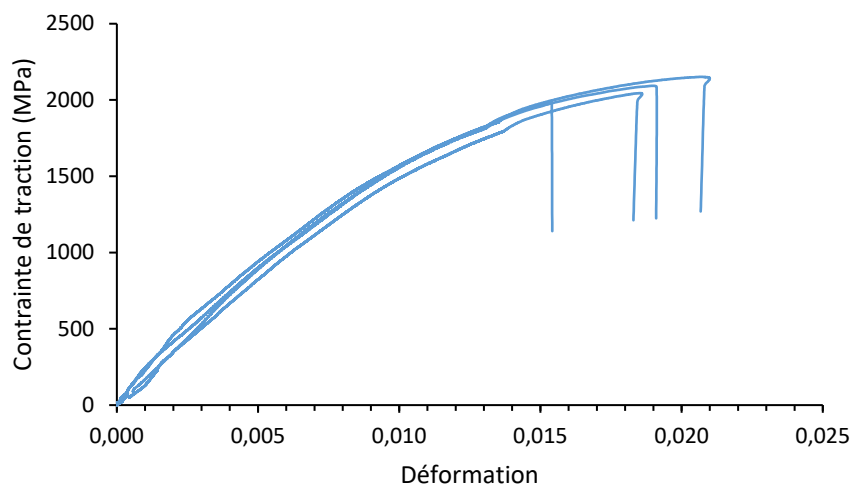


Figure 2-5 : 4 courbes de traction de 4 fils venant d'une même bobine de fil de 0,8 mm de diamètre, en AISI 302.

Il est à noter que la contrainte de traction et la déformation en coordonnées de ces courbes de traction sont respectivement la contrainte d'ingénierie et la déformation d'ingénierie. Cette précision permet de rappeler que la contrainte d'ingénierie présente l'avantage de montrer très visuellement l'apparition de la striction. En effet, la striction apparaît au moment où la courbe de contrainte d'ingénierie atteint un sommet et commence à diminuer [123].

2.2. Analyse des résultats

La lecture de la Figure 2-5 est très évocatrice de la complexité de produire des courbes de traction sur des fils de faible diamètre en utilisant un banc de traction non spécialisé. Elle permet d'identifier les deux limites de l'utilisation de l'essai de traction sur les fils de faible diamètre : la rupture prématurée des fils et l'absence de répétabilité de la rupture.

2.2.1. La rupture prématurée des fils tréfilés en essai de traction

Les 4 fils qui ont été testés en traction ont systématiquement rompu prématurément, dans la zone du fil qui se situait au voisinage des mors. Cette localisation de la fracture répétée pour les 4 fils laisse penser que les mors ont une forte responsabilité dans la rupture des fils. L'explication de cette rupture prématurée peut résider dans la superposition de 2 phénomènes qui sont illustrés dans la Figure 2-6.

Le premier phénomène est celui de la contrainte de compression générée par les mors plats, au contact du fil. Cette contrainte est proportionnelle à l'effort de serrage exercé par les mors qui est piloté par le banc de traction, et inversement proportionnelle à la surface de contact entre les mors et le fil testé. Or la surface de contact étant très faible sur les fils de faible diamètre, il est permis de penser que la contrainte de compression générée par le serrage des mors dans un axe différent du chargement uniaxial de l'essai de traction atteint des valeurs critiques, s'approchant de la limite d'élasticité.

Le deuxième phénomène est moins certain car moins visible sur les 4 courbes de traction vues précédemment. Ce phénomène est celui de la striction, marqué par une baisse de la contrainte d'ingénierie mesurée par le banc de traction. À la lecture de la Figure 2-5, cette baisse semble en effet apparaître sur les 4 courbes systématiquement avant les 4 ruptures. Ce phénomène de striction génère une concentration des contraintes de traction, à la naissance de la zone de réduction de la section [124].

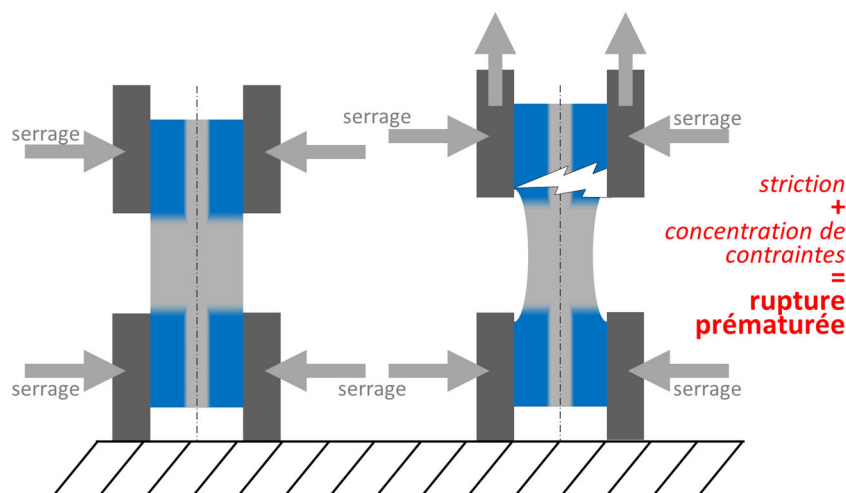


Figure 2-6 : Les phénomènes pouvant expliquer la rupture prématurée des fils tréfilés de faible diamètre au niveau des mors plats lors des essais de traction.

Chapitre 2 : Estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion

Dès lors, la superposition de ces deux phénomènes en une même zone du fil testé est très probablement la cause de la rupture prématurée qui a été constaté systématiquement lors des 4 essais de tractions avec des mors plats.

Une solution existe pour éviter ce phénomène de concentration de contraintes au niveau des mors plats, qui a été évoquée dans le précédent Chapitre : l'utilisation de pinces à cabestan. Un essai a été mené sur une portion de fil de 0,8 mm de diamètre, de nuance AISI 302 mais qui a été prélevée sur une autre bobine de fil. Le montage du fil sur les pinces à cabestan et avec des extensomètres à contact est visible sur la Figure 2-7



Figure 2-7 : Le montage du fil sur des pinces à cabestan.

La courbe de traction obtenue lors de cet essai de traction avec pinces à cabestan et extensomètres à contacts est tracée dans la Figure 2-8.

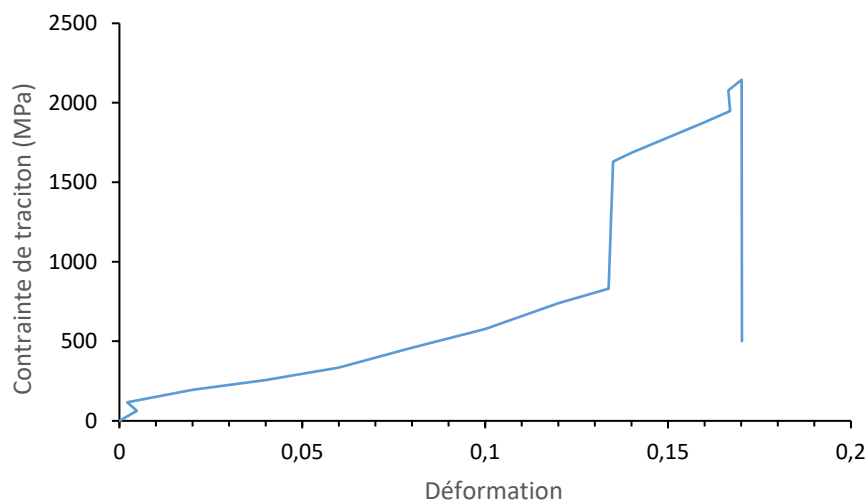


Figure 2-8 : La courbe de traction obtenue sur le fil de 0,8 mm en AISI 302 en utilisant des pinces à cabestan et des extensomètres à contact.

Cette Figure révèle que les pinces à cabestan ne suffisent pas pour augmenter la fiabilité des essais de traction sur les fils de faible diamètre puisque si elles sont utilisées avec des extensomètres à contact, les déformations mesurées s'avèrent aberrantes. C'est par ailleurs un

constat qui a été fait par les fabricants de ressorts qui n'utilisent jamais les pinces à cabestan sur les essais de traction sur des fils de faible diamètre sans les associer à des extensomètres sans contact, tant la rupture de contact des extensomètres à contact avec les fils testés rend les courbes de traction tracées inexploitable.

2.2.2. *L'absence de répétabilité*

Une autre limite de l'exploitation d'un banc de traction non spécialisé sur les fils de faible diamètre qui est très visible dans la Figure 2-5 est la non-répétabilité des résultats. En effet, les 4 courbes ne se chevauchent que très peu, et donnent des résultats très disparates, sur tous les points d'intérêt des courbes de traction.

En premier, nous pouvons déplorer que les 4 courbes de tractions n'affichent pas de portions nettement linéaires, ce qui rend difficile la lecture graphique des modules d'élasticité. Il est dès lors impossible de valider l'estimation du module d'élasticité donnée par le banc de traction qu'il calcule grâce à des décharges de l'effort de traction exercé lors de l'essai. De plus, les portions élastiques des 4 courbes ne sont jamais parallèles, ce qui rend l'analyse graphique des courbes d'autant plus difficile.

Aussi, nous pouvons constater que les déformations et les contraintes mesurées à la rupture des 4 fils sont très différentes, variant de plusieurs dizaines de pourcents entre les fils. Or pour rappel, les 4 fils qui ont été testés sont des portions de fils successives d'une même bobine. Les 4 fils devraient donc afficher des comportements mécaniques à la traction très semblables.

Deux explications peuvent justifier cet écart de comportement entre 4 fils identiques. La première explication est dans le glissement probable qui a pu advenir des fils contre les mors plats. Les mors plats, même s'ils sont couverts de picots, ne sont pas adaptées au serrage de géométries cylindriques. Leur exploitation pour serrer des fils engendre donc du glissement non-maîtrisé, et difficile à mesurer.

La deuxième explication à ce phénomène d'absence de répétabilité a été suggérée dans le Chapitre bibliographique de ce travail et par la courbe de traction vue en Figure 2-8 : les extensomètres à contacts installés classiquement sur les bancs de traction perdent en précision lorsque le diamètre du fil testé diminue. Pour les fils de diamètre inférieur à 1 mm, il est préférable d'utiliser un extensomètre sans contact. Il est alors permis de croire que les déformations mesurées par les extensomètres à contact donnent des résultats à la précision variable entre les différents essais, ce qui aboutit à une absence de répétabilité.

Un indice concernant cette deuxième explication de la faible précision des extensomètres à contact est dans l'estimation qui a été proposée par le banc du module d'élasticité des fils testés : le module d'élasticité de l'un des 4 fils a été estimé à 158 GPa par le banc de traction. Or la norme NF EN ISO 6931-1 donne un module d'élasticité aux alentours de 180 GPa pour cette nuance et ce diamètre de fil. Cette estimation du module d'élasticité éloignée de ce qui est attendu est donc un signe supplémentaire que l'essai de traction qui a été mené ici est trop imprécis sur les fils tréfilés de faible diamètre.

2.3. L'essai de traction : inadapté aux fils de faible diamètre

Comme cela a été vu, procéder à un essai de traction sur des fils tréfilés de faible diamètre avec un banc de traction non spécialisé sur les fils de faible diamètre est un échec. Cet essai de traction apporte des informations trop parcellaires pour être exploitables par un fabricant de

ressorts qui cherche à comprendre finement les propriétés mécaniques de fils tréfilés qu'il utilise.

En particulier, la rupture précoce des fils de faible diamètre lors de l'essai de traction empêche les fabricants de ressorts d'avoir une idée complète du comportement mécanique des fil qu'ils vont former, puisqu'ils n'ont quasiment aucune information sur le comportement plastique des fils qui alimenteront leur machine de formage. Cette connaissance partielle engendre parfois un taux de rebut plus important durant la production des ressorts.

C'est pourquoi il a été décidé d'explorer la pertinence d'un essai de flexion 3 points afin d'aboutir à une caractérisation des fils pour lesquels l'essai de traction est trop laborieux. La suite de ce Chapitre décrit une approche qui a été conçue dans cette optique.

3. L'essai de flexion 3 points

Ce Chapitre détaille la recherche d'une approche de caractérisation du comportement mécanique des fils de petit diamètre qui repose sur un test de flexion 3 points. En effet tous les fabricants de ressorts disposent de petits bancs de traction/compression tels que le banc Andilog Stentor II qu'ils utilisent pour tracer les courbes caractéristiques de leurs ressorts, et qui sont très aisément exploitables pour procéder à des essais de flexion 3 points [125].

L'intérêt principal de l'essai de flexion 3 points est qu'il est moins sensible aux concentrations de contraintes puisque leur intensité dans la zone de contact entre le fil et les appuis fixes est beaucoup moins élevée que dans l'essai de traction entre le fil et les mors. Il apparaît donc pertinent d'explorer les performances de l'essais de flexion 3 points dans une optique de caractériser le comportement mécanique des fils tréfilés et plus particulièrement dans sa capacité à estimer une loi matériau.

Ainsi, l'objectif qui est visé dans ce Chapitre est d'explorer la possibilité d'un modèle d'estimation d'une loi matériau d'un fil tréfilé à partir d'un essai de flexion 3 points. Un tel modèle permettrait de donner des informations rapides et précises aux fabricants de ressorts sur le fil qu'ils utilisent, en affinant les résultats obtenus par un précédent essai de traction. De cette manière, ils pourraient s'adapter plus efficacement aux propriétés élastoplastiques des fils qu'ils reçoivent afin de mieux répondre aux exigences dimensionnelles et géométriques de leurs clients.

L'idée de cette approche d'estimation d'une loi matériau est donc de procéder à des essais systématiques sur toutes les bobines de fils tréfilés que les fabricants de ressorts reçoivent, dès la réception. Il leur suffit de couper plusieurs échantillons de fils (l'écart entre les appuis du banc d'essai est multiple pour satisfaire plusieurs diamètres de fil), d'effectuer un essai de flexion 3 points sur chacun de ces échantillons et d'aboutir à une estimation de la loi matériau du fil qu'ils ont reçu. Ou à minima, cette approche permet de comparer rapidement les caractéristiques mécaniques de bobines de fils successives, dans l'hypothèse où les caractéristiques mécaniques sont identiques pour une même bobine.

3.1. Le protocole expérimental

3.1.1. Le matériel utilisé

D'après la norme NF EN ISO 6931-1 [9] qui traite des aciers austénitiques, le module d'Young d'un fil de 0,8 mm de cette nuance traitée thermiquement est de 180 GPa, et sa résistance mécanique se situe entre 2100 et 2415 MPa.

Chapitre 2 : Estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion

Une colonne Andilog Stentor II (voir Figure 2-9) a été utilisée pour procéder à des essais de flexion 3 points, qui affiche une précision de 0,1 mm sur 300 mm parcourus. Sur cette colonne, un capteur de 50 N a été branché, qui garantit quant à lui une précision de 0,05 N. Le support sur lequel les fils sont posés lors de l'essai de flexion a été fabriqué sur mesure, pour garantir plusieurs entraxes entre les appuis. Pour les essais menés dans le cadre de ce travail, il a été décidé de travailler avec un entraxe de 22,3 mm, qui était le plus petit entraxe disponible sur le banc de flexion 3 points fabriqué sur mesure.

L'espace séparant les 2 appuis fixes du banc de flexion 3 points a donc été choisi pour des raisons de disponibilité matérielle, et a été contraint par la taille du support d'indenteur sur installé sur le banc de flexion 3 points. Enfin, les 3 appuis du banc de flexion 3 points sont des cylindres de 3 mm de diamètre, qui ont été choisis pour minimiser la surface de contact entre le fil et les appuis, tout en maximisant la rigidité des appuis pour limiter les déformations parasites de leur part.

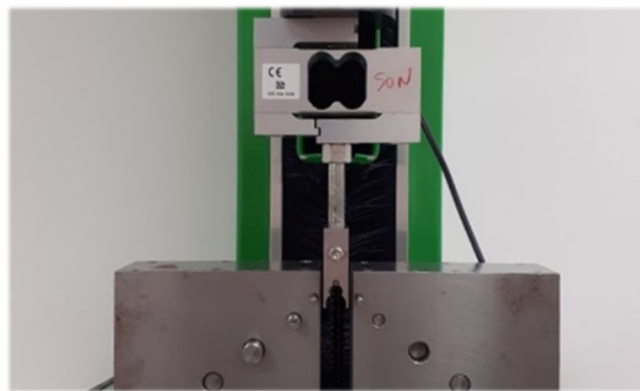


Figure 2-9 : Le banc d'essai de flexion 3 points.

5 essais de flexion 3 points ont été menés sur 5 portions de fils AISI 302 de 0,8 mm de diamètre. Les portions de fil ont été prélevées successivement sur la même bobine de fil, afin de garantir une cohérence dans les résultats observés. Les portions de fil mesuraient 30 mm afin d'autoriser le glissement du fil contre les appuis fixes et ainsi observer le comportement du fil sur une grande zone de plastification.

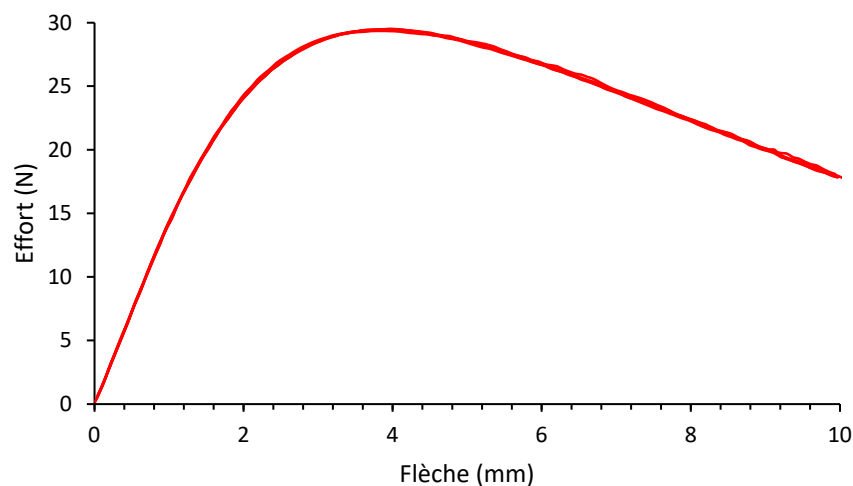


Figure 2-10 : Les courbes effort/flèche maximale des 5 essais de flexion 3 points sur les fils AISI 302 de 0,8 mm de diamètre.

Chapitre 2 : Estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion

Les 5 courbes d'effort mesurées par le capteur au cours des 5 essais de flexion 3 points en fonction de la flèche maximale (à l'endroit de l'appui mobile donc) sont tracées sur la Figure 2-10.

Dans la suite de ce travail, ce qui sera décrit comme « la flèche » sera en réalité la flèche maximale mesurée à l'appui mobile, pour simplifier la lecture des courbes qui seront tracées dans ce Chapitre et dans les suivants.

Une première comparaison de la Figure 2-10 et de la Figure 2-5 révèle que l'essai de flexion 3 points corrige les deux défauts qui ont été identifiés chez l'essai de traction à l'usage des fils tréfilés de faible diamètre.

En effet, on constate que les 5 courbes obtenues après un essai de flexion 3 points se chevauchent très fidèlement, montrant que l'essai de flexion 3 points aboutit à des résultats répétables, y compris pour les fils tréfilés de faible diamètre dont les essais de traction garantissent une faible répétabilité comme cela a pu être vu précédemment. De même, aucune rupture prématurée du fil n'est observée dans les 5 courbes de la Figure 2-10, à l'inverse des courbes de la Figure 2-5.

Lorsque la répétabilité des résultats a été observée, une courbe a été choisie parmi les 5 courbes rapportées dans la Figure 2-10. Cette courbe représente l'essai « médian » (voir Figure 2-11), puisqu'elle se trouve très précisément entre les 4 autres courbes. Il a été décidé d'utiliser cette courbe médiane plutôt que de calculer une courbe moyenne, afin de limiter le bruit que l'on aurait pu constater en rassemblant les 5 courbes en une seule. Cette courbe est donc la courbe de référence sur laquelle la suite de ce Chapitre sera construit afin d'explorer la pertinence de l'essai de flexion 3 points dans l'estimation d'une loi matériau pour les fils tréfilés de faible diamètre.

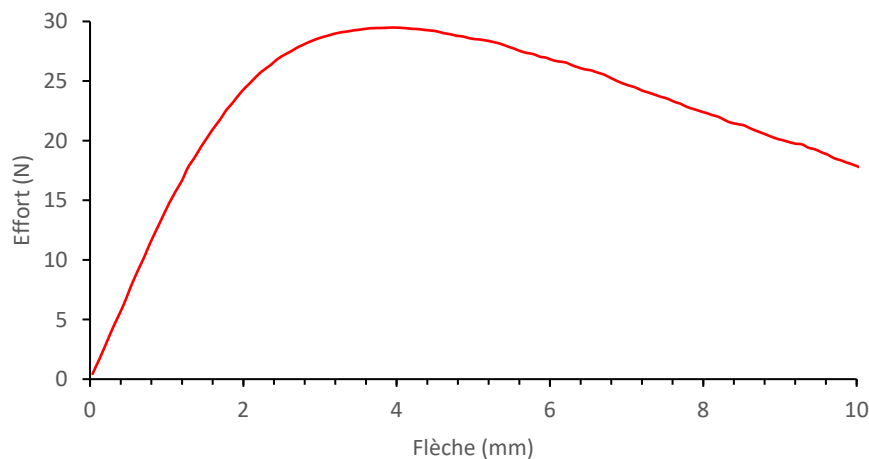


Figure 2-11 : La courbe de référence choisie après essai de flexion 3 points.

3.1.2. Le cadre de l'étude

Si l'essai de flexion 3 points présente l'avantage d'être moins sensible aux concentrations de contraintes que l'essai de traction par l'absence d'utilisation de solution de serrage et qu'il garantit une meilleure répétabilité des résultats, il comporte néanmoins le défaut de générer des contraintes réparties non homogènement dans la section du fil testé.

Ce qui implique que la flèche et l'effort mesurés au cours de l'essai de flexion ne sont pas directement proportionnels à la déformation et à la contrainte dans le fil. La géométrie du fil est à prendre en compte, aussi bien que l'évolution des efforts générés le long du fil pendant l'essai de flexion 3 points.

Des travaux précédents [117, 118] ont montré qu'il était possible d'estimer une courbe de contrainte/déformation uniaxiale à partir d'un essai de flexion 4 points. Cette possibilité est permise par la portion de flexion pure qui se situe entre les 2 appuis mobiles de l'essai de flexion 4 points, où les déformations de traction et de compression ne dépendent que de la courbure générée par la flexion et varient linéairement depuis l'axe neutre des poutres testées. De plus, la flexion pure implique l'équilibre des contraintes de traction et de compression dans les sections soumises à la flexion pure. Il suffit alors d'estimer l'intensité des contraintes à l'endroit des fibres externes (ce qui n'est pas immédiat néanmoins) pour tracer une courbe de contrainte/déformation à partir d'un essai de flexion 4 points.

Au cours d'un essai de flexion 3 points sur un fil, on ne retrouve aucune portion de fil sollicitée en flexion pure. L'effort tranchant n'est en effet jamais nul. Au cours d'un essai de flexion 3 points, il est donc possible d'estimer les contraintes normales de flexion de traction/compression et le cisaillement en comportement élastique, mais il est difficile d'estimer la déformation normale dans la section du fil au cours de l'essai.

Dès lors, le cadre de l'étude qui est décrite ici est immédiat et consiste à répondre à une question : est-il possible d'associer une courbe de contrainte/déformation à une courbe obtenue lors d'un essai de flexion 3 points ?

L'objectif de ce Chapitre se résume dans la Figure 2-12 : la possibilité d'associer une courbe de contrainte/déformation à une courbe issue d'un essai de flexion 3 points a été explorée.

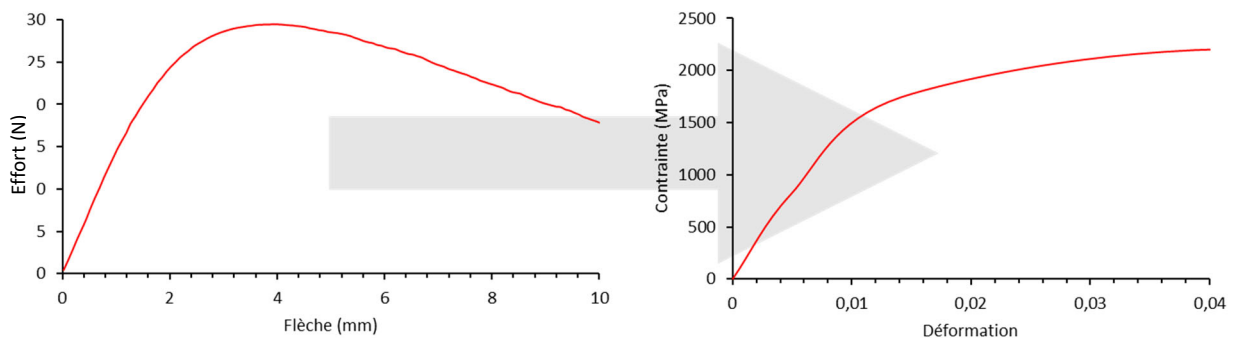


Figure 2-12 : L'objectif de ce Chapitre, associer une courbe de contrainte/déformation à une courbe de flexion 3 points.

Dans cette optique, l'approche qui a été développée a consisté à identifier les points « remarquables » d'une courbe de flexion 3 points, pour ensuite les associer à une courbe de contrainte/déformation linéaire par morceaux comme vue dans la Figure 1-30. Les points remarquables de la courbe de flexion 3 points sont appelés car ce sont ces points qui voient leurs coordonnées se modifier le plus significativement lors d'un changement de loi matériau du fil testé.

3.1.3. Les simulations par éléments finis d'un essai de flexion 3 points

L'identification des points remarquables d'une courbe de flexion 3 points et leur association à une loi matériau linéaire par morceaux a été faite grâce à des calculs par éléments finis. Au cours de ces calculs par éléments finis, un essai de flexion 3 points qui simule l'essai de flexion 3 points a été mené sur un fil de 0,8 mm de diamètre en reproduisant le banc présenté dans la Figure 2-9.

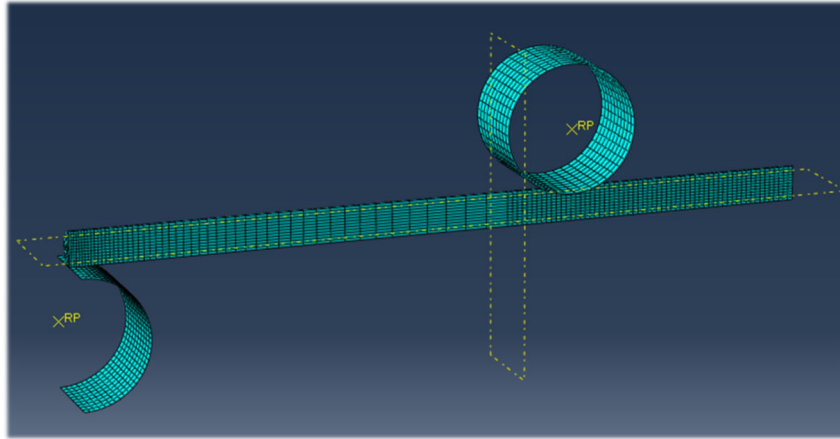


Figure 2-13 : Modèle de simulation numérique d'un essai de flexion 3 points sur un fil de 0,8 mm de diamètre.

La Figure 2-13 montre la géométrie du modèle de simulation numérique qui a été exécuté sur le logiciel Abaqus. Le fil est modélisé par un cylindre plein, tandis que les deux appuis sont modélisés par des cylindres surfaciques. Sur ce modèle, on peut constater qu'une symétrie longitudinale dans le sens du fil a été exploitée, au même titre qu'une symétrie radiale au point de contact de l'appui central.

Il est d'ailleurs important de noter que sur ce modèle de simulation, l'appui central est fixe et l'appui extérieur se déplace, à l'inverse de l'essai de flexion 3 points qui a été mené expérimentalement. Ainsi, une condition aux limites d'encastrement a été paramétrée au niveau de l'appui cylindrique de gauche sur la Figure 2-13. L'appui mobile a quant à lui été paramétré pour se translater dans le sens vertical de l'essai de flexion à une vitesse de 3 mm/s.

De plus, la taille des éléments du maillage est de 0,067 mm, avec un contrôle de courbure dont le facteur de déviation a été posé à 0,1. La forme des éléments est une forme hexaédrique. Cette taille d'éléments a été choisie après plusieurs simulations numériques de l'essai de flexion 3 points en faisant varier la taille des éléments à chaque nouvelle simulation.

C'est cette taille d'éléments qui a affiché le meilleur compromis entre temps de calcul et qualité de la courbe de flexion obtenue. Dans l'essai présenté ici, le résultat recherché est le traçage d'une courbe de flexion 3 points, donnant l'effort de réaction sur l'appui central en fonction du déplacement vertical de l'appui mobile. La qualité du résultat obtenu par la simulation numérique a donc été mesurée à la minimisation du bruit numérique sur la courbe de flexion, qui se matérialise par des sauts dans la courbe d'effort/flèche qui devient dès lors inexploitable.

Le calcul par éléments finis s'appuie sur un comportement élastique isotrope ainsi qu'un écrouissage isotrope. Dans le cas étudié ici, le fil d'acier qui est testé est un fil tréfilé, donc fortement écroui et fortement anisotrope [128]. L'hypothèse d'isotropie est donc une hypothèse forte, qui a néanmoins été utilisée pour alléger le processus de simulations numérique, puisqu'il

aurait été nécessaire de préalablement identifier l'impact de l'anisotropie du fil sur les résultats en flexion.

Les propriétés de contact entre les appuis et le fil sont des propriétés de comportement normal (sans comportement tangentiel donc). Le contact est sans pénétration puisque la relation de « hard contact » a été cochée, au même titre que la séparation après contact. Concernant les interactions entre les appuis et le fil, elles autorisent un glissement fini et reposent sur une méthode de discrétisation de surface à surface.

Le module des non-linéarités géométriques disponibles sur Abaqus a été utilisé dans cette simulation numérique, pour intégrer la variation de géométrie du fil lors d'un essai de flexion 3 points qui génère de grands déplacements. Ce module permet d'approcher la simulation numérique plus finement de la réalité de l'essai de flexion 3 points, où la flèche n'est plus directement proportionnelle au chargement lorsqu'elle entre dans un comportement dit de « grand déplacement ».

Les propriétés de densité massique et de coefficient de Poisson paramétrés en entrée de simulation ont arbitrairement été fixées respectivement à $7,8 \times 10^{-9}$ tonnes/mm³ et à 0,28, qui sont des valeurs standards pour des aciers austénitiques. Ces valeurs ont semblé d'une importance secondaire dans le comportement mécanique d'un fil sollicité en flexion 3 points. Il sera néanmoins possible, dans un deuxième temps, d'affiner leur caractérisation pour observer leur influence dans un essai de flexion 3 points.

Quant aux propriétés plastiques du matériau et de module d'élasticité à paramétrer en entrée de simulation, leur juste paramétrage est précisément l'objectif du travail exploratoire qui est développé dans ce Chapitre.

En effet, le protocole expérimental qui a été suivi afin de répondre à la question de la possibilité d'associer une loi matériau multilinéaire à une courbe de flexion 3 points a consisté à identifier la loi matériau (élastique et plastique) à paramétrer dans les propriétés matériaux du modèle de calculs par éléments finis dont la courbe de flexion 3 points simulée numériquement est la plus proche de la courbe de flexion 3 points mesurée expérimentalement.

Pour y parvenir, les prochaines sections montreront qu'il a été nécessaire de procéder en 3 temps :

1. D'abord déterminer empiriquement une loi matériau en entrée de simulation numérique dont la courbe de flexion 3 points simulée numériquement est suffisamment proche de la courbe de flexion 3 points vue dans la Figure 2-11.
2. Ensuite trouver la position des points remarquables d'une courbe de flexion 3 points par simulations numériques successives en faisant varier la loi matériau en entrée de simulation numérique.
3. Enfin identifier la relation qui unit les points remarquables de la courbe de flexion 3 points expérimentale à la loi matériau multilinéaire dont la simulation numérique d'un essai de flexion 3 points aboutit à une courbe de flexion 3 points coïncidente à la courbe de flexion 3 points expérimentale.

De nombreuses simulations numériques d'un essai de flexion 3 points ont donc été menées afin d'explorer la possibilité d'estimer une courbe de contrainte/déformation à partir d'une courbe issue d'un essai de flexion 3 points.

3.2. Approche d'estimation d'une loi matériau multilinéaire

3.2.1. La forme de la loi matériau multilinéaire associée

Le premier temps a donc consisté à déterminer empiriquement une loi matériau à paramétrer en entrée de la simulation numérique d'un essai de flexion 3 points afin d'approcher la courbe de flexion 3 points simulée numériquement de la courbe de flexion 3 points obtenue expérimentalement (et vue dans la Figure 2-11).

Pour y parvenir, il est d'abord nécessaire de trouver la « forme » de la loi matériau multilinéaire à paramétrer en entrée de simulation, c'est-à-dire de spécifier le nombre de portions linéaires que la loi matériau multilinéaire doit comporter. Des simulations numériques ont été menées, pour définir le nombre de portions linéaires que doit comporter une loi matériau multilinéaire à paramétrer en entrée de simulation numérique afin d'aboutir à un résultat proche de la réalité expérimentale.

Plusieurs formes de lois matériaux multilinéaires ont été testées, en s'inspirant du modèle de Saint-Venant généralisé permettant de modéliser les courbes d'écrouissage des solides élastoplastiques écrouissables, qui a été évoqué dans la section 6.1.2 du Chapitre bibliographique, et qui consiste à modéliser une courbe d'écrouissage comme une courbe linéaire par morceaux.

Le nombre de portions linéaires d'une loi matériau linéaire par morceaux a été testé pour trouver le nombre de portions linéaires qui apporte le meilleur compromis entre précision et temps de calcul, allant de la forme du solide élastique parfaitement plastique (une portion linéaire élastique et une portion linéaire parfaitement plastique) à la forme du solide élastoplastique composée de 4 portions linéaires (une portion linéaire élastique, 2 portions linéaires élastoplastiques et une portion linéaire parfaitement plastique).

L'Annexe 2 décrit les essais qui ont été menés pour identifier la forme de loi matériau qui affiche les meilleures performances. Cette forme de loi matériau est celle qui est composée de 4 portions linéaires. Elle sera décrite comme « trilinéaire » (pour signifier qu'elle est composée de 3 sections linéaires successives à une première section élastique) dans la suite de ce travail, pour reprendre une terminologie déjà utilisée dans la littérature scientifique [129].

Ainsi, si l'on souhaite associer une courbe de contrainte/déformation trilinéaire à une courbe de flexion 3 points, le nombre de points remarquables que l'on doit identifier sur la courbe de flexion s'élève à 3.

De cette manière, l'approche d'une estimation d'une loi matériau à partir d'une courbe de flexion présentée dans ce Chapitre consiste à positionner 3 points remarquables d'une courbe de flexion 3 points pour les traduire en 3 points remarquables d'une loi matériau trilinéaire.

La Figure 2-14 donne les noms des points remarquables de la courbe de flexion 3 points et de la loi matériau trilinéaire qui seront utilisés dans la suite de ce Chapitre :

- Le point de fin de linéarité, le point intermédiaire et le point de résistance maximale sur le courbe de flexion 3 points ;
- La limite d'élasticité, la résistance élastoplastique et la résistance mécanique sur la loi matériau trilinéaire.

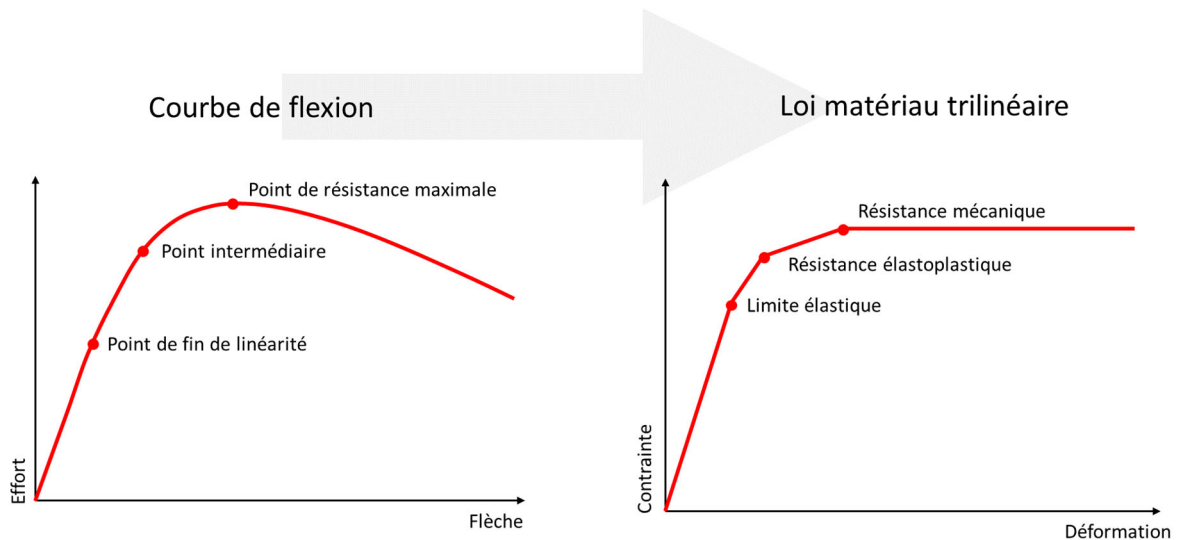


Figure 2-14 : Les points remarquables de la courbe de flexion 3 points et de la loi matériau trilineaire.

3.2.2. La caractérisation de la limite d'élasticité

La portion élastique d'une loi matériau multilinéaire est caractérisée par deux valeurs : le module d'élasticité et la limite d'élasticité, tous deux exprimés en MPa.

L'estimation du module d'élasticité

Sur une courbe de flexion, la constante élastique la plus évidente à mesurer est le module d'élasticité. En effet, sa mesure consiste à déterminer la pente de la première partie linéaire de la courbe de flexion. La méthode suivie ici pour mesurer la pente de la première portion linéaire de la courbe de flexion est décrite dans l'Annexe 3.

Lorsque la pente est mesurée, la suite immédiate consiste à calculer le module d'élasticité en flexion associé à cette pente. Pour y parvenir, il suffit d'exploiter la théorie des poutres à l'usage d'un essai de flexion 3 points comme cela a été décrit dans la section 6.5.1 du Chapitre précédent. En effet, le fil testé peut être assimilé à une poutre sollicitée en flexion 3 points dans un comportement purement élastique.

L'équation (2-1) que l'on retrouve aussi dans la section 6.5.1 du Chapitre précédent décrit la formule du module d'élasticité de la poutre sollicitée en flexion 3 points. À noter que dans l'équation (2-1) l'appui mobile est positionné exactement au milieu du segment borné par les 2 appuis fixes, ce qui est très improbable expérimentalement. Cette hypothèse d'un centrage parfait est faite dans ce Chapitre pour simplifier l'approche mais il sera préférable d'intégrer un désaxage réaliste de l'appui central dans les travaux suivants. L'Annexe 1 présente une modification de l'équation (2-1) pour intégrer un désaxage de l'appui central.

$$E = \frac{P}{y} \frac{L^3}{48 I_y} \quad (2-1)$$

Et :

$$I_y = \frac{\pi D^4}{64} \quad (2-2)$$

Avec :

P/y : La pente mesurée (en Nmm^{-1});

Chapitre 2 : Estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion

I_y : Le moment quadratique (en mm^4) ;

L : La distance entre les appuis (en mm) ;

D : Le diamètre du fil (en mm).

Le fil ayant un diamètre de 0,8 mm, son moment quadratique est de 0,0201 mm^4 . La distance L est elle aussi connue ($L = 22,3$ mm). Il ne reste donc qu'à utiliser l'équation (2-1) pour obtenir le module d'élasticité en flexion du fil testé dans le cadre de ce travail. Ce module d'élasticité en flexion est égal à 166 GPa pour la courbe de flexion de référence utilisée dans ce Chapitre qui est présentée dans la Figure 2-11 et dont la pente est calculée dans l'Annexe 3.

À ce point, le module d'élasticité en flexion (qui sera aussi appelé « module de flexion » dans la suite de ce travail) du fil testé est calculé. Mais en l'état, cette valeur n'est pas exploitable car dans une loi matériau de contrainte/déformation, le module d'élasticité qui fait référence est le module d'Young, égal au module d'élasticité en traction mesuré lors d'un essai de traction uniaxiale. C'est pour cette raison que l'approche d'estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion qui est décrite dans ce Chapitre doit passer par une hypothèse d'isotropie dans le fil testé.

Lorsqu'un matériau est isotrope, son module de flexion est égal à son module de traction [130]. Cette équivalence est permise par la similarité du comportement mécanique du matériau dans toutes les directions.

Si l'on fait l'hypothèse d'une isotropie du fil, le module de traction du fil est donc égal au module de flexion : 166 GPa. À noter que selon la norme NF EN 6931-1 [9] qui traite des aciers austénitiques de la nuance AISI 302, ce fil devrait afficher un module d'élasticité de 180 GPa. La valeur mesurée est donc inférieure à celle que la norme prévoit. Mais cette valeur de module de flexion inférieure à la valeur de module de traction est parfaitement cohérente avec les résultats des travaux qui ont étudié la valeur des modules de flexion de matériaux anisotropes [131], et avec ce qui sera observé dans le Chapitre suivant.

La décision a donc été prise de poser cette hypothèse simplificatrice d'équivalence entre le module de flexion et le module de traction. Et comme la suite de ce Chapitre le montrera, les résultats obtenus avec cette hypothèse restent très satisfaisants.

Afin de s'assurer de la validité de la méthode de lecture graphique du module d'élasticité qui vient d'être présentée, des simulations en éléments finis d'un essai de flexion 3 points sur un fil de diamètre 0,8 mm ont été menées. En paramétrant le modèle de simulation numérique avec les valeurs décrites dans le Tableau 2-1, l'évolution de la force mesurée sur l'appui mobile en fonction de son déplacement peut être tracée (voir Figure 2-15).

Tableau 2-1 : Paramètres de la simulation numérique de flexion 3 points.

Contrainte (MPa)	Déformation plastique	Module d'Young (GPa)	Coefficient de Poisson
936	0	166	0,28
1911	0,0042		
2250	0,0249		

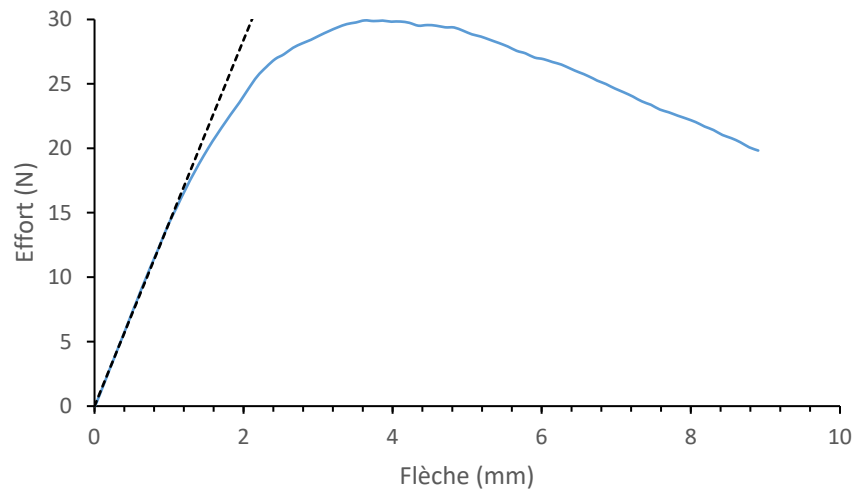


Figure 2-15 : La courbe de flexion obtenue par simulation numérique d'un essai de flexion 3 points en utilisant la loi matériau décrite dans le Tableau 2-1.

Pour mesurer la fiabilité de la méthode graphique d'estimation du module d'élasticité exploitée dans ce Chapitre, il suffit de procéder aux étapes décrites précédemment sur la courbe de flexion simulée numériquement vue dans la Figure 2-15. De cette manière, le résultat obtenu avec la méthode d'estimation du module d'élasticité décrite plus haut peut être confrontée au module d'élasticité réel qui est connu, puisqu'il a été paramétré en entrée du modèle de simulation numérique.

Le résultat est rassurant, puisque la méthode de lecture graphique du module d'élasticité proposée ici permet d'évaluer le module d'élasticité à 163,2 GPa, soit une erreur de seulement 1,68 %. L'expérience a été répétée avec un module d'élasticité de 177 GPa, obtenant cette fois une estimation à 171,6 GPa, soit une erreur de 3,04%. La méthode d'estimation du module d'élasticité proposée dans cette section peut donc être considérée comme suffisamment fiable.

L'identification du point de fin de linéarité

Après avoir estimé le module d'élasticité du fil testé expérimentalement, son comportement élastique est connu. Mais comme évoqué plus haut, la loi matériau choisie comporte plusieurs portions : une portion purement élastique, deux portions élastoplastiques et une portion purement plastique.

Un fil ne réagit donc pas de manière purement élastique sur toute sa gamme de sollicitation. Il faut alors établir sa limite d'élasticité qui marque la fin de la portion élastique de sa loi matériau.

L'idée retenue pour identifier le point de fin de linéarité sur la courbe de flexion a été de reproduire la logique de la mesure de la limite conventionnelle de limite d'élasticité $R_{p0,2}$. Il est en effet possible de tracer la droite discriminée par le module d'élasticité, de la décaler d'une certaine valeur et de lire la position du point d'intersection de cette droite avec la courbe de flexion.

Après plusieurs itérations, il a été identifié que le plus efficace pour limiter la dispersion due au bruit des mesures était de procéder ainsi en décalant la droite d'une valeur de 0,09% de la flèche correspondant au point culminant de la courbe de flexion. En outre, pour minimiser l'impact de la dispersion des mesures sur la flèche correspondant au point culminant de la courbe, la flèche au point culminant est mesurée à partir des flèches obtenues aux deux valeurs situées à 99% de

la valeur de résistance maximale (voir Figure 2-16). De cette manière, les aspérités du sommet de la courbe engendrées par la sensibilité de l'appareil de mesure sont lissées.

Dans le cas du fil étudié depuis le début de ce Chapitre dont la courbe de flexion 3 points est tracée en Figure 2-11, la flèche au point de résistance maximale a été mesurée à 3,95 mm. La droite matérialisant la portion élastique a alors été décalée de 0,036 mm pour mesurer l'effort associé au point de fin de linéarité.

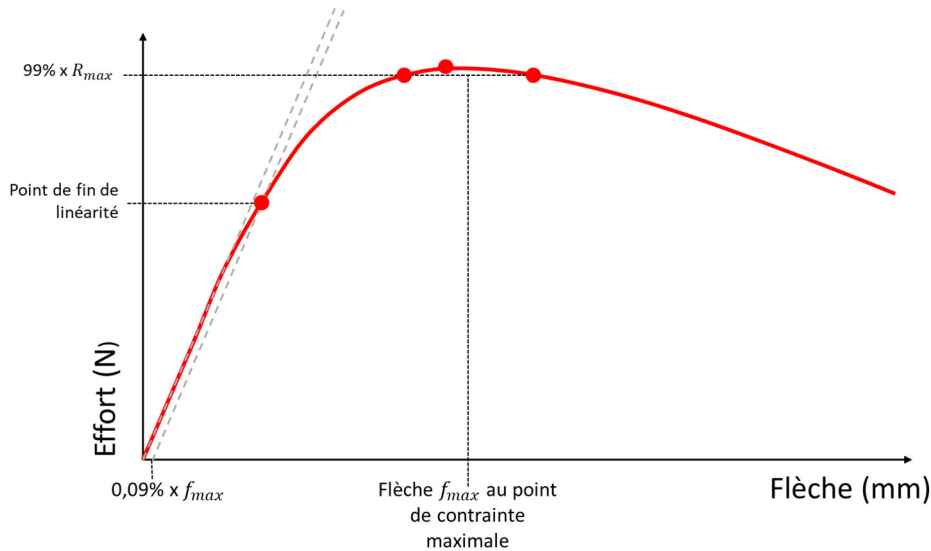


Figure 2-16 : Méthode de mesure de la limite d'élasticité « apparente ».

Grâce à cette méthode, la fin du comportement purement élastique est positionnée au point dont les coordonnées sont les suivantes :

$$f_{fin_linéarité} = 0,96 \text{ mm}$$

$$F_{fin_linéarité} = 13,77 \text{ N}$$

L'estimation de la limite d'élasticité apparente

Il reste à associer une valeur de contrainte à cette valeur d'effort de 13,77 N qui marque la fin du comportement élastique du fil sollicité en flexion 3 points. Pour la calculer, il a été décidé de faire l'hypothèse d'un comportement purement élastique du fil à ce moment-là, ce qui permet d'utiliser les équations de la théorie des poutres qui ont été écrites dans la section 6.5.1 du Chapitre précédent.

Comme le point de fin de linéarité marque un changement de comportement macroscopique, il est judicieux de calculer la contrainte sur la peau du fil, à l'endroit où elle est maximale et donc au premier endroit où la contrainte dépasse la limite d'élasticité du fil. Pour y parvenir, la contrainte équivalente de Von Mises dont la formule a été vue dans la section 6.4 du Chapitre précédent peut être appliquée à l'essai de flexion 3 points :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\sigma_f^2 + 3\tau^2} \quad (2-3)$$

Où σ_f est la contrainte normale générée par le moment de flexion dans le fil et τ est la contrainte de cisaillement générée par l'effort tranchant. En utilisant les formules données dans la 6.5.1 du Chapitre 1, il est alors possible de calculer la contrainte équivalente de Von Mises maximale dans le fil au moment de l'essai de flexion 3 points, qui se situe sur la peau de la section où le

Chapitre 2 : Estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion

chargement est appliqué. À cet endroit, pour un effort de 13,77 N associé à l'effort marquant la fin du comportement linéaire élastique du fil, la contrainte σ_f est de 1527 MPa et la contrainte τ est de 14 MPa.

En calculant la contrainte équivalente de Von Mises maximale dans le fil, on réalise alors que la contrainte de cisaillement peut être négligée puisque la contrainte équivalente de Von Mises maximale est de 1527 MPa.

Calculer la contrainte maximale dans le fil lors d'un essai de flexion 3 points revient donc à calculer la contrainte normale générée par le moment de flexion sur la peau de la section où se situe l'appui mobile. L'équation (2-4) et l'équation (2-5) peuvent donc être utilisées pour identifier la contrainte maximale dans le fil en flexion 3 points.

$$\sigma_{max} = \sigma_f = \frac{Mf}{\frac{I_y}{V}} \quad (2-4)$$

$$Mf = F_{fin_linéarité} \frac{L}{2} \quad (2-5)$$

Avec :

Mf : Le moment de flexion au point de contact, donc à $L/2$ (en Nmm) ;

I_y : Le moment quadratique de la section (en mm^4) ;

V : La distance entre le point de contrainte maximale et le centre du fil, donc $D/2$ (en mm) ;

$F_{fin_linéarité}$: L'effort mesuré au point de fin de linéarité (en N) ;

L : La distance entre les appuis extérieurs (en mm).

Selon cette formule et avec les données citées précédemment, la contrainte maximale générée sur la peau du fil au moment du point de fin de linéarité est de 1527 MPa. Puisque cette contrainte maximale est associée à une rupture du comportement élastique du fil, on peut donc considérer que la limite d'élasticité « apparente » du fil testé est égale à cette contrainte maximale dans la section, de $R_{e_app} = 1527$ MPa. Si cette limite d'élasticité est qualifiée de limite d'élasticité « apparente », c'est car elle n'est pas nécessairement égale à la limite d'élasticité du matériau, qui sera décrite dans la suite de ce Chapitre comme la limite d'élasticité « réelle ».

$$R_{e_app} = F_{fin_linéarité} \frac{L}{2 \frac{I_y}{V}} \quad (2-6)$$

Pour observer la différence entre limite d'élasticité réelle et limite d'élasticité apparente, il suffit de calculer la limite d'élasticité apparente d'une courbe de flexion simulée en éléments finis, qui a été paramétrée avec une limite d'élasticité de 1527 MPa.

Un essai de flexion 3 points sur un fil de 0,8 mm de diamètre a donc été simulé par éléments finis en paramétrant sa loi matériau avec un module d'élasticité de 166 GPa et une limite d'élasticité de 1527 MPa (voir Tableau 2-2). Ces deux valeurs sont les deux valeurs du domaine purement élastique qui ont été estimées jusqu'ici. Les deux autres points de la loi matériau paramétrée dans la simulation numérique ont été choisis car ce sont ceux qui ont été décrit dans le Tableau 2-1.

Tableau 2-2 : Les paramètres d'entrée de la simulation numérique.

Contrainte (MPa)	Déformation plastique	Module d'Young (GPa)	Coefficient de Poisson
1527	0	166	0,28
1911	0,0042		
2250	0,0249		

La Figure 2-17 rassemble compare la courbe de flexion 3 points obtenue expérimentalement avec la courbe de flexion 3 points modélisée numériquement en s'appuyant sur la loi matériau du Tableau 2-2.

La Figure 2-17 permet de constater que la limite d'élasticité apparente qui a été estimée n'est pas égale à la limite d'élasticité réelle du fil testé expérimentalement. La limite d'élasticité de 1527 MPa entrée dans le modèle semble est en effet surestimée : le domaine purement élastique se poursuit significativement plus loin sur la courbe de flexion simulée numériquement que sur la courbe de flexion expérimentale à partir de laquelle cette limite d'élasticité apparente de 1527 MPa a été mesurée.

La limite d'élasticité apparente a été mesurée sur la courbe de flexion obtenue par le modèle numérique en utilisant la méthode présentée dans les paragraphes précédents : elle est estimée à $R_{e_app} = 2297$ MPa, soit 50% supérieure à la limite d'élasticité paramétrée dans le modèle.

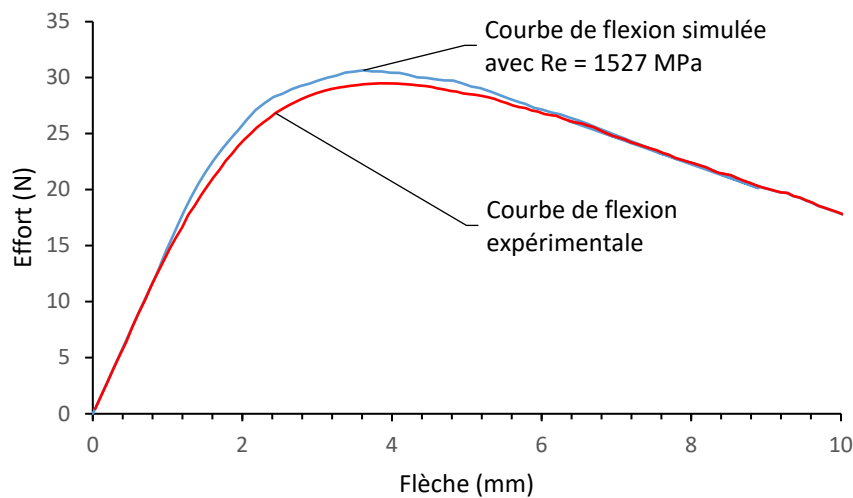


Figure 2-17 : La courbe de flexion obtenue après simulation numérique pour un matériau dont la limite d'élasticité est de 1527 MPa, comparée à la courbe de flexion expérimentale.

La limite d'élasticité apparente calculée selon le mode de calcul qui vient d'être décrit semble donc dépasser très significativement la limite d'élasticité réelle du matériau. Cette surestimation s'explique par la nature de la limite d'élasticité apparente : elle est obtenue en calculant une contrainte maximale sur la peau du fil, en appliquant les hypothèses de la théorie des poutres à un moment de l'essai de flexion où le matériau est sorti de son comportement élastique.

En effet, la méthode graphique de lecture du point de fin de linéarité exige de mesurer un point de la courbe de flexion après la rupture de linéarité. Les hypothèses de la théorie des poutres ne sont donc plus valables. Dès lors, le calcul de contrainte maximale grâce à la théorie des poutres devient lui aussi incorrect.

Les résultats de la simulation numérique d'un essai de flexion 3 points dont la courbe de flexion est tracée dans la Figure 2-17 ont été analysés pour identifier plus précisément l'amplitude de l'erreur causée par l'utilisation de la théorie des poutres en dehors de son domaine de validité. La première conclusion qui a pu être tirée à la suite de cette analyse a été dans la très forte perturbation des contraintes normales à la section du fil, causée par la force exercée par l'appui mobile sur le fil.

La Figure 2-18 montre l'évolution au cours de la simulation de l'essai de flexion 3 points de la contrainte normale à la section du fil, en chaque point du rayon du fil. Chaque courbe de cette Figure est un instantané de la contrainte normale à la section du fil. La juxtaposition de ces courbes montre donc l'historique du niveau de contrainte normale à la section au cours de l'essai. Les valeurs de rayon négatives sont positionnées du côté de l'appui mobile, tandis que les valeurs de rayon positives sont à l'opposé de l'appui mobile.

La lecture de cette Figure permet d'observer qu'une grande portion du fil simulé numériquement est perturbée par la force exercée par l'appui mobile sur le fil. En effet, on peut apercevoir que la zone d'influence de l'effort généré par l'appui mobile ne se limite pas à la portion hémicylindrique du fil du côté de l'appui mobile, mais se retrouve aussi de l'autre côté du plan longitudinale du fil, à l'opposé de l'appui mobile. Cette influence se traduit par une « bosse » dans l'évolution de la contrainte normale à la section, qui apparaît à 0,067 mm du centre du fil, du côté opposé à l'appui mobile.

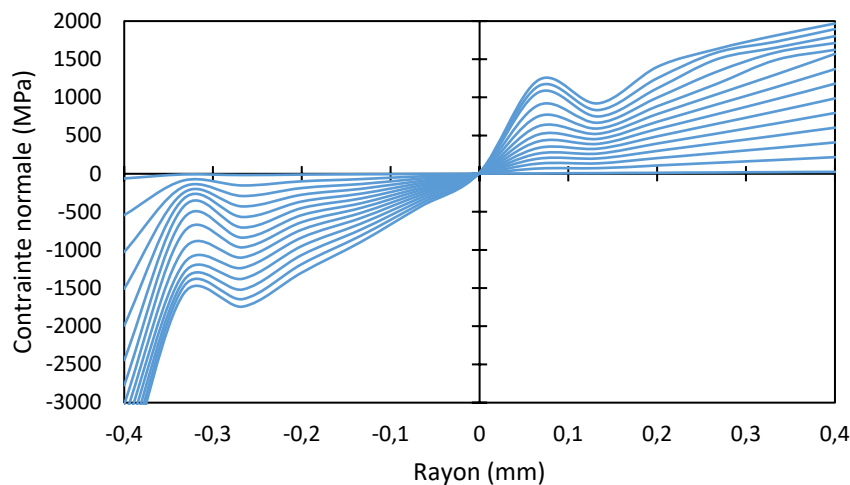


Figure 2-18 : Evolution de la contrainte normale à la section du fil en fonction du rayon et à différents moments de la simulation numérique de l'essai de flexion.

Cette observation s'explique par une des conditions du cadre de validité de la théorie des poutres, qui ont été énumérées dans la section 6.5 du premier Chapitre de ce travail. Cette condition stipule que les résultats issus de la théorie des poutres « ne sont valables qu'à une distance éloignée de la région d'application des efforts extérieurs (2 à 3 fois la largeur de la section normale) ». Or la section qui est étudiée pour estimer la limite d'élasticité du fil est la section sur laquelle est appliqué l'effort extérieur. Les contraintes générées par l'effort appliqué par l'appui mobiles parasitent donc le tenseur des contraintes dans cette section, qui ne peut pas s'apparenter à un tenseur des contraintes calculé par la théorie des poutres.

Néanmoins, d'autres résultats issus de cette simulation numérique ont montré que le calcul de la contrainte normale générée par le moment de flexion en s'appuyant sur la théorie des poutres était performant en comportement élastique. L'évolution du tenseur des contraintes à 6 dimensions au point de la section le plus éloigné de l'appui mobile (donc sur la peau opposée à l'effort extérieur) a été simulée numériquement lors de l'essai de flexion 3 points et tracée dans la Figure 2-19.

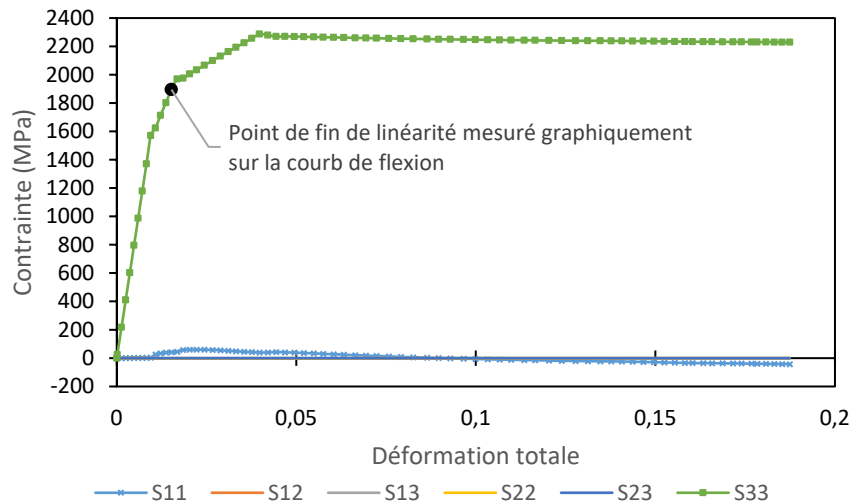


Figure 2-19 : Evolution des 6 composantes du tenseur des contraintes sur la peau opposée à l'appui mobile, lors de la simulation numérique d'un essai de flexion 3 points.

Sur la Figure 2-19, le sens de l'axe 1 est parallèle à l'axe des appuis, le sens de l'axe 2 est parallèle au sens de déplacement de l'appui mobile et le sens de l'axe 3 est parallèle à l'axe du fil. La Figure 2-19 permet de constater que la théorie des poutres est valable au point le plus éloigné de l'appui mobile, jusqu'à ce que le fil sorte de son domaine de comportement élastique. En effet, tant que la déformation plastique est nulle, toutes les autres composantes du tenseur des contraintes sont négligeables face à la contrainte normale à la section du fil (S_{33}). Cela confirme donc que l'application de la théorie des poutres à la flexion 3 points est valable, qui pose que seulement la contrainte normale à la section et la contrainte de cisaillement dans le sens de la section ne sont pas nulles.

Il est par ailleurs intéressant de noter que si la théorie des poutres s'applique aux petites déformations (d'une valeur inférieure à 0,2%), son domaine de validité au point le plus éloigné de l'appui mobile s'étend au-delà d'une déformation de 0,2% lors de la simulation numérique dont les résultats sont analysés ici.

La contrainte normale sur la peau opposée à l'appui mobile estimée par la théorie des poutres grâce à l'équation (2-4) reste en effet très proche de la contrainte normale à la section (S_{33}) simulée numériquement jusqu'à une valeur de déformation totale dans le sens normal à la section supérieure à 0,9%. La différence entre la contrainte normale estimée l'équation (2-4) et la contrainte normale S_{33} simulée numériquement est de 37 MPa (2% d'erreur) à une déformation totale dans le sens normal à la section de 0,95%.

Lorsque la déformation plastique devient non-nulle, la Figure 2-19 révèle l'apparition de contraintes S_{11} d'une amplitude non-négligeable, orientée perpendiculairement au plan de symétrie longitudinal au fil qui a été intégré dans les conditions aux limites de la simulation

numérique. Cette apparition d'une contrainte dans un sens non prévu par la théorie des poutres montre que lorsque le matériau plastifie, les contraintes calculées par la théorie des poutres ne sont plus valables. Si bien qu'au point de fin de linéarité mesuré graphiquement sur la courbe de flexion vue dans la Figure 2-17, la contrainte normale simulée numériquement est plus de 400 MPa inférieure à la contrainte normale calculée par l'équation (2-4).

La limite d'élasticité apparente mesurée graphiquement et calculée grâce à la théorie des poutres est donc par conception largement supérieure à la limite d'élasticité réelle du matériau qui compose le fil.

L'estimation de la limite d'élasticité réelle

Pour estimer la limite d'élasticité réelle à partir de la mesure de la limite d'élasticité apparente qui vient d'être proposée, et donc établir le lien entre ces deux valeurs, il a été décidé de procéder de manière empirique par simulations numériques. En effet, il est extrêmement complexe d'estimer analytiquement les tenseurs de contrainte et de déformation dans un fil sollicité en flexion 3 points au-delà de son comportement purement élastique.

La recherche empirique d'une relation entre limite d'élasticité réelle et limite d'élasticité apparente a donc été préférée, grâce à des simulations numériques d'un essai de flexion 3 points qui ont été reproduites plusieurs fois, en variant seulement la limite d'élasticité paramétrée en entrée de modèle.

Dans cette optique, différentes valeurs de limites d'élasticité réelles ont été choisies pour être entrées dans le modèle de simulation numérique. Il a été choisi d'opter pour des valeurs de limite d'élasticité en entrée de modèle échelonnées : 800 MPa, 850 MPa, 900 MPa, 950 MPa, 1000 MPa, 1050 MPa, 1100 MPa, 1150 MPa, 1200 MPa, 1250 MPa, 1500 MPa, 1600 MPa et 1700 MPa.

Les autres paramètres de la loi matériau trilineaire sont ceux qui ont déjà été utilisés dans le Tableau 1 vu en Annexe 2, et qui ont prouvé leur pertinence. Par exemple, le modèle de simulation numérique utilisé pour observer le lien entre la limite d'élasticité réelle et la limite d'élasticité apparente et paramétré avec une limite d'élasticité de 1000 MPa donne les résultats suivants (voir Tableau 2-3 et Figure 2-20).

Tableau 2-3 : L'un des jeux de paramètres entrés dans la simulation numérique pour établir le lien entre limite d'élasticité apparente et limite d'élasticité réelle.

Contrainte (MPa)	Déformation plastique	Module d'Young (GPa)	Coefficient de Poisson
1000	0	166	0,28
1811	0,0040		
2200	0,0243		

Chapitre 2 : Estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion

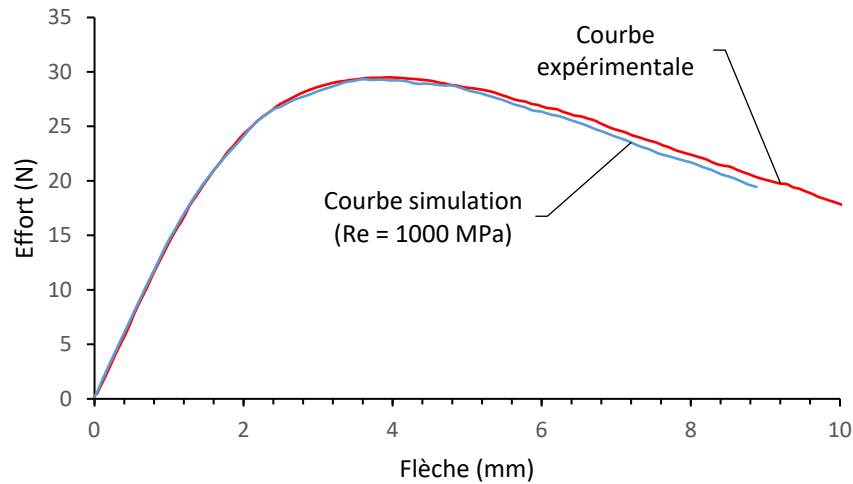


Figure 2-20 : La courbe de flexion obtenue par simulation numérique à partir de la loi matériau trilineaire décrite dans le tableau 5.

Après avoir mené les 13 simulations numériques paramétrées avec 13 lois matériau dont seule la limite d'élasticité change, il est possible de tracer les limites d'élasticité apparentes mesurées sur les courbes de flexions simulées, en fonction des limites d'élasticité réelles paramétrées dans le modèle (voir Figure 2-21).

Cette courbe de la limite d'élasticité réelle en fonction de la limite d'élasticité apparente suit une répartition polynomiale du deuxième degré, avec des petits « paquets » qui s'expliquent par la discrétisation des résultats sur Abaqus et la taille des éléments, qui amènent nécessairement à des approximations. Malgré cette évolution saccadée, il reste possible de faire passer une courbe de tendance polynomiale, avec un r^2 de 0,998 :

$$y = 5,7643 \cdot 10^{-4}x^2 - 1,2721x + 1,4687 \cdot 10^3 \quad (2-7)$$

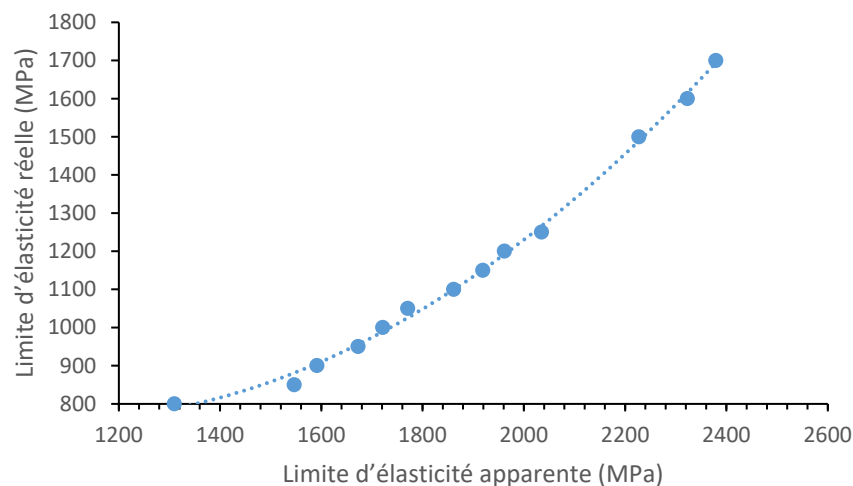


Figure 2-21 : L'évolution de la limite d'élasticité « réelle » en fonction de la limite d'élasticité « apparente ».

Cette formule de courbe de tendance permet d'aboutir à une estimation de la limite d'élasticité réelle du fil testé numériquement, à partir de la mesure de limite d'élasticité apparente, obtenue par lecture graphique de la courbe de flexion simulée numériquement :

Chapitre 2 : Estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion

$$Re = 5,7643 \cdot 10^{-4} R_{e_app}^2 - 1,2721 R_{e_app} + 1,4687 \cdot 10^3 \quad (2-8)$$

Pour vérifier la solidité de cette estimation de la limite d'élasticité réelle à partir de la mesure de la limite d'élasticité apparente, il est possible de comparer la valeur obtenue grâce à la formule (2-8) avec la valeur de limite d'élasticité réelle paramétrée dans les simulations numériques.

Les résultats de prédictibilité sont décrits dans le Tableau 2-4.

Tableau 2-4 : L'estimation de la limite d'élasticité « réelle » à partir de la limite d'élasticité « apparente » pour 13 simulations numériques.

Re réel (MPa)	Re apparent (MPa)	Re estimé (MPa)	Erreur
800	1310	791	-1,17%
850	1546	879	3,42%
900	1592	903	0,36%
950	1673	953	0,28%
1000	1721	986	-1,41%
1050	1771	1022	-2,63%
1100	1861	1097	-0,28%
1150	1919	1149	-0,09%
1200	1961	1190	-0,83%
1250	2035	1266	1,27%
1500	2227	1493	-0,45%
1600	2323	1623	1,43%
1700	2379	1703	0,20%

Le Tableau 2-4 permet de constater que l'estimation de la limite d'élasticité réelle grâce à la relation empirique (2-8) est relativement fiable, puisqu'elle prévoit une valeur de limite d'élasticité dont l'erreur se situe entre -2,63% et 3,42%.

Mais afin de s'assurer que les erreurs mesurées se répètent en dehors des limites d'élasticité testées, l'exercice a été reproduit pour des lois matériaux dont les limites d'élasticité se situent en dehors des valeurs à partir desquelles relation empirique (2-8) a été conçue : 920 MPa, 1085 MPa et 1800 MPa, avec des résultats très satisfaisants (voir Tableau 2-5).

Tableau 2-5 : L'estimation de la limite d'élasticité « réelle » à partir de la limite d'élasticité « apparente » pour 2 simulations numériques aux paramètres plus communs.

Re réel (MPa)	Re apparent (MPa)	Re estimé (MPa)	Erreur
920	1610	914	-0,67%
1085	1845	1083	-0,21%
1800	2429	1778	-1,21%

En somme, l'approche d'une estimation de la limite d'élasticité des fils de 0,8 mm qui est proposée ici aboutit à une prédictibilité relativement performante, puisqu'elle affiche un taux d'erreur allant seulement jusqu'à 3,42 %.

À noter que la valeur de limite d'élasticité obtenue par l'approche défendue dans ce Chapitre bouleverse déjà la connaissance que les fabricants de ressorts ont de leurs fils, puisqu'ils n'ont accès qu'à une seule donnée sur le comportement élastique de leurs fils : la limite d'élasticité

conventionnelle de $R_{p0,2}$ de 1780 MPa pour des fils de 0,8 mm de diamètre et d'une nuance AISI 302.

Or le modèle d'estimation d'une loi matériau trilineaire affine drastiquement cette valeur, puisque la limite d'élasticité réelle estimée à partir de la courbe de flexion de référence vue en Figure 2-11 est de 869 MPa.

En guise de premier bilan, les paramètres élastiques estimées pour le fil de 0,8 mm testé expérimentalement en début de Chapitre et dont la courbe de flexion est tracée dans la Figure 2-11 sont donc les suivants :

$$\begin{cases} E = 166 \text{ GPa} \\ R_e = 869 \text{ MPa} \end{cases}$$

3.2.3. La caractérisation de la résistance élastoplastique

Lorsque la limite d'élasticité a été identifiée, il reste à identifier les coordonnées de la résistance élastoplastique et de la résistance mécanique de la loi matériau trilineaire. Il reste par conséquent à identifier les coordonnées du point intermédiaire et du point de résistance maximale de la courbe de flexion pour y associer une loi matériau trilineaire. Dans cette partie où l'estimation de la résistance élastoplastique est décrite, il s'agit d'abord de positionner le point intermédiaire sur la courbe de flexion pour ensuite estimer la résistance élastoplastique.

L'identification du point intermédiaire sur la courbe de flexion

Il vient d'être dit que pour un fil AISI 302 de diamètre 0,8 mm, la limite d'élasticité conventionnelle est communément mesurée à 1780 MPa. Or il vient aussi d'être dit que la limite d'élasticité réelle semble en réalité bien inférieure, puisqu'elle a été estimée à 869 MPa dans le cas du fil étudié dont la courbe de flexion 3 points est tracée en Figure 2-11. Pour autant, la limite d'élasticité conventionnelle est une information extrêmement importante car elle décrit la fin de ce qui est considéré par convention comme le comportement élastique du fil.

Ce qui implique que si l'approche défendue ici souhaite introduire un point de résistance élastoplastique, ce point doit avoir le même rôle que la limite d'élasticité conventionnelle. C'est-à-dire marquer la fin d'un comportement pseudo-élastique, au-delà duquel il est convenu que les déformations plastiques augmentent beaucoup plus rapidement.

L'implication directe de ce choix est que le point intermédiaire de la courbe de flexion à partir duquel est estimé la résistance élastoplastique doit être proche de la portion linéaire de la courbe de flexion 3 points. Après plusieurs itérations et de manière empirique, il a été identifié que le point le plus performant pour marquer un point de bascule du comportement mécanique du fil était le point d'intersection entre la courbe de flexion et une droite partant de l'origine dont la pente est égale à 87% de la pente de la portion linéaire de la courbe de flexion (voir Figure 2-22).

Sur la courbe de flexion de référence vue en Figure 2-11 du fil étudié dans ce Chapitre, le point intermédiaire de la courbe de flexion se situe aux coordonnées suivantes :

$$\begin{aligned} f_{intermédiaire} &= 1,82 \text{ mm} \\ F_{intermédiaire} &= 22,90 \text{ N} \end{aligned}$$

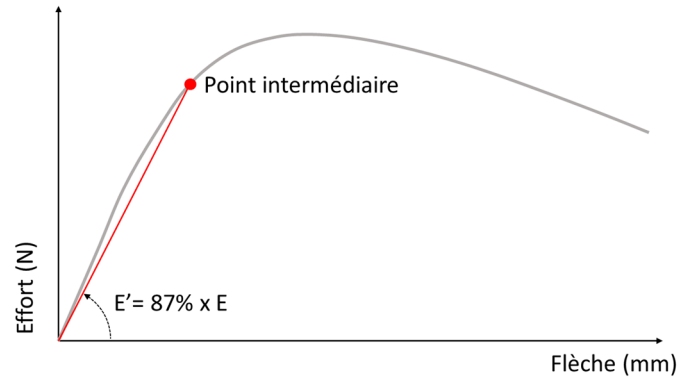


Figure 2-22 : Mesure du point intermédiaire.

L'estimation de la résistance élastoplastique

La relation qui lie la résistance élastoplastique à l'effort mesuré au point intermédiaire a été cherchée empiriquement, par l'intermédiaire de simulations numériques d'essais de flexion 3 points. 9 lois matériaux trilineaires ont été paramétrées en entrée de simulation numérique d'essai de flexion 3 points, ayant le même module d'élasticité (166 GPa), la même limite d'élasticité (869 MPa), la même résistance mécanique (2200 MPa) et la même déformation plastique au point de résistance mécanique (0,0243).

En revanche, les valeurs de résistance élastoplastique σ_e et de déformation plastique au point de résistance élastoplastique ε_{p_e} qui étaient paramétrées en entrée de simulation différaient comme vu dans le Tableau 2-6.

Tableau 2-6 : Les 9 coordonnées en contrainte/déformation plastique du point de résistance élastoplastique des 12 lois matériaux trilineaires.

Résistance élastoplastique paramétrée (MPa)	Déformation plastique associée
1811	0,0034
1811	0,0037
1811	0,0040
1890	0,0037
1890	0,0040
1890	0,0044
1960	0,0039
1960	0,0043
1960	0,0047

Les 9 courbes de flexion obtenues après les 9 simulations numériques ont permis d'identifier que la relation empirique (2-8) utilisée pour estimer la limite d'élasticité réelle pouvait être réutilisée à partir de l'effort au point intermédiaire pour calculer une valeur approchée de la contrainte de résistance élastoplastique paramétrée dans les lois matériaux.

$$\sigma_e = 5,7643 \cdot 10^{-4} \sigma_{e_app}^2 - 1,2721 \sigma_{e_app} + 1,4687 \cdot 10^3 \tag{2-9}$$

$$\sigma_{e_app} = F_{intermédiaire} \frac{L}{2 \frac{I_y}{V}} \tag{2-10}$$

Le Tableau 2-7 répertorie les coordonnées du point intermédiaire de chacune des 9 courbes de flexion simulées numériquement, la contrainte associée à ce point à partir de la formule (2-9) et les erreurs d'estimation issues de ce calcul de contrainte.

Chapitre 2 : Estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion

Tableau 2-7 : L'estimation de la résistance élastoplastique associée au point intermédiaire de la courbe de flexion à partir de la formule (2-9).

Résistance élastoplastique paramétrée (MPa)	Déformation plastique paramétrée	Flèche au point intermédiaire (mm)	Effort au point intermédiaire (N)	Résistance élastoplastique estimée (MPa)	Erreur
1811	0,0034	1,79	22,33	1854	+2,39%
1811	0,0037	1,76	21,91	1781	-1,67%
1811	0,0040	1,73	21,50	1713	-5,41%
1890	0,0037	1,81	22,56	1895	+0,27%
1890	0,0040	1,77	22,10	1814	-4,01%
1890	0,0044	1,73	21,53	1718	-9,08%
1960	0,0039	1,83	22,81	1941	-0,99%
1960	0,0043	1,78	22,18	1827	-6,79%
1960	0,0047	1,74	21,60	1729	-11,80%

Ce Tableau permet de constater que l'erreur d'estimation à partir de la formule (2-9) est satisfaisante, même si elle varie significativement en fonction des valeurs de résistance élastoplastique et de déformation plastique associées à la résistance élastoplastique.

En effet, la formule (2-9) est très performante pour estimer la résistance élastoplastique dans 3 simulations numériques sur 9 (avec une erreur inférieure à 2% en valeur absolue), moyennement performante pour 3 autres simulations numériques (avec une erreur inférieure à 6% en valeur absolue) et pauvrement performante pour les 3 simulations numériques restantes (avec une erreur supérieure à 6% en valeur absolue).

Lorsque cette remarque a été faite d'une erreur variable dans l'estimation de la résistance élastoplastique, il est nécessaire de proposer une solution de correction de l'erreur. Ici, 2 solutions ont été évaluées : l'utilisation d'un facteur de correction à intégrer directement dans l'estimation de la résistance élastoplastique et la compensation de l'erreur d'estimation de la résistance élastoplastique dans la méthode d'estimation de la déformation associée à la résistance élastoplastique.

Après étude des 2 solutions, c'est la deuxième qui s'est avérée la plus simple et performante.

L'estimation de la déformation au point de résistance élastoplastique

Afin de compenser l'erreur d'estimation de la résistance élastoplastique dans la méthode d'estimation de la déformation associée à la résistance élastoplastique, une représentation graphique du Tableau 2-7 a été modélisée.

Cette représentation graphique trace l'évolution de l'erreur d'estimation de la résistance élastoplastique en fonction de la pente de la première portion élastoplastique des lois matériaux trilineaires paramétrées en entrée de simulation numérique sur chacune des 9 simulations.

La Figure 2-23 précise ce qui est entendu par « pente de la première portion élastoplastique des lois matériaux trilineaires ». C'est la pente de la portion de droite de la loi matériau trilineaire qui sépare le point de limite d'élasticité du point de résistance élastoplastique. Cette pente est donnée en pourcentage du module d'élasticité.

Chapitre 2 : Estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion

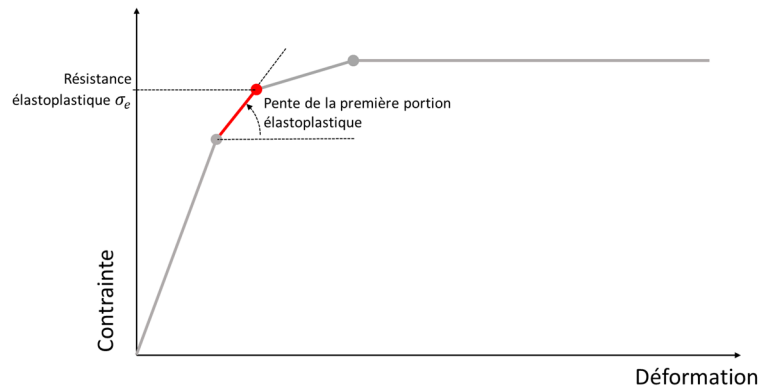


Figure 2-23 : Pente de la première portion éléoplastique sur la loi matériau trilineaire.

La représentation graphique du Tableau 2-6 est donc tracée en Figure 2-24. Chaque point de cette Figure représente l'erreur d'estimation de la résistance éléoplastique de chacune des 9 simulations numériques, à partir de la formule (2-9) et en fonction de la pente de la première portion éléoplastique de la loi matériau trilineaire paramétrée pour chaque simulation numérique.

Des isolignes sont tracées entre les points dont la résistance éléoplastique paramétrée en entrée de simulation est égale.

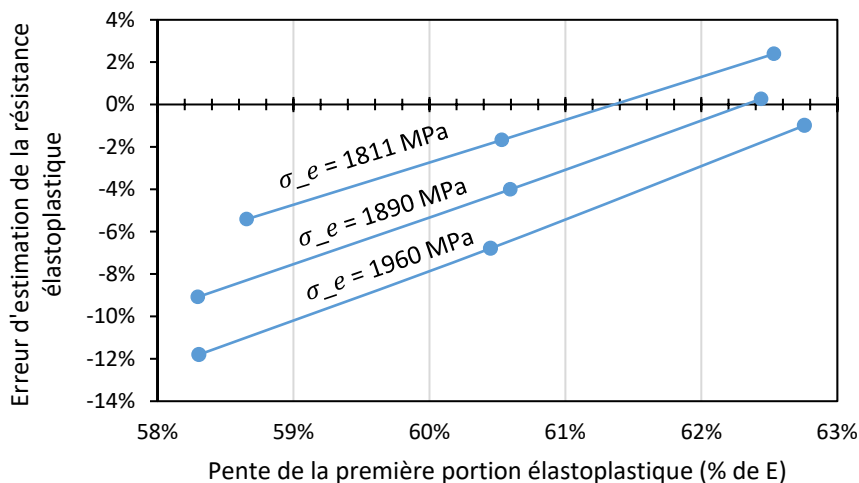


Figure 2-24 : L'erreur d'estimation de la résistance éléoplastique en fonction de la pente de la première portion éléoplastique.

L'analyse de cette Figure permet d'identifier une linéarité dans l'erreur d'estimation de la résistance éléoplastique avec la pente de la première portion éléoplastique de la loi matériau trilineaire, à résistance éléoplastique égale. En effet, plus la pente de la première portion éléoplastique de la loi matériau est faible, plus la formule (2-9) génère une erreur d'estimation de la résistance éléoplastique.

Dès lors, il est possible de corriger l'erreur d'estimation de la résistance éléoplastique en lui associant une valeur de pente de première portion éléoplastique qui donne une erreur d'estimation égale à 0. Par exemple, si la formule (2-9) estime une résistance éléoplastique de 1890 MPa, alors on peut lui associer une pente de la première portion éléoplastique de

62,34%E puisque c'est cette valeur de pente qui minimise l'erreur d'estimation de la résistance élastoplastique.

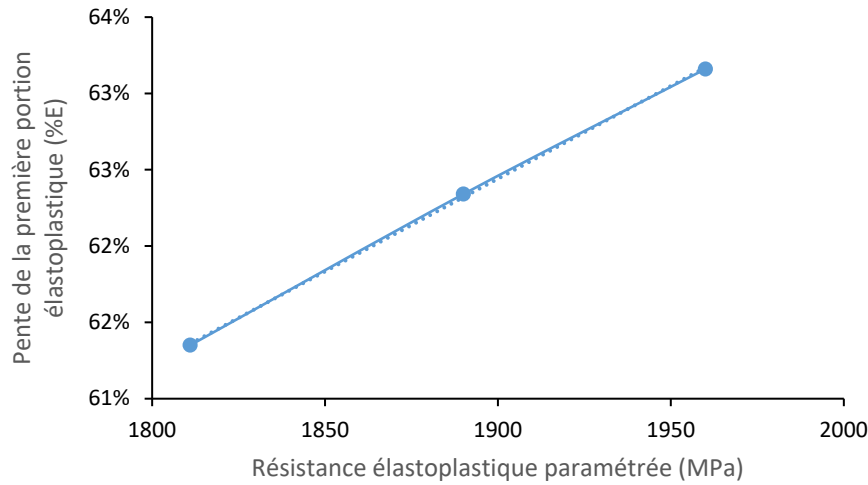


Figure 2-25 : La relation linéaire entre la résistance élastoplastique paramétrée en entrée de simulation et la pente de la première portion élastoplastique minimisant l'erreur d'estimation de la résistance élastoplastique.

Si on reproduit cette mesure pour chaque résistance élastoplastique paramétrée en entrée de simulation numérique, on peut alors identifier une linéarité très forte (avec un coefficient de détermination r^2 supérieur à 0,999) entre la pente de la première portion élastoplastique qui minimise l'erreur d'estimation de cette résistance élastoplastique (voir Figure 2-25).

Dès lors, il est possible d'associer à chaque valeur de résistance élastoplastique la pente de la première portion élastoplastique ($pente_1$) qui minimise l'erreur d'estimation de la résistance élastoplastique, grâce à la formule (2-11) issue de la régression linéaire appliquée à la Figure 2-25.

$$\frac{pente_1}{E} = 1,2156 \cdot 10^{-4} \sigma_e + 3,9345 \cdot 10^{-1} \quad (2-11)$$

La formule (2-11) a été appliquée aux 9 simulations numériques paramétrées par les lois matériaux trilineaires dont les coordonnées des points de résistance élastoplastique sont données dans le Tableau 2-6. Les résultats de l'application de la formule (2-11) sont rassemblés dans le Tableau 2-8. La lecture de ce Tableau permet de constater que la pente de la première portion élastoplastique estimée par la formule (2-11) présente une erreur allant de -1,03% à +3,52%. Cette marge d'erreur est donc inférieure à celle observée dans l'estimation de la résistance élastoplastique, ce qui est satisfaisant.

Il est à noter que l'erreur observée dans l'estimation de la pente de la première portion élastoplastique de la loi matériau trilineaire est systématiquement de signe opposé à l'erreur observée dans l'estimation de la limite d'élasticité. De plus, l'amplitude de l'erreur d'estimation de la pente de la première portion élastoplastique est proportionnelle à l'amplitude de l'erreur d'estimation de la résistance élastoplastique.

La formule (2-11) permet donc effectivement de compenser l'erreur d'estimation de la résistance élastoplastique, tout en estimant assez précisément la pente de la première portion élastoplastique.

Chapitre 2 : Estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion

Tableau 2-8 : L'estimation de la pente de la 1^{ère} portion élastoplastique à partir de la formule (2-11).

Résistance élastoplastique paramétrée (MPa)	Déformation plastique paramétrée	Résistance élastoplastique estimée (MPa)	Pente de la 1 ^{ère} portion élastoplastique (%E)	Pente de la 1 ^{ère} portion élastoplastique estimée (%E)	Erreur
1811	0,0034	1854	62,5%	61,9%	-1,03%
1811	0,0037	1781	60,5%	61,0%	+0,76%
1811	0,0040	1713	58,7%	60,2%	+2,58%
1890	0,0037	1895	62,4%	62,4%	-0,09%
1890	0,0040	1814	60,6%	61,4%	+1,33%
1890	0,0044	1718	58,3%	60,2%	+3,32%
1960	0,0039	1941	62,8%	62,9%	+0,28%
1960	0,0043	1827	60,4%	61,6%	+1,83%
1960	0,0047	1729	58,3%	60,4%	+3,52%

Dès lors, connaissant la pente de la première portion élastoplastique de la loi matériau trilineaire ainsi que la résistance élastoplastique, il est possible de caractériser la déformation associée au point de résistance élastoplastique. Si l'on utilise les formules (2-9) et (2-11), il est alors possible de caractériser les coordonnées du point de résistance élastoplastique de la courbe de flexion de référence qui a été tracée en Figure 2-11 (en identifiant que la pente de la première portion élastoplastique est égale à 63,12 %E) :

$$\begin{cases} \sigma_e = 1956 \text{ MPa} \\ \varepsilon_{e_plastique} = 0,0038 \end{cases}$$

Une simulation numérique d'un essai de flexion 3 points a été lancée avec une loi matériau utilisant les mêmes coordonnées de limite d'élasticité, de module d'élasticité et de résistance mécanique que celles qui ont été utilisées dans cette section (un module d'élasticité de 166 GPa), une limite d'élasticité de 869 MPa, une résistance mécanique de 2200 MPa) et une déformation plastique au point de résistance mécanique de 0,0243.

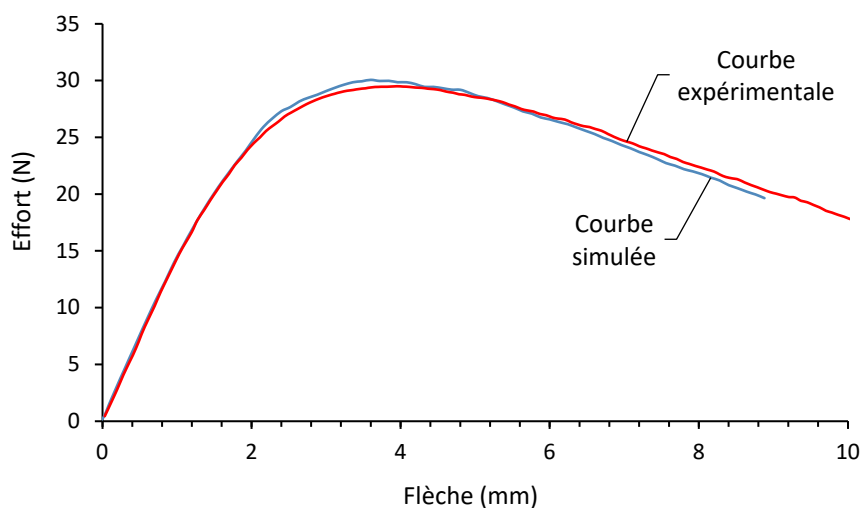


Figure 2-26 : La comparaison de courbe simulée numériquement à partir des paramètres définis au cours de cette section et la courbe expérimentale.

Seules les coordonnées du point de résistance élastoplastique de la loi matériau trilineaire ont été modifiées, pour utiliser celles qui viennent d'être identifiées. Une courbe de flexion 3 points a ainsi pu être tracée après simulation numérique, qui a été comparée à la courbe de flexion 3 points obtenue expérimentalement. Ces deux courbes de flexion 3 points sont tracées en Figure 2-26.

La courbe de flexion simulée numériquement en utilisant les coordonnées des points de limite d'élasticité et de résistance élastoplastiques caractérisées grâce aux formules proposées dans les précédentes sections est satisfaisante. Les deux courbes de flexion se chevauchent très clairement jusqu'à des valeurs d'effort de 23 N, au-delà donc du point intermédiaire de la courbe de flexion de référence qui a été mesuré à 22,90 N.

3.2.4. La caractérisation de la résistance mécanique

Après avoir caractérisé les coordonnées des points de limite d'élasticité et élastoplastique, il reste à caractériser les coordonnées du point de résistance mécanique. Pour y parvenir, la première étape est de mesurer un point remarquable sur la courbe de flexion, afin de le traduire en point de résistance mécanique sur la loi matériau trilineaire.

L'identification du point de résistance maximale

À l'inverse du point intermédiaire, la mesure de ce dernier point remarquable est immédiate, car il s'agit du point de résistance maximale. Il suffit de mesurer l'effort au point culminant de la courbe de flexion (29,5 N sur la courbe de flexion de référence vue Figure 2-11).

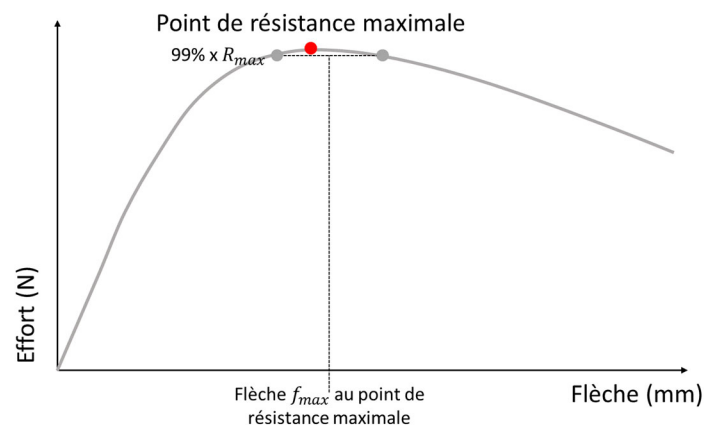


Figure 2-27 : La mesure des coordonnées du point de résistance maximale.

Concernant la flèche associée au point de résistance maximale, il a été décidé de diminuer le risque de mauvais positionnement qui pourrait être causé par les variations non maîtrisées de mesure. La flèche associée au point résistance maximale est donc calculée comme étant la moyenne des flèches de deux points de la courbe de flexion qui se situent de part et d'autre du point maximum, à 99% de la valeur de résistance maximale (voir Figure 2-27).

Sur la courbe de flexion de référence vue en Figure 2-11, le point maximal de la courbe de flexion se situe donc aux coordonnées suivantes :

$$\begin{aligned}f_{max} &= 3,95 \text{ mm} \\F_{max} &= 29,50 \text{ N}\end{aligned}$$

L'estimation de la résistance mécanique

Il reste alors à traduire les coordonnées de ce point de résistance maximale sur la courbe de flexion en coordonnées du point de résistance mécanique de la loi matériau trilineaire. Pour parvenir à estimer le couple contrainte/déformation qui caractérise le point de résistance mécanique, 18 simulations numériques d'essais de flexion 3 points ont été menées, avec 18 lois matériaux différentes dont seules les coordonnées du point de résistance mécanique variaient. Ces 18 lois matériaux ont été conçues pour observer l'influence des variations du couple contrainte/déformation du point de résistance mécanique sur la position du point de résistance maximale de la courbe de flexion.

En revanche, il a été décidé de ne pas évaluer directement le couple contrainte/déformation, mais plutôt le couple contrainte/pente de la deuxième portion élastoplastique (voir Figure 2-28). Ce choix s'explique car il a été découvert au cours des diverses tentatives d'estimation du point de résistance mécanique que c'est la pente de la deuxième portion élastoplastique qui est directement liée aux coordonnées du maximum de la courbe de flexion.

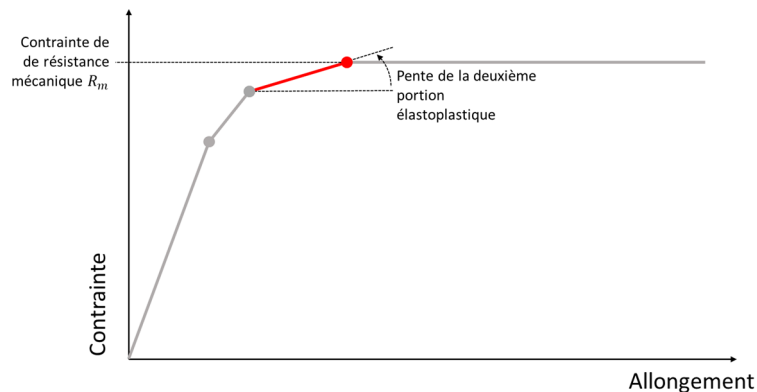


Figure 2-28 : Pente de la deuxième portion élastoplastique et contrainte de résistance mécanique.

Toutes les combinaisons possibles entre 6 valeurs de contraintes mécaniques et 3 valeurs de pente de la deuxième portion élastoplastiques ont été explorées en simulation numérique, pour aboutir à 18 simulations numériques, avec les paramètres suivants :

- $R_m = 2100 \text{ MPa} ; 2150 \text{ MPa} ; 2200 \text{ MPa} ; 2250 \text{ MPa} ; 2315 \text{ MPa} ; 2415 \text{ MPa} ;$
- Pente de la deuxième portion élastoplastique = $11\,147 \text{ MPa} ; 14\,910 \text{ MPa} ; 18\,143 \text{ MPa}$ (ces 3 valeurs de pentes ont été choisies après plusieurs essais car elles englobent une grande partie des valeurs de pentes des deuxièmes portions élastoplastiques testées pendant ce travail) ;
- Tous ces essais ont été menés avec une loi matériau trilineaire, de paramètres $E = 165 \text{ GPa} ; R_e = 936 \text{ MPa} ; \sigma_e = 1911 \text{ MPa} ;$ déformation totale à $\sigma_e = 0,0158$ (à noter donc que ces paramètres ne sont pas exactement ceux qui ont été mesurés précédemment, même s'ils s'en approchent beaucoup, car les simulations numériques ont été menées en parallèle de celles qui ont été décrites dans les sections précédentes).

Les résultats des 18 essais de flexion simulés numériquement ont été tracés, afin de trouver des relations entre la résistance mécanique et le point de résistance maximale de la courbe de flexion.

Parmi ces tracés, l'un d'entre eux s'est avéré marquant, qui montre une corrélation forte entre le rapport de la résistance mécanique sur la limite d'élasticité et le rapport de la flèche au point

de résistance maximale sur la flèche au point intermédiaire de la courbe de flexion simulée numériquement (voir Figure 2-29).

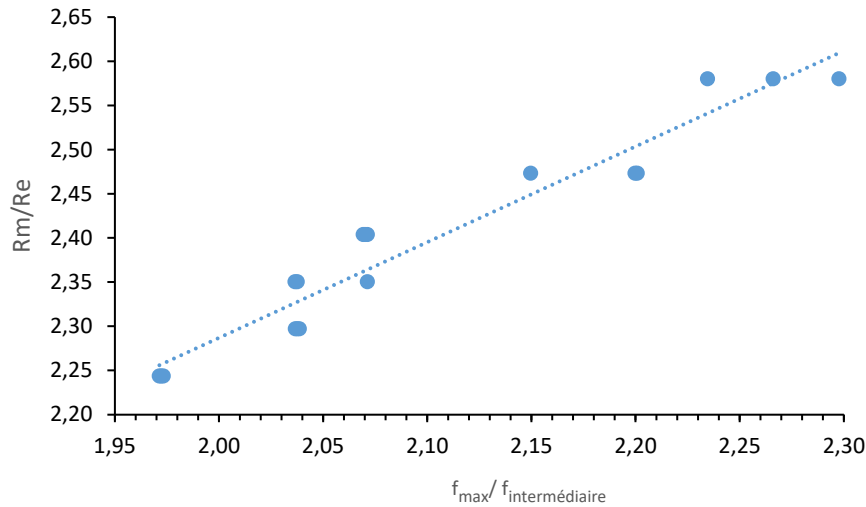


Figure 2-29 : La corrélation entre le rapport de la résistance mécanique sur la limite d'élasticité et le rapport de la flèche au point de résistance maximale sur la flèche au point intermédiaire de la courbe de flexion.

À noter que s'il n'est possible de discerner que 10 points sur la Figure 2-29, 18 points ont bien été tracés. Ce qui implique que nombre d'entre eux se superposent. Par exemple, les 3 essais menés avec une résistance mécanique de 2250 MPa ont tous abouti à une courbe de flexion dont le point culminant se situe à une flèche de 3,8 mm. Autrement dit, pour cet essai, la pente de la deuxième portion élastoplastique n'a eu aucun quasiment impact sur la valeur de la flèche au point de résistance maximale, et c'est bien sur la résistance mécanique que cette flèche s'est indexée.

Si cette indexation directe est marquante, elle ne se reproduit néanmoins pas parfaitement sur les 18 essais puisque la Figure 2-29 ne témoigne pas d'une linéarité sans aucune dispersion. On observe en effet une dispersion puisque la droite de tendance qui a été tracée aboutit à un coefficient de détermination linéaire r^2 de 0,94. Cette dispersion s'explique sans doute par la discrétisation des résultats des simulations numériques qui représentent nécessairement un certain degré d'approximation.

Elle s'explique aussi par l'impossibilité d'une corrélation exclusive entre la flèche au point maximal de la courbe de flexion et la résistance mécanique, puisque les mécanismes en jeu lors d'un essai de flexion sont nécessairement complexes.

Pour autant, si cette corrélation repose sur une approximation, elle permet d'estimer la résistance mécanique d'un matériau à partir de la simple mesure de la flèche au point de résistance maximale de la courbe de flexion, de la flèche au point intermédiaire et de l'estimation de la limite d'élasticité en utilisant la formule (2-12) issue de la régression linéaire des points vus en Figure 2-29.

$$\frac{R_m}{R_e} = 1,0832 \frac{f_{\max}}{f_i} + 1,2069 \cdot 10^{-1} \quad (2-12)$$

Tableau 2-9 : Les estimations de la résistance mécanique pour les dix-huit essais.

Rm paramétrée (MPa)	Pente de la 2 nd e portion élastoplastique (%E)	Rm estimée (MPa)	Erreur
2100	11,00%	2145	+2,13%
2100	9,04%	2146	+2,17%
2100	6,76%	2147	+2,22%
2150	11,00%	2212	+2,88%
2150	9,04%	2213	+2,93%
2150	6,76%	2214	+2,98%
2200	11,00%	2212	+0,54%
2200	9,04%	2213	+0,59%
2200	6,76%	2248	+2,16%
2250	11,00%	2246	-0,19%
2250	9,04%	2247	-0,15%
2250	6,76%	2248	-0,10%
2315	11,00%	2380	+2,81%
2315	9,04%	2381	+2,85%
2315	6,76%	2328	+0,58%
2415	11,00%	2481	+2,73%
2415	9,04%	2448	+1,38%
2415	6,76%	2416	+0,03%

L'équation (2-12) a été exploitée pour associer à chacune des 18 simulations numériques une valeur de résistance mécanique, et le résultat est très satisfaisant de précision. En effet, comme exposé dans le Tableau 2-9, l'erreur entre la résistance mécanique entrée dans les paramètres de la simulation et la résistance mécanique estimée s'échelonne de -0,19% à +2,93% pour des valeurs de résistance mécanique entre 2100 et 2415 MPa.

Quant au fil qui est utilisé comme référence dans ce Chapitre et dont la courbe de flexion est tracée en Figure 2-11, la formule (2-12) permet d'estimer que sa résistance mécanique est de 2147 MPa.

L'estimation de la déformation au point de résistance mécanique

Pour estimer la déformation associée au point de résistance mécanique de la loi matériau trilineaire, les résultats des 18 simulations numériques d'essai de flexion 3 points à partir de 18 lois matériaux trilineaires ont été analysés.

De l'analyse de ces résultats, un lien a été observé entre la pente de la deuxième portion élastoplastique ($pente_2/E$) des lois matériaux trilineaires et le rapport de la résistance maximale de la courbe de flexion sur l'effort mesuré au point intermédiaire ($F_{max}/F_{intermédiaire}$), ainsi qu'avec le rapport de la résistance mécanique et la limite d'élasticité paramétrées en entrée de simulation numérique (R_m/R_e).

La Figure 2-30 illustre ce lien. C'est un abaque à 3 entrées, tracé à partir des 18 simulations numériques dont les lois matériaux trilineaires ont été décrites dans la section précédente, auxquelles 4 simulations numériques ont été ajoutés : 3 simulations à 2700 MPa de résistance mécanique avec trois pentes de seconde portion élastoplastique mesurées précédemment, et une simulation à 3000 MPa de résistance mécanique avec une pente de seconde portion élastoplastique égale à 11% du module d'élasticité.

Chapitre 2 : Estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion

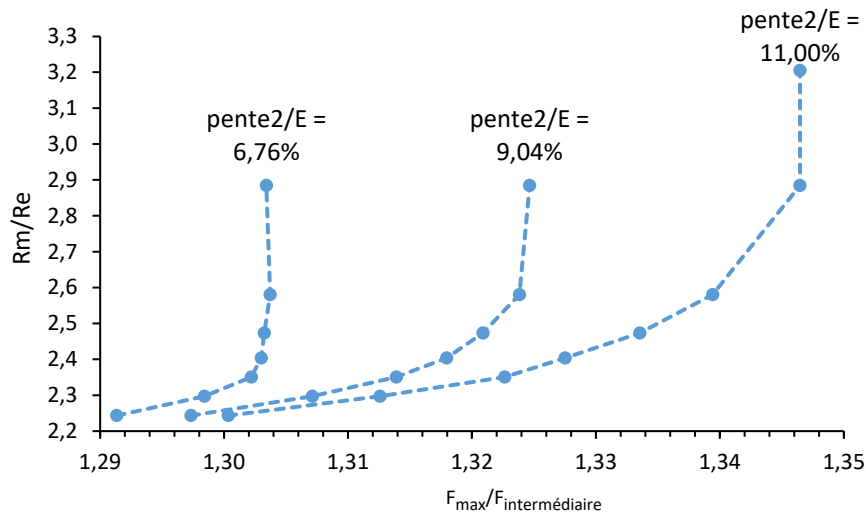


Figure 2-30 : La pente de la deuxième portion élastoplastique en fonction des rapports R_{max}/R_i et R_m/R_e .

Les 3 isolignes tracées pour chacune des 3 pentes de la seconde portion élastoplastique peuvent dès lors permettre d'estimer la pente de la seconde élastoplastique d'une loi matériau par lecture d'abaque : en positionnant le point de coordonnées $F_{max}/F_{intermédiaire}$ et R_m/R_e qui ont été mesurées et estimées auparavant pour chacune des 18 simulations numériques qui ont été présentées dans les sections précédentes, il est alors possible d'interpoler la valeur du ratio $penetration_2/E$.

Tableau 2-10 : Estimation de la pente de la seconde portion élastoplastique de la loi matériau trilineaire pour 18 simulations numériques.

Rm paramétré (MPa)	Pente de la 2 nd e portion élastoplastique paramétrée (%E)	Pente de la 2 nd e portion élastoplastique estimée (%E)	Erreur
2100	11,00%	9,39%	-14,60%
2100	9,04%	8,00%	-11,50%
2100	6,76%	6,42%	-5,04%
2150	11,00%	9,46%	-13,94%
2150	9,04%	8,11%	-10,22%
2150	6,76%	6,34%	-6,17%
2200	11,00%	12,35%	+12,32%
2200	9,04%	9,77%	+8,10%
2200	6,76%	6,72%	-0,49%
2250	11,00%	11,91%	+8,33%
2250	9,04%	9,68%	+7,16%
2250	6,76%	6,85%	+1,42%
2315	11,00%	10,74%	-2,31%
2315	9,04%	8,92%	-1,29%
2315	6,76%	6,77%	+0,14%
2415	11,00%	10,91%	-0,77%
2415	9,04%	9,05%	+0,18%
2415	6,76%	6,77%	+0,28%

Les estimations des pentes des deuxième portions élastoplastiques pour les 18 simulations

numériques sont donnés dans le Tableau 2-10. Ce Tableau illustre la dispersion de cette estimation basée sur l'abaque vu en Figure 2-30, puisque l'erreur d'estimation de la pente de la seconde portion élastoplastique s'échelonne de -14,60% à +12,32%.

Néanmoins, on peut noter que plus la pente à estimer est faible, plus son estimation est fiable. Cela s'explique sans doute par la verticalité des courbes de l'abaque : plus la pente est grande, plus tard la valeur de R_m/R_e à partir de laquelle la courbe est verticale est grande. Il y a donc une plus grande probabilité d'erreur, et l'amplitude de l'erreur est augmentée.

Dans le cas du fil qui a été testé en début de Chapitre et dont la courbe de flexion est tracée en Figure 2-11, les coordonnées $F_{max}/F_{intermédiaire}$ et R_m/R_e sont les suivantes (Figure 2-31) :

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{F_{max}}{F_{intermédiaire}} = 1,29 \\ \frac{R_m}{R_e} = 2,47 \end{array} \right.$$

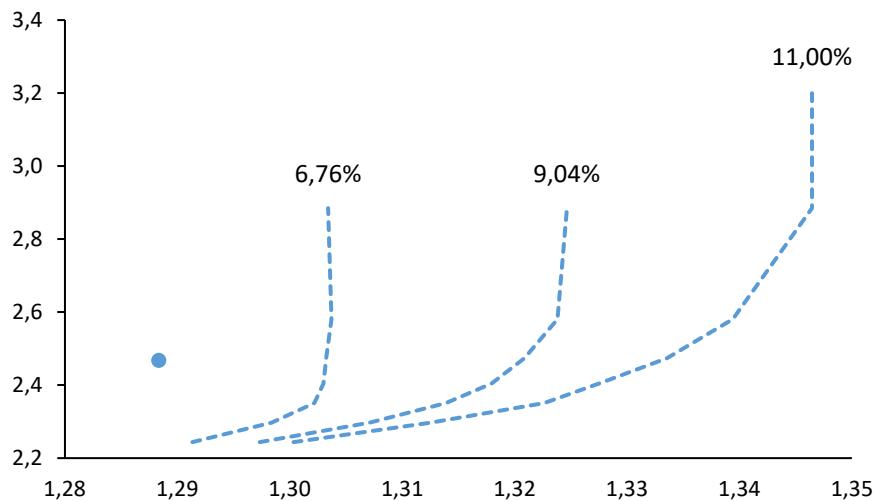


Figure 2-31 : Abaque pour estimer la pente de la deuxième portion élastoplastique à partir des mesures préalables de $F_{max}/F_{intermédiaire}$ et R_m/R_e .

La lecture de l'abaque vu en Figure 2-31 donne une pente de la deuxième portion élastoplastique de 5,24% pour ce fil. Il est dès lors possible de calculer la déformation associée à la résistance mécanique en suivant la formule suivante :

$$\varepsilon_m = \varepsilon_e + \frac{R_m - \sigma_e}{\text{pente}_2} \quad (2-13)$$

Avec :

ε_m : La déformation totale associée à la résistance mécanique ;

ε_e : La déformation totale associée à la résistance élastoplastique ;

R_m : La résistance mécanique (en MPa) ;

σ_e : La résistance élastoplastique (en MPa) ;

pente_2 : La pente de la deuxième portion élastoplastique (en MPa).

Ainsi, il est possible d'estimer les coordonnées du point de résistance mécanique de la loi matériau trilineaire par lecture graphique de la courbe de flexion de référence vue en Figure 2-11 :

$$\begin{cases} R_m = 2147 \text{ MPa} \\ \varepsilon_{m_plastique} = 0,0247 \end{cases}$$

Pour s'assurer de la pertinence de l'estimation de la pente de la deuxième portion élastoplastique, il reste donc à récupérer toutes les coordonnées des points de la loi matériau trilineaire qui ont été estimés précédemment grâce à la courbe de flexion vue en Figure 2-11. Ces paramètres sont utilisés en tant que paramètres d'entrée de la loi matériau trilineaire d'une simulation numérique d'un essai de flexion 3 points :

$$\begin{cases} E = 166 \text{ GPa} \\ Re = 869 \text{ MPa} \\ \sigma_e = 1956 \text{ MPa} \\ \varepsilon_e = 0,0156 \\ Rm = 2147 \text{ MPa} \\ \varepsilon_m = 0,0376 \end{cases}$$

Soit la loi matériau trilineaire suivante :

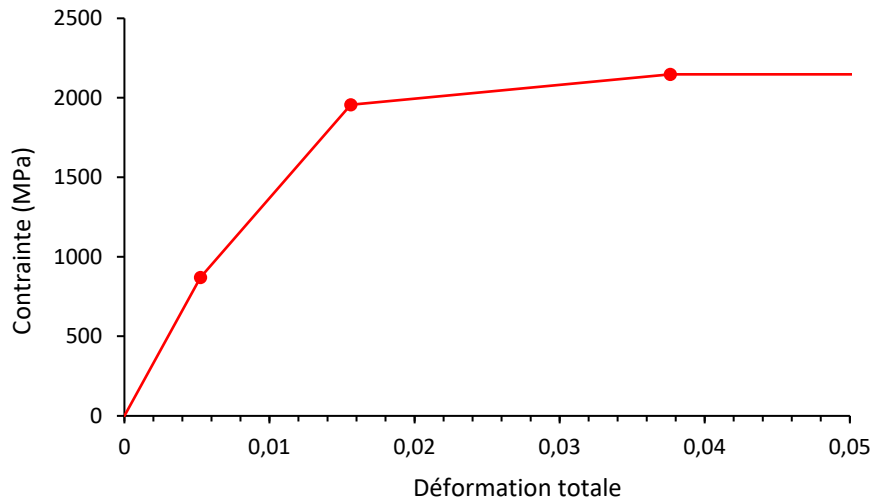


Figure 2-32 : La loi matériau trilineaire entrée dans le modèle de simulation d'un essai de flexion 3 points.

Cette simulation a abouti à une courbe de flexion (voir Figure 2-33), qui laisse penser que l'approche développée dans ce Chapitre pour estimer la déformation associée à la résistance mécanique à partir d'un essai de flexion est très satisfaisante. En effet, on observe une proximité franche entre la courbe de flexion simulée et la courbe de flexion obtenue expérimentalement à partir de laquelle la loi matériau trilineaire a été estimée.

Il est donc permis de considérer que la forte dispersion dans l'estimation de la déformation associée à la résistance mécanique n'est pas préjudiciable à l'estimation d'une loi matériau crédible.

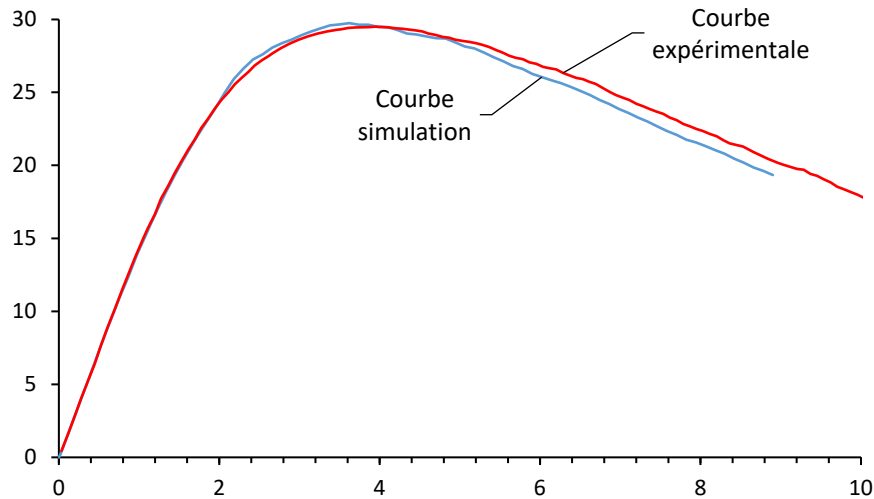


Figure 2-33 : La courbe de flexion simulée numériquement comparée avec la courbe de flexion obtenue expérimentalement sur un fil AISI 302 de 0,8 mm de diamètre.

3.3. Validation de l'approche de l'estimation de la loi matériau trilineaire

Pour mettre à l'épreuve l'approche de l'estimation d'une loi matériau qui a été développée dans ce Chapitre, il a semblé judicieux de procéder en plusieurs temps. D'abord, il s'est agi d'évaluer plus précisément la prédictibilité de l'approche d'estimation de la loi matériau trilineaire dont les résultats ont été donnés en Figure 2-33. Il a aussi été décidé de mettre cette approche à l'épreuve d'un autre essai de flexion 3 points aux résultats suffisamment différents sur un fil de même diamètre et de même nuance.

3.3.1. Approfondissement de l'analyse des résultats obtenus tout au long de ce Chapitre

La Figure 2-33 montre la courbe d'effort/flèche obtenue par simulation numérique d'un essai de flexion 3 points à partir de la loi matériau trilineaire dont les paramètres ont été caractérisés tout au long de ce Chapitre, sur un fil de nuance AISI 302 et de diamètre 0,8 mm. Visuellement, la courbe de flexion simulée numériquement semble très proche de la courbe de flexion obtenue expérimentalement.

L'approche proposée ici d'une estimation de la loi matériau trilineaire à partir d'un essai de flexion semble donc performante.

Mais pour s'en assurer pleinement, il apparaît pertinent de procéder à une opération de rétro-ingénierie sur la courbe de flexion obtenue après simulation numérique : en effet, l'approche proposée ici consiste à mesurer 3 points remarquables sur une courbe de flexion afin de les transformer en points remarquables d'une loi matériau trilineaire. Il est dès lors possible de réutiliser les critères de mesure des points remarquables sur la courbe de flexion obtenue par simulation numérique afin de les comparer avec ceux de la courbe de flexion expérimentale (voir Figure 2-34).

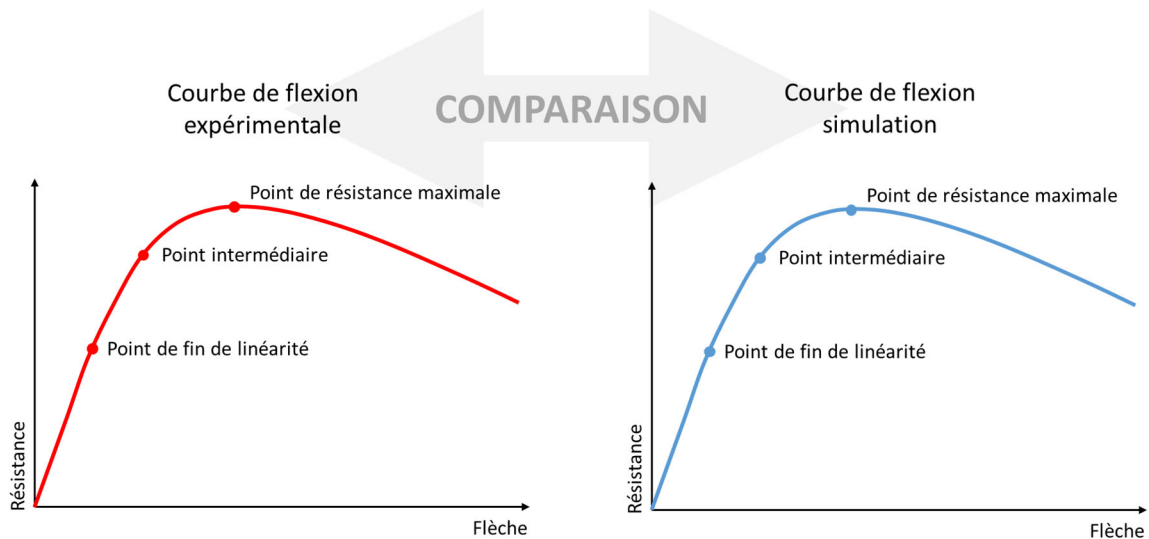


Figure 2-34 : Principe de réutilisation des 3 points remarquables pour comparer les courbes de flexion expérimentales et simulées.

Comparaison des points de fin de linéarité

Sur la courbe de flexion expérimentale, le point de fin de linéarité est positionné à la flèche 0,96 mm et à l'effort 13,77 N. Sur la courbe de flexion obtenue après simulation numérique d'un essai de flexion 3 points, le point de fin de linéarité est quant à lui positionné à la flèche 1,02 mm (soit une erreur de +6,64%) et à l'effort 14,46 N (soit une erreur de +5,04%). Il y a donc une erreur de mesure notable sur ce point de fin de linéarité, mais qui est compensée par une plus faible erreur dans la mesure du point intermédiaire.

Comparaison des points intermédiaires

Sur la courbe de flexion expérimentale, le point intermédiaire est positionné à la flèche 1,82 mm et à l'effort 22,90 N. Sur la courbe de flexion simulée numériquement, le point intermédiaire se trouve à la flèche 1,83 mm (soit une erreur de +0,72%) et à l'effort 22,93 N (soit une erreur de +0,14%). La prédictibilité semble donc très satisfaisante pour ce point car elle aboutit à une des erreurs de prévision très faibles.

Comparaison des points de résistance maximale

Enfin, le point de résistance maximale est positionné à la flèche 3,95 mm et à l'effort 29,50 N sur la courbe de flexion expérimentale. Sur la courbe de flexion simulée numériquement, il se positionne à la flèche 3,74 mm (soit une erreur de -5,19%) et à l'effort 29,75 N (soit une erreur de +0,84%). La flèche semble donc légèrement surestimée, mais l'effort mesuré au point culminant de la courbe de flexion est très proche de celui qui est observé expérimentalement.

En somme, la comparaison fine des coordonnées des points remarquables de la courbe de flexion expérimentale avec celles de la courbe de flexion obtenue par simulation numérique est concluante : la courbe de flexion simulée s'approche de la courbe de flexion expérimentale avec une erreur relativement faible, qui se situe entre -5,19% et +6,64%. C'est donc un résultat très satisfaisant.

Néanmoins, ce résultat satisfaisant n'est la preuve que de la performance de l'approche présentée ici sur le fil pour lequel elle a été initialisée. C'est un très bon résultat, mais ça ne suffit pas à s'assurer de sa fiabilité. Pour y parvenir, il est nécessaire d'utiliser cette approche

sur un autre fil de la même nuance et du même diamètre, dont la courbe de flexion est suffisamment différente de celle qui a été étudiée jusqu'ici.

3.3.2. Confrontation à un fil de même diamètre et de même nuance

Un deuxième fil de même diamètre et de même nuance mais venant d'une autre bobine a donc été testé en flexion 3 points, avec une courbe de flexion relativement éloignée de celle du fil sur lequel l'approche présentée ici a été conçue (voir Figure 2-35).

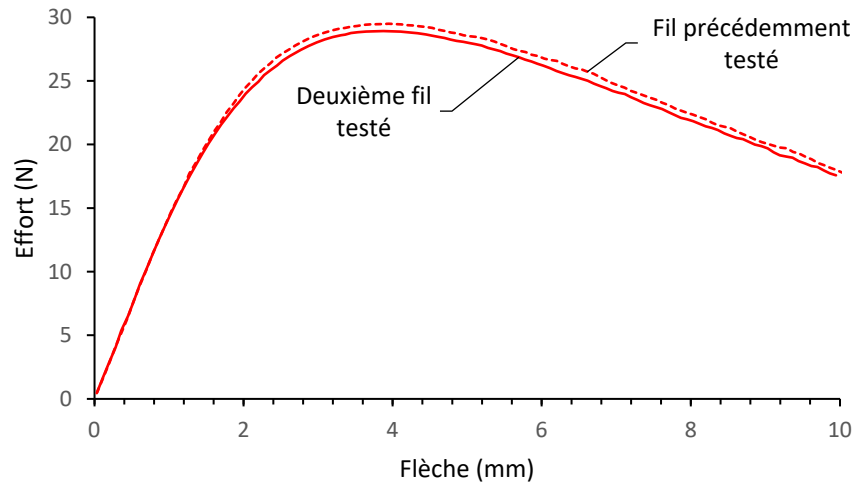


Figure 2-35 : La courbe de flexion du deuxième fil de même diamètre et de même nuance sur lequel l'approche décrite dans ce Chapitre a été testée.

La courbe de flexion de ce deuxième fil a ensuite subi le traitement prévu par l'approche d'une estimation d'une loi matériau trilineaire qui a été décrite dans les sections précédentes de ce Chapitre, avec une mesure des 3 points remarquables de la courbe de flexion et une traduction de ces 3 points remarquables en une loi matériau trilineaire.

La loi matériau trilineaire ainsi obtenue est tracée en Figure 2-36. Cette loi matériau trilineaire a été paramétrée en entrée d'une simulation numérique de flexion 3 points, qui a abouti à une courbe de flexion (voir Figure 2-37).

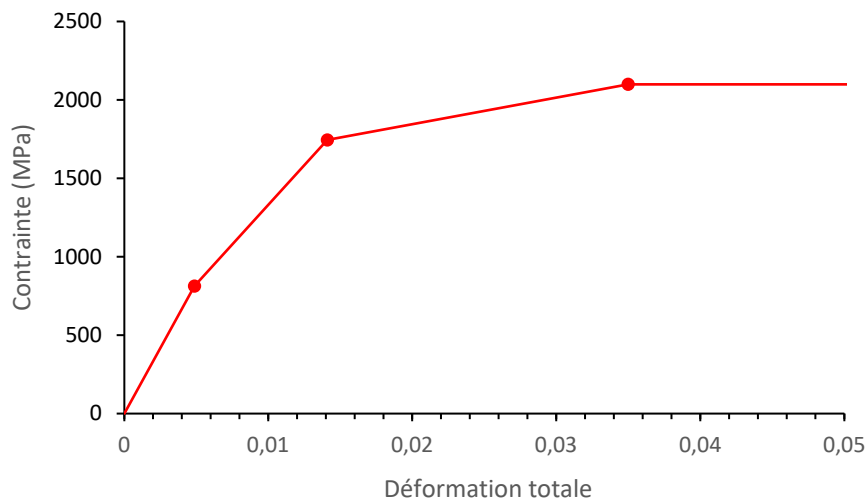


Figure 2-36 : La loi matériau trilineaire estimée à partir de la courbe de flexion du deuxième fil testé.

En détails, les coordonnées des 3 points de la loi matériau trilineaire estimée en suivant l'approche qui a été conçue dans les sections précédentes sont les suivants :

$$\left\{ \begin{array}{l} E = 167 \text{ GPa} \\ Re = 813 \text{ MPa} \\ \sigma_e = 1745 \text{ MPa} \\ \varepsilon_e = 0,0141 \\ Rm = 2100 \text{ MPa} \\ \varepsilon_m = 0,0350 \end{array} \right.$$

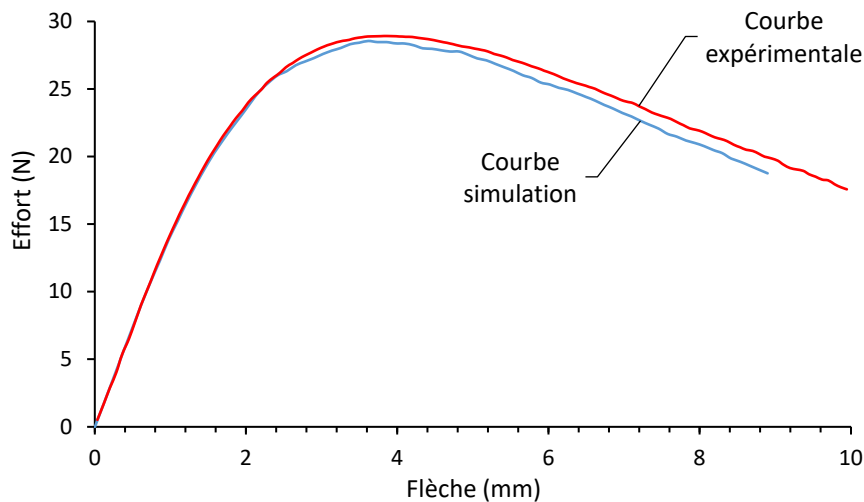


Figure 2-37 : La courbe de flexion simulée numériquement avec la loi matériau précédente et comparée à la courbe de flexion expérimentale.

Visuellement, la courbe de flexion simulée à partir de la loi matériau trilineaire estimée grâce à l'approche décrite dans ce Chapitre semble assez proche de la courbe de flexion expérimentale. Néanmoins, et au même titre que pour ce qui a été vu précédemment, il est nécessaire de procéder à une analyse plus fine de l'écart entre les deux courbes, via les comparaisons des 3 points remarquables.

Comparaison des points de fin de linéarité

Sur la courbe de flexion expérimentale, le point de fin de linéarité est positionné à la flèche 0,86 mm et à l'effort 12,49 N. Sur la courbe de flexion obtenue après simulation numérique d'un essai de flexion 3 points, le point de fin de linéarité est positionné à la flèche 0,84 mm (soit une erreur de -2,98%) et à l'effort 11,99 N (soit une erreur de -4,06%). Il y a donc une erreur de mesure du point de fin de linéarité plus conséquente pour ce deuxième fil que pour le premier fil testé.

Comparaison des points intermédiaires

Sur la courbe de flexion expérimentale, le point intermédiaire est positionné à la flèche 1,72 mm et à l'effort 21,69 N. Sur la courbe de flexion simulée numériquement, le point intermédiaire se trouve à la flèche 1,61 mm (soit une erreur de -6,25%) et à l'effort 20,51 N (soit une erreur de -5,43%). La prédictibilité semble à nouveau moins satisfaisante pour le point intermédiaire que pour le premier fil testé.

Comparaison des points de résistance maximale

Enfin, sur la courbe expérimentale, le point de résistance maximale est positionné à la flèche 3,90 mm et à l'effort 28,92 N. Il se situe sur la courbe simulée à la flèche 3,74 mm (soit une erreur de -4,28%) et à l'effort 28,55 N (soit une erreur de -1,28%).

En somme, l'approche d'une estimation d'une loi matériau trilineaire présentée dans ce Chapitre est légèrement moins performante sur un autre fil que celui sur lequel elle a été initialisée. En revanche, sa prédictibilité reste tout à fait satisfaisante, avec une erreur globale qui ne dépasse pas 6,25% en valeur absolue, et une très bonne capacité de prévision du comportement du fil jusqu'à 25 N. Il semble donc raisonnable de considérer que l'approche décrite ici est performante sur tous les fils de diamètre 0,8 mm et de nuance AISI 302.

Des essais supplémentaires ont été menés sur un autre fil de diamètre différent et de nuance différente, qui sont décrits dans le Chapitre 4.

4. L'analyse des résultats et perspectives

En somme, ce Chapitre a démontré la nécessité de proposer une méthode d'estimation d'une loi matériau à l'usage des fils tréfilés de faible diamètre, en commençant par démontrer la fiabilité insuffisante des essais de tractions en utilisant les équipements à la disposition des fabricants de ressorts.

Une approche a été présentée dans ce Chapitre d'une estimation d'une loi matériau trilineaire à partir d'un essai de flexion, qui semble prometteuse. Pour rappel, elle repose sur la lecture graphique d'une courbe de flexion 3 points, de laquelle elle extrait 3 points remarquables (point de fin de linéarité, point intermédiaire et point de résistance maximale) et elle consiste à traduire ces 3 points en 3 autres points remarquables d'une loi matériau trilineaire (limite d'élasticité, résistance élastoplastique et résistance mécanique).

Elle a prouvé sa capacité à reproduire de manière crédible le comportement en flexion d'un fil de 0,8 mm de nuance AISI 302 en simulations numériques. De plus, la loi matériau trilineaire qui a été estimée à partir de l'essai de flexion 3 points dont la courbe de force/flèche est vue en Figure 2-11 se superpose aux courbes de tractions obtenues sur des portions de fils venant de la même bobine, et qui ont été vues en Figure 2-5.

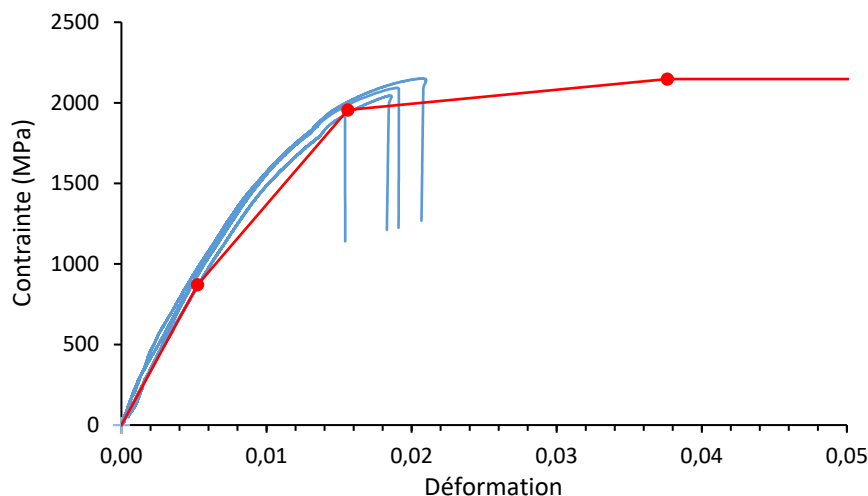


Figure 2-38 : La comparaison de la loi matériau trilineaire estimée par l'approche décrite dans ce Chapitre avec les courbes de tractions vues en Figure 2-5.

Chapitre 2 : Estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion

Cette comparaison laisse donc penser que l'essai de flexion 3 points, sur la base des hypothèses qui ont été faites dans ce Chapitre, est capable d'estimer une loi matériau relativement fiable pour les fils tréfilés de faible diamètre, ce dont l'essai de traction est difficilement capable.

D'autant plus que l'approche développée dans ce Chapitre est immédiatement intégrable dans un processus industriel de fabrication de ressorts avec des fils de cette nuance et de ce diamètre. Il suffit de procéder de manière systématique à un essai de flexion 3 points à la réception des bobines de fils en utilisant des installations déjà présentes sur les sites des ressortiers, puis d'intégrer la courbe dans un outil de calcul qui délivre immédiatement la loi matériau trilineaire.

Ainsi, le concepteur de ressorts relève des données immédiates et fiables sur le comportement mécanique du fil qui constitue son ressort, et le fabricant de ressorts est lui aussi approvisionné en données cruciales pour la fabrication à haut débit de ses ressorts.

Néanmoins, cette approche est une approche exclusive. Elle estime une loi matériau exclusivement pour une seule typologie de fils dont le diamètre et la nuance doivent être identiques. Pour ouvrir cette approche aux autres diamètres et nuances de fils, il est alors nécessaire d'initialiser l'approche décrite dans ce Chapitre afin de trouver la bonne relation entre la limite d'élasticité apparente et la limite d'élasticité réelle sur laquelle reposent l'estimation de tous les autres paramètres de la loi matériau trilineaire.

Des travaux doivent donc être menés pour adapter cette approche à tous les diamètres et nuances de fils utilisés en grandes séries dans la production de ressorts. Mais l'intérêt de ces travaux est que leur seul coût repose dans la phase d'initialisation de l'approche en fonction de chaque typologie de fil. Lorsque l'approche a été initialisée, elle ne demande plus aucune simulation numérique, et elle apporte une réponse immédiate après l'essai de flexion 3 points au fabricant et au concepteur de ressorts.

De plus, une autre piste d'amélioration consisterait à affiner la loi matériau, en passant d'une loi matériau trilineaire simplifiée à une loi matériau plus proche de ce qu'on peut observer dans une courbe d'érouissage, en utilisant par exemple l'équation de Ramberg-Osgood qui a été vue dans le Chapitre bibliographique de ce travail.

Enfin, il est nécessaire de rappeler que cette approche repose sur une hypothèse d'isotropie du fil testé. Cette hypothèse d'isotropie est dimensionnante dans l'approche d'estimation d'une loi matériau trilineaire qui a été développée dans ce Chapitre car elle impacte directement l'estimation du module d'élasticité. Or il est bien connu que tant en termes de profil de contraintes résiduelles qu'en termes de microstructure, les fils tréfilés à l'usage des ressorts présentent une forte anisotropie (radiale concernant les contraintes résiduelles et à la fois radiales et longitudinales concernant la microstructure).

Cette approche donne une loi matériau isotrope, qui aboutit à un comportement mécanique équivalent à celui des fils anisotropes. Il est donc nécessaire de lancer des investigations afin d'estimer l'influence de l'anisotropie des fils tréfilés sur leur comportement mécanique, afin d'affiner d'autant plus la pertinence de l'approche défendue dans ce Chapitre. Les prochains Chapitres permettront en partie de répondre à cet enjeu crucial.

Chapitre 3 : Estimation de l'état des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés

1. Les contraintes résiduelles dans les fils tréfilés

La norme NF EN 13906-1 [132] sur laquelle est basée la conception des ressorts hélicoïdaux [133] repose sur l'hypothèse de l'absence de contraintes résiduelles dans les fils d'acier tréfilés à froid. Cela signifie qu'avant le formage du ressort, le fil d'acier est considéré comme complètement libéré des contraintes résiduelles des 3 ordres [134]. Par conséquent, la norme de conception ne fait aucune mention de la présence de contraintes résiduelles dans les fils pour ressorts tandis qu'au moment où les fils tréfilés entrent dans la phase de formage, ils sortent d'un processus d'étirage très lourd en déformations plastiques, parfois suivi d'un traitement thermique.

C'est donc une hypothèse forte que de supposer que les traitements thermiques qui suivent le tréfilage à froid du fil et le formage du ressort sont suffisamment efficaces pour relâcher toutes les contraintes résiduelles. Cette hypothèse est d'autant plus forte que le profil des contraintes résiduelles dans les fils d'acier à la fin du processus de tréfilage a été largement étudié [48, 50], tout comme le profil des contraintes résiduelles après le formage du ressort [112]. Si l'on se concentre uniquement sur le profil des contraintes résiduelles après le tréfilage à froid, un motif se retrouve toujours : la peau du fil est chargée de contraintes résiduelles de traction, tandis que le cœur du fil est sollicité en compression (voir Figure 3-1).

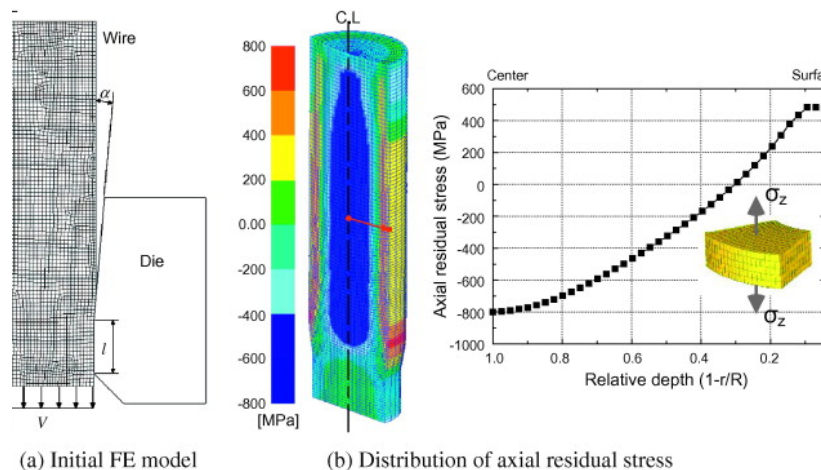


Figure 3-1 : Le profil typique des contraintes résiduelles axiales après tréfilage, en simulation numérique, sur un fil de 2,45 mm de diamètre [135].

De plus, l'hypothèse d'absence de contraintes résiduelles devient problématique dans la conception des ressorts quand on intègre l'influence que la distribution et l'intensité des contraintes résiduelles peuvent avoir sur le comportement mécanique des ressorts (notamment en fatigue [113]) ou sur le respect des exigences dimensionnelles qui est altéré par un retour élastique d'autant plus fort que les contraintes résiduelles sont sévères [136].

Pourtant, les fabricants de ressorts sont conscients de l'écart qui réside entre le comportement réel du fil tréfilé qu'ils forment en ressort et le comportement théorique sur lequel ils basent leurs calculs de dimensionnement. Mais ils n'ont aujourd'hui pas de moyens de mesurer efficacement et rapidement le profil des contraintes résiduelles des fils tréfilés qu'ils reçoivent, car les seules méthodes aujourd'hui exploitables sont difficilement intégrables dans un processus industriel et inadaptées à la géométrie très spéciale des fils de faible diamètre.

Les méthodes de caractérisation des contraintes résiduelles par diffraction X [111] ou diffraction Neutron [88] sont certes très précises et polyvalentes. Mais elles exigent un

investissement à la fois en finances (car les installations sont coûteuses ou doivent être soustraitées) et en temps (car il faut former les équipes, consacrer du temps aux mesures à proprement parler et les adapter aux fils de petits diamètres) De plus, ces méthodes sont difficilement utilisables pour les fils de faible diamètre. Le compromis que les fabricants de ressorts ont trouvé consiste à se passer de cette étape de caractérisation des contraintes résiduelles en la compensant par des coefficients de sécurité et l'acquisition d'une connaissance empirique des fils qu'ils utilisent.

Le corolaire de ce compromis réside dans une plus grande utilisation du surdimensionnement ainsi que dans un taux de rebut plus conséquent. Or dans le contexte économique, sociétal et environnemental qui est le nôtre, ces pratiques sont de moins en moins acceptées, tant par les fabricants de ressorts que par leurs clients. Il est donc nécessaire de concevoir une méthode de caractérisation des contraintes résiduelles fiable et rapide des fils tréfilés qui permettra aux fabricants de ressorts de maîtriser toujours mieux leur production par une plus grande connaissance des propriétés des fils qui composent leurs ressorts.

Le profil des contraintes résiduelles dans un fil tréfilé est donc bien identifié. En revanche, un aspect des contraintes résiduelles en sortie de tréfilage n'a pas encore été traité : leur influence sur le comportement mécanique des fils. Ou plus précisément, seul leur impact sur la fatigue a été évoqué sur le comportement en fatigue des fils tréfilés jusqu'ici, en constatant que les contraintes résiduelles de traction sont délétères quand les contraintes résiduelles en compression sont bénéfiques.

Or il apparaît nécessaire de commencer par identifier les enjeux des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique des fils tréfilés avant de chercher à concevoir une méthode pour les caractériser. La première partie de ce Chapitre sera donc consacrée à l'identification de l'influence des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés, par le biais d'observations expérimentales et de simulations numériques.

Dans un deuxième temps, une méthode de caractérisation des contraintes résiduelles sera présentée, qui a été développée spécifiquement à l'usage des fils tréfilés de faible diamètre, et à destination des ressortiers. Elle repose sur une méthode par enlèvement de matière, au même titre que ce qu'on peut retrouver sur des géométries d'objets plus simples [108], qui consiste à retirer une couche de matière et à mesurer la déformation générée par cet enlèvement. Cette méthode présente le mérite d'obtenir des résultats fiables en utilisant des installations peu coûteuses et un protocole simple.

2. L'influence des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés

2.1. Le comportement mécanique en présence de contraintes résiduelles

En premier lieu, il est nécessaire de procéder à une analyse globale de l'influence des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique d'un fil tréfilé. En effet, la sollicitation mécanique d'un fil génère des contraintes en son sein, dont l'intensité et la répartition impactent la réponse mécanique du fil. Le fil se déforme d'autant plus que les contraintes sont grandes, il peut rompre si ces contraintes dépassent sa résistance mécanique, il peut se déformer irréversiblement si ces contraintes dépassent sa limite d'élasticité, il peut être parcouru de fissures si le dépassement de la résistance mécanique n'est que local, il peut se durcir localement si le dépassement de la limite d'élasticité n'est que local, etc.

Or les contraintes résiduelles contrarient ce schéma, puisqu'elles imposent un état initial complexe : si une contrainte résiduelle axiale de compression est localisée dans le cœur d'un fil et que ce fil est sollicité en traction, alors il n'est plus suffisant de lui imposer une contrainte de traction équivalente à sa limite d'élasticité pour le déformer irréversiblement en son cœur. Il faut lui imposer une valeur de contrainte supérieure à la somme de l'intensité de ses contraintes résiduelles de compression et de sa limite d'élasticité [137].

Le profil des contraintes axiales dans le domaine élastique d'une section de fil tréfilé pendant une sollicitation mécanique devient la somme du profil des contraintes axiales imposées par la sollicitation et du profil des contraintes résiduelles axiales de tréfilage. La Figure 3-2 illustre ce phénomène, qui bouscule la prévisibilité du comportement mécanique du fil tréfilé, puisqu'il est impossible de le prévoir finement sans connaître précisément le profil initial des contraintes résiduelles.

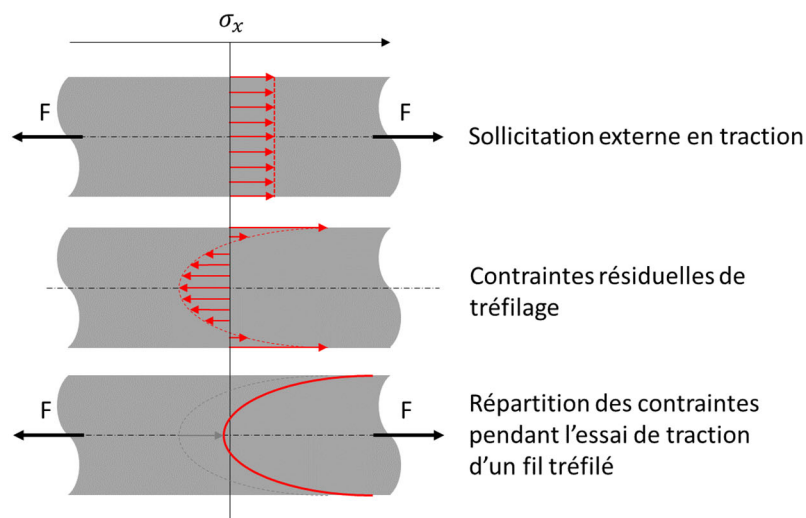


Figure 3-2 : Le profil des contraintes dans un fil tréfilé lors d'un essai de traction.

Comme évoqué en début de Chapitre, il est extrêmement rare pour un fabricant de ressort de connaître le profil des contraintes résiduelles dans chaque fil tréfilé qu'il forme en ressort. Seule une expérience empirique des fils permet aux ressortiers d'intégrer ce phénomène. Mais au moindre changement dans le processus de fabrication du fil de la part du tréfileur, le ressortier voit la maîtrise de son fil fortement perturbée. Il n'est alors pas rare d'observer un taux de rebut sur les premières séries de ressorts plus élevé que la normale, afin de consacrer un temps plus ou moins long à l'assimilation empirique du comportement du nouveau fil tréfilé.

Pendant ce temps d'adaptation, le fabricant de ressorts cherche en réalité à trouver les nouvelles caractéristiques mécaniques du fil tréfilé, d'un point de vue extérieur : si le matériau utilisé a une résistance mécanique de 2000 MPa mais qu'à la surface, ses contraintes résiduelles de traction s'élèvent à 500 MPa, alors la résistance mécanique du point de vue du ressortier ne sera plus que de 1500 MPa (en précisant néanmoins que cette addition simple n'est vraie que dans le domaine élastique). Il saura en effet qu'il ne devra jamais dépasser une sollicitation qui générera 1500 MPa de contrainte de traction.

Du point de vue du ressortier, les contraintes résiduelles doivent donc dans un premier temps être intégrées dans leur compréhension du fil tréfilé afin de mener à bien la fabrication du ressort

(en évitant la casse des fils pendant le formage donc), avant même de penser au comportement mécanique futur du ressort.

Autrement dit, le premier motif d'inquiétude du ressortier face à la méconnaissance du profil des contraintes résiduelles réside dans sa capacité à le former en satisfaisant les exigences dimensionnelles avec un taux de rebut aussi faible que possible. La priorité du fabricant industriel de ressorts est donc dans la compréhension des mécanismes en jeu lors du formage de leurs ressorts.

Or le formage des ressorts sollicitant les fils en flexion beaucoup plus qu'en traction, les mécanismes en jeu sont plus complexes que ceux qui ont été montrés dans la Figure 3-2. Car à l'inverse de la sollicitation en traction, la sollicitation en flexion ne voit pas ses contraintes axiales réparties uniformément sur la section, mais plutôt linéairement réparties autour de la fibre neutre.

La Figure 3-3 donne une idée de cette différence de comportement, qui amène une complexité d'autant plus grande que ce n'est plus seulement le profil des contraintes résiduelles qui est inconnu, mais aussi la position de la fibre neutre.

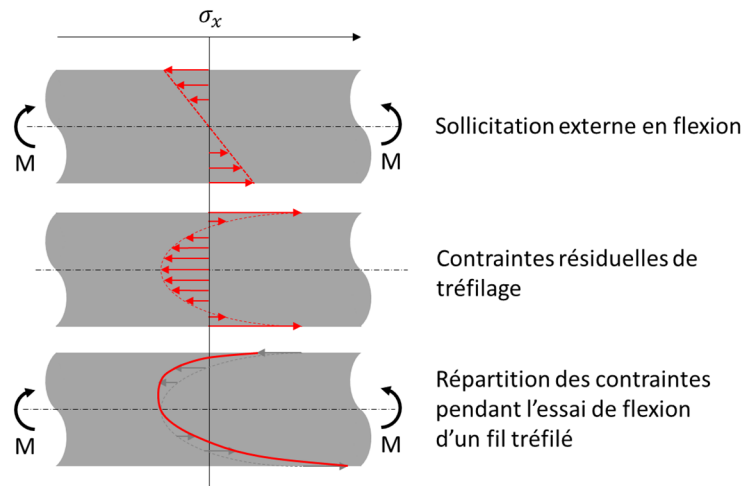


Figure 3-3 : Le profil des contraintes dans un fil tréfilé lors d'un essai de flexion.

Sur la Figure 3-3, deux hypothèses simplificatrices ont été faites pour illustrer le propos. La première hypothèse avance que la fibre neutre lors de l'essai de flexion est restée exactement au centre du fil. Cette hypothèse est simplificatrice [138], car la position de la fibre neutre dépend de nombreux paramètres comme la nature de matériau, la disposition des grains ou la méthode d'essai (3 points ou 4 points).

La deuxième hypothèse réside dans le comportement purement élastique du fil, qui n'entre jamais dans son domaine plastique et permet de tracer la distribution de la contrainte normale de flexion de manière linéaire. À nouveau, c'est simplificateur [53] mais c'est suffisant pour ressentir la complexité du problème auquel les ressortiers font face. Comme la Figure 3-3 l'illustre, et malgré les deux hypothèses généreusement simplificatrices qui viennent d'être décrites, le problème des contraintes résiduelles lors d'une sollicitation en flexion est bien plus complexe que lors d'un essai de traction.

En effet, la répartition des contraintes normales pendant l'essai de flexion est beaucoup moins lisible : la peau supérieure subit moins de contraintes de traction que la peau inférieure, puisque

que l'essai de flexion impose une contrainte de compression à cet endroit initialement tendu par des contraintes résiduelles. L'essai de flexion relâche donc les contraintes de traction délétères sur la peau supérieure.

Mais à l'inverse, la peau inférieure est sollicitée en traction par cet essai de flexion, alors qu'elle est sollicitée par des contraintes résiduelles de traction. Il y a donc une augmentation de la contrainte de traction, qui accroît le risque de fissures à cet endroit et donc la rupture des fils tréfilés lors du formage des ressorts.

Compte tenu de la prévalence de la sollicitation en flexion des fils tréfilés lors du formage d'un ressort, il a été décidé de se concentrer pour la suite de ce travail sur l'impact des contraintes résiduelles lors d'un essai de flexion. De cette manière, ce Chapitre répond à la fois au besoin premier des ressortiers de maîtriser leur processus de production (puisque former un ressort revient à le solliciter en flexion), et il s'aligne avec les besoins identifiés à la fin du Chapitre précédent d'estimer l'influence des contraintes résiduelles sur le comportement d'un fil tréfilé afin d'affiner le modèle sans contraintes résiduelles qui y a été présenté.

Comme cela a été identifié en comparant la sollicitation en traction et la sollicitation en flexion d'un fil tréfilé avec un profil de contraintes résiduelles, la complexité de la sollicitation en flexion est que les contraintes normales générées lors d'un essai de flexion ne se répartissent pas uniformément sur la section du fil. Elles varient selon la position dans le diamètre, et elles s'inversent au niveau de la fibre neutre. De plus lors du formage, on souhaite que le fil travaille dans le domaine élastoplastique.

En conséquence, les contraintes normales générées par la flexion se répartissent linéairement dans la section des fils tréfilés en acier jusqu'à atteindre la valeur de limite d'élasticité, puis elles changent de direction à partir de cette valeur [53]. La Figure 3-4 décrit une évolution plus réaliste des contraintes normales lors d'un essai de flexion, où l'on peut voir que la fibre neutre ne coïncide pas avec l'axe du fil, et que la contrainte n'évolue pas linéairement sur toute la section mais qu'elle évolue en suivant une loi matériau multilinéaire comme étudiée dans le Chapitre précédent.

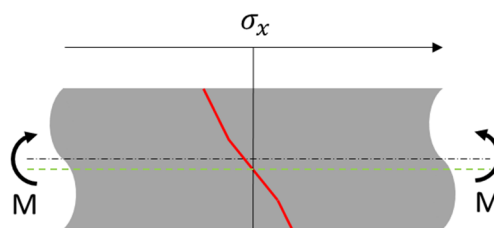


Figure 3-4 : L'évolution des contraintes normales dans la section d'un fil au cours d'un essai de flexion, sans tenir compte des contraintes résiduelles.

Cette répartition des contraintes normales qui s'ajoute au profil déjà complexe des contraintes résiduelles dans un fil tréfilé laisse fortement penser que le comportement en flexion d'un fil tréfilé sera modifié par son profil de contraintes résiduelles.

Il a alors été décidé de mener des expérimentations sur le sujet, car les travaux scientifiques antérieurs se sont beaucoup plus concentrés sur l'impact des contraintes résiduelles sur le comportement en traction des fils tréfilés [101, 102] que sur le comportement en flexion. L'influence des contraintes résiduelles sur la courbe de flexion des fils tréfilés a donc été étudiée

grâce à une somme d'essais à la fois expérimentaux et en simulation numériques ont été menés, qui sont décrits dans les sections suivantes.

2.2. Les essais de flexion 3 points

Des essais de flexion 3 points ont été mis en œuvre sur des fils tréfilés venant d'une même bobine, qui ont été décrits dans la section 3.1 du Chapitre précédent. Pour rappel, les fils tréfilés étudiés dans le Chapitre précédent ont un diamètre de 0,8 mm, ils sont composés d'un acier de nuance AISI 302 et ils sont destinés aux ressorts de traction et de compression produits en très grandes séries à de très fortes cadences. Ces fils tréfilés sont donc les candidats idéaux pour identifier l'influence des contraintes résiduelles sur le comportement en flexion d'un fil tréfilé, car la production en très grande série des fils tréfilés qui seront étudiés ici lui valent de présenter un enjeu industriel fort dans l'identification de l'impact des contraintes résiduelles sur leur formage.

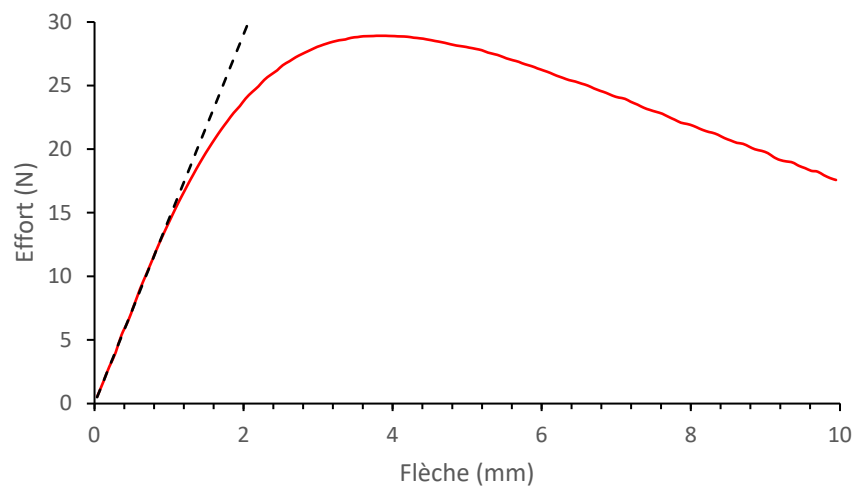


Figure 3-5 : Courbe de flexion 3 points du fil AISI 302 de 0,8 mm de diamètre et de la même bobine.

Les résultats de ces essais de flexion 3 points sont affichés Figure 3-5. Sur cette courbe, une ligne pointillée a été tracée pour marquer le comportement linéaire du fil en essai de flexion 3 points sur la base du critère de linéarité qui a été proposé dans le Chapitre précédent. Cette ligne pointillée permet de calculer la pente de la portion linéaire et d'obtenir ainsi une estimation du module d'élasticité en flexion du fil qui a été testé grâce à la méthode qui a été proposée dans le Chapitre précédent, ce qui ne revient donc pas à estimer directement le module d'élasticité du matériau mais à estimer celui du fil en posant l'hypothèse d'une absence de contraintes résiduelles à l'état initial.

En effet, il est nécessaire de rappeler que le Chapitre précédent a reposé sur l'hypothèse d'isotropie du fil tréfilé ainsi que de l'absence de contraintes résiduelles avant l'essai de flexion 3 points. Cette méthode permet donc d'estimer un module d'élasticité du fil que l'on pourrait qualifier « d'équivalent isotrope », ce qui lui permet alors de poser que le module d'élasticité du matériau qui compose le fil est égal au module d'élasticité mesuré directement sur la courbe de flexion 3 points à partir de l'étude du comportement linéaire du fil. Pour la courbe de flexion 3 points qui est vue en Figure 3-5, cette méthode permet d'estimer le module d'élasticité du fil en flexion à 166 GPa.

De plus, afin de valider cette mesure du module d'élasticité en flexion, 6 autres courbes de flexion 3 points ont été tracées à partir de 6 autres portions de fil du même diamètre et de la même nuance, donnant un module d'élasticité en flexion allant de 165 GPa à 167 GPa. On peut donc noter une excellente répétabilité dans l'estimation du module d'élasticité en flexion, qui laisse penser que la valeur de 166 GPa est crédible.

Dans le Chapitre précédent, il avait été noté que cette valeur du module d'élasticité en flexion était très éloignée du module d'élasticité de 180 GPa pour les fils traités thermiquement de la nuance du fil étudié dans ce travail annoncé par la norme NF EN ISO 6931-1 [9] qui décrit les propriétés des fils d'aciers AISI 302. Ce module d'élasticité de 180 GPa attendu a été mesuré lors d'un essai de traction en suivant la norme ISO 6892-1.

Cet écart entre le module d'élasticité observé en flexion et le module d'élasticité du matériau mesuré en traction est donc significatif et mérite qu'on s'y attarde. Dès lors, il apparaît nécessaire d'interroger les raisons d'un tel écart entre le module d'élasticité en traction et le module d'élasticité flexion. À ce titre, les contraintes résiduelles sont une piste judicieuse à creuser pour expliquer cette différence de comportement élastique puisque le module d'élasticité en flexion a été estimé sur la base d'une absence de contraintes résiduelles ainsi que sur une isotropie du matériau dans la section du fil.

Jusqu'à présent, l'influence des contraintes résiduelles sur le module d'élasticité en traction (donc le module d'Young) n'a pas été précisément identifiée. En effet, chaque étude qui a été consacrée au sujet a réussi à identifier une variation nette des propriétés mécaniques des fils soumis à des contraintes résiduelles, mais jamais une évolution évidente du module d'élasticité [140].

Il est permis de croire que le module d'Young du fil testé de 0,8 mm de diamètre n'est pas impacté par le profil des contraintes résiduelles, et donc que le module d'élasticité de l'acier AISI 302 annoncé par la norme NF EN ISO 6931-1 est égal au module d'élasticité en traction observé sur n'importe quel diamètre de fil tréfilé (la norme annonce une dispersion qui ne dépasse pas 6 GPa).

Il est donc clair que le module d'élasticité mesuré en flexion (qui sera appelé « le module de flexion » dans la suite de ce travail sur la base du terme utilisé dans la littérature [131]) du fil testé est notablement différente de celle du module d'Young du matériau utilisé pour former ce fil (166 GPa contre 185 GPa selon la norme).

L'enjeu est alors de s'assurer que l'inégalité entre le module de flexion d'un fil tréfilé et le module d'Young du matériau à partir duquel ce fil est formé est due à la présence de contraintes résiduelles, ou si elle ne l'est pas.

D'autant que d'autres explications ont largement été explorées pour expliquer cette différence entre le module de traction et le module de flexion : il a en effet été étudié que l'anisotropie d'un matériau provoque un changement du module élastique en flexion, qui n'est par conséquent plus égal au module d'élasticité en traction. C'est une propriété qui a été vue dans l'étude des matériaux composites [141], qui sont par définition largement anisotropes.

Or les fils tréfilés partagent avec les matériaux composites cette particularité de présenter une très forte anisotropie microstructurale : en effet, le processus de tréfilage allonge les grains qui composent le fil tout en réduisant leur diamètre. Les grains des fils tréfilés ont donc une forme

en aiguille, très lointaine d'un matériau isotrope pour lequel toutes les directions présentent les mêmes propriétés. Les fils tréfilés présentent donc une anisotropie extrême entre leurs sections transversales et longitudinales, comme la Figure 3-6 le montre de manière claire [140]. Ce qui laisse présager un très sérieux écart entre leurs modules de flexion et leurs modules de tractions.

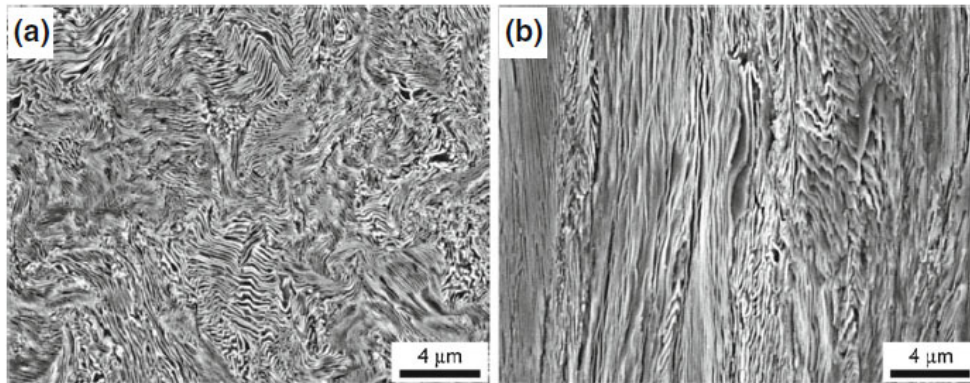


Figure 3-6 : L'anisotropie entre la section transversale (a) et la section longitudinale (b) d'un fil tréfilé [140].

Autrement dit, la forte anisotropie des fils tréfilés rend difficile la détection de l'influence des contraintes résiduelles sur le module de flexion, puisqu'un fil tréfilé fictif sans aucune contrainte résiduelle présenterait déjà un module de flexion différent de son module de traction.

Il a donc semblé nécessaire de tenter d'identifier au moins partiellement l'influence des contraintes résiduelles sur le module de flexion des fils tréfilés, avant d'entrer plus en détails dans la conception d'une méthode de caractérisation des contraintes résiduelles dans ces mêmes fils tréfilés.

2.3. Les simulations numériques d'essais de flexion sous contraintes résiduelles

Pour identifier le rôle des contraintes résiduelles dans le comportement d'un fil tréfilé sollicité en flexion, il a été choisi de simuler numériquement un processus de tréfilage afin de maîtriser les caractéristiques initiales du matériau pour ensuite simuler numériquement plusieurs essais de flexion 3 points avec et sans contraintes résiduelles.

Le mode opératoire est présenté en Figure 3-7 :

1. D'abord simuler numériquement l'application d'un état de contraintes résiduelles crédibles dans un fil pour correspondre aux profils de contraintes résiduelles qu'on retrouve communément dans les fils tréfilés ;
2. Puis mener une simulation numérique d'un essai de flexion 3 points sur le fil où un profil de contraintes résiduelles a été appliqué ;
3. Et parallèlement, mener une simulation numérique d'un essai de traction pour obtenir une loi matériau à paramétrer en entrée d'une nouvelle simulation numérique d'un essai de flexion 3 points.

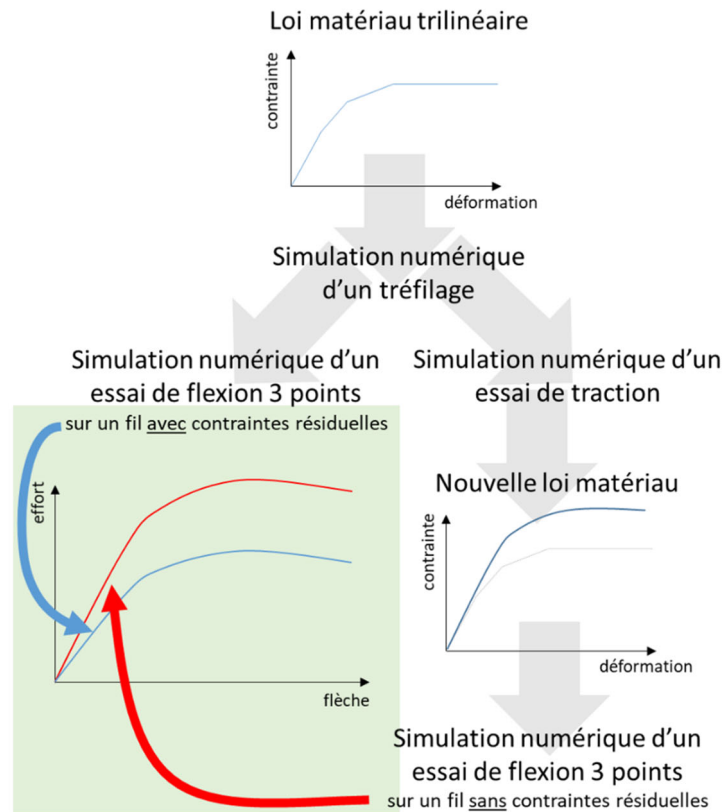


Figure 3-7 : Le mode opératoire suivi pour identifier l'impact des contraintes résiduelles sur le comportement en flexion.

L'objectif de ces simulations numériques étant de comparer les 2 courbes de flexion obtenues par simulation numérique d'un essai de flexion 3 points sur 2 fils ayant la même loi matériau après tréfilage mais dont l'un présente un profil de contraintes résiduelles nul tandis que le profil de contraintes résiduelles de l'autre fil est non nul.

2.3.1. L'application d'un profil crédible de contraintes résiduelles

Afin d'appliquer un profil crédible de contraintes résiduelles dans un fil et ainsi observer l'impact de ce profil sur le comportement élastique en flexion de ce même fil, le plus cohérent est de simuler numériquement un tréfilage. En effet, si les paramètres de déformation plastique du modèle de simulation numérique permettent de s'approcher finement des déformations plastiques réelles de tréfilage, le profil des déformations plastiques appliquées au fil par simulation numérique peut aboutir à l'estimation d'un profil crédible de contraintes résiduelles de tréfilage.

Pour y parvenir, un modèle de simulation numérique (voir Figure 3-8) a été créé sur le logiciel Abaqus, qui consiste à forcer le passage d'un fil de 0,86 mm de diamètre dans une filière de 0,84 mm de diamètre.

La géométrie du fil dont le tréfilage est simulé numériquement est celle d'un demi-cylindre plein, avec une symétrie sur le plan du demi-cylindre. Quant à la filière, elle est modélisée par une surface aux bords évasés, avec une portion cylindrique à 0,84 mm de diamètre et d'une longueur supérieure au double du diamètre de la portion cylindrique.

Le maillage du modèle reprend les mêmes caractéristiques que celles qui ont été utilisées dans le Chapitre précédent pour simuler un essai de flexion 3 points : des éléments hexaédriques

dont la taille est de 0,067 mm pour un facteur de déviation de 0,1. Cette taille d'éléments a été choisie pour la qualité des résultats qu'elle a donnés dans le Chapitre précédent pour un temps de calcul limité.

Il est à noter que dans ce Chapitre, les simulations numériques qui sont décrites (voir Figure 3-7) demandent un temps de calcul beaucoup plus long puisque plusieurs opérations y sont comprises (tréfilage, traction, flexion 3 points). La vitesse de calcul a donc été un paramètre dimensionnant dans le choix de la taille des éléments, qui pourront si besoin être affinés dans de futurs travaux.

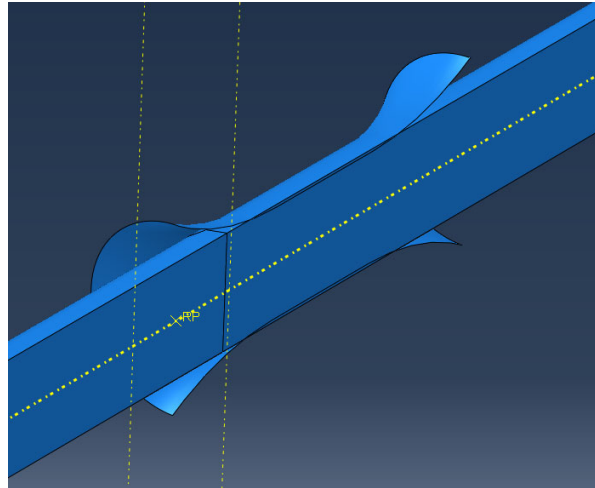


Figure 3-8 : Le modèle de simulation numérique du tréfilage.

En paramétrant le modèle avec des interactions de « *Hard contact* », il a été possible de contraindre le fil de 0,86 mm de diamètre à se déplacer à une vitesse constante pour traverser la filière en déformant les éléments qui le composent pour atteindre un diamètre de 0,84 mm. Il est intéressant de constater que l'objectif de ce modèle n'est pas de simuler un tréfilage réel, puisque le fil de 0,8 mm de diamètre étudié dans ce Chapitre a été tréfilé en plusieurs passes à partir d'un fil-machine de 5 mm de diamètre.

Simuler un tréfilage réel en simulant toutes les passes de tréfilage exigerait dès lors un temps de simulation extrêmement long. Or comme l'objectif de ce modèle se limite à générer un profil de contraintes résiduelles de tréfilage crédible qualitativement mais pas quantitativement, il a été décidé de se satisfaire d'une réduction de diamètre de 0,02 mm. En effet, le cadre de notre étude, ce modèle de simulation numérique d'un tréfilage se limite à l'observation du rôle des contraintes résiduelles de tréfilage dans le comportement en flexion d'un fil tréfilé. Il ne s'attache donc pas à mesurer le profil des contraintes résiduelles de tréfilage.

Enfin, il convient de rappeler que l'écrouissage par défaut du logiciel Abaqus est un écrouissage isotrope (« *isotropic hardening* »). Cet écrouissage pose que la surface de chargement dans le matériau est définie par une seule variable scalaire : soit la dissipation du travail de déformation plastique, soit la déformation plastique accumulée, soit la force thermodynamique [69]. Cet écrouissage ne prend pas en compte l'effet Bauschinger. Il est posé que la limite d'élasticité en traction est égale à la limite d'élasticité en compression.

Or le tréfilage étant un procédé d'écrouissage sévère où l'effet Bauschinger tient un rôle critique [70], son rôle doit absolument être intégré dans la simulation numérique du tréfilage si l'objectif est d'aboutir à un profil crédible de contraintes résiduelles. L'écrouissage qui a été choisi dans

ce modèle de simulation numérique d'un tréfilage a donc été le mode de durcissement cinématique multilinéaire (« *multilinear kinematic hardening* »), qui intègre les conséquences de l'effet Bauschinger.

Cet écrouissage « *MLK* » est l'écrouissage le plus proche de ce que l'on retrouve réellement pendant le tréfilage d'un fil, où tous les grains ne réagissent pas de manière homogène. D'autres modes de déformation plastique ont été expérimentés pour constater la pertinence du mode de durcissement cinématique multilinéaire, qui sont décrits en Annexe 4.

Le module des non-linéarités géométriques a été utilisé et une loi matériau a été paramétrée, qui est donnée dans le Tableau 3-1. Les paramètres de cette loi sont issus des lois matériaux issues du Chapitre précédent, sans être directement égaux puisqu'au moment des simulations numériques décrites dans cette section, la méthode développée dans le Chapitre précédent n'avait pas encore été finalisée.

Il est à noter que le module d'Young utilisé est le module d'élasticité en flexion qui a été mesuré dans le Chapitre précédent, et non le module d'Young donné par la norme NF EN ISO 6931-1. Dans de futurs travaux, il sera pertinent de changer ce dernier paramètre pour observer son influence sur le profil des contraintes résiduelles de tréfilage.

Cette loi n'a pas donc pas non plus de valeur quantitative, mais elle permet de tracer un comportement mécanique du matériau crédible sur la base de certains résultats obtenus dans les recherches développées dans le Chapitre précédent pour se concentrer sur l'influence du tréfilage.

Tableau 3-1 : Les paramètres d'entrée de la simulation numérique de tréfilage.

Contrainte (MPa)	Déformation plastique	Module d'Young (GPa)	Coefficient de Poisson
1000	0	165	0,28
2030	0,0072		
2070	0,0108		

Une simulation du passage du fil dans la filière a donc été lancée avec les paramètres décrits dans le Tableau 3-1. Une section du fil a ensuite été sélectionnée afin de mesurer la contrainte axiale résiduelle dans le fil après le passage dans la filière sur les 13 nœuds qui composent cette section.

Une courbe a été tracée, qui représente le profil des contraintes résiduelles axiales de tréfilage après simulation numérique d'un tréfilage (voir Figure 3-9) avec une réduction de diamètre plus faible que celle d'un tréfilage réel mais suffisante pour observer un profil de contraintes résiduelles.

Cette courbe des contraintes axiales mesurées sur la section du fil après la sortie de la filière représente donc le profil des contraintes résiduelles dans la section du fil étudié. En détails, cette courbe illustre la présence de contraintes résiduelles de traction à 736 MPa sur la peau du fil et des contraintes résiduelles de compression de -523 MPa à cœur.

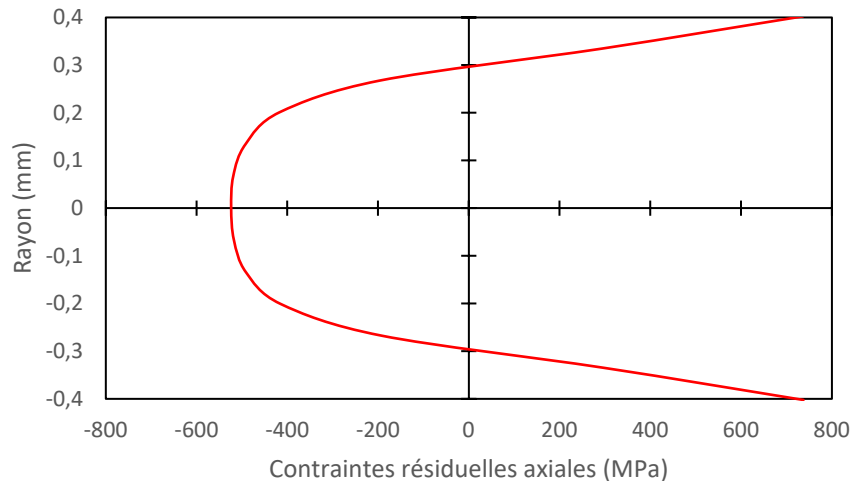


Figure 3-9 : Le profil des contraintes résiduelles axiales de tréfilage simulé numériquement.

Néanmoins, il a bien été précisé que l'objectif de cette simulation numérique d'un tréfilage n'était pas dans l'application quantitativement crédible d'un profil de contraintes résiduelles de tréfilage mais bien dans l'application qualitativement crédible. C'est-à-dire que c'est la forme du profil de contraintes résiduelles qui est étudiée ici, et non les valeurs.

Afin de constater la crédibilité de la forme du profil de contraintes résiduelles de tréfilage obtenu grâce à la simulation décrite dans cette section, il a été décidé d'observer le résultat d'un travail précédent sur les contraintes résiduelles axiales de tréfilage [79], qui est montré sur la Figure 3-10. Ce graphe rassemble les mesures par rayonnement synchrotron des contraintes résiduelles axiales sur la section d'un fil tréfilé de 18 mm de diamètre à partir d'un cylindre de 20 mm.

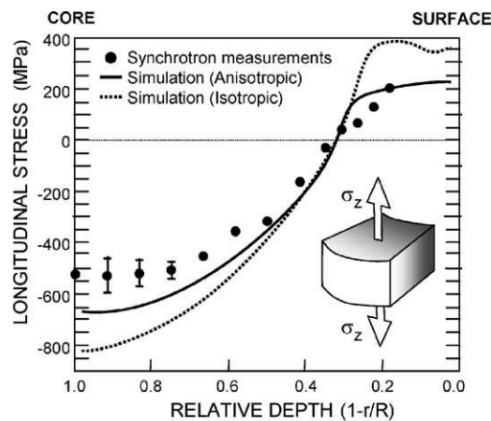


Figure 3-10 : Le profil des contraintes résiduelles axiales d'un fil tréfilé mesuré par rayonnement synchrotron [79].

L'observation de cette Figure semble confirmer que la simulation numérique de tréfilage proposée précédemment applique un profil de contraintes résiduelles plausible, puisqu'on retrouve effectivement une peau sollicitée par des contraintes résiduelles de traction, un cœur sollicité par des contraintes résiduelles de compression et une évolution des contraintes résiduelles de compression qui atteint un plateau au centre de la section.

Une différence est néanmoins à noter, au niveau de l'évolution des contraintes résiduelles de traction à l'approche de la peau : elle est très « pentue » sur la simulation numérique de tréfilage

qui a été développée dans la présente section alors qu'elle est plus « douce » sur la Figure 3-10. Une explication de cette évolution plus brusque du profil de contraintes résiduelles à l'approche de la peau du fil réside dans la plus faible épaisseur de peau tendue (25% contre environ 35% sur les mesures par synchrotrons sur le cylindre étudié dans [79]). Si cette différence peut s'expliquer par une différence dans le matériau utilisé ou dans les propriétés de tréfilage, elle ne semble pas compromettre la crédibilité de la forme du profil des contraintes résiduelles obtenue par la simulation numérique d'un tréfilage décrite dans cette section.

En considérant le profil de contraintes résiduelles obtenu précédemment comme représentatif qualitativement, il reste donc à procéder aux simulations numériques de traction et de flexion 3 points afin d'identifier l'impact des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique d'un fil tréfilé.

2.3.2. L'essai de traction avant et après l'apparition de contraintes résiduelles

Des essais de traction ont été simulés numériquement, avant et après simulation numérique d'une réduction de diamètre par tréfilage. L'objectif de ces simulations est double. D'abord s'assurer que comme étudié dans la littérature, le profil des contraintes résiduelles et l'historique d'érouissage n'ont pas d'influence sur le module élastique apparent de traction afin de valider la pertinence du modèle de simulation numérique développé dans cette section. Ensuite, utiliser la courbe de traction issue de l'essai de traction simulé numériquement après tréfilage comme loi matériau du fil qui subira ensuite une simulation numérique d'un essai de flexion 3 points.

L'essai de traction a été simulé en bloquant axialement une section extrême du fil et en soumettant la section extrême opposée à une vitesse axiale constante (voir Figure 3-11). Toutes les propriétés de maillage, d'interaction, de contact et de symétrie sont les mêmes que celles qui ont été utilisées dans la simulation numérique du tréfilage vue dans la section précédente.

Cet essai a été mené dans 2 configurations : une première configuration où le fil ne subit pas de tréfilage avant l'essai de traction et une deuxième configuration où le fil subit bien un tréfilage avant l'essai de traction. Les 2 courbes de tractions associées à ces 2 configurations sont visibles sur la Figure 3-12.

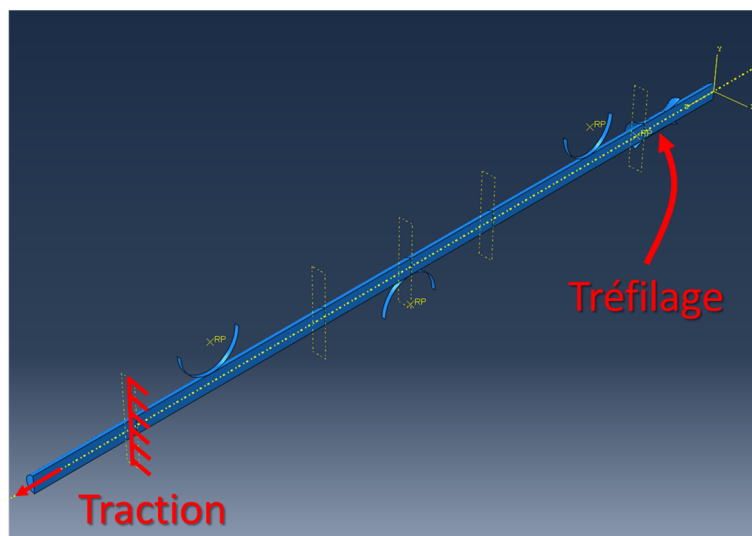


Figure 3-11 : Le modèle de simulation numérique d'un tréfilage suivi d'un essai de traction.

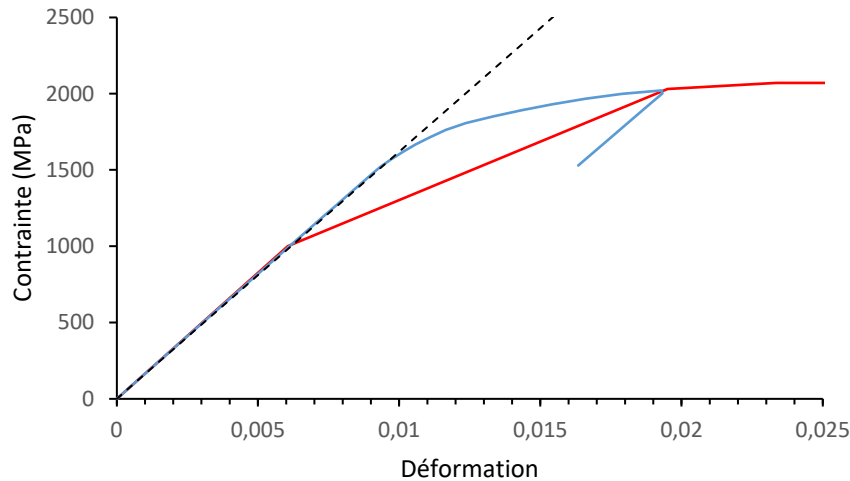


Figure 3-12 : Les courbes de traction d'un fil tréfilé en bleu (après tréfilage) et d'un fil non tréfilé en rouge (sans tréfilage).

La comparaison des deux courbes de traction confirme ce qui avait été observé dans la littérature : le tréfilage a bien une influence sur la courbe de traction du fil, en comparaison avec un fil non-tréfilé (mais du même diamètre). Mais cette influence se limite à l'augmentation de la limite d'élasticité. Elle ne change pas le module d'élasticité apparent. C'est donc ce qui était attendu et cela confirme ce qui a été largement étudié dans des travaux antérieurs.

2.3.3. L'essai de flexion 3 points avant et après l'apparition de contraintes résiduelles

Après cette confirmation de l'absence d'influence du tréfilage sur le module élastique apparent de traction, l'influence du tréfilage sur le module élastique apparent de flexion a été étudiée de manière analogue, en suivant le mode opératoire qui a été vu en Figure 3-7. Un modèle de simulation numérique a été conçu pour simuler un tréfilage suivi d'un essai de flexion 3 points (voir Figure 3-13). Et identiquement à ce qui a été vu pour l'essai de traction, deux configurations ont été testées : une configuration où le fil qui subit un essai de flexion 3 points est préalablement tréfilé et une configuration où il ne l'est pas (mais dont la loi matériau est la courbe de traction obtenue après simulation numérique d'un essai de traction comme vu en Figure 3-12). Les courbes de flexion ainsi obtenues sont tracées sur la Figure 3-14.

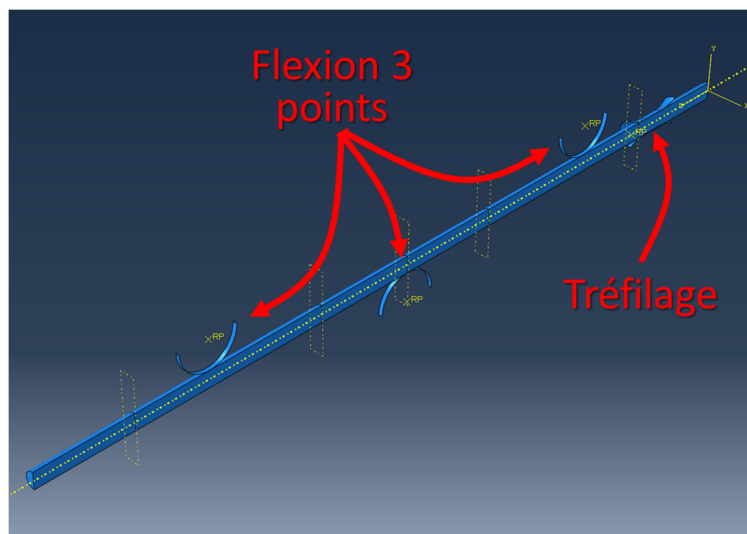


Figure 3-13 : Le modèle de simulation numérique d'un tréfilage suivi d'un essai de flexion 3 points.

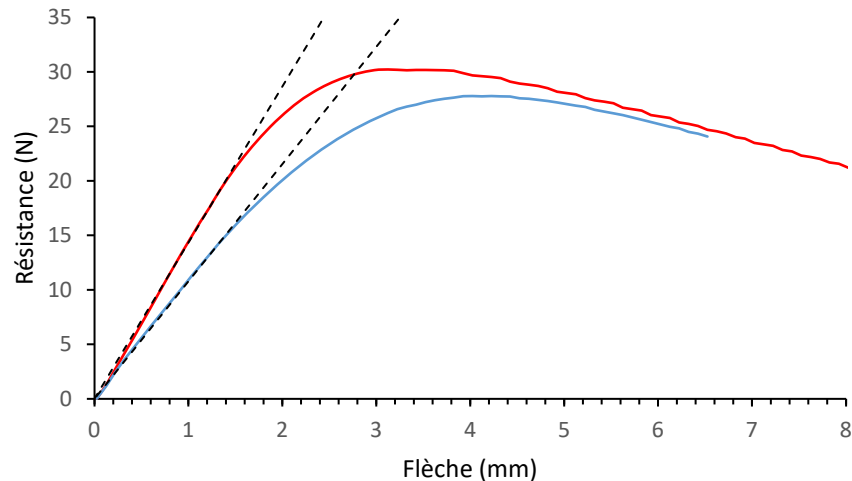


Figure 3-14 : Les courbes de flexion d'un fil tréfilé en bleu (après tréfilage) et d'un fil non tréfilé en rouge (sans tréfilage).

La comparaison des courbes de flexion d'un fil tréfilé et d'un fil non tréfilé qui ont pourtant initialement la même loi matériau ne laisse aucun doute : le tréfilage a un impact manifeste sur le module élastique apparent de flexion. En effet, il est très clair que la courbe du fil avec contraintes résiduelles montre un comportement élastique en flexion bien moins rigide que le fil qui n'a subi aucune déformation plastique préalable.

Plus précisément, la portion linéaire des deux courbes de flexion a été mesurée en s'appuyant sur la méthode développée dans le Chapitre précédent et a permis d'identifier une diminution de la pente de la portion linéaire de 25% entre la courbe de flexion du fil tréfilé et la courbe de flexion du fil non tréfilé. À loi matériau égale, le tréfilage diminue donc la raideur en flexion des fils tréfilés de 25%.

Afin de comprendre le mécanisme qui explique un tel changement du comportement en flexion d'un fil tréfilé, l'évolution de la déformation plastique aux 13 nœuds de la section étudiée a été tracée au cours de l'essai de flexion 3 points simulé numériquement. Pour plus de lisibilité, la Figure 3-15 rassemble les 13 courbes de l'évolution relative de la déformation plastique (en prenant comme référence l'état du matériau au début de l'essai de flexion).

Sur cette Figure, chaque nœud est numéroté dans un ordre décroissant en suivant sa position par rapport à l'appui mobile : le nœud 13 est le nœud le plus proche de la peau sur laquelle l'appui mobile sollicite le fil en flexion tandis que le nœud 1 est le nœud le plus éloigné de l'appui mobile.

Une première lecture de cette Figure montre que quand le fil est écroui par tréfilage, la théorie classique des poutres n'est plus valable, même dans son comportement linéaire. En effet, on peut observer que dès le début de l'essai de flexion, l'évolution de la déformation plastique aux nœuds les plus proches de l'appui mobile est non-nulle. Dès lors, il n'est plus directement légitime d'appliquer la théorie des poutres à un essai de flexion 3 points sur un fil possédant un profil non nul de contraintes résiduelles et un écrouissage significatif.

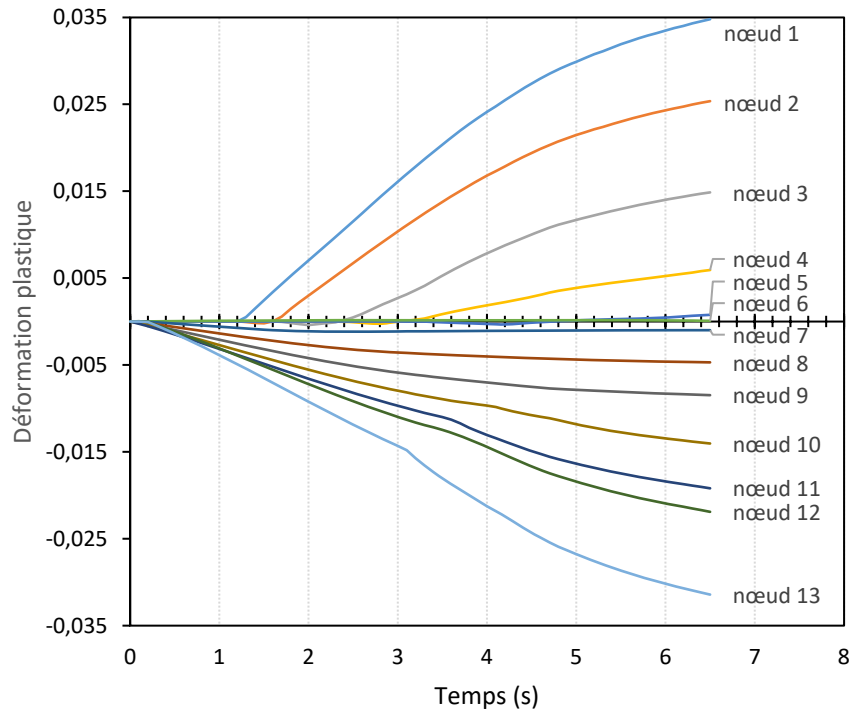


Figure 3-15 : L'évolution de la déformation plastique au cours de la simulation numérique d'un essai de flexion 3 points aux 13 nœuds de la section étudiée.

Lorsque cette remarque d'une évolution de la déformation plastique non nulle au début de l'essai de flexion 3 points a été faite, il apparaît nécessaire de comprendre les implications de l'évolution de la déformation plastique dans la section d'un fil tréfilé sur son comportement en flexion.

L'analyse de la Figure 3-15 permet de comprendre la baisse de raideur en flexion des fils ayant un profil non nul de contraintes résiduelles: les zones au-dessus de la fibre neutre qui sont sollicitées en compression lors d'un essai de flexion 3 points travaillent en compression plastique dès le début de l'essai puisqu'en dehors des nœuds 12 et 13 dont les contraintes résiduelles initiales sont en traction et qui travaillent en compression plastique 0,2s après le début de l'essai de flexion, les zones au-dessus de la fibre neutre sont initialement sollicitées par des contraintes résiduelles de compression.

Ce faisant, les zones au-dessus de la fibre neutre opposent localement une plus faible raideur en compression que le module d'élasticité du matériau (module d'Young). Ainsi, elles réduisent la raideur du fil tréfilé en flexion, baissant dès lors le module apparent de flexion du fil. Il s'agit néanmoins de rappeler que ce n'est pas le module d'élasticité du matériau qui est modifié mais bien le module équivalent macroscopique d'élasticité en flexion du fil, impacté par des effets de structure.

De même, on observe que l'entrée progressive des zones au-dessous de la fibre neutre (donc les nœuds 1, 2, 3, 4, 5 et 6) en déformation plastique en traction n'est pas linéaire. Les nœuds entrent en traction plastique avec un retard de plus en plus conséquent à mesure que les nœuds se rapprochent du centre du fil, ce qui s'explique par l'état initial de contraintes résiduelles en compression, où les contraintes résiduelles de compression augmentent dans la section s'approchant du centre du fil.

Dès lors, il est possible d'estimer que la baisse observée du module élastique apparent de flexion est expliquée par la présence d'un profil de contraintes résiduelles dans le fil tréfilé et de l'historique d'érouissage. En effet, les zones comprimées plastiquement initialement réduisent la raideur du fil tandis que les zones tendues initialement augmentent la rapidité avec laquelle le matériau travaille en traction plastique.

Or comme cela a été évoqué dans une section précédente, le formage des fils tréfilés en ressorts sollicite essentiellement les fils tréfilés en flexion. Il apparaît donc crucial de maîtriser le profil des contraintes résiduelles des fils tréfilés avant formage, tant leur présence et leur intensité peut témoigner de l'état d'érouissage du matériau et influencer le processus de fabrication des ressorts.

L'influence qui vient d'être observée des contraintes résiduelles de tréfilage et de l'historique d'érouissage sur le module élastique apparent de flexion justifie la nécessité de développer une méthode de caractérisation des contraintes résiduelles des fils tréfilés. De plus, cela augmente la pertinence de la caractérisation mécanique d'un essai de flexion (voir Chapitre 2), puisque cet essai peut mettre en lumière une différence de contraintes résiduelles sur deux lots de fils successifs.

3. Conception d'une méthode de caractérisation des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés

La méthode de caractérisation des contraintes résiduelles proposée ici s'inspire des différentes méthodes existantes par enlèvement de matière : son principe est identique, puisqu'il consiste à retirer une couche de matière à l'échantillon testé, à mesurer le déplacement induit par le retrait de cette couche de matière et à associer un profil de contrainte résiduelle à ce déplacement.

En effet, la présence de contraintes résiduelles dans un échantillon est le fruit d'un équilibre des contraintes en jeu dans la matière qui aboutit à un équilibre macroscopique. Lorsqu'une couche de matière est retirée, une partie des contraintes résiduelles est retirée en contraignant l'éprouvette testée à retrouver un nouvel équilibre macroscopique.

Selon la forme du profil des contraintes résiduelles, l'éprouvette se déforme, révélant un précieux indice de la présence de contraintes résiduelles. Plus intéressant encore, il est possible d'estimer le profil de ces contraintes résiduelles à partir de la déformation générée par le retrait de matière, en s'assurant que cette déformation n'a été causée que par la soustraction de la couche contrainte et non par la méthode d'enlèvement de matière elle-même.

C'est toute la complexité des méthodes de caractérisation des contraintes résiduelles par enlèvement de matière, qui doivent reposer à la fois sur un protocole expérimental finement maîtrisé ainsi que sur une formalisation théorique permettant d'expliquer la déformée de l'éprouvette.

Néanmoins, et malgré la complexité de concevoir une telle méthode, il a été décidé de tenter d'adapter la méthode de caractérisation des contraintes résiduelles par enlèvement de matière pour s'adresser spécifiquement aux fils métalliques tréfilés, afin de répondre à l'important besoin industriel décrit précédemment.

3.1. L'élaboration de la méthode

Pour enlever la couche de matière, le fil tréfilé à tester est enrobé dans de la résine afin de le maintenir pendant l'opération d'enlèvement de matière. Pour cette raison il est impossible d'utiliser la logique incrémentale de la méthode du perçage incrémental, puisqu'il est nécessaire de dissoudre la résine dans laquelle le fil est enrobé afin de mesurer la déformation du fil.

Ainsi, une seule couche de matière est enlevée, et le profil de contrainte résiduelle est identifié à partir de ce profil déformé. À noter qu'il est aussi possible d'imaginer un protocole pseudo-incrémental en menant plusieurs essais parallèles, pour lesquels la couche de fil retirée aura différentes épaisseurs.

Le protocole expérimental proposé dans ce Chapitre consiste à :

- Enrober des échantillons de fil (pour rentrer dans la presse à enrober, le fil d'acier doit mesurer moins de 20 mm) ;
- Mesurer les coordonnées de la surface du fil ;
- Polir le fil longitudinalement pour retirer une couche de matière ;
- Dissoudre la résine ;
- Mesurer à nouveau les coordonnées de la surface du fil après dissolution, aboutissant à ce qui sera décrit dans la suite de ce travail comme le « déplacement radial » de la surface du fil (voir Figure 3-16).

Si le principe de cette méthode est simple, elle contient néanmoins quelques difficultés à chacune de ses étapes.

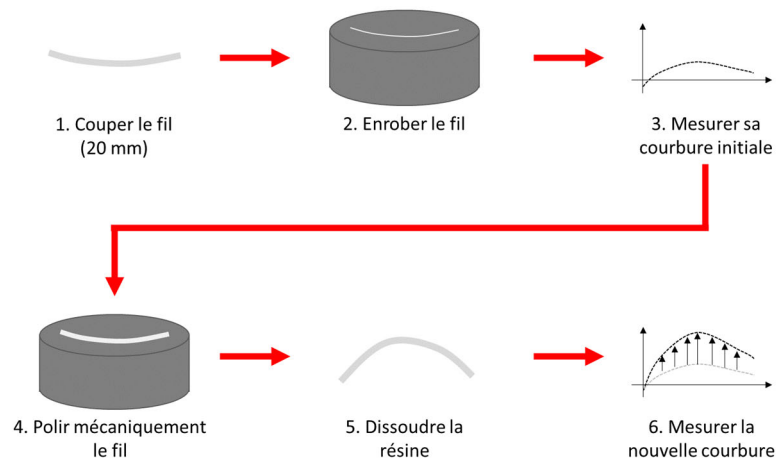


Figure 3-16 : Le mode opératoire de la méthode de caractérisation des contraintes résiduelles par enlèvement de matière.

3.1.1. L'enrobage des fils

Le premier point critique se situe lors de la première mesure des coordonnées de la surface du fil, afin d'établir la forme initiale du fil avant enlèvement de matière. En effet, les mesures de coordonnées ont été réalisées sur une Alicona InfiniteFocusSL, un instrument de mesure optique 3D. Si cet instrument offre une excellente qualité de mesure, il nécessite néanmoins de placer l'échantillon dans une position stable car la platine bouge pendant la mesure.

De plus, l'échantillon à mesurer doit être parallèle au capteur optique, étant donné que la profondeur de champ du dispositif de mesure est extrêmement faible. Le fil doit donc être très soigneusement positionné pendant le processus d'enrobage (qui a été effectué ici sur une presse

Simplimet 2000 de Bhueler), pour être aussi parallèle que possible au plateau de la presse. S'il n'est pas parallèle, la mesure est moins précise et l'enlèvement de la couche de matière ne peut pas être uniforme sur toute la longueur du fil, ce qui complexifie du déplacement radial de la surface du fil.

Lorsqu'on s'est bien assuré que le fil est parallèle à la face supérieure de l'échantillon, une deuxième vérification doit être faite, qui consiste à s'assurer de son bon positionnement face au capteur optique de l'instrument de mesure. Selon la résine utilisée lors du processus d'enrobage, il peut arriver que la face inférieure de l'échantillon soit bombée, entraînant une instabilité de la mesure optique puisque la face inférieure bombée est aussi la face en contact avec la platine. Dans ce cas, il est nécessaire de polir cette face inférieure pour la rendre aussi plate que possible, et parallèle à la face supérieure. C'est pour cette raison qu'un polissage sur une polisseuse automatique avec plateau de guidage est recommandé pour la bonne mise en œuvre de cette méthode.

3.1.2. L'enlèvement de matière et dissolution

Après avoir enrobé le fil, les échantillons sont polis sur une polisseuse automatique. Cette étape est critique car il est important de ne pas enlever trop de matière afin de laisser le fil dans la résine. Il est donc nécessaire de procéder par paliers, et de noter pour chaque diamètre de fil les temps de polissage à respecter scrupuleusement. Sans compter que l'étape de polissage mécanique doit éviter tout ajout de contraintes résiduelles dans le fil.

Une séquence de polissage a donc été suivie, afin de respecter ces deux contraintes. Cette séquence se base sur des polissages préalables de très courte durée avec des grades grossiers (P320, P600 et P1200) suivis des polissages de longue durée (plusieurs minutes) avec des suspensions diamantées de 3 μm et 1 μm .

La résine utilisée ici pour enrober le fil à étudier est une résine soluble à l'acétone ESCIL. Cette référence a été choisie car le fil étant extrêmement sensible aux déformations, l'amovibilité de la résine permet au fil de tomber de lui-même du revêtement lorsqu'il est mis dans un bain d'acétone. Il n'y a donc aucune suspicion possible de déformation additionnelle du fil lors de son extraction de la résine.

3.1.3. La mesure du déplacement radial

Lorsque le fil est séparé de la résine, la forme du fil se modifie à cause du nouvel équilibre macroscopique généré par la présence de contraintes résiduelles. Il reste donc à mesurer les nouvelles coordonnées de la surface du fil à l'aide du même instrument de mesure optique, puis à calculer le déplacement radial de la surface du fil engendrée par l'enlèvement de matière. Ici encore, l'échantillon doit être aussi stable que possible sur le plateau de l'instrument de mesure. C'est pour cette raison qu'il a été préféré de positionner le fil sur sa zone polie comme puisqu'il ne reste plus de résine pour maintenir le fil sur une face plane.

Lorsque les coordonnées de la surface du fil ont été mesurées après enlèvement de matière, il convient de calculer le déplacement radial de la surface du fil. Pour y parvenir, les coordonnées initiales de la surface du fil doivent être inversées. En effet, la première mesure (avant polissage) est effectuée sur un côté du fil, et la seconde mesure (après polissage) est effectuée sur le côté opposé.

La méthode présentée ici donne donc le déplacement radial d'un fil de 0,8 mm causé par l'enlèvement de matière. Les Figure 3-17a), b), c) et d) montrent les résultats obtenus par la méthode proposée ici pour 4 fils de diamètre 0,8 mm et de nuance AISI 302.

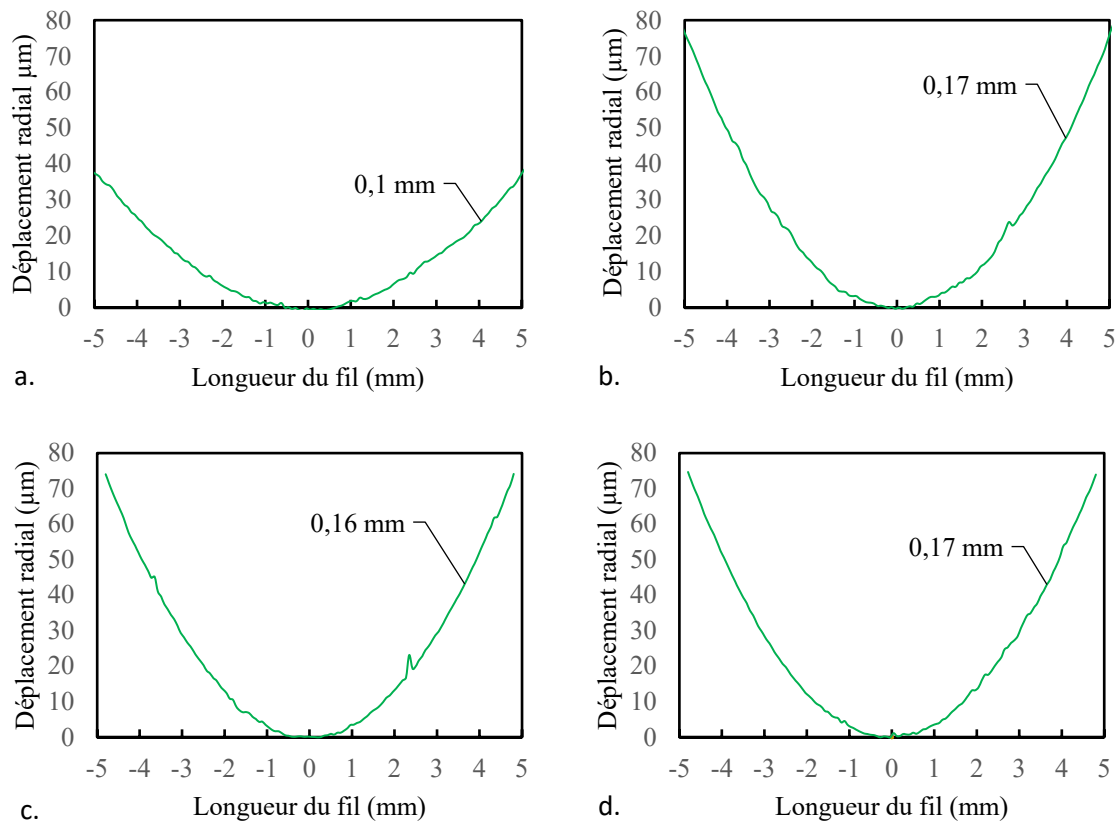


Figure 3-17 : Les déplacements radiaux obtenus sur 4 fils, auxquels une couche de 0,1 mm, 0,17 mm, 0,16 mm et 0,17 mm a été retirée respectivement pour les figures 9a), 9b), 9c), 9d).

Après mesure du déplacement radial, il semble indéniable que l'enlèvement de matière génère une déformée significative du fil. Pour cause, ce déplacement radial est provoqué, comme on le sait, par l'enlèvement d'une couche de matière du fil d'acier avec des contraintes résiduelles, ce qui impose au fil la recherche d'un nouvel équilibre macroscopique.

Comme la couche enlevée de l'acier est sollicitée en tension, le profil des contraintes résiduelles n'est plus équilibré et le fil se déforme pour trouver un état d'équilibre macroscopique. Plus les contraintes résiduelles sont élevées dans la zone enlevée, plus le fil se courbe après le polissage. La méthode proposée ici consiste donc à essayer d'attribuer un profil de contrainte résiduelle à un déplacement radial du fil après enlèvement d'une couche.

3.1.4. Simulations numériques de l'enlèvement de matière sur un fil tréfilé

Afin de comparer les déplacements obtenus expérimentalement, des simulations numériques ont été réalisées sur Abaqus. Le but de ces simulations n'a à nouveau pas été d'estimer directement les contraintes résiduelles générées par un processus de déformation sévère comparable au tréfilage à froid, mais d'avoir une première idée de l'intensité du déplacement qui pourrait se produire lorsqu'une couche de matière est enlevée à un fil avec contraintes résiduelles. Cette simulation par éléments finis a été réalisée en deux étapes.

La première étape a consisté à reproduire numériquement un processus de tréfilage. Elle s'est appuyée sur le modèle présenté dans la section 2.3 de ce Chapitre qui s'attachait à trouver un

profil de contraintes résiduelles de tréfilage crédible. Cette simulation numérique reprend les mêmes paramètres que ceux qui ont été décrits dans la section 2.3 de ce Chapitre (maillage, propriétés de contact, non-linéarités géométriques, géométrie du fil et de la filière, conditions aux limites), à l'exception du mode de durcissement : à la place du mode de durcissement cinématique multilinéaire, c'est le mode de durcissement isotrope qui a été exploité dans ce modèle.

La raison de ce changement de mode de durcissement réside dans le cadre d'étude de ce modèle de simulation numérique d'un tréfilage : le but de cette simulation numérique, au contraire de celle qui a été décrite dans la section 2.3 de ce Chapitre n'était pas d'observer l'impact des contraintes résiduelles sur le comportement en flexion du fil tréfilé, mais seulement d'observer l'intensité du déplacement radial d'un fil avec un profil de contraintes résiduelles de tréfilage et après enlèvement d'une couche de matière.

Dans un travail futur, il sera judicieux de reproduire cette simulation numérique d'un tréfilage avec un mode de durcissement cinématique multilinéaire. Mais afin de réduire le temps de calcul significativement, le mode de durcissement isotrope a été choisi dans cette section.

Quant à la loi matériau qui a été paramétrée, c'est une loi matériau qui reprend la courbe de traction mesurée dans les Figure 2 et 3 du Chapitre 3 d'un travail consacré au tréfilage des fils d'aciers inoxydables [36]. En détails, une loi matériau (voir Figure 3-18), avec un module d'Young de 180 GPa et une limite d'élasticité de 240 MPa. Cette loi matériau est donc très différente de celle qui a été paramétrée dans la simulation numérique d'un tréfilage vu dans la section 2.3 de ce Chapitre.

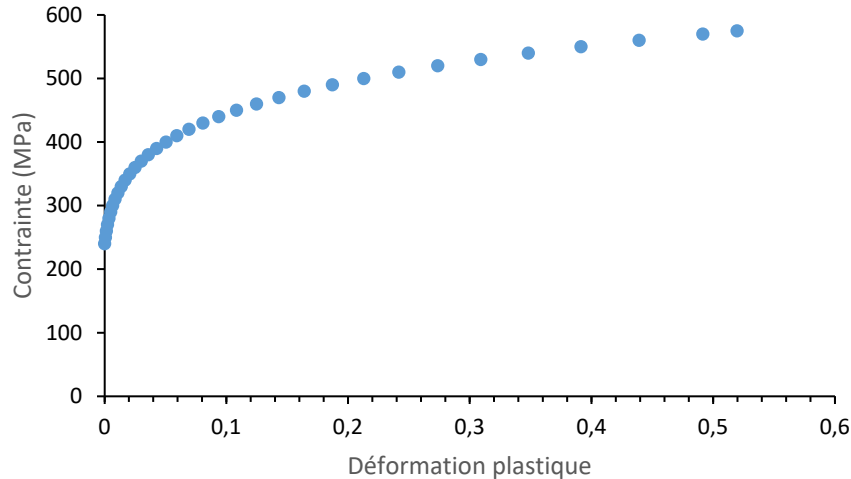


Figure 3-18 : La loi matériau paramétrée en entrée du modèle de simulation numérique d'un tréfilage.

Après la simulation du tréfilage dont les paramètres viennent d'être décrits, un profil de contrainte résiduelle a été obtenu. Ce profil de contraintes résiduelles n'a pas vocation à être crédible quantitativement, puisqu'il a été obtenu à partir d'une loi matériau très différente de celle qui est attendue. Le champ des contraintes résiduelles axiales issues du tréfilage peut être vu sur la Figure 3-19 : elles vont de +260 MPa sur la peau à -324 MPa à cœur.

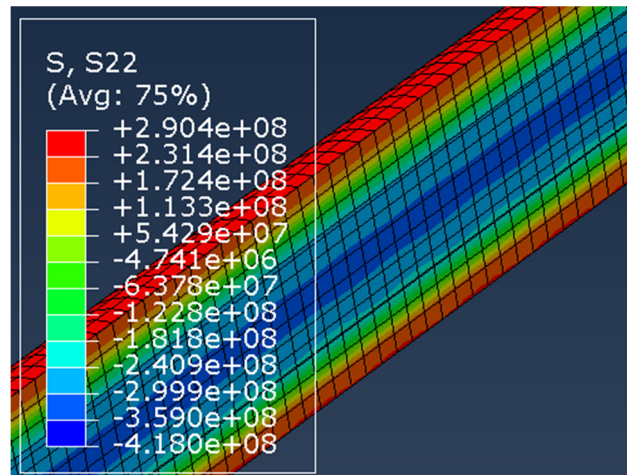


Figure 3-19 : La distribution du champ des contraintes résiduelles axiales après simulation numérique d'un tréfilage.

La deuxième étape s'est consacrée à simuler numériquement l'enlèvement de matière en désactivant certains éléments du maillage après tréfilage. Grâce à cette désactivation d'une couche d'éléments, le fil s'est libéré et le déplacement radial généré par l'enlèvement de matière a pu être simulé, en posant comme condition aux limites un encastrement d'une extrémité du fil. En procédant ainsi, le fil a trouvé un nouvel équilibre macroscopique et sa forme est passée d'un fil parfaitement droit à un fil courbé.

Grâce à cette deuxième étape, il a été possible d'avoir une idée du déplacement radial généré par l'enlèvement de la couche sur un fil avec contrainte résiduelle. Il a également été possible d'estimer (dans le cadre des paramètres qui viennent d'être vus de la simulation numérique de tréfilage) le déplacement radial généré par différentes profondeurs d'enlèvement de couche. Cette simulation a été réalisée avec 4 enlèvements de matière différents (voir Figure 3-20) : 0,1 mm, 0,2 mm, 0,3 mm et 0,37 mm.

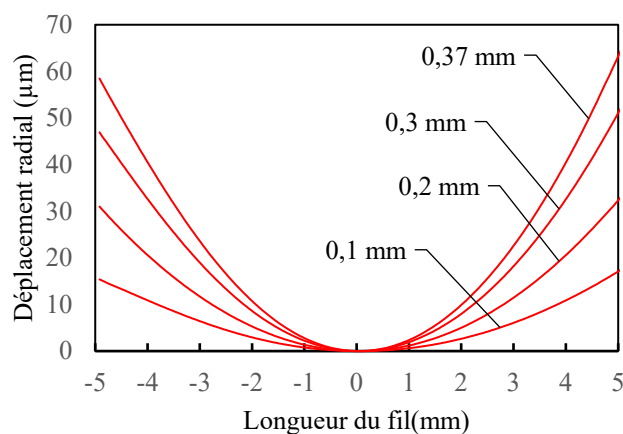


Figure 3-20 : Déplacement radial d'un fil tréfilé à froid après enlèvement de couche de différentes profondeurs.

Les résultats de la simulation d'enlèvement d'une couche de matière montrent donc un déplacement radial évident du fil tréfilé à froid. On peut également constater que plus la profondeur d'enlèvement de matière est importante, plus le déplacement radial est important. Une comparaison intéressante consiste à superposer les courbes obtenues expérimentalement en Figure 3-17 avec ces courbes obtenues numériquement.

Étant donné que ces courbes obtenues numériquement s'appuient sur un profil non nul des contraintes résiduelles (puisque la contrainte résiduelle axiale atteint 260 MPa à la peau du fil et -324 MPa au cœur), cette comparaison ne peut qu'être instructive. Les Figure 3-21a), b), c) et d) donnent le résultat de cette comparaison, qui est sans équivoque : le déplacement radial après enlèvement de matière est largement plus sévère dans la réalité que dans les simulations numériques.

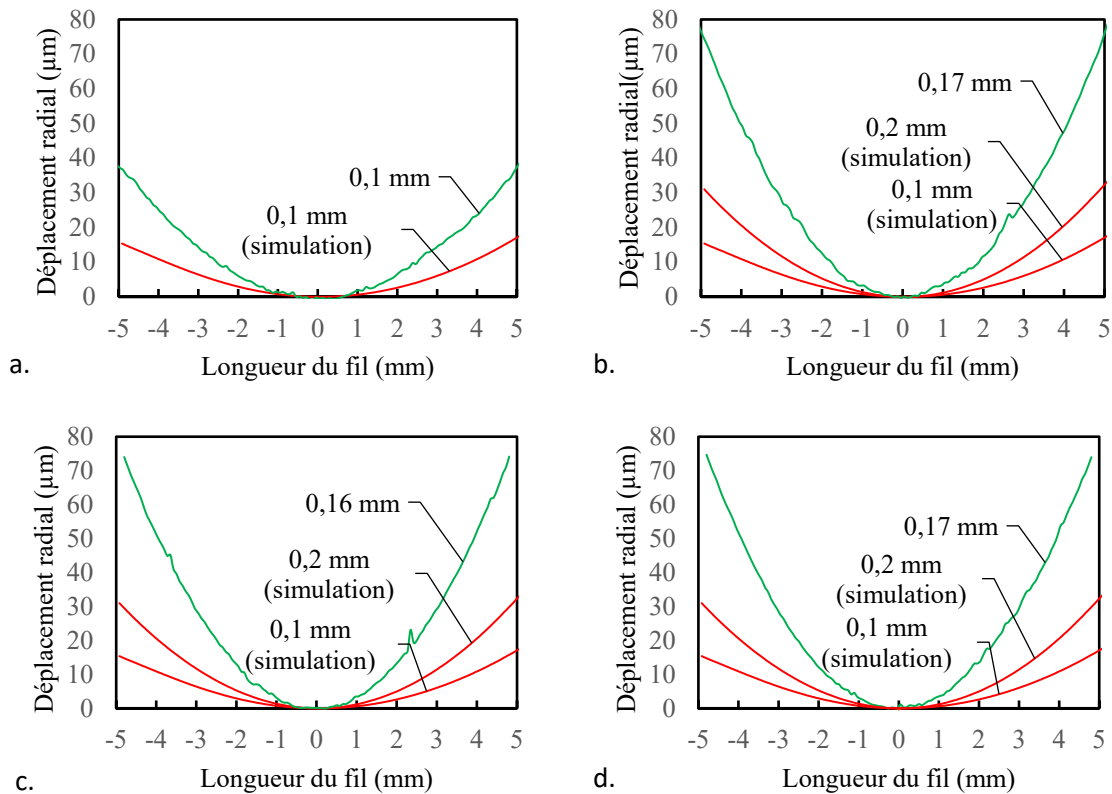


Figure 3-21 : Les déplacements radiaux obtenus sur 4 fils expérimentalement, comparées aux déplacements radiaux prévus numériquement.

Ces Figures laissent donc penser qu'il y a bel et bien un profil de contraintes résiduelles dans les fils tréfilés, et qu'il est autrement plus sévère que ce qui pourrait être attendu. À partir des données en présence à ce stade, il est impossible de considérer que la plus grande sévérité du déplacement radial expérimental vis-à-vis de celui obtenu numériquement est une preuve que les contraintes résiduelles des fils testés suivent un profil plus sévère que celui décrit par simulation numérique.

D'abord car les simulations numériques reposent sur une hypothèse forte d'un mode de durcissement isotrope. Ensuite, car la loi matériau paramétrée est éloignée de la loi matériau avant tréfilage du fil expérimentalement testé. Enfin, si la méthode d'enlèvement de matière proposée ici a le mérite d'être simple à mettre en œuvre, elle a aussi le défaut de présenter quelques risques de biais de mesures.

C'est pour cette raison qu'avant de creuser plus encore l'exploitation de cette méthode par enlèvement de matière, il a été décidé d'étudier les différents biais éventuels de la méthode de caractérisation des contraintes résiduelles proposée dans ce Chapitre.

3.2. La détermination des biais de mesure potentiels

Un effort de déconstruction a donc été produit, afin d'identifier tous les biais de mesure qui peuvent apparaître aux différentes étapes de la méthode décrite ici. Ils ont tous été examinés pour s'assurer de leur innocuité sur la performance de la méthode de caractérisation des contraintes résiduelles.

3.2.1. La répétabilité

La première vérification de la présence de biais de mesure est celle de la répétabilité des mesures. En effet, si le protocole d'enlèvement d'une même épaisseur de matière est reproduit en parallèle sur plusieurs fils de même diamètre, de même nuance et de même lot matière, la comparaison des variations mesurées permet de vérifier la répétabilité de ce protocole.

Cette vérification a été menée avec succès, puisque la Figure 3-22 montre la déformée de 3 fils auxquels on a retiré une épaisseur de matière très comparable (0,17 mm pour deux fils et 0,16 mm pour le troisième fil). La vue de ces trois courbes qui se superposent presque parfaitement dévoile que le protocole d'enlèvement de matière et de mesure du déplacement radial après enlèvement de matière est effectivement répétable.

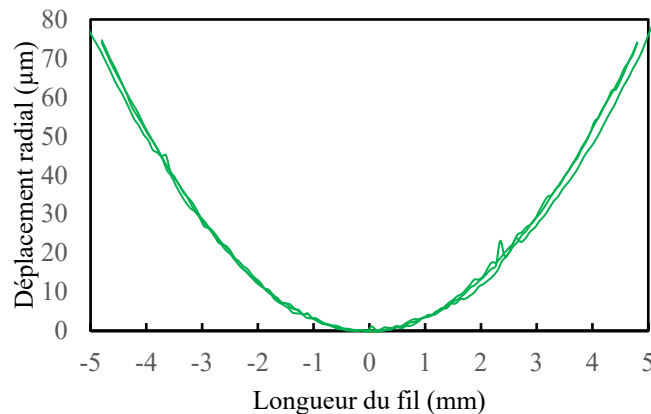


Figure 3-22 : 3 déplacements radiaux obtenus pour 3 fils après le retrait de couches dont l'épaisseur est très proche.

Il a par ailleurs été décidé que pour la suite de ce Chapitre, les deux mesures correspondant à un enlèvement de matière de 0,17 mm seraient les « étalons » de la méthode de caractérisation des contraintes résiduelles décrite ici. En effet, la répétabilité exemplaire de leurs résultats donne la confiance nécessaire pour les considérer comme une référence de travail fiable.

3.2.2. L'enrobage à haute température et la dissolution

La deuxième vérification qui a été faite s'est concentrée sur l'étape d'enrobage des fils dans la résine. En effet, cette opération se fait à chaud et sous pression, à 150°C et 2,9 bars. Il paraît donc nécessaire de s'assurer que ces conditions n'exercent pas une influence trop importante sur la forme du fil.

Afin de vérifier ce point, les coordonnées des surfaces de 4 fils ont été mesurées une première fois après l'enrobage et une seconde fois après la dissolution de la résine, sans aucun polissage. De cette manière, les seules étapes potentiellement transformantes du protocole expérimental sont l'enrobage à chaud et sous pression du fil dans sa résine ainsi que la dissolution de la résine pour libérer le fil. Des vérifications ont été menées, et leurs résultats sont satisfaisants : les

déplacements radiaux ne sont certes pas parfaitement nuls mais ils restent largement négligeables par rapport au déplacement radial provoqué par l'enlèvement de matière.

En effet, le déplacement radial provoqué par ces deux étapes du protocole expérimental se limite à moins de 5 microns sur la longueur des fils étudiés (voir Figure 3-23) contre 78 microns après l'enlèvement d'une couche de matière de 0,17 mm. On peut donc considérer que si l'effet de l'enrobage à chaud et sous pression n'a pas un effet nul, son effet est négligeable face au déplacement radial provoqué par le retrait d'une couche de matière.

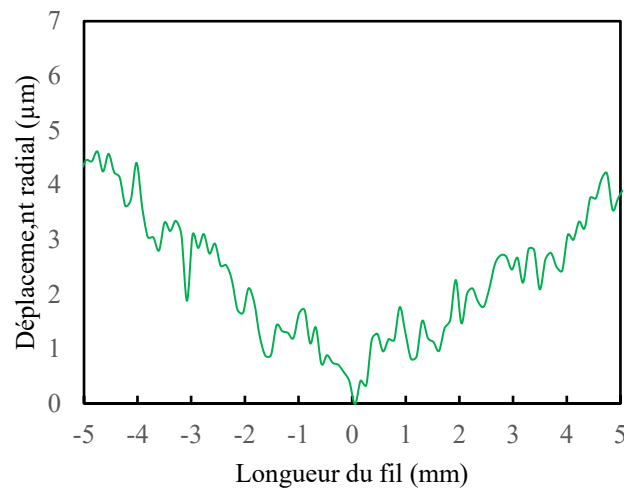


Figure 3-23 : La déplacement radial du fil provoqué seulement par l'enrobage à chaud et sous pression.

3.2.3. La position du fil dans l'enrobage

Une autre source de biais de mesures repose sur une caractéristique constitutive du protocole de mesure de la déformée après enlèvement de matière des fils tréfilés : ils affichent une courbure naturelle. Cette courbure naturelle implique que le fil n'est pas nécessairement plat dans l'enrobage. Or l'enlèvement de matière étant réalisé par polissage mécanique, il est nécessairement plat. Il y a donc une incompatibilité potentielle de nature entre le fil courbé et le polissage à plat, puisque lorsqu'on retire une couche de matière d'un fil tréfilé par cette méthode, la couche de matière retirée ne peut pas être constante sur toute la longueur du fil. La Figure 3-24 illustre cette incompatibilité et fait ressentir le risque de biais de mesure généré par cette incompatibilité.

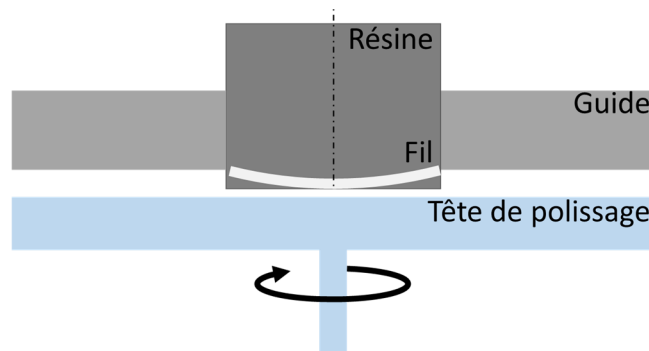


Figure 3-24 : L'incompatibilité potentielle entre un fil courbé et une tête de polissage plate.

Si l'enlèvement de matière n'est pas constant sur toute la longueur du fil, la mesure de l'épaisseur retirée devient nécessairement complexe. En effet, cette mesure est produite grâce

au banc de mesure optique Alicona InfiniteFocusSL utilisé aussi pour la mesure du déplacement radial du fil après enlèvement de matière. Elle consiste à mesurer en plusieurs endroits du fil le profil après enlèvement de matière (voir Figure 3-25).

À partir de cette mesure, il est possible de calculer l'épaisseur de matière retirée aux différents points de mesure puis d'en calculer la moyenne, afin de limiter les erreurs de mesure. Mais pour que cette moyenne soit crédible, il faut que les épaisseurs calculées se trouvent toutes dans un intervalle suffisamment mince. Or s'il s'avère que le polissage a retiré une couche de matière inégale, ce calcul n'est plus pertinent.

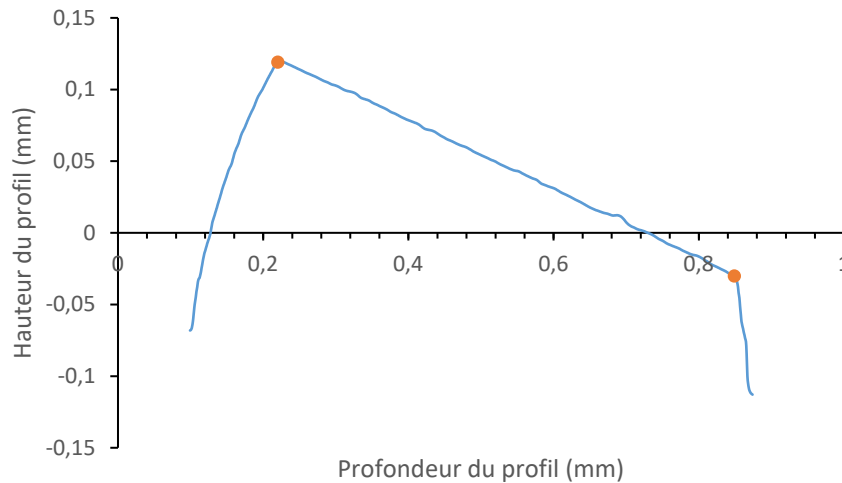


Figure 3-25 : L'épaisseur de matière retirée lors du polissage est calculée en mesurant la profondeur de la nouvelle surface créée qui n'est autre que la distance entre les deux points orange.

Dès lors, il faut choisir : soit la méthode de caractérisation des contraintes résiduelles proposée ici doit prendre en compte le retrait inégal de matière, soit on s'assure que le fil est bien posé à plat ou soit il faut s'assurer que la courbure naturelle du fil est assez grande pour que l'épaisseur de matière retirée puisse être approximée comme constante sur toute la longueur du fil.

Pour des raisons de simplification du problème, il a été décidé de favoriser le deuxième choix, c'est-à-dire celui de l'approximation d'un retrait constant de matière. Mais pour se satisfaire de cette approximation, il faut d'abord vérifier qu'une telle hypothèse est effectivement crédible.

Pour s'en assurer, il suffit de constater que le profil d'un fil courbé après polissage à plat est un segment circulaire, de rayon égal au rayon de courbure initial du fil, et de longueur de corde égal à la longueur du fil comme l'illustre la Figure 3-26.

Le fil sur lequel a été construit ce travail est étudié sur une longueur de 10 mm (donc sur un fil de 20 mm de long, nous avons mesuré la courbure de la moitié du fil), son rayon de courbure s'échelonne entre 1550 mm et 1747 mm.

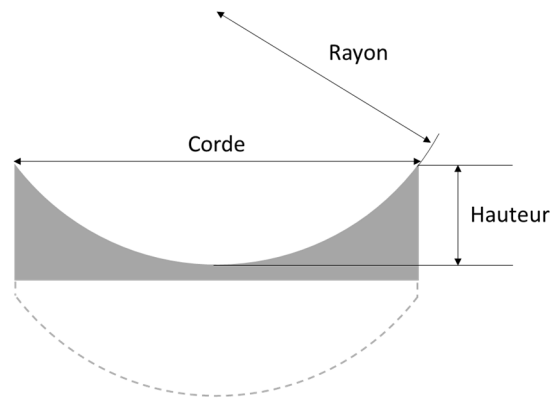


Figure 3-26 : Le fil après enlèvement de matière s'apparente à un segment circulaire.

Ainsi, la hauteur du segment circulaire peut se calculer en utilisant la formule suivante :

$$h = R - \frac{1}{2}\sqrt{4R^2 - c^2} \quad (3-1)$$

Avec :

R : Le rayon du segment circulaire, donc le rayon de courbure du fil (en mm) ;

c : La longueur de corde du segment circulaire, donc la longueur du fil étudié (en mm).

La hauteur du segment circulaire est donc égale à 0,008 mm pour un rayon de courbure de 1550 mm et 0,007 mm pour un rayon de courbure de 1747 mm. Cela signifie que la variation de l'épaisseur retirée au fil étudié ici entre sa section la plus mince et sa section la plus épaisse est inférieure à 0,008 mm. Elle représente 4,17% de l'épaisseur retirée (0,17 mm) et 1,3% de l'épaisseur restante de fil (0,63 mm), ce qui peut être considéré comme négligeable.

En revanche, cette variation de l'épaisseur retirée mérite une attention minutieuse, dans la mesure où tous les fils n'ont pas la même courbure naturelle, et pas le même diamètre. C'est par ailleurs ce qui a été constaté dans le Chapitre 4 de ce travail lorsque le protocole d'enlèvement de matière a été appliqué à un fil de diamètre 0,6 mm, pour lequel l'enlèvement de matière ne s'est pas réparti uniformément sur la longueur du fil et a rendu la mesure de déplacement radial chaotique, puisque l'épaisseur du fil n'était plus du tout constante le long du fil.

Sans oublier qu'il est impossible de garantir un parfait alignement du fil avec la tête de polissage, comme l'illustre la Figure 3-27. Il est donc nécessaire de s'assurer lors de la mesure de la profondeur de matière retirée qu'elle est bien constante (ou ne s'écarte pas trop de sa valeur moyenne) sur toute la longueur du fil.

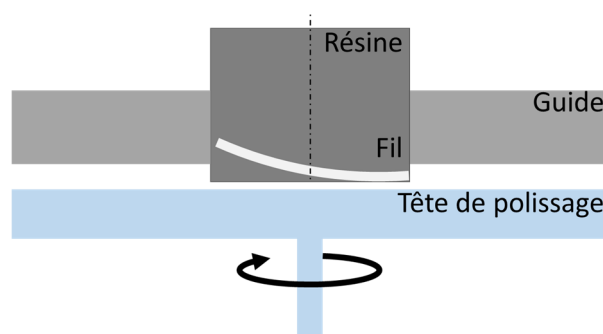


Figure 3-27 : Le désalignement du fil dans son enrobage.

Dans le cadre du fil de 0,8 mm qui a été soustrait d'une couche de 0,17 mm, cette vérification de la constance de l'épaisseur retirée sur toute la longueur du fil a été faite avec satisfaction : sa variation était en effet inférieure à 1%.

3.2.4. Les contraintes résiduelles lors du polissage mécanique

Enfin, le dernier biais potentiel introduit par le protocole d'enlèvement de matière d'un fil tréfilé réside dans la procédure d'enlèvement de matière elle-même. En effet, il a été décidé de retirer la couche de matière du fil tréfilé grâce à un polissage mécanique simple. Cela aurait pu être réalisé par polissage vibrant ou par polissage électrolytique, mais ces méthodes d'enlèvement de matière auraient nécessité un équipement peu présent chez les fabricants de ressorts. Alors qu'à l'inverse, étant donné que les fabricants de ressorts procèdent très souvent à des essais de duretés sur leurs fils, ils sont amenés à être équipés de polisseuses mécaniques. Le protocole expérimental sera aussi mené avec un polissage vibrant dans de prochains travaux, afin de mesurer précisément l'influence du polissage mécanique sur le fil poli.

Toutefois, le polissage mécanique, plus que les polissages vibratoires et électrolytiques, est susceptible de créer des contraintes résiduelles de compression sur la surface polie [142]. Cet ajout de contraintes résiduelles est illustré sur la Figure 3-28, et s'explique par l'interaction des particules abrasives contre la surface polie qui transmettent une charge normale et génèrent des trous et des micro-rayures dans le matériau. En résultent des déformations élastoplastiques sur la surface polie, qui modifient la densité de dislocation sur une certaine épaisseur du matériau et créent un état de contraintes résiduelles de compression sur cette épaisseur [143].

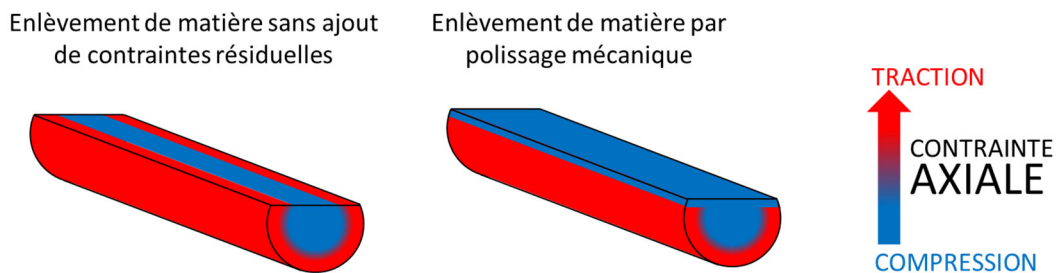


Figure 3-28 : La création d'une couche comprimée sur un fil tréfilé, causée par le polissage mécanique. Il est à noter que le profil des contraintes résiduelles qui est modélisé sur ce schéma est le profil de contraintes résiduelles avant le rééquilibrage macroscopique des contraintes résiduelles après enlèvement d'une couche de matière. C'est donc un profil de contraintes résiduelles purement virtuel.

Le problème de cette création d'une couche comprimée dans le fil tréfilé et dans l'optique de mesurer l'état initial des contraintes résiduelles est évident : la couche comprimée modifie nécessairement le nouvel équilibre macroscopique du fil après polissage mécanique, empêchant d'associer directement la déformation du fil au profil initial des contraintes résiduelles. De plus, cette couche de contraintes résiduelles de compression accentue la déformation du fil après enlèvement de matière, car elle augmente les efforts de stabilisation de la surface polie qui viendra s'étirer d'autant plus et donc courber d'autant plus le fil.

Au même titre que pour le biais engendré par la courbure du fil et son polissage plat, il n'y a ici que deux solutions. Soit l'épaisseur de la couche affectée par les contraintes résiduelles de compression générée par le polissage mécanique et l'amplitude de celles-ci sont suffisamment modestes pour que leur effet sur la déformation du fil puisse être considéré comme négligeable en première approximation, soit elles s'avèrent trop conséquentes (en profondeur ou en intensité) pour que l'effet du polissage soit acceptable.

En Annexe 5, la description du protocole expérimental que nous avons mis en place pour statuer sur notre hypothèse initiale est décrit. Il n'a abouti à aucun résultat convaincant. Mais un complément d'étude bibliographique a fini par nous permettre de nous positionner : un travail antérieur et très précis [144] a été mené sur l'impact de différentes méthodes d'enlèvement de matière sur les contraintes résiduelles de surface d'un acier austénitique AISI 316L (relativement proche de l'acier AISI 302 étudié ici). Parmi ces méthodes, on retrouve le polissage mécanique, le polissage vibrant et le polissage électrolytique. Alors que l'objectif initial était de trouver une méthode de polissage peu invasive, la lecture de ce travail a finalement permis de constater que les contraintes résiduelles intégrées par le polissage mécanique dans le matériau peuvent être considérées comme négligeables selon certaines conditions.

La Figure 3-29 montre des résultats très rassurants : le polissage mécanique, sur 6 points de mesure, crée moins de 100 MPa (voire moins de 50 MPa) de contraintes résiduelles de compression à la surface du matériau. Or comme cela a été vu plus haut et comme cela sera confirmé plus loin, il y a de fortes raisons de croire que le profil des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés est composé de valeurs largement supérieures à 100 MPa (selon la simulation numérique la plus crédible décrite précédemment, la peau peut être sollicitée à des valeurs de contraintes résiduelles de traction supérieures à 700 MPa). Quant à la profondeur de la zone affectée par le polissage mécanique, aucun résultat n'a été trouvé dans la littérature scientifique qui concernait les aciers austénitiques.

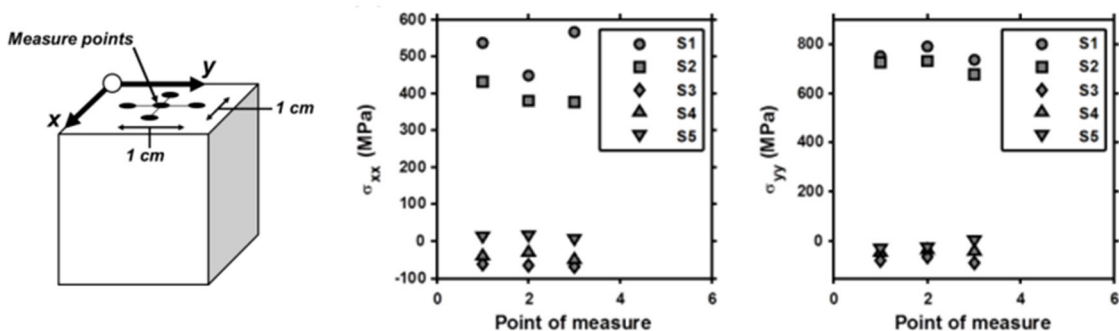


Figure 3-29 : Les contraintes axiales mesurées après diverses méthodes d'enlèvement de matière sur un cube d'acier AISI 316L [144]. En détails : les points S1 correspondent à un enlèvement de matière par usinage, les points S2 à un usinage suivi d'un polissage mécanique, les points S3 à un polissage mécanique seul, les points S4 à un polissage électrolytique et les points S5 à un polissage vibratoire.

Dans le cadre de la conception d'une méthode de caractérisation des contraintes résiduelles des fils tréfilés, il est préférable de commencer par des hypothèses simplificatrices. Avant de s'attacher à complexifier les données du problème en ajoutant une couche de contraintes de compression au fil tréfilé et poli, il apparaît pertinent de considérer que les contraintes résiduelles de compression peuvent être négligées en première approximation. Elles sont en effet faibles face aux contraintes résiduelles attendues dans le profil du fil tréfilé, ce qui permet de ne pas entacher la fiabilité de la méthode d'estimation des contraintes résiduelles par enlèvement de matière qui est proposée ici.

Mais il est important de se rappeler que cette approximation ajoutée aux autres biais potentiels présentés plus haut peut avoir une influence sur les résultats présentés dans la suite de ce Chapitre. Il sera donc nécessaire d'affiner cette méthode afin d'augmenter la fiabilité de son estimation en conservant la simplicité de son protocole.

Il est à ce stade acceptable d'affirmer que le déplacement radial du fil tréfilé observé après le retrait d'une couche de matière est majoritairement imputable à la présence d'un profil de contraintes résiduelles en son sein. C'est donc à partir de cette affirmation que la suite de ce Chapitre est bâtie, afin de convertir cette observation de la déformée du fil après enlèvement de matière en une estimation du profil initial des contraintes résiduelles qui aurait provoqué cette même déformée.

3.3. L'estimation du profil des contraintes résiduelles

Après avoir observé que la méthode par enlèvement de matière qui a été proposée plus haut était performante pour indiquer la présence de contraintes résiduelles dans un fil tréfilé, il a été décidé d'explorer sa capacité à estimer quantitativement le profil des contraintes résiduelles. En effet, si cette méthode simple à intégrer dans un processus industriel permet d'estimer avec fiabilité le profil des contraintes résiduelles, elle a toutes les chances de répondre à un très grand besoin pour les fabricants de ressorts. La première étape a alors été de chercher dans la littérature s'il existait des méthodes analogues, et de les exploiter afin d'avoir une première idée du résultat auquel il est permis de s'attendre.

3.3.1. Un modèle analogue d'estimation des contraintes résiduelles par enlèvement de matière

Parmi les méthodes de caractérisation du profil des contraintes résiduelles par enlèvement de matière, un modèle analogue à celui qui est proposé dans ce Chapitre a été détecté et présenté dans le Chapitre 1. S'il ne traite pas de fils tréfilés mais de lentilles en verre [108], il est néanmoins très inspirant pour la suite de ce travail car il suit une méthode extrêmement inspirante. Il consiste, au même titre que dans le travail présenté ici, à mesurer le déplacement radial de l'échantillon étudié après le retrait d'une couche de matière sur sa partie supérieure.

C'est dans le traitement de ce déplacement radial qu'il est pertinent, car ce modèle permet aux auteurs de cette étude de prévoir de manière très fiable et pourtant très simple le profil des contraintes résiduelles des échantillons qu'ils ont testés. Pour y parvenir, ils ont eu l'idée de conjecturer la forme du profil des contraintes résiduelles présentes dans la section de leurs échantillons. Dans leur cas, ils ont posé que les contraintes résiduelles suivaient une forme polynomiale symétrique : le cœur de leurs échantillons est sollicité par des contraintes résiduelles de traction quand les peaux supérieures et inférieures sont sollicitées par des contraintes résiduelles de compression (voir Figure 3-30).

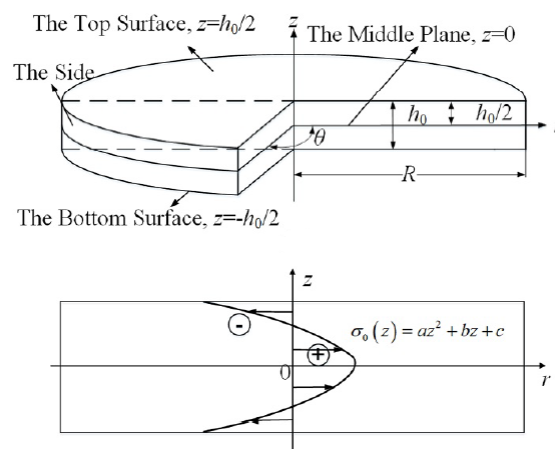


Figure 3-30 : Le profil des contraintes résiduelles dans leur objet d'étude.

Les auteurs de cette étude ont alors estimé que le profil des contraintes résiduelles de leurs lentilles avant enlèvement de matière suivait la fonction suivante comme cela a été vu dans la section 7.3.2 du Chapitre 1 :

$$\sigma_0(z) = -\frac{1}{3}a \left[\left(\frac{h_0}{2} \right)^2 - 3z^2 \right] \quad (3-2)$$

Afin de s'assurer de la pertinence d'une telle méthode, ce modèle a été testé à partir des résultats obtenus sur l'un des fils étudiés plus haut. Comme ce modèle n'est pas destiné aux fils mais qu'il s'applique aux formes prismatiques, il a été décidé de faire une approximation forte : le fil de 0,8 mm de diamètre étudié plus haut peut être assimilé à une plaque de profondeur infinie et de hauteur 0,8 mm. C'est une hypothèse largement simplificatrice mais elle a le mérite de tester rapidement et sans modification le modèle présenté au-dessus.

Sur la Figure 3-21b), on peut voir le déplacement radial obtenu après le retrait de 0,17 mm de matière selon cette méthode. En suivant le modèle présenté, il est possible d'établir que la hauteur h_0 est égale à 0,8 mm, la hauteur h^* est égale à 0,63 mm (voir la section 7.3.2 du Chapitre 1). En lisant la Figure 3-21b), il est de plus possible de lire un déplacement radial de 78 μm à 5 mm du milieu du fil. Pour l'exercice, il a été décidé d'opter pour un module d'élasticité de 180 GPa et un coefficient de Poisson de 0,28. À partir de ces valeurs, un profil des contraintes résiduelles dans le fil assimilé à une plaque de 0,8 mm de hauteur peut être tracé :

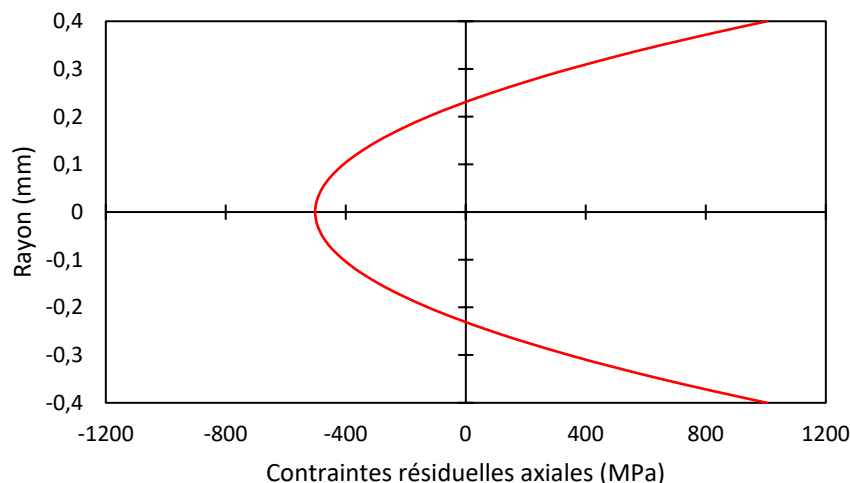


Figure 3-31 : Le profil initial des contraintes résiduelles estimé par la méthode présentée dans cette partie.

Cette estimation des contraintes résiduelles, malgré une hypothèse simplificatrice évidente, est assez crédible : en effet, elle montre un profil de contraintes résiduelles typiques des fils tréfilés (peau tendue, cœur comprimé) ainsi qu'une amplitude des contraintes résiduelles proche de ce à quoi on pourrait s'attendre (-500 MPa à cœur et 1000 MPa sur la peau). Ces valeurs sont effectivement différentes de celles présentées précédemment après simulation numérique (-523 MPa à cœur et 737 MPa sur la peau) mais cet écart s'explique par un déplacement radial plus de 2 fois supérieur.

Pour s'assurer encore plus de la pertinence de ce modèle, il a aussi été confronté aux résultats des simulations numériques. En effet, la Figure 3-21b) montre que les simulations numériques prévoient un déplacement radial de 32 μm à 5 mm du milieu du fil. Il est donc possible

d'utiliser le modèle présenté au-dessus : il estime que la peau est tendue à 341 MPa et le cœur comprimé à -170 MPa. Les valeurs estimées sont donc différentes de celles obtenues par la simulation numérique mais elles ne sont pas aberrantes compte tenu de l'approximation forte de la géométrie du fil.

L'exploitation de cette méthode montre donc qu'une formalisation analytique de l'essai de caractérisation des contraintes résiduelles par enlèvement de matière des fils tréfilés peut aboutir à une estimation quantitative crédible. Il reste néanmoins à s'appuyer sur des hypothèses moins fortes que celles de l'application littérale du modèle étudié dans cette partie.

3.3.2. La formalisation analytique

Le principe de fonctionnement du modèle analytique présenté précédemment consiste, comme cela a été vu, à associer le comportement de l'échantillon testé à un moment de flexion équivalent, généré par le profil des contraintes résiduelles après enlèvement de matière. Ce principe de fonctionnement peut parfaitement être appliqué aux fils tréfilés, à condition d'adaptations importantes.

La grande différence entre les fils tréfilés et les plaques de profondeur infinie (ou les disques) est que les contraintes résiduelles suivent un profil radial et non pas seulement dans le sens de la hauteur. Ce qui implique, comme l'illustre la Figure 3-32, que lorsqu'une couche de fil est retirée, la surface libre est elle aussi sollicitée par un profil de contraintes résiduelles.

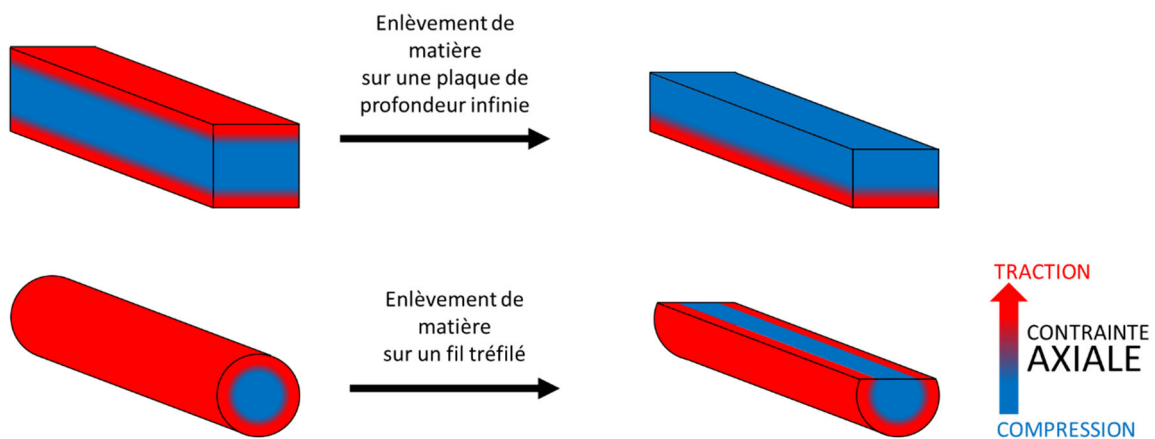


Figure 3-32 : Le profil des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés et sa distribution radiale rend l'enlèvement de matière plus complexe. La même remarque est à faire que pour la Figure 3-28 sur le profil des contraintes résiduelles avant rééquilibrage macroscopique.

La complexité de la géométrie filaire réside donc dans la variation du profil des contraintes résiduelles d'une section longitudinale à une autre. La Figure 3-33 permet de percevoir l'influence de cette évolution du profil des contraintes résiduelles : elle se concentre sur deux sections longitudinales particulières d'un fil tréfilé, toutes les deux étant perpendiculaires à la surface créée par l'enlèvement de matière, mais la première passant par le centre du fil et la deuxième étant proche de la peau du fil. Si ces deux sections particulières ont été choisies, c'est parce que la section 1 montre un profil de contraintes résiduelles où la coordonnée y se confond avec la position radiale dans le fil (donc $y = r$), quand la section 2 ne satisfait pas du tout cette égalité.

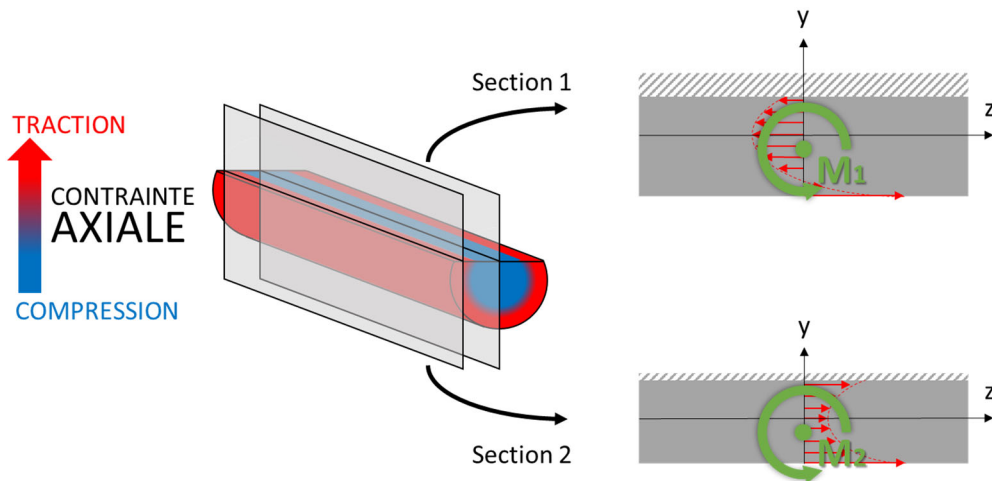


Figure 3-33 : Les contraintes résiduelles d'un fil tréfilé après enlèvement de matière, sur deux sections particulières.

Or comme le profil des contraintes résiduelles est distribué radialement dans le fil tréfilé, le profil des contraintes résiduelles diffère entre la section 1 et la section 2 : leurs formes sont différentes et l'amplitude des contraintes varie. Si bien que l'on peut voir un profil des contraintes résiduelles composé de contraintes de traction et de compression dans la section 1 quand celui de la section 2 est purement composé de contraintes résiduelles de traction.

De plus, la Figure 3-33 montre que le profil des contraintes résiduelles des 2 sections génère un moment de flexion différent. Nous pourrions par ailleurs noter que le centre de gravité autour duquel le moment de flexion est généré s'est déplacé vers le bas, à cause de la nouvelle géométrie du fil après enlèvement de matière.

Dès lors, il apparaît évident qu'il n'est plus possible de se concentrer sur une seule section longitudinale dans le sens du fil, il faut intégrer le comportement de toute la section latérale du fil. Calculer un moment de flexion à partir de la déformée du fil exige donc de connaître le moment quadratique du fil après enlèvement de matière ainsi que le nouveau centre de gravité, puisque le retrait d'une couche de fil modifie ces deux paramètres et que le calcul du moment de flexion s'appuie sur ces deux paramètres.

En Annexe 6, le calcul du moment quadratique du fil après enlèvement de matière a été détaillé. Pour le fil étudié jusqu'ici (diamètre 0,8 mm, retrait de 0,17 mm de matière) il est calculé à $I_x = 0,01167 \text{ mm}^4$.

Quant au calcul du moment de flexion associé à l'enlèvement de matière, il suit plusieurs étapes. La première consiste à remarquer que la courbure du fil après enlèvement de matière est constante dans toute la longueur du fil.

Pour s'en apercevoir plus précisément, il suffit de tracer un cercle passant par trois points du déplacement radial du fil après enlèvement de matière : un point au milieu, et deux points repartis symétriquement autour de ce point médian (positionnés à 2% et à 98% du point le plus à gauche). Ce qu'on remarque alors, c'est que le déplacement radial du fil après le retrait de matière est extrêmement proche du cercle tracé à partir des trois points (voir Figure 38), dont le rayon est de 163 mm, et le centre est positionné aux coordonnées $x = 1,94 \cdot 10^{-2} \text{ mm}$ et $y = -0,163 \text{ mm}$.

Mieux encore, en déplaçant les trois points à partir desquels la mesure de courbure est faite, on observe une variation très faible du rayon du cercle, et donc du rayon de courbure : 5 mesures du rayon du cercle passant par cinq lots de 3 points du déplacement radial après enlèvement de matière, et ces cinq mesures de rayon s'échelonnent entre 162,85 mm et 163,877 mm, soit une variation de seulement 0,6 %.

À l'erreur de mesure près, il est donc possible de s'accorder que la déformée du fil après enlèvement de matière respecte une courbure constante sur toute sa longueur. La courbure, qui s'écrit selon l'équation (3-3), est donc considérée comme constante [145].

$$\kappa = \frac{\frac{d^2y}{dx^2}}{\left[1 + \left(\frac{dy}{dx}\right)^2\right]^{3/2}} \quad (3-3)$$

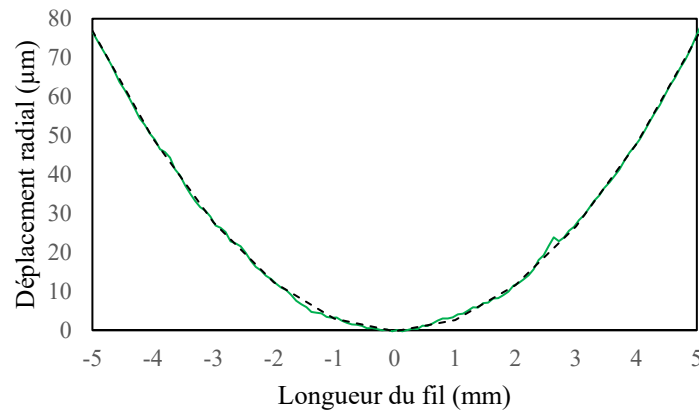


Figure 3-34 : En vert, le déplacement radial d'un fil de 0,8 mm dont on a retiré 0,17 mm de matière et en pointillés noirs, un cercle passant par 3 points du déplacement radial vert.

Étant donné que dans les essais qui ont été menés, l'évolution du déplacement radial est très faible le long du fil, il est possible de considérer que :

$$\left[1 + \left(\frac{dy}{dx}\right)^2\right]^{3/2} \sim 1 \quad (3-4)$$

La courbure peut alors s'écrire :

$$\kappa = \frac{d^2y}{dx^2} = cte \quad (3-5)$$

Si cette remarque est faite, c'est car on retrouve la formule (3-5) dans la formule donnant la relation entre le moment de flexion et la flèche lors d'un essai de flexion pour un matériau élastique, homogène et isotrope :

$$M_f = EI \frac{d^2y}{dx^2} \quad (3-6)$$

Avec :

M_f : Le moment de flexion (en Nmm) ;

E : Le module d'élasticité (en MPa) ;

I : Le moment quadratique (en mm^4) ;

y : La flèche (en mm) ;

x : La coordonnée selon l'axe longitudinal de l'éprouvette testée (en mm).

Dès lors, s'il a bien été observé que la courbure du fil après enlèvement de matière est bien constante, il est permis de considérer que le moment de flexion qui a généré le déplacement radial du fil est lui aussi constant. Il satisfait en effet l'équation (3-7), obtenue à partir de l'équation (3-5) et l'équation (3-6) :

$$M_f = EI \frac{d^2y}{dx^2} = cte \quad (3-7)$$

Le moment de flexion étant considéré comme constant sur toute la portion du fil qui a été étudiée, il est alors possible de considérer que sur la portion du fil qui a été étudiée l'enlèvement de matière a généré un état de contrainte de flexion pure.

Dès lors, pour calculer le moment à la source du déplacement radial du fil après enlèvement de matière, il suffit de le calculer en un seul point du fil. La suite consiste à appliquer l'équation (3-7) au fil tréfilé qui nous intéresse ici en ayant au préalable calculé le moment quadratique I_x . Le moment qui a généré la flexion peut alors être estimé en intégrant l'équation précédente après avoir isolé la courbure :

$$\frac{d^2y}{dx^2} = \frac{M_f}{EI_{x'}} \quad (3-8)$$

Donc :

$$\frac{dy}{dx} = \frac{M_f}{EI_{x'}} x + C_1 \quad (3-9)$$

$$y(x) = \frac{1}{2} \frac{M_f}{EI_{x'}} x^2 + C_1 x + C_2 \quad (3-10)$$

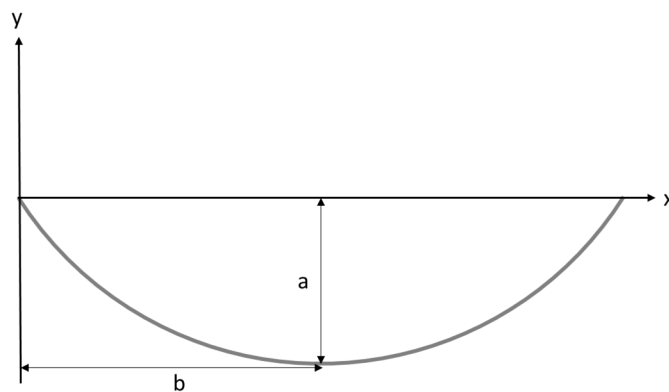


Figure 3-35 : La flèche du fil après enlèvement de matière.

Pour calculer le moment de flexion qui a généré la déformation du fil, il convient de calculer la valeur des deux constantes d'intégration C_1 et C_2 . Si l'on se place dans une situation de flexion pure qui satisfait la courbure constante qui a été soulignée précédemment, alors la constante d'intégration C_2 est nulle, puisque la flèche à $x = 0$ est nulle :

$$y(0) = 0 = C_2 \quad (3-11)$$

Quant à la constante d'intégration C_1 , elle se calcule en constatant que le déplacement radial du fil après enlèvement de matière est symétrique de part et d'autre de son point médian. La dérivée de la flèche est donc nulle à cet endroit, décrit à la Figure 3-35 par l'abscisse $x = b$:

$$y'(b) = 0 = \frac{M_f}{EI_{x'}} b + C_1 \quad (3-12)$$

Donc :

$$C_1 = -\frac{M_f}{EI_{x'}} b \quad (3-13)$$

Si bien que l'équation (3-14) qui décrit le déplacement radial du fil après enlèvement de matière peut maintenant s'écrire :

$$y(x) = \frac{1}{2} \frac{M_f}{EI_{x'}} x^2 - \frac{M_f}{EI_{x'}} bx \quad (3-14)$$

Pour le fil qui a motivé ce travail et qui a subi un déplacement radial de $78 \mu\text{m}$ à 5 mm du milieu du fil après le retrait d'une couche de matière de $0,17 \text{ mm}$, l'équation (3-14) peut donc s'écrire :

$$-a = \frac{1}{2} \frac{M_f}{EI_{x'}} b^2 - \frac{M_f}{EI_{x'}} b^2 \quad (3-15)$$

Donc :

$$a = \frac{1}{2} \frac{M_f}{EI_{x'}} b^2 \quad (3-16)$$

Dès lors, étant donné que les valeurs a et b sont connues ($a = 78 \mu\text{m}$ et $b = 5 \text{ mm}$), ainsi que les valeurs $I_{x'}$ et E ($I_{x'} = 0,01167 \text{ mm}^4$ et $E = 185 \text{ GPa}$), le moment de flexion ayant généré la déformation peut alors être calculé à $13,47 \text{ Nmm}$ en suivant l'équation (3-17) :

$$M_{f_eq} = \frac{a}{b^2} 2EI_{x'} = 13,47 \text{ Nmm} \quad (3-17)$$

Avec :

M_{f_eq} : Le moment de flexion, qui génère la déformation du fil après enlèvement de matière (en Nmm);

a : Le déplacement radial (en mm);

b : La distance entre le point médian du fil et le point de mesure du déplacement radial (en mm).

Ainsi, l'enlèvement d'une couche de matière à un fil tréfilé génère une courbure du fil dont la mesure permet de calculer un moment de flexion qui a généré cette déformation. Il ne reste qu'à trouver le profil initial des contraintes résiduelles sur le fil tréfilé dont le retrait d'une couche de matière générerait un moment de flexion égal à $13,47 \text{ Nmm}$. Dans cette optique, il s'agit de trouver l'équation des contraintes résiduelles axiales initiales $\sigma_0(r)$ qui satisfait la condition suivante (où la surface d'intégration est la surface de la section après enlèvement d'une couche de matière) :

$$\int y' \sigma_0(r) dS = 13,47 \text{ Nmm} \quad (3-18)$$

Avec :

y' : La coordonnée selon l'axe vertical et par rapport au nouveau centre de gravité, pour chaque point de la section après enlèvement de matière (en mm) ;

$\sigma_0(r)$: La contrainte résiduelle axiale initiale dans le fil tréfilé, en fonction du rayon.

Or parvenir à identifier l'équation des contraintes résiduelles revient à constater qu'en réalité, l'enjeu ne repose que sur l'identification de deux paramètres : la forme de l'équation des contraintes résiduelles qui décrit leur profil initial dans le fil tréfilé, ainsi que l'intensité de ces contraintes résiduelles. Cette remarque pose alors une difficulté. Si l'intensité des contraintes résiduelles peut se calculer mathématiquement en résolvant l'équation (3-18), la forme de l'équation qui décrit les contraintes résiduelles doit quant à elle reposer sur une hypothèse initiale.

3.3.3. La forme du profil des contraintes résiduelles des fils tréfilés

Puisque l'hypothèse de la forme du profil des contraintes résiduelles d'un fil tréfilé doit être fixée, la fiabilité de la méthode d'estimation des contraintes résiduelles proposée dans ce Chapitre dépend beaucoup de la pertinence de cette hypothèse. Afin de la rendre aussi rigoureuse que possible, il a été décidé de procéder au croisement de deux observations de profils de contraintes résiduelles crédibles de fils tréfilés pour en extraire une loi mathématique.

La forme du profil des contraintes résiduelles selon les simulations numériques

La première observation d'un profil de contraintes résiduelles vient des simulations numériques de tréfilage qui ont été décrites dans la section 2.3.1 de ce chapitre. Pour les raisons qui sont évoquées dans cette même partie, il est permis de croire que la forme du profil des contraintes résiduelles observée après la simulation de déformation plastique est proche de celle qui est effectivement présente dans le fil tréfilé étudié ici. La Figure 3-9 présente donc le résultat obtenu par ces simulations numériques, et est reprise ci-dessous.

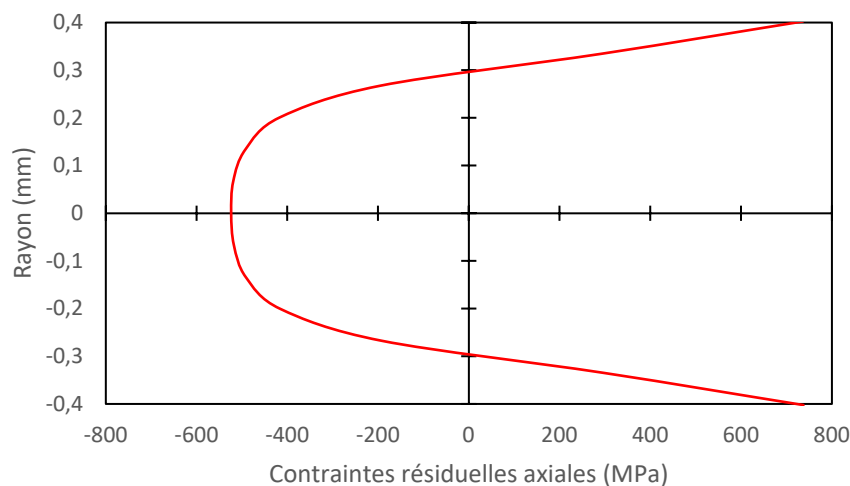


Figure 3-9 : : Le profil des contraintes résiduelles obtenu par simulations numériques sur un fil tréfilé.

Ce profil est évocateur à plusieurs titres. D'abord, il montre que la portion du fil soumise à des contraintes résiduelles de traction est limitée à seulement un quart du rayon. Le reste de la section est quant à elle sollicitée par des contraintes résiduelles de compression.

Ensuite, il est intéressant de noter que le profil suit une variation très brusque des contraintes résiduelles depuis la peau vers le cœur du fil, jusqu'à atteindre un plateau dont la tangente est nulle au centre du fil, ce qui satisfait parfaitement la condition de continuité des contraintes résiduelles dans la section du fil.

Ainsi, l'estimation du profil des contraintes résiduelles par la méthode qui est proposée dans ce Chapitre doit respecter les caractéristiques suivantes : la portion tendue est plus courte que la portion comprimée, la transition entre les deux portions se fait avec une pente sévère et la tangente de la courbe modélisant le profil des contraintes résiduelles est nulle au centre du fil.

Les essais de dureté

Pour augmenter la fiabilité de notre analyse, nous avons décidé de tester une autre méthode de mise en évidence du profil de contraintes résiduelles d'un fil tréfilé. Des essais de microdureté ont été menés sur la section de 7 portions du fil tréfilé étudié dans ce Chapitre, puisque des travaux antérieurs ont prouvé qu'il était possible de tracer une relation linéaire entre la dureté et les contraintes résiduelles des aciers austénitiques [67]. Selon ces travaux, plus la dureté est élevée, plus cela témoigne de la présence de contraintes résiduelles de compression élevées.

À ce stade, l'objectif n'est pas d'estimer le profil des contraintes résiduelles précisément à partir des mesures de microdureté sur la section des 7 fils étudiés, mais d'observer si une forme se dégage de ces mesures, confirmant ou infirmant la forme du profil des contraintes résiduelles vu après simulations numériques. Des tests de microdureté HV0,3 ont donc été menés, dont les résultats sont présentés sur la Figure 3-36.

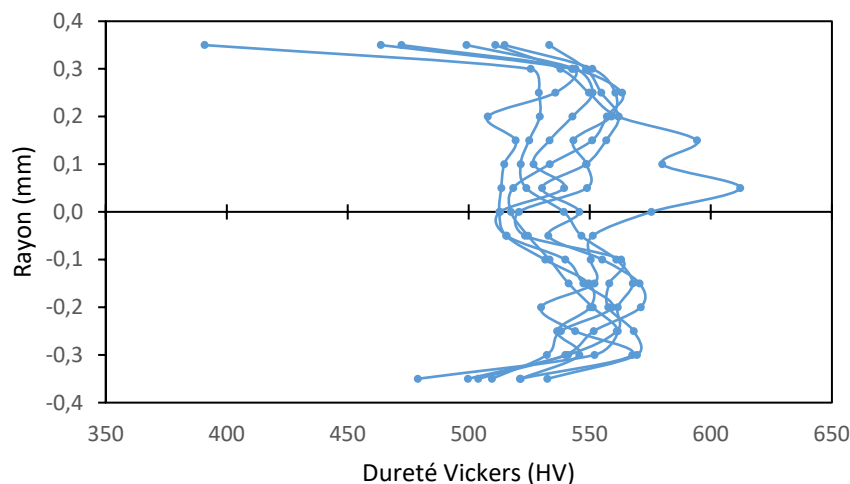


Figure 3-36 : Les résultats des tests de micro-indentations HV0,3 sur les sections de sept portions de fils tréfilés.

Si l'hypothèse d'une linéarité parfaite entre les contraintes résiduelles et la dureté est jugée comme acceptable, alors la lecture des résultats des sept essais de micro-dureté montre que la réalité du profil des contraintes résiduelles des fils tréfilés est beaucoup plus complexe que ce que les simulations numériques laissent paraître.

Un tel constat n'est pas surprenant, mais la variabilité des mesures de dureté dans le cœur des sept sections est marquante : un des fils testés voit sa dureté passer de 551 HV à 612 HV en l'espace de 0,1 mm, soit un saut de 11%. Et ce même fil montre un profil de dureté qui ne satisfait nullement la tangente nulle au centre de la section qui est attendue après la lecture du profil des contraintes résiduelles simulé numériquement.

Pour autant, et malgré l'apparente dispersion des courbes de dureté, une tendance se retrouve sur toutes ces courbes : les zones les plus éloignées du centre du fil semblent afficher une dureté plus faible, témoignant de contraintes résiduelles de compression moins présentes (ou de la présence de contraintes résiduelles de traction).

Pour observer plus clairement cette tendance, une courbe moyenne a été tracée à partir des 7 courbes de la Figure 3-36. Sa lecture confirme bien la tendance observée après simulation numérique : le profil des contraintes résiduelles s'inverse brusquement au-delà d'un certain diamètre, tandis qu'il est plus ou moins stable dans le cœur de la section (voir Figure 3-37).

Ainsi, malgré le constat que la réalité du profil des contraintes résiduelles dans un fil tréfilé n'est pas aussi simple que ce que nous pourrions penser, les essais de dureté semblent confirmer les conclusions suggérées par les simulations numériques. Il est donc crédible de penser que si une fonction mathématique doit modéliser le profil des contraintes résiduelles des fils tréfilés, elle doit satisfaire les trois caractéristiques suivantes : une tangente nulle en zéro et un changement de signe brutal proche de la borne supérieure de l'intervalle $[-R ; R]$ sur lequel elle s'exprime.

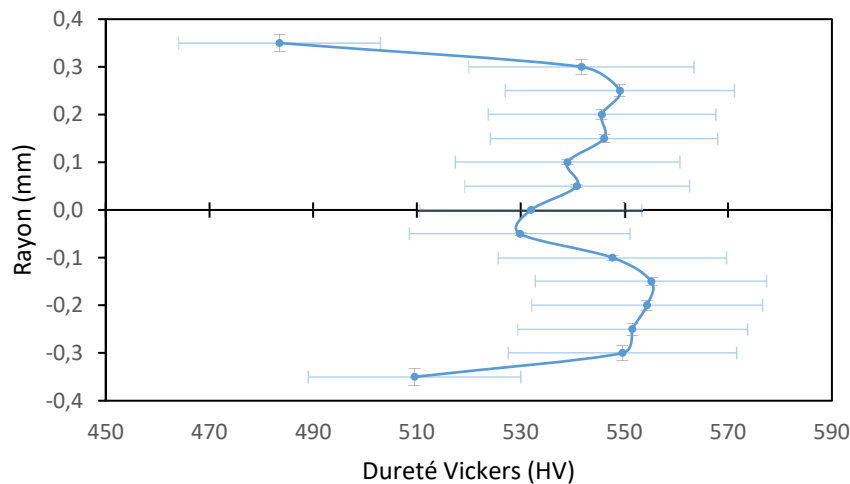


Figure 3-37 : La moyenne des courbes de micro-indentations HV0,3 des 7 sections d'un fil tréfilé, avec une précision de l'ordre de 8% [117].

La formalisation des contraintes résiduelles en une fonction mathématique

Afin de répondre à ces deux exigences tout en trouvant une fonction mathématique capable de reproduire la **Erreur ! Source du renvoi introuvable.** des contraintes résiduelles obtenues par simulation numérique, de nombreuses fonctions ont été explorées. La sécante hyperbolique et la fonction polynomiale ont par exemple été étudiées mais elles n'offrent pas le plateau espéré dans le centre de la section, quand la fonction sigmoïde était trop complexe à manipuler.

Puis une fonction cosinus a été exploitée. Et après plusieurs adaptations de sa formulation, une formalisation mathématique des contraintes résiduelles dans un fil tréfilé s'est avérée proche du profil recherché :

$$\sigma_0(r) = A \left[-\cos \left(\pi \left(\frac{|r|}{R} \right)^n \right) + D \right] \quad (3-19)$$

Avec :

A, n et D : Des constantes à identifier ;

R : Le rayon du fil (en mm) ;

r : La position radiale dans le fil qui se trouve dans l'intervalle $[-R ; R]$ (en mm).

La Figure 3-38 montre le profil des contraintes résiduelles définies par l'équation (3-19). Son observation montre que ce profil répond effectivement aux exigences attendues : il affiche bien un plateau des contraintes résiduelles de compression à cœur qui commence par une tangente nulle et son signe change brusquement proche de la peau du fil.

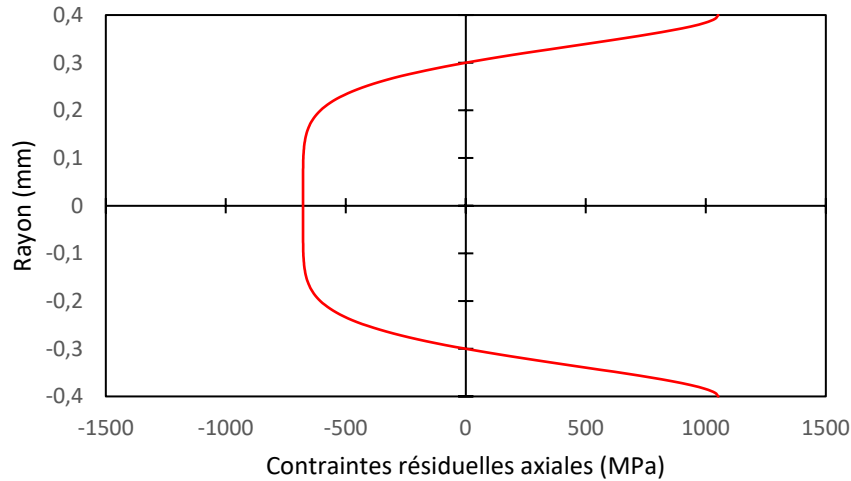


Figure 3-38 : Le profil des contraintes résiduelles obtenu par l'équation (3-19), avec $A = 500$, $n = 2,93$ et $D = 0,216$.

Néanmoins, pour que cette fonction décrive rigoureusement le profil initial des contraintes elle doit satisfaire un impératif : son intégrale sur la section du fil doit être nulle. En effet, si elle n'est pas nulle, cela signifie que les contraintes résiduelles dans la section génèrent un déséquilibre macroscopique et obligent le fil à se déformer. Or les contraintes résiduelles qui le sollicitent sur toute sa section doivent s'annuler (la surface d'intégration étant la surface de la section après enlèvement d'une couche de matière) :

$$\iint \sigma_0(r) dS = 0 \quad (3-20)$$

Donc :

$$\int_0^R \int_0^{2\pi} r \sigma_0(r) dr d\theta = 0 \quad (3-21)$$

$$\int_0^R \int_0^{2\pi} rA \left[-\cos\left(\pi\left(\frac{|r|}{R}\right)^n\right) + D \right] dr d\theta = 0 \quad (3-22)$$

Si l'on distribue les intégrales :

$$\int_0^{2\pi} d\theta \int_0^R rA \left[-\cos\left(\pi\left(\frac{|r|}{R}\right)^n\right) + D \right] dr = 0 \quad (3-23)$$

Il ne reste alors qu'à calculer l'intégrale selon $d\theta$, et à décomposer l'intégrale selon dr en la soustraction de deux intégrales :

$$[\theta]_0^{2\pi} A \left(\int_0^R r D dr - \int_0^R r \cos \left(\pi \left(\frac{|r|}{R} \right)^n \right) dr \right) = 0 \quad (3-24)$$

$$2\pi A \left(\left[\frac{Dr^2}{2} \right]_0^R - \int_0^R r \cos \left(\pi \left(\frac{|r|}{R} \right)^n \right) dr \right) = 0 \quad (3-25)$$

$$\frac{DR^2}{2} - \int_0^R r \cos \left(\pi \left(\frac{|r|}{R} \right)^n \right) dr = 0 \quad (3-26)$$

Ce qui nous amène à l'égalité suivante :

$$\int_0^R r \cos \left(\pi \left(\frac{|r|}{R} \right)^n \right) dr = \frac{DR^2}{2} \quad (3-27)$$

Où l'on peut voir que pour que la fonction $\sigma_0(r)$ satisfasse l'impératif d'une intégrale nulle sur toute la section du fil, la valeur de la constante A n'a aucune influence mais les constantes n et D sont liées. Or comme l'intégrale est incalculable analytiquement, il faut la calculer numériquement, ce qui demande de poser l'une de ces deux constantes pour trouver la deuxième afin de garantir une neutralisation des contraintes résiduelles sur toute la section du fil.

Pour poser l'une des deux constantes (n ou D), il faut poser une nouvelle hypothèse. Dans la perspective d'un futur travail, il est imaginable de ne pas en passer par cette hypothèse et d'ajouter une deuxième équation à cette égalité afin d'obtenir un système à deux équations et à deux inconnues.

À ce stade, la seule hypothèse qu'il semble acceptable de poser arbitrairement est celle de l'épaisseur de la peau sollicitée par des contraintes résiduelles de traction. En effet, les Figures 42 et 44 semblent s'accorder sur un changement brutal du signe du profil contraintes résiduelles aux alentours d'un rayon égal à 0,3 mm. Il apparaît donc crédible de poser l'hypothèse que l'épaisseur de la couche en tension est égale à 0,1 mm, en première approximation.

Il reste donc à traduire cette hypothèse d'épaisseur de couche en tension en une expression contenant les constantes n et D , ce qui permettra de résoudre l'équation (3-27) par la résolution d'un système de deux équations à deux variables. Dans cette optique, il suffit d'exprimer $\sigma_0(r)$ en fonction de R_0 , R_0 étant le rayon de changement de signe de la fonction de contraintes résiduelles :

$$\sigma_0(R_0) = 0 \quad (3-28)$$

Donc :

$$A \left[-\cos \left(\pi \left(\frac{|R_0|}{R} \right)^n \right) + D \right] = 0 \quad (3-29)$$

Et par conséquent :

$$\cos\left(\pi\left(\frac{|R_0|}{R}\right)^n\right) = D \quad (3-30)$$

Ainsi, si l'on pose que R_0 est égal à 0,3 mm, il est possible de calculer les constantes n et D en résolvant le système rassemblant l'équation (3-27) et l'équation (3-30). Pour y parvenir, puisque l'intégrale de l'équation (3-27) n'est pas calculable analytiquement, il faut la calculer numériquement. On peut alors poser :

$$f(r) = r \cos\left(\pi\left(\frac{|r|}{R}\right)^n\right) \quad (3-31)$$

Puis calculer numériquement l'intégrale par la méthode des trapèzes :

$$\int_0^R f(r) dr = \frac{R}{N} \left(\frac{f(0) + f(R)}{2} + \sum_{k=1}^{n-1} f\left(k \frac{R}{N}\right) \right) \quad (3-32)$$

Avec :

N : Le nombre d'intervalles égaux entre 0 et R .

Dès lors, en choisissant $N = 50$ et en posant que l'épaisseur de peau en tension est égale à 0,1 mm, calculer les constantes n et D qui satisfont l'intégrale nulle de la fonction des contraintes résiduelles sur la section du fil revient à résoudre le système suivant :

$$\begin{cases} \frac{R}{N} \left(\frac{f(0) + f(R)}{2} + \sum_{k=1}^{n-1} f\left(k \frac{R}{N}\right) \right) - \frac{DR^2}{2} = 0 \\ \cos\left(\pi\left(\frac{|R_0|}{R}\right)^n\right) = D \end{cases} \quad (3-33)$$

Pour le résoudre, il suffit d'utiliser un programme d'optimisation qui trouve la valeur de n (n est donc la variable d'optimisation) minimisant la première équation du système (qui est donc la fonction objectif). Ce qui permet finalement de calculer D . Ce calcul peut se faire grâce à l'outil Solveur sur un tableau Excel. Il aboutit alors aux constantes :

$$\begin{cases} n = 2,93 \\ D = 0,216 \end{cases}$$

Ainsi, la fonction mathématique qui décrit le profil des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés de 0,8 mm de diamètre est la suivante (en posant l'hypothèse d'une épaisseur de peau en tension de 0,1 mm) :

$$\sigma_0(r) = A \left[-\cos\left(\pi\left(\frac{|r|}{0,4}\right)^{2,93}\right) + 0,216 \right] \quad (3-34)$$

Identifier le profil des contraintes résiduelles dans le fil tréfilé qui est étudié depuis le début de ce Chapitre correspond donc à l'identification de la constante A de la formule (3-34).

3.3.4. L'estimation du profil des contraintes résiduelles

À ce stade, il ne reste plus qu'à calculer la valeur de la constante A dans la formule (3-34) pour estimer le profil des contraintes résiduelles du fil qui est étudié dans ce Chapitre. Pour y parvenir, il faut en revenir à la section 3.3.2 qui se terminait sur le calcul du moment de flexion qui avait généré la déformation du fil après enlèvement de matière. Ce moment de flexion était calculé à 13,47 Nmm, ce qui amenait à la conclusion que l'estimation du profil des contraintes

résiduelles $\sigma_0(r)$ avant enlèvement de matière devait satisfaire l'égalité suivante (où la surface d'intégration est la surface de la section après enlèvement d'une couche de matière) :

$$M_{f_eq} = \int y' \sigma_0(r) dS \quad (3-35)$$

Avec :

M_{f_eq} : Le moment de flexion calculé préalablement, qui génère la déformation du fil après enlèvement de matière (en Nmm) – égal à 13,47 Nmm ;

y' : La coordonnée selon l'axe vertical et par rapport au nouveau centre de gravité, pour chaque point de la section après enlèvement de matière (en mm) ;

$\sigma_0(r)$: La contrainte résiduelle axiale initiale dans le fil tréfilé, en fonction du rayon.

Or à ce stade, l'équation $\sigma_0(r)$ est presque entièrement connue, ce qui permet d'enrichir l'équation (3-35) :

$$M_{f_eq} = \int y' A \left[-\cos \left(\pi \left(\frac{|r|}{0,4} \right)^{2,93} \right) + 0,216 \right] dS \quad (3-36)$$

Calculer la valeur de la constante A revient donc à calculer l'intégrale précédente afin qu'elle soit égale à 13,47 Nmm. Mais cette intégrale est incalculable analytiquement, ce qui contraint à nouveau à procéder par analyse numérique. Le problème a donc été posé comme l'équation (3-36) le décrit, et en s'appuyant sur une discrétisation de la section de fil en n_i colonnes et n_j lignes par colonnes, où les points de coordonnées $(x_i ; y_{ij})$ sont situés au centre de l'élément ij . La Figure 3-39 illustre la discrétisation de la section.

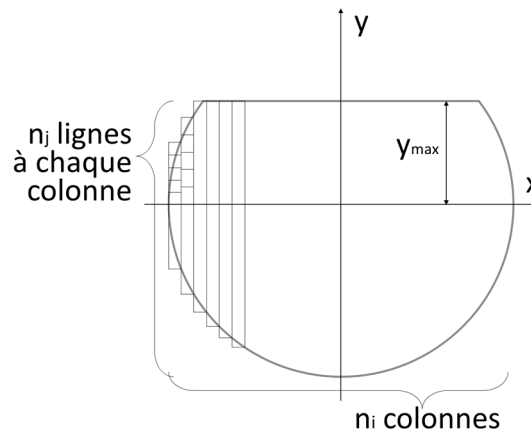


Figure 3-39 : La discrétisation de la section en $n_i \times n_j$ éléments rectangulaires.

$$M_{f_eq} = \frac{D}{n_i \times n_j} \sum_{i=1}^{n_i} h_i \sum_{j=1}^{n_j} \sigma_0(r_{ij}) (y_{ij} - y_G) \quad (3-37)$$

Avec la hauteur h_i de chaque colonne :

$$h_i = \min \left\{ y_{max}, \sqrt{R^2 - x_i^2} \right\} + \sqrt{R^2 - x_i^2} \quad (3-38)$$

La coordonnée x_i de chaque point :

$$x_i = -R - \frac{R}{n_i} + 2i \frac{R}{n_i} \quad (3-39)$$

La coordonnée y_{ij} de chaque point :

$$y_{ij} = -\sqrt{R^2 - x_i^2} - \frac{h_i}{2n_j} + j \frac{h_i}{n_j} \quad (3-40)$$

Et le rayon r_{ij} correspondant à chaque point de coordonnée $(x_i ; y_{ij})$:

$$r_{ij} = \sqrt{y_{ij}^2 + x_i^2} \quad (3-41)$$

Ainsi, en découpant la section en 10 000 éléments ($n_j = 100$ et $n_i = 100$), il est possible de résoudre numériquement l'équation (3-36). Pour y parvenir, la méthode utilisée a été de poser $A = 500$ de manière arbitraire, pour calculer un moment de flexion de référence en résolvant l'équation (3-36). Ce moment de flexion de référence $M_{f_A=500}$ est égal à 7,79 Nmm.

Dès lors, il suffit de constater qu'il y a une parfaite linéarité entre la valeur de la constante A et le moment de flexion calculé. Si bien que pour que l'équation (3-36) soit satisfaite, A doit répondre à l'équation suivante :

$$A = M_{f_eq} \frac{500}{M_{f_500}} \quad (3-42)$$

Puisque M_{f_eq} est égal à 13,47 Nmm, A est alors égal à 865 MPa. Si bien qu'il est maintenant possible d'écrire l'équation d'estimation du profil des contraintes de tréfilage révélé par l'enlèvement d'une couche de matière, et de tracer ce profil estimé (voir Figure 3-40).

$$\sigma_0(r) = 865 \left[-\cos \left(\pi \left(\frac{|r|}{0,4} \right)^{2,93} \right) + 0,216 \right] \quad (3-43)$$

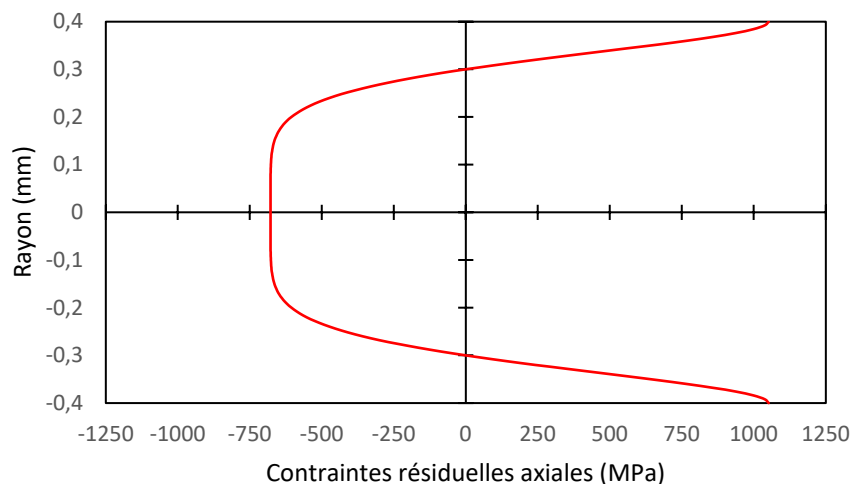


Figure 3-40 : Le profil des contraintes résiduelles axiales estimé par la méthode de caractérisation résiduelles des fils tréfilés proposée dans ce Chapitre.

L'estimation du profil des contraintes résiduelles est donc présentée sur la Figure 3-40. Sans avoir mesuré précisément la capacité prédictive de cette estimation, il est intéressant de noter

que les valeurs extrêmes des contraintes ne sont pas aberrantes (-678 MPa à cœur et 1052 MPa sur la peau).

Mieux encore, elles sont supérieures aux valeurs de contraintes résiduelles simulées numériquement (avec un tréfilage en une passe et un mode isotrope, il est nécessaire de le rappeler), qui aboutissaient à un déplacement radial inférieur à celui qui a été mesuré sur le fil pour lequel cette méthode a été conçue.

Ainsi, à partir de la mesure d'un déplacement radial généré par le retrait d'une couche de matière sur un fil tréfilé, il est possible d'associer un moment de flexion qui aurait pu générer une telle déformée et de retrouver le profil de contraintes résiduelles dont la perte d'une couche de matière aurait généré ce même moment de flexion.

Nous avons donc obtenu une méthode de caractérisation des contraintes résiduelles par enlèvement de matière qui a le potentiel d'offrir des résultats qualitatifs et quantitatifs à partir de mesures réalisables rapidement en laboratoire.

4. L'analyse des résultats et perspectives

Les 4 profils de contraintes résiduelles axiales estimées par la méthode qui vient d'être proposée ont été tracés sur la Figure 3-41 pour les 4 enlèvements de matière vus en Figure 3-17. Cette juxtaposition des 4 profils de contrainte résiduelles axiales estimés par la méthode développée dans ce Chapitre montre une répétabilité très prometteuse pour les enlèvements de matières de 0,16 mm et 0,17 mm des Figure 3-17b), Figure 3-17c) et Figure 3-17d).

En effet, les contraintes résiduelles de compression à cœur sont estimées entre -731 MPa pour le fil dont le déplacement radial après enlèvement de matière est tracé en Figure 3-17c), -694 MPa pour le fil dont le déplacement radial après enlèvement de matière est tracé en Figure 3-17d) et -678 MPa pour le fil dont le déplacement radial après enlèvement de matière est tracé en Figure 3-17b). Soit une variabilité totale inférieure à 8% dans l'estimation de la contrainte résiduelle de compression à cœur. De la même manière, la variabilité totale dans l'estimation de la contrainte résiduelle de traction sur le cœur est inférieure à 7% pour ces 3 fils.

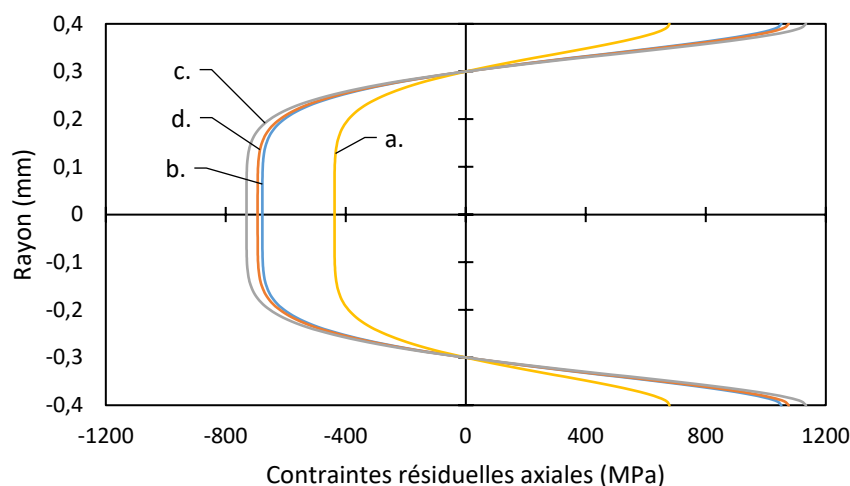


Figure 3-41 : L'estimation des 4 profils de contraintes résiduelles axiales pour les 4 enlèvements de matière vus en Figure 3-17.

En revanche, il est notable que l'estimation du profil des contraintes résiduelles axiales pour le fil dont le déplacement radial après enlèvement de matière est tracé en Figure 3-17a) est significativement éloigné du profil des contraintes résiduelle axiales estimé pour les autres fils. Pour ce fil, la contrainte résiduelle de compression à cœur est estimée à -438 MPa et la contrainte résiduelle de traction sur la peau est estimée à 679 MPa. Cette différence d'estimation du profil des contraintes résiduelles vient sans doute de la différence d'épaisseur de matière retirée : 0,1 mm pour ce fil contre entre 0,16 mm et 0,17 mm pour les autres fils.

Cette remarque permet donc d'identifier une première limite dans la méthode d'estimation d'un profil des contraintes résiduelles dans un fil tréfilé, dont le profil estimé semble dépendre de l'épaisseur de matière retirée. Une explication de cette différence significative dans l'estimation du profil des contraintes résiduelles pourrait résider dans les contraintes résiduelles de compression générées par le polissage mécanique qui déstabiliseraient plus que prévu la méthode qui a été développée dans ce Chapitre.

De plus, il été précédemment souligné que l'hypothèse posée par la méthode développée dans ce Chapitre d'une couche tendue fixée à 25% du rayon du fil est une hypothèse forte. Une mesure de la sensibilité générée par le changement de l'épaisseur relative de la couche tendue fixée par la méthode a été menée, en fixant la peau tendue à 22% puis à 28%. Les résultats de cette mesure de sensibilité sont rassemblés dans le Tableau 3-2.

Tableau 3-2 : Les résultats de la mesure de sensibilité générée par le changement de l'épaisseur relative tendue.

Épaisseur de couche tendue	Contrainte résiduelle sur la peau (MPa)	Sensibilité	Contrainte résiduelle à cœur (MPa)	Sensibilité
22%	1263	+20%	600	-12%
28%	903	-14%	790	+17%

La lecture de ce Tableau permet d'identifier que l'hypothèse de l'épaisseur de peau tendue a un impact significatif sur l'estimation du profil des contraintes résiduelles : une diminution de l'épaisseur de peau tendue de 3 points de pourcentage augmente de 20% l'amplitude de la contrainte résiduelle de traction estimée sur la peau quand une augmentation de la peau tendue de 3 points de pourcentage augmente de 17% l'amplitude de la contrainte de compression estimée dans le cœur du fil. Cette mesure de sensibilité confirme donc la nécessité de consacrer de prochains travaux à la mesure de l'épaisseur de la couche tendue afin d'augmenter la fiabilité de la méthode d'estimation du profil des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés de faible diamètre qui a été conçue dans ce Chapitre.

Ce Chapitre a donc détaillé les premières recherches qui ont été effectuées dans l'optique de répondre à un problème industriel critique des fabricants de ressorts, qui consiste à tenter de prévoir finement le comportement pendant le formage des fils tréfilés afin d'éviter des approches empiriques chronophages et peu précises.

Une hypothèse explicative de cette difficulté à prévoir le comportement au formage des fils tréfilés a été étudiée ici, qui a consisté à identifier l'impact des contraintes résiduelles et de l'historique d'érouissage dans une sollicitation de flexion. Ce travail a montré de premiers résultats dans le sens de cette hypothèse, puisque des simulations numériques crédibles ont laissé apparaître que le profil des contraintes résiduelles dans un fil tréfilé de petit diamètre (donc fortement écroui) pouvait influencer très fortement le module d'élasticité de ce fil en flexion.

Or étant donné que le processus de formage des ressorts consiste à solliciter les fils tréfilés dans leur domaine plastique, une variation du module d'élasticité apparent en flexion peut modifier grandement le comportement d'un fil tréfilé en formage.

Il a alors été décidé d'explorer les possibilités d'une méthode de caractérisation des contraintes résiduelles des fils tréfilés qui puisse s'intégrer simplement dans un processus industriel. Une méthode par enlèvement de matière a été étudiée, qui a montré des résultats expérimentaux très clairs, puisque le déplacement radial généré par l'enlèvement de matière n'a laissé aucun doute (après la vérification des biais de mesure) : les contraintes résiduelles dans les fils tréfilés avant formage atteignent des niveaux non-négligeables.

Par la suite, une formalisation analytique a été conçue pour convertir le déplacement radial observé après enlèvement de matière en un moment de flexion. Puis une fonction mathématique a été proposée pour estimer le profil initial des contraintes résiduelles dans le fil tréfilé, qui correspond à un profil de contraintes résiduelles typique.

Les constantes de cette fonction ont été identifiées (en posant l'hypothèse que l'on connaît l'épaisseur de la peau en tension), et ont donné des résultats crédibles. Cette méthode a d'ailleurs été mise à l'épreuve pour des fils d'acier de diamètre 0,6 mm, dont les résultats sont décrits dans le Chapitre 4.

De futurs travaux sont à prévoir pour affiner cette méthode, limiter l'influence des biais de mesures et éviter de la faire reposer sur l'hypothèse que l'on connaît au préalable l'épaisseur de la peau sollicitée par des contraintes résiduelles de traction.

Ces travaux pourraient s'appuyer sur l'exploitation de plusieurs courbes issues de niveaux d'enlèvements de matières différents, ou bien encore de l'exploitation d'une seule courbe obtenue après un enlèvement de matière variable sur toute la longueur du fil (en ayant par exemple un plan de polissage incliné par rapport à l'axe du fil).

Chapitre 4 : Application à un cas d'usage industriel

1. Le cas d'usage industriel

Dans les deux Chapitres précédents, deux approches de caractérisation des propriétés mécaniques des fils tréfilés ont été proposées. Chacune se concentre sur un enjeu très spécifique du fil tréfilé : l'approche d'estimation d'une loi matériau trilineaire permet de connaître plus précisément qu'auparavant les propriétés élastoplastiques des fils tréfilés quand l'approche d'estimation de l'état de contraintes résiduelles permet de s'assurer que la formabilité des fils tréfilés n'est pas altérée par un profil de contraintes résiduelles non maîtrisé.

Ces approches ont donc pour vocation de s'intégrer dans un processus industriel d'exploitation de fils tréfilés (pour la fabrication de ressorts, de bobines ou de câbles à toron) dès leur réception et donc avant formage. Ces approches ont été traitées indépendamment dans les Chapitres précédents. Afin de montrer la complémentarité de ces deux approches, il a donc été décidé de consacrer ce Chapitre à leur application conjointe sur un cas d'usage industriel représentatif.

Par ailleurs, l'exploitation des deux approches de caractérisation mécanique développées dans les Chapitres précédents est l'occasion de valider leur performance en conditions réelles. Elles ont en effet été mises au point en s'appuyant sur des conditions de laboratoire qui ne sont pas représentatives de la réalité industrielle.

L'objectif de ce Chapitre est donc double. Le premier objectif s'attache à valider que ces approches peuvent s'intercaler judicieusement dans le protocole de caractérisation mécanique habituel des industriels qui utilisent des fils tréfilés. Le deuxième objectif est quant à lui d'évaluer la polyvalence de ces deux approches de caractérisation. En effet, ce travail s'est volontairement consacré à un fil tréfilé dont les caractéristiques de nuance et de diamètre se distinguent de celles du fil tréfilé sur lequel les approches ont été conçues.

Un cas d'usage industriel réel a donc été cherché, pour répondre à ces deux objectifs. Il s'agit d'un fil tréfilé de 0,6 mm de diamètre, de nuance JIS G 3506 qui est utilisé en tant que fil central du toron de l'âme d'un câble à toron (voir Figure 4-1).

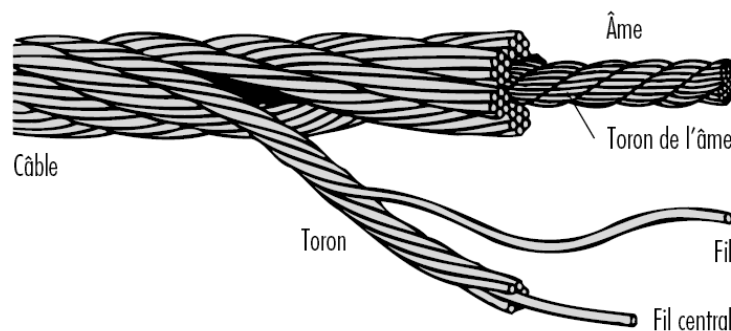


Figure 4-1 : La structure d'un câble à toron. Le fil étudié dans ce Chapitre est le fil central du toron de l'âme.

Ce cas d'usage industriel nous a semblé pertinent à plusieurs titres. En premier lieu, il apparaît judicieux que le fil étudié dans ce Chapitre soit composé d'une nuance d'acier différente (c'est un acier avec un fort taux de carbone, contrairement à l'acier austénitique AISI 302, comme précisé dans le Tableau 4-1) et qu'il ait un diamètre significativement inférieur (de 25%).

Tableau 4-1 : La composition du fil étudié dans ce Chapitre.

C X 100 (%m)	Si X 100 (%m)	Mn X 100 (%m)	P X 1000 (%m)	S X 1000 (%m)
82	18	40	9	6

De plus, c'est un cas d'usage qui présente un véritable enjeu dans la caractérisation des propriétés mécaniques du fil étudié. En effet, ce cas d'usage nous a été rapporté par un industriel de la fabrication de câbles à torons qui a vu une augmentation du nombre de ruptures prématurées de ses câbles à torons après un changement du procédé de tréfilage du fil central du toron de l'âme.

Plus précisément, le tréfileur qui fournit le câble à torons a décidé de retirer une passe dans la fabrication du fil central du câble à torons, en conservant le même diamètre final. En a résulté une plus faible tenue mécanique des câbles à torons dont le fil central était issu du procédé de tréfilage modifié. Nous allons tenter de comprendre ce changement de comportement en caractérisant précisément les propriétés mécaniques du fil central des câbles à toron.

Nous avons ainsi étudié 4 portions de ce fil tréfilé de 0,6 mm : une portion du fil tréfilé issu de l'ancien procédé de tréfilage (ce fil sera nommé « OK WOHT » par la suite, pour « *OK Without Heat Treatment* »), une portion du fil tréfilé issu du nouveau procédé de tréfilage (« NOK WOHT »), ainsi que deux portions de ces fils ayant subi un traitement thermique à 200°C pendant 30 minutes (« OK 200°C » et « NOK 200°C »).

Le choix du traitement thermique administré aux fils tréfilés est le fruit de l'expérience de l'utilisateur de câbles à torons, qui applique usuellement ce court traitement thermique à ses câbles dans une optique de relaxation des contraintes résiduelles. Dans ce Chapitre, il sera supposé que les fils issus de ce traitement thermique ont été libérés d'une partie de leurs contraintes résiduelles de formage.

Ainsi, le mode opératoire exploité dans ce Chapitre a consisté à procéder à un essai complet de caractérisation du comportement mécanique de ces 4 portions de fils tréfilés. De plus, nous avons veillé à utiliser les moyens à la disposition du fabricant industriel qui a permis cette application en conditions réelles des approches développées dans les deux Chapitres précédents.

2. Les essais de caractérisation usuels

2.1. Les mesures du diamètre des fils

La première vérification usuelle dans un processus de caractérisation d'un fil tréfilé consiste à vérifier la présence de différences géométriques entre les différents fils testés. Les diamètres des 4 fils ont donc été mesurés avec un micromètre plusieurs fois afin de réduire l'erreur de mesure (voir Figure 4-2).

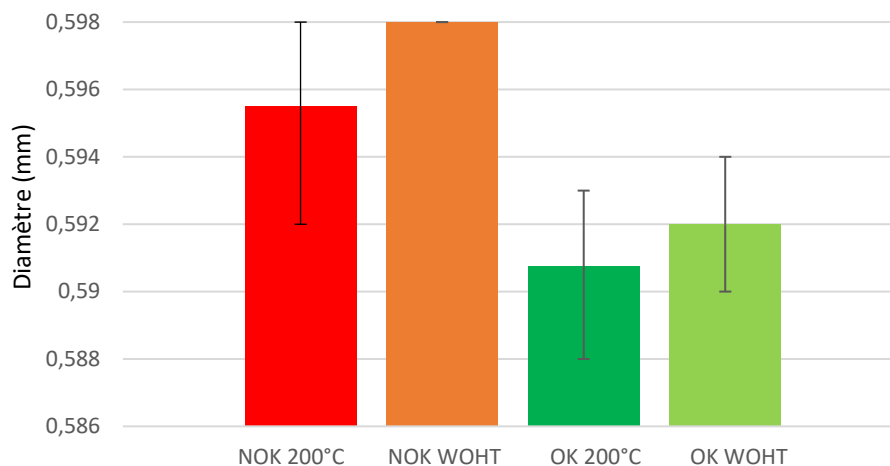


Figure 4-2 : Mesures de diamètre.

La lecture de cette première comparaison entre les 4 fils permet d'observer qu'il existe bien une différence de diamètre entre les fils OK et NOK, qu'ils soient traités thermiquement ou non. Cette différence est proche de 5 microns, ce qui reste bien dans la précision dimensionnelle d'un tréfilage classique [8], mais cela reste une différence notable. Pour autant, les barres de dispersion montrent bien que si les diamètres moyens diffèrent, les écarts se resserrent entre les diamètres de fils quand on intègre la dispersion.

L'impact de cette variation du diamètre a été vérifié sur le calcul des propriétés mécaniques telles que le module d'élasticité et la limite d'élasticité. En effet, le calcul de ces deux grandeurs mécaniques est impacté par la valeur du diamètre du fil. Cet impact est modeste mais non-négligeable : une variation de 7 microns sur un fil de 0,6 mm de diamètre modifie le calcul du module d'élasticité de 5% et celui de la limite d'élasticité en traction de 2,4% à propriétés égales par ailleurs.

Cette variabilité des diamètres peut donc être conservée comme une piste à suivre si les essais de caractérisation mécanique qui suivent ne s'avèrent pas concluants.

2.2. Les essais de traction

L'essai de caractérisation du comportement mécanique le plus largement utilisé pour tester les fils tréfilés est l'essai de traction. Cela a été vu dans le Chapitre 2, les essais de traction sur les fils tréfilés de faible diamètre comme ceux qui sont étudiés dans le présent Chapitre nécessitent l'utilisation de pinces à cabestan afin de limiter à la fois le glissement des fils dans les mors et la concentration de contraintes dans la zone comprimée des fils.

De plus, il a aussi été vu qu'il est conseillé d'utiliser un extensomètre sans contact pour cette typologie de fils. Mais comme cela a été évoqué dans le Chapitre 2, il est très rare que les industriels du ressort ou des câbles à torons aient un tel équipement. L'industriel qui a proposé le cas d'usage qui est traité dans ce Chapitre ne fait pas exception, et le seul banc de traction qu'il avait à disposition était un banc Instron 68FM-100, à extensomètre à contact et mors plats ainsi qu'une précision maximale de ± 100 N. C'est le même banc de traction que celui qui a été utilisé dans le Chapitre 2.

La Figure 4-3 rassemble les courbes de traction obtenues après huit essais de traction : deux essais pour chacun de 4 fils (OK WOHT, NOK WOHT, OK 200°C, NOK 200°C). Il est à noter que ces courbes ont nécessité un traitement afin de supprimer les portions de glissement du fil dans les mors au début de chaque essai de traction (voir Figure 4-4), ce qui implique un besoin d'initialiser ensuite les courbes de traction afin de les faire partir de l'origine du repère. Pour ce faire, les portions de glissement ont d'abord été supprimées, puis la pente des portions élastiques a été mesurée pour toutes les courbes. Toutes les courbes de traction ont ensuite été décalées pour que leur partie linéaire soit alignée avec l'origine du repère.

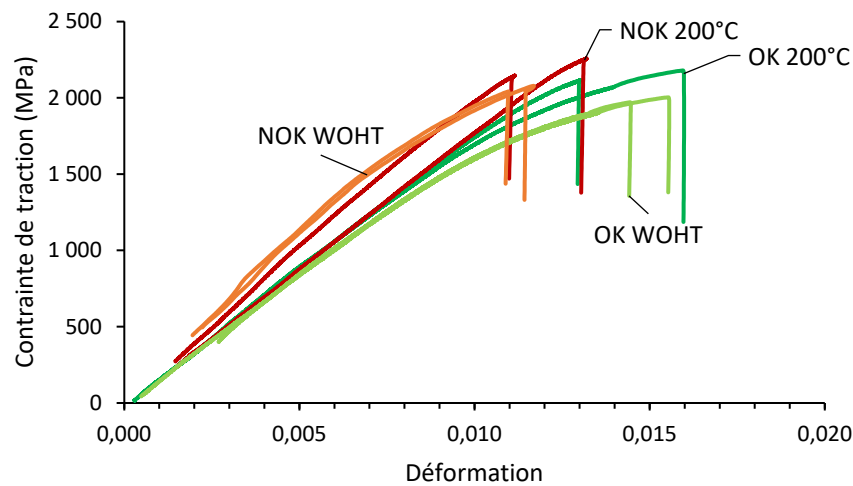


Figure 4-3 : Comparaison des courbes de traction. En orange : les fils NOK WOHT ; En rouge : les fils NOK 200°C ; En vert foncé : les fils OK 200°C ; En vert clair : les fils OK WOHT.

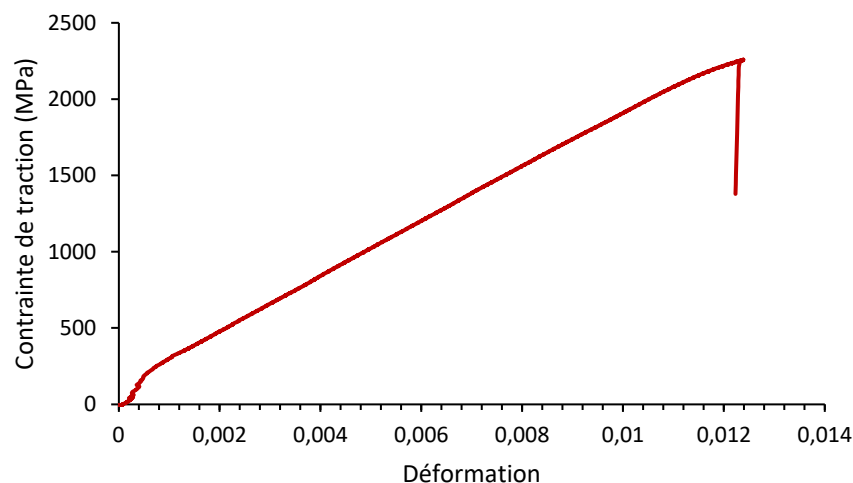


Figure 4-4 : La courbe de traction obtenue au cours de l'un des 2 essais de traction sur une portion du fil NOK 200°C. Le glissement en début de courbe est notable, et a nécessité un traitement de la courbe pour le supprimer.

Différents points peuvent être observés sur la Figure 4-3, qui rassemble les huit courbes de tractions issues de huit essais menés chez le fabricant de câbles à torons.

Le premier de ces points est aussi le plus critique : la répétabilité des essais de traction n'est pas optimale pour les deux fils traités thermiquement. En effet, cela vaut aussi bien pour le fil OK 200°C que pour le fil NOK 200°C, leurs courbes de traction montrent que les différents essais de traction ne conduisent pas à un chevauchement mais plutôt à une divergence des courbes.

En revanche, les fils sans traitement thermique (NOK WOHT et OK WOHT) se recouvrent beaucoup plus précisément.

Une autre observation concerne aussi bien les fils traités thermiquement que les fils non traités : on note une forte dispersion dans la déformation à la rupture. Cette variabilité s'explique par un phénomène qui était attendu. Les fils étant serrés dans des mors plats, ils subissent une concentration de contrainte sévère au bord des mors. En résulte une rupture prématurée des fils qui ne dépend pas de la contrainte de traction mais de l'effort de serrage dans les mors. Il est donc assez logique d'observer une faible répétabilité dans les mesures de l'allongement à la rupture pour ces 4 fils.

En somme, il apparaît difficile de tirer des conclusions rigoureuses sur les courbes de traction OK 200°C et NOK 200°C, ainsi que sur les valeurs de la déformation à la rupture de toutes les courbes de traction.

Néanmoins, la moyenne des valeurs de contrainte à la rupture et de déformation à la rupture a été tracée pour vérifier s'il était possible d'identifier une différence entre les différents fils (Figure 4-5 et Figure 4-6). La seule différence réellement crédible que l'on peut mettre en lumière réside dans la différence de déformation à la rupture entre les fils OK et les fils NOK.

En effet, en tenant compte de la dispersion des résultats autour de la moyenne sur la Figure 4-5 et la Figure 4-6 il apparaît que la déformation à la rupture est significativement plus élevée dans les fils OK que dans les fils NOK. C'est une différence qualitative plus que quantitative, mais elle permet de tenir une première piste d'explication de la variabilité du comportement mécanique des fils entre les câbles à torons contenant les fils OK et ceux qui sont composés des fils NOK.

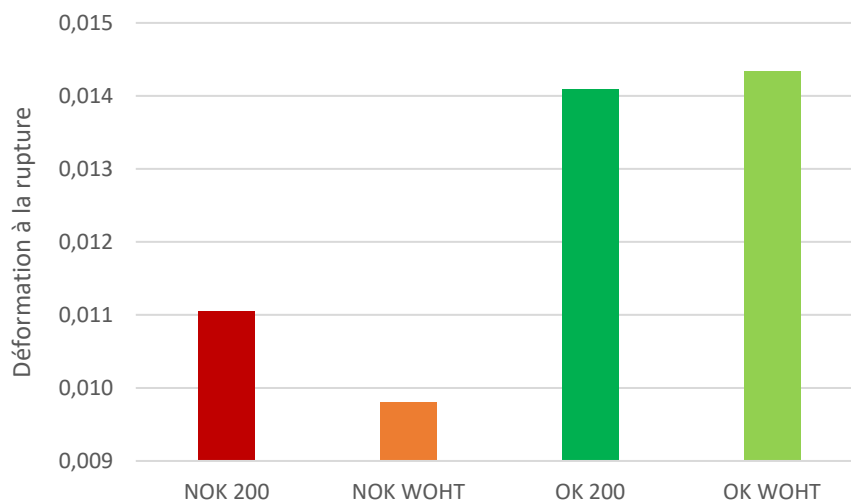


Figure 4-5 : Déformation moyenne à la rupture pour les fils étudiés.

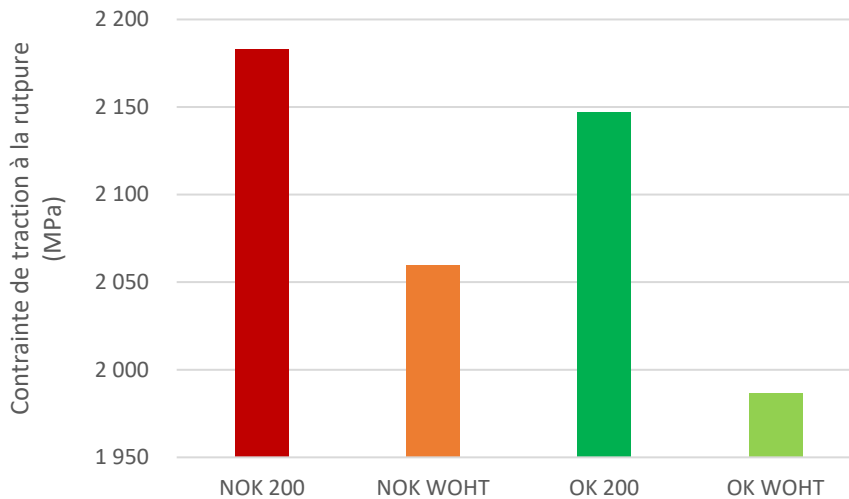


Figure 4-6 : Contrainte de traction moyenne à la rupture pour les fils étudiés.

Enfin, la lecture de la Figure 4-3 permet de constater que les portions élastiques des 4 fils ne se chevauchent pas. La Figure 4-7 rassemble les modules de traction moyens de tous les fils testés. Sa lecture laisse penser qu'il existe une différence significative et répétée dans le module d'élasticité entre les fils OK et NOK, qu'ils soient traités thermiquement ou non. On peut néanmoins noter que les essais de traction des fils NOK WOHT apparaissent comme discutables, car ils donnent un module d'élasticité supérieur à 220 GPa, ce qui est peu crédible.

Il est donc possible de suspecter une différence de module d'élasticité entre les fils OK et NOK, mais il est raisonnable de douter de la précision de ces mesures, en raison des approximations que nous avons observées sur les essais de traction sur des fils de petit diamètre sans un matériel adapté. Or comme cela a été souligné précédemment, le banc de traction utilisé ici n'offre pas une précision suffisamment fine qui permettrait d'avoir confiance dans les résultats obtenus. Les limites des essais industriels actuels sont donc clairement mises en évidence.

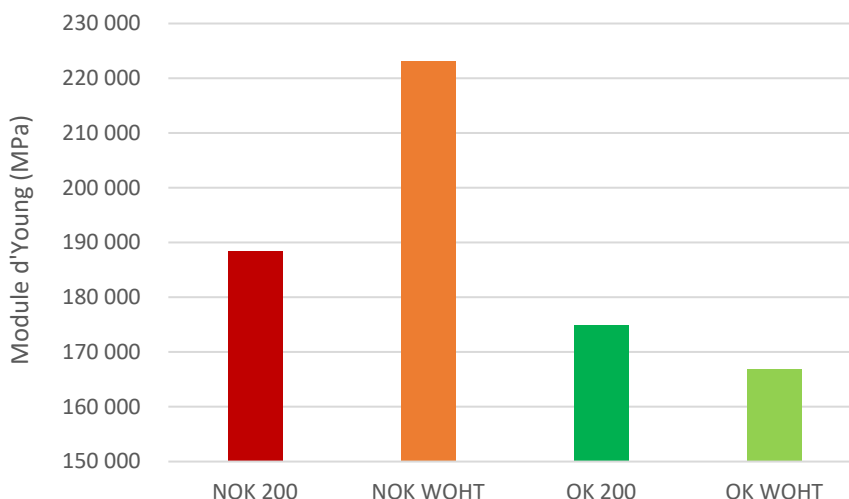


Figure 4-7 : Contrainte d'Young moyen pour les fils étudiés.

2.3. Les essais de flexion

Pour compléter l'analyse, des essais de flexion 3 points ont été réalisés sur les 4 fils tréfilés. Le banc qui a été utilisé pour procéder à ces essais de flexion est le même que celui qui a été utilisé dans le Chapitre 2. Si ce choix a été fait d'utiliser un banc en laboratoire et non pas sur le site industriel du fabricant de câbles à torons, c'est car il a été considéré que cette installation était à la portée de tous les industriels utilisant des fils tréfilés, tant il est simple à mettre en place et peu volumineux.

Les courbes de flexion obtenues pour les 4 fils qui ont été testés sur le banc sont tracées sur la Figure 4-8.

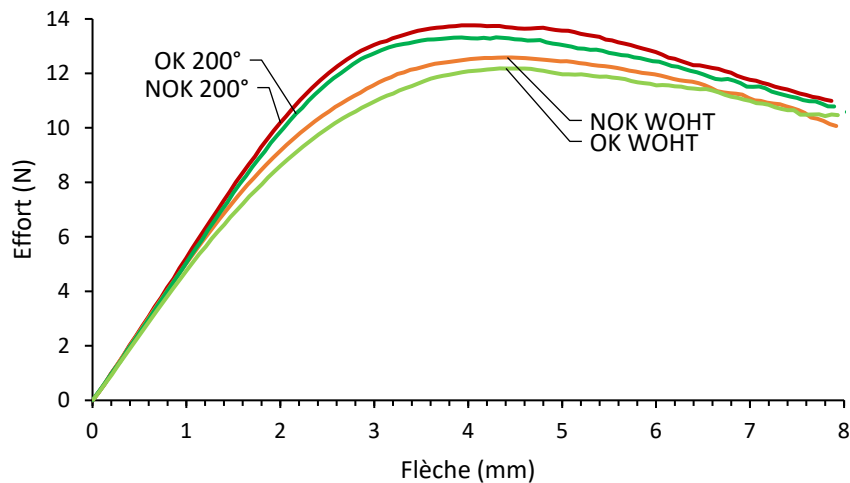


Figure 4-8 : Courbes de flexion 3 points.

La lecture des courbes de flexion de la Figure 4-8 est beaucoup plus rapide que celle des précédentes courbes de traction. En effet, il apparaît très clairement que les courbes de flexion des fils traités thermiquement diffèrent des courbes de flexion des fils non traités. En détail, et cela se répète tant pour les fils OK que pour les NOK, le traitement thermique permet une augmentation très visible de l'effort mesuré au point de fin de linéarité, de l'effort au point intermédiaire et de l'effort au point maximum. Cette lecture graphique permet donc de vérifier que le traitement thermique à 200°C a effectivement un effet sur le comportement mécanique des fils testés.

De plus, il apparaît très distinctement que les fils NOK, qu'ils soient traités thermiquement ou non, affichent des courbes de flexion situées au-dessus des courbes de flexion des fils OK. Cette lecture graphique permet donc de pressentir que l'explication de la variation de comportement mécanique entre les câbles à torons avant et après modification du processus de tréfilage réside dans une plus grande tenue mécanique des fils centraux avec le nouveau processus de tréfilage.

Enfin, les domaines élastiques semblent eux aussi différer entre les fils, comme le suggéraient aussi les essais de traction, les fils NOK étant plus rigides que les fils OK.

Afin d'approfondir ces lectures graphiques, il a été décidé de reprendre la méthode d'identification des 3 points remarquables des courbes de flexion qui a été développée dans le Chapitre 2 et de l'exploiter pour comparer les courbes de flexion. Ainsi, il a été possible de déterminer l'impact du traitement thermique sur le comportement en flexion des fils, et il a été

Chapitre 4 : Application à un cas d'usage industriel

possible de préciser les différences de tenue mécanique entre les fils OK et NOK. Le Tableau 4-2 et le Tableau 4-3 rassemblent tous les résultats de cette comparaison des 3 points remarquables de chaque courbe de flexion.

Tableau 4-2 : Influence du traitement thermique sur les points remarquables de la courbe de flexion ainsi que sur le module d'élasticité en flexion apparent.

	OK	NOK
Effort au point de fin de linéarité	+70%	+44%
Effort au point intermédiaire	+31%	+25%
Effort au point maximal	+9%	+9%
Module d'élasticité en flexion apparent	+6%	+4%

Tableau 4-3 : Différences entre les points remarquables et les modules d'élasticité des courbes de flexion des fils OK et NOK.

	WOHT	200°C
Effort au point de fin de linéarité	+14%	-3%
Effort au point intermédiaire	+7%	+2%
Effort au point maximal	+3%	+3%
Module d'élasticité en flexion apparent	+6%	+4%

Ces Tableaux doivent se lire ainsi : le traitement thermique augmente de 70% l'effort au point de fin de linéarité pour le fil OK, et le fil NOK sans traitement thermique voit son point de fin de linéarité 14% plus haut que le fil OK sans traitement thermique.

Ces Tableaux permettent donc d'identifier très distinctement que l'essai de flexion 3 points apporte de nombreuses réponses avant même de procéder à une estimation de la loi matériau mécanique. En effet, ces tableaux montrent une différence visible et significative de comportement à la flexion entre les fils traités thermiquement et ceux qui n'ont subi aucun traitement thermique. Plus précisément, cette différence s'exprime majoritairement dans la position des points de fin de linéarité et des point intermédiaires, qui sont séparés de plusieurs dizaines de pourcents (jusqu'à +70% d'écart). Cette différence du comportement à la flexion laisse donc penser que le traitement thermique à 200°C pendant 30 minutes est efficace pour augmenter les propriétés mécaniques des fils tréfilés.

Quant à la différence de comportement mécanique entre les câbles à torons contenant les fils OK et ceux contenant les fils NOK, les essais de flexion 3 points semblent indiquer qu'elle vient des meilleures performances mécaniques des fils NOK en comparaison avec les fils OK. Cette différence s'accorde donc avec ce qui avait été aperçu au cours des essais de traction, qui ont permis de soupçonner que les fils NOK affichent une meilleure limite d'élasticité et un module d'élasticité apparent plus élevé que les fils OK.

Ces pistes confirment les tendances identifiées lors des essais de traction et expliquent probablement la rupture précoce des câbles à torons contenant les fils NOK : leur fil central ayant un module d'élasticité apparent plus élevé, il transmet une plus grande proportion de la charge axiale lorsque les câbles sont mis sous tension. Or ce faisant, ils déstabilisent l'équilibre du câble à toron qui avait été conçu pour répartir plus uniformément la charge. Si bien que dans

un tel scénario, comme cela a pu être étudié dans des travaux menés par le fabricant de torons, la probabilité d'une rupture du câble central du toron augmente.

Habituellement, les industriels qui utilisent des fils tréfilés s'arrêtent à ces premiers essais de caractérisation. Comme cela a été vu, ces premiers essais laissent apparaître des conclusions qui éclairent assez distinctement certaines pistes d'explication des casses prématurées constatées en contexte industriel. Or ces pistes reposant encore sur des mesures à la précision non optimale, il semble nécessaire d'aller plus en profondeur dans la caractérisation des fils OK et NOK.

3. Estimation d'une loi matériau trilinéaire à partir d'un essai de flexion

3.1. Exploitation de l'approche d'estimation d'une loi matériau trilinéaire

La méthode d'estimation d'une loi matériau trilinéaire à partir d'un essai de flexion consiste à associer 3 points remarquables d'une loi matériau trilinéaire aux 3 points remarquables identifiés précédemment sur les 4 courbes de flexion. La Figure 4-9 résume cette méthode d'identification des 3 points remarquables d'une courbe de flexion 3 points qui a été développée dans le Chapitre 2.

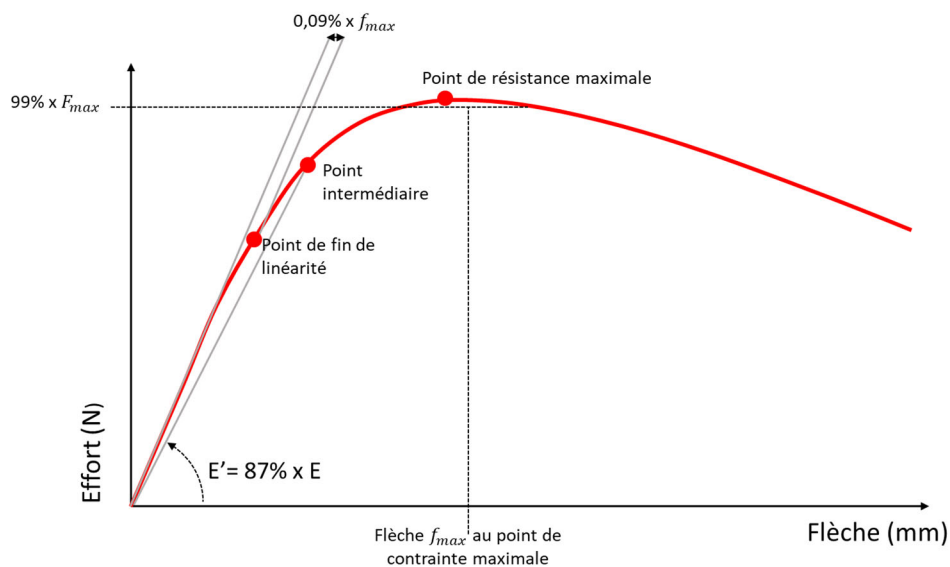


Figure 4-9 : Méthode de mesure des 3 points remarquables sur une courbe de flexion 3 points.

Le mode opératoire proposé dans le Chapitre 2 amène donc à positionner les 3 points remarquables des 4 courbes de flexion. La Figure 4-10 montre les coordonnées des points remarquables pour chacune des 4 courbes de flexions qui ont été tracées à partir des 4 fils transmis par le fabricant industriel de câbles à torons, en utilisant le même banc de flexion que celui qui a été utilisé dans le Chapitre 2 (même diamètre d'appuis, même écart entre les appuis, même capteur).

La suite de cette approche consiste à reprendre les formules vues dans le Chapitre 2, afin de convertir ces 3 points remarquables de la courbe de flexion en 3 points remarquables d'une loi matériau trilinéaire (limite d'élasticité, résistance élastoplastique et résistance mécanique).

Les valeurs ainsi obtenues sont listées dans le Tableau 4-4.

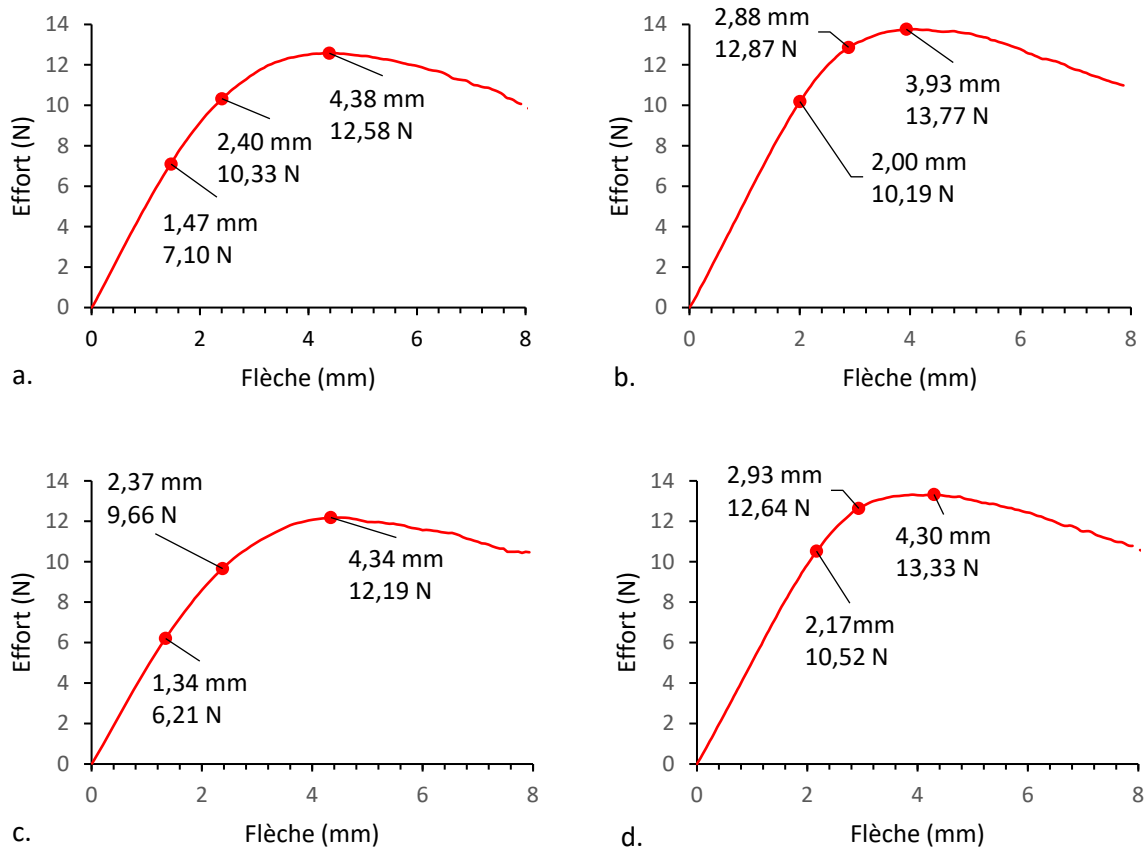


Figure 4-10 : Les coordonnées des 3 points remarquables pour les 4 courbes de flexion obtenus expérimentalement sur les fils étudiés dans ce Chapitre.

a. Le fil NOK WOHT ; b. Le fil NOK 200°C ; c. Le fil OK WOHT ; d. Le fil OK 200°C

Tableau 4-4 : Les coordonnées des 3 points remarquables estimées pour chacun des 4 fils.

	NOK WOHT	NOK 200°C	OK WOHT	OK 200°C
R_e	1118 MPa	2310 MPa	971 MPa	2623 MPa
E	182 GPa	188 GPa	172 GPa	182 GPa
σ_e	2210 MPa	3887 MPa	2046 MPa	3966 MPa
ε_e	0,0152	0,0219	0,0154	0,0228
R_m	2437 MPa	3995 MPa	2128 MPa	4391 MPa
ε_m	0,0355	0,0313	0,0232	0,0608

Le Tableau 4-4 qui répertorie les coordonnées des points remarquables associés à chaque courbe de flexion amène à deux remarques. La première, c'est que l'approche développée dans le Chapitre 2 d'une estimation d'une loi matériau à partir d'un essai de flexion a abouti à des résultats contrastés. En effet, si les lois matériaux trilineaires estimées pour les fils sans traitement thermique (NOK WOHT et OK WOHT) sont proches des lois matériaux auxquelles on peut s'attendre, les lois matériaux trilineaires estimées pour les fils avec traitement thermique (NOK 200°C et OK 200°C) sont beaucoup moins crédibles. Pour les fils avec traitement thermique, les limites d'élasticité estimées par l'approche développée dans le Chapitre sont de 2310 MPa et 2623 MPa respectivement pour les fils NOK 200°C et OK 200°C, ce qui apparaît extrêmement élevé pour cette typologie de fils.

La deuxième remarque concerne l'estimation de la déformation associée au point de résistance mécanique, pour les fils OK 200°C, NOK 200°C et NOK WOHT, qui s'est avérée peu concluante. En effet, les rapports $F_{max}/F_{intermédiaire}$ et R_m/R_e calculés pour ces 3 fils sont en dehors du spectre des valeurs attendues par l'abaque conçu dans le Chapitre 2 (voir Figure 4-11) pour estimer la déformation associée à la résistance mécanique. Il est donc impossible de calculer la pente de la deuxième portion élastoplastique pour ces 3 fils, en utilisant l'abaque proposé dans le Chapitre 2.

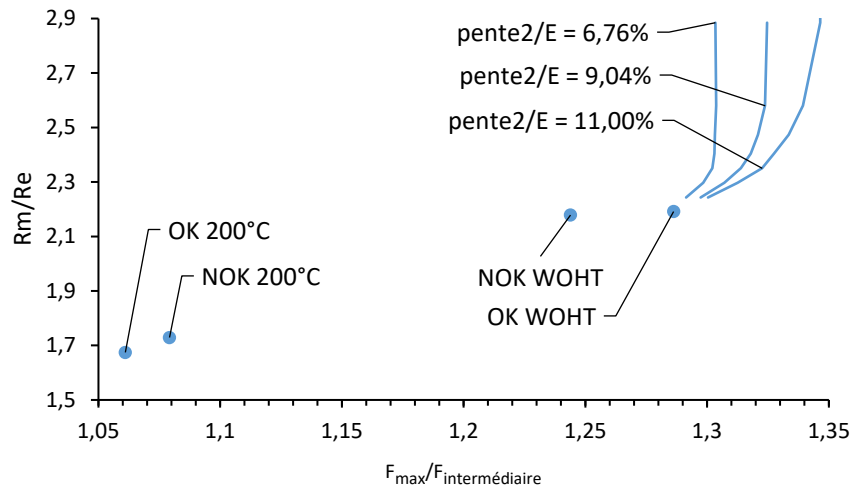


Figure 4-11 : Abaque pour estimer la pente de la deuxième portion élastoplastique des lois matériaux des 4 fils testés, à partir des mesures préalables de $F_{max}/F_{intermédiaire}$ et R_m/R_e .

Il a donc été décidé de poser arbitrairement que la pente de la deuxième portion élastoplastique des fils OK 200°C, NOK 200°C et NOK WOHT était égale à la pente de la deuxième portion élastoplastique du fil OK WOHT qu'il était possible d'estimer à 6,16% grâce à l'abaque vu en Figure 4-11. Ce qui permet d'aboutir aux lois matériau trilineaires tracées sur la Figure 4-12. Ces lois matériau représentent donc le résultat de l'exploitation de l'approche d'estimation d'une loi matériau trilineaire présentée dans le Chapitre 2 sur le cas d'usage industriel présenté dans ce Chapitre.

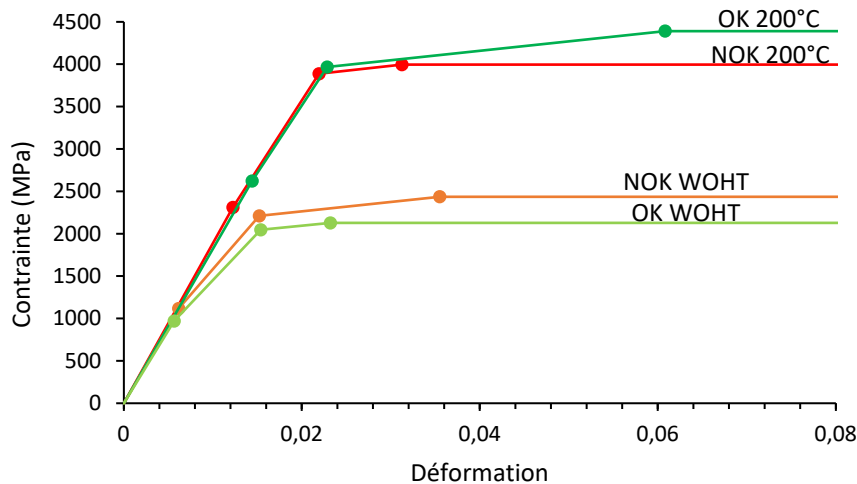


Figure 4-12 : Les lois matériau trilineaires estimées pour les fils OK WOHT, NOK WOHT, OK 200°C et NOK 200°C.

À la lecture de la Figure 4-12, il apparaît assez clairement que les 4 lois matériaux trilineaires estimées par l'approche développée dans le Chapitre 2 ressemblent à des courbes d'écroutissage de solides élastiques parfaitement plastiques, composées d'une portion purement linéaire et d'une portion purement plastique. Or on sait qu'habituellement, la loi matériau d'un fil tréfilé est proche d'une loi matériau trilineaire, composée d'une portion purement élastique et d'une portion purement plastique reliées par une troisième portion élastoplastique très visible.

Une simulation numérique a été menée pour reproduire 4 essais de flexion 3 points paramétrés par les lois matériau trilineaires tracées sur la Figure 4-12. De cette manière, il est possible de s'assurer que l'approche d'estimation de la loi matériau trilineaire par un essai de flexion 3 points aboutit à des résultats crédibles pour ce fil tréfilé de 0,6 mm, en comparant directement les courbes de flexion simulées numériquement avec les courbes de flexion expérimentalement obtenues.

Afin d'être fidèle aux résultats obtenus dans le Chapitre 2, la même configuration de simulation numérique a été reprise que dans le Chapitre 2 (voir section 3.1.3 du Chapitre 2). Seule la géométrie du fil testé a été changée, passant d'un fil de 0,8 mm de diamètre à un fil de 0,6 mm de diamètre. Ainsi, les courbes de flexion obtenues avec les lois matériau trilineaires estimées par l'approche développée dans le Chapitre 2 ont été tracées numériquement. Puis elles ont été comparées avec les courbes de flexion expérimentales. Cette comparaison des courbes de flexion a été menée pour les 4 fils testés dans ce Chapitre, et est illustrée par la Figure 4-13.

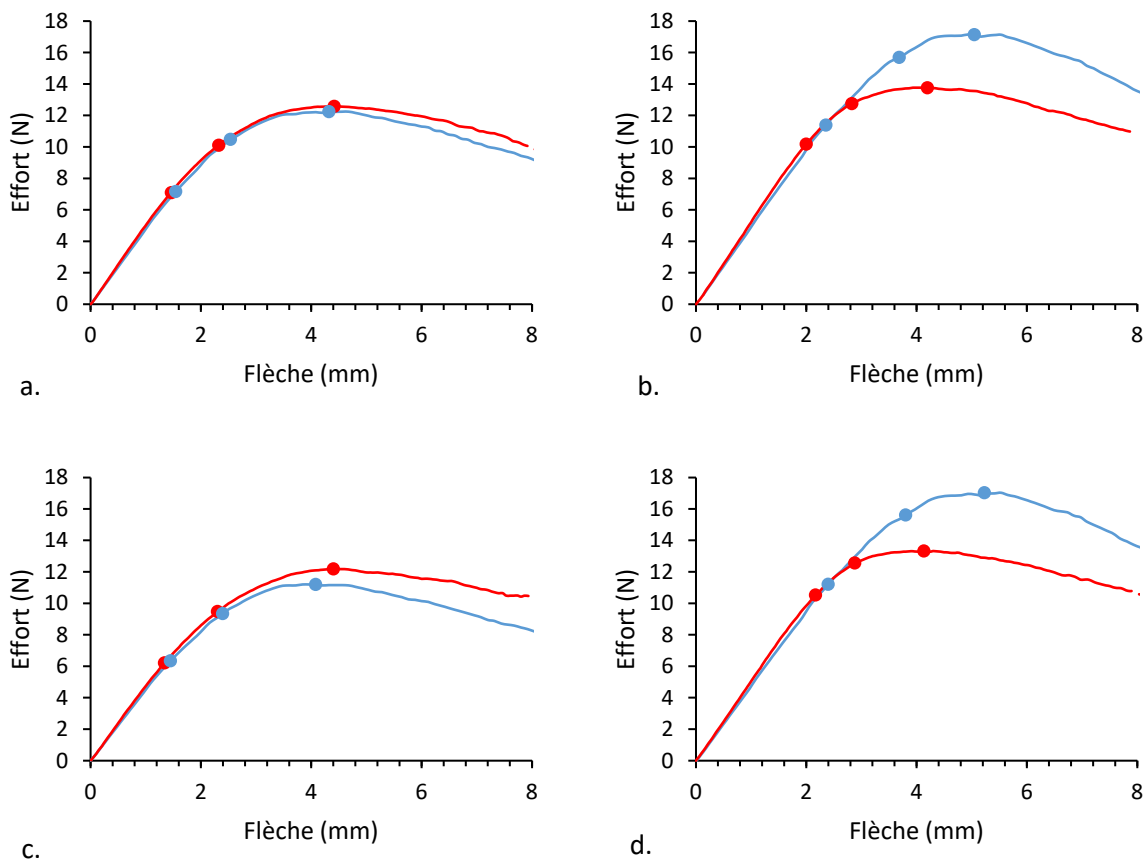


Figure 4-13 : La comparaison des courbes de flexion expérimentales pour les 4 fils testés (en rouge) avec les courbes de flexion tracées numériquement (en bleu).
 a. Le fil NOK WOHT ; b. Le fil NOK 200°C ; c. Le fil OK WOHT ; d. Le fil OK 200°C

La lecture de la Figure 4-13 montre que les lois matériau trilineaires estimées par l'approche proposée dans le Chapitre 2 ne sont globalement pas proches des lois matériau réelles des 4 fils de 0,6 mm utilisés par le fabricant de câbles à torons. La comparaison des courbes de flexion numériques et expérimentales laisse en effet peu de doute sur la faiblesse dans certaines conditions de l'approche développée dans le deuxième Chapitre de ce mémoire.

Néanmoins, il est à noter que cette faiblesse prédictive est inégale selon le fil testé : la Figure 4-13a) et la Figure 4-13c) des fils NOK WOHT et OK WOHT montrent des courbes de flexion obtenues numériquement relativement proches des courbes de flexion expérimentales dans le domaine élastique et dans la première portion du domaine élastoplastique. En revanche, elles commencent à diverger dans le deuxième domaine élastoplastique et divergent nettement dans le domaine purement plastique.

Quant à la Figure 4-13b) et la Figure 4-13d) des fils NOK 200°C et OK 200°C, elles divergent dès la première portion élastoplastique. L'approche d'estimation de la loi matériau trilineaire pour les fils tréfilés affiche donc une meilleure fiabilité pour les fils sans traitement thermique que pour les fils avec traitement thermique dans ce cas d'étude. Ce qui s'explique probablement par l'incapacité décrite précédemment d'estimer avec fiabilité la limite d'élasticité des fils traités thermiquement.

3.2. Comparaison des courbes de flexion numériques et expérimentales

Afin de procéder à une lecture plus fine des résultats décrits sur la Figure 4-13, la méthode de rétro-ingénierie exploitée dans le Chapitre 2 a été utilisée. Cette méthode consiste à réutiliser les critères de mesure des points remarquables sur la courbe de flexion simulée numériquement afin de les comparer avec ceux de la courbe de flexion expérimentale, en utilisant directement les formules développées dans le Chapitre 2.

Le Tableau 4-5 rassemble les erreurs d'estimation des coordonnées des 4 points de linéarité des 4 courbes de flexion obtenues après simulation numérique (en comparant les coordonnées des points de fin de linéarité des courbes de flexion après simulation numérique avec celles des 4 courbes de flexion expérimentales). Les erreurs d'estimation s'échelonnent entre +1,1% et +11,8% s'agissant des efforts aux points de fin de linéarité, et entre +5,4% et +17,7% s'agissant des flèches aux points de fin de linéarité.

Tableau 4-5 : Comparaison des points de fin de linéarité.

	NOK 200°	NOK WOHT	OK 200°	OK WOHT
Effort au point de fin de linéarité	+11,8%	+1,1%	+6,5%	+2,2%
Flèche au point de fin de linéarité	+17,7%	+5,4%	+10,6%	+8,0%

L'erreur d'estimation des points de fin de linéarité est donc extrêmement variable, d'un fil à l'autre. Ce qui précise la première lecture qui a été faite de la Figure 4-13 : la portion linéaire de la courbe de flexion simulée numériquement est proche de la portion linéaire de la courbe de flexion observée expérimentalement pour les fils NOK WOHT et OK WOHT mais elle diverge pour les fils NOK 200°C et OK 200°C.

Le Tableau 4-6 rassemble les écarts entre les coordonnées des 4 points intermédiaires des 4 courbes de flexion obtenues après simulation numériques et celles lues sur les 4 courbes de flexion obtenues expérimentalement. Les erreurs d'estimation s'échelonnent entre -1,3% et

Chapitre 4 : Application à un cas d'usage industriel

+24,3% s'agissant des efforts aux points intermédiaires, et entre +3,9% et +32,0% s'agissant des flèches aux points intermédiaires.

Tableau 4-6 : Comparaison des points intermédiaires.

	NOK 200°	NOK WOHT	OK 200°	OK WOHT
Effort au point intermédiaire	+23,0%	+3,7%	+24,3%	-1,3%
Flèche au point intermédiaire	+30,4%	+9,1%	+32,0%	+3,9%

On observe donc que l'estimation des coordonnées du point intermédiaire est moins précise pour les fils NOK WOHT et OK WOHT, ce qui confirme l'analyse graphique faite précédemment. En revanche, on constate une augmentation significative du taux d'erreur pour les fils NOK 200°C et OK 200°C.

Enfin, le Tableau 4-7 rassemble les écarts entre les coordonnées des 4 points de résistance maximale des 4 courbes de flexion obtenues après simulation numérique et celles des 4 courbes de flexion expérimentale. Les erreurs d'estimation s'échelonnent entre -2,6% et +27,8% s'agissant des efforts au point de résistance maximale et entre -2,2% et +26,6% s'agissant des flèches aux points de résistance maximale.

Tableau 4-7 : Comparaison des points de résistance maximale.

	NOK 200°	NOK WOHT	OK 200°	OK WOHT
Effort au point de résistance maximale	+24,5%	-2,6%	+27,8%	-8,1%
Flèche au point de résistance maximale	+20,2%	-2,2%	+26,6%	+7,3%

Les coordonnées du point de résistance maximale sont donc très correctement estimées pour le fil NOK WOHT, à l'inverse de tous les autres fils. Le fil OK WOHT voit en effet son taux d'erreur augmenter significativement concernant l'estimation des coordonnées de ce point de résistance maximale et les points maximums des courbes de flexion après simulation numérique des fils NOK 200°C et OK 200°C sont très éloignés de ceux observés expérimentalement.

En somme, la comparaison fine des coordonnées des points remarquables des 4 courbes de flexion expérimentales avec les coordonnées des 4 courbes de flexion numérique sur les 4 fils de 0,6 mm fournis par le fabricant industriel de câbles à torons laisse apparaître deux remarques.

La première, c'est que sur les 4 courbes de flexion simulées numériquement, seulement celle du fil NOK WOHT s'approche de manière satisfaisante de la courbe de flexion expérimentale. En effet, le taux d'erreur des coordonnées de ses 3 points remarquables oscille entre -2,6% et +9,1%. La loi matériau trlinéaire issue de l'exploitation de l'approche développée dans le Chapitre 2 est donc crédible et permet de tirer des conclusions fiables sur le comportement mécanique du fil NOK WOHT.

La deuxième remarque se concentre sur le constat que l'estimation de la loi matériau trlinéaire est déstabilisée par une faible fiabilité dans l'estimation des coordonnées des points de résistance maximale et dans l'estimation des coordonnées des points intermédiaires. Ce qui implique que l'approche de l'estimation de la loi matériau trlinéaire souffre d'une pauvre prédictibilité du comportement des fils tréfilés dans les domaines élastoplastiques et purement plastiques. Or les fils tréfilés étant largement exploités dans ces domaines d'utilisation, il est

nécessaire de comprendre les raisons d'une telle divergence dans l'estimation du comportement élastoplastique et purement plastique des fils tréfilés par l'approche présentée dans le deuxième Chapitre de ce travail.

3.3. Explications de la divergence de l'estimation du comportement élastoplastique et plastique

Après investigations, une explication plausible de ce manque de performances a été identifiée : l'estimation de la limite d'élasticité réelle est instable. Pour rappel, la limite d'élasticité apparente est la contrainte normale maximale dans la section du fil, générée par le moment de flexion au point de fin de linéarité de la courbe de flexion. La limite d'élasticité réelle, quant à elle, est celle que l'on retrouve dans la loi matériau trinéaire. Le problème se situe donc dans la conversion de la limite d'élasticité apparente en une limite d'élasticité réelle, comme l'illustre la Figure 4-14, pour laquelle des simulations numériques ont été menées sur un fil de 0,6 mm avec la même loi matériau trinéaire que le fil de 0,8 mm qui a été étudié dans le Chapitre 2, afin d'identifier l'influence du diamètre du fil dans la relation entre limite d'élasticité apparente et limite d'élasticité réelle.

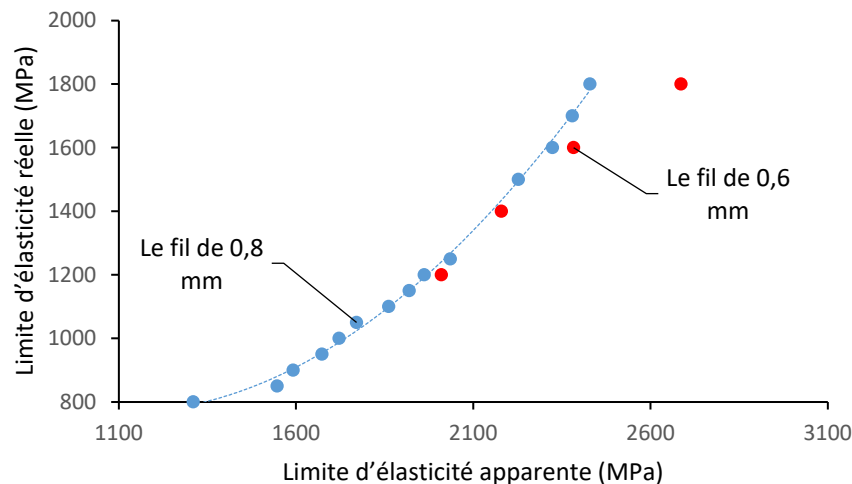


Figure 4-14 : L'évolution de la limite d'élasticité réelle en fonction de la limite d'élasticité apparente sur un fil de 0,8 mm de diamètre et un autre fil de 0,6 mm de diamètre, avec la même loi matériau.

La Figure 4-14 montre distinctement qu'en s'appuyant sur la formule d'estimation de la limite d'élasticité réelle à partir de la limite d'élasticité apparente symbolisée par la courbe en pointillés bleus, l'erreur augmente à mesure que la limite élastique apparente augmente. Il y a tout un domaine dans lequel la courbe pointillée donne une estimation relativement précise de la limite d'élasticité réelle, suivi par une divergence des résultats. Ce domaine est situé en-dessous de 2200 MPa de limite d'élasticité apparente.

Les limites d'élasticité apparentes associées aux points de fin de linéarité mesurés pour les fils OK WOHT et NOK WOHT qui ont obtenu une prédictibilité satisfaisante de la limite d'élasticité sont respectivement de 1699 MPa et 1884 MPa. Il n'est donc pas surprenant que ce point de fin de linéarité affiche une erreur faible puisque la limite d'élasticité apparente se trouve dans une zone de bonne concordance des points rouges avec la courbe en pointillés de la Figure 4-14.

En revanche, les limites d'élasticité apparentes associées aux points de fin de linéarité mesurés pour les fils OK 200°C et OK 200°C qui ont obtenu une faible prédictibilité de la limite d'élasticité sont respectivement de 2898 MPa et 2740 MPa. On comprend ainsi la faible capacité d'estimation de la limite d'élasticité par le modèle développé dans le Chapitre 2 pour ces deux fils.

De plus, il apparaît nécessaire de rappeler que la contrainte de résistance élastoplastique qui est associée au point intermédiaire de la courbe de flexion est elle aussi calculée à partir de la formule liant la limite d'élasticité apparente et la limite d'élasticité réelle. S'il en est ainsi, c'est car il a été décidé de poser l'hypothèse d'une pseudo-élasticité encore en vigueur à l'endroit de la résistance élastoplastique. Or la contrainte de résistance élastoplastique apparente dépasse 2590 MPa pour tous les fils étudiés dans ce Chapitre. En se référant à la Figure 4-14, il semble dès lors évident qu'à cette contrainte de résistance élastoplastique apparente, la formule sur laquelle l'approche créée dans le Chapitre 2 pour estimer la contrainte de résistance élastoplastique est moins fiable.

Il est par conséquent prévisible que si pour un fil de 0,6 mm, la relation entre la limite d'élasticité apparente et la limite d'élasticité réelle change, alors l'approche présentée dans le Chapitre 2 doit être adaptée pour augmenter la fiabilité de l'estimation de la contrainte élastoplastique. À noter par ailleurs que ce même problème de sensibilité à l'erreur d'estimation de la limite d'élasticité se retrouve dans l'estimation des coordonnées de la résistance mécanique puisqu'elles sont elles-mêmes estimées à partir de la limite d'élasticité préalablement estimée.

Afin d'augmenter la fiabilité de l'approche d'estimation d'une loi matériau trilineaire des fils tréfilés à partir d'un essai de flexion 3 points, il semble nécessaire de recalibrer la formule de l'estimation de la limite d'élasticité réelle des fils à partir de la mesure de la limite d'élasticité apparente à chaque nouveau diamètre de fil tréfilé. L'approche proposée dans le Chapitre 2 ne peut devenir une approche universelle pour les fils tréfilés que si elle s'appuie sur une base de données très riche d'essais de flexion 3 points pour différents diamètres de fils. Sans cet effort de recalibration fine, l'estimation de la loi matériau ne peut pas converger vers une loi matériau réaliste.

De plus, ce constat d'une perte de pertinence de l'approche de l'estimation d'une loi matériau trilineaire aboutit à une impossibilité d'exploiter les lois matériau obtenues pour les 4 fils afin de mieux comprendre leur comportement mécanique. La seule donnée crédible qu'il est possible de tirer de l'application qui vient d'être faite est qu'il est hautement probable que la limite d'élasticité et la résistance mécanique des fils tréfilés sont largement impactées par le traitement thermique à 200°C pendant 30 minutes. Cela reste une information précieuse, mais insuffisante pour caractériser précisément les différences de comportement mécanique entre les 4 fils étudiés.

Il apparaît par conséquent d'autant plus nécessaire de recalibrer l'approche d'estimation d'une loi matériau trilineaire des fils tréfilés pour chaque nouveau diamètre de fil afin de l'intégrer dans un processus industriel de caractérisation du comportement mécanique des fils tréfilés.

4. Estimation du profil des contraintes résiduelles

De la même manière que ce qui a été décrit dans la précédente partie, la méthode de caractérisation des contraintes résiduelles présentée dans le Chapitre 3 de cette thèse a été

Chapitre 4 : Application à un cas d'usage industriel

exploitée sur les mêmes fils en acier au carbone de 0,6 mm de diamètre. La méthode décrite dans le Chapitre 3 a donc été suivie pas à pas.

Pour rappel, cette méthode consiste à enrober le fil dans une résine, à mesurer les coordonnées de la surface du fil avant polissage, à polir cet échantillon afin de retirer une couche de matière, à dissoudre la résine et à mesurer le déplacement radial de la surface du fil causé par l'enlèvement de matière.

L'objectif de cette approche est d'estimer le profil des contraintes résiduelles présentes avant l'enlèvement de matière qui expliquerait un tel déplacement radial du fil.

Une portion a été prélevée au 4 fils centraux des câbles à torons. Ces portions ont subi le processus d'enlèvement de matière. Les profondeurs de matière retirée pour chaque fil sont les suivantes :

- NOK WOHT : la profondeur de la matière retirée a été mesurée comme se situant entre 0,168 mm et 0,289 mm, soit une profondeur moyenne de 0,21 mm.
- NOK 200°C : la profondeur de matière retirée a été mesurée à 0,004 mm et à 0,265 mm, soit une profondeur moyenne de 0,13 mm.
- OK WOHT : la profondeur de matière retirée a été mesurée à 0,053 mm et à 0,266 mm, soit une profondeur moyenne de 0,16 mm.
- OK 200°C : la profondeur de matière retirée a été mesurée à 0,066 mm et 0,199 mm, soit une profondeur moyenne de 0,18 mm.

Si la profondeur moyenne de matière retirée pour ces 4 fils est relativement proche (entre 0,199 mm et 0,266 mm), il est nécessaire d'observer que l'enlèvement de matière a été très variable le long de ces 4 fils. L'épaisseur de matière retirée n'est donc uniforme sur aucun des 4 fils testés.

Or cet enlèvement de matière inégal fragilise l'exploitation de la méthode d'estimation des contraintes résiduelles présentée dans le Chapitre 3 puisqu'elle s'appuie sur la valeur d'épaisseur moyenne retirée sur toute la longueur du fil.

À ce stade, le travail d'intégration de l'influence d'un retrait inégal de matière n'a pas été produit. Il demande une sérieuse adaptation de la délimitation du problème, ainsi qu'un développement des formules analytiques qui ont été posées dans le Chapitre 3. L'utilisation de l'approche d'estimation des contraintes résiduelles par enlèvement de matière exige donc dans l'état actuel des avancées de s'assurer autant que possible que l'enlèvement de matière est homogène le long du fil.

Cela étant dit, il a été décidé de mener l'exercice à son terme pour les 4 fils étudiées ici. Le déplacement radial des 4 fils testés a donc été mesuré après le retrait des différentes couches de matières. Les 4 courbes de déplacement radial ainsi obtenus sont tracées sur la Figure 4-15.

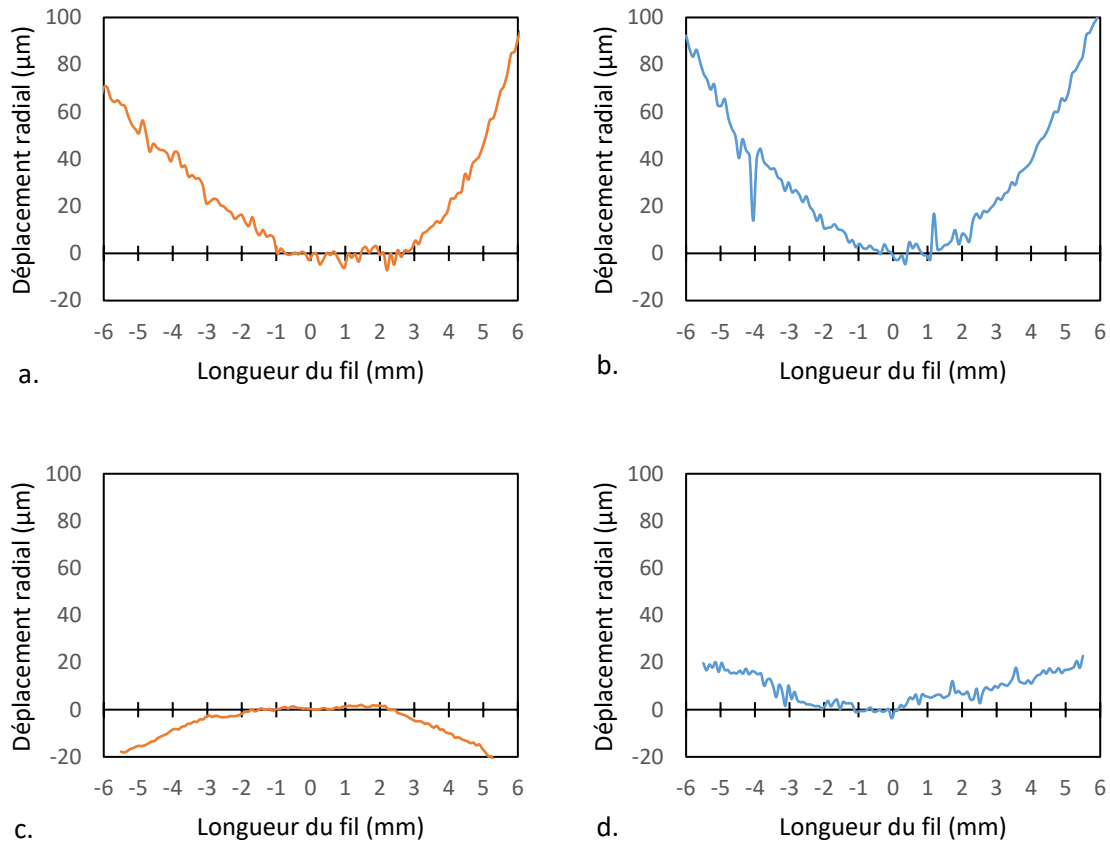


Figure 4-15 : Les déplacements radiaux mesurés sur les 4 fils testés.
 a. Le fil NOK WOHT ; b. Le fil NOK 200°C ; c. Le fil OK WOHT ; d. Le fil OK 200°C

Une première lecture de ces 4 courbes est déjà marquante : les déplacements radiaux mesurés sont plus bruités que ceux observés sur les fils de 0,8 mm de diamètre qui ont été étudiés dans le Chapitre 3 et à partir desquels la méthode d'estimation des contraintes résiduelles a été conçue.

S'agissant des bruits parasites qui sont visibles sur ces 4 variations de courbure, ils s'expliquent par la variabilité de la qualité de mesure qui dépend de l'état de surface des fils. Les fils de 0,6 mm présentés ici présentent une surface moins lisse que les fils de 0,8 mm étudiés dans le Chapitre 3, causée par des déformations superficielles générées par les autres fils du toron sur le fil central. En résulte une plus faible qualité de mesure qui pourrait sans doute être rattrapée par un temps d'acquisition sur l'instrument de mesure plus long que celui utilisé sur un fil à la peau lisse.

L'autre remarque qui peut être faite à la vue de ces 4 courbes repose dans l'absence de symétrie des déplacements radiaux. En effet, les déplacements radiaux mesurés ne suivent pas une courbure constante comme ce qui a été vu pour les fils de 0,8 mm dans le Chapitre 3. Par exemple, le déplacement du fil NOK WOHT après enlèvement de matière est plus sévère à la fin du fil (entre les abscisses 3 mm et 6 mm) qu'au début du fil (entre les abscisses -6 mm et -1 mm).

En posant $E = 200$ GPa pour les 4 fils, $R = 0,3$ mm et une épaisseur de peau tendue égale à 25% du rayon, il a néanmoins été possible d'estimer un profil initial de contraintes résiduelles à ces 4 déplacements radiaux.

Pour la variation de courbure du fil NOK WOHT, le déplacement radial à l'abscisse -6 mm est de 70 μm quand il est de 91 μm à l'abscisse 6 mm. On peut estimer que le déplacement radial moyen est de 80,5 μm à 6 mm du centre du fil. Il est alors possible de tracer un profil de contraintes résiduelles en suivant la méthode proposée dans le Chapitre 3 à partir du déplacement radial observé après un enlèvement de matière d'une épaisseur moyenne de 0,21 mm. Ce profil des contraintes résiduelles axiales est tracé sur la Figure 4-16.

De plus, la Figure 4-16 compare le profil des contraintes résiduelles ainsi estimé pour le fil NOK WOHT avec celui estimé pour le fil NOK 200°C. Le déplacement radial moyen de 96 μm à 6 mm du centre du fil pour le fil NOK 200°C après un enlèvement de matière d'une épaisseur moyenne de 0,13 mm permet d'estimer le profil des contraintes résiduelles axiales qui est tracé sur la Figure 4-16.

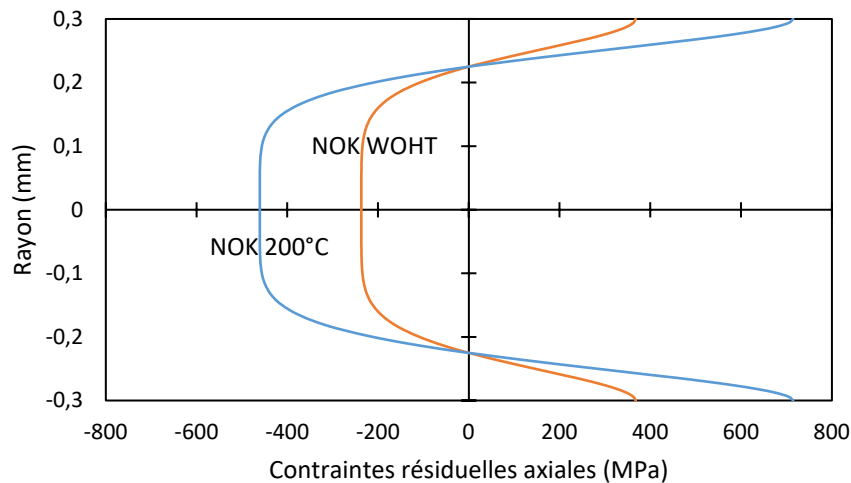


Figure 4-16 : L'estimation du profil des contraintes résiduelles pour le fil NOK WOHT et NOK 200°C.

Quant à la variation de courbure du fil OK WOHT vue sur la Figure 4-15c), son analyse laisse penser qu'elle n'est pas exploitable. En effet, son déplacement radial est dans le sens contraire à celui qui est attendu, d'une rétractation de la surface polie, ce qui laisse penser que le profil des contraintes résiduelles est orienté inversement à celui des 3 autres fils. Or un tel comportement n'est pas crédible, et les faibles valeurs de déplacement radial (de l'ordre de 18 μm à 5 mm du centre du fil) permettent de poser que ce déplacement radial dans un sens inverse à ce qui est attendu est probablement expliqué par une perte de précision des mesures en-dessous de certaines valeurs de déplacement radial.

Cette hypothèse est par ailleurs confortée par l'analyse du déplacement radial du fil OK 200°C après enlèvement de matière Figure 4-16d). En effet, son déplacement radial après enlèvement de matière est de 17 μm à 5 mm du centre du fil, pour un enlèvement de matière moyen de 0,18 mm. Si l'on suit la méthode développée dans le Chapitre 3, il est alors possible de tracer le profil initial des contraintes résiduelles dans le fil révélé par ce déplacement radial après enlèvement de matière. Ce profil est donné sur la Figure 4-17, et il est constitué de valeurs assez faibles : 130 MPa à la surface et -85 MPa à cœur.

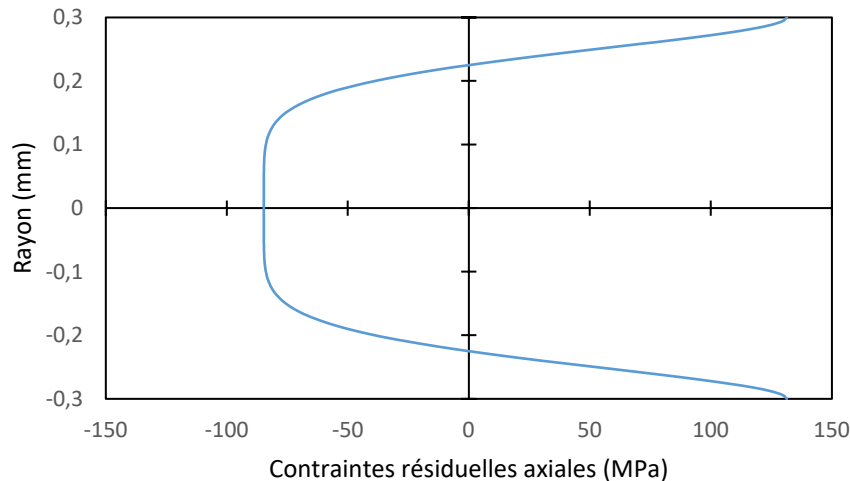


Figure 4-17 : L'estimation du profil des contraintes résiduelles pour le fil OK 200°C.

La comparaison du profil des contraintes résiduelles estimé pour le fil NOK 200°C avec celui estimé pour le fil NOK WOHT montre les limites de l'exploitation présentée ici de la méthode de caractérisation des contraintes résiduelles des fils tréfilés par enlèvement de matière sur un fil de 0,6 mm. On devrait s'attendre à un profil moins sévère des contraintes résiduelles pour le fil NOK 200°C que pour le fil NOK WOHT, puisque le fil NOK 200°C est censé avoir subi un traitement thermique de relaxation de contraintes résiduelles. Or c'est l'inverse qui est observé, puisque la Figure 4-16 montre un profil tendu à 367 MPa sur la peau et -261 MPa à cœur pour le fil NOK WOHT quand elle montre un profil tendu à 715 MPa sur la peau et -458 MPa à cœur pour le fil NOK 200°C.

Il y a donc de fortes raisons de penser que le profil des contraintes résiduelles estimé ici n'est pas fiable, probablement à cause du manque de maîtrise de l'épaisseur de la couche retirée sur les quatre fils de 0,6 mm de diamètre. Cela nous amène à une conclusion claire : pour que les résultats obtenus par la méthode de caractérisation des contraintes résiduelles par enlèvement de matière proposée dans le Chapitre 3 soient crédibles, il est absolument nécessaire de s'assurer que l'enlèvement de matière est bien uniforme sur la longueur du fil.

Dans le cas contraire, comme cela a été vu dans ce Chapitre avec une épaisseur retirée qui varie du simple au sextuple sur un des quatre fils qui a été testé, il est impossible de garantir la fiabilité de l'estimation du profil initial des contraintes résiduelles.

Cela étant dit, il est frappant de remarquer que si l'on ne tente pas d'associer un profil de contraintes résiduelles aux différentes variations de courbures générées par enlèvement de matière, on arrive à une comparaison très intéressante des 4 fils : les fils OK ont systématiquement affiché une variation de courbure significativement plus faible après enlèvement de matière que les fils NOK. Cela a été vu, il est difficile d'associer une estimation fiable d'un profil des contraintes résiduelles, et donc de quantifier l'implication d'une telle remarque. Mais il est important de souligner cette différence de comportement après enlèvement de matière, qui pourrait devenir une piste intéressante à creuser sur des nouveaux essais.

5. Analyse et perspectives

L'intégration des deux approches de caractérisation proposées dans les deux Chapitres précédents dans un cas d'usage industriel démontre qu'elles complètent de manière pertinente les résultats obtenus par les traditionnels essais de caractérisation mécanique auxquels procèdent les industriels.

En effet, ce Chapitre a consisté à déployer en conditions réelles tout un protocole de caractérisation du comportement mécanique de fils tréfilés pour un fabricant de câbles à torons. Ce déploiement a été justifié par un changement dans le procédé de tréfilage du fil central du toron central d'un câble à toron, qui a généré des ruptures prématurées et inexplicables des torons. L'enjeu était donc réel, de comprendre la raison de ces ruptures afin de trouver une solution pour y remédier.

Dans ce Chapitre, plusieurs réponses éclairent le problème rencontré par le fabricant de torons : les essais de traction, les essais de flexion et l'approche d'estimation de la loi matériau trilineaire par un essai de flexion convergent pour identifier une plus grande rigidité des fils NOK. Tant en termes de module d'élasticité apparent qu'en termes de comportement élastoplastique, les fils NOK sont significativement supérieurs aux fils OK. Une telle différence de comportement pourrait alors expliquer une répartition modifiée des sollicitations dans les câbles à torons causée par un fil central « trop performant ».

Quant au traitement thermique, l'étude menée dans ce Chapitre laisse penser qu'il ne libère pas de contraintes résiduelles mais augmente les caractéristiques mécaniques des fils tréfilés. La tentative d'estimer le profil des contraintes résiduelles dans les 4 fils n'a néanmoins pas abouti à cause d'une mauvaise maîtrise de l'enlèvement de matière.

Au-delà de l'étude de caractérisation des 4 fils tréfilés qui a été conduite dans ce Chapitre, une conclusion s'impose sur la nécessité d'augmenter la polyvalence de deux approches de caractérisation du comportement mécanique des fils tréfilés. Pour y parvenir, un travail d'adaptation conséquent doit être mis en œuvre. En effet, il vient d'être prouvé qu'il suffit de changer le diamètre et la nuance du fil (0,6 mm et JIS G 3506 contre 0,8 mm et AISI 302) pour voir diverger les résultats obtenus par les approches de caractérisation mécanique développées dans les Chapitres précédents.

Les pistes pour expliquer cette inadéquation sont nombreuses et il semble judicieux de commencer par les étudier avant de proposer des adaptations aux deux approches qui ont été exploitées dans ce Chapitre.

La première piste consiste à établir l'influence du diamètre sur les résultats de l'approche d'estimation d'une loi matériau trilineaire à partir d'un essai de flexion. Ici, il serait probablement pertinent de procéder à un nombre conséquent d'essais de flexion 3 points sur des fils tréfilés d'une même nuance (AISI 302 serait conseillé), dont le diamètre s'échelonne de 0,6 mm à plusieurs millimètres. De cette manière, il serait possible d'observer les différentes formes de courbe de flexion 3 points, ce qui permettrait de s'assurer que la loi matériau trilineaire est bien la plus pertinente pour tous les fils tréfilés.

Toujours concernant l'estimation d'une loi matériau trilineaire à partir d'un essai de flexion 3 points, une deuxième piste serait d'identifier finement l'influence d'un changement de nuance d'acier dans la fiabilité de la méthode. Il s'agirait alors d'exploiter l'approche proposée dans le Chapitre 2 sur divers fils tréfilés de 0,8 mm de diamètre, dont la nuance varie. Dans ce cas, il

serait approprié de choisir un nombre aussi grand que possible de nuances d'aciers, dont certaines seraient ressemblantes à l'AISI 302 quand d'autres en seraient très éloignées. Il serait aussi opportun d'ajouter des fils tréfilés non ferreux, afin d'examiner d'autant plus sérieusement la polyvalence de la méthode proposée dans le Chapitre 2.

Lorsque cette piste aura été étudiée, il sera pertinent de s'intéresser de plus près à l'influence de la microstructure des fils tréfilés sur la fiabilité de cette approche. En effet, les fils tréfilés sont réputés pour présenter des différences microstructurales fortes, tant en termes de composition que de taille de grains. Si les pistes étudiées précédemment laissent penser qu'il faut ajouter un niveau de complexité à la compréhension du comportement mécanique des fils tréfilés, cette piste sera nécessaire à examiner.

Enfin, s'agissant de l'estimation des contraintes résiduelles par enlèvement de matière, deux pistes d'amélioration sont à étudier.

La première s'attache à préciser la compatibilité des fils tréfilés selon diverses caractéristiques telles que le diamètre du fil, la courbure naturelle ou la nuance du métal utilisé. En effet, il a été constaté très significativement que dans certaines conditions telles que celles du fil de 0,6 mm étudié dans ce Chapitre, la caractérisation des contraintes résiduelles par enlèvement de matière n'est pas fiable.

Cela pourrait s'expliquer par l'une (ou plusieurs) des trois caractéristiques données ci-dessus. Un trop faible diamètre implique une trop faible surface de contact avec la résine, qui n'a plus assez d'accroche pour maintenir le fil parallèlement à la table de polissage, ce qui génère un enlèvement de matière non maîtrisé. Une courbure naturelle trop élevée implique elle aussi une maîtrise insuffisante de l'enlèvement de matière, générant le retrait d'une couche de matière dont l'épaisseur est trop variable sur la longueur du fil pour être exploitable. De même, il est probable que certaines nuances de fils tréfilés ne soient pas compatibles avec la résine utilisée, ce qui expliquerait une moins bonne accroche et donc un enlèvement de matière inadéquat.

Quant à la deuxième piste, elle s'attache à intégrer l'impact d'un enlèvement de matière inégal dans le modèle analytique d'estimation du profil des contraintes résiduelles à partir de la déformée du fil. C'est ce qui a été suggéré en conclusion du Chapitre 3 consacré à la conception de cette méthode d'estimation des contraintes résiduelles, et dont l'utilité est confirmée dans ce Chapitre d'exploitation de cette méthode dans des conditions différentes.

Ainsi, la confrontation à un cas d'étude industriel des deux méthodes de caractérisation mécanique proposées dans ce travail n'a pas abouti à des résultats pleinement satisfaisants. Mais elle laisse apercevoir des pistes d'amélioration sérieuses qui laissent penser que ces deux méthodes pourront gagner en polyvalence et en prédictibilité afin d'être adoptées à une échelle industrielle à l'avenir.

Ce faisant, elles permettront aux industriels qui exploitent des fils tréfilés comme les ressortiers ou les fabricants de câbles à torons de comprendre plus finement le comportement des fils qu'ils utilisent. Ils réduiront ainsi le taux de rebut de leur production, améliorant ainsi leur rentabilité et réduisant les pertes de matières premières. Dans une période où la tendance est à la contraction sur la disponibilité des matières premières, une telle amélioration du processus industriel serait bienvenue.

Conclusion générale et perspectives

Le travail qui a été présenté ici doit être considéré comme un travail d'exploration du domaine de l'étude des fils tréfilés métalliques. Des approches novatrices ont été décrites tout au long de cette thèse, qui ont tenté de proposer des méthodes de caractérisation du comportement mécanique des fils tréfilés complémentaires aux approches existantes.

La première approche a consisté à procéder à des essais de flexion 3 points et à identifier les 3 points remarquables d'une courbe de flexion qui décrivent le plus précisément le comportement mécanique d'un fil tréfilé. À partir de la lecture de ces 3 points, il a été découvert qu'il était possible d'associer 3 points d'une courbe de contrainte/déformation composée de quatre portions linéaires : une portion purement élastique, deux portions élastoplastiques et une portion purement plastique.

De très nombreuses simulations numériques ont été menées pour identifier précisément la relation entre les 3 points remarquables de la courbe de flexion et les 3 points remarquables de la courbe de contrainte/déformation. Un modèle empirique a été proposé, donnant des résultats très satisfaisants pour les fils de 0,8 mm pour lesquels il a été conçu.

La deuxième approche a quant à elle consisté à proposer une méthode de caractérisation des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés. Ayant représenté une large portion du Chapitre bibliographique de cette thèse, la caractérisation des contraintes résiduelles se devait d'avoir une place importante dans la recherche qui a été faite. Une méthode a alors été expérimentée, qui repose sur le principe de l'enlèvement de matière et la lecture de la déformée générée par l'enlèvement de matière pour associer un profil de contraintes résiduelles. Donnant des résultats très satisfaisants et répondant à un besoin non traité jusqu'à présent de caractérisation des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés. En résulte une méthode solide et fiable, qui repose sur une compréhension théorique des mécanismes en jeu dans les fils tréfilés et qui donne des résultats crédibles.

Pour autant, il aura été noté grâce au quatrième Chapitre de ce rapport consacré à l'exploitation de ces deux approches sur un cas d'usage industriel, que les méthodes proposées doivent encore être affinées pour gagner en solidité et en polyvalence.

L'approche d'estimation d'une loi matériau trinéaire par un essai de flexion 3 points montre certes des résultats très satisfaisants qui permettent de tracer une courbe de contrainte/déformation crédible pour les fils tréfilés, mais elle repose encore sur des hypothèses fortes. En particulier, l'approche exploite l'hypothèse d'isotropie du fil et donc d'égalité entre le module d'élasticité en flexion et le module d'Young. Des investigations plus poussées ont mis en évidence que le fort niveau d'écrouissage durant le tréfilage explique la modification apparente du module élastique lors d'un essai de flexion sans pour autant que le module d'Young soit modifié. Cette identification de l'effet de l'écrouissage sur le comportement macroscopique en flexion s'annonce très prometteuse, et pourra s'appuyer sur la méthode de caractérisation des contraintes résiduelles proposée dans le troisième Chapitre.

En effet, le troisième Chapitre a permis d'identifier la présence non négligeable de contraintes résiduelles dans les fils tréfilés, dont l'impact sur le comportement en flexion a été décrit. Par cette mise en lumière de l'influence des contraintes sur le module apparent d'élasticité en flexion, le troisième Chapitre a apporté un niveau supplémentaire d'enrichissement à venir de

Conclusion générale et perspectives

l'approche d'estimation d'une loi matériau trilinéaire décrite dans le deuxième Chapitre. La question devra donc se poser de la possibilité d'intégrer finement l'impact de l'anisotropie des fils tréfilés et de leur profil de contraintes résiduelles dans cette approche.

De plus, le troisième Chapitre a décrit la conception d'une méthode de caractérisation des contraintes résiduelles des fils tréfilés. Cette méthode s'est avérée très prometteuse et simple à réaliser, ce qui laisse envisager une exploitation prochaine par les fabricants de ressorts. Il conviendra néanmoins de s'assurer plus en détails de l'impact du polissage mécanique sur le profil des contraintes résiduelles et de trouver une méthode qui n'imposera plus de poser l'hypothèse de l'épaisseur de fil sollicitée en traction. Des pistes ont déjà été évoquées pour traiter ces deux axes de travail, comme la comparaison de la variation de courbure générée par un polissage mécanique et un polissage vibrant, et le retrait de couches de différentes épaisseurs sur fils en parallèles.

Ce travail a donc représenté une première étape de l'étude des méthodes de caractérisation du comportement mécanique des fils tréfilés, qui mérite d'être poursuivie. L'enjeu décrit en introduction est manifeste et un tel travail peut participer à la conservation d'un nouveau de production élevé couplé à une baisse substantielle de l'utilisation des matières premières.

Lorsque nous aurons atteint un niveau satisfaisant de compréhension des mécanismes en jeu dans les fils tréfilés grâce aux méthodes de caractérisations qui ont été proposées ici, nous pourrons étudier les différentes solutions de résolution du problème de la variabilité de la capacité de formage des fils tréfilés. En effet, caractériser le comportement mécanique des fils ne suffit pas à résoudre pleinement la problématique industrielle du taux trop important de non-conformité des ressorts. Il faut associer à cette compréhension des conditions initiales des fils une capacité de changer ces conditions initiales.

La piste la plus crédible réside sans doute dans la relaxation de contraintes résiduelles par traitement thermique. Une perspective de travail futur consiste à étudier les différentes possibilités de traitements thermiques pour identifier celui qui sera le plus efficace dans le contexte de la fabrication du ressort. Pour y parvenir, nous évaluerons l'influence des traitements thermiques selon trois approches potentielles : par des observations expérimentales de la microstructure des fils tréfilés après les différents traitements thermiques, par des simulations numériques de ces traitements thermiques, et par des recherches de modèles théoriques crédibles pour décrire le comportement des fils tréfilés pendant les traitements thermiques.

Il s'agira de résoudre une difficulté qui a été rencontrée pendant cette thèse qui a empêché toute étude microstructurale : les méthodes d'observation de la microstructure (par microscope optique ou par EBSD) demandent une maîtrise très fine des différentes attaques chimiques et du polissage du matériau à analyser. Or les fils tréfilés de faible diamètre ayant une microstructure très particulière avec des grains extrêmement fins, cette phase d'étude des traitements thermiques devra aussi passer par une étude des attaques chimiques et des technologies de polissages nécessaires adaptées pour des telles conditions d'analyses.

Enfin, l'objectif final sera d'agrèger tous les résultats qui auront été obtenus par les différentes méthodes de caractérisation mécanique des fils tréfilés et de traitements thermiques afin d'élaborer un outil d'assistance à la fabrication de ressorts. Cette perspective est une perspective sans doute lointaine, puisqu'elle demande une maîtrise exemplaire de toutes les étapes décrites

Conclusion générale et perspectives

précédemment pour limiter les biais de mesure et donc réduire l'erreur d'un tel outil. Cet outil pourrait reposer sur la combinaison du modèle d'estimation d'une loi matériau trinéaire par flexion 3 points et de la méthode de caractérisation des contraintes résiduelles pour avoir une image précise de l'état du fil tréfilé avant formage et estimer sa capacité de formage en flexion.

Cet outil s'appuierait sur une connaissance précise de l'impact des traitements thermiques sur le comportement mécanique des fils tréfilés et offrirait au fabricant de ressorts une possibilité d'harmoniser le comportement mécanique de tous ses fils tréfilés pour maîtriser leur capacité de formage et ainsi minimiser le taux de non-conformité. Il est de plus intéressant de noter qu'un tel outil bénéficierait d'un mécanisme vertueux de renforcement constant, puisqu'il s'enrichirait des données obtenues par les fabricants de ressorts sur chaque nouveau fil. Il serait donc le prétexte d'une étude continue de l'impact des traitements thermiques sur les fils tréfilés et d'une source intarissable de cas d'usage pour les laboratoires de science des matériaux.

Références bibliographiques

- [1] J. Spaes, « Les ressorts hélicoïdaux, applications et calculs ». Paris; Wattrelos (France): Nathan communication ; R.P.I., 1989.
- [2] A. M. Wahl, « Mechanical Springs », 2nd edition. McGraw-Hill Book Company, 1963.
- [3] Manuel PAREDES, « Ressorts - Classification, contraintes, matériaux et procédés de fabrication », *Techniques de l'Ingénieur*. 10 novembre 2021.
- [4] Jean COURBON, « Calcul des structures, Théorie de l'élasticité », *Techniques de l'Ingénieur*. 10 août 1979.
- [5] A. Daidié et M. Paredes, « Modélisation mécanique avancée » », 2016.
- [6] « NF EN 10270-1 : Steel wire for mechanical springs - Part 1 : patented cold drawn unalloyed spring steel wire ». AFNOR, 2012.
- [7] « NF EN 10270-2 : Steel wire for mechanical springs - Part 2 : oil hardened and tempered spring steel wire ». AFNOR, 2012.
- [8] M. Laverroux, « Mise en forme des aciers inoxydables par tréfilage », *Rev. Métallurgie*, vol. 90, n° 10, Art. n° 10, oct. 1993, doi: 10.1051/metal/199390101293.
- [9] « NF EN ISO 6931-1 : Aciers inoxydables pour ressorts - Partie 1 : fils ». AFNOR, 2020.
- [10] « NF EN 10270-3 : Fils en acier pour ressorts mécaniques - Partie 3 : fils en acier inoxydable ». AFNOR, 2012.
- [11] M. D. J. Herganzo, « Handbook of Comparative World Steel Standards 5th Edition », 2016, [En ligne]. Disponible sur: https://www.academia.edu/35712686/Handbook_of_Comparative_World_Steel_Standards_5th_Edition
- [12] M. Kciuk et A. Kurc-Lisiecka, « The influence of heat treatment on structure, mechanical properties and corrosion resistance of steel X10CrNi18-8 », *Arch. Mater. Sci. Eng.*, vol. 55, p. 62-69, juin 2012.
- [13] Y. Yamada et T. Kuwabara, « Materials for Springs ». 2007, p. 377. doi: 10.1007/978-3-540-73812-1.
- [14] M. R. Berrahmoune, S. Berveiller, K. Inal, et E. Patoor, « Delayed cracking in 301LN austenitic steel after deep drawing: Martensitic transformation and residual stress analysis », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. Complete, n° 438-440, p. 262-266, 2006, doi: 10.1016/j.msea.2006.02.189.
- [15] « Fiche matériau AISI 301 ». PXPRECIMET SA.
- [16] « Fiche matériau AISI 302 ». PXPRECIMET SA.
- [17] « Fiche matériau AISI 304 ». PXPRECIMET SA.
- [18] « Fiche matériau AISI 304N ». PXPRECIMET SA.
- [19] « Fiche matériau AISI 316 ». PXPRECIMET SA.
- [20] « Fiche matériau AISI 904L ». PXPRECIMET SA.
- [21] « Fiche matériau AISI 318LN ». PXPRECIMET SA.
- [22] « Fiche matériau AISI 631 ». PXPRECIMET SA.
- [23] A. Chevalier, « Guide du dessinateur industriel ». 2003.
- [24] J.-Y. Maetz, « Évolution de la microstructure d'un acier inoxydable lean duplex lors du vieillissement », phdthesis, INSA de Lyon, 2014. [En ligne]. Disponible sur: <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-01080950>
- [25] A. Paúl, R. Sánchez, O. Montes, et J. Odriozola, « The Role of Silicon in the Reactive-Elements Effect on the Oxidation of Conventional Austenitic Stainless Steel », *Oxid. Met.*, vol. 67, p. 87-105, janv. 2007, doi: 10.1007/s11085-006-9046-6.

Références bibliographiques

- [26] A. F. Rowcliffe et R. B. Nicholson, « Quenching defects and precipitation in a phosphorus-containing austenitic stainless steel », *Acta Metall.*, vol. 20, n° 1, p. 143-155, janv. 1972, doi: 10.1016/0001-6160(72)90122-8.
- [27] J. L. Crolet, L. Séraphin, et R. Tricot, « influence des teneurs en chrome, molybdène et soufre sur la résistance à la corrosion caverneuse des aciers inoxydables », *Rev. Métallurgie*, vol. 72, n° 12, Art. n° 12, déc. 1975, doi: 10.1051/metal/197572120937.
- [28] Č. Donik, I. Paulin, et M. Jenko, « Influence of MnS inclusions on the corrosion of austenitic stainless steels », *Mater. Tehnol.*, vol. 44, p. 67-72, mars 2010.
- [29] M. A. Baker et J. E. Castle, « The initiation of pitting corrosion at MnS inclusions », *Corros. Sci.*, vol. 34, n° 4, p. 667-682, avr. 1993, doi: 10.1016/0010-938X(93)90279-P.
- [30] R. Ke et R. Alkire, « Surface Analysis of Corrosion Pits Initiated at MnS Inclusions in 304 Stainless Steel », *J. Electrochem. Soc.*, vol. 139, n° 6, p. 1573, juin 1992, doi: 10.1149/1.2069458.
- [31] B. Capelle, « Les macles et les dislocations : des défauts parfois beaux et utiles », IMPMC, 2017.
- [32] B. Gonzalez *et al.*, « The influence of copper addition on the formability of AISI 304 stainless steel », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 343, p. 51-56, févr. 2003, doi: 10.1016/S0921-5093(02)00362-3.
- [33] « Tracking Industry 2020 – Analysis », IEA, 2021. <https://www.iea.org/reports/tracking-industry-2020>
- [34] X. Li, W. Sun, L. Zhao, et J. Cai, « Material Metabolism and Environmental Emissions of BF-BOF and EAF Steel Production Routes », *Miner. Process. Extr. Metall. Rev.*, vol. 39, p. 50-58, janv. 2018, doi: 10.1080/08827508.2017.1324440.
- [35] Z. Zulhan et C. Schrade, « Vacuum Treatment of Molten Steel: RH (Rurhstahl Heraeus) versus VTD (Vacuum Tank Degasser) », mai 2014.
- [36] C. Levrau, « Compréhension et modélisation des mécanismes de lubrification lors du tréfilage des aciers inoxydables avec des savons secs », phdthesis, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2006. [En ligne]. Disponible sur: <https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00002049>
- [37] M. Bellet, O. Jaouen, et I. Poitroult, « An ALE-FEM approach to the thermomechanics of solidification processes with application to prediction of pipe shrinkage », *Int. J. Numer. Methods Heat Fluid Flow*, vol. 15, n° 2, p. 120, 2005, doi: 10.1108/09615530510578410.
- [38] B. Sun *et al.*, « Microstructural characteristics and tensile behavior of medium manganese steels with different manganese additions », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 729, p. 496-507, juin 2018, doi: 10.1016/j.msea.2018.04.115.
- [39] D. Carrouge, « Phase transformations in welded supermartensitic stainless steels », Thesis, University of Cambridge, 2002. doi: 10.17863/CAM.14251.
- [40] G. Simonnet, « Tréfilage de l'acier », *Techniques de l'ingénieur*, 10 avril 1996.
- [41] J.-K. Hwang, « Revealing the small post-necking elongation in twinning-induced plasticity steels », *J. Mater. Sci.*, vol. 55, n° 19, p. 8285-8302, juill. 2020, doi: 10.1007/s10853-020-04477-x.
- [42] J. R. Davis, « Tensile testing ». Materials Park, Ohio: ASM International, 2004. [En ligne]. Disponible sur: <http://www.books24x7.com/marc.asp?bookid=42684>
- [43] L. Bertini, L. Bone, C. Santus, F. Chiesi, et L. Tognarelli, « Fatigue investigation at high load ratio R of a quenched and tempered chromium molybdenum steel », *Procedia Struct. Integr.*, vol. 2, p. 681-689, déc. 2016, doi: 10.1016/j.prostr.2016.06.088.
- [44] M. Kamarni et M. Kadkhodaei, « An Investigation into the Simple Tensile Test of SMA Wires Considering Stress Concentration of Grippers », *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 23, n° 3, p. 1114-1123, mars 2014, doi: 10.1007/s11665-013-0847-x.

Références bibliographiques

- [45] S. Gondo, S. Suzuki, M. Asakawa, K. Takemoto, K. Tashima, et S. Kajino, « Establishing a simple and reliable method of measuring ductility of fine metal wire », *Int. J. Mech. Mater. Eng.*, vol. 13, n° 1, p. 5, mars 2018, doi: 10.1186/s40712-018-0091-0.
- [46] H. Farhat, « Chapter 3 - Materials and coating technologies », in *Operation, Maintenance, and Repair of Land-Based Gas Turbines*, H. Farhat, Éd., Elsevier, 2021, p. 63-87. doi: 10.1016/B978-0-12-821834-1.00007-1.
- [47] N. Bourahla, « Résistance des matériaux de base ». 2005.
- [48] J. COURBON et J.-N. THEILLOUT, « Résistance des matériaux - Formulaire ». Techniques de l'ingénieur, 1987.
- [49] V. Khalkar et S. Ramachandran, « The effect of crack geometry on stiffness of spring steel cantilever beam », *J. Low Freq. Noise Vib. Act. Control*, vol. 37, n° 4, p. 762-773, déc. 2018, doi: 10.1177/1461348418765959.
- [50] M. Dougdag et A. BOUHLASSA, « Application des jauges de déformation pour l'analyse expérimentale des contraintes dynamiques (cas d'une poutre en flexion, encastree – libre) », avr. 1997.
- [51] K. Ozeki, T. Yuhta, H. Aoki, T. Asaoka, T. Daisaku, et Y. Fukui, « Deterioration in the superelasticity of Ti sputter coated on NiTi orthodontic wire », *Biomed. Mater. Eng.*, vol. 13, p. 355-62, févr. 2003.
- [52] P. Thapa et F. Khan, « Dropped Object Effect in Offshore Subsea Structures and Pipeline Approach ». 2016. doi: 10.13140/RG.2.2.19964.33920.
- [53] J. Ma et T. Welo, « Analytical springback assessment in flexible stretch bending of complex shapes », *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 160, p. 1-19, janv. 2021, doi: 10.1016/j.ijmachtools.2020.103653.
- [54] H. Kato, Y. Tottori, et K. Sasaki, « Four-Point Bending Test of Determining Stress-Strain Curves Asymmetric between Tension and Compression », *Exp. Mech.*, vol. 54, n° 3, p. 489-492, mars 2014, doi: 10.1007/s11340-013-9791-9.
- [55] R. P. Kusy et G. J. Dilley, « Elastic modulus of a triple-stranded stainless steel arch wire via three- and four-point bending », *J. Dent. Res.*, vol. 63, n° 10, p. 1232-1240, oct. 1984, doi: 10.1177/00220345840630101401.
- [56] B. Goes, A. Martín-Meizoso, J. Gil-Sevillano, I. Lefever, et E. Aernoudt, « Fragmentation of as-drawn pearlitic steel wires during torsion tests », *Eng. Fract. Mech.*, vol. 60, n° 3, p. 255-272, juin 1998, doi: 10.1016/S0013-7944(98)00023-X.
- [57] R. Shemanski, « Ferrous Wire Handbook - Ch. 26 Testing Ferrous Rod or Wire ». 2008.
- [58] « ISO 18338:2015(fr), Matériaux métalliques — Essai de torsion à température ambiante ». 2015. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.iso.org/obp/ui/#iso:std:iso:18338:ed-1:v1:fr>
- [59] D. Liu, K. Peng, et Y. He, « Direct measurement of torsional properties of single fibers », *Meas. Sci. Technol.*, vol. 27, oct. 2016, doi: 10.1088/0957-0233/27/11/115017.
- [60] 14:00-17:00, « ISO 14577-1:2015 : Matériaux métalliques — Essai de pénétration instrumenté pour la détermination de la dureté et de paramètres des matériaux — Partie 1: Méthode d'essai ». 2015. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.iso.org/cms/render/live/fr/sites/isoorg/contents/data/standard/05/66/56626.html>
- [61] I. D. Marinescu, B. Rowe, Y. Ling, et H. G. Wobker, « Chapter 3 - Abrasive Processes », in *Handbook of Ceramics Grinding and Polishing*, I. D. Marinescu, T. K. Doi, et E. Uhlmann, Éd., Boston: William Andrew Publishing, 2015, p. 67-132. doi: 10.1016/B978-1-4557-7858-4.00003-0.
- [62] C. Kuzu, E. Pelit, et I. Meral, « A new design of Rockwell-Brinell-Vickers hardness standard machine at UME », *ACTA IMEKO*, vol. 9, n° 5, Art. n° 5, déc. 2020, doi: 10.21014/acta_imeko.v9i5.975.

- [63] 14:00-17:00, « ISO 6508-1:2016 : Matériaux métalliques — Essai de dureté Rockwell — Partie 1: Méthode d'essai ». 2016.
- [64] 14:00-17:00, « ISO 6506-1:2014 : Matériaux métalliques — Essai de dureté Brinell — Partie 1: Méthode d'essai ». 2014.
- [65] « ISO 6507-1:2018 : Matériaux métalliques — Essai de dureté Vickers — Partie 1: Méthode d'essai ». 2006.
- [66] W.-J. Sun, S. Kothari, et C. C. Sun, « The relationship among tensile strength, Young's modulus, and indentation hardness of pharmaceutical compacts », *Powder Technol.*, vol. 331, p. 1-6, mai 2018, doi: 10.1016/j.powtec.2018.02.051.
- [67] O. Takakuwa, Y. Kawaragi, et H. Soyama, « Estimation of the Yield Stress of Stainless Steel from the Vickers Hardness Taking Account of the Residual Stress », *J. Surf. Eng. Mater. Adv. Technol.*, vol. 3, n° 4, Art. n° 4, oct. 2013, doi: 10.4236/jseamat.2013.34035.
- [68] P. Enghag, « Steel Wire Technology ». 2002.
- [69] J.-L. Chaboche et J. Lemaître, « Mécanique des matériaux solides », 2ème édition. Dunod, 1988. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.decitre.fr/livres/mecanique-des-materiaux-solides-9782100013975.html>
- [70] W. M. Stobbs et S. Paetke, « The Bauschinger effect in cold drawn patented wire », *Acta Metall.*, vol. 33, n° 5, p. 777-783, mai 1985, doi: 10.1016/0001-6160(85)90101-4.
- [71] S. Kilambi et S. Tipton, « Numerical evaluation of the original “Neuber’s Rule” for pure out-of-plane shear loading », *J. Strain Anal. Eng. Des.*, vol. Numerical evaluation of the original “Neuber’s rule” for pure out-of-plane shear loading. 48.8 (2013): ., p. 522-535, août 2013, doi: 10.1177/0309324713496407.
- [72] C. Goyal, « Uncertainty Quantification in Non-linear Seismic Wave Propagation », 2017. doi: 10.13140/RG.2.2.12355.40484.
- [73] André, « Cours de résistances des matériaux, module 425, ENSIL-ENSCI ».
- [74] T. Sasaki, Y. Maruyama, H. Ohba, et S. Ejiri, « Two-dimensional imaging of Debye-Scherrer ring for tri-axial stress analysis of industrial materials », *J. Instrum.*, vol. 9, p. C07006, juill. 2014, doi: 10.1088/1748-0221/9/07/C07006.
- [75] D. Gallitelli *et al.*, « Simulation of shot peening: From process parameters to residual stress fields in a structure », *Comptes Rendus Mécanique*, vol. 344, n° 4, p. 355-374, avr. 2016, doi: 10.1016/j.crme.2016.02.006.
- [76] T. Mura, « General theory of eigenstrains », in *Micromechanics of defects in solids*, T. Mura, Éd., in Mechanics of Elastic and Inelastic Solids. Dordrecht: Springer Netherlands, 1987, p. 1-73. doi: 10.1007/978-94-009-3489-4_1.
- [77] A. M. Korsunsky, « Chapter 6 - The Eigenstrain Theory of Residual Stress », in *A Teaching Essay on Residual Stresses and Eigenstrains*, A. M. Korsunsky, Éd., Butterworth-Heinemann, 2017, p. 67-77. doi: 10.1016/B978-0-12-810990-8.00006-9.
- [78] F. Ahdad et M. Desvignes, « Contraintes résiduelles et déformations plastiques - Leurs relations mutuelles pour des pièces de géométrie simple », *Matér. Tech.*, vol. 84, n° 5-6, Art. n° 5-6, 1996, doi: 10.1051/mattech/199684050046.
- [79] J. M. Atienza, J. Ruiz-Hervías, M. Martínez-Perez, F. Mompeán, M. García-Hernández, et M. Elices, « Residual stresses in cold drawn pearlitic rods », 2005, doi: 10.1016/J.SCRIPTAMAT.2004.10.010.
- [80] D. Bernaud Bublitz et A. Raharinaivo, « Comportement en torsion des fils tréfilés : contribution à la modélisation de l'influence des paramètres de fabrication des fils ». in Rapports des laboratoires, no. 4. Paris: Laboratoire central des Ponts et chaussées, 1988.
- [81] S.-K. Lee, H. H., K. M., et B. M., « Influence of Process Parameters on Residual Stress and Reducing Residual Stress in Drawn Wire », *Trans. Mater. Process.*, vol. 14, janv. 2005, doi: 10.5228/KSPP.2005.14.8.704.

Références bibliographiques

- [82] J. Toribio, B. González, et J.-C. Matos, « Strength Anisotropy in Prestressing Steel Wires », in *Materials with Complex Behaviour II: Properties, Non-Classical Materials and New Technologies*, A. Öchsner, L. F. M. da Silva, et H. Altenbach, Éd., in *Advanced Structured Materials*. Berlin, Heidelberg: Springer, 2012, p. 259-270. doi: 10.1007/978-3-642-22700-4_15.
- [83] A. Phelippeau, S. Pommier, T. Tsakalakos, M. Clavel, et C. Prioul, « Cold drawn steel wires-processing, residual stresses and ductility - Part I: metallography and finite element analyses. », *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 29, p. 243-253, 2006.
- [84] B. Capelle, « Cours de cristallographie IMPMC, UPMC, CNRS, IRD, MNHN ». Cours de l'Institut de Minéralogie, de Physique des Matériaux et de Cosmochimie, 2016.
- [85] C. Deleuze, « Méthodologie d'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X sur des pièces d'alliage de titane de nuance Ti-10V-2Fe-3Al », phdthesis, Arts et Métiers ParisTech, 2010. [En ligne]. Disponible sur: <https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00537861>
- [86] B. Dionnet, M. François, J. M. Sprauel, et F. Nardou, « The influence of cylindrical geometry on X-ray stress tensor analysis. II. Applications », *J. Appl. Crystallogr.*, vol. 32, n° 5, Art. n° 5, oct. 1999, doi: 10.1107/S0021889899003829.
- [87] M. François, « Détermination de contraintes résiduelles sur des fils d'acier eutectoïde de faible diamètre par diffraction des rayons x », These de doctorat, Paris, ENSAM, 1991. Consulté le: 27 juillet 2023. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.theses.fr/1991ENAM0011>
- [88] A. GAROT-PIANT, « Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des neutrons. Application au grenailage de precontrainte », These de doctorat, Reims, 1996. [En ligne]. Disponible sur: <http://www.theses.fr/1996REIMS040>
- [89] « Détermination des contraintes résiduelles par méthode ultrasonore », *Techniques de l'Ingénieur*, 2015. <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/materiaux-th11/essais-metallographiques-des-metaux-et-alliages-42343210/determination-des-contraintes-residuelles-par-methode-ultrasonore-in8/>
- [90] C. Yu *et al.*, « Synchrotron high energy X-ray diffraction study of microstructure evolution of severely cold drawn NiTi wire during annealing », *Acta Mater.*, vol. 115, p. 35-44, août 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.05.039.
- [91] G. Montay, O. Sicot, A. Maras, E. Rouhau, et M. François, « Two Dimensions Residual Stresses Analysis Through Incremental Groove Machining Combined With Electronic Speckle Pattern Interferometry », *Exp. Mech.*, vol. 49, p. 459-469, août 2009, doi: 10.1007/s11340-008-9151-3.
- [92] G. S. Schajer, « Relaxation Methods for Measuring Residual Stresses: Techniques and Opportunities », *Exp. Mech.*, vol. 50, n° 8, p. 1117-1127, oct. 2010, doi: 10.1007/s11340-010-9386-7.
- [93] D. Halabuk et T. Navrat, « The effect of third principal stress in the measurement of residual stresses by hole-drilling method », *MATEC Web Conf.*, vol. 237, p. 01012, 2018, doi: 10.1051/mateconf/201823701012.
- [94] T. Navrat, D. Halabuk, et P. Vosynek, « Efficiency of Plasticity Correction in the Hole-Drilling Residual Stress Measurement », *Materials*, vol. 13, p. 3396, juill. 2020, doi: 10.3390/ma13153396.
- [95] N. S. Rossini, M. Dassisti, K. Y. Benyounis, et A. G. Olabi, « Methods of measuring residual stresses in components », *Mater. Des.*, vol. 35, p. 572-588, mars 2012, doi: 10.1016/j.matdes.2011.08.022.
- [96] R. Acevedo, P. Sedlak, R. Kolman, et M. Fredel, « Residual stress analysis of additive manufacturing of metallic parts using ultrasonic waves: State of the art review », *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 9, juin 2020, doi: 10.1016/j.jmrt.2020.05.092.

Références bibliographiques

- [97] G. Montay, A. Maras, et E. ROUHAUD, « Analyse des contraintes résiduelles par la méthode de la rainure et du trou incrémental », in *CFM 2011 - 20ème Congrès Français de Mécanique*, A. F. de Mécanique, Éd., in Congrès français de mécanique. Besançon, France: AFM, Maison de la Mécanique, 39/41 rue Louis Blanc - 92400 Courbevoie, août 2011. [En ligne]. Disponible sur: <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-03421497>
- [98] G. SACHS, « Der Nachweis Innerer Spannungen in Stangen und Rohren », *Zeitschrift Met.*, vol. 19, p. 352-357, 1927.
- [99] A. A. Garcia-Granada, D. J. Smith, et M. J. Pavier, « A new procedure based on Sachs' boring for measuring non-axisymmetric residual stresses », *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 42, n° 6, p. 1027-1047, juin 2000, doi: 10.1016/S0020-7403(99)00039-9.
- [100] V. Weiss, « Residual stresses in cylinders », 1956. doi: 10.21236/ad0102234.
- [101] A. P. Parker, « A Critical Examination of Sachs' Material-Removal Method for Determination of Residual Stress », *J. Press. Vessel Technol.*, vol. 126, n° 2, p. 234-236, mai 2004, doi: 10.1115/1.1689357.
- [102] B. H. F., « The Propagation of Cracks and the Energy of Elastic Deformation », *Trans. ASME Ser. E*, vol. 80, n° 6, p. 1225-1230, 1958.
- [103] M. Prime, « Cross-Sectional Mapping of Residual Stresses by Measuring the Surface Contour After a Cut », *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 123, p. 162-168, mai 2001, doi: 10.1115/1.1345526.
- [104] M. Prime et A. DeWald, « The Contour Method », 2013, p. 109-138. doi: 10.1002/9781118402832.ch5.
- [105] K. Lin, W. Wang, R. Jiang, Y. Xiong, et D. Zhao, « Evaluation of Residual Stress Distribution and Relaxation on In Situ TiB₂/7050 Al Composites », *Materials*, vol. 11, p. 706, avr. 2018, doi: 10.3390/ma11050706.
- [106] S. Dreier et B. Denkena, « Determination of Residual Stresses in Plate Material by Layer Removal with Machine-integrated Measurement », *Procedia CIRP*, vol. 24, p. 103-107, janv. 2014, doi: 10.1016/j.procir.2014.07.137.
- [107] R. Schöngrundner *et al.*, « Critical assessment of the determination of residual stress profiles in thin films by means of the ion beam layer removal method », *Thin Solid Films*, vol. 564, p. 321-330, août 2014, doi: 10.1016/j.tsf.2014.06.003.
- [108] X. Han, Z. Jin, Q. Mu, L. Niu, et P. Zhou, « Internal stress and deformation analysis of ultra-thin plate-shaped optical parts in thinning process », *Opt. Express*, vol. 27, n° 19, p. 27202-27214, sept. 2019, doi: 10.1364/OE.27.027202.
- [109] F. Yang, J. Q. Jiang, F. Fang, Y. Wang, et C. Ma, « Rapid determination of residual stress profiles in ferrite phase of cold-drawn wire by XRD and layer removal technique », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 486, n° 1, p. 455-460, juill. 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.09.025.
- [110] M. Paredes, « Développement d'outils d'assistance à la conception optimale des liaisons élastiques par ressorts », phdthesis, INSA de Toulouse, 2000. [En ligne]. Disponible sur: <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00255988>
- [111] J. Krier, P. Mille, et A. Cornet, « Analyse par diffraction X des contraintes résiduelles générées par le procédé de fabrication des ressorts de soupape hélicoïdaux », *J. Phys. IV Proc.*, vol. 06, n° C4, p. C4-267-C4-272, 1996, doi: 10.1051/jp4:1996425.
- [112] J. Matějček, P. C. Brand, A. Drews, A. Krause, et C. Lowe-Ma, « Residual stresses in cold-coiled helical compression springs for automotive suspensions measured by neutron diffraction », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 367, p. 306-311, févr. 2004, doi: 10.1016/j.msea.2003.10.322.
- [113] L. Del Llano-Vizcaya, C. Rubio-Gonzalez, G. Mesmacque, et A. Banderas-Hernández, « Stress relief effect on fatigue and relaxation of compression springs », *Mater. Des.*, vol. 28, n° 4, p. 1130-1134, janv. 2007, doi: 10.1016/j.matdes.2006.01.033.

Références bibliographiques

- [114] L. Vilela Costa, J. R. Gonçalves Carneiro, R. Pinto Coelho Catalão, O. K. Ribas, et P. Brito, « Residual Stress Gradients in AISI 9254 Steel Springs Submitted to Shot Peening and Heat Treatment for Increased Fatigue Resistance », *Adv. Mater. Res.*, vol. 996, p. 749-754, 2014, doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.996.749.
- [115] A. Gupta, « Determination of residual stresses for helical compression spring through Debye-Scherrer ring method », *Mater. Today Proc.*, vol. 25, p. 654-658, janv. 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2019.07.702.
- [116] J. Cho *et al.*, « Recrystallization and grain growth of cold-drawn gold bonding wire », *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 34, p. 1113-1125, mai 2003, doi: 10.1007/s11661-003-0131-z.
- [117] X. Sauvage, L. Renaud, B. Deconihout, D. Blavette, D. H. Ping, et K. Hono, « Solid state amorphization in cold drawn Cu/Nb wires », *Acta Mater.*, vol. 49, n° 3, p. 389-394, févr. 2001, doi: 10.1016/S1359-6454(00)00338-4.
- [118] S. F. Liu, G. Liu, B. J. Wang, C. H. Ren, et X. L. Shi, « Studies of Annealing Process in Severely Cold Drawn Pearlitic Steel Wires », *Mater. Sci. Forum*, vol. 682, p. 19-23, 2011, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.682.19.
- [119] BNT, « 25 TS-4A - Spring and Wire Forming Machine », *Baudrand New Tech.* <https://baudrand-new-tech.com/en/our-range/spring-and-wire-forming-machines/spring-and-wire-forming-machines-with-cams/25-ts-4a/>
- [120] N. Raji et L. Oluwole, « Effect of Soaking Time on the Mechanical Properties of Annealed Cold-Drawn Low Carbon Steel », *Mater. Sci. Appl.*, vol. 3, p. 513-518, janv. 2012, doi: 10.4236/msa.2012.38072.
- [121] « 6800 Series | Floor Model Universal Testing System », p. 2.
- [122] « ASTM E8 ». 2022. [En ligne]. Disponible sur: https://www.astm.org/e0008_e0008m-22.html
- [123] P. Kopas, M. Sága, V. Baniari, M. Vaško, et M. Handrik, « A Plastic Strain and Stress Analysis of Bending and Torsion Fatigue Specimens in the Low-cycle Fatigue Region Using the Finite Element Methods », *Procedia Eng.*, vol. 177, p. 526-531, déc. 2017, doi: 10.1016/j.proeng.2017.02.256.
- [124] K. Choudhuri, S. Chakraborty, P. Chakraborti, et P. Dutta, « Stress analysis and Design Optimization of Piston, Slipper assembly in an Axial Piston Pump », *J. Sci. Ind. Res.*, vol. 73, p. 318-323, mai 2014.
- [125] J. S. Stolken et A. G. Evans, « A microbend test method for measuring the plasticity length scale », *Acta Mater.*, sept. 1998, doi: 10.1016/S1359-6454(98)00153-0.
- [126] V. Laws, « Derivation of the tensile stress-strain curve from bending data », *J. Mater. Sci.*, vol. 16, n° 5, p. 1299-1304, mai 1981, doi: 10.1007/BF01033845.
- [127] R. A. Mayville et I. Finnie, « Uniaxial stress-strain curves from a bending test », *Exp. Mech.*, vol. 22, n° 6, p. 197-201, juin 1982, doi: 10.1007/BF02326357.
- [128] J. Toribio et F. J. Ayaso, « Anisotropic fracture behaviour of cold drawn steel: A materials science approach », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 343, p. 265-272, févr. 2003, doi: 10.1016/S0921-5093(02)00364-7.
- [129] H. Dabbagh, « Strength and ductility of high-strength concrete shear walls under reversed cyclic loading », 2005.
- [130] J. Atienza et M. Elices, « Influence of residual stresses in the tensile test of cold drawn wires », *Mater. Struct.*, vol. 36, p. 548-552, janv. 2003, doi: 10.1007/BF02480832.
- [131] T.-I. Lee, C. Kim, M. S. Kim, et T.-S. Kim, « Flexural and tensile moduli of flexible FR4 substrates », *Polym. Test.*, vol. 53, p. 70-76, août 2016, doi: 10.1016/j.polymertesting.2016.05.012.
- [132] « NF EN 13906-1 : Ressorts hélicoïdaux cylindriques fabriqués à partir de fils ronds et de barres - Calcul et conception - Partie 1 : ressorts de compression ». 2013.

Références bibliographiques

- [133] N. Richeux et T. Moro, « Essais accélérés de fatigue pour la validation des objectifs de fiabilité d'un ressort de bouton-poussoir d'ouverture de portes de métro », in *QUALITA2013*, Compiègne, France, mars 2013. [En ligne]. Disponible sur: <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-00823153>
- [134] G. Lascar, « Mesure des contraintes résiduelles dans des céramiques par indentation VICKERS », *J. Phys. IV*, vol. 08, n° PR4, p. Pr4-122, juin 1998, doi: 10.1051/jp4:1998413.
- [135] S.-K. Lee, D.-W. Kim, M.-S. Jeong, et B.-M. Kim, « Evaluation of axial surface residual stress in 0.82-wt% carbon steel wire during multi-pass drawing process considering heat generation », *Mater. Des.*, vol. 34, p. 363-371, févr. 2012, doi: 10.1016/j.matdes.2011.06.036.
- [136] S. Thuillier, C. H. Pham, et P. Y. Manach, « 2D springback and twisting after drawing of copper alloy sheets », *J. Phys. Conf. Ser.*, vol. 1063, p. 012124, juill. 2018, doi: 10.1088/1742-6596/1063/1/012124.
- [137] Y. Garbatov, C. Guedes Soares, et K. Masubuchi, « Residual Stresses and Distortion in Welds », in *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*, Elsevier, 2016. doi: 10.1016/B978-0-12-803581-8.03036-8.
- [138] R. Ruoppa, R. Toppila, J. Sipola, et V. Kesti, « Bending Properties of Some Ultra-High-Strength Steels », oct. 2012.
- [139] M. Elices, « Influence of residual stresses in the performance of cold-drawn pearlitic wires », *J. Mater. Sci.*, vol. 39, n° 12, p. 3889-3899, juin 2004, doi: 10.1023/B:JMISC.0000031470.31354.b5.
- [140] J. Atienza, J. Ruiz-Hervias, et M. Elices, « The Role of Residual Stresses in the Performance and Durability of Prestressing Steel Wires », *Exp. Mech.*, vol. 52, sept. 2012, doi: 10.1007/s11340-012-9597-1.
- [141] J. L. Thomason et M. A. Vlugg, « Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre-reinforced polypropylene: 1. Tensile and flexural modulus », *Compos. Part Appl. Sci. Manuf.*, vol. 27, n° 6, p. 477-484, janv. 1996, doi: 10.1016/1359-835X(95)00065-A.
- [142] H. Qi, Z. Cheng, D. Cai, L. Yin, Z. Wang, et D. Wen, « Experimental study on the improvement of surface integrity of tungsten steel using acoustic levitation polishing », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 259, p. 361-367, sept. 2018, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.04.043.
- [143] C. Srinivasa-Murthy, D. Wang, S. P. Beaudoin, T. Bibby, K. Holland, et T. S. Cale, « Stress distribution in chemical mechanical polishing », *Thin Solid Films*, vol. 308-309, p. 533-537, oct. 1997, doi: 10.1016/S0040-6090(97)00433-1.
- [144] C. M. Sánchez Camargo, « Mechanical multi-scale characterization of metallic materials by nanoindentation test », Thèse de doctorat, Institut supérieur de l'aéronautique et de l'espace, Toulouse; 2007-...., France, 2019. [En ligne]. Disponible sur: <http://www.theses.fr/2019ESAE0010/document>
- [145] E. Abbena, S. Salamon, et A. Gray, « Modern Differential Geometry of Curves and Surfaces with Mathematica », 3e édition. Boca Raton, FL: Chapman and Hall/CRC, 2006.
- [146] M. Khedmati, Z. Nouri, et M. Roshanali, « A comparative computational investigation on the effects of randomly distributed general corrosion on the post-buckling behaviour of uniaxially loaded plates », *J. Mech. Sci. Technol.*, vol. 26, mars 2012, doi: 10.1007/s12206-011-1222-1.
- [147] G. E. Totten, « Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies », \$ {number}nd édition. CRC Press, 2006.
- [148] I. Surinov, « The way to improve the accuracy of control of maneuvering of the vessel by assessing the abscissa of the center of gravity », *Sci. Educ. New Dimens.*, vol. VIII(238), p. 58-62, sept. 2020, doi: 10.31174/SEND-NT2020-238VIII29-14.

Références bibliographiques

- [149] M. Bahrami, M. M. Yovanovich, et J. R. Culham, « A novel solution for pressure drop in singly connected microchannels of arbitrary cross-section », *Int. J. Heat Mass Transf.*, vol. 50, n° 13-14, p. 2492-2502, 2007.

Annexes

Annexe 1 : Le calcul du module d'élasticité d'un essai de flexion 3 points avec appui central désaxé

Soit un essai de flexion 3 points, avec un appui central désaxé comme illustré sur la Figure 1 :

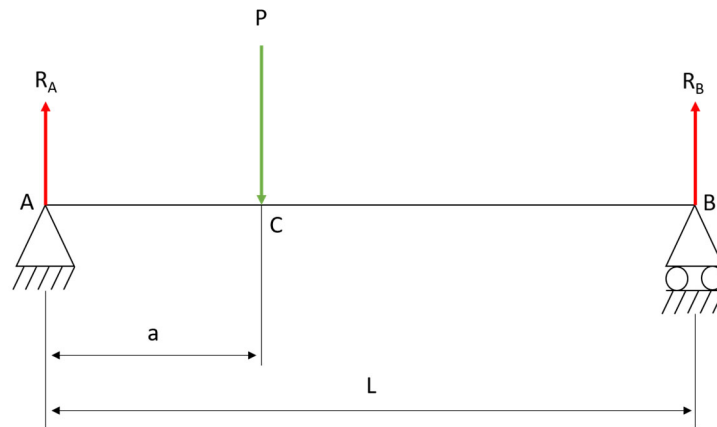


Figure 1 : Essai de flexion 3 points avec appui central désaxé.

À partir de ce schéma, nous pouvons aboutir à l'équation suivante :

$$E = \frac{P}{y} \frac{1}{I_y} \left(-\frac{a^4}{3L} + \frac{2a^3}{3} - \frac{a^2L}{3} \right)$$

Avec :

$\frac{P}{y}$: La pente mesurée (en Nmm^{-1});

I_y : Le moment quadratique (en mm^4);

a et L : Les longueurs remarquables de l'essai de flexion (en mm).

Annexe 2 : La forme de la loi matériau

Il a été décidé d'identifier la forme de la loi matériau linéaire par morceaux sur laquelle baser notre approche d'estimation d'une loi matériau développée dans le Chapitre 2. Pour y parvenir, trois formes de loi matériau mécanique ont été testées numériquement puis comparées à la courbe de flexion de référence obtenue expérimentalement et sur laquelle le Chapitre 2 a été construit.

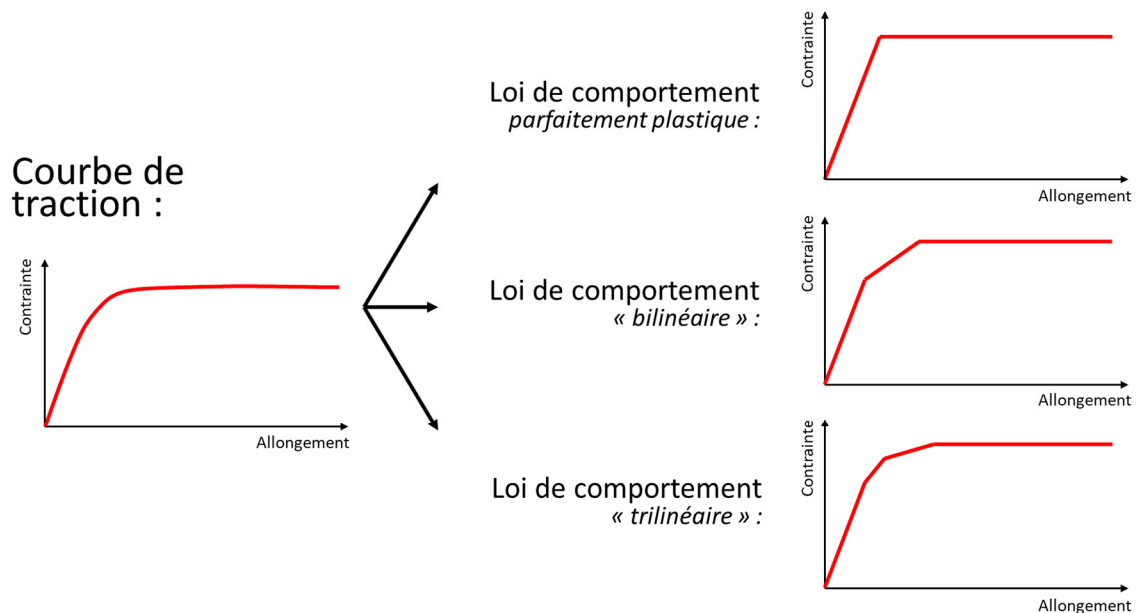


Figure 2 : Les 3 formes de loi matériau mécanique évaluées dans ce travail.

Les 3 formes de loi matériau explorées dans ce travail ont été les suivantes (voir Figure 2) :

- La forme parfaitement plastique, où la limite d'élasticité et la résistance mécanique sont confondues, et où le comportement du fil dans le domaine plastique est parfaitement horizontal.
- La forme bilinéaire, où la limite d'élasticité est dissociée de la résistance mécanique, et où ces deux valeurs sont séparées par une portion de comportement élastoplastique linéaire.
- La forme trilinéaire, où la limite d'élasticité et la résistance mécanique sont toujours dissociées, mais où ces points sont séparés par une portion de comportement élastoplastique bilinéaire.

À noter que les termes « parfaitement plastique », « bilinéaire » [146] et « trilinéaire » [129] sont repris des descriptions des formes de lois matériaux telles que trouvées dans la littérature scientifique.

Les formes de loi matériau ont été évaluées dans un ordre croissant de simplicité. La première forme étudiée a été la forme de comportement parfaitement plastique. Pour évaluer sa pertinence, il suffit de lancer une simulation numérique d'un essai de flexion 3 points en paramétrant le matériau avec les deux valeurs remarquables d'une loi matériau parfaitement plastique : le module d'Young (qui est de 166 GPa pour le fil testé dans le Chapitre 2) et la limite d'élasticité. Comme le module d'Young est déjà connu, la difficulté repose dans le choix

de la limite d'élasticité, qui est égale à la résistance mécanique du matériau dans une telle loi matériau.

Deux valeurs de limite d'élasticité ont été expérimentées (voir Figure 3) : 936 MPa et 2100 MPa (car c'est la résistance mécanique minimale annoncée par la norme NF EN ISO 6931-1 [9] qui décrit le comportement des fils d'acier AISI 302).

Un essai de flexion 3 points a été simulé à partir de ces paramètres en utilisant le modèle de simulation numérique présenté dans le Chapitre 2, afin d'obtenir une courbe de flexion correspondant à chacune de ces deux lois matériau parfaitement plastiques. Ces courbes simulées ont été comparées à la courbe de flexion 3 points de référence du fil dont ce travail essaie de caractériser le comportement mécanique. Le résultat montre très clairement que cette hypothèse d'un comportement parfaitement plastique n'est pas crédible, tant les courbes de flexions sont éloignées de la courbe de flexion obtenue expérimentalement (voir Figure 4).

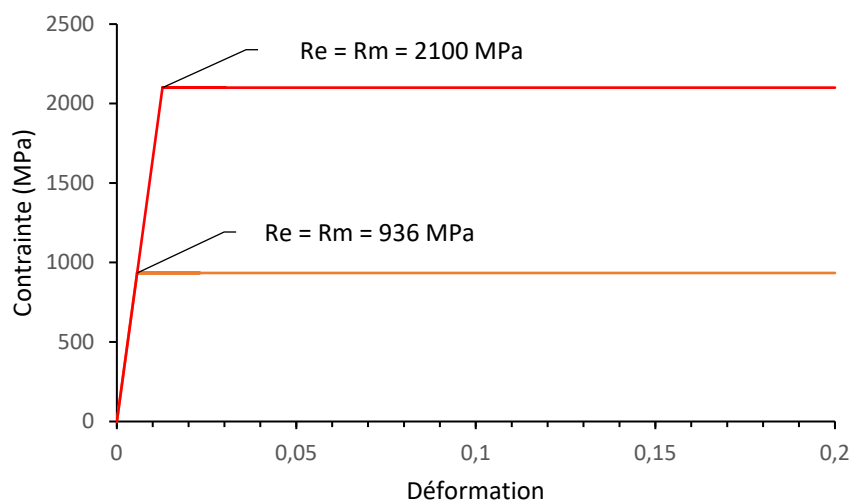


Figure 3 : Les lois matériau parfaitement plastiques qui ont été paramétrées en entrée du modèle de simulation numérique de flexion 3 point, avec un module d'élasticité de 166 GPa..

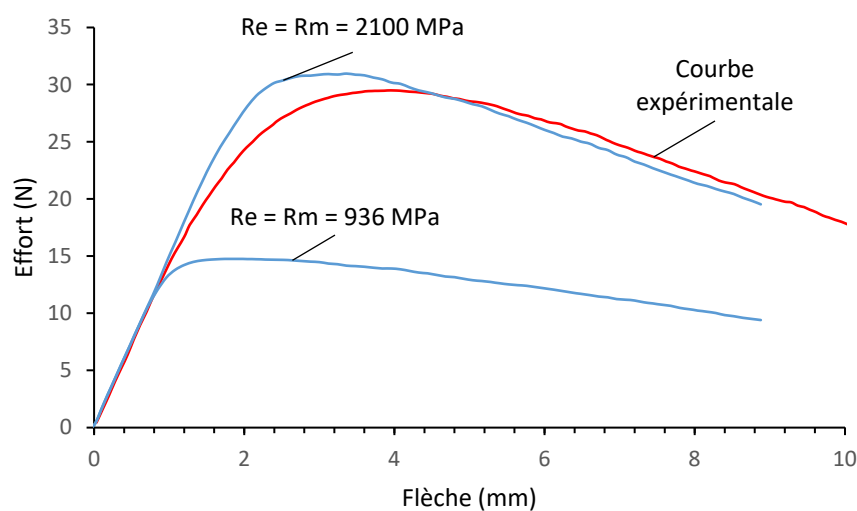


Figure 4 : Les courbes de flexions obtenues par simulation numérique à partir de lois matériau parfaitement plastiques.

La loi matériau parfaitement plastique avec une valeur de limite d'élasticité de 936 MPa sous-estime largement la courbe de flexion du fil testé numériquement. Symétriquement, établir une

limite d'élasticité égale à la résistance mécanique annoncée dans la norme NF EN ISO 6931-1 surestime le comportement élastique du fil. La forme purement plastique de la loi matériau n'est donc pas un scénario crédible pour estimer le comportement mécanique des fils tréfilés de faible diamètre tel que celui qui a été étudié dans le Chapitre 2.

La deuxième forme de loi matériau qui a été explorée est la forme bilinéaire. Cette forme consiste à enrichir la forme parfaitement plastique avec une portion élastoplastique entre la portion élastique et la portion parfaitement plastique. Pour vérifier efficacement la pertinence de cette forme de comportement mécanique, il a été décidé de s'appuyer sur une donnée présente dans le certificat matériau du fil de 0,8 mm testé expérimentalement : une valeur de résistance est annoncée à 2070 MPa pour une déformation de 3%. L'idée ici n'est pas d'intégrer nécessairement cette donnée à l'approche d'estimation d'une loi matériau trilineaire à partir d'un essai de flexion 3 points, mais de vérifier si la forme bilinéaire est pertinente.

Le même mode opératoire que celui utilisé pour la forme purement plastique a donc été utilisé, afin de comparer les courbes de flexion obtenues par une loi matériau bilinéaire avec la courbe de flexion expérimentale. Des simulations numériques ont donc été lancées pour deux lois matériaux différentes, ayant toutes les deux les mêmes caractéristiques élastiques ($E = 166 \text{ GPa}$ et $R_e = 936 \text{ MPa}$). Le point de résistance de coordonnées 2070 MPa et 3% a été intégré afin de connaître l'inclinaison de la portion élastoplastique qui relie la portion élastique et la portion plastique (voir Figure 5).

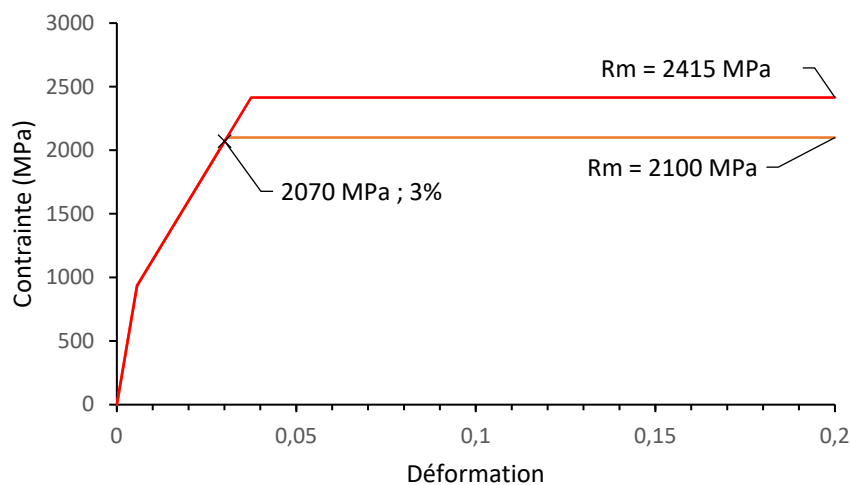


Figure 5 : Les lois mécanique bilinéaires qui ont été paramétrées en entrée du modèle de simulation numérique de flexion 3 point, avec un module d'élasticité de 166 GPa et une limite d'élasticité de 936 MPa.

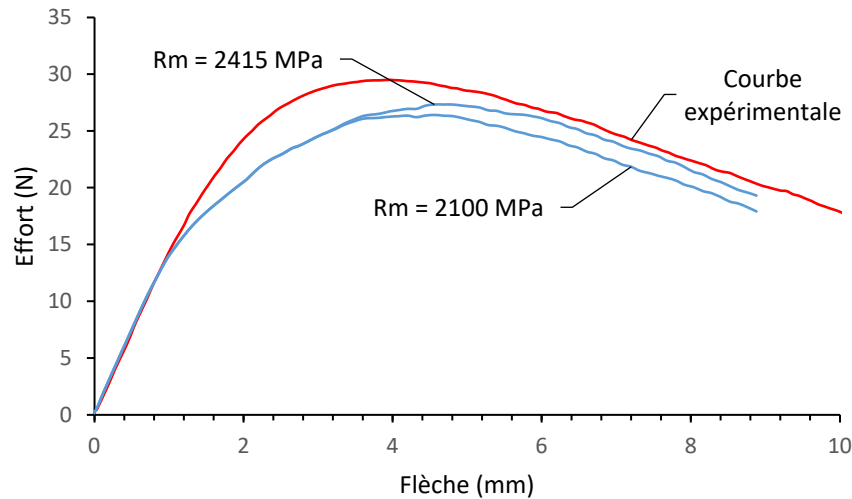


Figure 6 : Les courbes de flexions obtenues par simulation numérique à partir de lois matériau bilinéaires avec un module d'élasticité de 166 GPa et une limite d'élasticité de 936 MPa.

À nouveau, l'observation des courbes de flexion simulées numériquement aboutit au constat que cette forme de comportement mécanique est encore trop imprécise pour que la courbe de flexion issue de la simulation numérique s'approche de celle observée expérimentalement.

Il n'y a alors que deux solutions pour que les courbes numériques s'approchent de la courbe expérimentale. La première est d'augmenter la valeur de limite d'élasticité entrée dans le modèle, mais elle ne suffit pas à se rapprocher suffisamment de la courbe expérimentale. En paramétrant une limite d'élasticité à 1500 MPa, il est clairement visible que la portion élastique de la simulation est trop longue en comparaison avec la portion élastique observée sur la courbe de flexion expérimentale (voir Figure 7).

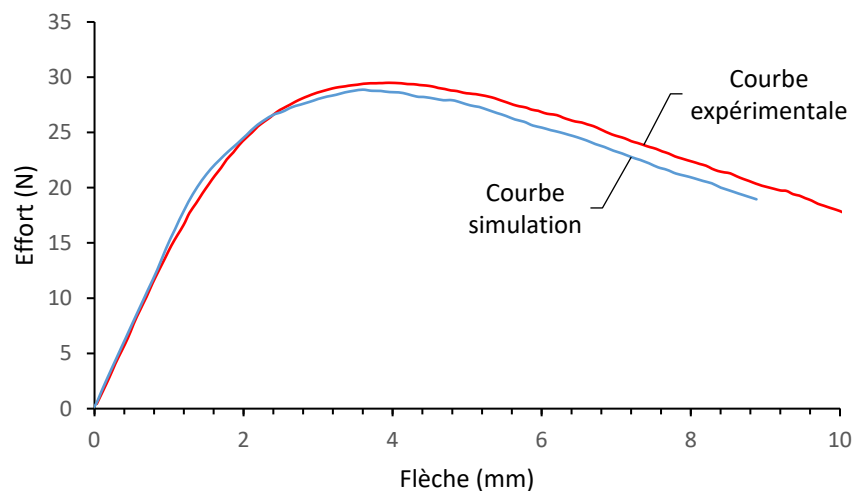


Figure 7 : La courbe de flexion obtenue par simulation numérique à partir d'une loi matériau bilinéaire avec un module d'élasticité de 166 GPa et une limite d'élasticité de 1500 MPa et une résistance mécanique de 2100 MPa (en intégrant le point de 2070 MPa à 3%).

L'autre solution consiste à augmenter la valeur de la pente de la portion linéaire entre les portions élastiques et plastiques, ce qui équivaldrait à trahir la mesure de résistance de 2070 MPa à 3% de déformation. Or il n'y a pas de raison de penser que cette mesure est fautive, et

les divers essais qui ont été menés n'ont accouché d'aucun résultat plus satisfaisant que celui observé en Figure 7.

Il est donc nécessaire de complexifier la forme de la loi matériau, en ajoutant une deuxième portion élastoplastique linéaire entre les portions élastiques et plastiques. Ce faisant, une loi matériau trilineaire est générée, qui apporte des résultats bien plus satisfaisants que ceux obtenus par les deux formes de lois matériaux décrites précédemment.

Pour s'en assurer, une simulation numérique a été menée en s'appuyant sur les mêmes paramètres élastiques que ceux qui ont été utilisés pour tracer les courbes de la Figure 6 ($R_e = 936$ MPa et $E = 166$ GPa). À cette première portion linéaire élastique, deux portions linéaires élastoplastiques ont été ajoutées.

Ces deux portions linéaires élastoplastiques sont séparées par un point intermédiaire, qui a été établi arbitrairement à 1811 MPa pour une déformation plastique de 0,004. Le point de résistance mécanique est quant à lui positionné à 2200 MPa pour une déformation plastique de 0,0243, pour intégrer le point 2070 MPa à 3% (correspondant à une déformation plastique de 0,0174) dans la deuxième portion linéaire élastoplastique, pour respecter le certificat matériau (voir Tableau 1 et Figure 8).

Tableau 1 : Les paramètres d'entrée de la simulation numérique.

Contrainte (MPa)	Déformation plastique	Module d'Young (GPa)	Coefficient de Poisson
936	0	166	0,28
1811	0,0040		
2200	0,0243		

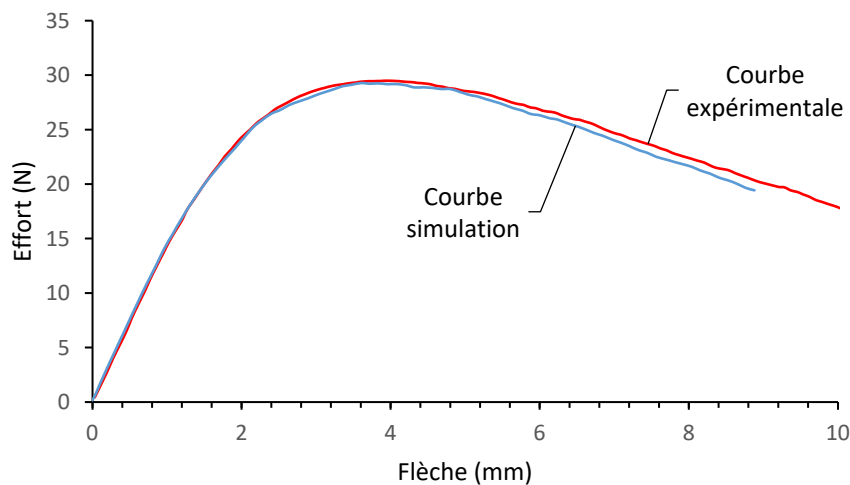


Figure 8 : La courbe de flexion obtenue par simulation numérique à partir d'une loi matériau trilineaire décrite dans le tableau 4.

À la vue de la Figure 8, la pertinence de la loi matériau trilineaire ne fait aucun doute. Contrairement aux deux autres formes de loi matériau, la loi matériau trilineaire en entrée de simulation numérique de flexion 3 points aboutit à une courbe très proche de celle obtenue expérimentalement sur le fil de 0,8 mm. C'est donc cette forme de loi matériau qui a été choisie dans le Chapitre 2.

Annexe 3 : Le calcul de la pente élastique d'une courbe de flexion

Pour calculer la pente de la première partie linéaire de la courbe de flexion de référence étudiée dans le Chapitre 2, plusieurs solutions sont possibles : il peut être décidé d'utiliser la dérivée de la courbe de flexion pour observer la constance du coefficient directeur, mais un travail sur la base du coefficient de détermination linéaire r^2 peut aussi être privilégié. Cette deuxième solution a été choisie car elle est numériquement plus simple à mettre en œuvre. En outre, son paramétrage est plus direct, puisqu'il consiste à changer le critère de linéarité r^2 à partir duquel la portion mesurée n'est plus considérée comme linéaire.

L'idée exploitée ici est de calculer le coefficient de détermination linéaire à chaque nouveau point de la courbe de flexion, comprenant tous les points précédents. De cette manière, l'évolution de la linéarité de la courbe de flexion peut être observée. Dans le cas étudié dans ce travail, un r^2 de 0,9995 a été retenu comme valeur minimale en-dessous de laquelle la courbe de flexion n'est plus linéaire.

Tableau 2 : Valeurs de la courbe de flexion.

Flèche (mm)	Résistance (N)	r^2
0	0,445	
0,0837	1,615	1,00000
0,1669	2,815	1,00000
0,2492	4,07	0,99974
0,3342	5,255	0,99973
0,4161	6,4	0,99973
0,4942	7,675	0,99957
0,5802	8,95	0,99967
0,6663	10,135	0,99976
0,7485	11,37	0,99983
0,8328	12,515	0,99983
0,9165	13,64	0,99976
1,0001	14,76	0,99967
1,083	15,735	0,99936
1,1663	16,65	0,99878
1,2416	17,715	0,99867
1,3336	18,61	0,99804

Sur le Tableau 2, le coefficient de linéarité devient inférieur à 0,9995 à partir d'une valeur de flèche de 1,083 mm et la valeur de résistance de 15,735 N. Selon l'approche présentée ici, tous les points qui précèdent cette mesure de flèche et de déplacement sont donc considérés comme appartenant à une ligne droite. La pente de cette droite peut par conséquent être mesurée, qui permettra ensuite de calculer le module de flexion du fil tréfilé testé. Sur la courbe de flexion de référence sur laquelle le Chapitre 2 a été construit, la pente est de $14,45 \text{ Nmm}^{-1}$.

Annexe 4 : Les simulations numériques de tréfilage en faisant varier l'écrouissage

Afin d'identifier le mode de comportement plastique à paramétrer dans les simulations numériques de tréfilage, plusieurs modes d'écrouissage ont été étudiés : le mode isotrope, le mode cinématique multilinéaire, et le mode cinématique linéaire.

Le mode d'écrouissage isotrope n'est a priori pas pertinent dans le cadre d'une simulation numérique de tréfilage puisqu'il ne prend pas en compte l'effet Baushinger et considère que tous les éléments dans le diamètre du fil se déforment de la même manière. Si bien que lorsqu'un essai de flexion 3 points est simulé numériquement après un tréfilage isotrope comme décrit dans le Chapitre 3 de cette thèse, le module de flexion mesuré est égal au module d'élasticité paramétré dans le modèle. Ici, le module d'élasticité était paramétré à 165 GPa et il est mesuré sous la courbe de flexion de la Figure 9 à 166 GPa. Or cette égalité entre le module de flexion et le module de traction n'est pas crédible dans le cadre d'un fil déformé plastiquement avec une anisotropie forte. Il est donc nécessaire d'évaluer d'autres modes de comportement plastique afin de simuler un tréfilage crédible.

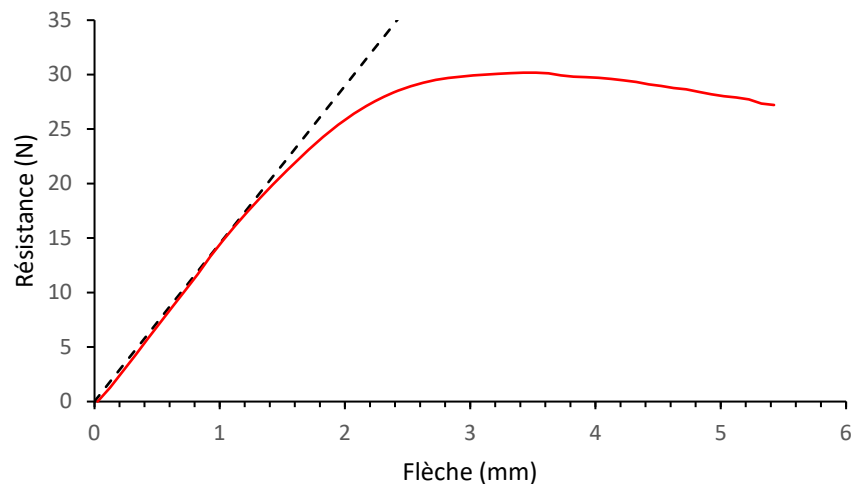


Figure 9 : La courbe de flexion après tréfilage isotrope.

Les deux autres modes d'écrouissage disponibles sur le logiciel Abaqus ont déjà été évoqués : le mode cinématique linéaire et le mode cinématique multilinéaire. Comme décrit dans le Chapitre 3, ils présentent l'avantage d'intégrer à la fois les conséquences de l'effet Baushinger ainsi que celles d'un comportement différentiel des éléments selon la position de la surface de chargement que subit le fil. Leur seule différence réside dans les possibilités de loi matériau en entrée de modèle : le mode cinématique linéaire n'autorise qu'une portion linéaire dans le domaine plastique quand le mode cinématique multilinéaire en autorise plusieurs. La Figure 10 illustre les deux lois matériau qui ont été paramétrées en entrée de modèle de tréfilage, pour identifier la pertinence de ces deux modes de plasticité.

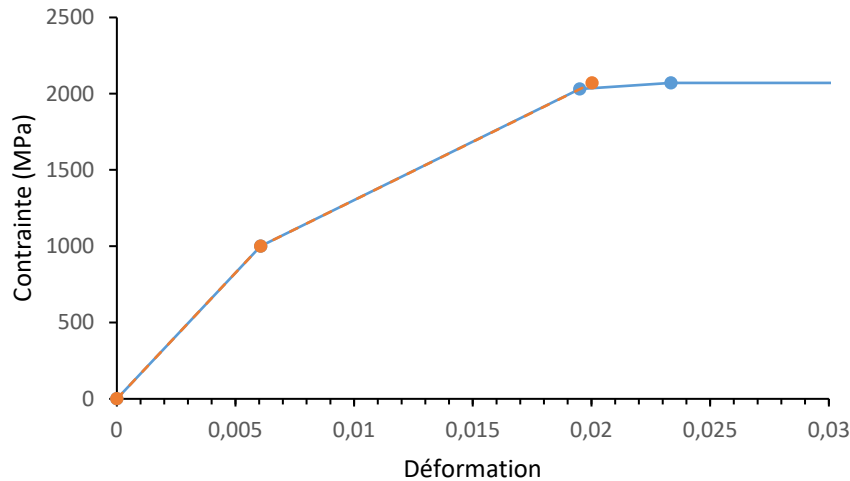


Figure 10 : La ligne orange pointillée donne la loi matériau mécanique entrée dans le modèle cinématique linéaire et la courbe bleue donne la loi matériau mécanique entrée dans le modèle cinématique multilinéaire.

Des simulations d'essais de tractions ont alors été menées à partir de ces 2 lois matériau, après simulation d'un tréfilage répondant à un mode cinématique linéaire et à un mode cinématique multilinéaire. Les courbes de tractions obtenues après ces deux simulations numériques sont tracées sur la Figure 11.

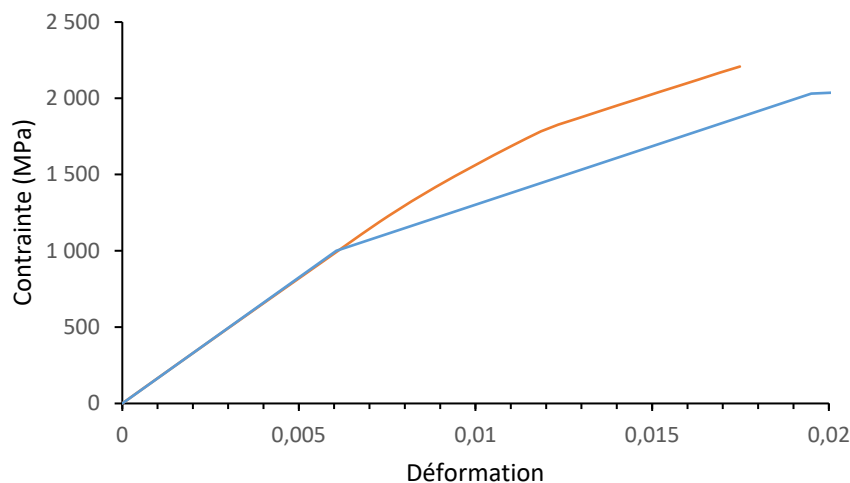


Figure 11 : Les courbes de traction simulées numériquement après un tréfilage suivant un mode d'écroutissage cinématique linéaire (en orange) et suivant un mode d'écroutissage cinématique multilinéaire (en bleu).

La lecture de ces deux courbes montre un comportement extrêmement différent en traction : si les deux courbes se superposent dans leurs domaines élastiques respectifs, elles se séparent très clairement dans leur domaine plastique. La courbe orange illustre une résistance plastique bien plus élevée que la courbe bleue, et dépasse largement la résistance mécanique de 2070 MPa qui a été entrée dans le modèle. À l'inverse, la courbe bleue montre une courbe de traction beaucoup plus crédible, où la résistance du fil diminue fortement à la sortie de son domaine élastique et ne dépasse pas la résistance mécanique renseignée en entrée de modèle. Le mode d'écroutissage cinématique multilinéaire est donc beaucoup plus pertinent que le mode cinématique linéaire lorsque l'éprouvette simulée subit de grandes déformations plastiques.

Or la simulation de tréfilage fait subir de grandes déformations plastiques au fil, puisqu'il est contraint de réduire son diamètre pour passer au travers de la filière. Le profil des contraintes résiduelles obtenu après simulation d'un tréfilage ne peut donc pas refléter ce qui se produit au cours d'un tréfilage réel. Il n'est par conséquent pas étonnant de constater que le profil des contraintes résiduelles dans un fil après simulation d'un tréfilage suivant un mode d'écroutissage cinématique linéaire ne répond en aucun cas à ce qui est attendu. La Figure 12 montre le profil des contraintes résiduelles dans le fil obtenu après simulation numérique d'un tréfilage suivant un mode de plasticité cinématique linéaire : il est totalement erratique puisqu'il signale que le cœur du fil tréfilé est sollicité par des contraintes résiduelles de traction quand sa peau est sollicitée par des contraintes résiduelles de compression, alors que tous les travaux précédents ont prouvé que tous les fils tréfilés obéissaient à un profil à l'inverse de celui-ci.

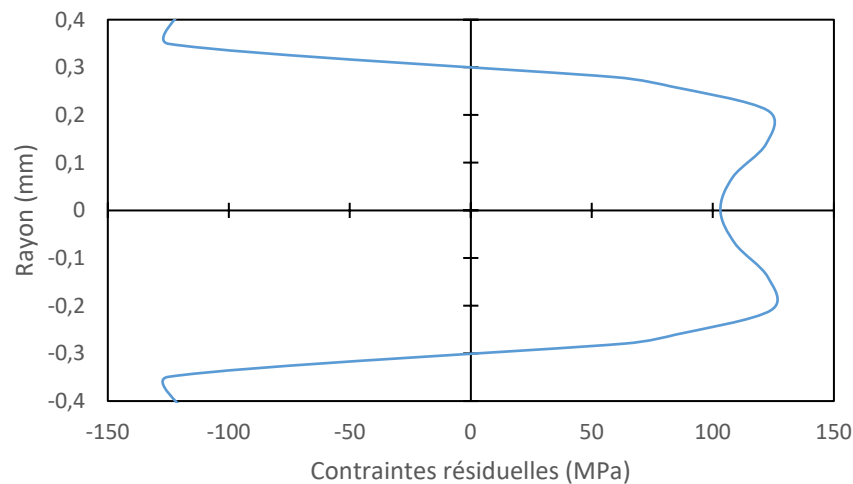


Figure 12 : Le profil des contraintes résiduelles après simulation d'un tréfilage suivant un mode d'écroutissage cinématique linéaire.

Face à ce constat, nous avons décidé d'exploiter le mode d'écroutissage cinématique multilinéaire qui répond beaucoup plus fidèlement à ce qui est attendu d'un tréfilage tant en termes de résultats (comme cela a été vu dans le Chapitre 3) qu'en termes de principes théoriques sur lesquels il s'appuie.

Annexe 5 : La tentative de mesure de l'influence du polissage mécanique sur la variation de courbure d'un fil après enlèvement de matière

Un protocole expérimental a été lancé pour mesurer l'impact du polissage mécanique sur le profil des contraintes résiduelles du fil tréfilé qui nous a intéressés dans le Chapitre 3 de cette thèse. Ce protocole consiste à relaxer complètement les contraintes résiduelles du fil tréfilé de 0,8 mm par un recuit de relaxation de contraintes résiduelles en s'appuyant sur un ouvrage de référence [147] qui conseille une température de recuit à une température entre 1010°C et 1120°C pendant une heure suivi d'un refroidissement lent. De cette manière, il est possible de poser l'hypothèse qu'après un tel traitement thermique, le profil des contraintes résiduelles dans le fil tréfilé s'est considérablement réduit en intensité.

Si bien que si le fil recuit suit le protocole d'enlèvement de matière par polissage mécanique et mesure de variation de courbure, la variation de courbure mesurée sera imputée directement au polissage mécanique. Il est alors possible d'estimer l'impact du polissage mécanique en termes de variation de courbure et soustraire directement la variation de courbure générée par le polissage à la variation de courbure totale, permettant d'isoler l'action du profil initial des contraintes résiduelles sur la déformation du fil après enlèvement de matière.

Hélas, ce protocole de mesure de l'influence du polissage mécanique n'a apporté aucun résultat satisfaisant. Le profil du fil après traitement thermique et après polissage ne permet pas d'observer une courbure lisible du fil. Cette impossibilité d'observer un changement de courbure a alors été expliquée par deux observations qui ont été faites sur le fil après traitement thermique. La première était un essai de flexion 3 points, dont on peut voir le résultat dans la Figure 13. Sa lecture est claire : le recuit n'a pas seulement relaxé les contraintes résiduelles du fil tréfilé, il a entièrement annihilé toute la tenue mécanique de ce fil. Il est devenu si faible qu'il est probable que les diverses manipulations qui ont séparé le polissage du fil de la mesure de son profil après polissage l'aient endommagé, rendant illisible et chaotique la mesure de son profil après polissage.

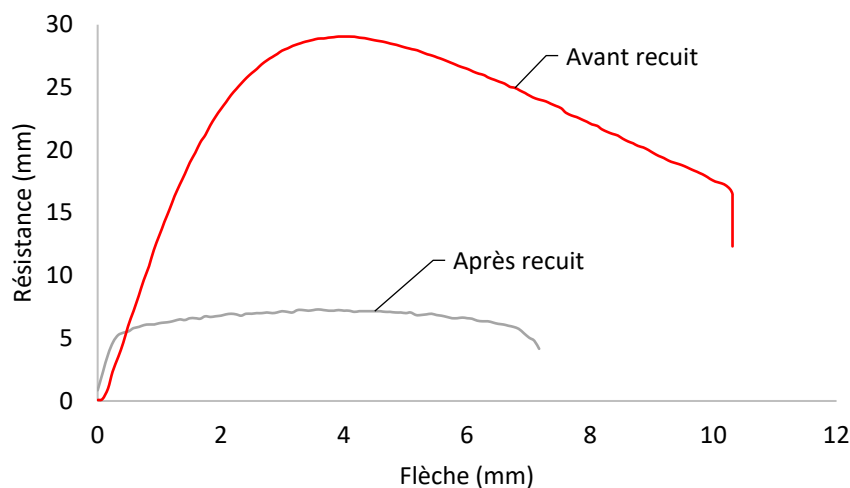


Figure 13 : Un essai de flexion 3 points avant et après recuit sur le même fil tréfilé.

L'autre observation est une image de la peau du fil, capturée après le traitement thermique (voir Figure 14). Ce qu'elle montre ne laisse aucun doute, le fil est recouvert de marques d'oxydation. Cette oxydation peut s'expliquer par le refroidissement lent qui favorise la précipitation de

Annexes

carbures $M_{23}C_6$ qui favoriseraient eux-mêmes une corrosion intergranulaire [147]. Il est donc impossible de tirer d'autres conclusions de ce premier protocole expérimental de vérification de l'impact du polissage mécanique sur les contraintes résiduelles, autres que celles de la difficulté de traiter thermiquement un fil tréfilé afin de relaxer ses contraintes résiduelles sans lui faire perdre toutes ses propriétés mécaniques.



Figure 14 : L'oxydation du fil après recuit.

Annexe 6 : Le calcul du centre de gravité et du moment quadratique d'un fil après enlèvement de matière

Dans la section parfaitement circulaire d'un fil tréfilé, le centre de gravité est positionné exactement en son centre. Mais lorsque l'on retire une épaisseur de matière, le centre de gravité se décale dans le sens opposé à la portion de fil retirée, et il se décale d'autant plus que cette portion de fil est épaisse. La Figure 15 illustre ce déplacement du centre de gravité.

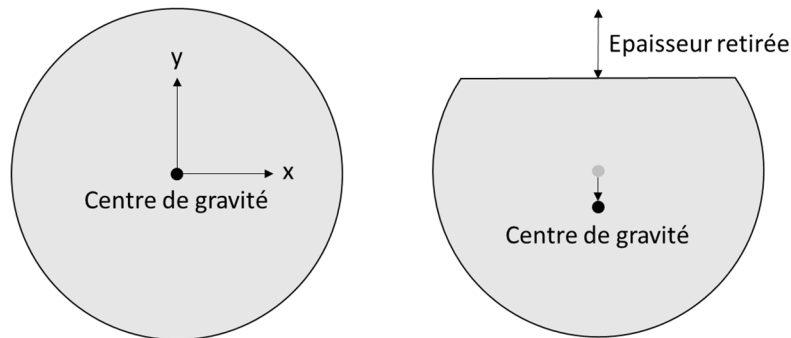


Figure 15 : Le déplacement du centre de gravité.

La nouvelle coordonnée du centre de gravité est calculée en posant un repère $(x ; y)$ dont l'origine coïncide avec l'ancien centre de gravité et dont l'axe y est perpendiculaire à la nouvelle surface créée après enlèvement de matière. De cette manière, le centre de gravité après enlèvement de matière garde une coordonnée x nulle. Calculer la nouvelle position du centre de gravité revient alors à calculer la coordonnée y , en fonction de l'épaisseur de matière retirée, mesurée perpendiculairement à la nouvelle surface créée.

La nouvelle coordonnée y_G du centre de gravité après enlèvement de matière se calcule suivant la formule suivante [148] :

$$y_G = \frac{1}{S} \int y dS \quad (1)$$

Avec :

S : L'aire de la nouvelle section (en mm^2) ;

y : La coordonnée dans le repère $(x ; y)$ de tous les points de la section (en mm).

Etant donnée l'ambition portée par ce travail de proposer un outil de caractérisation des contraintes résiduelles directement exploitable par les fabricants de ressorts, il a été décidé de résoudre cette équation avec le moindre coût numérique. Pour cette raison, la coordonnée y_G du centre de gravité après enlèvement de matière a été calculée analytiquement.

Pour résoudre cette équation analytiquement, il suffit de poser la formule (4) en remarquant que la surface dS peut s'écrire $dS = 2\sqrt{R^2 - y^2}dy$ car $dx = 2\sqrt{R^2 - y^2}$, comme l'illustre la Figure 16.

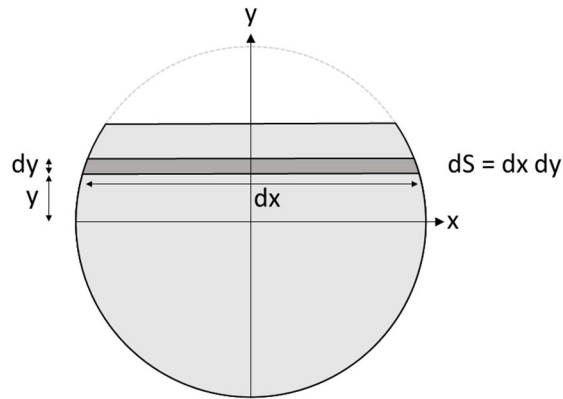


Figure 16 : La surface dS est égale au produit de la longueur dy par la longueur dx , sachant que dx peut être exprimé en fonction de y grâce au théorème de Pythagore.

$$y_G = \frac{1}{S} \int_{-R}^{y_{max}} 2y \sqrt{R^2 - y^2} dy \quad (2)$$

Avec :

y_{max} : La coordonnée maximale de la section après enlèvement de matière (en mm) ;

R : Le rayon du fil tréfilé (en mm).

De plus, la surface de la section S se calcule grâce à la formule suivante, de la surface du segment circulaire [149] :

$$S = \frac{R^2}{2} (2\pi - \theta + \sin(\theta)) \quad (3)$$

Avec :

$$\theta = 2 \arccos \left(1 - \frac{h}{R} \right)$$

θ : L'angle formé par les deux bords de la nouvelle surface créée par l'enlèvement de matière, comme illustré sur la Figure 36 (en radians).

h : L'épaisseur de fil retirée lors de l'enlèvement de matière (en mm).

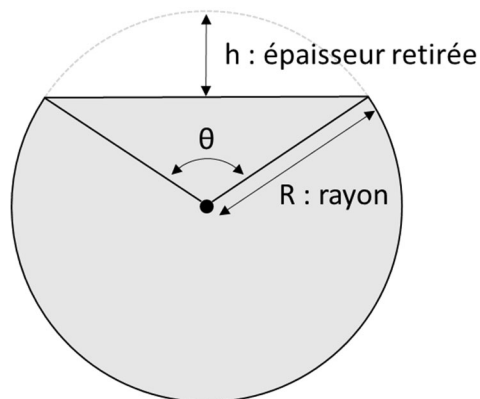


Figure 17 : Les différents paramètres de l'enlèvement de matière sur les fils tréfilés.

Dès lors, il suffit de de procéder au calcul suivant :

$$y_G = \frac{2}{R^2(2\pi - \theta + \sin(\theta))} \int_{-R}^{y_{max}} 2y\sqrt{R^2 - y^2} dy \quad (4)$$

En multipliant les deux termes du produit par -1, on retrouve alors une forme usuelle $u'u^n$ pour l'intégrale :

$$y_G = \frac{-2}{R^2(2\pi - \theta + \sin(\theta))} \int_{-R}^{y_{max}} -2y\sqrt{R^2 - y^2} dy \quad (5)$$

Ce qui permet de calculer la primitive suivante :

$$y_G = \frac{-2}{R^2(2\pi - \theta + \sin(\theta))} \left[\frac{2}{3} (R^2 - y^2)^{\frac{3}{2}} \right]_{-R}^{y_{max}} \quad (6)$$

Il suffit enfin de calculer l'équation précédente, qui aboutit à une formule analytique de la nouvelle coordonnée y_G du centre de gravité de chaque section du fil tréfilé après l'enlèvement d'une couche de matière :

$$y_G = \frac{-2}{R^2(2\pi - \theta + \sin(\theta))} \frac{2}{3} (R^2 - y_{max}^2)^{\frac{3}{2}} \quad (7)$$

Dans le cas du fil sur lequel est élaboré cette méthode, qui a un diamètre de 0,8 mm et qui a été soustrait d'une épaisseur de 0,17 mm, la formule (7) donne la nouvelle position du centre de gravité à $y_G = -0,055$ mm.

Dans le Chapitre 3, il a été vu qu'il était nécessaire d'intégrer le comportement de la section du fil dans son entièreté, et donc dans son sens latéral. Ici, le sens latéral est signifié par l'axe x du fil. Pour comprendre le comportement mécanique du fil en intégrant la variabilité de son comportement selon l'axe x, il faut donc calculer son moment quadratique selon cet axe x. Ou plus précisément, puisque le centre de gravité de la section ne coïncide plus avec le centre du fil, il faut calculer le moment quadratique selon l'axe x' , qui est parallèle à l'axe x mais qui passe par le nouveau centre de gravité de la section du fil après enlèvement de matière (voir Figure 18).

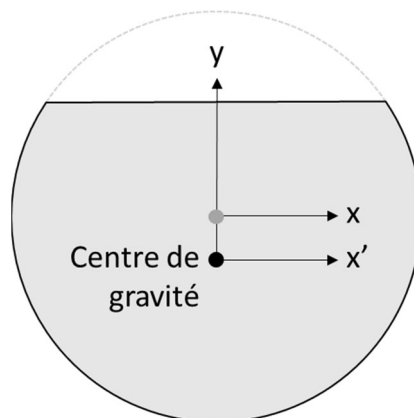


Figure 18 : Le nouvel axe x' qui passe par le nouveau centre de gravité du fil après enlèvement de matière.

Pour y parvenir, il est aisé d'utiliser le théorème de Huygens-Steiner, en se rappelant que l'axe x' qui coïncide avec le nouveau centre de gravité se déplace dans le sens négatif de y :

$$I_{x'} = I_x - S \times y_G^2 \quad (8)$$

La suite consiste à remarquer que le moment quadratique de la section du fil après enlèvement de matière et par rapport à son axe x est en réalité égal au moment quadratique de la section du fil parfaitement circulaire avant enlèvement de matière soustrait du moment quadratique du segment de cercle qui a été retiré. Le segment de cercle est symbolisé par la zone blanche supérieure sur la Figure 18.

$$I_x = I_{x_cercle} - I_{x_segment_cercle} \quad (9)$$

Si cette remarque est précisée, c'est parce que le moment quadratique d'une section circulaire est bien connu, aussi bien que le moment quadratique d'un segment circulaire [149]. Les formules qui donnent les moments quadratiques de ces deux géométries de section sont les suivantes :

$$I_{x_cercle} = \frac{\pi R^4}{4} \quad (10)$$

$$I_{x_segment_cercle} = \frac{R^4}{8} \left(\theta - \sin(\theta) + 2 \sin(\theta) \sin^2 \left(\frac{\theta}{2} \right) \right) \quad (11)$$

Il ne reste alors plus qu'à injecter (10) et (11) dans (8), ce qui aboutit à la formule (12) donnant le moment quadratique de la section du fil après enlèvement de matière, par rapport à son axe x' :

$$I_{x'} = \frac{R^4}{8} \left(2\pi - \theta + \sin(\theta) - 2 \sin(\theta) \sin^2 \left(\frac{\theta}{2} \right) \right) - S \times y_G^2 \quad (12)$$

Le résultat obtenu par cette formule pour le fil étudié jusqu'ici (diamètre 0,8 mm, retrait de 0,17 mm de matière) est $I_{x'} = 0,01167 \text{ mm}^4$.

Publications associées à ce travail

J. Vaïssette, M. Paredes, C. Mabru, et H. Orciere, « Proposition d'une méthode de caractérisation des contraintes résiduelles dans les fils tréfilés de faible diamètre », 17ème colloque national S-mart, France, mars 2021.

J. Vaïssette, M. Paredes, C. Mabru, « Proposing a method for characterizing residual stresses in small diameter drawn wires », ICRS11 International Conference on Residual Stresses, France, mars 2022

J. Vaïssette, M. Paredes, et C. Mabru, « An Empirical Approach for Mechanical Behavior Characterization of a Small Diameter Cold-Drawn Steel Wire with a Three-Point Bending Test », 2022, p. 1090-1102.