

THÈSE

Pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE GRENOBLE

Spécialité : **Biotechnologie, instrumentation, signal et imagerie pour la biologie, la médecine et l'environnement**

Arrêté ministériel : 7 août 2006

Présentée par

Gabriel ANThERIEU

Thèse dirigée par **Yohan PAYAN**

et codirigée par **Denis FAVIER, Nathanaël CONNESSON, Pierre Mozer**

préparée au sein du **Laboratoire TIMC-IMAG**

et de l'école doctorale **EDISCE**

L'hypertrophie de la prostate et la rétention aiguë d'urine : vers un stent urétral à base de bio-matériaux NiTi et silicone

Thèse soutenue publiquement le ., devant le jury composé de :

M. Hervé LOUCHE

Professeur des Universités, Rapporteur

M. Étienne PATOOR

Professeur des Universités, Rapporteur

M. Pierre BADEL

Maître de conférence HDR, Examineur

M. Sébastien CROUZET

Professeur des Universités - Praticien hospitalier, Examineur

M. Yohan PAYAN

Directeur de recherche CNRS, Directeur de thèse

M. Denis FAVIER

Professeur des Universités, Co-Directeur de thèse

M. Nathanaël CONNESSON

Maître de conférence, Co-Directeur de thèse

M. Pierre MOZER

Professeur des Universités - Praticien hospitalier, Co-Directeur de thèse





Résumé

La rétention aiguë d'urine est la complication la plus grave de l'hyperplasie bénigne de la prostate. Elle est aujourd'hui traitée en urgence par cathétérisation, ce qui expose le patient à un important risque infectieux. Dans le cadre de cette thèse, un stent urétral innovant a été développé afin de remplacer la cathétérisation. Ce stent utilise des échantillons filiformes d'alliage à mémoire de forme Nickel-Titane, lui conférant deux mémoires de forme distinctes au chauffage, et permettant ainsi une pose et une ablation simplifiées.

Afin de convenablement dimensionner les éléments constitutifs de ce stent, un dispositif permettant la réalisation d'essais de flexion pure à haute déformation sur des échantillons de géométrie filiforme a été conçu. Ce dispositif a permis la caractérisation de fils et tubes de NiTi en flexion pure, ainsi que l'étude du phénomène de localisation qui est survenue lors de ces essais.

Une méthode numérique permettant l'identification des lois de comportement matériau à partir d'essais expérimentaux à champ de contrainte non uniforme a été développée. Cette méthode a notamment permis d'identifier le comportement en compression uni-axiale de fils et tubes de NiTi, à partir de résultats expérimentaux obtenus en flexion pure et en traction uni-axiale.

Mots clés : rétention aiguë d'urine, prostate, hyperplasie bénigne, stent, alliage à mémoire de forme, NiTi, échantillon filiforme, fil, tube, flexion pure, faible rayon de courbure, traction, compression, localisation, identification de loi de comportement.



Abstract

Acute urinary retention is the major complication of benign prostatic hyperplasia. Today, the first line treatment consists in emergency catheterization, which often leads to urinary infection. This thesis aimed at developing an innovative nitinol based stent as a alternative treatment for acute urinary retention. Using a combination of NiTi wires and tubes, this stent is given two distinct shape memories during heating.

The stent components are mostly loaded under pure bending during the stent activation. A pure bending apparatus allowing large deformations on slender specimens was thus designed. This device gave access to the NiTi wires and tubes behaviour under pure bending, and also provided information about localization phenomena during pure bending experiment.

A numerical method able to identify the shear-stress shear-strain function from experimental pure torsion tests, and the stress strain function under compressive load from experimental uni-axial tensile and pure bending tests was also developed. This method was applied using afore-obtained numerical results to identify the NiTi wires and tubes behaviour under uni-axial compressive load.

Key words : acute urinary retention, prostate, benign hyperplasia, stent, shape memory alloy, NiTi, slender specimen, wire, tube, pure bending, small radius curvature, tension, compression, localization, mechanical behaviour identification.

Table des matières

Table des matières	i
Introduction générale	1
1 Bibliographie	5
1.1 Introduction	5
1.2 Anatomie régionale : appareil urinaire pelvien	6
1.2.1 Vessie	6
1.2.2 Col de la vessie	7
1.2.3 Urètre	8
1.2.4 Prostate	8
1.3 L'hyperplasie bénigne de la prostate	10
1.3.1 La pathologie	10
1.3.2 Examen clinique et examens complémentaires	11
1.3.3 Traitement de l'hyperplasie bénigne de la prostate	13
1.3.4 Rétention aiguë d'urine : diagnostic et prise en charge	14
1.3.5 La cathétérisation urinaire et ses conséquences cliniques	15
1.4 Le stenting urinaire : historique et place actuelle dans le traitement de l'hyperplasie bénigne de la prostate	16
1.4.1 Historique du stenting des voies urinaires	17
1.5 Conclusion	22
2 Vers un stent urétral innovant à base de bio-matériaux NiTi et silicone	23
2.1 Introduction	23
2.2 Principe de fonctionnement du stent	23
2.2.1 Mode de réalisation principal : association d'un fil et d'un tube	24
2.2.2 Mode de réalisation alternatif : utilisation d'un unique élément fil ou tube	24
2.3 Dimensionnement du stent	26
2.3.1 Géométrie	26

2.3.2	Activation du stent	27
2.3.3	Dimensionnement mécanique	32
2.4	Conclusion	38
3	Outils et méthodes pour la caractérisation du comportement méca-	
	nique en flexion pure et en compression uni-axiale	41
3.1	Introduction	41
3.2	Dispositif expérimental de flexion pure	42
3.2.1	Flexion pure : définition et dispositifs expérimentaux existants . . .	42
3.2.2	Présentation du dispositif expérimental	45
3.2.3	Validation numérique de la mesure du rayon de courbure	49
3.2.4	Validation expérimentale du dispositif	50
3.2.5	Conclusion	55
3.3	Détermination du comportement en cisaillement pur et en compression	
	uni-axiale	56
3.3.1	Présentation de la méthode	57
3.3.2	Cas de la torsion pure	57
3.3.3	Cas de la flexion pure	60
3.3.4	Validation numérique et expérimentale	63
3.3.5	Conclusion	76
3.4	Conclusion	78
4	Étude du comportement mécanique des alliages Nickel-Titane	79
4.1	Introduction	79
4.2	Le Nickel-Titane	79
4.2.1	Comportement général des différents états cristallographiques	79
4.2.2	Cas particulier du fil de NiTi brut d'étirage (Cold-Worked) : influence	
	des traitements thermiques	84
4.2.3	Le phénomène de localisation	89
4.2.4	Conclusion	92
4.3	Caractérisation en flexion pure d'échantillons filiformes de NiTi	92
4.3.1	Caractérisation en flexion pure de fils de NiTi	92
4.3.2	Caractérisation en flexion pure de tubes de NiTi	99
4.3.3	Étude de l'interaction fil/tube lors d'un essai de flexion pure	103
4.3.4	Conclusion	103
4.4	Détermination numérique des lois de comportement en compression uni-axiale	104
4.4.1	Détermination expérimentale du comportement en traction uni-axiale	104
4.4.2	Identification numérique du comportement en compression uni-axiale	107
4.4.3	Conclusion	111
4.5	Détermination numérique des lois de comportement en cisaillement pur . .	112
4.6	Conclusion	113
	Conclusion générale	115
	A Prototype et premières applications	119

A.1	Introduction	119
A.2	Réalisation d'un prototype de stent	119
A.2.1	Shape setting	119
A.2.2	Assemblage du stent	120
A.2.3	Activation du stent	121
A.2.4	Réalisation d'un coating silicone	122
A.3	Conclusion	123
B	Documents annexes	125
	Bibliographie	127



Introduction générale

Contexte général

Cette thèse a été réalisée avec le soutien financier du LABEX CAMI (Computer Assisted Medical Intervention) via l'ANR-11-LABX-0004. Les travaux de recherche ont été menés au laboratoire TIMC-IMAG à Grenoble (Techniques de l'Ingénierie Médicale et de la Complexité - Informatique, Mathématiques et Applications, Grenoble) au sein des équipes GMCAO (Gestes Médico-Chirurgicaux Assistés par Ordinateur) et BioMMat (Biomedical and Mechanical engineering of Materials).

L'équipe GMCAO est axée sur le développement d'outils ayant pour but d'aider le médecin et le chirurgien dans leur pratique clinique, ceci ayant pour objectif d'améliorer le service médical rendu. Les thématiques de cette équipe sont donc très variées et comprennent aussi bien le développement d'outils numériques (algorithmes, logiciels, simulations mécaniques, *etc.*) que physiques (robots d'assistance, stations de réalité augmentée, systèmes de guidage, *etc.*). Il existe donc une forte dimension d'innovation et de développement de dispositifs médicaux dans cette équipe. Le sigle GMCAO est aujourd'hui couramment utilisé en France pour désigner cette thématique de recherche.

L'équipe BioMMat s'intéresse quant à elle aux comportements mécaniques des biomatériaux, qu'ils proviennent du vivant ou au contraire qu'il s'agisse de matériaux artificiels. Pour ce faire, deux approches sont développées : une approche expérimentale et une approche numérique. L'équipe dispose donc d'une plateforme expérimentale dédiée à la réalisation, la conception, et la caractérisation des matériaux sous diverses conditions. BioMMat dispose également d'une forte expérience en matière de développement de lois de comportement, et en simulation matériau. Une partie de l'équipe est spécialisée dans l'étude des alliages à mémoire de forme Nickel-Titane, matériaux qui sont actuellement très prisés dans le milieu médical.

En conclusion, la réunion des savoirs-faire de ces deux équipes est particulièrement adaptée à la conception et au développement d'un dispositif médical innovant.

L'enjeu clinique

Le sujet de recherche développé dans cette thèse est né d'un besoin clinique : concevoir un stent urétral offrant une alternative à la cathétérisation systématique des patients souffrant de rétention aiguë d'urine consécutive à une hyperplasie bénigne de la prostate. De prime abord, l'amélioration de la prise en charge de la rétention aiguë d'urine peut paraître non essentielle, notamment lorsqu'elle est mise en regard de pathologies au pronostic plus sombre et pour lesquelles il n'existe pas encore de thérapeutique efficace. Il serait cependant peu avisé de ne pas se préoccuper de l'amélioration du service médical rendu, et ce à toutes les étapes de la prise en charge du patient.

La cathétérisation est l'un des gestes les plus couramment réalisés en milieu hospitalier. Ce geste qui peut sembler anodin est cependant responsable de 80 % des infections urinaires nosocomiales, qui représentent elles même la première source d'infection nosocomiale à l'hôpital [Plowman et al., 2001; Nicolle and Centre, 2002]. Ainsi, le remplacement de la cathétérisation systématique de certains patients permettrait à court terme d'améliorer leur qualité de vie, mais également de diminuer le risque d'infection liée aux soins. Cette infection peut le plus souvent être traitée par une antibiothérapie en ambulatoire. Cependant, certains patients plus fragiles nécessitent une hospitalisation. Aujourd'hui, au CHU de Grenoble, une journée d'hospitalisation en service de chirurgie coûte 1807.13 €. Au-delà du coût pour la société, cette infection peut être le point de départ d'une souche bactérienne multi-résistante qui posera alors un vrai problème de santé publique.

Concevoir une alternative à la cathétérisation est donc un enjeu plus important qu'il n'y paraît, et justifie l'intérêt particulier qui lui est porté dans cette thèse.

Objectifs et contenus de la thèse

Afin de répondre au problème soulevé ci-dessus, il est important de travailler à l'interface entre le monde médical et le milieu scientifique. Ceci est nécessaire pour concevoir un dispositif médical adapté et fonctionnel. Aussi, de nombreux moyens expérimentaux, numériques et humains auront été nécessaires à la réalisation de cette thèse.

L'évolution d'un dispositif médical depuis la description du problème clinique auquel il répond, jusqu'à l'arrivée du dit dispositif au lit du patient demande de nombreux efforts, et de nombreuses années. Aussi serait-il peu réaliste que d'envisager la création d'un tel dispositif durant un laps de temps aussi court que l'est celui d'une thèse. Le but de cette thèse est donc avant tout de fournir une base solide d'outils expérimentaux et numériques, permettant la réalisation ultérieure du stent urétral.

Cette thèse s'articule donc autour de trois grands axes. Le premier, développé aux Chapitres 1 et 2, permet de décrire le contexte clinique, et de définir de manière détaillée le cahier des charges auquel doit répondre le stent développé. Ainsi, le premier chapitre détaille la physiopathologie de la rétention aiguë d'urine en cas d'hyperplasie de la prostate, et expose les avantages et inconvénients de la cathétérisation. Le Chapitre 2 présente le stent innovant qui a été développé au cours de cette thèse, et dont l'objectif est de remplacer la cathétérisation systématique des patients. Ce chapitre détaille notamment les différents modes de fonctionnement de ce stent, ainsi que son cahier des charges précis.

Le deuxième axe de cette thèse est orienté vers le développement et la conception d'outils expérimentaux et numériques devant servir à l'étude des différents paramètres matériaux des éléments constitutifs du stent. Ainsi, un dispositif permettant la réalisation d'essais de flexion pure à haute déformation sur des échantillons de géométrie filiforme a été conçu. Afin d'extraire un maximum d'informations de ces essais, une méthode numérique permettant l'identification des lois de comportement matériau à partir d'essais expérimentaux à champ de contrainte non uniforme a été développée.

La troisième et dernière partie de cette thèse (Chapitre 4) est d'avantage axée sur l'expérimental. Elle a notamment consisté en l'application des outils mis en place au Chapitre 3, dans l'objectif de caractériser le comportement mécanique des éléments constitutifs du stent. La connaissance de ces comportements devrait à terme permettre la réalisation d'un stent répondant au cahier des charges défini au chapitre 2.

Enfin, une section en annexe permet de présenter les premiers prototypes de stent qui ont pu être réalisés au cours de cette thèse.

Bibliographie

1.1 Introduction

Avec l'augmentation de l'espérance de vie et le vieillissement de la population, les maladies liées à l'âge prennent une place de plus en plus centrale dans nos sociétés. Ces pathologies sont d'autant plus préoccupantes qu'elles touchent des sujets souvent fragiles et polyopathologiques. L'hyperplasie bénigne de la prostate est une pathologie touchant l'homme âgé (40 % des hommes de plus de 50 ans [McNicholas and Swallow, 2011; McNicholas and Mitchell, 2003]), se traduisant notamment par une augmentation du volume prostatique et une modification de la géométrie de la glande. Son mécanisme est encore mal connu de même que son étiologie. Plusieurs facteurs de risque semblent toutefois avoir été mis en évidence, le principal étant l'âge. En effet, 43 % des hommes de plus de 60 ans vont présenter une symptomatologie urinaire liée à une hyperplasie de la prostate [McNicholas and Swallow, 2011]. D'autres facteurs de risques sont à prendre en compte tels que des prédispositions génétiques, l'origine ethnique, le mode de vie, *etc.*, leur influence est cependant moindre. Bien que le processus de développement de l'hyperplasie bénigne de la prostate soit encore aujourd'hui mal compris, il est avéré qu'elle peut conduire à une obstruction de l'urètre [Tenon, 2009] : le patient souffre alors de rétention aiguë d'urine. Cette rétention est souvent très douloureuse et expose le patient à un risque d'insuffisance rénale aiguë, aussi sa prise en charge doit être réalisée en urgence. La rétention aiguë d'urine est la complication la plus grave de l'hyperplasie bénigne de la prostate. Actuellement, sa prise en charge (le plus souvent dans le service d'accueil des urgences) consiste à poser une sonde vésicale pour une semaine environ, le temps de la prise en charge de la cause qui est soit médicale, soit chirurgicale. Bien que efficace, cette méthode comporte de nombreux inconvénients :

- elle est inconfortable voire douloureuse pour le patient [Siderias et al., 2014] ;
- elle réduit l'autonomie du patient [Harkaway, 2007] ;
- elle comporte un risque très important d'infection urinaire (risque cumulatif de 3 % à 10 % chaque jour [Foxman, 2003; Crouzet et al., 2007]).

Ces inconvénients, et particulièrement le risque infectieux, peuvent conduire à une prolongation de la durée d'hospitalisation, à une augmentation de la morbidité-mortalité

[Rosenthal et al., 2011] ainsi que des moyens médicaux et financiers mis en oeuvre. A l'heure où le secteur de la santé est de plus en plus confronté à des questions d'ordre économique, il est intéressant d'avoir à disposition des traitements efficaces et peu coûteux. D'autres méthodes ont été développées pour traiter la rétention aiguë d'urine tout en s'affranchissant de ces inconvénients, notamment le stenting urétral. Néanmoins, les différents stents qui ont été élaborés jusque-là se sont montrés peu pratiques d'utilisation (notamment leur implantation et leur ablation), et on leur préfère aujourd'hui la cathétérisation.

Dans ce chapitre seront présentés les divers éléments permettant de bien comprendre ce qu'est l'hyperplasie bénigne de la prostate et dans quelle mesure elle peut mener à la rétention aiguë d'urine. Pour ce faire, diverses notions anatomiques et cliniques seront abordées. Enfin, les diverses options thérapeutiques seront décrites, en particulier le stenting urinaire.

1.2 Anatomie régionale : appareil urinaire pelvien

Si l'hyperplasie bénigne de la prostate prend sa source aux niveaux cellulaire et hormonal, la rétention d'urine est quant à elle une conséquence purement mécanique. Aussi est-il intéressant de bien se figurer l'anatomie de la région pelvienne afin de comprendre le mécanisme de la rétention aiguë d'urine. Dans cette section seront présentés les repères anatomiques de l'appareil urinaire ainsi que des structures avoisinantes, nécessaires à la compréhension de la pathologie. L'hyperplasie bénigne de la prostate étant une pathologie touchant exclusivement les hommes, tous les détails anatomiques présentés sont à rapporter à un individu de sexe masculin.

1.2.1 Vessie

La vessie est un réservoir musculo-membraneux destiné à collecter et à stocker l'urine entre mictions. Elle se situe dans la partie antérieure et médiane du pelvis, dans un espace extra-péritonéal immédiatement rétro-pubien. La vessie a une forme générale de pyramide à base triangulaire renversée constituée par (Fig 1.1) :

- un apex (sommet antérieur de la vessie),
- une base (face de la pyramide sur laquelle repose la vessie), qui se termine par le col vésical,
- deux faces inférolatérales,
- une face supérieure.

Sa base est reliée aux deux uretères, canaux provenant des reins et acheminant l'urine. La vessie a une capacité d'environ 700 ml. La zone inférieure de la base débouche quant à elle sur l'urètre. Ces trois orifices (uretères et urètre) définissent un trigone sur la base de la vessie, zone inextensible de la vessie.

Structurellement, la vessie est formée par :

- un épithélium nommé urothélium et composé d'une muqueuse avec un chorion ;
- une musculature appelée détrusor, permettant la contraction vésicale lors de la miction.

L'urothélium est un épithélium de revêtement dit transitionnel. En effet, il ressemble à la superposition d'un épithélium stratifié squameux sur un épithélium stratifié cuboïde. Cette propriété lui permet de s'étirer facilement, autorisant ainsi la distension de la vessie.

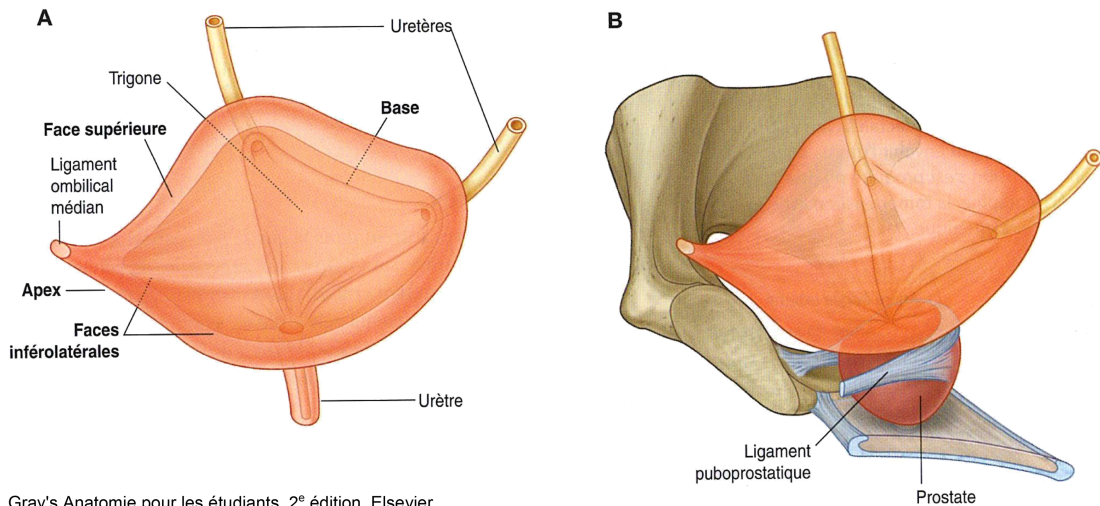
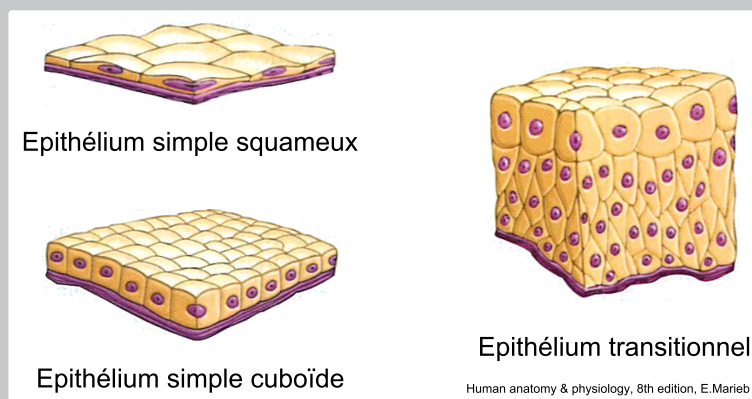


FIGURE 1.1: Vue de la vessie (A), et de son positionnement dans l'espace pelvien (B).

Epithélium

L'épithélium de revêtement est un feuillet de cellules étroitement juxtaposées. Comme son nom l'indique, il a pour fonction de recouvrir l'extérieur du corps ainsi que les cavités de l'organisme. Un épithélium est caractérisé par le nombre de couches de cellules qui le composent ainsi que par la géométrie de ces cellules. Il sera dit "simple" s'il est composé d'une unique couche et "stratifié" dans le cas contraire. Les cellules squameuses présentent une allure aplatie, semblables à des écailles. Au contraire les cellules cuboïdes présentent une forme de cube. Dans le cas de l'épithélium transitionnel tapissant la vessie, les cellules squameuses seront plus ou moins aplaties selon le degré de distension de l'organe.



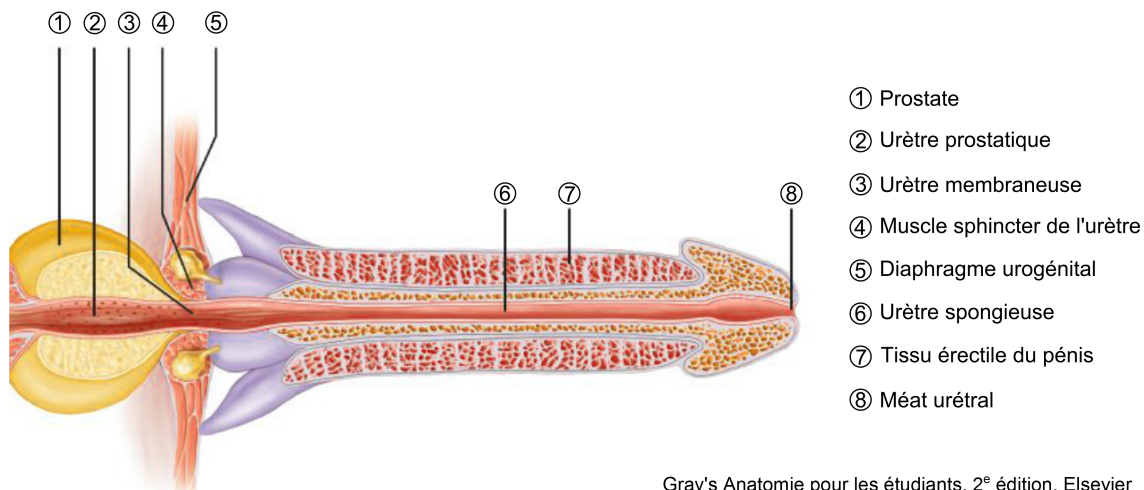
1.2.2 Col de la vessie

Le col vésical entoure l'origine de l'urètre. Il est situé à l'union des faces inférolatérales et de la base de la vessie. Fixé par les ligaments puboprostatiques, c'est la partie la plus fixe de la vessie. Chez l'homme, le col vésical fusionne avec la prostate.

1.2.3 Urètre

L'urètre est un long canal qui débute à la base de la vessie (au niveau du trigone), et chemine jusqu'au méat urétral. Il mesure environ 20 cm et peut être divisé en 4 parties (Fig 1.2) :

- la partie pré-prostatique (au niveau du col vésical) ;
- la partie prostatique ;
- la partie membraneuse ;
- la partie spongieuse.



Gray's Anatomie pour les étudiants, 2^e édition, Elsevier

FIGURE 1.2: Vue en coupe de l'urètre.

Les zones pré-prostatique et prostatique mesurent respectivement environ 1 cm et entre 3 – 4 cm de longueur [Drake et al., 2010]. La zone prostatique,—entourée par la prostate—, est le siège de la rétention aiguë d'urine en cas d'hyperplasie bénigne de la prostate. Immédiatement en aval de l'urètre prostatique se situe l'urètre membraneux qui est entouré par le sphincter externe, muscle permettant la continence. Ces trois parties auront une place centrale dans cette thèse dans la mesure où elles seront d'une part le siège de la pathologie, mais également d'importants repères anatomiques pour le traitement.

1.2.4 Prostate

La prostate est une glande impaire et médiane située sous la vessie. Elle est en forme de cône arrondi renversé dont la face supérieure est en continuité avec le col vésical (Fig 1.3). De la taille d'une châtaigne, elle pèse 15 à 20 g pour un volume de 20 cm³ en absence d'hypertrophie. La prostate peut être divisée en 4 zones (Fig 1.4) :

- la zone de transition,
- la zone centrale,
- la zone périphérique,
- la zone fibreuse antérieure.

La zone de transition constitue 5 % du poids de la prostate. Elle est constituée de deux petits lobes qui sont à l'origine de l'hyperplasie bénigne de la prostate. En cas d'hyperplasie de la prostate, cette zone reste séparée des autres par une barrière fibreuse. Il est rare que

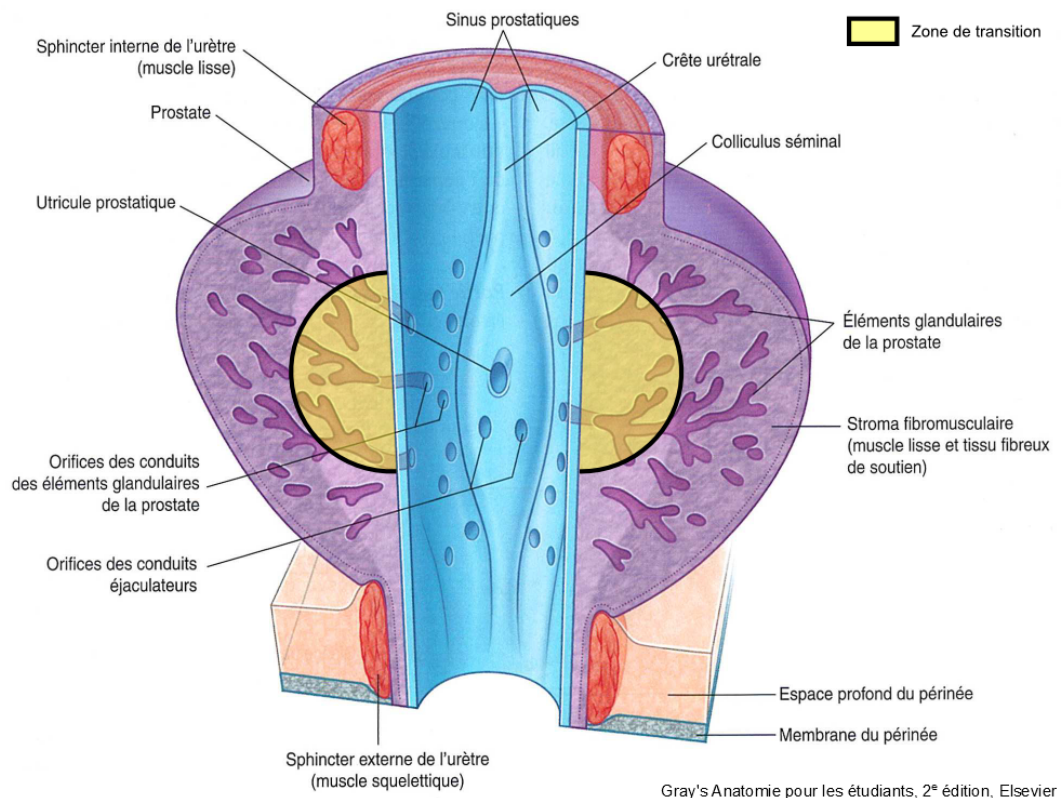


FIGURE 1.3: Vue en coupe de la prostate.

le cancer de la prostate se développe dans cette zone (10 % des cas). La zone périphérique entoure quasiment tout l'urètre distal, elle représente environ 70 % de la masse prostatique. Elle est la zone privilégiée de l'émergence de cancers.

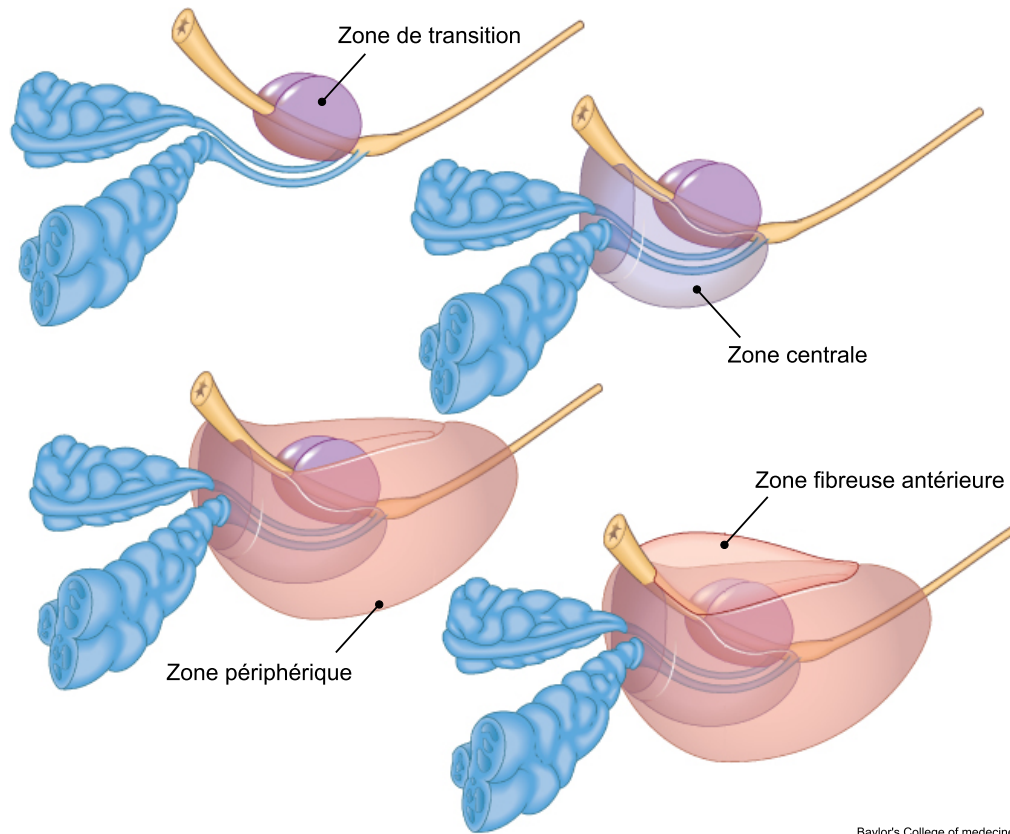


FIGURE 1.4: Vue de la prostate et de ses différentes zones.

1.3 L'hyperplasie bénigne de la prostate

1.3.1 La pathologie

La connaissance des repères anatomiques présentés ci-dessus permet une meilleure compréhension de l'hyperplasie bénigne de la prostate, mais également de la symptomatologie qui en découle.

L'hyperplasie bénigne de la prostate est une pathologie encore mal comprise. Elle correspond au développement d'un adénome prostatique (tumeur bénigne). Il est important de noter que l'hyperplasie bénigne de la prostate n'est pas un facteur de risque pour le cancer de la prostate. Cette augmentation de volume fait suite à un déséquilibre de l'activité cellulaire, entraînant une prolifération épithéliale et stromale (hyperplasie) au niveau de la zone de transition de la prostate [Fourcade et al., 2007; McNicholas and Mitchell, 2003]. Le volume de la prostate augmente alors, pouvant atteindre 90 cm³ voir plus [Aktas et al., 2014]. D'un point de vue histologique et clinique, cette prolifération est bénigne. Si les causes exactes de l'apparition de l'hyperplasie bénigne de la prostate ne sont pas encore parfaitement cernées, certains facteurs de risque ont été identifiés. En particulier [McNicholas and Swallow, 2011] :

- l'âge du sujet semble être un facteur clé dans l'apparition de la pathologie. En effet, 40 % des hommes âgés de plus de 50 ans présentent des signes histologiques d'hyperplasie bénigne de la prostate ;
- la génétique joue également un rôle important, en particulier le gène SRD5A2 codant

pour l'enzyme 5- α -réductase, permettant la production de dihydrotestostérone. Cette hormone semble être nécessaire au développement de l'hyperplasie bénigne de la prostate ;

- l'ethnie est aussi un facteur à considérer. Chez les populations d'origine asiatique l'incidence de l'hyperplasie bénigne de la prostate est plus faible ;
- les habitudes alimentaires et le mode de vie occidental qui semblent être des facteurs de risque pour l'hyperplasie bénigne de la prostate et le cancer de la prostate.

L'hyperplasie bénigne de la prostate est d'avantage considérée comme une évolution naturelle qu'une pathologie en soi : elle ne nécessite pas forcément de traitement et peut même être asymptomatique. Les symptômes de l'hyperplasie bénigne de la prostate sont d'origine mécanique, liés à l'augmentation du volume de la prostate, ou à la modification de sa forme. L'hyperplasie bénigne de la prostate peut ainsi entraîner des retentissements sur :

- le haut appareil urinaire, notamment une insuffisance rénale chronique obstructive ;
- le bas appareil urinaire, regroupés sous le nom de symptômes du bas appareil urinaire (SBAU).

Les éventuels symptômes de l'hyperplasie bénigne de la prostate pouvant être très différents d'un patient à l'autre, il est difficile de définir des critères diagnostiques unanimement reconnus. Le diagnostic s'appuie donc sur l'utilisation de scores (toujours imparfaits) tel que l'International Prostate Symptom Score (IPSS), ainsi que sur la présence de SBAU [Tenon, 2009]. Les SBAU se traduisent par une perturbation de la fonction urinaire :

- **symptômes irritatifs** : pollakiuries diurnes et nocturnes, urgenterie, brûlures mictionnelles, impériosité ;
- **symptômes obstructifs** : dysurie, retard au démarrage, jet faible, gouttes retardataires.

1.3.2 Examen clinique et examens complémentaires

Ces perturbations vont donc empêcher le patient d'avoir une miction normale. Un moyen d'objectiver la présence d'une obstruction est donc de mesurer le débit urinaire Q du patient au cours d'une miction, aussi appelé examen de débitmétrie. Dans le cas d'un patient sain, la débitmétrie prendra une allure gaussienne avec un débit maximal compris entre 20 et 30 mLs^{-1} (Fig. 1.5, (a)). Cette débitmétrie correspond à une miction sans effort de poussée, permettant la vidange complète de la vessie. Au contraire, un patient souffrant d'obstruction présentera une débitmétrie en plateau (Fig. 1.5, (b)), signant la présence d'une dysurie. Un profil de débitmétrie n'atteignant jamais un débit supérieur à 10 mLs^{-1} fera évoquer une dysurie importante.

La conséquence directe de cette dysurie est l'impossibilité de réaliser une vidange complète de la vessie. Après chaque miction, une partie de l'urine qui était contenue dans la vessie est toujours présente, constituant ainsi un résidu post-mictionnel. La mesure de ce résidu (à l'échographie notamment) permet donc d'objectiver et de juger la sévérité de la dysurie.

Les examens décrits ci-dessus permettent le suivi du retentissement de l'hypertrophie de la prostate sur la dynamique urinaire, ils ne fournissent cependant aucune information quant au volume et à la géométrie de la glande. Le toucher rectal est l'examen clinique de

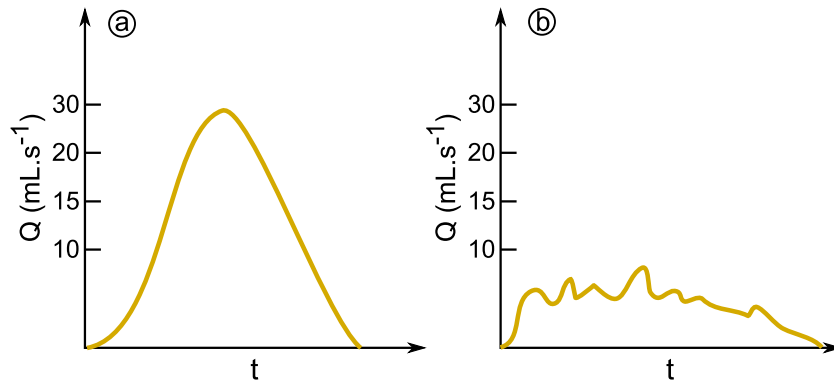


FIGURE 1.5: Profils de débitmétrie : (a) chez un patient sain, (b) chez un patient souffrant de dysurie importante consécutive à une hypertrophie de la prostate; d'après [français des Urologues, 2015].

choix pour apprécier l'évolution d'une hyperplasie bénigne de la prostate, ainsi que pour détecter un éventuel cancer de la prostate.

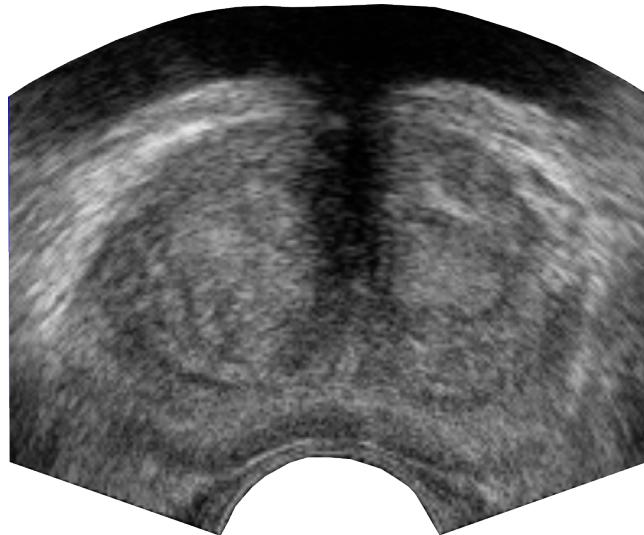


FIGURE 1.6: Échographie de prostate chez un patient présentant une hyperplasie.

Afin de compléter cet examen, les urologues ont souvent recourt à des techniques d'imagerie. Dans ce cadre, l'examen indiqué en première intention par la société française de radiologie est l'échographie de la vessie et de la prostate par voie transabdominale sus-pubienne. Comme indiqué ci-dessus, l'échographie permettra la mesure du résidu post-mictionnel, mais également d'évaluer la géométrie de la glande ainsi que le retentissement de cette hypertrophie sur l'appareil urinaire. Le volume de la prostate sera obtenu par échographie transrectale. Enfin, une imagerie par IRM pourra être réalisée, avant tout s'il y a suspicion de cancer associé. L'imagerie par uroscanner n'est quant à elle pas indiquée dans les symptômes du bas appareil urinaire.

Dans le cas où un geste doit être réalisé, ou lorsqu'une visualisation directe des voies urinaires est requise, il est possible de réaliser une cystoscopie. Cet examen consiste à réaliser un endoscopie via les voies urinaires naturelles. Un cystoscope (Fig. 1.7, (a)) muni d'une caméra et d'un système opérateur est alors introduit dans les voies urinaires. Des

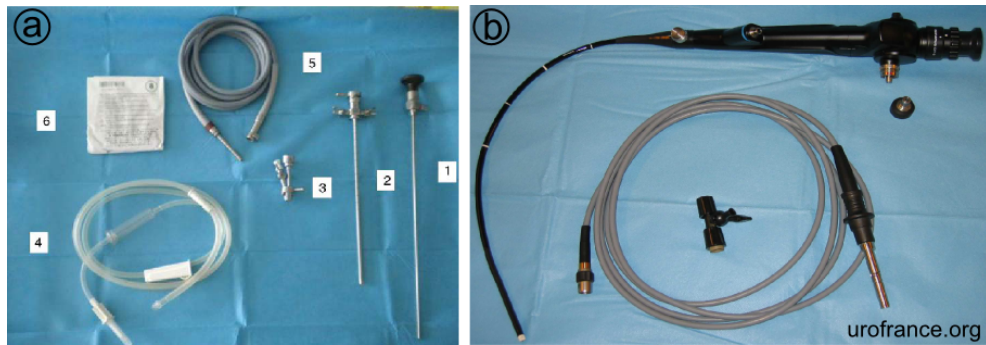


FIGURE 1.7: Exemples de cystoscope : (a) rigide 1 : optique, 2 : gaine, 3 : système opérateur, 4 : irrigation, 5 : source lumineuse, 6 : gants d'après [Coulange, 2010], (b) souple.

cystoscopes souples peuvent également être utilisés (Fig. 1.7, (b)).

1.3.3 Traitement de l'hyperplasie bénigne de la prostate

Sans traitement, les symptômes peuvent continuer à évoluer menant alors à des complications :

- chroniques : lithiases, insuffisance rénale chronique obstructive ;
- aiguës : **rétention aiguë d'urine**, infections urogénitales, hématurie, insuffisance rénale aiguë obstructive.

En présence d'une hyperplasie bénigne de la prostate non compliquée et associée à des SBAU minimes ou modérés ne dégradant pas la qualité de vie du patient, l'abstention thérapeutique peut être envisagée. Il convient cependant de suivre l'évolution de l'hyperplasie bénigne de la prostate en s'appuyant notamment sur les éléments de diagnostic présentés section 1.3.1. Si les symptômes deviennent plus sévères et altèrent la qualité de vie du patient, un traitement médical est envisagé [ANAES, 2003]. Ce traitement médical s'appuie sur l'une des trois classes thérapeutiques suivantes :

- α -bloquants,
- inhibiteurs de la 5- α réductase,
- phytothérapie.

Il n'existe pas d'étude permettant d'affirmer la supériorité d'un traitement médical par rapport à un autre.

Dans le cas d'une hyperplasie bénigne de la prostate compliquée (rétention aiguë d'urine, calcul, insuffisance rénale,...), ou si l'hyperplasie résiste au traitement médical, la chirurgie est alors recommandée [ANAES, 2003]. La procédure chirurgicale a alors pour but l'exérèse de l'adénome prostatique (zone de transition). Cette intervention ne doit pas être confondue avec la prostatectomie radicale faisant suite à un cancer de la prostate. En effet, dans le cas de l'hyperplasie bénigne de la prostate la zone périphérique de la prostate est conservée, le patient est donc toujours à risque de cancer. Il existe 3 procédures chirurgicales principales, la technique choisie dépendra principalement du volume prostatique :

- l'incision cervico-prostatique, recommandée pour un volume prostatique inférieur à 30 – 40 ml. Le risque d'éjaculation rétrograde est de 25 % pour cette procédure,

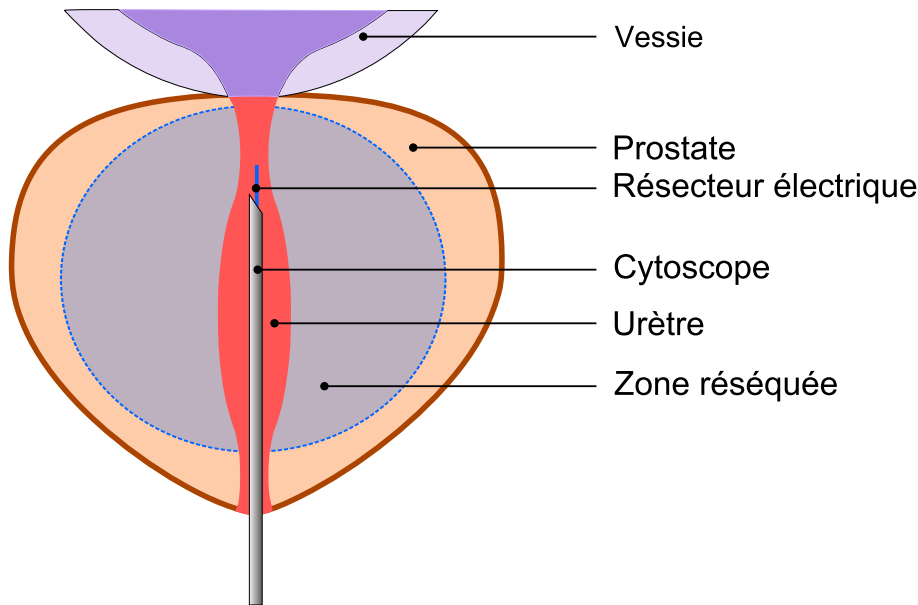


FIGURE 1.8: Schéma d'une résection trans-urétrale de la prostate.

l'incontinence étant observée dans 1 % des cas. Cependant, le taux de réintervention à 3 ans est de 25 % ;

- la résection trans-urétrale de prostate, qui est considérée comme l'intervention de référence (Fig 1.8). La principale complication chronique associée à cette intervention est l'éjaculation rétrograde (75 % des cas), le risque d'incontinence induite étant faible (1 % des cas). Il est parfois nécessaire de ré-intervenir dans le cas d'une récurrence des SBAU, ce risque augmentant de 2 % par an. Une autre technique actuellement en cours d'évaluation est la photo-vaporisation laser. Cette alternative présente l'avantage de pouvoir être réalisée sans nécessiter l'arrêt d'un éventuel traitement anticoagulant ;
- l'adénomectomie par voie haute, qui est recommandée quand l'hyperplasie bénigne de la prostate est volumineuse. Cette intervention présente les mêmes complications que la résection trans-urétrale de prostate.

Quelle que soit la sévérité des symptômes de l'hyperplasie bénigne de la prostate, le choix du patient demeure un facteur décisionnel majeur que le praticien doit prendre en compte pour orienter son traitement.

1.3.4 Rétention aiguë d'urine : diagnostic et prise en charge

La prise en charge de l'hyperplasie bénigne de la prostate est particulièrement urgente en cas de complication aiguë, la principale complication de l'hyperplasie bénigne de la prostate étant la **rétention aiguë d'urine**. Dans ce cas, le traitement de la rétention devient prioritaire sur celui de l'hyperplasie bénigne de la prostate.

La rétention aiguë d'urine correspond à une impossibilité totale et brutale d'uriner. Une fois installée, la rétention s'accompagne d'une douleur importante pouvant rapidement devenir intolérable. Afin de juguler l'obstacle, la vessie se contracte alors de manière involontaire. Ces spasmes vésicaux permettent parfois l'émission de quelques gouttes d'urine

mais engendrent une douleur très importante. Sur le plan thérapeutique, la rétention aiguë d'urine est donc une urgence qui impose un drainage vésical [ANAES, 2003], par **sondage urétral** ou pas cathétérisme sus-pubien. Dans le cas où le patient ne présente pas de fièvre, le traitement sera le plus souvent le sondage urétral pour une durée d'une semaine. A la fin de ce délai, la sonde est retirée et les fonctions urinaires du patient sont réévaluées, orientant alors la prise en charge vers un traitement médicamenteux ou chirurgical.

1.3.5 La cathétérisation urinaire et ses conséquences cliniques

La prise en charge d'un patient présentant une rétention aiguë d'urine faisant suite à une hyperplasie bénigne de la prostate est donc une urgence, conduisant en premier lieu au sondage urétral du patient. Ce sondage est le plus souvent réalisé en utilisant une sonde urinaire simple type Folley (Fig 1.9) qui est une sonde souple à ballonnet, droite et à simple courant.

Les sondes utilisées sont des CH 16, voire des CH 18 ou CH 20 en cas d'échec (les sondes plus fines, et donc plus souples, buttant plus facilement sur un obstacle).

Charrière (CH) ou French (Fr)

Les diamètres des endoscopes ainsi que des cathéters sont généralement exprimés en Charrière (CH) ou French (Fr) dans le milieu médical. Cette unité est définie telle que $1 Ch = 1 Fr = \frac{1}{3} mm$. Elle tire son nom de son inventeur Joseph-Frédéric-Benoît Charrière, qui au milieu du XIX^e siècle a conçu divers outils chirurgicaux et notamment un système de calibrage des endoscopes et cathéters.

La cathétérisation urinaire consiste à introduire une sonde à travers l'urètre via les voies naturelles jusqu'à la vessie. Une fois la sonde en place, le ballonnet situé à l'extrémité distale de la sonde est gonflé (le ballonnet se situe alors dans la vessie et le gonflement est indolore). L'extrémité externe du cathéter est quant à elle reliée à une poche afin de collecter les urines. La cathétérisation est une pratique courante dans le milieu hospitalier : aux États-Unis 24 millions de cathéters sont posés chaque année [Willette et al., 2013]. Bien que souvent réalisée, la cathétérisation soulève cependant divers problèmes :

- dispositif inconfortable voire douloureux,
- réduction de la qualité de vie du patient (de par la présence de la poche),
- **risque infectieux accru.**

Les infections de l'appareil urinaire sont aujourd'hui les infections nosocomiales les plus courantes [Nicolle and Centre, 2002], 80 % d'entre elles étant dues à la présence d'une sonde [Plowman et al., 2001]. Une infection nosocomiale se définissant comme une infection acquise dans une structure de santé, qui n'était pas présente à l'admission ni en incubation. En effet, la sonde favorise l'acquisition et la pérennisation d'infections de l'appareil urinaire, le risque infectieux étant augmenté chaque jour de manière cumulative de 3 à 10 % [Foxman, 2003]. L'infection de l'appareil urinaire est particulièrement préoccupante chez le sujet

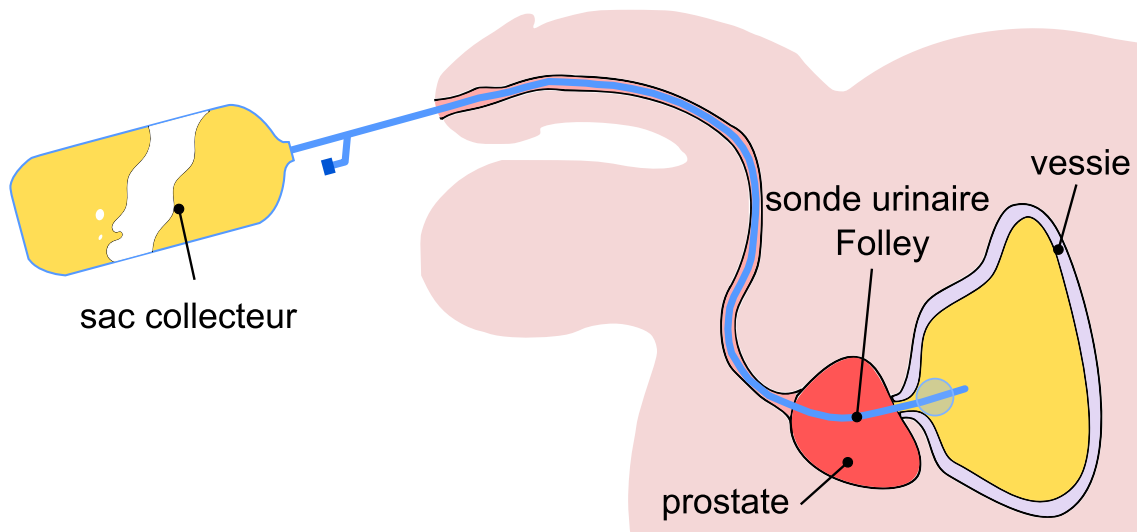


FIGURE 1.9: Sonde urinaire de type Folley insérée dans la vessie.

âgé qui est,—le plus souvent—, déjà fragile et poly-pathologique. Le traitement repose sur une antibio-thérapie dont l'efficacité peut être réduite par la présence de germes antibio-résistants. Il est à noter que l'antibio-résistance est en croissance et en devient aujourd'hui préoccupante, en particulier dans le cadre d'infections de l'appareil urinaire : l'infection urinaire liée aux soins est le premier réservoir de bactéries multirésistantes dans les hôpitaux [Collège des universitaires de Maladies Infectieuses et Tropicales, 2013].

Ces infections entraînent :

- une majoration des taux de morbi-mortalité,
- une augmentation des moyens médicaux mis en oeuvre,
- une prolongation de la durée d'hospitalisation.

Une étude menée sur 10 pays par [Rosenthal et al., 2011] a montré que la durée de séjour d'un patient atteint d'infections de l'appareil urinaire induite par la présence d'un cathéter est augmentée de 1.6 jour en moyenne. Cette même étude rapporte un risque de mortalité en cas d'infection de l'appareil urinaire majoré de 15%. Au-delà des lourdes conséquences médicales, l'infection de l'appareil urinaire est donc responsable d'une élévation du coût de l'hospitalisation. Une étude menée aux Etats-Unis attribue aux infections de l'appareil urinaire un coût total de plus de 1 milliard de dollars par an [Rosenberg, 1999]. Une alternative à la cathétérisation serait donc souhaitable, à la fois pour améliorer la qualité de vie des patients mais aussi pour des raisons économiques.

1.4 Le stenting urinaire : historique et place actuelle dans le traitement de l'hyperplasie bénigne de la prostate

L'une des possibilités pour remplacer le sondage urétral est d'utiliser un stent. Le stent présente l'avantage de ne pas communiquer avec le milieu extérieur et limite donc grandement le risque infectieux ainsi que la gêne du patient.

Stent

Le stent est un dispositif médical de forme tubulaire. Il peut être constitué d'un maillage, ou d'un fil enroulé à la manière d'un ressort. Les stents servent généralement à augmenter/rétablir la lumière d'une cavité du corps : le stent est introduit dans la cavité en question puis expansé. Actuellement, les stents sont surtout utilisés en cardiologie notamment pour libérer les artères bouchées par l'athérome.



1.4.1 Historique du stenting des voies urinaires

La cathétérisation peut être vue comme l'ancêtre du stenting. Cependant, le premier stent urétral en tant que tel a été développé par Fabian en 1980 (Fig 1.10, a)) [Fabian, 1980], il est alors baptisé "Urological Spiral" puis "Urospiral". Ce stent, réalisé à partir d'un fil d'acier, a une géométrie hélicoïdale et est implanté dans l'urètre prostatique. Le stent Fabian permet de libérer la lumière de l'urètre autorisant ainsi la miction : cette invention marque l'apparition d'une alternative au sondage vésical. La mise en place de ce stent ne peut cependant être réalisée que sous cystoscopie, qui est une procédure douloureuse que seuls les urologues peuvent entreprendre. Le stent Fabian n'est donc pas adapté à une utilisation dans l'urgence. De plus, ce dispositif est sujet à l'incrustation conduisant à des infections chroniques le rendant peu utilisable (Fig 1.10, a). Si depuis les matériaux et géométries ont évolué, la philosophie du stenting urétral est restée la même. Dans la lignée du stent de Fabian, le stent Prostakath® (Fig 1.10, c)) a été introduit en 1987 par la société Engineers & Doctors A/S [Yachia, 1998]. D'un point de vue géométrique ce stent diffère peu du Fabian, cependant, il présente un revêtement en or ainsi qu'un système d'insertion novateur permettant un positionnement et un déploiement facilité. Ce nouveau revêtement est censé réduire l'incrustation ainsi que la prolifération bactérienne. En 1992, une étude menée par [Nordling et al., 1992] comprenant 150 patients traités successivement avec le Prostakath®, affirme que ce stent constitue une alternative intéressante à la cathétérisation. Le Prostakath® s'est donc imposé comme la première alternative viable à la cathétérisation. De plus, il a permis de poser les bases de la définition du stent prostatique idéal. Cette définition sera reprise et complétée lors du 3rd International Consultation on Benign Prostatic Hyperplasia en 1995 [Crockett et al., 1995], et insistera sur les critères suivants :

- C1 : insertion facile ;
- C2 : retrait facile si besoin ;
- C3 : une fois le stent positionné, la lumière de l'urètre doit être suffisamment

importante pour s'affranchir de l'obstruction et permettre la cystoscopie ;

- C4 : ne pas perturber l'activité du sphincter urinaire ;
- C5 : ne pas engendrer de réaction inflammatoire ou infectieuse des tissus mis en contact ;
- C6 : pas d'incrustation, même après une longue période.



FIGURE 1.10: Différents modèles de stents urétraux : a) stent Fabian (en haut avant utilisation, en bas avec incrustation) b) Prostacoil® c) Prostakath® d) Memokath®.

Malgré ses différentes qualités, le Prostakath® ne répondait pas de manière optimale aux critères C2, C3, C4 et C6. De plus, il présentait le défaut majeur d'être sujet à la migration : le stent, avec le temps, avait tendance à se déplacer et à quitter son emplacement d'origine. Ainsi, entre 4.5 et 12 % des patients implantés ont du subir un retrait du stent après que celui ci ait migré (dans la vessie notamment) [Thomas et al., 1993; Yachia and Aridogan, 1996; Harrison and De Souza, 1990]. Afin de palier à ce problème un autre type de stent a été proposé : le Prostacoil® (Fig 1.10, b)). Ce stent, très semblable au Prostakath, se différencie par un diamètre d'extension plus important (de 24 à 30 Fr pour le prostacoil contre 21 Fr pour le Prostakath). Cette augmentation de diamètre a permis d'éviter la migration du stent et de faciliter la réalisation de cystoscopies post-stenting (C3). Cependant, la nécessité d'utiliser des techniques de fluoroscopie pour la mise en place du Prostacoil a notablement freiné son utilisation. Dans l'optique de concevoir un stent "idéal", répondant aux critères C1 à C6, la société Engineers & Doctors A/S (concepteur du Prostakath®) envisage la création d'un nouveau stent basé sur l'utilisation d'un alliage à mémoire de forme Nickel-Titane. En 1992, le modèle final du Memokath® (Fig 1.10, d)), successeur du Prostakath®, voit le jour. Ce nouveau modèle permet de répondre plus favorablement aux diverses exigences mentionnées précédemment.

Alliage à mémoire de forme : le Nickel-Titane

L'alliage à mémoire de forme (AMF) Nickel-Titane, également désigné sous le nom de Nitinol ou NiTi, a été découvert en 1963. Cet alliage est utilisé avec des proportions quasi-équiatomiques. Les propriétés mécaniques du NiTi sont directement dépendantes de sa température réalisant ainsi un couplage thermo-mécanique. Ce couplage est à l'origine de l'intérêt qui est porté à cet alliage :

- au moyen d'un traitement thermique il est possible de conférer à l'AMF une température de transition T_{trans} (également dénommée température d'activation), associée à une géométrie dite d'éducation (géométrie dans laquelle se trouve l'AMF lors du traitement) ;
- pour une température $T < T_{trans}$, l'AMF est à l'état martensitique (état "froid" par abus de langage), et peut être facilement déformé (on observe une pseudo-plasticité à partir de 1% de déformation environ) ;
- pour une température $T > T_{trans}$, l'AMF est à l'état austénitique (état "chaud"), et présente des propriétés de superélasticité (le début de la plastification se situe alors aux alentours de 12% de déformation) ;
- un échantillon d'AMF déformé à l'état martensitique ($T < T_{trans}$) retrouvera instantanément sa géométrie d'éducation lorsqu'il sera porté à une température $T > T_{trans}$: c'est l'effet mémoire de forme.

Cette température de transition peut être ajustée en utilisant des traitements thermiques. En effet, la température de transition T_{trans} est directement liée aux proportions de nickel et de titane dans l'alliage. Dans les faits, les échantillons de NiTi proposés par les fournisseurs présentent un taux plus important de nickel ($\simeq 50.8$ at.%Ni). En faisant chauffer ces échantillons (aux alentours de 350 °C), il est possible d'induire la précipitation de Ti_2Ni_3 au sein de l'alliage. Ce faisant, la proportion de Nickel dans l'alliage va être diminuée, permettant alors d'élever la valeur de la température de transition T_{trans} .

Le Memokath® permet notamment un retrait facilité, ceci étant rendu possible grâce aux propriétés de l'alliage Nickel-Titane qui le compose :

- une fois convenablement positionné dans l'urètre du patient le stent est porté à $T > T_{trans}$ (en injectant de l'eau stérile préalablement chauffée à 45 – 55 °C [Perry et al., 2002; Baba and Ono, 2006]), permettant ainsi d'activer sa mémoire de forme : le stent s'expand et libère l'urètre obstruée ;
- lors du retrait, le stent est refroidi (en injectant de l'eau stérile préalablement refroidie à 4–10 °C [Kirby et al., 2004; Barber et al., 2005]), il passe alors à l'état martensitique et peut être facilement déformé : le clinicien saisit alors l'extrémité du fil composant le stent, puis le déroule en tirant dessus.

Le Memokath est longtemps resté le seul stent urétral disponible sur le marché. De ce fait, des études à plus long terme ont pu être menées. Parmi celles-ci, on retiendra notamment l'étude réalisée par [Perry et al., 2002], sur une période de 8 ans. Du point de vue du bénéfice clinique cette étude reconnaît indéniablement la plus value apportée par le Memokath. Néanmoins, l'utilisation de ce stent ne s'est pas généralisée. En effet, l'utilisation d'eau pour chauffer et refroidir le Memokath® rend sa mise en oeuvre très complexe. Ceci nécessite d'avoir à disposition des ampoules d'eau stérile, ainsi qu'un moyen de les chauffer et de les refroidir tout en conservant la stérilité de l'eau. Cette procédure ne s'inscrit donc pas dans le cadre d'un traitement d'urgence qui est pourtant nécessaire dans le cas d'une rétention aiguë d'urine. Les caractéristiques et résultats des ces principaux stents sont résumés Table 1.1.

Aujourd'hui le stenting urétral reste marginal et en dépit des inconvénients présentés section 1.3.5 on lui préfère la cathétérisation, que ce soit pour des traitements de courte ou de longue durée. Dans le cadre de cette thèse, un nouveau stent a été développé pour offrir une véritable alternative à la cathétérisation. De même que le Memokath®, ce stent est réalisé en Nitinol et possède une géométrie de type diablo. Afin d'être utilisable en situation d'urgence, ce stent ne requiert plus l'utilisation d'eau pour son déploiement. De plus, ce dispositif sera à terme livré avec un kit de déploiement jetable, permettant le positionnement du stent sans examen d'imagerie ou invasif.




	Fabian (Urospiral®)	Prostakath®	Memokath®
Données techniques			
Géométrie			
Diamètre	21 Ch	21 Ch	22 Ch
Longueur	40-80 mm	40-80 mm	35-95 mm
Matériau	Acier inox	Acier inox plaqué or	Nitinol
Procédure d'utilisation			
Implantation	<ul style="list-style-type: none"> • Sous anesthésie topique • Avec un cystoscope de 21 Ch • \pm échoguidé 	<ul style="list-style-type: none"> • Sous anesthésie topique • Avec un cystoscope de 21 Ch • \pméchoguidé 	<ul style="list-style-type: none"> • Sous anesthésie topique • Par fibroscopie • Injection d'eau à 45 – 55 °C
Ablation	Idem	Idem	<ul style="list-style-type: none"> • Sous anesthésie topique • Par fibroscopie • Injection d'eau à 4 – 10 °C
Utilisation en urgence	Difficile	Difficile	Inadapté
Taux de succès*	67 – 80 %	82 – 89 %	80 – 83 %
Complications			
Migration avec repositionnement	8 – 9 %	31 – 50 %	0 – 13 %
Migration avec ablation	-	4.5 – 12 %	-
Échec de la procédure**	-	4.5 – 10 %	10 %

TABLE 1.1: Caractéristiques et résultats obtenus lors d'essais cliniques pour différents stents urétraux : Fabian (Urospiral®) [Parker et al., 1991; Braf et al., 1996; Baba and Ono, 2006; Bart et al., 2008], Prostakath® [Harrison and De Souza, 1990; Thomas et al., 1993; Yachia and Aridogan, 1996; Yachia, 1998; Baba and Ono, 2006], Memokath® [Poulsen et al., 1993; Yachia, 1998; Perry et al., 2002; Kirby et al., 2004; Lee et al., 2005; Barber et al., 2005; Baba and Ono, 2006]. (*) Le critère de succès comprend toujours la vidange de la vessie, selon les auteurs la tolérance du patient est également prise en compte ; (**) L'échec correspond à une impossibilité de déployer le stent ou à une persistance de l'obstruction après implantation du dispositif.

1.5 Conclusion

L'hyperplasie bénigne de la prostate est une pathologie touchant l'homme âgé. Elle consiste en une augmentation du volume prostatique due à une prolifération cellulaire : c'est l'adénome prostatique. Étant donnée l'anatomie de la région pelvienne (décrite dans ce chapitre), l'hyperplasie bénigne de la prostate peut entraîner de manière mécanique l'apparition de certains symptômes. Dans les formes sévères, elle peut conduire à des complications aiguës, dont la plus fréquente est la rétention aiguë d'urine : l'urètre qui traverse la prostate se retrouve obstruée par l'augmentation de volume de cette dernière, interdisant ainsi la miction du patient. La rétention aiguë d'urine nécessite une prise en charge en urgence. Aujourd'hui le traitement consiste à sonder le patient à l'aide d'un cathéter. Cette procédure bien que rapide et efficace est inconfortable pour le patient et l'expose à un risque infectieux important (augmentant de 3 à 10 % chaque jour). Dans l'optique de remplacer la cathétérisation, divers stents urétraux ont été développés. Si ces stents ont fourni de bons résultats sur le plan thérapeutique, leur complexité d'utilisation les rend inadaptés à une situation d'urgence telle que la rétention aiguë d'urine. Dans les faits, les stents ne sont donc que très rarement utilisés, le choix se portant alors sur la cathétérisation.

Vers un stent urétral innovant à base de biomatériaux NiTi et silicone

2.1 Introduction

Le chapitre précédent a permis de décrire les traitements de la rétention aiguë d'urine. Parmi ces traitements, le stenting urétral reste peu utilisé car il n'est pas adapté à une situation d'urgence. Il représente néanmoins une alternative intéressante au sondage diminuant fortement le risque infectieux ainsi que la gêne occasionnée par son utilisation. Il apparaît donc qu'il serait particulièrement avantageux de disposer d'un stent urétral repensé et adapté à une pose en situation d'urgence. Dans le cadre de cette thèse, un stent innovant a été proposé afin de remplacer la cathétérisation systématique des patients [Mozer et al., 2014]. Comparé à ses prédécesseurs, ce stent permet une pose facilitée et en situation d'urgence, ainsi qu'un retrait simple et sans danger pour le patient. Il répond ainsi aux impératifs du personnel médical le rendant cliniquement utilisable. En réduisant le risque infectieux, il permettra à terme de juguler la rétention aiguë d'urine tout en limitant le retentissement médical et économique du traitement. Dans ce chapitre seront présentés le principe de fonctionnement de ce stent ainsi que les modes de réalisation envisagés. Enfin, les caractéristiques nécessaires au bon dimensionnement du stent seront également exposées.

2.2 Principe de fonctionnement du stent

Pour que le stent puisse être utilisé en remplacement du sondage vésical, il faut que son utilisation reste aussi simple que celle d'une sonde, et ce aussi bien à la pose qu'au retrait. Ce dispositif a donc été conçu de manière à répondre aux impératifs suivants :

- être utilisable par un soignant non expert (infirmier) ;
- permettre un déploiement rapide ;
- permettre un retrait facilité sans risque de lésion pour le patient.

Afin de doter le stent de ces fonctionnalités, il a été décidé d'utiliser des éléments faits d'alliage Nickel-Titane (NiTi). L'idée est d'utiliser les propriétés de mémoire de forme du NiTi pour obtenir un **double effet mémoire de forme** :

- une phase d'expansion du stent permettant de libérer l'urètre et de traiter la rétention aiguë d'urine ;
- une phase de contraction du stent permettant un retrait facilité sans risque de lésion.

Deux modes de réalisation ont été envisagés : l'association d'un élément fil et d'un élément tube d'une part et l'utilisation d'un élément fil/tube seul d'autre part.

2.2.1 Mode de réalisation principal : association d'un fil et d'un tube

Comme cela a été mentionné section 1.4, les AMF disposent de propriétés de mémoire de forme leur permettant de retrouver leur forme dite d'éducation au chauffage. Dans ce mode de réalisation le stent est constitué de deux éléments. Le premier élément est un fil de NiTi de 0.45 mm de diamètre, ayant une température de transition T_{fil} et une forme d'éducation hélicoïdale à un diamètre D_{fil} (Figure 2.1, a). Le second élément est un tube de NiTi de diamètre interne 0.56mm et de diamètre externe 0.68 mm, ayant une température de transition T_{tube} et une forme d'éducation hélicoïdale à un diamètre D_{tube} (Figure 2.1, b). Afin d'obtenir un stent à double effet mémoire de forme, le fil est inséré à l'intérieur du tube. Ainsi, dans le cas où $T_{fil}=55$ °C, $T_{tube}=45$ °C, $D_{fil}=6$ mm et $D_{tube}=8$ mm, le stent présente trois géométries différentes associées à trois domaines de température différents :

- pour $T_{stent} < T_{tube} < T_{fil}$, les deux éléments sont à l'état martensitique et peuvent être facilement déformés (Figure 2.1, c). En particulier, il est possible d'enrouler le stent autour d'un cathéter destiné à l'insertion ;
- pour $T_{tube} < T_{stent} < T_{fil}$, le fil est toujours à l'état martensitique alors que le tube est en phase austénitique et cherche à retrouver sa forme d'éducation au diamètre D_{tube} . Le tube étant alors le plus rigide des deux éléments, il impose sa forme entraînant de ce fait l'expansion du stent (Figure 2.1, d) ;
- pour $T_{tube} < T_{fil} < T_{stent}$, les deux éléments sont à l'état austénitique et tentent de recouvrer leur forme d'éducation. Le fil qui jusqu'alors n'influeait que très peu sur la géométrie du stent va à présent entrer en compétition avec l'élément tube, et entraîner une diminution du diamètre du stent permettant un retrait facilité sans lésion des tissus.

En associant deux éléments ayant chacun leur propre mémoire de forme il est donc possible d'obtenir un stent à double effet mémoire de forme au chauffage répondant aux besoins énoncés précédemment (Section 2.2).

2.2.2 Mode de réalisation alternatif : utilisation d'un unique élément fil ou tube

Plutôt que d'associer deux éléments distincts, un autre mode de réalisation consiste à utiliser un unique élément présentant un gradient de propriétés mécaniques. En effet, tel que cela a été exposé précédemment (Section 1.4), les propriétés thermo-mécaniques d'un AMF peuvent être modifiées via des traitements thermiques. Classiquement, les échantillons sont placés dans un four puis maintenus à une température de traitement $T_{traitement}$ pour une durée $\Delta t_{traitement}$. En jouant sur la température $T_{traitement}$ et la durée $\Delta t_{traitement}$, il est possible de modifier de manière homogène les propriétés thermo-mécaniques du matériau.

Il est cependant envisageable d'utiliser des moyens de traitement non conventionnels qui permettent de traiter le matériau de manière hétérogène. Entre autres :

- chauffer le matériau de manière locale à l'aide d'un laser [Meng et al., 2012a], ou par simple contact avec un solide chauffé ;
- faire directement diffuser du Nickel dans l'échantillon en le mettant en contact avec un milieu très riche en Nickel [Meng et al., 2012b].

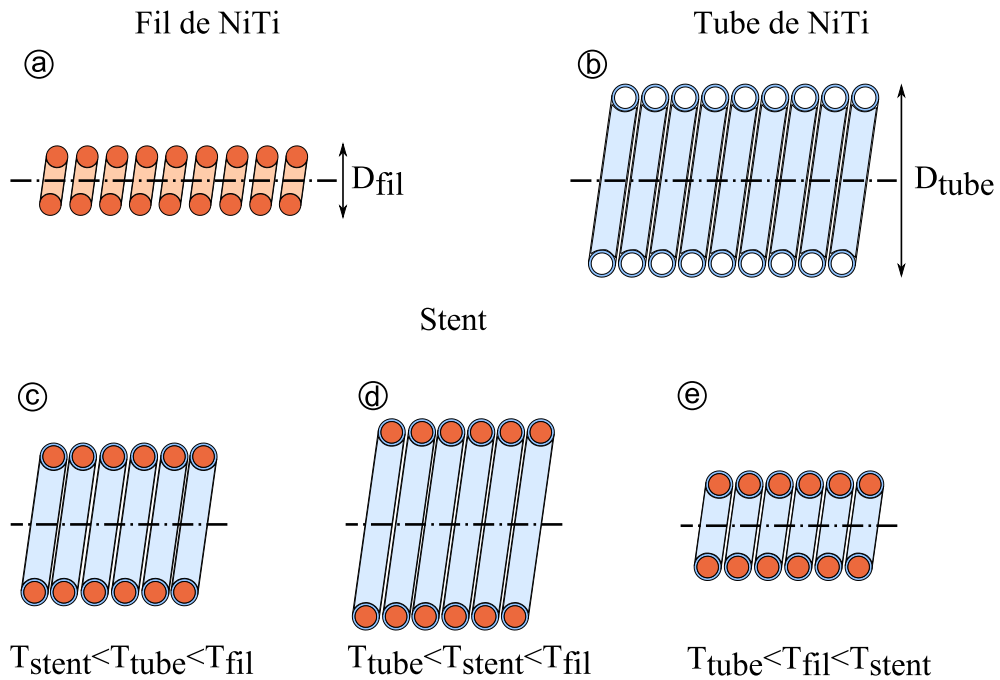


FIGURE 2.1: Différentes configurations du stent composé d'un fil et d'un tube.

Dans le cas du stent développé, il est envisageable d'utiliser un élément présentant un gradient de températures de transition, chacune associée à une géométrie d'éducation propre. De même que présenté précédemment (Section 2.2.1), une portion de l'élément utilisé aura tendance à expandre le stent et l'autre à le contracter. Ce mode de réalisation est particulièrement intéressant car il permet de s'affranchir de certaines difficultés telles que :

- l'insertion de l'élément fil à l'intérieur de l'élément tube ;
- l'utilisation d'un élément tube dont le coût de fabrication est bien supérieur à celui d'un élément fil.

Bien que présentant certains avantages ce mode de réalisation requiert une maîtrise approfondie des moyens de traitement thermique non conventionnels. Aussi, dans le cadre de cette thèse, seul le mode de réalisation associant un fil et un tube a été étudié.

Le principe de fonctionnement de ce stent a fait l'objet d'un dépôt de brevet sous le numéro de publication **WO2014202917 A1**.

2.3 Dimensionnement du stent

Afin d'assurer le bon fonctionnement du stent il est primordial de convenablement le dimensionner. Comme pour tout dispositif médical, la géométrie du stent doit non seulement être adaptée à sa fonction mais également à l'anatomie des organes avec lesquels il interagit. De plus, le stent développé faisant appel à un alliage à mémoire de forme, divers aspects thermodynamiques et mécaniques doivent être étudiés. Dans cette section seront présentés les divers impératifs ayant influencé le dimensionnement du stent ainsi que les choix qui ont été faits en terme de géométrie, thermique et mécanique.

2.3.1 Géométrie

Il est nécessaire de donner au stent une géométrie permettant de répondre aux besoins formulés Section 1.4.1. Tout d'abord, afin d'éviter les problèmes de migration décrits précédemment (Section 1.4.1), le stent présente une augmentation de diamètre à chacune de ses extrémités lui conférant une forme générale de diabolo. La zone fonctionnelle du stent est celle à diamètre constant. Pour des raisons de simplicité, le stent a par la suite été modélisé comme un tube cylindrique sans augmentation de diamètre (Fig 2.2, b).

Le but principal du stent est de rendre une miction fonctionnelle au patient. Aussi est-il primordial que la longueur du stent soit ajustée de manière à ce que le stent ne perturbe pas l'activité du sphincter situé en aval de la prostate. Dans le cas contraire le patient serait rendu incontinent et le stent perdrait tout intérêt. Les dimensions des diverses portions de l'urètre sont variables d'un sujet à l'autre. Cependant, compte-tenu des dimensions moyennes présentées précédemment (Section 1.2), il a été décidé de réaliser un stent dont la longueur après expansion est de $l_{stent}^{expansion} = 4$ cm (Fig 2.2, b). Dans l'éventualité où ce stent serait commercialisé et couramment utilisé en urologie, il pourrait être intéressant de disposer de diverses longueurs afin de pouvoir s'adapter aux particularités anatomiques de chaque patient.

Les diamètres internes et externes du stent ont également été déterminés en accord avec les fonctions principales du stent (libérer l'urètre tout en permettant le passage d'un cystoscope et assurer un retrait facilité). Ces grandeurs dépendent en outre des composants du stent, à savoir :

- un tube NiTi de diamètre externe $\varnothing_{tube}^{ext} = 0.68$ mm et de diamètre interne $\varnothing_{tube}^{int} = 0.56$ mm, fourni par Minitube® (Fig 2.2, a) ;
- un fil NiTi de diamètre $\varnothing_{fil} = 0.5$ mm, fourni par FortWayne Metals® (Fig 2.2, a).

Le stent une fois déployé doit permettre le passage d'un cystoscope. Chez l'homme, les cystoscopes utilisés hors du bloc opératoire sont souvent des cystoscopes souples dont le diamètre varie de 16 à 20 Ch ; soit un diamètre maximum d'environ 6.7 mm (C3, Section 1.4.1). Sachant que le diamètre interne des sondes Folley actuellement utilisées pour traiter la rétention aiguë d'urine est de l'ordre de 5 mm, si le stent permet le passage d'un cystoscope il permettra nécessairement la libération de l'urètre. Le diamètre interne du stent après expansion a donc été fixé à $\varnothing_{stent}^{int/expansion} = 7$ mm (Fig 2.2, b). Compte tenu des composants utilisés le diamètre externe du stent après expansion est donc fixé à $\varnothing_{stent}^{ext/expansion} = 8.36$ mm (Fig 2.2, b).

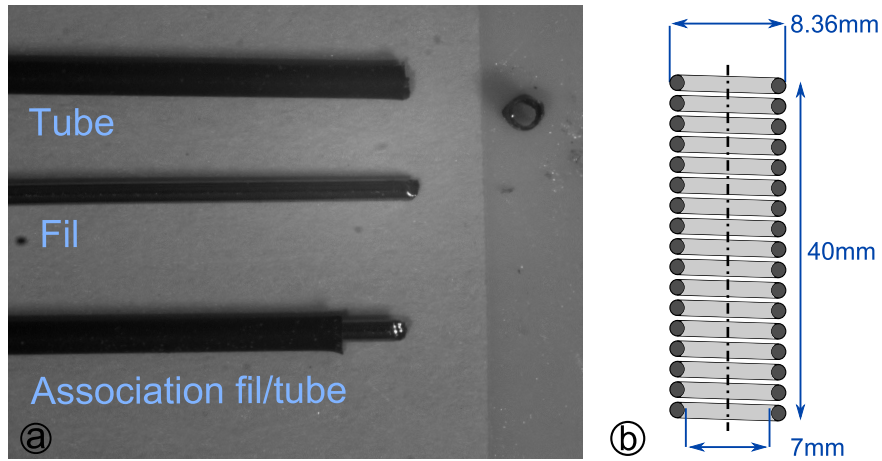


FIGURE 2.2: a) Eléments constitutifs du stent, b) modélisation du stent expansé.

$l_{stent}^{expansion}$	$\varnothing_{stent}^{ext/expansion}$	$\varnothing_{stent}^{int/expansion}$	$\varnothing_{stent}^{ext/contraction}$	$\varnothing_{stent}^{int/contraction}$
4 cm	8.36 mm	7 mm	7.36 mm	6 mm

TABLE 2.1: Spécifications géométriques du stent.

Le retrait du stent sera effectué à l'aide d'une sonde type Folley modifiée, permettant l'activation de la seconde mémoire de forme et la contraction du stent. Dans le but de simplifier le retrait, le diamètre interne du stent après contraction $\varnothing_{stent}^{int/contraction}$ a été choisi inférieur à celui de la sonde de sorte qu'il s'ancre autour de celle-ci. Il a donc été choisi $\varnothing_{stent}^{int/contraction} = 6 \text{ mm}$, impliquant un diamètre externe après contraction $\varnothing_{stent}^{ext/contraction}$ de $\varnothing_{stent}^{ext/contraction} = 7.36 \text{ mm}$.

Les différentes spécifications géométriques présentées ci-dessus sont récapitulées Table 2.1.

2.3.2 Activation du stent

L'expansion et la contraction du stent sont contrôlées par l'activation des différentes mémoires de formes. Comme décrit précédemment (Section 1.4), l'activation d'une mémoire de forme consiste à chauffer l'élément de NiTi correspondant à une température supérieure à sa température d'activation. Le moyen jusqu'alors utilisé pour activer les stents urétraux consiste à faire circuler de l'eau chaude et stérile via les voies naturelles. Ce mode d'activation inadapté à une utilisation en urgence est en grande partie responsable de l'abandon du stent urétral au profit de la sonde urinaire. Pour le stent présenté dans cette thèse, il a donc été choisi d'opter pour un chauffage par effet joule. Contrairement au chauffage par eau, ce système est rapide et simple d'utilisation. Dans l'optique d'un dispositif portable et utilisable en urgence, il est important que l'alimentation électrique soit immédiatement disponible sans avoir recours au réseau de l'hôpital. Il a donc été décidé de recourir à une source d'alimentation continue embarquée type pile ou condensateur. Il est naturel à ce niveau de soulever la question du risque pour le patient lié à l'utilisation d'un courant électrique et au chauffage du stent. La solution envisagée pour diminuer ces risques est de recouvrir le stent d'un coating en silicone biocompatible. Cependant, afin

d'avoir une idée des énergies, temps et températures mis en jeu lors de l'activation du stent, une simulation d'activation a été réalisée.

Dans la suite de cette section, le stent sera modélisé dans sa configuration expansée, et on considèrera que le stent est composé uniquement d'un fil NiTi de 0.5 mm de diamètre uniformément recouvert d'un coating silicone de 0.25 mm d'épaisseur. L'urètre et le prostate seront quant à elles modélisées par un cylindre de 4 cm de hauteur et de 2.5 cm de diamètre (Fig. 2.3).

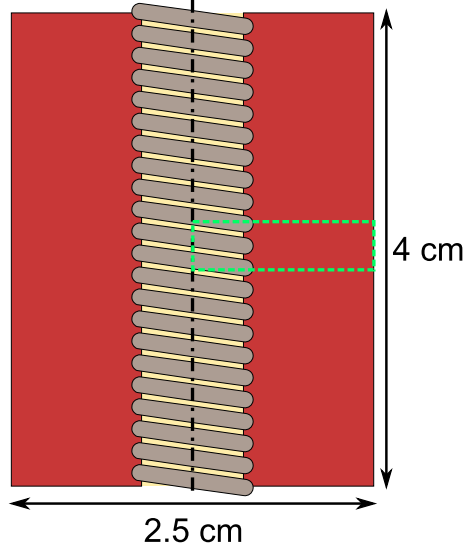


FIGURE 2.3: Modélisation de la prostate et de l'urètre; le rectangle vert correspond à la modélisation axisymétrique utilisée pour les simulations.

2.3.2.1 Risque électrique

Avec ce modèle la longueur l du fil de NiTi nécessaire à la réalisation du stent avoisine les $l = 88 \text{ cm}$. En considérant que le NiTi présente une résistivité valant $\rho_{NiTi} = 10^{-6} \Omega m$ [Delville et al., 2010] il est possible de calculer la résistance équivalente du stent R_{stent} :

$$R_{stent} = \frac{l\rho_{NiTi}}{s} = 4.48 \Omega \quad (2.1)$$

où s représente la section du fil de NiTi.

En supposant que l'urètre a une résistance électrique $R_{urètre}$ équivalente à celle de la peau mouillée, — soit $R_{urètre} = 500 \Omega$ [Fish et al., 2003] —, il apparait que la résistance du stent devient négligeable. Ainsi, dans le cadre d'un régime continu en très basse tension, si le stent est accidentellement mis en contact avec l'urètre (réalisant ainsi un circuit en parallèle), les courants qui traverseront l'urètre seront 100 fois plus faibles que ceux traversant le stent (soit de l'ordre de $\simeq 30 \text{ mA}$). Le risque pour le patient lié à l'alimentation électrique est donc minime.

2.3.2.2 Risque thermique

Si les risques électriques sont négligeables, les risques de brûlures dues à la chauffe du stent sont à évaluer. L'activation du stent a donc été simulée sous le logiciel d'éléments

finis (EF) Abaqus 6.11-1 afin de déterminer les températures et temps de chauffe mis en jeu. Dans ce but un modèle axisymétrique a été utilisé (Fig. 2.3 et Fig 2.4). Pour toutes les simulations présentées, le maillage EF a été réalisé à partir d'éléments linéaires à 4 noeuds axisymétriques de 0.05 mm de côté (référence Abaqus DCAX4). L'activation de la deuxième mémoire de forme se faisant à $T_2 = 55$ °C, c'est celle qui présente le plus haut risque pour le patient. Aussi, seule cette phase a été détaillée ici (les résultats obtenus lors de la simulation des autres phases seront présentés à la fin de cette section).

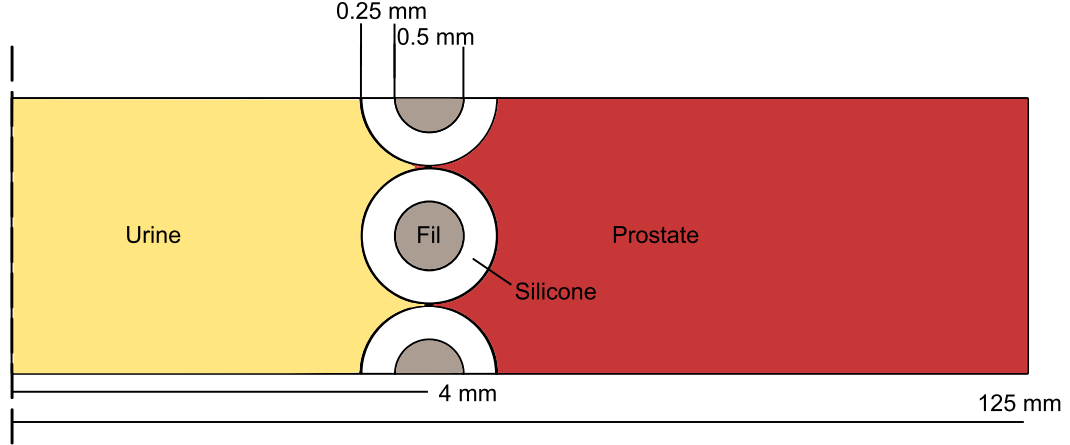


FIGURE 2.4: Modèle axisymétrique choisi pour la simulation. Les dimensions sont présentées en mm.

D'un point de vue thermodynamique, l'activation du stent peut se décomposer en plusieurs étapes :

- une étape de chauffe seule de $T_0 = 37$ °C à $T_2 = 55$ °C ;
- une étape de transformation de phase, endo-énergétique ;
- une étape de refroidissement de $T_2 = 55$ °C à $T_0 = 37$ °C.

Les paramètres utilisés pour les simulations sont présentés dans la Table 2.2, les propriétés matériau de la prostate ont été assimilées à celles de l'eau, de même que celles de l'urine. La source électrique est un générateur de tension continue de $U_{gen} = 15$ V, supposé représenter une alimentation par pile.

μ_{NiTi}	λ_{NiTi}	C_{pNiTi}	μ_{Si}	λ_{Si}	C_{pSi}	μ_{eau}	λ_{eau}	$C_{p eau}$	L_t	R_{fil}	U_{gen}	T_2
6400	18	490	1200	0.16	1050	1000	0.6	4185	28000	6	15	55

TABLE 2.2: Données utilisées pour la simulation—masse volumique $\rho(kg.m^{-3})$, conductivité thermique $\lambda(W.m^{-1}.K^{-1})$, capacité thermique massique $C_p(J.kg^{-1}.K^{-1})$, chaleur latente $L_t(J.kg^{-1})$, résistance $R(\Omega)$, tension U(V), température T(°C), temps t(s).

Chauffe seule

Durant cette phase seule la chauffe du fil jusqu'à la température d'activation $T_2 = 55$ °C a été considérée. Le champ de température initial est uniforme à $T_0 = 37$ °C pour tous les éléments du modèle, et un thermostat à 37° C est imposé à l'extrémité libre de la prostate. A $t = 0^+$ le fil est soumis à une source de puissance volumique P_v correspondant à un générateur de tension continue à $U_{gen} = 15$ V.

Cette simulation a en outre permis de déterminer le temps t_1 auquel le stent atteint la température d'activation T_2 : $t_1 = 2.96$ s .

Activation

L'activation du stent pourrait être modélisée comme une transformation de phase isotherme à $T = T_2 = 55$ °C. En réalité le changement de phase dans le NiTi s'effectue progressivement, de sorte qu'une partie de l'énergie fournie au NiTi continue à faire augmenter sa température pendant que l'autre permet la transformation. Les températures de début (T_2) et de fin de transformation (T_3) sont donc différentes : un étalement en température $\Delta T_{\text{étalement}} = T_3 - T_2$ est alors mesuré. La valeur de cet étalement $\Delta T_{\text{étalement}}$ dépend du traitement thermique qui a été appliqué au NiTi ainsi que de la vitesse de chauffe : plus la vitesse augmente et plus l'étalement en température $\Delta T_{\text{étalement}}$ sera important [Nurveren et al., 2008]. Il est difficile d'obtenir la loi donnant le pourcentage de NiTi transformé au cours du temps. Compte tenu d'essais de calorimétrie différentielle à balayage (DSC) réalisés dans la littérature [Nurveren et al., 2008], une valeur de $\Delta T_{\text{étalement}}$ a été choisie : $\Delta T_{\text{étalement}} = 15$ °C. La température du stent en fin de transformation T_3 sera donc de $T_3 = 70$ °C. Dans la mesure où la fraction de puissance $\%_{\text{transfo}}$ détournée par la transformation de phase n'est pas connue *a priori*, la simulation a été réalisée de manière itérative :

- à $t = t_1$ une source de puissance volumique négative P_{transfo} est appliquée au stent. Cette source est définie comme un pourcentage $\%_{\text{transfo}}$ de la source initiale :

$$P_{\text{transfo}} = -\%_{\text{transfo}} P_v. \quad (2.2)$$

- compte tenu de cette source, la durée $\Delta t_{\text{transfo}}$ nécessaire pour atteindre T_3 est calculée ;
- connaissant $\Delta t_{\text{transfo}}$ et P_{transfo} il est possible de calculer l'énergie consommée par la source négative $\mathcal{E}_{\text{transfo}}^{\text{simulation}}$:

$$\mathcal{E}_{\text{transfo}}^{\text{simulation}} = P_{\text{transfo}} \Delta t_{\text{transfo}} \quad (2.3)$$

et de la comparer à l'énergie de transformation théorique $\mathcal{E}_{\text{transfo}}^{\text{theorique}}$ [Ducros, 2005] :

$$\mathcal{E}_{\text{transfo}}^{\text{theorique}} = sl\mu_{\text{NiTi}}L_t \quad (2.4)$$

où L_t est la chaleur latente correspondant à la transformation de phase étudiée ;

- la valeur de $\%_{\text{transfo}}$ est ajustée à chaque itération jusqu'à ce que le critère de convergence soit satisfait :

$$\frac{|\mathcal{E}_{\text{transfo}}^{\text{simulation}} - \mathcal{E}_{\text{transfo}}^{\text{theorique}}|}{\mathcal{E}_{\text{transfo}}^{\text{theorique}}} < 1 \% \quad (2.5)$$

Cette simulation a permis de déterminer le pourcentage $\%_{\text{transfo}}$ de la source de puissance volumique P_v qui est utilisé pour la transformation de phase, ainsi que l'instant t_2 où la température de fin de transformation T_3 est atteinte : $\%_{\text{transfo}} \simeq 23$ % et $t_2 = 8.96$ s.

Refroidissement

Pour cette étape débutant à $t = t_2$, la puissance volumique P_v est fixée à $P_v = 0 \text{ W m}^{-3}$. Les éléments de la simulation refroidissent alors jusqu'à retrouver leur température initiale $T_0 = 37 \text{ °C}$. Afin d'évaluer l'incidence d'une alimentation prolongée, une simulation alternative où la source de puissance volumique P_v est maintenue a été réalisée. Les résultats de cette simulation sont présentés ci-dessous.

Résultats

Les objectifs principaux de cette simulation étaient :

- avoir accès à un ordre de grandeur du temps nécessaire à l'activation du stent en utilisant un générateur de tension continue ;
- déterminer les températures auxquelles la prostate sera exposée.

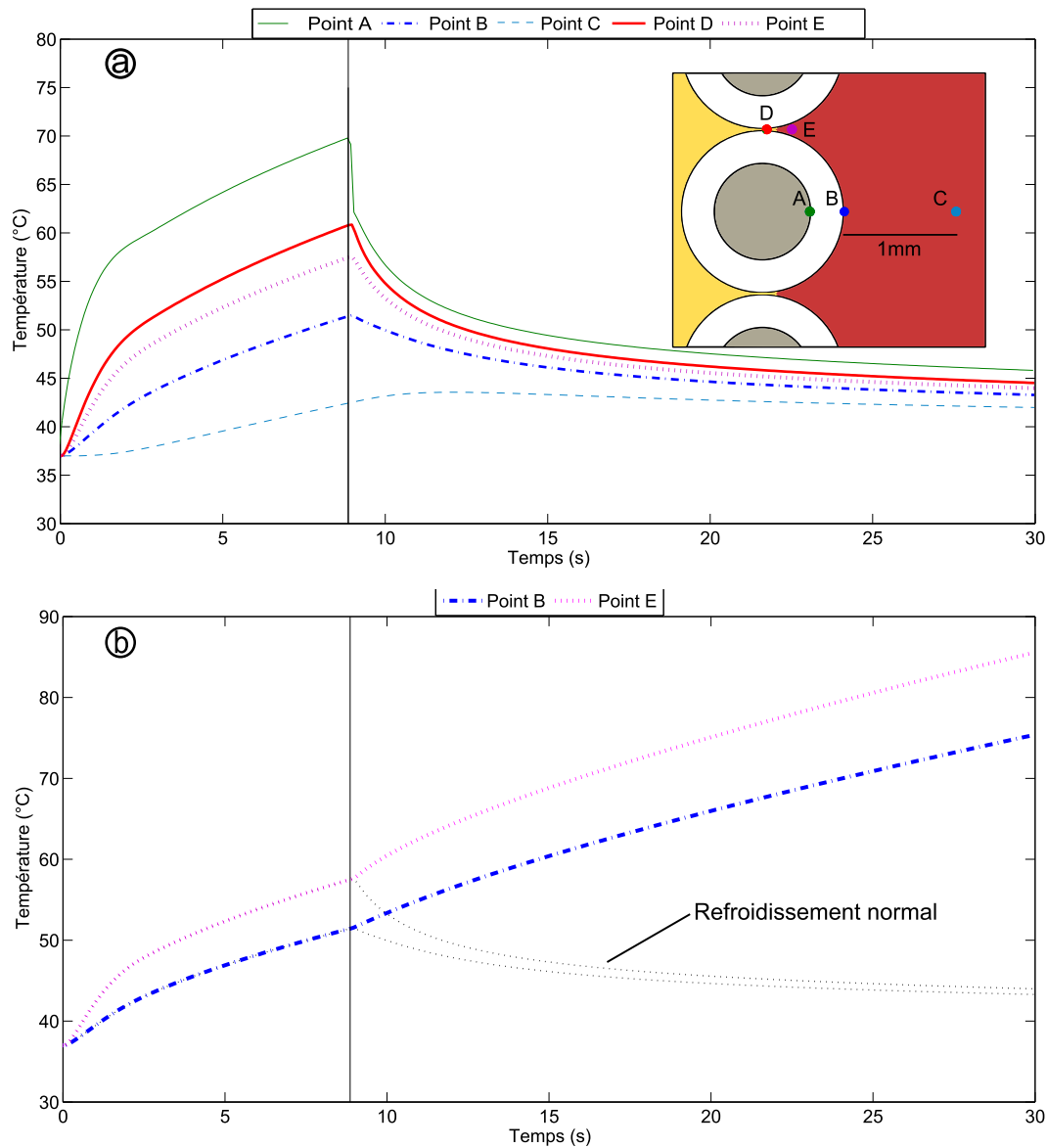


FIGURE 2.5: Profils de température obtenus par simulation en différents points du modèle : a) dans le cas d'une alimentation idéale, b) dans le cas d'une alimentation prolongée.

Dans le cas d'une alimentation par pile sous $U_{gen} = 15 V$, le temps d'activation de la seconde mémoire de forme du stent fourni par la simulation thermodynamique est d'environ $\Delta t_{activation}^{contraction} = 8.96 s$. L'activation de la première mémoire de forme a également été simulée de manière similaire à celle décrite ci dessus (non présenté ici). Le temps d'activation de la première mémoire de forme ainsi obtenu est $\Delta t_{activation}^{expansion} = 4.12 s$. Le dispositif n'est donc pas activé de manière instantanée mais les délais restent suffisamment faibles pour permettre une utilisation en situation d'urgence.

Les profils de température obtenus en différents points du modèle sont présentés Figure 2.5. Le point de la prostate atteignant la température la plus élevée est le point E (Figure 2.5). Ce point critique est soumis à une température de plus de 50 °C durant 8.96 s avec une température maximale de 57.5 °C. Sachant qu'une exposition à 50 °C durant 1 minute ne provoque qu'une hyperémie modérée [Moritz and Henriques, 1947], ces profils de température ne présentent pas de risque pour le patient. A terme, il serait envisageable d'augmenter l'épaisseur du coating silicone afin de diminuer les températures appliquées par la prostate.

Dans le cas où l'alimentation électrique est maintenue après l'activation du stent (Figure 2.5, (b)), le point E atteint rapidement des températures supérieures à 60 °C, pouvant entraîner des brûlures du second degré en 5 s [Moritz and Henriques, 1947]. Dans le cas d'une alimentation par pile il est donc indispensable de disposer d'une minuterie intégrée afin d'éviter toute surchauffe du stent.

Une alimentation par décharge d'un condensateur a également été envisagée. L'avantage principal de ce mode d'alimentation est de pouvoir contrôler la quantité d'énergie traversant le stent, évitant ainsi une surchauffe. Cependant, certains inconvénients ont fait préférer une alimentation par pile, notamment :

- une décharge rapide entraînant une vitesse de chauffe élevée et donc un étalement en température important ;
- un coût significativement supérieur à celui d'une alimentation par pile.

Les résultats obtenus lors de ces simulations restent des valeurs indicatives. Un modèle plus précis (*e.g.* présentant un fil et un tube), prenant en compte des paramètres matériau plus réalistes (*e.g.* une estimation plus fine de l'étalement en température) permettrait d'obtenir des profils plus fiables. Néanmoins, cette étape a permis de valider le choix d'activer le stent par effet joule, tant du point de vue de la faisabilité que des risques auxquels le patient est exposé. Les premières réalisations de prototypes de stent sont présentées en annexe A.

2.3.3 Dimensionnement mécanique

Lors de la première activation le stent est censé s'expandre en refoulant les tissus prostatiques afin de lever l'obstruction. Au-delà du dimensionnement géométrique imposé par l'anatomie, il est essentiel de s'assurer que les éléments composants le stent seront à même de développer des efforts suffisants pour que le stent puisse imposer sa géométrie à la prostate. Le champ de contrainte $\underline{\sigma}_{prostate}$ exercé par la prostate lors de la libération de l'urètre a donc été estimé. Compte tenu de ce champ $\underline{\sigma}_{prostate}$, les efforts devant être développés par le stent pour assurer la libération de l'urètre ont été explicités.

2.3.3.1 Réaction de la prostate

Alors que le stent va agir de manière à augmenter la lumière urétrale, les tissus prostatiques vont au contraire s’y opposer. Afin d’obtenir un ordre de grandeur des contraintes radiales σ_{rr} appliquées au stent par la prostate lors de l’expansion, la phase de libération de l’urètre a été étudiée. Dans ce but, une simulation a été réalisée sous Abaqus 6.12-4.

Modélisation

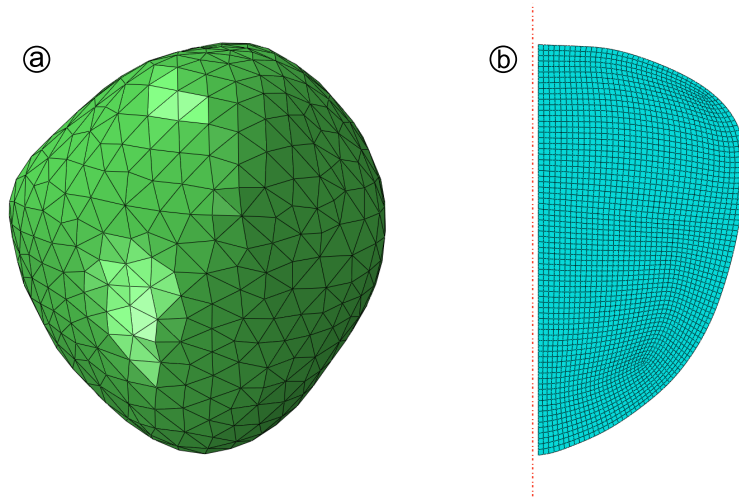


FIGURE 2.6: Modélisation de la prostate utilisée pour la simulation d’expansion du stent : a) géométrie obtenue via la segmentation d’une échographie de prostate, b) modèle simplifié axisymétrique utilisé.

Le modèle de prostate utilisé a été obtenu depuis une segmentation d’échographie prostatique (Fig 2.6, a), qui a ensuite été simplifiée pour obtenir un modèle axisymétrique (Fig 2.6, b). La géométrie ainsi obtenue a ensuite été maillée avec des éléments bi-quadratiques à 8 noeuds (référence Abaqus CAX8R) de 0.5mm de côté, réalisant ainsi un maillage à 2645 éléments. L’urètre a été représentée par le cylindre vide de 1mm de diamètre situé au centre de la prostate (Fig 2.6, b et Fig 2.7, a).

La prostate a été considérée comme un matériau quasi-incompressible suivant une loi hyperélastique de type néo-Hooke avec un paramètre $C_{10} = 3 \text{ kPa}$, correspondant à un module d’élasticité initiale $E_{prostate} = 18 \text{ kPa}$ [Ahn et al., 2010]. Le déploiement du stent a été modélisé comme un déplacement radial de 3.5mm imposé à l’urètre.

Résultats

La simulation décrite ci-dessus a permis d’obtenir la répartition du champ de contrainte $\underline{\sigma}_{prostate}$ (Fig 2.7, b). La composante radiale σ_{rr} de ce champ est particulièrement intéressante puisqu’elle s’opposera directement à l’expansion du stent. Ainsi, pour un diamètre urétral final de 7 mm (Section 2.3.1), la prostate exercera sur le stent une contrainte radiale maximale σ_{rr}^{max} d’environ $\sigma_{rr}^{max} \simeq 15 \text{ kPa}$. Cette estimation de la contrainte radiale est plus faible que celles qui ont pu être présentées dans la littérature [Voute et al., 2011].

Cependant, les résultats de la littérature concernent la pose de stents artériels. Les artères athéromateuses de moyen ou gros calibre étant plus rigides que la prostate [Tracqui et al., 2011], il n'est pas surprenant que les contraintes subies par un stent artériel soient plus importantes dans ce cas de figure.

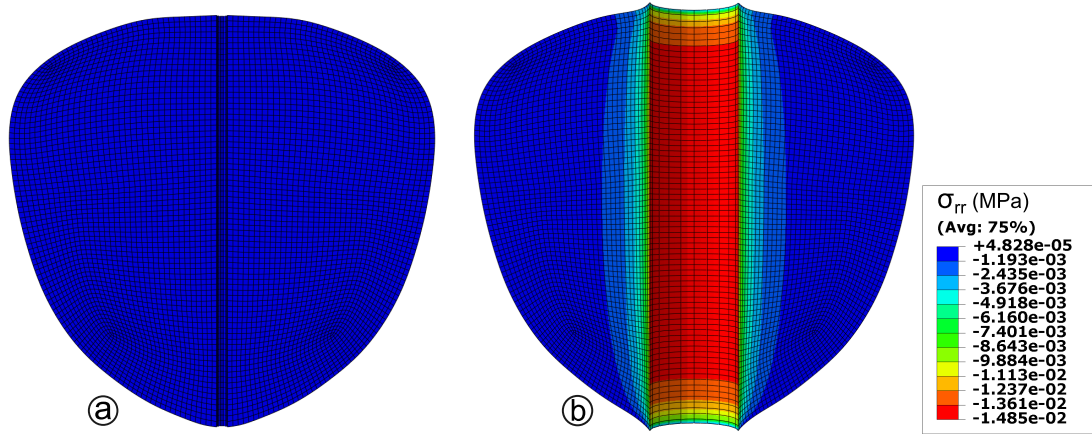


FIGURE 2.7: Résultats de la simulation de déploiement du stent : a) état initial, b) état final.

2.3.3.2 Efforts et moments développés par le stent

Le stent étudié présente une géométrie hélicoïdale à spires jointives semblable à celle d'un ressort en compression. Lorsque la géométrie du stent est modifiée (à l'occasion d'une activation), le rayon du stent varie de même que sa longueur. Les spires du stent sont alors majoritairement soumises à de la flexion (et non de la torsion tel que pour un ressort usuel). Par la suite on supposera donc que les spires du stent sont uniquement soumises à de la flexion pure.

Dans ces conditions, le champ de contrainte $\underline{\sigma}_{prostate}$ appliqué par la prostate se traduit par l'apparition d'un moment de flexion \vec{M}_p dans les spires du stent. Ce moment de flexion \vec{M}_p tend à refermer le stent. Pour garantir la libération de l'urètre le stent doit donc être en mesure de développer un moment de flexion \vec{M}_{stent} suffisant pour contrer l'action de la prostate. Dans cette optique, le moment \vec{M}_p résultant de l'action de la prostate a été estimé puis comparé au moment \vec{M}_{stent} développable par le stent.

Calcul du moment induit \vec{M}_p

Comme mentionné précédemment le stent comporte plusieurs spires constituées d'un fil inséré dans un tube (Fig 2.1). Lors du déploiement ces spires sont soumises à un champ de contrainte $\underline{\sigma}_{prostate}$ explicité précédemment (Section 2.3.3.1). En guise de première estimation, le moment \vec{M}_p induit par ce champ a été déterminé avec les hypothèses suivantes :

- le champ de contrainte appliqué par la prostate $\underline{\sigma}_{prostate}$ est uniforme et seule sa composante radiale σ_{rr} est prise en compte, les autres étant supposées négligeables ;

- le stent est constitué d'un nombre entier de spires ;
- les spires présentent une géométrie circulaire parfaite de rayon R_{spire} ;
- les deux extrémités du stent sont supposées libres ;

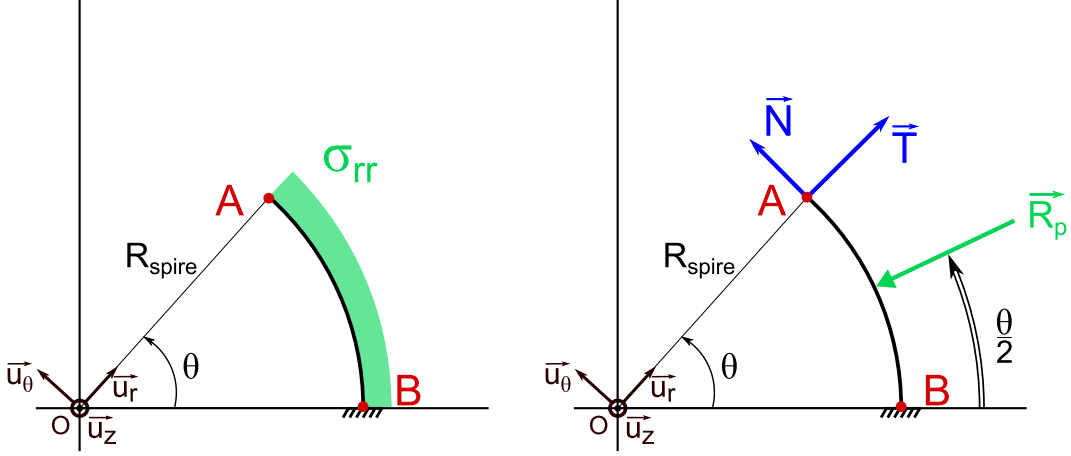


FIGURE 2.8: Modélisation des spires soumises au champ de contrainte $\underline{\sigma}_{prostate}$.

Soit A un point quelconque du stent et B le point situé à l'une des extrémités du stent, de sorte que l'angle entre A et B soit θ (Fig 2.8). Avec cette représentation, le point A est soumis à un effort de traction-compression \vec{N} , à un effort de cisaillement \vec{T} (ou effort tranchant), et à un moment de flexion \vec{M}_p^A (non représenté sur le schéma). L'action du champ de contrainte σ_{rr} sur la portion de fil située entre A et B peut être représentée par sa résultante \vec{R}_p portée par $\frac{\theta}{2}$ (Fig 2.8), dont l'expression est :

$$R_p = \sigma_{rr} r 2 R_{spire} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad (2.6)$$

où r est le rayon du fil constituant la spire.

Le principe fondamental de la statique appliqué au point A se traduit par l'égalité des forces et moments appliqués de part et d'autre. Il en découle que l'effort normal \vec{N} et l'effort tranchant \vec{T} peuvent s'exprimer comme :

$$N = -R_p \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad (2.7)$$

$$T = R_p \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad (2.8)$$

De plus, il est connu que le moment de flexion M_f dans une poutre (une poutre désignant un élément dont la longueur est très supérieure à ses autres dimensions) est lié à l'effort tranchant T qui lui est appliqué par la relation [Timoshenko and Goodier, 1951] :

$$\frac{dM_f}{ds} = -T \quad (2.9)$$

où s représente l'abscisse curviligne de la poutre en question. Au moyen de l'équation 2.9 et connaissant l'expression de T (équation 2.8), il est possible de connaître le moment de flexion appliqué au point A . En effet :

$$\frac{dM_p^A}{ds} = \frac{dM_p^A}{R d\theta} = -\sigma_{rr} r 2 R_{spire} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \quad (2.10)$$

il en découle que :

$$dM_p^A = -\sigma_{rr} \varnothing_{tube}^{ext} R_{spire}^2 \sin(\theta) d\theta \quad (2.11)$$

Sachant que l'extrémité B est libre ($M_p^B = 0$), le moment de flexion appliqué au point A est directement obtenu par intégration de l'équation 2.11 entre A et B :

$$\overrightarrow{M_p^A} = \sigma_{rr} \varnothing_{tube}^{ext} R_{spire}^2 (1 - \cos(\theta)) \overrightarrow{u_z} \quad (2.12)$$

A partir de l'expression de $\overrightarrow{M_p^A}$ et compte tenu de la valeur σ_{rr}^{max} déterminée précédemment, la répartition du moment induit $\overrightarrow{M_p}$ dans les spires du stent a pu être représentée (Fig 2.9).

L'allure particulière du moment $\overrightarrow{M_p}$ rend compte de la grossièreté des hypothèses qui ont été formulées. Cependant, ce premier calcul permet d'estimer la valeur maximale $\overrightarrow{M_p^{max}}$ que pourra prendre $\overrightarrow{M_p^A}$: $\overrightarrow{M_p^A} : \overrightarrow{M_p^{max}} = 3.27 \cdot 10^{-4} \text{ Nm} = 0.327 \text{ Nmm}$.

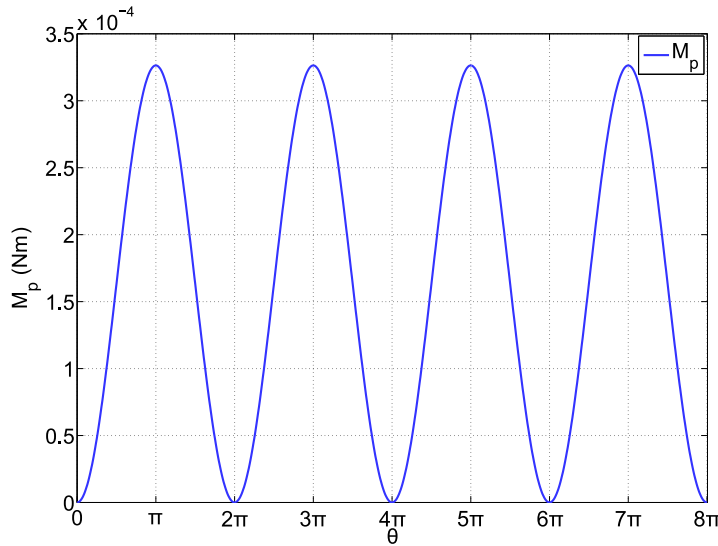


FIGURE 2.9: Évolution du moment de flexion induit $\overrightarrow{M_p}$ le long des spires du stent.

Dimensionnement du stent

Lors de l'activation, les spires du stent sont soumises à un champ de contrainte $\underline{\sigma}_{prostate}$ induisant un moment $\overrightarrow{M_p^A}$. Afin d'assurer sa fonction le stent doit donc être en mesure de développer un moment opposé $\overrightarrow{M_{stent}^A}$ afin d'annuler la contribution de la prostate. Le stent étant composé d'un fil et d'un tube de NiTi, chacun de ces deux éléments va développer un moment de flexion. Finalement, la condition devant être vérifiée pour assurer le bon fonctionnement du stent peut s'exprimer comme :

$$\overrightarrow{M_{stent}^A} + \overrightarrow{M_p^A} = \overrightarrow{M_{fil}^A} + \overrightarrow{M_{tube}^A} + \overrightarrow{M_p^A} = \overrightarrow{0} \quad (2.13)$$

Ainsi, il est nécessaire d'accéder aux contributions du fil $\overrightarrow{M_{fil}^A}$ et du tube $\overrightarrow{M_{tube}^A}$ afin de dimensionner le stent. Dans ce but, la flexion pure d'un élément filaire quelconque de rayon r a été schématisée (Fig 2.10). Avec ce modèle il est possible d'explicitier la déformation ε_{xx} à laquelle l'élément est soumis. En effet, si la longueur de la fibre médiane dl et le

rayon de l'élément filaire r sont supposés constants, alors la flexion résulte en une variation de $d\theta$ à dl constante ; soit une variation du rayon global du stent R . Ainsi :

$$\varepsilon_{xx} = \frac{L_f - L_0}{L_0} = \frac{d\theta_f(R_f + r) - d\theta_0(R_0 + r)}{d\theta_0(R_0 + r)} = \frac{dl + rd\theta_f - dl - rd\theta_0}{dl + rd\theta_0} \quad (2.14)$$

dans la mesure où :

$$dl = R_f d\theta_f = R_0 d\theta_0 \quad (2.15)$$

il vient finalement que :

$$\varepsilon_{xx} = \frac{r(\frac{dl}{R_f} - \frac{dl}{R_0})}{dl + \frac{rdl}{R_0}} \simeq r\left(\frac{1}{R_f} - \frac{1}{R_0}\right) \quad (2.16)$$

où R_0 est le rayon du stent à l'état initial et R_f le rayon du stent après activation.

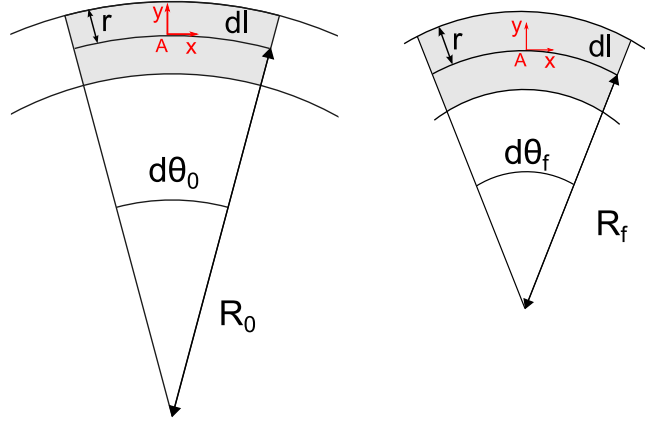


FIGURE 2.10: Modélisation du fil en flexion.

Par définition, le moment de flexion correspondant \vec{M}^A peut donc s'écrire :

$$\vec{M}^A = \int r\sigma_{xx}(\varepsilon_{xx})dS\vec{u}_z \simeq \int r\sigma_{xx}\left(r\left(\frac{1}{R_f} - \frac{1}{R_0}\right)\right)dS\vec{u}_z \quad (2.17)$$

où dS est un élément de surface élémentaire de la section S du fil considéré.

Soit un fil de NiTi de 0.5 mm de diamètre, initialement droit, dont le comportement en traction-compression est modélisé par deux échelons à 400 MPa (Fig. 2.11, (a)). En utilisant l'équation 2.17, il est possible de calculer le moment de flexion développé par le fil pour différentes courbures (Fig. 2.11, (b)). En guise de première estimation, nous pouvons donc considérer que ce fil de NiTi est en mesure d'appliquer un moment de flexion $\vec{M}_{fil}^A = 8$ Nmm. À la vue de ce résultat, il semble que la contribution de la prostate ($M_p^{max} = 0.327$ Nmm) soit négligeable ; elle ne devrait donc pas entraver l'activation du stent.

Cependant, lors de l'activation de la deuxième mémoire de forme du stent, le fil et le tube vont exercer des moments de flexions opposés, qui vont donc tendre à s'annuler. Un calcul précis des moments \vec{M}_{fil}^A et \vec{M}_{tube}^A est donc nécessaire afin d'assurer le bon fonctionnement du stent, notamment lors de cette seconde phase. Dans cette optique, les lois contrainte-déformation des éléments constituant le stent sont requises. Le comportement en traction du NiTi a largement été étudié dans la littérature. Cependant, dans la mesure

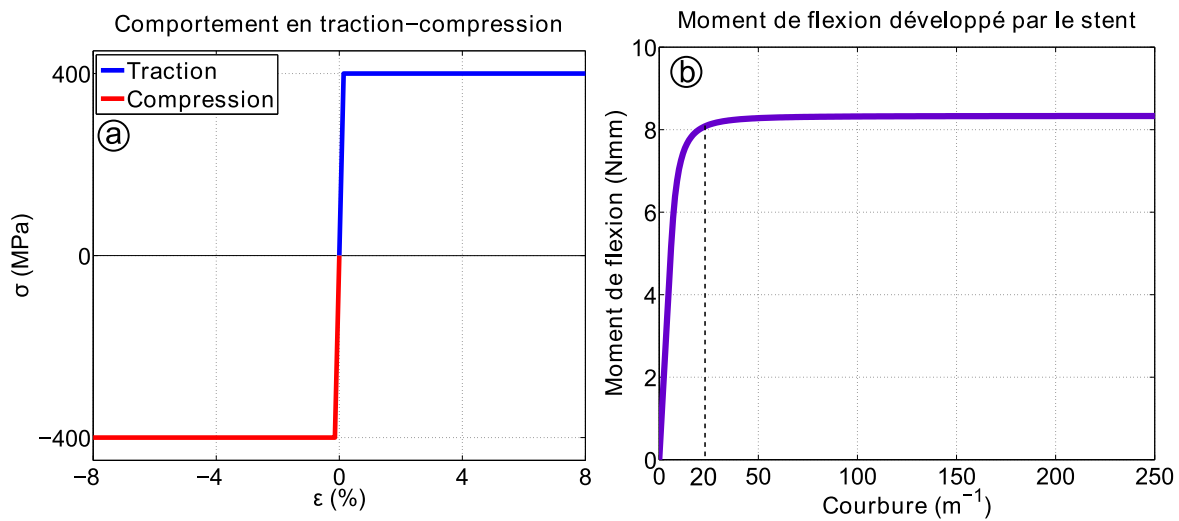


FIGURE 2.11: Estimation du moment de flexion développable par un fil de NiTi : (a) lois en traction-compression supposées, (b) moment de flexion développable correspondant.

où le NiTi présente une asymétrie en traction-compression, le comportement en compression du NiTi est également nécessaire pour calculer les moments de flexion requis. Très peu d'essais de compression ont été réalisés sur le NiTi et en particulier sur des spécimens de géométrie filiforme. Il semble donc évident que les données disponibles dans la littérature sont insuffisantes pour accéder aux moments de flexion \vec{M}_{fil} et \vec{M}_{tube} , et donc pour dimensionner le stent. Afin de palier à cette difficulté il serait particulièrement intéressant de disposer d'outils permettant :

- d'accéder directement au comportement de spécimens filiformes lorsqu'ils sont soumis à de la flexion pure ;
- de déterminer le comportement en compression de ces mêmes spécimens.

Ces outils permettraient également de faciliter la réalisation de prototypes de stent, en accélérant le processus d'identification des paramètres matériaux et géométriques optimum. Le développement de tels outils sera abordé dans la suite du manuscrit.

2.4 Conclusion

Un stent urétral innovant à double mémoire de forme a été conçu. Ce stent répond aux exigences formulées à l'occasion de la 3rd International Consultation on Benign Prostatic Hyperplasia (Section 1.4.1), tout en restant adapté à une pose en situation d'urgence. Sa conception associant un fil et un tube de NiTi lui confère deux mémoires de formes distinctes activées par effet joule à deux températures différentes. Ainsi, le stent peut être déployé en urgence en moins de 5 s, offrant une véritable alternative au sondage vésical. La seconde mémoire de forme entraîne une contraction du stent permettant un retrait aisé sans léser les tissus prostatiques. Prenant en compte l'anatomie de l'appareil urinaire, la géométrie du stent a été adaptée afin de garantir une libération optimale de l'urètre tout en préservant les fonctions sphinctériennes. Le système d'alimentation électrique a également été dimensionné de manière à ne pas induire de risque pour le patient, en outre,

le stent a été doté d'un coating en silicone bio-compatible permettant de protéger les tissus urétraux lors de la chauffe. Lors de la première activation, les tissus prostatiques résistent à l'expansion du stent en exerçant un champ de contrainte $\underline{\sigma}_{prostate}$. Ce champ de contrainte $\underline{\sigma}_{prostate}$ se traduit par l'apparition d'un moment de flexion \vec{M}_p dans les spires du stent. Pour assurer la libération de l'urètre le stent doit donc développer des efforts suffisants pour vaincre ce moment de flexion \vec{M}_p . Une première approximation du comportement du Nickel-Titane a permis de montrer qu'un stent filaire pur était à même de générer des moments de flexion plus d'un ordre de grandeur supérieurs à celui exercé par la prostate. Afin de déterminer les paramètres permettant la réalisation d'un stent fonctionnel, il serait intéressant de disposer d'outils permettant la caractérisation du comportement mécanique des différents éléments constitutifs du stent.

Outils et méthodes pour la caractérisation du comportement mécanique en flexion pure et en compression uni-axiale

Une partie des résultats présentés dans ce chapitre a fait l'objet d'une publication sous la référence suivante :

- *Principle and Experimental Validation of a new Apparatus Allowing Large Deformation in Pure Bending : Application to thin Wire*, G. Antherieu, N. Connesson, D. Favier, P. Mozer, Y. Payan, *Experimental mechanics* [Antherieu et al., 2015]

3.1 Introduction

Afin de représenter une véritable alternative à la cathétérisation, le stent présenté dans le chapitre précédent a été doté d'un fonctionnement innovant à double mémoire de forme au chauffage. Pour assurer le bon fonctionnement du stent, divers aspects ont été étudiés : sa géométrie, son mode d'activation, les risques pour le patient, *etc.* La fonction principale du stent étant de lever l'obstruction de l'urètre, le champ de contrainte $\underline{\sigma}_{prostate}$ exercé par la prostate lors du déploiement du stent a été déterminé, de même que le moment de flexion \vec{M}_p induit par ce champ dans les spires du stent. La connaissance du moment \vec{M}_p a permis d'établir une condition sur les moments que les éléments constitutifs du stent doivent être à même de développer afin d'assurer la libération de l'urètre (équation 2.13). Cette condition est satisfaite pour un élément fil ou tube seul, cependant, les données présentes dans la littérature sont insuffisantes pour conclure quant à l'assemblage du fil et du tube. Dans ce chapitre sont présentés les outils et méthodes qui ont été développés afin de pouvoir déterminer les moments \vec{M}_{fil}^A , \vec{M}_{tube}^A et $\vec{M}_{fil/tube}^A$ pouvant être exercés par les éléments constitutifs du stent seuls ou assemblés. Au-delà du comportement en flexion pure, ces outils ont permis de déduire la loi en compression uni-axiale du fil constituant le stent ; le comportement en compression uni-axiale étant une donnée essentielle pour la prédiction du comportement en flexion pure.

3.2 Dispositif expérimental de flexion pure

Il a été précisé précédemment (Section 2.2.1) que le stent était constitué d'éléments filiformes (fil et tube). Ce type d'élément est couramment utilisé dans le milieu médical notamment pour les stents, les aiguilles de ponction, les coils, *etc.* Comme c'est le cas pour le stent présenté dans cette thèse, ces éléments filiformes sont souvent sollicités en flexion. Afin de convenablement dimensionner le stent il est donc nécessaire d'avoir accès au comportement de ces éléments en flexion pure. Ce comportement peut être obtenu directement en effectuant des essais de flexion pure, ou bien se déduire numériquement des lois en traction et compression uni-axiales. Cependant, pour des raisons d'anisotropie, d'hétérogénéités du matériau, d'asymétrie en traction-compression, *etc.*, l'approche numérique n'est le plus souvent pas réalisable. Une approche expérimentale apte à identifier le comportement en flexion de ces éléments serait donc particulièrement utile.

Les méthodes numériques et expérimentales permettant d'étudier la flexion ont été largement décrites dans la littérature [Timoshenko and Goodier, 1951; Dryden, 2007; Lekhnitskii, 1979], et constituent toujours des sujets de recherche [Reedlunn et al., 2014]. Les essais de flexion pure permettent d'identifier la relation moment-courbure d'un matériau et peuvent, en outre, être utilisés pour étudier certains phénomènes tels que l'asymétrie en traction-compression [Orgéas and Favier, 1998], ou l'apparition de localisation dans un échantillon [Bechle and Kyriakides, 2014]. Il est cependant particulièrement difficile d'obtenir expérimentalement des conditions de flexion pure. Ceci est d'autant plus vrai que l'on cherche à atteindre de grandes déformations, comme c'est le cas pour le stent. Cette section présente le principe de fonctionnement d'un nouveau dispositif de flexion pure, ce dispositif ayant pour but d'identifier la loi moment-courbure d'échantillons filiformes.

3.2.1 Flexion pure : définition et dispositifs expérimentaux existants

La flexion pure correspond à un mode de chargement où une éprouvette de type poutre est fléchie selon un de ses plans de symétrie P , par deux couples opposés et de même norme $\vec{M} = \pm M \vec{z}$, où \vec{z} est le vecteur unité orthogonal au plan P . Les couples sont appliqués aux extrémités B et C de la poutre (Fig. 3.1,(a)) [Timoshenko and Goodier, 1951]. Aucun autre effort n'est appliqué à l'éprouvette. Dans ces conditions (Fig. 3.1,(a)) :

- l'éprouvette est soumise à de la compression dans sa partie concave ;
- l'éprouvette est soumise à de la traction dans sa partie convexe ;
- la surface neutre contient l'ensemble des fibres qui ne sont soumises à aucune traction ou compression ; la fibre neutre est alors définie comme l'intersection de la surface neutre et du plan de symétrie P ;
- la résultante \vec{R} des forces appliquées à la section S est nulle et peut s'écrire comme :

$$\vec{R} = \iint_S \underline{\sigma} \vec{x} dS = \vec{0} \quad (3.1)$$

où $\underline{\sigma}$ est le tenseur des contraintes, \vec{x} le vecteur unité orthogonal à la section S et dS une surface élémentaire ;

- le moment résultant \vec{M}_O au point O peut s'exprimer en fonction des contraintes présentes dans la section S :

$$\vec{M}_O = M \vec{z} = \iint_S (y \vec{y}) \wedge (\underline{\sigma} \vec{x}) dS \quad (3.2)$$

où \vec{y} est le vecteur unité contenu dans la section S et orthogonal à \vec{x} . Le plan (\vec{x}, \vec{y}) correspond donc au plan de symétrie P défini précédemment.

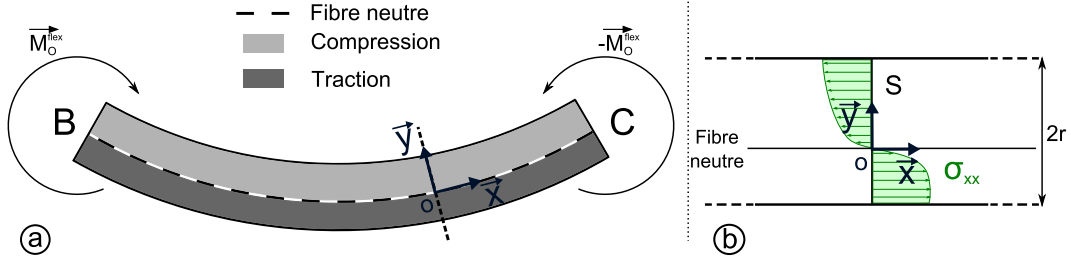


FIGURE 3.1: a) Poutre chargée en flexion pure, b) distribution des contraintes dans la section S .

Divers dispositifs de flexion pure ont été présentés dans la littérature [Arnold et al., 2003; Orgeas and Favier, 1995; Kyriakides and Ju, 1992; Ghanbari Ghazijahani and Showkati, 2013; Reedlunn et al., 2014; Hoefnagels et al., 2011]. La plupart d'entre eux reposent sur un système classique de flexion 4-points (Fig. 3.2,(a)). Dans ce type de système seules 4 forces \vec{F}_A à \vec{F}_D sont appliquées à l'éprouvette (Fig. 3.2,(a)) : pour de petits déplacements ces forces sont supposées rester parallèles et de même norme.

Ainsi, le moment résultant appliqué à l'éprouvette (équation 3.2) peut se formuler comme :

$$\vec{M}_O = -x F_A \vec{z} + (x - L) F_B \vec{z} = -\frac{F}{2} L \vec{z} \quad (3.3)$$

Ce moment $\vec{M}_O = -\frac{F}{2} L \vec{z}$ est uniforme entre B et C (Fig. 3.2, (a)) : il ne dépend donc pas de la position de la section S . De plus, pour de petits déplacements, aucune force tangentielle n'est appliquée aux points de contact A, B, C et D. Ceci reste vrai même en présence de frottements. Par conséquent, la résultante des forces \vec{R} est nulle entre B et C.

Pour être caractérisés de manière exhaustive, certains matériaux (notamment les AMF) nécessitent d'atteindre des niveaux de déformation importants. De surcroît, ces mêmes matériaux ne sont parfois disponibles que sous forme d'échantillons filiformes. Ainsi, pour caractériser ce type d'échantillon en flexion pure, il est indispensable de disposer d'un dispositif en mesure d'atteindre de hauts niveaux de déformation ($\varepsilon_{xx} \sim 10\%$) sur des échantillons filiformes (~ 1 mm de diamètre). Compte tenu de la relation déformation-rayon de courbure explicitée précédemment (Section 2.3.3.2), ceci revient donc à atteindre un rayon de courbure R d'environ 5 mm pour un fil initialement rectiligne de 1 mm de diamètre. Pour atteindre cette gamme de rayons de courbure au moyen d'un système 4 points classique, il est nécessaire de travailler en grands déplacements. Ceci implique l'apparition de forces de frottements aux points de contact A, B, C et D. Dans ces conditions, l'échantillon n'est plus soumis à de la flexion pure ($\vec{R} \neq \vec{0}$, équation 3.1). Cette limitation

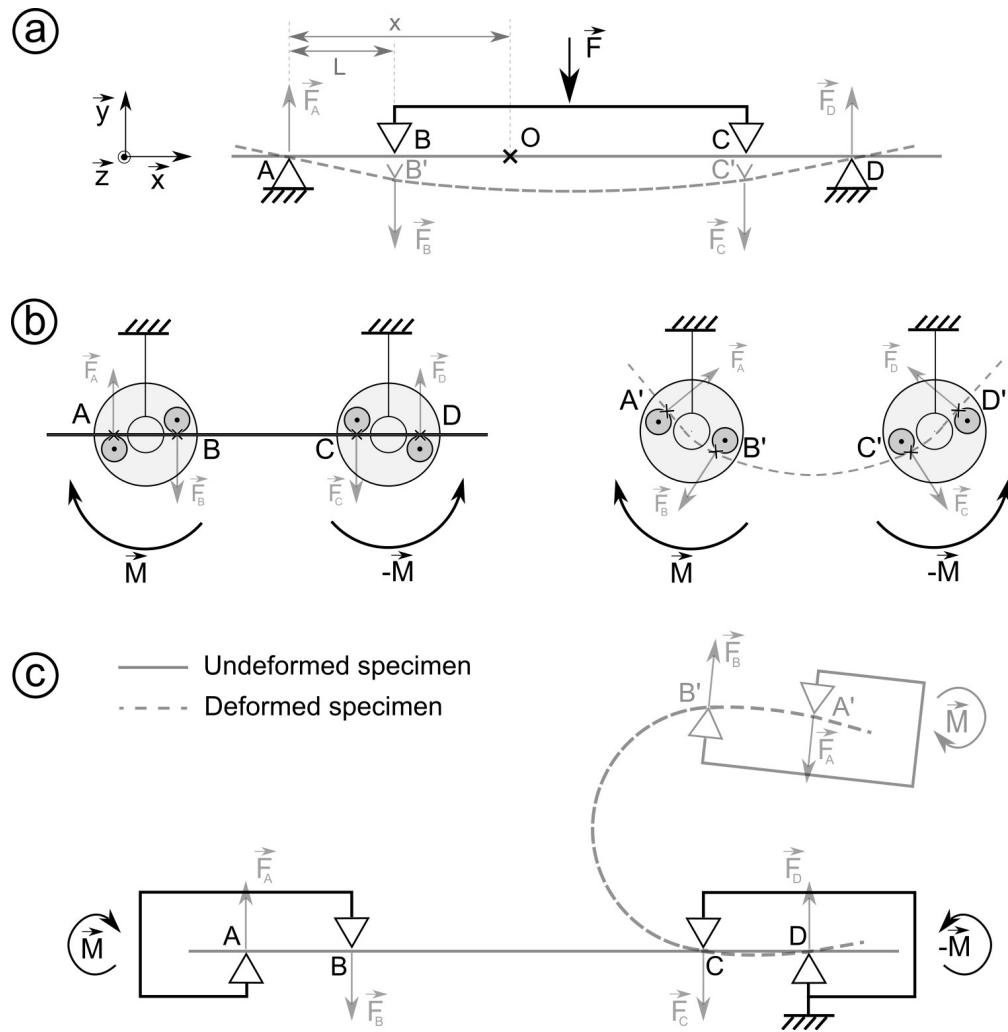


FIGURE 3.2: Divers dispositifs de flexion : (a) Flexion 4 points conventionnelle, (b) dispositif développé par Reedlunn *et al.* [Reedlunn *et al.*, 2014], (c) dispositif développé dans cette thèse.

s'applique malheureusement à de nombreux dispositifs dédiés à la flexion pure [Kyriakides and Ju, 1992; Ghanbari Ghazijahani and Showkati, 2013].

Parmi les dispositifs de flexion présents dans la littérature, celui conçu par Corona *et al.* semble être le plus approprié pour répondre au besoin défini ci-dessus [Corona and Kyriakides, 1988]. Reedlunn *et al.* ont effectué un travail de miniaturisation sur ce système aboutissant à un dispositif capable d'atteindre de faibles rayons de courbures sur des échantillons filiformes (des tubes de 3.176 mm de diamètre externe) [Reedlunn *et al.*, 2014]. Ce dispositif est un système de flexion 4 points utilisant 4 galets montés sur deux roues dentées, elles mêmes entraînées par une chaîne (Fig. 3.2,(b)). Ce dispositif permet de s'affranchir des limitations rencontrées par les systèmes de flexion 4 points classiques : les galets permettent au spécimen de glisser selon son axe. Les forces tangentielles sont donc quasi-nulles ; l'échantillon glisse jusqu'à atteindre une position d'équilibre, de sorte que la résultante des forces \vec{R} est nulle (équation 3.1). Néanmoins, la distance entre les deux roues dentées étant constante, la gamme de rayons de courbure pouvant être atteints est

limitée. De plus, si le glissement autorisé par les galets permet de conserver un chargement proche de la flexion pure, il va également induire une variation de la portion d'échantillon qui est chargée durant l'essai.

Afin d'outrepasser ces limitations, un dispositif de flexion innovant a été conçu de manière à atteindre une large gamme de rayons de courbure tout en maintenant constante la portion d'échantillon sollicitée [Connesson et al., 2014]. Ce dispositif est capable d'atteindre des rayons de courbures de 5 mm avec un fil initialement rectiligne de moins de 1 mm de diamètre.

Le fonctionnement de ce dispositif est également basé sur de la flexion 4 points (Fig. 3.2,(c)) : un des mors est immobile (points C et D) alors que l'autre (points A et B) peut se mouvoir sans contrainte dans toutes les directions. Seul le couple \vec{M} est transmis à l'échantillon par le mors mobile via les points de contact A et B. Le mors mobile n'appliquant aucune force à l'échantillon, la résultante des forces dans la section de l'éprouvette est nulle (équation 3.1). Ce mécanisme permet d'atteindre de faibles rayons de courbure tout en conservant un chargement en flexion pure.

Dans cette section seront présentés le design du dit dispositif (Section 3.2.2), les étapes de validation qui ont été menées (Section 3.2.3), ainsi que les résultats préliminaires obtenus avec ce dispositif (Section 3.2.4).

3.2.2 Présentation du dispositif expérimental

3.2.2.1 Le dispositif de flexion pure

Un dispositif de flexion innovant a été développé. Les solutions techniques mises en oeuvre pour obtenir le fonctionnement décrit précédemment (Section 3.2.1) sont exposées Figure 3.3. En guise de précision :

- le couple de flexion \vec{M} est appliqué à l'extrémité H du bras 1 ;
- deux joints de Cardan situés aux extrémités du bras 2 (Fig. 3.3,(a)) confèrent au mors mobile les degrés de liberté requis. Le moment de flexion est donc transmis le long des bras jusqu'à l'éprouvette tout en minimisant l'influence des efforts tranchants et de la torsion ;
- des roulements à billes situés aux extrémités de l'échantillon permettent également de limiter l'apparition d'efforts tranchants et de torsion dans l'éprouvette ;
- à l'aide d'un système de contrepoids, la géométrie du bras 2 a été conçue de sorte que son centre de gravité se situe au centre du joint de Cardan. Ceci permet de s'affranchir de l'influence de la masse du bras 2.

Deux configurations extrêmes du dispositifs sont présentées Fig. 3.3 (b) et (c). Le principe de fonctionnement de ce dispositif de flexion a fait l'objet d'un dépôt de brevet sous les numéros de publication **FR1456479** et **PCT/EP2015/065250** [Connesson et al., 2014].

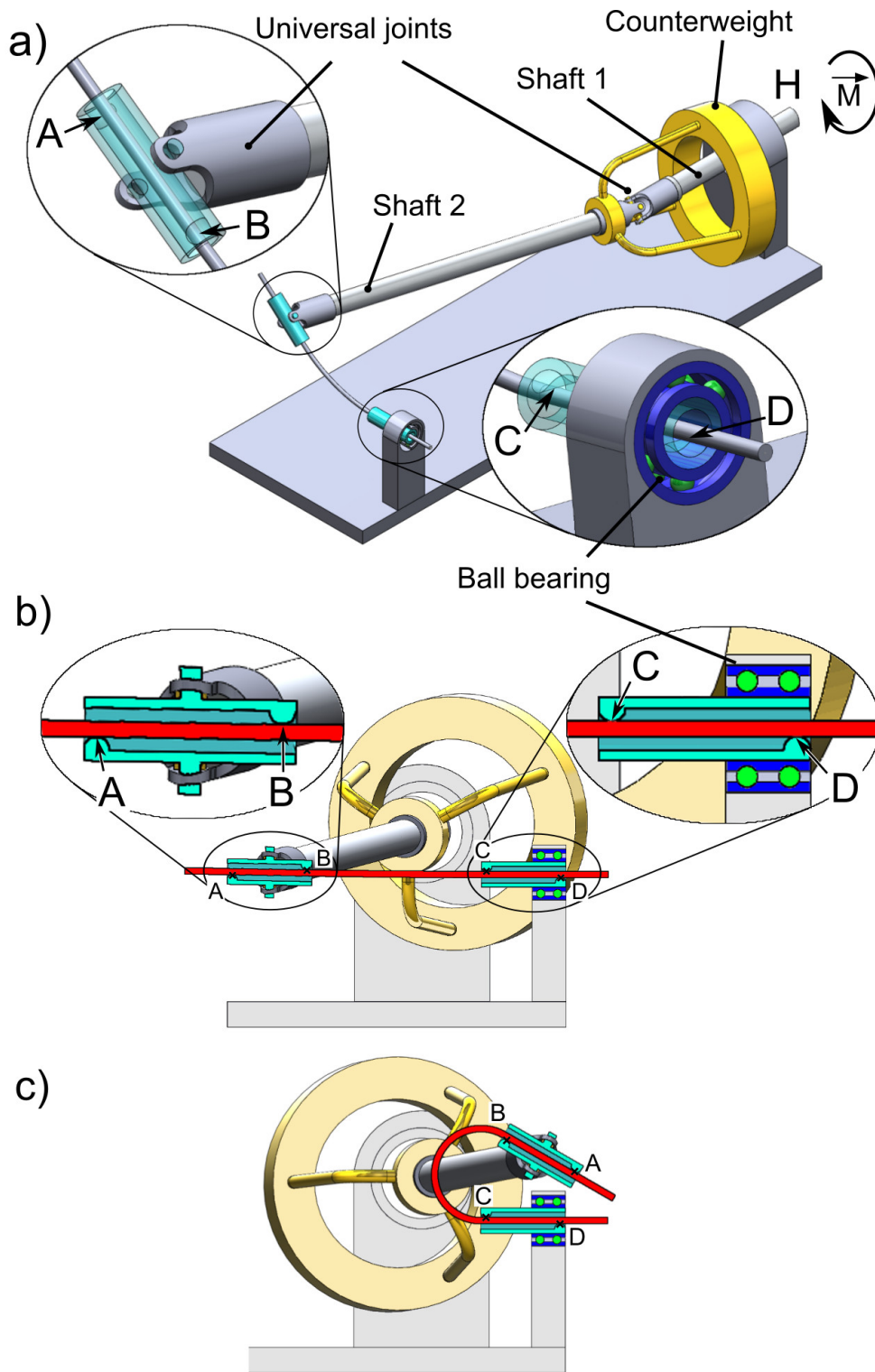
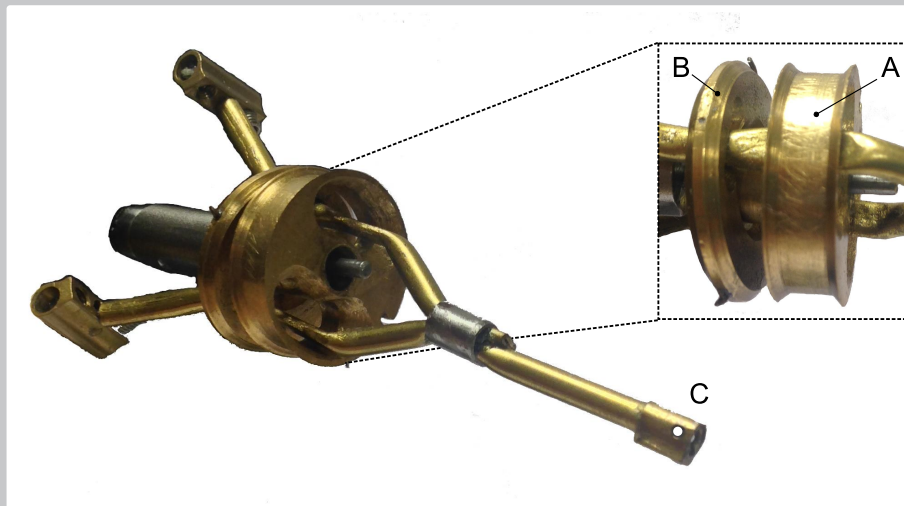


FIGURE 3.3: Dispositif de flexion : (a) vue de $\frac{3}{4}$, (b) et (c) vue de face à différents instants d'un essai de flexion.

Prototype utilisé

Le dispositif utilisé dans cette thèse a été pensé de manière à pouvoir être utilisé avec la machine de traction Gabo EPLEXOR 500 N. Au moyen d'une poulie montée sur roulements (A), la translation fournie par la machine de traction est transformée en rotation, permettant d'appliquer le couple de flexion \vec{M} . Cette machine dispose également d'une enceinte asservie en température. Le dispositif a donc été miniaturisé afin de pouvoir être logé dans cette enceinte : il peut être contenu dans un volume de $60 \times 90 \times 100 \text{ mm}^3$. Enfin, le premier joint de Cardan (B) a été placé avant la poulie (A), le second joint de Cardan a quant à lui été remplacé par un perçage simple (C). Ce perçage étant d'un diamètre supérieur à celui des échantillons utilisés (environ 2 mm de diamètre), un rotulage peut avoir lieu réalisant ainsi une liaison proche d'un joint de Cardan.



3.2.2.2 Méthodes de mesure

Lors d'un essai de flexion, le moment de flexion \vec{M} ainsi que le rayon de courbure R sont mesurés. Dans cette section sont présentées les méthodes utilisées pour effectuer ces mesures, ainsi que les erreurs qui y sont attachées.

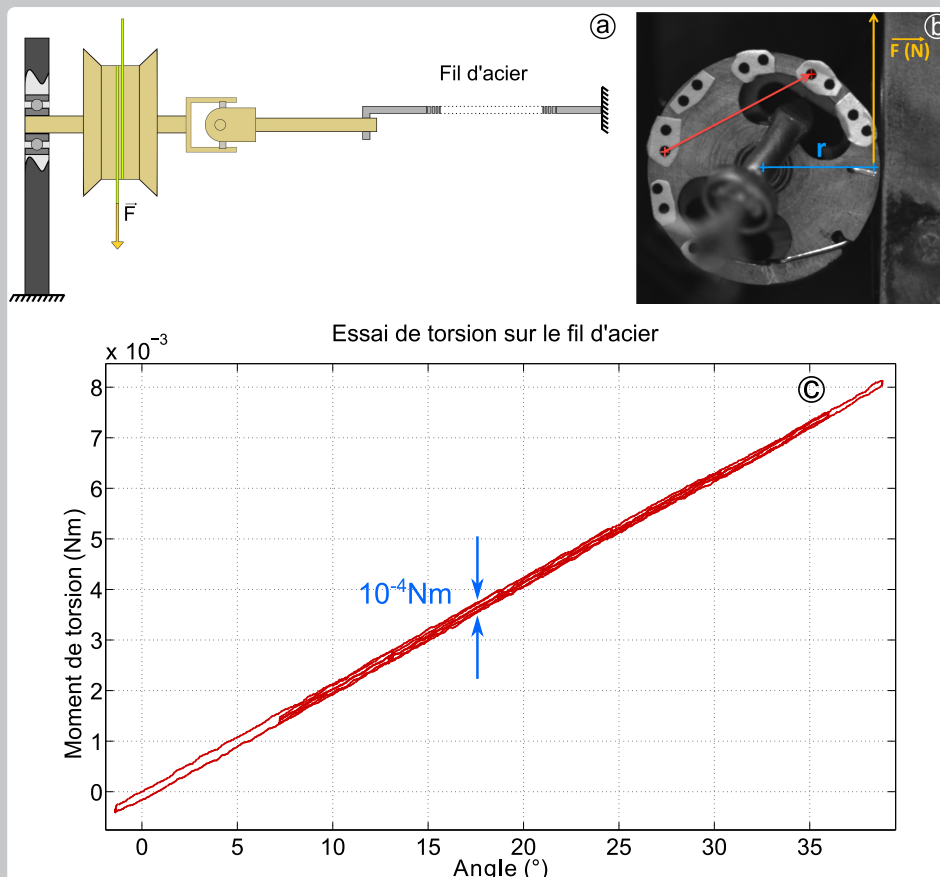
Mesure du moment de flexion

Pour le dispositif utilisé dans cette thèse, le moment de flexion \vec{M} est fourni via une poulie autour de laquelle est enroulé un fil actionneur. Le fil est translaté en utilisant la machine de traction Gabo Eplexor 500 N. Le chargement auquel est soumis le fil (effort de traction) est directement mesuré via le capteur 25 N de la machine de traction. Une

étape de calibration a permis d'estimer l'erreur sur la mesure du moment de flexion \vec{M} à 1.10^{-4} Nm.

Erreur sur la mesure du moment de flexion

Le dispositif présenté fournit un couple pur. En utilisant une configuration alternative (Figure ci-dessous, (a)), il est possible de réaliser des essais de torsion avec ce même dispositif. Un essai de ce type a été réalisé sur un fil d'acier de 1 mm de diamètre et de 64 cm de longueur. En positionnant des cibles sur la poulie (Figure ci-dessous, (b)), il est possible de mesurer l'angle de rotation appliqué au spécimen. Le moment est par ailleurs mesuré directement à partir du capteur de force de la machine. L'évolution du moment de torsion en fonction de l'angle a ainsi été mesurée lors de cycles de charge-décharge (Figure ci-dessous, (c)). L'hystérésis obtenue lors de cet essai a été considéré comme l'erreur sur la mesure du moment de torsion, qui est égale à celle sur le moment de flexion puisque mesuré de manière identique.



Mesure du rayon de courbure

Si les hypothèses suivantes sont vérifiées :

- l'échantillon est soumis à un chargement de flexion pure (Hyp. H1),
- à l'état initial la fibre neutre a une géométrie rectiligne ou circulaire avec un rayon de courbure R_0 (Hyp. H2),
- le matériau est homogène entre B et C (Hyp. H3),
- la section est identique entre B et C (Hyp. H4),

alors la géométrie de l'échantillon déformé entre les points B et C est un arc de cercle parfait. Il est important de préciser que ceci reste vrai y compris si le matériau présente un comportement non-linéaire ou une asymétrie en traction-compression. L'étude du rayon de courbure local de l'échantillon au cours d'un essai permettra donc de confirmer ou non la validité de ces hypothèses (en particulier H1). Dans cette partie est présentée la méthode permettant d'identifier localement le rayon de courbure.

Lors d'un essai de flexion, des photographies de l'échantillon ainsi que des mesures du moment de flexion \vec{M} sont réalisées de manière synchrone. Les courbures locales de l'échantillon sont ensuite identifiées à partir de ces clichés (Fig. 3.4). Différentes étapes sont nécessaires à l'obtention de ces courbures :

- la ligne médiane de l'échantillon est identifiée et discrétisée en un ensemble de points médians $P = (p_1, \dots, p_n)$ (Fig. 3.4). Les coordonnées des points p_i sont notées (x_i, y_i) ;
- le rayon de courbure local R_{id}^j est identifié en utilisant une fenêtre de calcul mobile contenant $2K + 1$ points, centrée sur le point p_j ;
- à partir des points contenus dans la fenêtre de calcul, un cercle est fitté au sens des moindres carrés. La distance entre le cercle et un point p_i de la fenêtre mobile est :

$$d_i^j(X_o, Y_o, R_{id}^j) = ||\vec{Op}_i|| - R_{id}^j = |\sqrt{(Y_o - y_i)^2 + (X_o - x_i)^2} - R_{id}^j| \quad (3.4)$$

où les inconnues sont les coordonnées du centre du cercle X_o, Y_o ainsi que son rayon R_{id}^j . Ces inconnues sont estimées au sens des moindres carrés en minimisant la fonction $\Phi = \sum_{i=j-K}^{j+K} d_i^j(X_o, Y_o, R_{id}^j)$.

Les rayons de courbure locaux R_{id}^j sont ainsi déterminés en déplaçant point par point la fenêtre de calcul le long de l'éprouvette. La longueur de la fenêtre ($2K + 1$) est ajustée de sorte qu'elle soit équivalente à environ deux fois le diamètre de l'échantillon étudié. Afin d'assurer un bon contraste entre l'échantillon étudié et le fond de l'image, un système de rétro-éclairage par LED a été utilisé.

3.2.3 Validation numérique de la mesure du rayon de courbure

Identifier un rayon de courbure local revient à calculer une dérivée seconde ; ce processus est donc très sujet au bruit. Ce bruit qui est inhérent aux conditions expérimentales (telles que la résolution des images, la pixelisation, les conditions d'éclairage, etc.) va induire une erreur sur l'identification des points médians p_i . La sensibilité de la méthode d'identification au bruit dû à la résolution et la pixelisation des images a été estimée numériquement dans deux cas de figure :

- pour un cercle parfait, représentant le cas où le rayon de courbure local est uniforme ;

R_{cercle}	α	β	Épaisseur du trait
5 mm	$\frac{6.25}{\pi}$ mm	3.125 mm	0.5 mm

TABLE 3.1: Paramètres du cercle et de la spirale numériques.

- pour une spirale, représentant le cas où le rayon de courbure local est non uniforme.

Des images numériques de cercle et de spirale parfaits ont été créées (Fig. 3.4, (a) et (c)). La taille des pixels a été fixée à 1 px= 0.0125 mm de manière à s'approcher des images obtenues expérimentalement. La fonction paramétrée utilisée pour tracer la spirale est :

$$R_{spirale} = \alpha\theta + \beta \quad (3.5)$$

où α est le taux d'accroissement du rayon et β le rayon à l'origine. Les valeurs de α , β , du rayon du cercle R_{cercle} ainsi que l'épaisseur du trait sont présentées Table 3.1. La méthode d'identification a ensuite été utilisée sur ces images.

Il a ainsi été possible d'identifier les rayons de courbure locaux identifiés R_{id} en fonction de l'abscisse curviligne de l'éprouvette s (mm) (Fig. 3.4 (b), (d)). Dans le cas du cercle de 5 mm de rayon, la méthode d'identification a été en mesure de déterminer R_{id} avec une erreur relative moyenne de $2.4 \cdot 10^{-3}$ mm et un écart type de $1.0 \cdot 10^{-2}$ mm (Fig. 3.4,(a)). Dans le cas où le rayon de courbure n'est pas uniforme (cas de la spirale), l'erreur e_r sur la détermination du rayon de courbure local reste inférieure à 1% (Fig. 3.4, (b)). L'erreur relative moyenne correspondante a été estimée à $9.9 \cdot 10^{-3}$ mm pour un écart type de $1.4 \cdot 10^{-2}$ mm.

Il est possible de déterminer un rayon de courbure global en utilisant tous les points médians p_i dans une même fenêtre. Ainsi, le rayon de courbure global du cercle R_{global} a été estimé à $R_{global} = 4.996$ mm (soit une erreur de 0.08 %).

Pour des rayons de courbure supérieurs à $\beta = 3.125$ mm, les erreurs d'identification sont donc considérées comme négligeables et indépendantes de la courbure locale. Ces résultats confirment donc la capacité de la méthode à estimer les rayons de courbure locaux le long de l'échantillon.

3.2.4 Validation expérimentale du dispositif

La fiabilité des méthodes de mesure ayant été assurée, il est à présent nécessaire de démontrer expérimentalement la capacité du dispositif à appliquer un couple pur. En guise de validation, des essais expérimentaux ont été réalisés sur des matériaux au comportement bien connu avec pour but de démontrer la validité de l'hypothèse H1 (section 3.2.2.2).

Les éprouvettes ont été sélectionnées de manière à remplir les hypothèses H2, H3 et H4. Dans ces conditions, et quel que soit le comportement du matériau choisi, si l'échantillon est effectivement soumis à de la flexion pure (H1), alors :

- la courbure de l'éprouvette doit être uniforme entre les points B et C (géométrie circulaire) (i) ;
- les moments de flexions obtenus expérimentalement doivent correspondre à ceux attendus théoriquement (équation 3.2) (ii).

Dans cette partie, les conditions de validation (i) et (ii) ont été vérifiées pour deux matériaux différents : un échantillon d'acier type corde à piano (écroui non recuit) et un

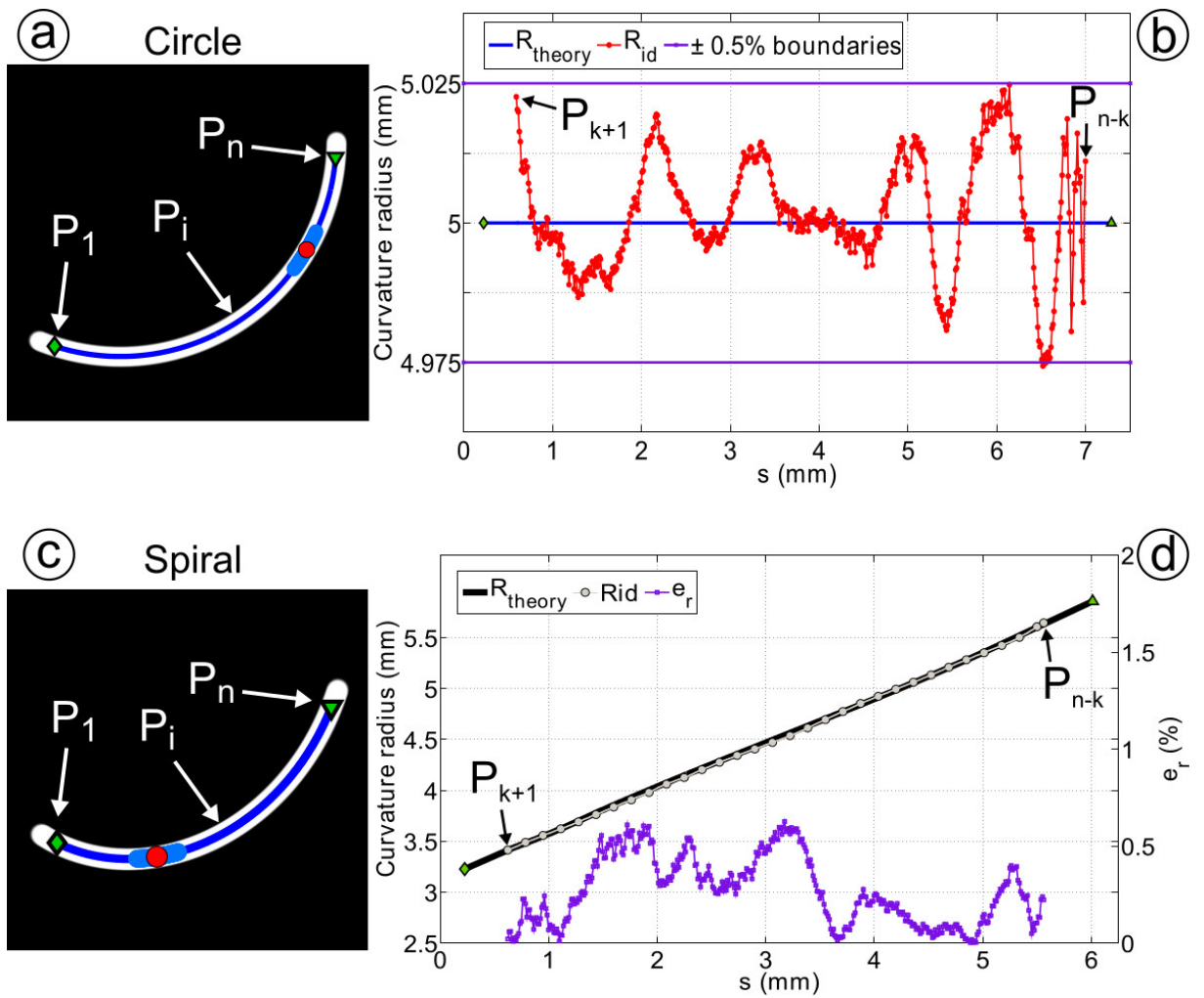


FIGURE 3.4: Images numériques avec les points médians identifiés (fine ligne bleue) ainsi qu'une fenêtre de calcul mobile (ligne bleue épaisse) centrée sur un point médian (point rouge). Les rayons identifiés R_{id} et l'erreur e_r correspondante sont également représentés : (a) et (b) pour le cas du cercle, (c) et (d) pour le cas de la spirale.

échantillon de cuivre recuit. Ces matériaux largement décrits dans la littérature [Sandström et al., 2009; Li and Zinkle, 2012; McClaffin, 2004] ont été choisis de manière à travailler sur des échantillons au comportement prévisible, afin de pouvoir confirmer ou non la validité du dispositif de flexion pure. De plus, ces échantillons présentent des comportements d'allures très différentes, ce qui permet de tester le dispositif dans différentes situations.

3.2.4.1 Échantillon d'acier

Un premier essai de flexion a été réalisé à température ambiante sur un fil d'acier type corde à piano (écroui non recuit), de 0.5 mm de diamètre (Fig. 3.6).

En vue d'étudier la courbure locale de l'échantillon, la méthode d'identification décrite précédemment a été utilisée sur différentes photographies obtenues lors de cet essai. Les résultats ainsi obtenus (Fig. 3.5, (a)) soulignent clairement l'uniformité de la courbure locale le long de l'échantillon pour différents niveaux de chargement. Cette uniformité confirme l'hypothèse de flexion pure H1.

En guise de validation supplémentaire, le module d'élasticité du matériau a été déduit des résultats de flexion puis comparé à celui obtenu lors d'essais de traction uni-axiale.

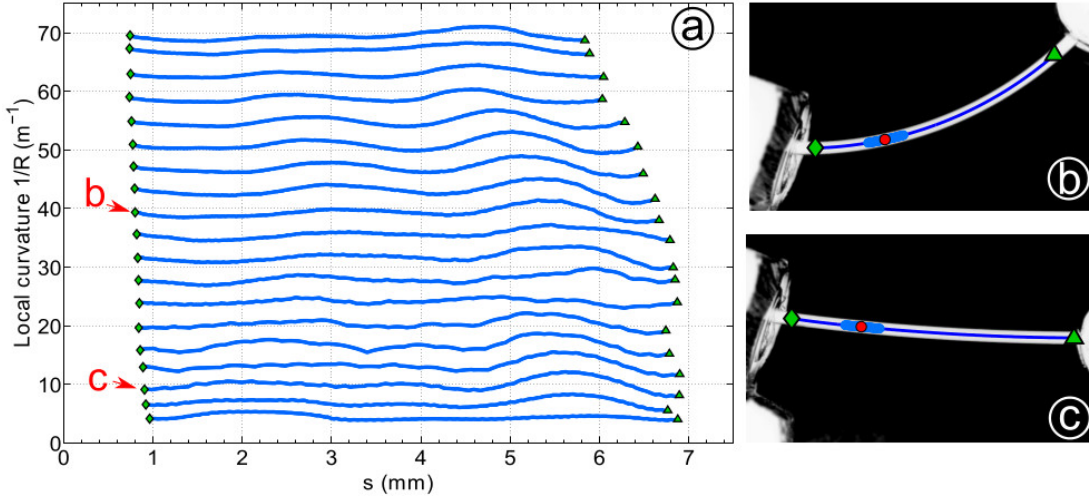


FIGURE 3.5: Échantillon d'acier—Utilisation de la méthode d'identification pour vérifier l'uniformité de la courbure locale : (a) courbure locale le long de l'échantillon pour différents niveaux de chargement , (b) exemple de résultat obtenu sur une image, avec les points médians p_i (fine ligne bleue) situés entre le premier point p_1 (losange vert) et le dernier point p_n (triangle vert), ainsi qu'un exemple de fenêtre de calcul mobile (ligne bleue épaisse) centrée sur un point médian p_j (point rouge), (c) deuxième exemple avec une autre photographie.

Si les hypothèses de Bernoulli sont satisfaites, et si l'origine du repère d'étude est située au niveau de la fibre neutre (Fig. 3.1, (b), le gradient de déformation dans la section peut s'écrire comme (Chapitre 2, section 2.3.3.2) :

$$\varepsilon_{xx} = y \left(\frac{1}{R} - \frac{1}{R_0} \right) \quad (3.6)$$

où R_0 est le rayon de courbure initial et R le rayon de courbure à l'instant d'intérêt. L'équation 3.6 reste valide quel que soit le comportement du matériau considéré.

Dans le cas particulier où le matériau présente un comportement linéaire-élastique, la relation entre le moment de flexion \vec{M} et le module d'Young E du matériau peut aisément être déduite des équations 3.2 et 3.6 [Timoshenko and Goodier, 1951] :

$$\vec{M} = EI \left(\frac{1}{R} - \frac{1}{R_0} \right) \vec{z} \quad (3.7)$$

où I est le moment quadratique.

Le comportement en traction uni-axiale de l'échantillon d'acier a été déterminé expérimentalement en utilisant la machine de traction Gabo EPLEXOR 500 N avec un capteur de force de 500 N (Fig. 3.6, (a)) :

- le module d'Young ainsi identifié est $E_{acier}^{traction} = 200$ GPa ;
- la limite élastique à 0.2% $R_{p0.2}$ a été mesuré comme $R_{p0.2} = 1.66$ GPa pour $\varepsilon_{p0.2} = 1.03$ %.

En théorie, dans le domaine linéaire-élastique, le moment de flexion croît linéairement avec la courbure ($\frac{1}{R}$). Les résultats de l'essai de flexion pure sont en accords avec la théorie (Fig. 3.6, (b)) :

- les résultats de l'essai de flexion montrent une bonne linéarité à la charge (pour $M < M_{p0.2} = 0.021 \text{ Nm}$) et à la décharge ;
- le module d'Young déduit du moment de flexion expérimental est $E_{acier}^{flexion} = 205 \text{ GPa}$; cette valeur est en accord avec celle de la littérature [McClaffin, 2004] et celle obtenue lors de l'essai de traction. Ce résultat est d'autant plus satisfaisant que les essais de flexion pure ne sont généralement pas recommandés pour déterminer un module d'Young (du fait de leur grande sensibilité aux erreurs d'estimation de I) ;
- à partir des résultats de traction, la courbure limite d'élasticité $C_{p0.2}$ a été conjecturée à $C_{p0.2} = 33 \text{ m}^{-1}$. Pour les courbures $C > C_{p0.2}$ le domaine élasto-plastique est atteint, et le moment de flexion \vec{M} ne croît plus de façon linéaire avec la courbure : l'échantillon est déformé plastiquement.

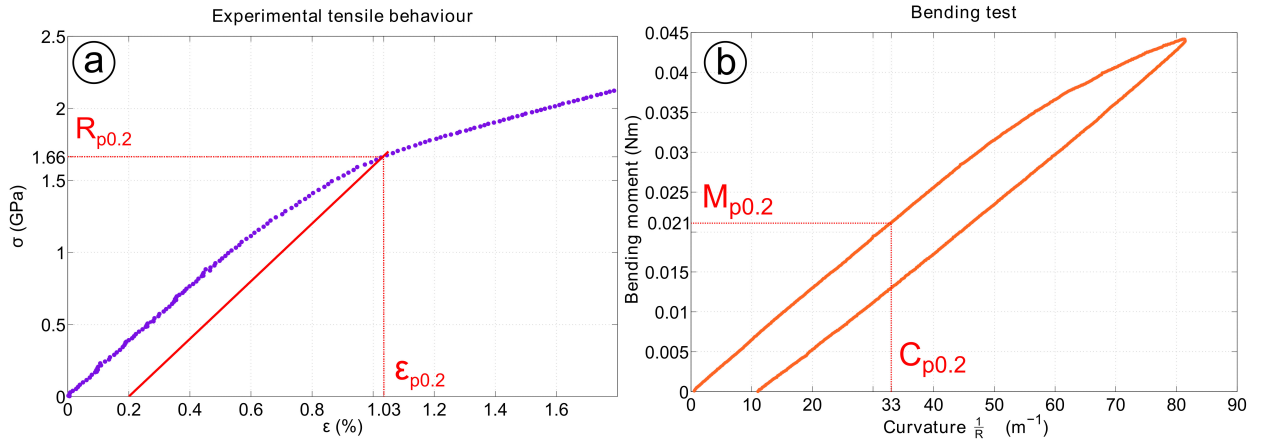


FIGURE 3.6: (a) Essai de traction uni-axiale sur un échantillon d'acier avec la limite d'élasticité à 0.2% de déformation plastique, (b) Essai de flexion pure sur un échantillon similaire.

Finalement, l'évolution du moment de flexion expérimental \vec{M} est en accord avec la théorie, ce qui renforce la validité de H1.

3.2.4.2 Échantillon de cuivre

Des essais ont également été menés à température ambiante sur des fils de cuivre recuit de 0.6 mm de diamètre (Fig. 3.8).

Une fois de plus, la méthode d'identification a été utilisée pour vérifier l'uniformité de la courbure locale le long de l'échantillon à différents niveaux de chargement (Fig. 3.7). A faible courbure, des problèmes d'éclairage ont induit un biais dans l'identification des points médians p_i , impliquant une erreur dans la détermination des courbures locales (*cf.* section 3.2.2.2). Cependant, hormise cette déviation, la courbure locale est bien uniforme le long de l'échantillon et ce pour tous les niveaux de chargement. Ceci confirme donc la validité de l'hypothèse de flexion pure H1.

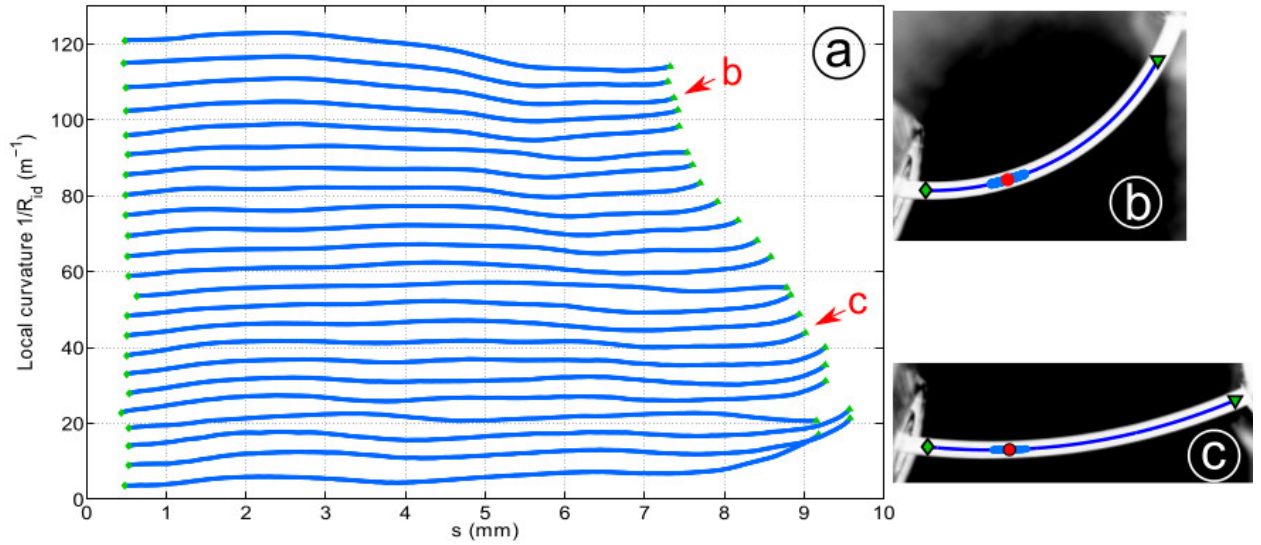


FIGURE 3.7: Échantillon de cuivre—Utilisation de la méthode d’identification pour vérifier l’uniformité de la courbure locale : (a) courbure locale le long de l’échantillon pour différents niveaux de chargement , (b) exemple de résultat obtenu sur une image, avec les points médians p_i (fine ligne bleue) situés entre le premier point p_1 (losange vert) et le dernier point p_n (triangle vert), ainsi qu’un exemple de fenêtre de calcul mobile (ligne bleue épaisse) centrée sur un point médian p_j (point rouge), (c) deuxième exemple avec une autre photographie.

Bien que l’échantillon ait été sollicité au-delà du domaine linéaire-élastique, l’expression générale du moment de flexion donnée par l’équation 3.2 reste valide. le comportement en traction du matériau $\sigma_{xx}^{traction}(\varepsilon)$ a été déterminé expérimentalement via la machine de traction Gabo EPLEXOR 500 N équipée d’un capteur de force 500 N (Fig. 3.8, (a)). Le cuivre recuit étudié a été supposé avoir un comportement symétrique en traction-compression [Sandström et al., 2009]. Connaissant donc la fonction $\sigma_{xx}(\varepsilon)$ en traction et en compression, l’évolution du moment de flexion en fonction de la courbure a été conjecturée à partir de l’équation 3.2. La comparaison entre le moment de flexion expérimental \vec{M} et le moment conjecturé est présentée Figure 3.8. L’erreur moyenne relative a été estimée à $-1.8 \cdot 10^{-5}$ Nm pour un écart type de $5.7 \cdot 10^{-5}$ Nm. Il est intéressant de noter que cette erreur est un ordre de grandeur plus faible que celle sur la mesure du moment de flexion (10^{-4} Nm).

Ces résultats expérimentaux confirment donc la capacité du dispositif à exercer un moment de flexion pure.

3.2.4.3 Discussion

Les résultats expérimentaux présentés précédemment corroborent la possibilité d’utiliser le dispositif de flexion pure comme un moyen expérimental pour accéder à la relation moment-courbure d’éprouvettes filiformes. Dans l’optique d’améliorer le dispositif actuel, la sensibilité du capteur d’effort pourrait être améliorée permettant ainsi une mesure plus précise du moment de flexion. De plus, diverses modifications permettraient d’augmenter

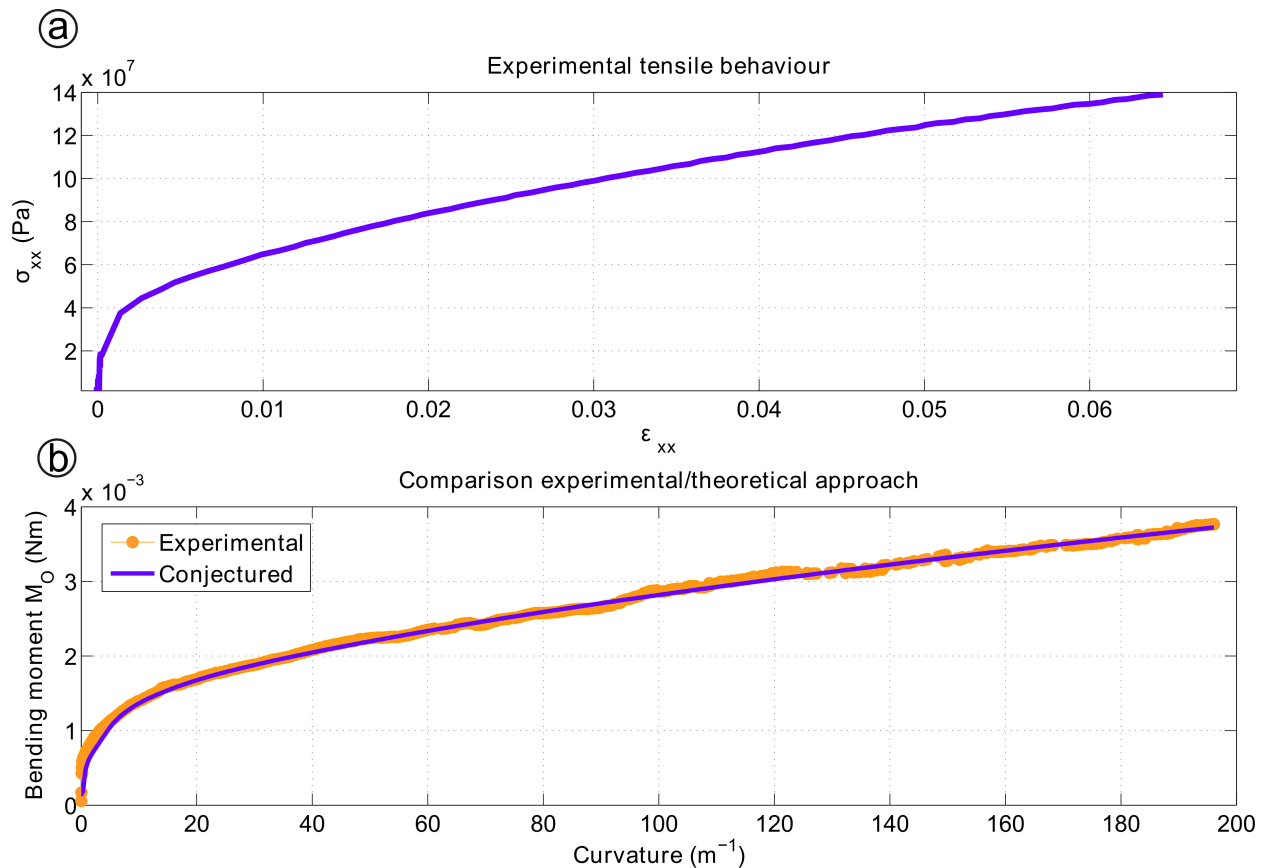


FIGURE 3.8: (a) Essai de traction uni-axiale sur un échantillon de cuivre, (b) comparaison entre le moment de flexion obtenu expérimentalement et celui prédit par la théorie pour un échantillon similaire.

la qualité des images expérimentales :

- augmentation de la résolution de la caméra ;
- amélioration des conditions d'éclairage, notamment pour éviter les difficultés telle que celle présentée section 3.2.4.2 pour la zone en bout d'échantillon ($s \simeq 9$ mm).

Ces améliorations permettraient de réduire l'erreur sur l'identification de la courbure locale.

3.2.5 Conclusion

Un dispositif de flexion pure au fonctionnement innovant a été présenté. Il permet en outre la réalisation d'essais de flexion pure à hauts niveaux de déformation. Ce dispositif constitue donc un outil expérimental permettant d'identifier la relation moment-courbure de divers matériaux. Les erreurs associées à l'utilisation de cet appareil et des méthodes de mesures ont été estimées : 10^{-4} Nm sur la mesure du moment de flexion et 0.08 % sur la détermination du rayon de courbure global. Le dispositif de flexion a été testé sur des échantillons filiformes (fils d'environ 0.5 mm de diamètre) d'acier type corde à piano et de cuivre recuit. Dans les deux cas l'uniformité de la courbure locale le long de l'échantillon a permis d'affirmer la capacité du dispositif à produire un moment de flexion pure. Les relations moment-courbure identifiées expérimentalement étaient en accord avec la théorie

ainsi qu'avec les données issues de la littérature. Finalement, le dispositif a donc été capable de fournir des résultats expérimentaux fiables tout en atteignant de faibles rayons de courbure (5 mm). Par la suite, ce dispositif pourrait donc être utilisé afin d'identifier les comportements en flexion d'échantillons filiformes (tels que ceux utilisés dans le stent), difficilement accessibles par d'autres moyens.

3.3 Détermination du comportement en cisaillement pur et en compression uni-axiale

Le dispositif présenté dans la partie précédente (section 3.2.2) permet d'identifier le comportement d'un échantillon lorsqu'il est soumis à de la flexion pure. Si ce dispositif permet d'accéder aux moments \vec{M}_{fil} et \vec{M}_{tube} développés par les éléments constituant le stent, il ne fournit aucune information quant à la contribution respective des efforts de traction-compression à ces moments. En vue de parfaire le dimensionnement mécanique du stent, il serait donc intéressant de disposer d'un outil capable d'identifier plus exhaustivement le comportement des éléments constitutifs du stent. Le comportement mécanique d'un matériau est souvent représenté comme un ensemble de fonctions ou lois contrainte-déformation obtenues pour divers chargements élémentaires, telles que :

- la loi contrainte-déformation en traction uni-axiale ;
- la loi contrainte-déformation en compression uni-axiale ;
- la loi contrainte-déformation en cisaillement pur.

Un moyen classique d'obtenir ces lois est d'avoir recours à des essais mécaniques expérimentaux. Parmi ces essais, certains vont induire un champ de contrainte uniforme dans la section de l'échantillon testé. C'est le cas de la traction uni-axiale, de la compression uni-axiale, ou d'un essai de cisaillement pur. Ces essais sont particulièrement pratiques car ils donnent directement accès à la loi contrainte-déformation correspondante. Cependant, de nombreux échantillons ne se prêtent pas à ce type d'essai. En outre, les échantillons de géométrie filiforme sont particulièrement inadaptés aux essais de compression uni-axiale car sujets au flambement, rendant l'essai inexploitable.

À l'inverse, il existe des essais mécaniques qui induisent un champ de contrainte non uniforme dans la section de l'échantillon testé. C'est le cas des essais de flexion pure ou de torsion pure par exemple. Lorsque les essais à champ de contrainte uniforme sont inutilisables (*e.g.* cas de la compression uni-axiale avec un échantillon filiforme), il peut être intéressant de faire appel à ces essais à champ de contrainte non uniforme afin d'obtenir certaines lois contrainte-déformation. Toutefois, les données expérimentales obtenues lors de ces essais ne fournissent pas un accès direct aux lois contrainte-déformation recherchées : la non uniformité de l'état de contrainte nécessite de résoudre un problème inverse afin d'obtenir ces lois.

La méthode présentée dans cette partie se propose d'identifier certaines lois contrainte-déformation à partir d'essais expérimentaux :

- la loi contrainte-déformation en cisaillement pur à partir d'essais de torsion pure ;
- la loi contrainte-déformation en compression uni-axiale à partir d'essais de traction uni-axiale et de flexion pure.

3.3.1 Présentation de la méthode

Lors d'un essai mécanique, la section S de l'éprouvette est chargée par un champ de contrainte $\underline{\sigma}$ (Fig. 3.9), $\underline{\sigma}$ représentant le tenseur des contraintes. De même que précédemment (Section 3.2.1), il est possible d'expliciter la résultante des forces \vec{R} et des moments \vec{M}_O dans la section S :

$$\vec{R} = \iint_S \underline{\sigma} \vec{u}_z dS \quad (3.8)$$

$$\vec{M}_O = \iint_S \vec{OM} \wedge (\underline{\sigma} \vec{u}_z) dS \quad (3.9)$$

où \vec{u}_z est le vecteur unité orthogonal à S , M un point quelconque de S et dS une surface élémentaire. Dans cette partie la résultante des forces \vec{R} et le moment \vec{M}_O ont été mesurés dans deux cas de figure : lors d'un essai de torsion pure (Section 3.3.2) et lors d'un essai de flexion pure (Section 3.3.3). Le fonctionnement de la méthode permettant d'analyser ces essais sera détaillé Section 3.3.2 et Section 3.3.3. Enfin, les résultats préliminaires obtenus seront présentés section 3.3.4

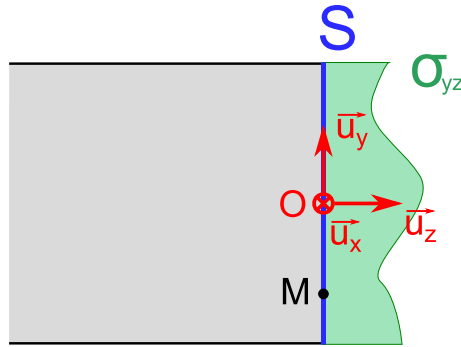


FIGURE 3.9: Éprouvette soumise à un champ de contrainte $\underline{\sigma}$.

3.3.2 Cas de la torsion pure

La torsion pure est un mode de chargement où une éprouvette de type poutre est vrillée le long de son axe principal \mathcal{A} par un moment de torsion \vec{M}_O^{tors} (Fig. 3.10), et où la résultante des forces \vec{R}^{tors} est nulle. Dans cette partie, les grandeurs X faisant référence à un chargement en torsion pure seront notées comme X^{tors} . Dans ces conditions, la contrainte de cisaillement résultant de cette torsion est perpendiculaire au rayon $r\vec{u}_r$, et ce, en tout point de la section S (Fig 3.10). Il est donc possible d'exprimer le tenseur des contraintes $\underline{\sigma}$ dans le repère $(O, \vec{u}_r, \vec{u}_\theta, \vec{z})$ comme :

$$\underline{\sigma} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \tau(\gamma) \\ 0 & \tau(\gamma) & 0 \end{bmatrix}_{(O, \vec{u}_r, \vec{u}_\theta, \vec{z})} \quad (3.10)$$

où τ est le champ de contrainte en cisaillement et γ le champ de déformation correspondant.

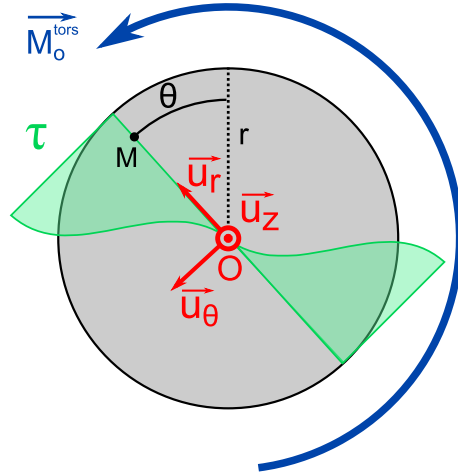


FIGURE 3.10: Éprouvette soumise à un chargement de torsion pure.

Les équations 3.8 et 3.9 peuvent alors s'écrire :

$$\overrightarrow{R}^{tors} = \iint_S \tau(\gamma) \overrightarrow{u}_\theta dS = \overrightarrow{0} \quad (3.11)$$

$$\overrightarrow{M}_O^{tors} = \iint_S r \overrightarrow{u}_r \wedge \tau(\gamma) \overrightarrow{u}_\theta dS = \iint_S r \tau(\gamma) dS \overrightarrow{u}_z \quad (3.12)$$

Dans le cas d'une éprouvette de type poutre présentant une section circulaire ainsi qu'une longueur très grande devant son rayon (qui peut alors être considérée comme infinie), l'application d'un chargement en torsion ayant les mêmes symétries que cette éprouvette conduit à l'apparition d'un champ de déplacement particulier, appelé champ de déplacement de Murnaghan [Murnaghan, 1951]. Ce champ de déplacement assure que [Wack, 1989] :

- toute section perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette reste perpendiculaire à cet axe après déformation,
- tout rayon de la section non déformée reste un rayon de la section déformée.

Dans ces conditions, il est possible d'exprimer γ comme [Murnaghan, 1951] :

$$\gamma = r \frac{d\theta}{dz} \quad (3.13)$$

Le but de la méthode est d'identifier la loi $\tau(\gamma)$ à partir d'un essai expérimental de torsion pure. Dans cette optique, nous recherchons la fonction $f^{cisaillement}$ qui approxime τ au mieux. La fonction $f^{cisaillement}$ a été choisie comme une combinaison linéaire de n fonctions spécifiques $S_k, k \in [1; n]$ (ces fonctions pouvant être des polynômes, des splines, etc.) :

$$f^{cisaillement}(\gamma) = \sum_{k=1}^n q_k S_k(\gamma) = [S_1(\gamma) \cdots S_n(\gamma)] \{q_k\} \quad (3.14)$$

où $\{q_k\}, k \in [1; n]$ est une matrice colonne composée de n coefficients réels devant être identifiés. L'équation 3.12 peut alors être reformulée comme :

$$\begin{aligned} \overrightarrow{M_O^{tors}} &= \sum_{k=1}^n q_k \iint_S r S_k(\gamma) dS \overrightarrow{u_z} \\ &= \sum_{k=1}^n q_k U_k \overrightarrow{u_z} = [U_1 \cdots U_n] \{q_k\} \overrightarrow{u_z} \end{aligned} \quad (3.15)$$

les n fonctions $U_k, k \in [1; n]$ étant définies comme :

$$U_k = \iint_S r S_k(\gamma) dS, k \in [1; n] \quad (3.16)$$

Lors de l'essai de torsion pure, la valeur du moment de torsion M_O^{tors} est mesurée à différents instants t_i , fournissant ainsi un jeu de p valeurs expérimentales $\{M_{O,i}^{tors}\}, i \in [1; p]$. Il est important de souligner que la valeur de chacun des moments $M_{O,i}^{tors}, i \in [1; p]$ est directement liée à l'état de déformation $\gamma(t_i), i \in [1; p]$ au même instant t_i . L'équation 3.15 peut donc être écrite pour chacun de ces points de mesure, fournissant ainsi un système à p équations :

$$\{M_O^{tors}(t_i)\} = \begin{bmatrix} U_1(t_1) & U_2(t_1) & \cdots & U_n(t_1) \\ U_1(t_2) & U_2(t_2) & \ddots & \vdots \\ \vdots & & \ddots & \vdots \\ U_1(t_p) & \cdots & \cdots & U_n(t_p) \end{bmatrix} \{q_k\} \quad (3.17)$$

$$= [\mathbf{U}] \{q_k\} \quad (3.18)$$

Par conséquent, identifier la loi contrainte-déformation en cisaillement pur $f^{cisaillement}$ revient à déterminer les inconnues $\{q_k\}, k \in [1; n]$ minimisant la fonction Φ^{tors} définie au sens des moindres carré par :

$$\Phi^{tors}(q_k) = \sum_{i=1}^p \left(M_{O,i}^{tors} - \sum_{k=1}^n q_k U_{k,i} \right)^2 \quad (3.19)$$

Étant donné qu'à l'instant initial l'échantillon n'est pas chargé, la contrainte de cisaillement à cet instant est nulle. Une contrainte additionnelle peut donc être écrite :

$$f^{cisaillement}(0) = \sum_{k=1}^n q_k S_k(0) = [S_1(0) \cdots S_n(0)] \{q_k\} = [S_0] \{q_k\} = 0 \quad (3.20)$$

Finalement, le problème d'optimisation \mathcal{P}^{tors} à résoudre consiste à déterminer les inconnus $\{q_k\}, k \in [1; n]$ minimisant la fonction Φ^{tors} sous la contrainte définie équation 3.20 :

$$\mathcal{P}^{tors} \left\{ \begin{array}{l} \min_{q_k} \Phi^{tors}(q_k) \\ u.c. \quad [S_0] \{q_k\} = 0 \end{array} \right. \quad (3.21)$$

Le lagrangien \mathcal{L}_{tors} correspondant au problème \mathcal{P}^{tors} peut s'écrire comme :

$$\mathcal{L}_{tors} = \Phi^{tors}(q_k) - \lambda \left(\sum_{k=1}^n q_k S_k(0) - 0 \right) \quad (3.22)$$

où λ est le multiplicateur de Lagrange correspondant à la contrainte choisie. La matrice Hessienne bordée correspondante $\overline{H}_{\mathcal{L}_{tors}}$ peut s'exprimer comme :

$$\left[\overline{H}_{\mathcal{L}_{tors}} \right] = \left[\begin{array}{c|c} [\mathbf{U}]^t [\mathbf{U}] & [S_0]^t \\ \hline [S_0] & 0 \end{array} \right] \quad (3.23)$$

où la notation X^t représente la transposition. D'un point de vue pratique, les $\{q_k\}, k \in [1; n]$ peuvent donc être obtenus en résolvant le système linéaire suivant :

$$\left[\overline{H}_{\mathcal{L}_{tors}} \right] \begin{bmatrix} \{q_k\} \\ \lambda \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \{M_{O,i}^{tors}\} \\ 0 \end{bmatrix} \quad (3.24)$$

En guise de validation, cette méthode a été appliquée à des résultats numériques et expérimentaux de torsion pure (Section 3.3.4). La méthode a également été développée afin d'analyser les résultats obtenus lors d'essais de flexion pure.

3.3.3 Cas de la flexion pure

Le spectre d'action de la méthode présentée ci-dessus a donc été élargi afin de pouvoir extraire la loi contrainte-déformation en compression uni-axiale depuis des résultats expérimentaux de flexion pure et de traction uni-axiale.

Le chargement en flexion pure a été défini précédemment (section 3.2.1). Dans cette partie, les grandeurs X faisant référence à un chargement en flexion pure seront notées comme X^{flex} . En cas de flexion pure autour de \vec{u}_x , la résultante des forces $\overrightarrow{R}^{flex}$ est nulle. Compte tenu des notations définies auparavant (section 3.3.2), il est possible d'exprimer le tenseur des contraintes $\underline{\underline{\sigma}}$ correspondant dans le repère $(O, \vec{u}_x, \vec{u}_y, \vec{u}_z)$:

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{zz}(\varepsilon_{zz}) \end{bmatrix}_{(O, \vec{u}_x, \vec{u}_y, \vec{u}_z)} \quad (3.25)$$

où σ_{zz} est le champ de contrainte et ε_{zz} le champ de déformation dans la section S . Les équations 3.8 et 3.9 peuvent donc s'écrire :

$$\overrightarrow{R}^{flex} = \iint_S \sigma_{zz}(\varepsilon_{zz}) dS \vec{u}_z = \vec{0} \quad (3.26)$$

$$\overrightarrow{M}_O^{flex} = \iint_S y \vec{u}_y \wedge \sigma_{zz}(\varepsilon_{zz}) \vec{u}_z dS = \iint_S y \sigma_{zz}(\varepsilon_{zz}) dS \vec{u}_x \quad (3.27)$$

Comme cela a été mentionné précédemment, la flexion pure induit un gradient de chargement associant des efforts de traction et de compression. Il est donc possible de réécrire les équations 3.26 et 3.27 en dissociant les contributions respectives des zones en traction et en compression :

$$\overrightarrow{R}^{flex} = \left(\iint_{S_{trac}} \sigma_{zz}^{trac}(\varepsilon_{zz}^{trac}) dS + \iint_{S_{comp}} \sigma_{zz}^{comp}(\varepsilon_{zz}^{comp}) dS \right) \vec{u}_z = \vec{0} \quad (3.28)$$

$$\overrightarrow{M}_O^{flex} = \left(\iint_{S_{trac}} y \sigma_{zz}^{trac}(\varepsilon_{zz}^{trac}) dS + \iint_{S_{comp}} y \sigma_{zz}^{comp}(\varepsilon_{zz}^{comp}) dS \right) \vec{u}_x \quad (3.29)$$

où S_{trac} et S_{comp} sont respectivement les portions de la section totale S chargées en traction et en compression. Ces deux surfaces sont séparées par la surface neutre située à y_0 . En supposant que le comportement en traction $\sigma_{zz}^{trac}(\varepsilon_{zz}^{trac})$ est connu, la méthode a pour but d'identifier la loi en compression $\sigma_{zz}^{comp}(\varepsilon_{zz}^{comp})$ ainsi que la position de la surface neutre y_0 , à partir de résultats expérimentaux de flexion pure.

Dans ce but, une méthode itérative inspirée de la méthode présentée section 3.3.2 a été développée. Avec les notations définies précédemment, nous supposons que la fonction f^{comp} s'écrit à l'itération c comme :

$$f_0^{comp}(\varepsilon_{zz}) = f_0^{comp}(\varepsilon) = -f^{trac}(\varepsilon) \quad (3.30)$$

$$f_c^{comp}(\varepsilon_{zz}) = f_{c-1}^{comp} + \sum_{k=1}^n q_k S_k(\varepsilon_{zz}), \quad c \in \mathbb{N}^{+*} \quad (3.31)$$

où f_{c-1}^{comp} est l'expression de la fonction f^{comp} déterminée à l'itération précédente. Le terme de correction $\sum_{k=1}^n q_k S_k(\varepsilon_{zz})$ est calculé de manière itérative, jusqu'à converger vers la loi en compression $\sigma_{zz}^{comp}(\varepsilon_{zz})$.

Itération c :

Étape 1—Détermination de la position de la fibre neutre y_0

Certains matériaux présentent une asymétrie en traction-compression, la position de la fibre neutre y_0 est donc inconnue a priori. En utilisant les équations 3.30 et 3.31, il est possible d'exprimer l'équation 3.28 comme :

$$\overrightarrow{R}^{flex} = \left(\iint_{S_{traction}} f^{traction}(\varepsilon_{zz}^{traction}) dS + \iint_{S_{compression}} \left(f_0^c(\varepsilon_{zz}^{compression}) + \sum_{k=1}^n q_k S_k(\varepsilon_{zz}) \right) dS \right) \overrightarrow{u}_z = \overrightarrow{0} \quad (3.32)$$

Connaissant l'expression de la fonction f_{c-1}^{comp} , et à l'aide de l'équation 3.32, il est possible de déterminer la position de la surface neutre à chaque instant $\{y_0(t_i)\}, i \in [1; p]$ par dichotomie. Dans le cas de la première itération, la position de la surface neutre $\{y_0(t_i)\}$ est supposée être zéro durant tout l'essai.

Étape 2—Détermination des coefficients $\{q_k\}$

À partir des équations 3.30 et 3.31 écrites ci-dessus, il est possible d'exprimer l'équation 3.29 comme :

$$\overrightarrow{M}_O^{flex} = \left(\underbrace{\iint_{S_{trac}} y f^{traction}(\varepsilon_{zz}^{trac}) dS + \iint_{S_{comp}} y f_0^c(\varepsilon_{zz}^{comp}) dS}_{\mathcal{K}} + \sum_{k=1}^n q_k U_k \right) \overrightarrow{u}_x \quad (3.33)$$

où \mathcal{K} est la partie de $\overrightarrow{M}_O^{flex}$ qui peut être calculée numériquement dès lors que la position de la surface neutre à l'itération c $\{y_{0c}(t_i)\}$ est connue. Les fonctions $S_k, k \in [1; n]$ sont similaires à celles présentées section 3.3.2, et les fonctions $U_k, k \in [1; n]$ sont définies

comme :

$$U_k = \iint_S y S_k(\varepsilon_{zz}) dS \quad (3.34)$$

Lors d'un essai de flexion pure, le moment de flexion M_O^{flex} est mesuré à différents instants t_i , fournissant un jeu de p valeurs expérimentales $\{M_{O,i}^{flex}\}, i \in [1;p]$. Il est intéressant de noter que chaque $M_{O,i}^{flex}, i \in [1;p]$ est directement dépendant du champ de déformation $\varepsilon_{zz}(t_i), i \in [1;p]$ correspondant. Il est alors possible de généraliser l'équation 3.33 afin d'obtenir un système de p équations :

$$\begin{aligned} \{M_{O,i}^{flex}\} - \{\mathcal{K}_i\} &= \begin{bmatrix} U_1(t_1) & U_2(t_1) & \cdots & U_n(t_1) \\ U_1(t_2) & U_2(t_2) & \ddots & \vdots \\ \vdots & & \ddots & \vdots \\ U_1(t_p) & \cdots & \cdots & U_n(t_p) \end{bmatrix} \{q_k\} \\ &= [\mathbf{U}] \{q_k\} \end{aligned} \quad (3.35)$$

$$(3.36)$$

où \mathcal{K}_i est la valeur de \mathcal{K} à l'instant $t_i, i \in [1;p]$. Les inconnues de ce système sont le vecteur $\{q_k\}, k \in [1;n]$ ainsi que la position de la surface neutre $\{y_0(t_i)\}, i \in [1;p]$. Ces deux inconnues vont donc être identifiées.

Étant donnée la position de la surface neutre à chaque instant $\{y_{0,i}\}, i \in [1;p]$ déterminée à l'**Étape 1**, les valeurs des $\{\mathcal{K}_i\}, i \in [1;p]$ (cf équation 3.33) sont calculées. Finalement, les inconnues recherchées $\{q_k\}, k \in [1;n]$ doivent minimiser la fonction Φ^{flex} , définie au sens des moindres carrés comme :

$$\Phi^{flex}(q_k) = \sum_{i=1}^p \left((M_{O,i}^{flex} - \mathcal{K}_i) - \sum_{k=1}^n q_k U_{k,i} \right)^2 \quad (3.37)$$

Sachant que l'échantillon n'est initialement soumis à aucun chargement, le champ de contrainte initial est nul. Une contrainte additionnelle peut donc être définie :

$$\sigma_{zz}(0) = \sum_{k=1}^n q_k S_k(0) = 0 \quad (3.38)$$

Finalement, à l'**Étape 2**, le problème d'optimisation correspondant \mathcal{P}^{flex} consiste à déterminer le vecteur d'inconnues $\{q_k\}, k \in [1;n]$ minimisant la fonction Φ^{flex} sous la contrainte définie équation 3.38 :

$$\mathcal{P}^{flex} \left\{ \begin{array}{l} \min_{q_k} \Phi^{flex}(q_k) = \sum_{i=1}^p \left([M_{O,i}^{flex} - \mathcal{K}_i] - \sum_{k=1}^n q_k U_{k,i} \right)^2 \\ u.c. \quad \sum_{k=1}^n q_k S_k(0) = 0 \end{array} \right. \quad (3.39)$$

Le problème \mathcal{P}^{flex} est très semblable au problème \mathcal{P}^{tors} présenté section 3.3.2. Le problème \mathcal{P}^{flex} sera donc résolu en utilisant la même méthodologie (non détaillé ici).

Étape 3— Mise à jour de la fonction f_c^{comp}

Compte tenu des valeurs des $\{q_k\}$, $k \in [1; n]$ obtenues à l'**Étape 2**, l'expression de la fonction f_c^{comp} est modifiée de sorte que :

$$f_c^{comp} = f_{c-1}^{comp} + \sum_{k=1}^n q_k S_k \quad (3.40)$$

Étape 4— Critère de convergence

Le processus d'itération s'interrompt lorsque la correction apportée à la fonction f_{c-1}^{comp} est considérée comme négligeable *i.e.* lorsque le critère de convergence suivant est atteint :

$$\max_i \left(\sum_{k=1}^n q_k U_{k,i} \right) \leq \delta \quad (3.41)$$

où δ représente le niveau de correction maximum acceptable, qui a été fixé à $\delta = 10^{-5}$ Nm. Si l'équation 3.41 est vérifiée, f_c^{comp} est alors considérée comme la loi contrainte-déformation en compression uni-axiale recherchée. Dans le cas contraire, une nouvelle itération $c + 1$ est effectuée à partir de l'**Étape 1**.

3.3.4 Validation numérique et expérimentale

La finalité de la méthode décrite précédemment est de déterminer les lois de comportement d'un matériau. Afin d'évaluer ses capacités, la méthode a été mise en oeuvre dans diverses conditions : avec des résultats numériques issus d'une simulation et avec des résultats expérimentaux réels.

3.3.4.1 Validation numérique

Dans un premier temps, la méthode a été utilisée avec des résultats numériques issus de simulations d'essais de torsion et de flexion pure. Ces simulations ont été réalisées à l'aide de lois de comportement choisies arbitrairement, qui sont considérées comme les lois de référence. Les lois identifiées par la méthode ont donc été comparées à ces lois de référence afin de calculer l'erreur d'identification.

Validation numérique en torsion pure

Deux lois contrainte-déformation en cisaillement pur ont été créées arbitrairement (Fig. 3.11, (a)). Ces lois ont été choisies de manière à mimer un comportement élastoplastique. La première loi a été choisie comme une loi multilinéaire (Fig. 3.11, (a)). La seconde a au contraire été choisie comme une version "lissée" de la première loi ((Fig. 3.11, (a)), plus proche d'un comportement réel. Ce choix a pour but de tester la performance de la méthode selon le type de loi qui doit être identifiée. Connaissant les lois contrainte-déformation en cisaillement pur, il a été possible de simuler un essai de torsion pure sur un fil de 10 mm de longueur et de 1 mm de diamètre (via l'équation 3.12). En utilisant l'équation 3.13, la relation moment-angle correspondante a ainsi pu être calculée (Fig. 3.11, (b)).

La méthode a ensuite été utilisée avec comme données d'entrée les relations moment-angle ainsi obtenues (Fig. 3.11, (b)). La base de fonctions $\{S_k\}$ a été choisie comme un jeu de 10 splines d'ordre 2 ayant un support de répartition linéaire.

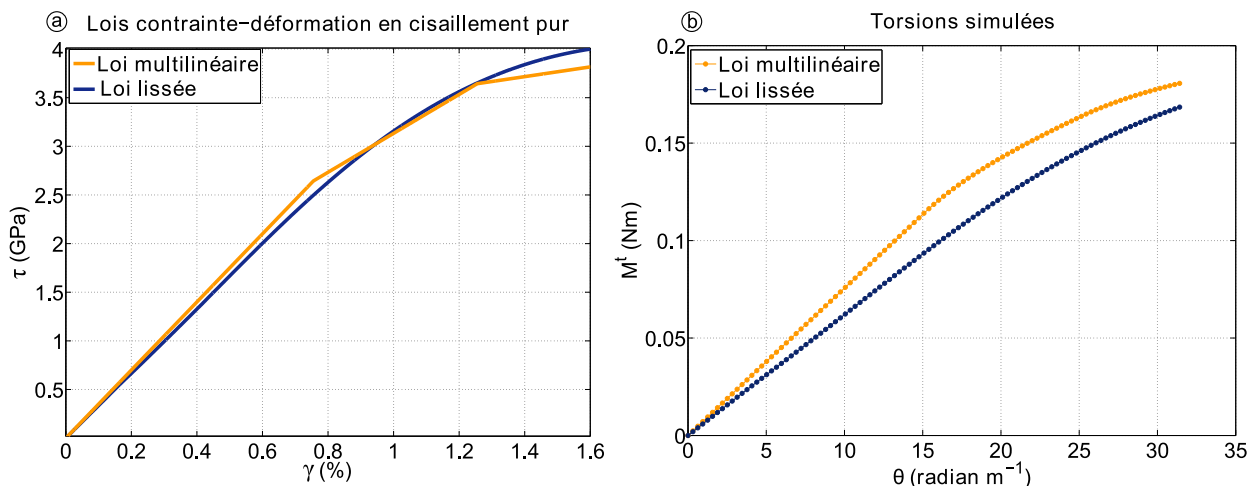


FIGURE 3.11: Données d'entrée pour la validation numérique en torsion : (a) lois en cisaillement pur (b) essais de torsion pure simulés correspondants.

Les résultats ainsi obtenus (Fig. 3.12) démontrent dans les deux cas la capacité de la méthode à identifier la loi contrainte-déformation en cisaillement pur. Dans le cas d'une loi multilinéaire (Fig. 3.12, (a)) l'erreur relative moyenne sur l'identification est de -22 kPa ($< 0.01\%$). L'erreur se situe majoritairement au niveau des changements de pente (Fig. 3.12, (a)), la base $\{S_k\}$ choisie n'étant pas suffisamment riche pour décrire ces ruptures. Pour une base de spline $\{S_k\}$ plus riche ($k = 35$), l'erreur relative moyenne sur l'identification est de -14 kPa ($< 0.01\%$). Les résultats sont tout aussi satisfaisants dans le cas d'une loi lissée (plus proche de la réalité), avec une erreur relative moyenne de -37 kPa ($< 0.01\%$).

Ces résultats permettent donc d'affirmer que la méthode est capable d'identifier la loi contrainte-déformation en cisaillement pur à partir d'un essai simulé de torsion pure.

Validation numérique en flexion pure

Le même processus de validation a été appliqué dans le cas de la flexion pure : des lois contrainte-déformation en traction et compression uni-axiales ont été arbitrairement choisies et prises comme référence (Fig. 3.13 (a)). La complexité des lois choisies est volontaire, et a pour but de tester la robustesse de la méthode dans le cas le plus défavorable (*e.g.* cas d'un matériau type Nickel-Titane). À partir de ces lois, un essai de flexion pure a été simulé pour un échantillon de 0.5 mm de diamètre en utilisant l'équation 3.27, donnant accès à la relation moment-courbure correspondante (Fig. 3.13, (b)). Enfin, au moyen de l'équation 3.28, la position de la surface neutre y_0 a été déterminée numériquement par dichotomie. Par soucis de clarté, la position de la surface neutre relative au rayon du fil considéré $\frac{y_0}{r}$ a été représentée (Fig. 3.13, (c)). La méthode présentée section 3.3.3 a ensuite été appliquée avec pour données d'entrée la loi contrainte-déformation en traction uni-axiale ainsi que la relation moment-courbure.

Trois différentes bases de splines cubiques $\{S_k\}$ contenant 4, 12 et 20 splines ont été utilisées. Les positions de la surface neutre identifiées pour chacune de ces bases ont été comparées avec la position de référence (Fig. 3.14, (a), (c) et (e)). La même comparaison a

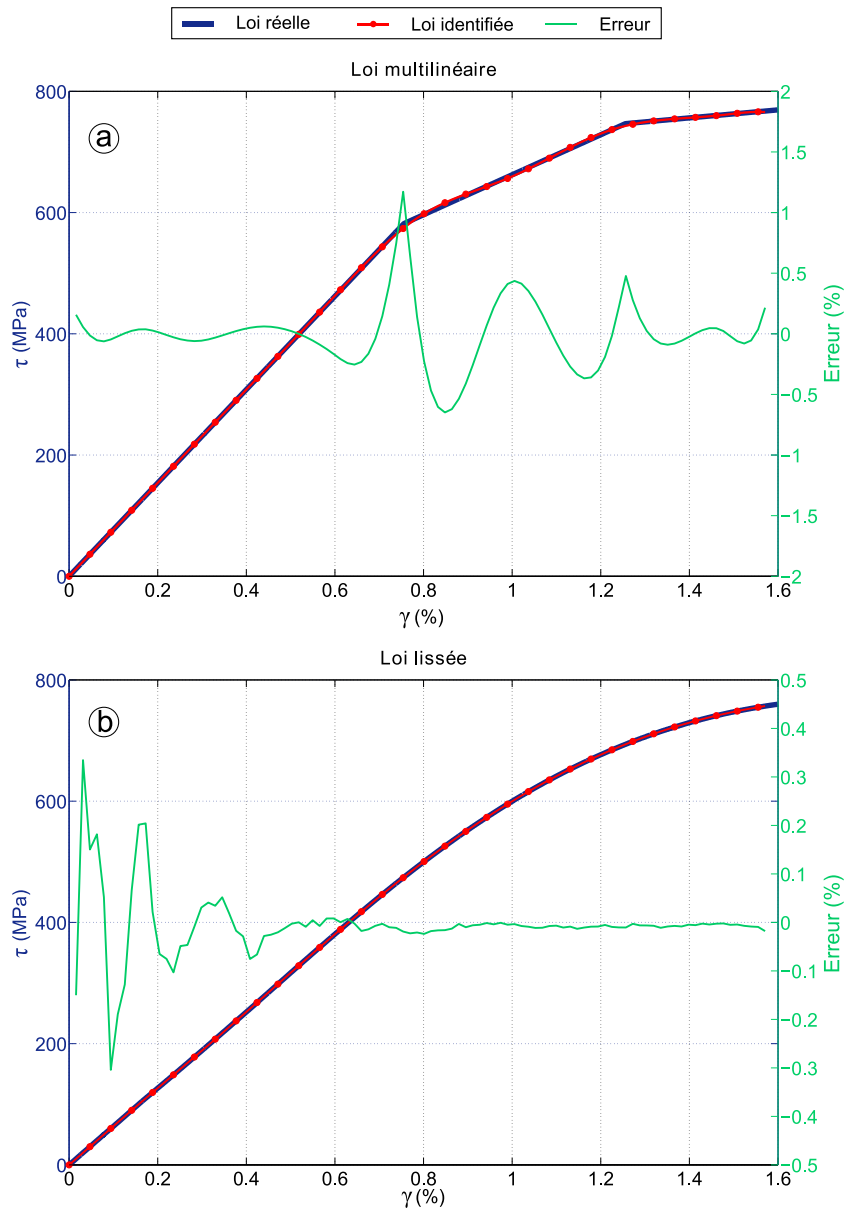


FIGURE 3.12: Résultats de la méthode obtenus pour les essais de torsion simulés : (a) pour une loi contrainte-déformation en cisaillement multilinéaire, (b) pour une loi contrainte-déformation en cisaillement lissée.

été réalisée avec les lois contrainte-déformation en compression identifiées (Fig. 3.14, (b), (d) et (f)).

Pour chacune des bases $\{S_k\}$ considérées, la méthode a permis une bonne identification de la position de la surface neutre y_0 ainsi que de la loi contrainte-déformation en compression. L'erreur relative moyenne semble diminuer lorsque la richesse de la base $\{S_k\}$ augmente. En effet, pour une base $\{S_k\}$ contenant 20 splines, la méthode a pu identifier la loi contrainte-déformation en compression avec une erreur relative moyenne de 301 kPa (-0.05%), et la position de la surface neutre y_0 avec une erreur relative moyenne de 0.002 %. Les erreurs relatives aux autres bases sont présentée Table 3.2.

Cependant, lorsque le nombre de splines contenues dans la base $\{S_k\}$ augmente, un

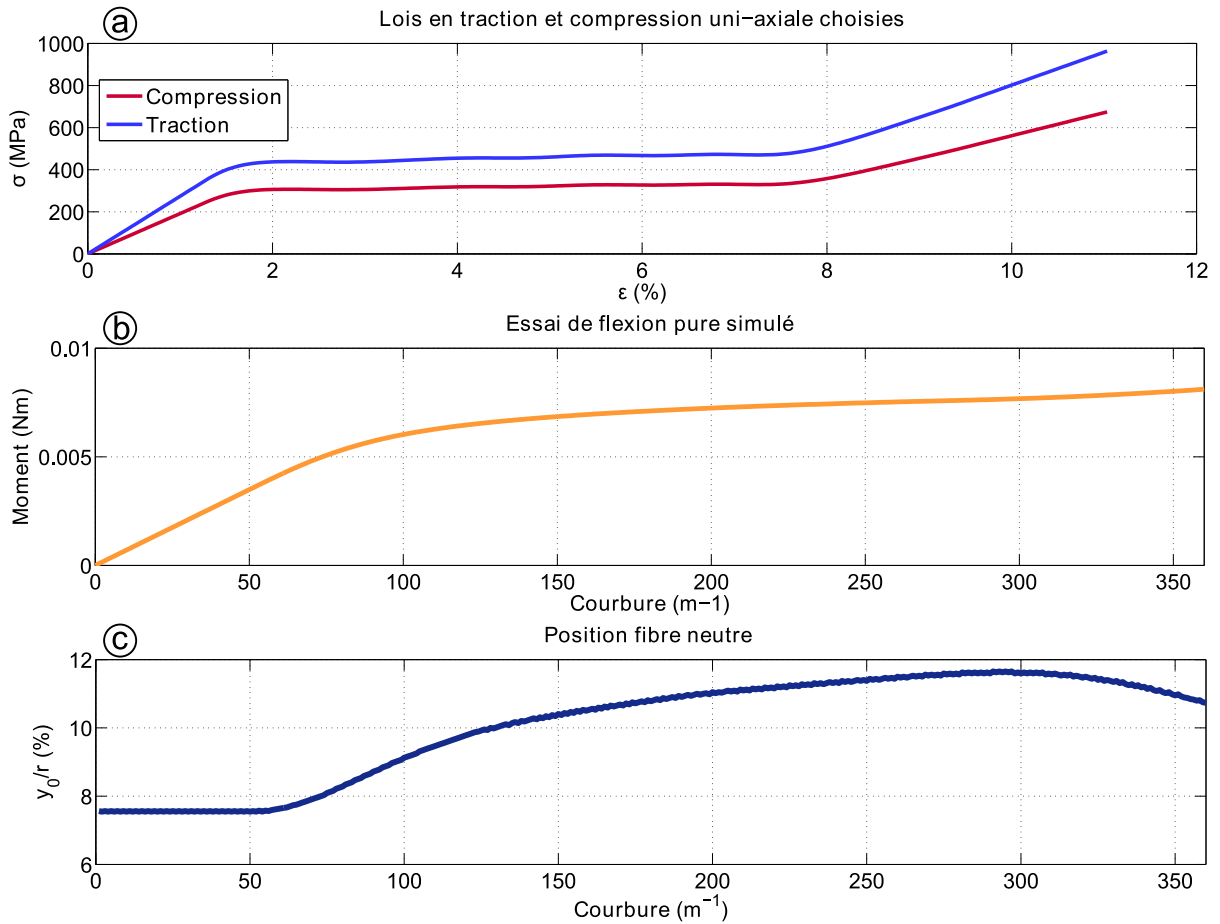


FIGURE 3.13: Données d'entrée utilisées pour la méthode : (a) lois en traction et compression uni-axiales, (b) relation moment-courbure obtenue lors de la simulation d'un essai de flexion pure, (c) position de la fibre neutre au cours de cet essai de flexion pure.

Nombre de splines n	4	12	20
Identification de la fonction	-5.28 MPa (1.3%)	-314 kPa (0.04%)	301 kPa (-0.05%)
Identification du ratio $\frac{y_0}{r}$	0.165 %	0.014 %	0.002 %

TABLE 3.2: Cas de la flexion pure simulée-Erreurs relatives moyennes sur l'identification de la loi contrainte-déformation en compression uni-axiale et de la position de la fibre neutre y_0 .

phénomène oscillatoire apparaît (Fig. 3.14, (f)). Ce phénomène prédomine à la fin de la loi contrainte-déformation identifiée. Cette majoration des oscillations en fin de courbe n'est pas surprenante dans la mesure où le nombre de points de mesures utilisés pour déterminer cette fin de courbe est faible, offrant donc plus de liberté à la loi identifiée. En effet, en se référant à la description de la méthode (section 3.3.3), il est possible de noter que le premier point de la loi identifiée intègre les données de tous les points de mesures disponibles, alors que le dernier point de la loi identifiée n'est déterminé qu'en utilisant la donnée d'un seul point de mesure.

En conclusion, et malgré le phénomène oscillatoire discuté ci-dessus, les résultats obtenus ont démontré la capacité de la méthode à identifier la position de la surface neutre

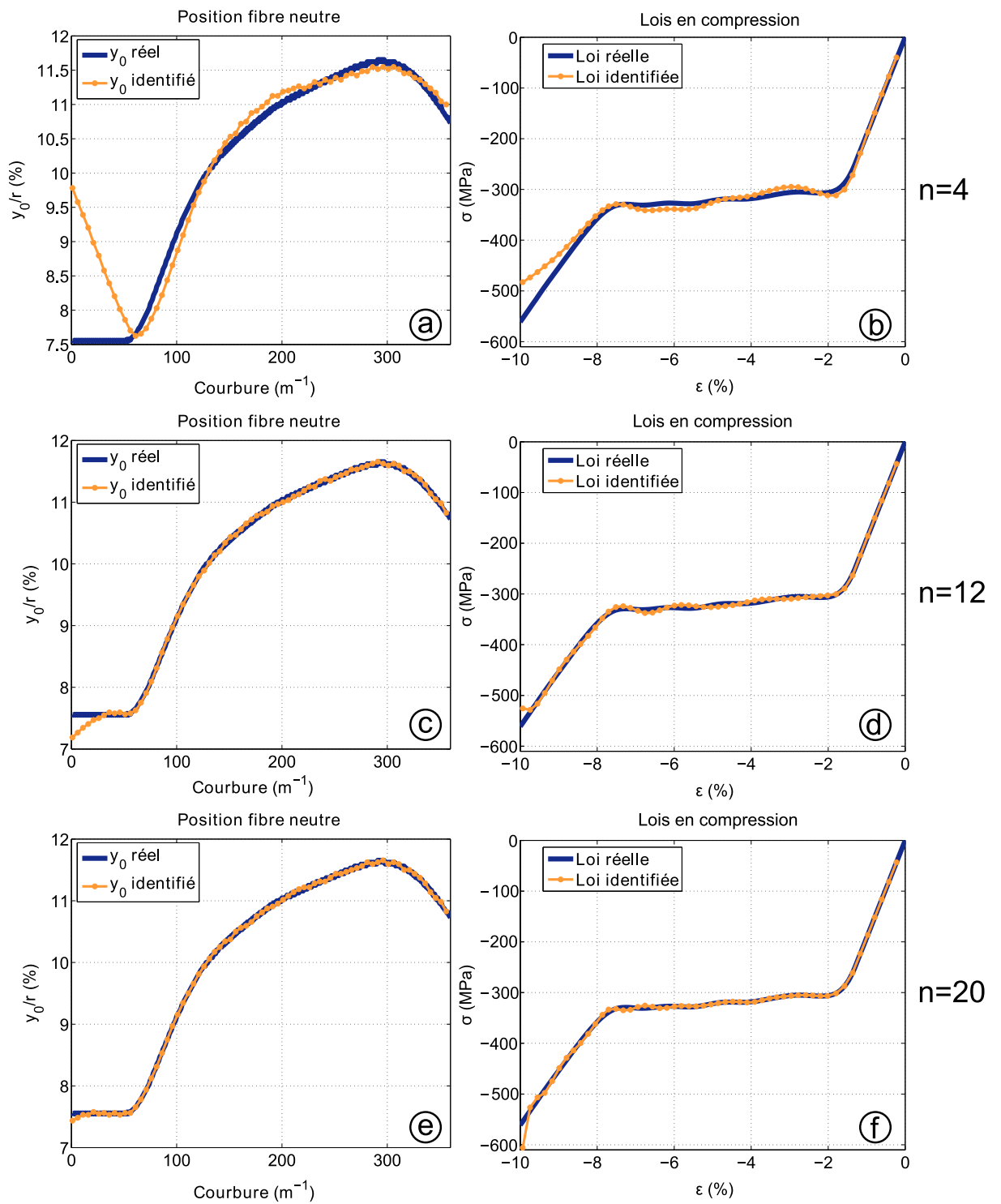


FIGURE 3.14: Cas de la flexion pure simulée-Résultats de la méthode obtenus pour un essai de flexion simulé pour différent choix de base $\{S_k\}$.

y_0 , ainsi que la loi contrainte-déformation en compression à partir de résultats de traction uni-axiale et de flexion pure.

3.3.4.2 Validation expérimentale

Il est nécessaire d'étudier la sensibilité de la méthode aux erreurs inhérentes à l'expérimental. Pour ce faire, la méthode a été utilisée avec des résultats expérimentaux obtenus sur des matériaux au comportement bien connu : un acier de type corde à piano (écroui non recuit) et un cuivre recuit. De même que précédemment, la méthode a été testée dans le cas d'essais expérimentaux de torsion pure puis dans le cas d'essais expérimentaux de traction uni-axiale et de flexion pure.

Validation expérimentale en torsion pure

Des essais de torsion pure ont été réalisés sur deux spécimens différents :

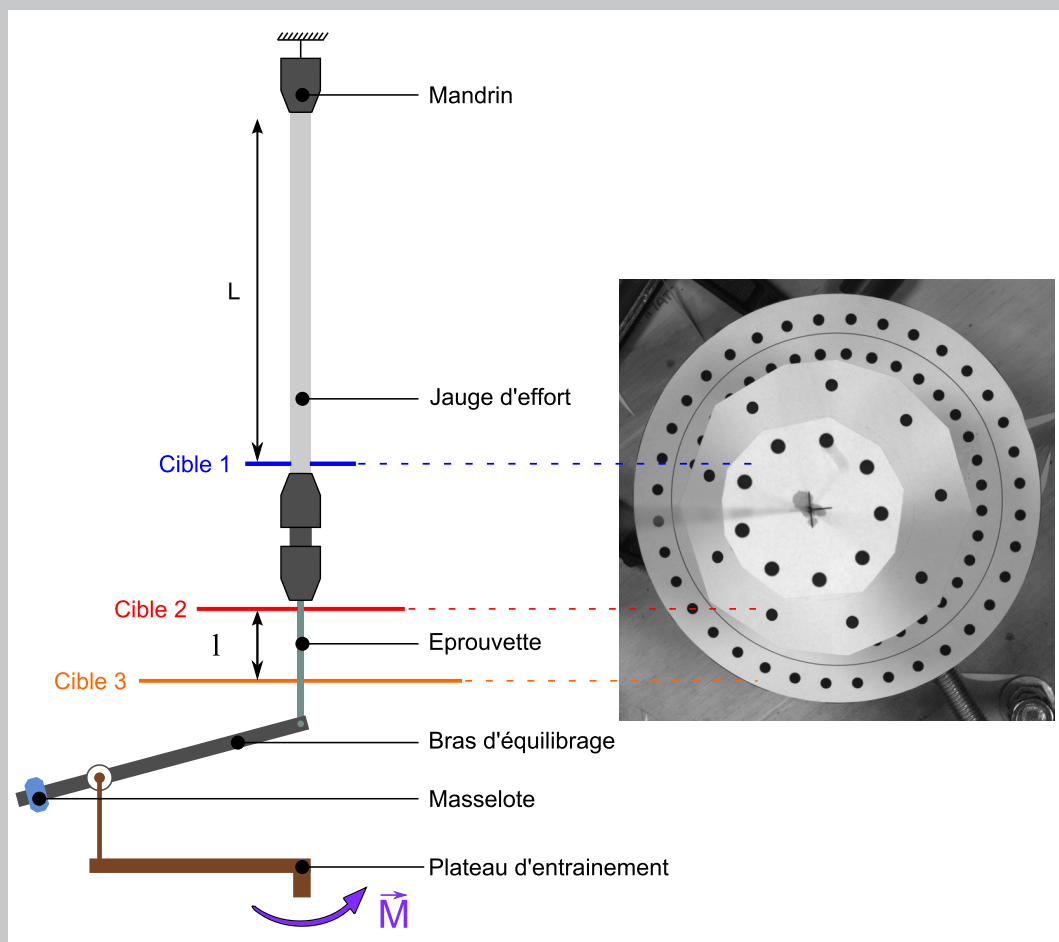
- un fil d'acier écroui non recuit de 0.5 mm de diamètre et 9.75 cm de longueur (Fig. 3.15, (a)) ;
- un fil de cuivre recuit de 0.59 mm de diamètre et de 7.12 cm de longueur (Fig. 3.15, (b)).

Le moment de torsion $\overrightarrow{M}^{tors}$ ainsi que le taux de rotation θ ont été mesurés de manière synchrone durant ces essais (Fig. 3.15).

Dispositif de torsion

Un dispositif a été développé afin de réaliser des essais de torsion pure. Au moyen de mandrins, une des extrémités de l'éprouvette est mise en série d'une jauge d'effort. Cette jauge est en réalité un échantillon d'acier calibré, dont le module de cisaillement est connu et dont les dimensions ont été choisies de manière à ce que la jauge soit uniquement sollicitée dans son domaine linéaire-élastique. L'autre extrémité de l'éprouvette est déformée à angle droit puis fixée dans un bras d'équilibrage. Ce bras est lié à un plateau d'entraînement par l'intermédiaire d'une liaison pivot. Ainsi, à l'aide d'un système de masselotte, il est possible de s'affranchir de l'influence de la masse du bras. Le plateau d'entraînement peut quant à lui être entraîné en rotation de manière à appliquer un moment de torsion. Des cibles sont placées sur la jauge d'effort et sur l'éprouvette.

Durant l'essai, le plateau est entraîné en rotation appliquant ainsi un même couple de torsion à l'éprouvette et à la jauge. Parallèlement à ceci, des photographies des cibles sont réalisées. À partir de ces photographies, il est possible de déterminer l'angle de rotation de chacune des cibles tout au long de l'essai. À partir de la mesure des longueurs entre les cibles L et l , il est possible de calculer les taux de rotation auxquels sont soumis l'éprouvette et la jauge. Connaissant le comportement de la jauge, le moment de torsion auxquels elle est soumise peut être déterminé à partir de son taux de rotation. L'éprouvette et la jauge étant en série, l'éprouvette est donc soumise à ce même moment de torsion. Finalement, ce test donne donc accès à l'évolution du moment de torsion dans l'éprouvette en fonction de son taux de rotation.



La méthode présentée section 3.3.2 a ensuite été utilisée sur ces résultats expérimentaux. La base de fonctions $\{S_k\}$ a été choisies comme un jeu de 6 splines de répartition quadratique dans le cas de l'acier (Fig. 3.16, (a)), et comme un jeu de 10 splines de répartition quadratique dans le cas du cuivre (Fig. 3.16, (b)). En effet, l'échantillon d'acier présentant un comportement très linéaire, un jeu de 6 splines a été suffisant pour l'utilisation de la

méthode d'identification.

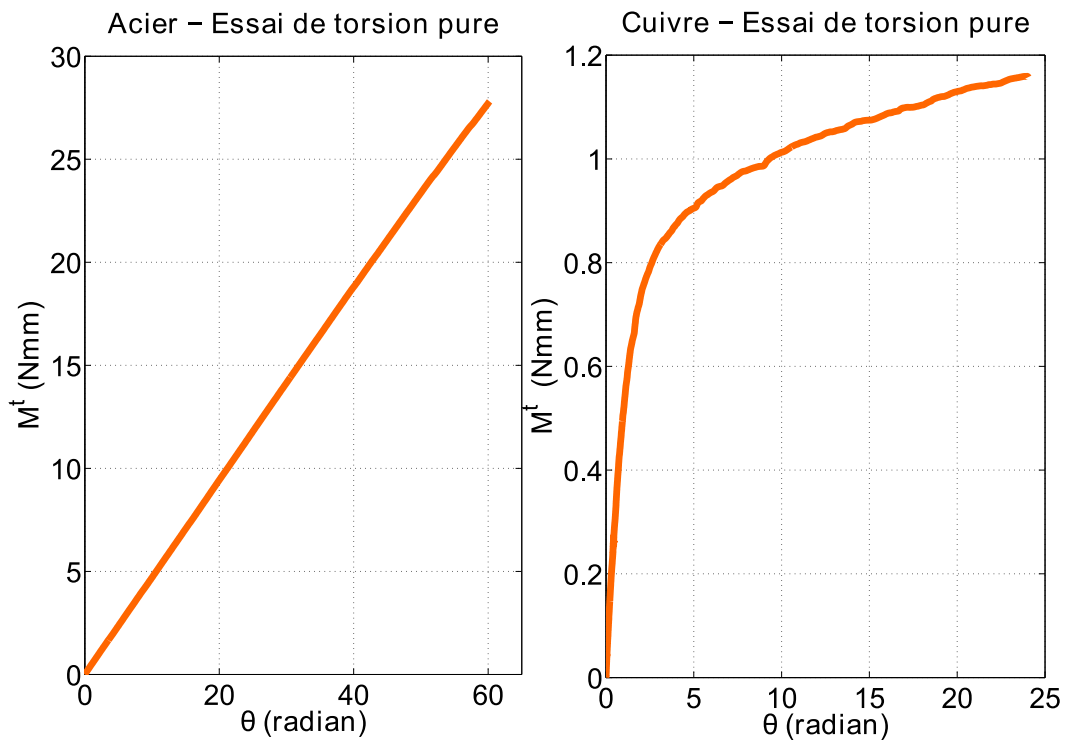


FIGURE 3.15: Résultats des essais de torsion pure : (a) échantillon d'acier écrouit, (b) échantillon de cuivre recuit.

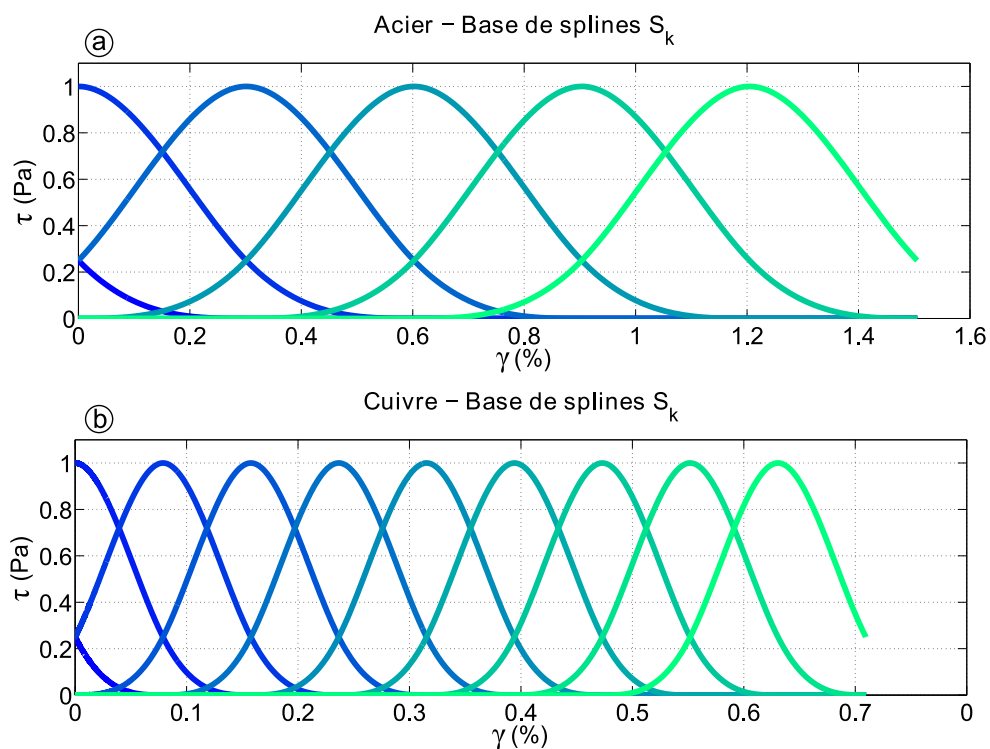


FIGURE 3.16: Cas de la torsion pure expérimentale-Base de splines $\{S_k\}$ utilisée : (a) cas de l'acier, (b) cas du cuivre.

Connaissant la section de chacune des éprouvettes étudiées, les fonctions $\{U_k\}$ correspondantes ont été calculées (Fig. 3.17).

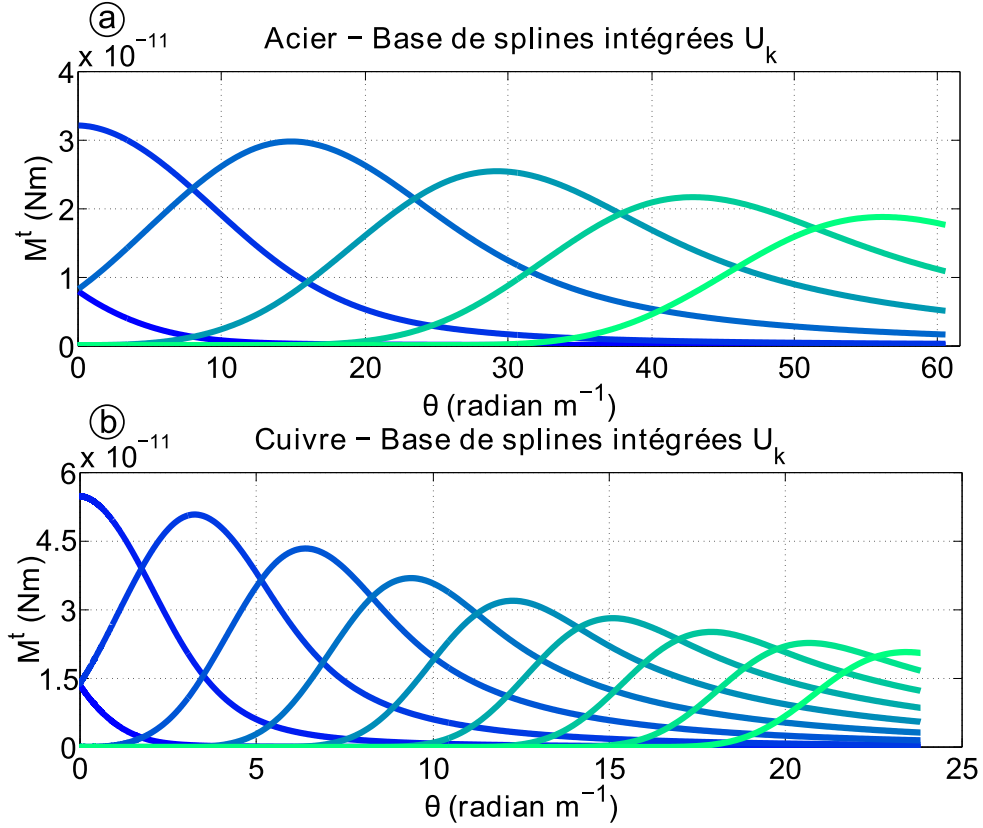


FIGURE 3.17: Cas de la torsion pure expérimentale-Base de splines intégrées $\{U_k\}$ utilisée : (a) cas de l'acier, (b) cas du cuivre.

Cas de l'acier : résultats

Dans le domaine linéaire-élastique, la contrainte de cisaillement τ est censée évoluer de manière linéaire avec le taux de cisaillement (équation 3.13) :

$$\tau(\gamma) = \gamma G \quad (3.42)$$

où G est le module de cisaillement. En utilisant les résultats obtenus lors de l'essai de flexion pure, il est possible d'identifier le module de cisaillement de l'acier $G_{acier}^{exp} = 77$ GPa. En guise de validation, il peut donc être intéressant de comparer le module de cisaillement obtenu par la méthode d'identification G_{acier}^{id} à celui qui a été déterminé de manière expérimentale G_{acier}^{exp} .

La fonction identifiée par la méthode semble en accord avec la théorie (Fig. 3.18) :

- la loi contrainte-déformation en cisaillement qui a été identifiée présente une très bonne linéarité;
- le module de cisaillement obtenu à partir de la loi identifiée est de $G_{acier}^{id} = 76.5$ GPa, soit une erreur de 0.6 % par rapport au module identifié expérimentalement $G_{acier}^{exp} = 77$ GPa;

La méthode a donc été capable d'identifier de manière fiable la loi contrainte-déformation en cisaillement pur de l'acier étudié.

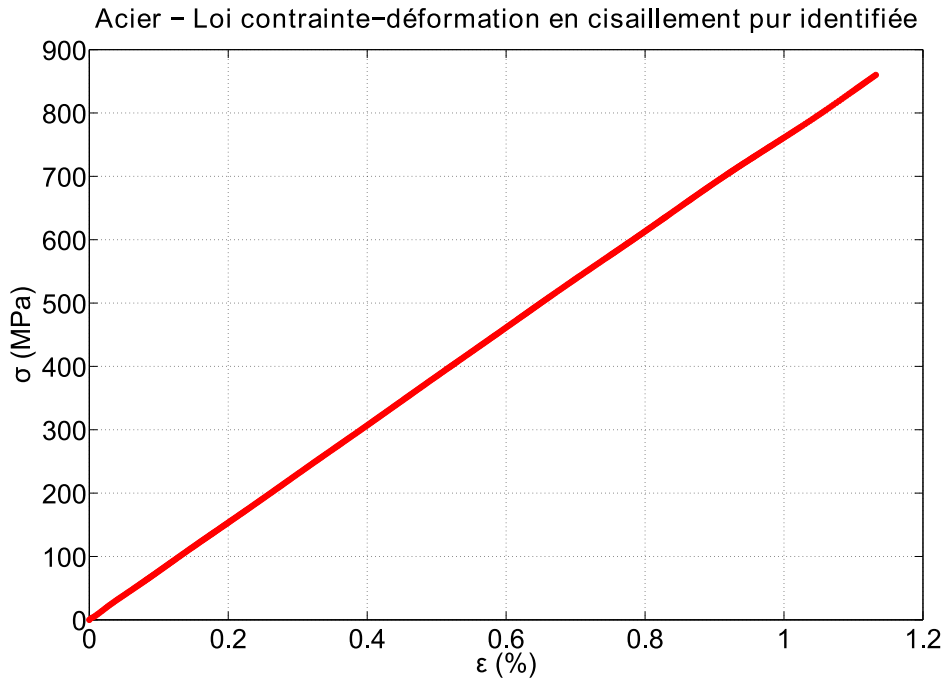


FIGURE 3.18: Cas de la torsion pure expérimentale sur l’acier : loi contrainte-déformation en cisaillement pur identifiée par la méthode.

Cas du cuivre : résultats

Dans l’espace de Von Mises, il est possible de comparer la loi contrainte-déformation en traction uni-axiale à la loi contrainte-déformation en cisaillement pur. Pour ce faire, il est nécessaire de calculer les contraintes et déformations de Von Mises équivalentes, soit dans le cas de la torsion :

$$\sigma_{Mises} = \sqrt{3}\tau \quad (3.43)$$

$$\varepsilon_{Mises} = \frac{\gamma^{plastique}}{\sqrt{3}} \quad (3.44)$$

Le cuivre ayant été plastifié durant l’essai de torsion, il est intéressant d’étudier l’évolution de la contrainte en fonction de la déformation plastique, soit dans le cas de la traction uni-axiale :

$$\varepsilon_{traction}^{plastique} = \varepsilon - \varepsilon^{élastique} = \varepsilon - \frac{\sigma}{E} \quad (3.45)$$

où σ est la fonction contrainte en traction uni-axiale et E le module d’Young du matériau. Dans le cas de la torsion pure la déformation plastique équivalente s’exprime comme :

$$\varepsilon_{cisaillement}^{plastique} = \varepsilon_{Mises} = \frac{\gamma - \gamma^{élastique}}{\sqrt{3}} = \frac{\gamma - \frac{\tau}{G}}{\sqrt{3}} \quad (3.46)$$

En guise de validation de la méthode, la loi contrainte-déformation en cisaillement pur identifiée a été comparée à la loi contrainte-déformation en traction uni-axiale dans l’espace des contraintes de Von Mises.

Pour ce faire, un essai de traction uni-axiale a été réalisé à température ambiante sur un échantillon de cuivre recuit à l’aide de la machine de traction EPLEXOR 500 N équipée d’un capteur 500 N. Le module d’élasticité ainsi obtenu est de $E_{cuivre}^{exp} = 114$ GPa ce qui

est en accord avec les valeurs généralement présentées dans la littérature [Li and Zinkle, 2012; Sandström et al., 2009]. Le module de cisaillement a quant à lui été identifié à partir de l'essai de torsion pure comme $G_{cuivre}^{exp} = 49$ GPa ce qui est légèrement supérieur aux valeurs usuelles [Li and Zinkle, 2012].

Connaissant les modules G_{cuivre}^{exp} et E_{cuivre}^{exp} , la loi contrainte-déformation en cisaillement pur identifiée par la méthode à partir de l'essai de torsion pure a pu être comparée aux résultats de l'essai de traction uni-axiale dans l'espace de Von Mises (Fig. 3.19). La différence relative moyenne entre ces deux courbes est de -2.4 MPa (-8.8 %). Une fois encore il est possible de noter la présence d'un phénomène oscillatoire. Ce phénomène était très négligeable dans le cas de lois numériques (section 3.3.4.1). Une étude plus approfondie a montré que ce phénomène était plus important dans le cas d'un essai réel, où les résultats sont entachés d'erreurs inhérentes à l'expérimental. Il semblerait qu'il soit possible de diminuer l'influence de ce phénomène en procédant à un filtrage des données expérimentales. Cependant, cet aspect n'ayant que très succinctement été étudié, il ne sera pas d'avantage développé dans cette thèse. Des travaux ultérieurs seront menés afin de caractériser plus finement l'origine et l'influence de ce phénomène. Cependant, compte tenu du fait que cette identification intègre les résultats de deux essais expérimentaux différents, il est légitime de considérer que ce niveau de différence entre la traction expérimentale et la loi identifiée est très satisfaisant.

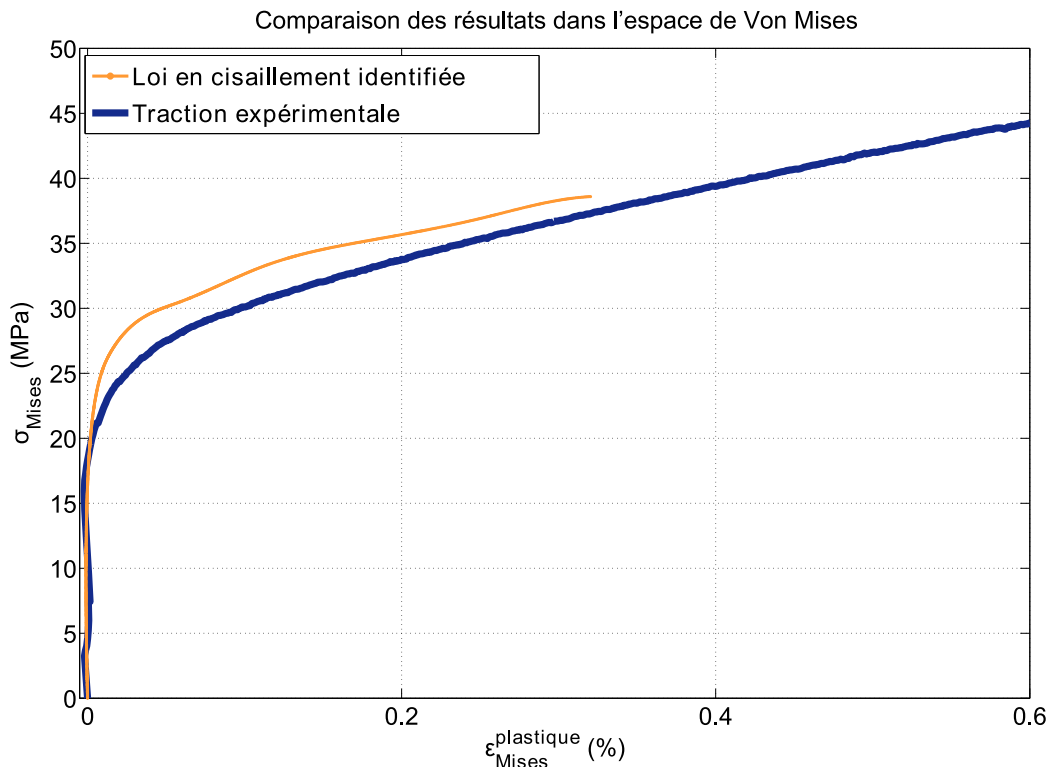


FIGURE 3.19: Cas de la torsion pure expérimentale sur le cuivre : comparaison de la loi contrainte-déformation en cisaillement pur identifiée avec le comportement en traction uni-axiale dans l'espace de Von Mises.

En définitive, ces résultats confirment que notre méthode peut être utilisée de manière fiable afin d'identifier une loi contrainte-déformation en cisaillement pur à partir de l'essai

en torsion pure correspondant.

Validation expérimentale en flexion pure

Un essai de traction uni-axiale a été réalisé sur un fil de cuivre recuit de 0.6 mm de diamètre avec la machine Gabo EPLEXOR 500 N équipée d'un capteur de force 500 N. Cet essai a fourni la loi contrainte-déformation en traction uni-axiale du matériau étudié (Fig. 3.20, (a)). Au moyen du dispositif présenté section 3.2.2, un essai de flexion pure a également été réalisé sur le même type d'échantillon. Le moment de flexion M_O^{flex} ainsi que la courbure C ont été mesurés durant l'essai (Fig. 3.20, (b)). La méthode détaillée section 3.3.3 a ensuite été utilisée avec comme données d'entrée les résultats expérimentaux obtenus précédemment (Fig. 3.20). La méthode a été mise en oeuvre avec deux étapes d'initialisation de la récurrence différentes :

- $f_0^c(\varepsilon_{zz}^{comp}) = -f^{tens}(-\varepsilon_{zz}^{comp})$ (i) ;
- $f_0^c(\varepsilon_{zz}^{comp}) = -0.7 f^{tens}(-\varepsilon_{zz}^{comp})$ (ii) ;

Le but de l'initialisation (ii) est d'étudier la robustesse de la méthode lorsque la valeur initiale de f_0^c est significativement différente de la fonction f^{comp} recherchée.

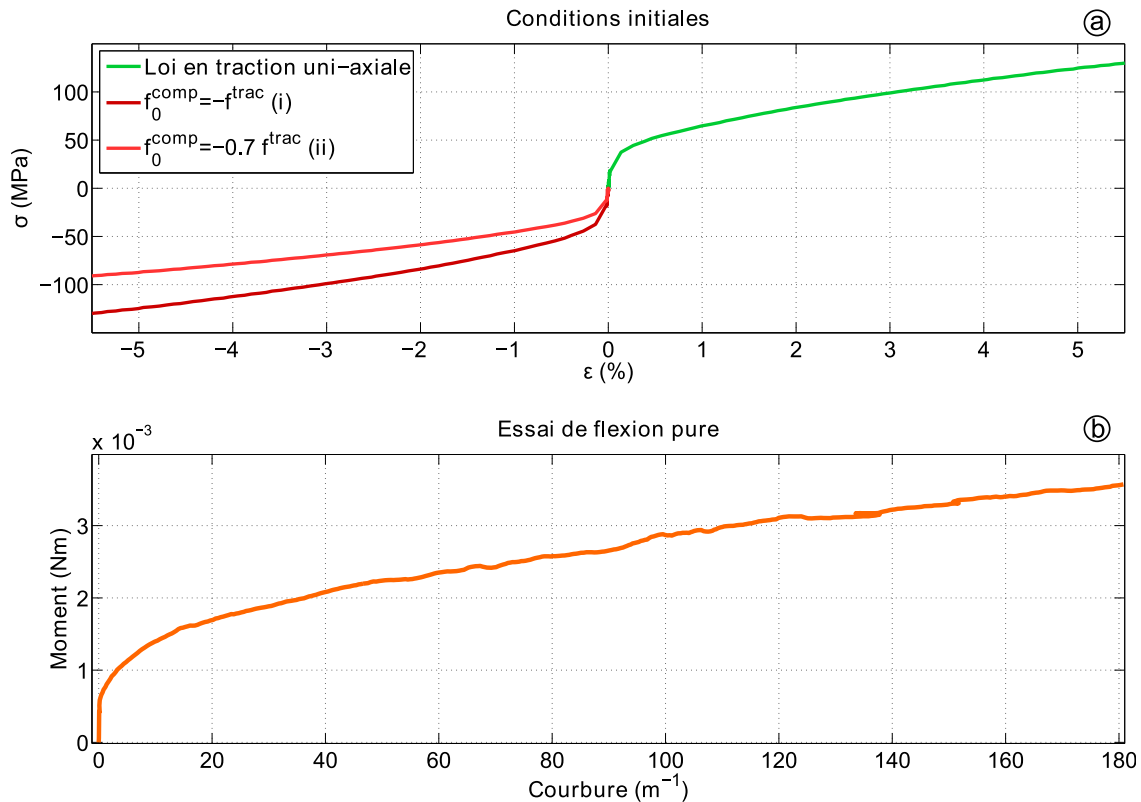


FIGURE 3.20: Données d'entrée utilisées pour la méthode : (a) lois en traction et compression uni-axiale, (b) relation moment-courbure obtenue lors de l'essai expérimental de flexion pure.

La base de fonctions S_k a été choisie comme un jeu de 5 splines cubiques (Fig. 3.21, (a)). Ce nombre de splines peut sembler relativement faible, cependant compte tenu du phénomène oscillatoire constaté lors de la validation numérique, il s'est avéré que cette

base réalisait un bon compromis entre richesse et stabilité. Connaissant la section S du spécimen étudié, les fonctions $U_{k=1..n}$ correspondantes ont été calculées (Fig. 3.21, (b)).

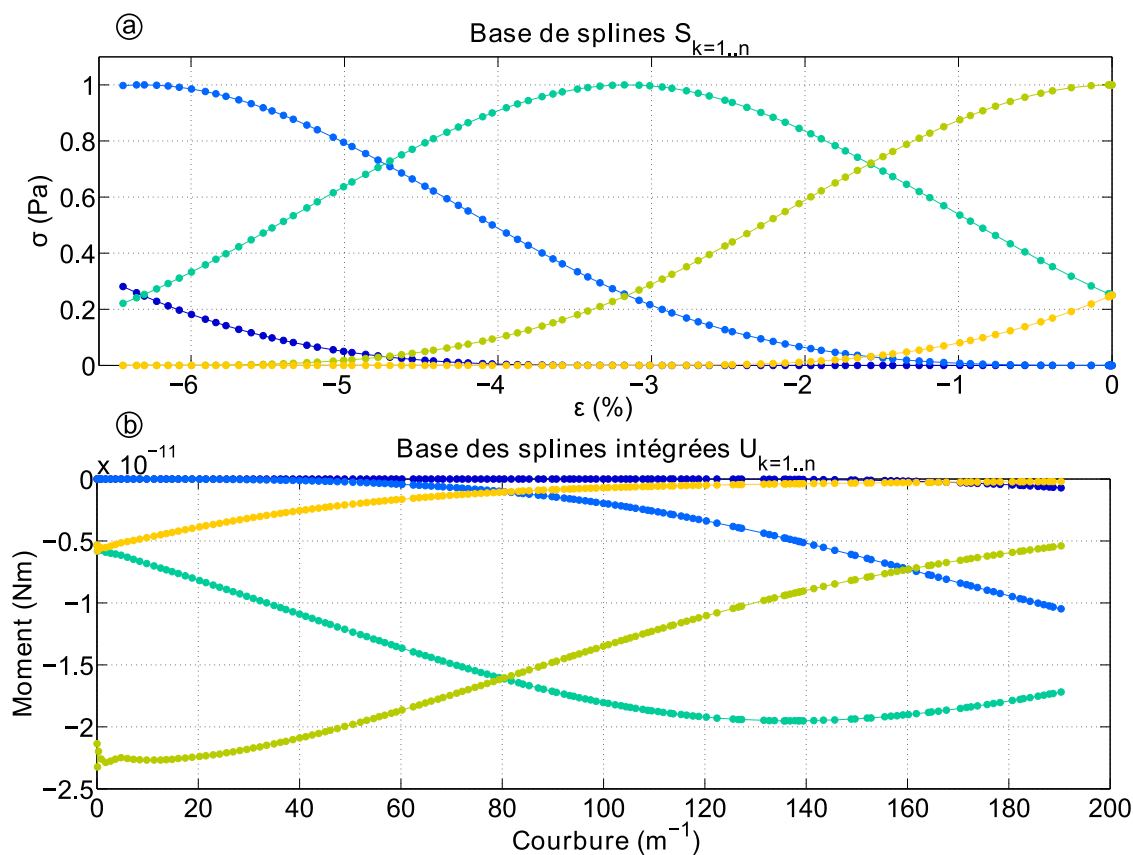


FIGURE 3.21: Cas de la flexion pure expérimentale-Bases utilisées : (a) base de splines S_k , (b) base de splines intégrées $U_{k=1..n}$ correspondante.

Selon [Sandström et al., 2009], le cuivre recuit présente une symétrie en traction-compression ; pour chacune des conditions initiales la loi identifiée f^{comp} devrait donc être :

$$f^{comp} = -f^{trac} \quad (3.47)$$

La conséquence directe de ce résultat est que la position de la surface neutre y_0 devrait être superposée à celle de la ligne médiane du fil en $y = 0$. Dans ces conditions, il est possible de comparer la fonction identifiée f^{comp} à la fonction $-f^{trac}$ afin de calculer l'erreur d'identification.

Résultats

Les lois en compression identifiées avec les conditions (i) et (ii) sont toutes deux symétriques par rapport aux résultats de l'essai de traction uni-axiale (Fig. 3.22, (a) et (c)).

Dans le cas (i), la méthode a été en mesure d'identifier la loi en compression avec une erreur relative moyenne de -740 kPa (0.5 %). La fonction f_0^{comp} choisie pour débiter les itérations étant la fonction recherchée, ce test confirme avant tout la validité des résultats expérimentaux utilisés comme donnée d'entrée. En ce qui concerne la position de la surface

neutre y_0 , le ratio $\frac{y_0}{r}$ a été identifié avec une erreur relative moyenne de 0.13 % (Fig. 3.22, (b)). Les oscillations qui peuvent être observées dans l'évolution du ratio $\frac{y_0}{r}$ correspondent à la précision de la méthode de dichotomie utilisée.

Dans le cas (ii), la méthode a été moins performante et a fourni une identification de la loi en compression avec une erreur relative moyenne de -463 kPa (1.8 %), et une identification du ratio $\frac{y_0}{r}$ avec une erreur relative moyenne de -0.84 % (Fig. 3.22, (d)).

Discussion

Les lois contrainte-déformation en compression uni-axiale identifiées sont toutes les deux symétriques par rapport à la loi contrainte-déformation en traction uni-axiale (comme attendu). Ces résultats démontrent donc que notre méthode est en mesure de procurer une bonne estimation de la loi contrainte-déformation en compression uni-axiale, avec une erreur relative moyenne de moins de 2 % (cas (ii)). La méthode est également en mesure d'identifier la position de la fibre neutre y_0 avec une excellente précision (erreur relative moyenne de moins de 1 %). Dans le cas (ii), la fonction en compression uni-axiale identifiée présente un caractère oscillatoire. Ce phénomène (qui avait déjà été observé pour des données simulées, cf section 3.3.4.1) est très dépendant de la base de splines $\{S_k\}$ choisie (et en particulier du nombre de splines n qu'elle contient), ainsi que du bruit expérimental. Une étude détaillée de ce phénomène devra être réalisée ultérieurement, afin de mieux comprendre l'influence du choix de la base $\{S_k\}$ et du bruit expérimental.

Il est néanmoins intéressant de noter que la méthode intègre les erreurs expérimentales provenant de l'essai de traction uni-axiale et de l'essai de flexion pure. Le fait qu'elle soit capable de fournir une estimation très correcte de la loi en compression confirme donc sa robustesse. Enfin, même si la méthode n'est pas en mesure de fournir une estimation exacte de la loi en compression, elle est en revanche tout à fait adaptée pour se faire une idée relativement précise du comportement en compression du matériau.

3.3.5 Conclusion

Une méthode permettant l'exploitation des résultats obtenus lors d'essais à champ de contrainte hétérogène a été présentée. Cette méthode permet l'identification de lois contrainte-déformation telles que celle en cisaillement pur ou celle en compression uni-axiale. La méthode a été testée avec des résultats numériques issus de simulations et expérimentaux obtenus sur des matériaux au comportement bien connu : du cuivre recuit et de l'acier écroui. Dans le cas des essais expérimentaux de torsion pure, il a été possible d'identifier le module de cisaillement de l'acier avec une erreur de 0.6 %, ainsi que la loi contrainte-déformation en cisaillement pur du cuivre avec une erreur relative moyenne de -2.4 MPa (-8.8 %). De même, en utilisant les résultats expérimentaux issus d'un essai de traction uni-axiale et d'un essai de flexion pure, la méthode a fourni une identification de la loi contrainte-déformation en compression uni-axiale du cuivre avec une erreur relative moyenne de -463 kPa (1.8 %), et de la position de la surface neutre y_0 avec une erreur relative moyenne de 0.84 %. Cette méthode est donc tout à fait adaptée pour déterminer le comportement mécanique d'échantillons filiformes, tels que le fil et le tube entrant dans la composition du stent.

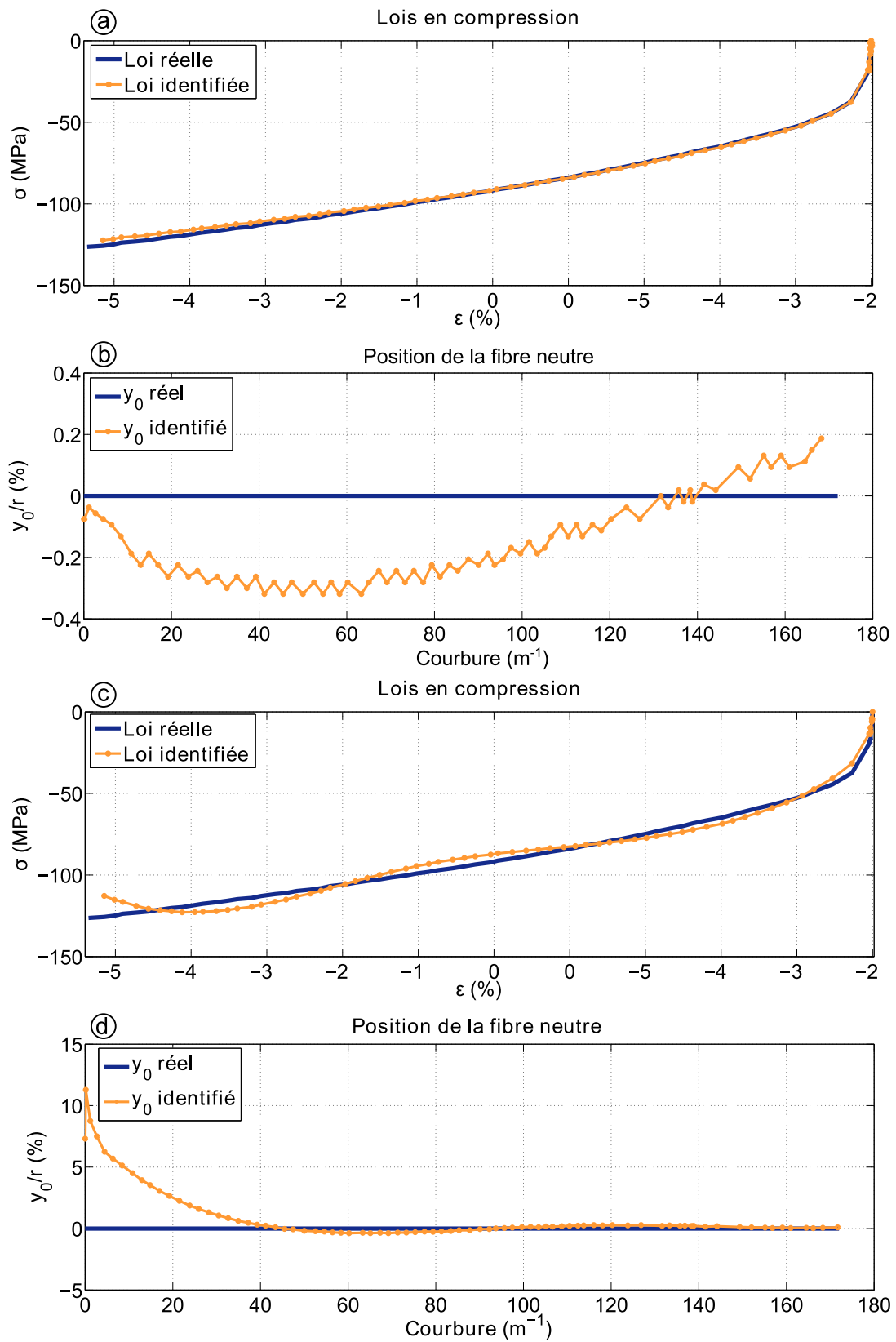


FIGURE 3.22: Cas de la flexion pure expérimentale - Résultats de la méthode d'identification : (a) loi en compression identifiée cas (i), (b) position de la surface neutre y_0 identifiée cas (i), (c) loi en compression identifiée cas (ii), (d) position de la surface neutre y_0 identifiée cas (ii).

3.4 Conclusion

Afin de pouvoir caractériser le comportement mécanique des éléments constitutifs du stent, divers outils et méthodes ont été développés. Tout d'abord, un dispositif permettant de réaliser des essais expérimentaux de flexion pure a été conçu. Le système en question a pour but l'identification de la loi moment de flexion-courbure de divers échantillons. Ce dispositif est notamment basé sur l'utilisation de deux joints de Cardan permettant de charger une éprouvette avec un couple pur, tout en s'affranchissant des efforts parasites. De par sa conception originale, cet appareil permet d'explorer une large gamme de rayons de courbure sur des échantillons filiformes : jusqu'à 5 mm de rayon de courbure pour un fil initialement droit de 0.5 mm de diamètre. Des essais préliminaires sur des échantillons de matériaux bien connus (cuivre recuit et acier écroui) ont permis de valider les capacités du dispositif. Le système présenté est donc particulièrement adapté pour la caractérisation en flexion pure d'éléments filiformes tels que ceux constituant le stent.

Dans le but de dimensionner plus finement le stent, il serait intéressant de disposer des lois de comportement contrainte-déformation des éléments fil et tube. De par la géométrie filiforme de ces éléments, certains essais (tels la compression uni-axiale) ne peuvent être réalisés. Un moyen d'accéder aux lois de comportement voulues est de réaliser des essais faisant intervenir des champs de contrainte non uniforme (tels que la flexion pure ou la torsion pure), et d'extraire des résultats expérimentaux les informations relatives aux lois en question. Ceci implique la résolution d'un problème inverse hautement non linéaire. Une méthode a été développée afin de résoudre ce type de problème. Entre autre, cette méthode permet l'identification de la loi contrainte-déformation en cisaillement pur à partir d'un essai de torsion pure ainsi que la loi contrainte-déformation en compression uni-axiale à partir d'essais de flexion pure et de traction uni-axiale. Les capacités de cette méthode ont été évaluées dans le cas d'essais simulés numériquement, et dans le cas d'essais expérimentaux. À chaque fois, la méthode a été en mesure de fournir une estimation très convenable des lois recherchées. Cependant, dans les deux cas, un phénomène oscillatoire a pu être observé sur les fonctions identifiées. Ce phénomène est principalement dû au bruit d'origine expérimentale ainsi qu'à la richesse de la base de splines choisie. Une étude plus approfondie de l'influence de ces deux paramètres permettrait de s'affranchir de ces oscillations, et d'améliorer sensiblement la précision de la méthode. Cette étude n'a malheureusement pu être menée durant cette thèse et sera l'objet de travaux futurs. Au-delà de l'identification de lois de comportement, cette méthode permettra l'étude de phénomènes plus particuliers tels que l'asymétrie traction-compression, le phénomène de localisation,...

En conclusion, l'utilisation combinée des outils présentés dans cette partie devrait permettre une caractérisation exhaustive du comportement mécanique des éléments fil et tube constituant le stent.

Étude du comportement mécanique des alliages Nickel-Titane

4.1 Introduction

Le stent présenté dans cette thèse est basé sur l'utilisation d'un fil et d'un tube d'alliage Nickel-Titane se déformant en flexion. De par la géométrie filiforme de ces éléments et le comportement mécanique atypique du Nickel-Titane, il est difficile de prédire numériquement le comportement de ces éléments. Des méthodes expérimentales et numériques ont donc été développées afin de pouvoir convenablement caractériser le comportement mécanique des éléments constitutifs du stent. Ces méthodes, présentées au Chapitre 3, ont été mises en oeuvre pour différents états de Nickel-Titane de composition Ti 50.8 %at Ni. Ce faisant, il a été possible d'étudier l'influence du traitement thermique sur le comportement mécanique de fils et tubes de Nickel-Titane. Dans ce chapitre sont présentés les résultats expérimentaux et numériques ainsi obtenus.

4.2 Le Nickel-Titane

L'alliage équi-atomique de Ni-Ti est un alliage dit à mémoire de forme. Cette propriété du NiTi a été décrite pour la première fois en 1963 par Buehler *et al.* [Buehler *et al.*, 1963]. D'autres alliages à mémoire de forme avaient été décrits auparavant, notamment l'alliage Au-Cd [Otsuka and Ren, 2005], mais n'étaient pas parvenus à attirer l'attention de la communauté scientifique de manière aussi significative. En effet, au-delà de ses propriétés de mémoire de forme, le NiTi présente des caractéristiques permettant un vaste domaine d'applications. Dans cette section sont détaillées les caractéristiques mécaniques du NiTi, nécessaires à la compréhension des résultats présentés par la suite. Pour plus de détails, une revue très complète des alliages Nickel-Titane a été réalisée par Otsuka and Ren [2005].

4.2.1 Comportement général des différents états cristallographiques

Le comportement du NiTi dépend de sa structure cristallographique (aussi appelée phase). On distingue trois phases différentes dans le NiTi :

- la phase martensitique $B19'$ (M), correspondant à une phase d'arrangement monoclinique (Fig. 4.1, (a));
- la phase austénitique $B2$ (A), correspondant à une phase d'arrangement cubique centrée (Fig. 4.1, (c));
- la phase R $B2'$, phase transitoire pouvant apparaître lors du passage de (A) vers (M), et d'arrangement rhomboédrique (Fig. 4.1, (b)).

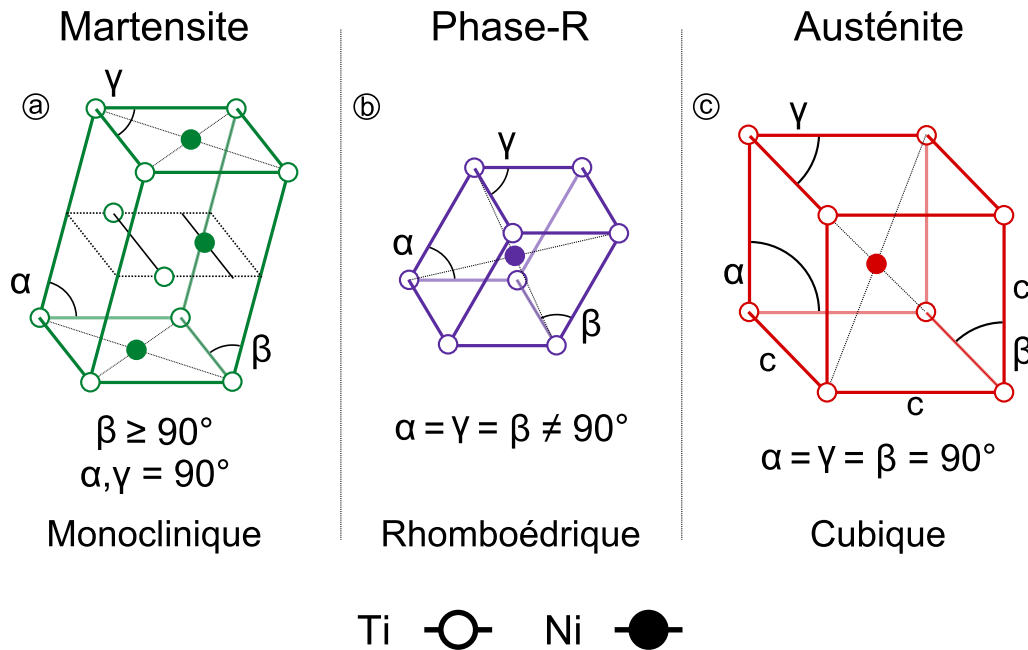


FIGURE 4.1: Structures cristallines des différentes phases solide du NiTi : (a) martensite, (b) phase-R, (c) austénite.

L'état cristallographique d'un échantillon de NiTi peut être modifié en jouant sur sa température, ou en le soumettant à un champ de contraintes. Il est donc possible de définir un diagramme de phase contrainte-température représentant les divers domaines d'existence des différents états cristallographiques (Fig. 4.2), ayant chacun leur propre comportement mécanique. Ces différents domaines sont délimités par les droites de début et de fin de transformation de phase. Sous contrainte nulle :

- pour un matériau initialement martensitique, la transformation de la phase (M) en phase (A) débute au chauffage à A_s ("Austenite start"), pour se terminer à A_f ("Austenite finish", Fig. 4.2);
- de même, pour un matériau initialement austénitique, la transformation de la phase (A) en phase (M) débute au refroidissement à M_s ("Martensite start") pour se terminer à M_f ("Martensite finish", Fig. 4.2).

À température donnée, trois comportements particuliers peuvent être observés : le comportement ferro-élastique à $T < M_f$ (Fig. 4.2, (1)), le comportement super-élastique à $T > A_f$ (Fig. 4.2, (2)), ainsi que le comportement élasto-plastique à température plus élevée (Fig. 4.2, (3)). Les propriétés de mémoire de forme et de super-élasticité du NiTi sont obtenues lors du passage d'une phase solide à l'autre ((A) vers (M) ou (M) vers (A)).

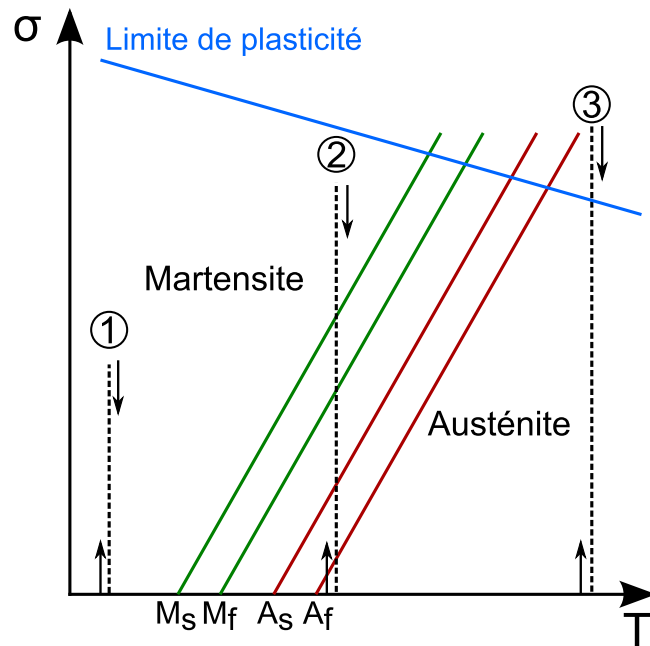


FIGURE 4.2: Diagramme de phase contrainte-température : (1) cycle de charge décharge pour un comportement ferro-élastique, (2) cycle de charge décharge pour un comportement super-élastique, (3) cycle de charge décharge pour un comportement élasto-plastique.

Comme cela a été expliqué précédemment (Section 1.4.1), les températures de transition entre les différentes phases (M_s , M_f , A_s et A_f) peuvent être ajustées via des traitements thermiques.

4.2.1.1 Phase martensitique : comportement ferro-élastique

Pour une température $T < M_f$, le matériau est uniquement constitué de martensite B19' (M). Le matériau présente alors un comportement ferro-élastique. Schématiquement, lors du chargement de l'échantillon, la martensite va tout d'abord se déformer de manière élastique avec un module d'élasticité apparent E_M (Fig. 4.3, zone A). À partir d'un certain niveau de déformation, les cristaux de martensite vont commencer à s'orienter selon une direction préférentielle dictée par le chargement, donnant naissance à de la martensite orientée (Fig. 4.3, zone B). Une fois tous les cristaux orientés, le matériau présente un comportement élasto-plastique standard (Fig. 4.3, zone C). Lors de la décharge, une portion de la martensite orientée peut retrouver sa disposition aléatoire initiale.

4.2.1.2 Phase austénitique : comportement super-élastique et élasto-plastique

Si à la suite d'un chauffage la température T a dépassé A_f , alors tout le matériau s'est transformé et est donc uniquement constitué d'austénite (A). Dans ce cas de figure, le matériau présente un comportement super-élastique. Schématiquement, lors du chargement de l'échantillon, l'austénite va se déformer de manière élastique avec un module d'élasticité apparent $E_A > E_M$ (Fig. 4.4, zone A), ce qui explique qu'un même échantillon semble bien plus rigide en phase austénitique qu'en phase martensitique. À un certain niveau

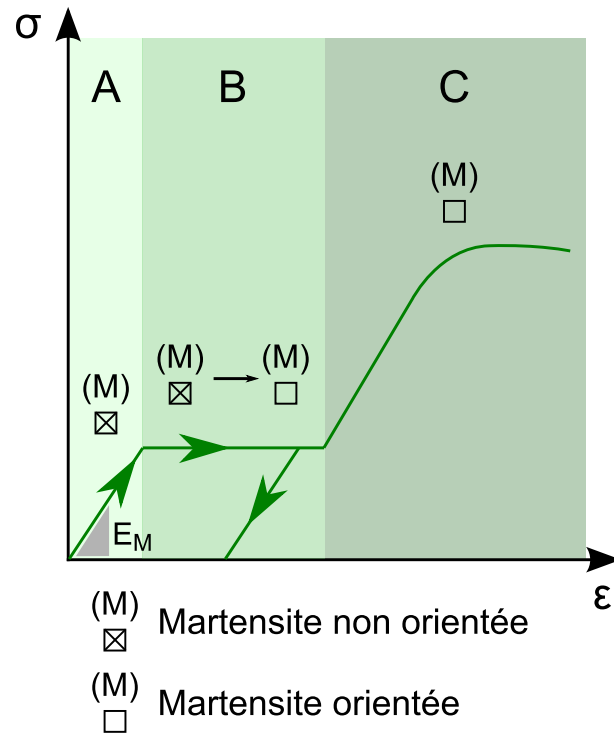


FIGURE 4.3: Comportement ferro-élastique de la martensite pour $T < M_f$.

de déformation, la phase (A) se transforme en phase (M) orientée (Fig. 4.4, zone B à la charge). Il est intéressant de noter que ce changement de phase ne fait pas intervenir de diffusion. Une fois tout le matériau transformé en phase (M) orientée, il possède un comportement élasto-plastique similaire à celui décrit précédemment (Fig. 4.4, zone C). Lors de la décharge, la phase (M) orientée va se re-transformer en austénite (A), mais à un niveau de contrainte plus faible que celui de la transformation précédente (Fig. 4.4, zone B à la décharge) : une hystérésis est alors observée. Une fois toute la phase (M) transformée en phase (A), le comportement sera de nouveau purement élastique (Fig. 4.4, zone A). Sachant que la déformation de transformation maximale est de l'ordre de 10%, il est possible de réaliser des cycles de charge-décharge jusqu'à ce niveau de déformation sans induire de déformation résiduelle : c'est le phénomène de super-élasticité.

Il est possible de définir une température T_p , au-delà de laquelle le matériau atteindra la plasticité avant d'avoir débuté sa transformation de (A) vers (M). Ainsi, pour une température $A_f < T_p < T$, le matériau présente un comportement élasto-plastique standard (Fig. 4.5).

4.2.1.3 L'effet mémoire de forme

Jusqu'à présent, les comportements mécaniques du NiTi ont été décrits pour une température constante T , lors de cycles de charge-décharge. Comme expliqué précédemment, le comportement du NiTi est tout aussi dépendant de son état de contrainte que de sa température. Il est donc possible de décrire le comportement d'un échantillon de NiTi subissant un balayage en température à un niveau de contrainte fixé.

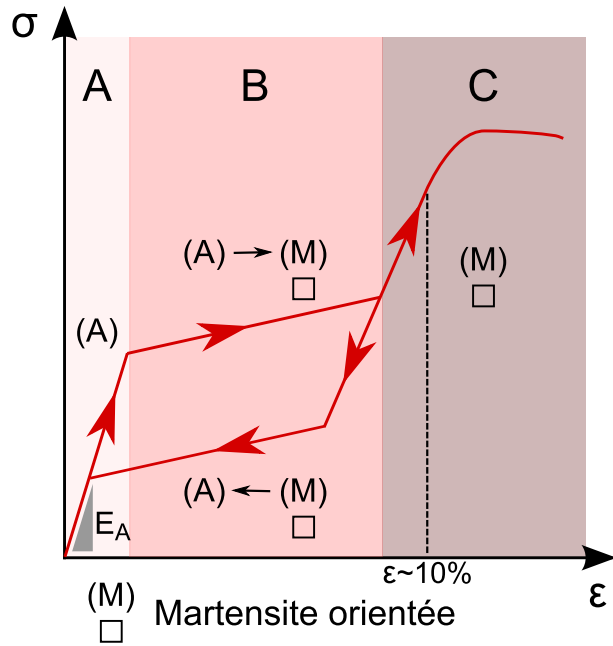


FIGURE 4.4: Comportement superélastique de l'austénite pour $T > A_f$.

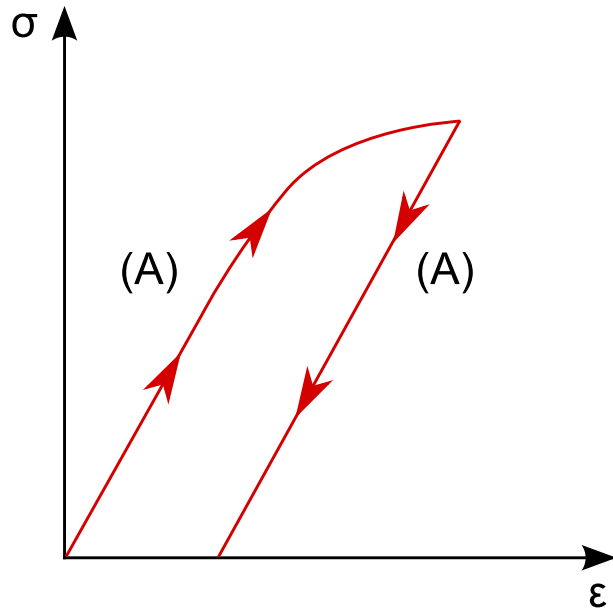


FIGURE 4.5: Comportement élasto-plastique l'austénite pour $T > T_p > A_f$.

Soit un échantillon de NiTi ayant subi un traitement thermique avec une géométrie d'éducation donnée, puis un refroidissement à $T < M_f$. Initialement, le matériau est uniquement constitué de martensite B19' non orientée (Fig. 4.6, (1)). Cet échantillon est ensuite soumis à un chargement suffisamment intense pour induire l'orientation d'une partie de la martensite, tout en évitant d'atteindre la plasticité (Fig. 4.6, (2)). Lors de la décharge, seulement une portion de la martensite orientée est transformée en martensite non-orientée : l'échantillon est alors déformé de manière permanente (Fig. 4.6, (3)). La

température de l'échantillon est alors augmentée de manière à atteindre $T > A_f$. Ce faisant, tous les cristaux de martensite sont transformés en cristaux d'austénite. Les cristaux de martensite orientée qui étaient responsables de la déformation permanente sont transformés. L'échantillon retrouve alors sa géométrie initiale à déformation nulle (Fig. 4.6, (4)) : c'est l'effet mémoire de forme.

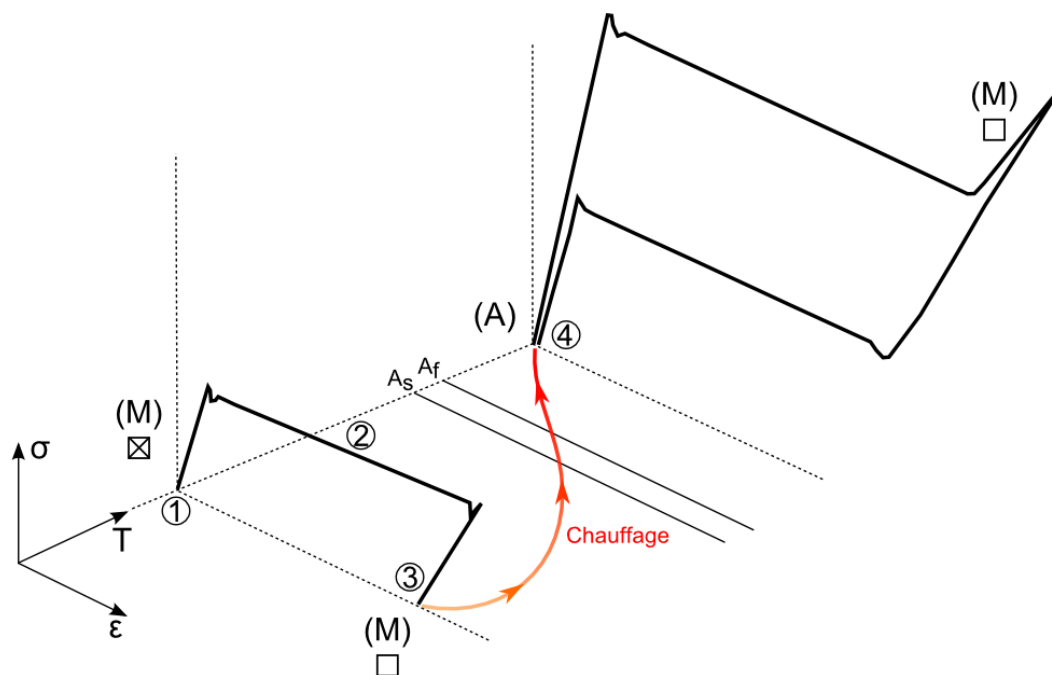


FIGURE 4.6: Effet mémoire dans un alliage NiTi.

4.2.1.4 La phase R

Sous certaines conditions, la transformation de (A) vers (M) n'est pas directe et une phase intermédiaire est alors formée : c'est la phase R. La transformation s'effectue alors de (A) vers (R), puis de (R) vers (M). Les modifications du comportement mécanique correspondantes sont présentées Fig. 4.7. Cette phase cristallographique n'ayant pas une place centrale dans cette thèse, elle ne sera pas détaillée d'avantage.

4.2.2 Cas particulier du fil de NiTi brut d'étirage (Cold-Worked) : influence des traitements thermiques

Les fils de NiTi utilisés dans cette thèse sont obtenus par étirage d'un bloc de NiTi. L'obtention d'un fil nécessite plusieurs passes d'étirage successives, chacune d'elle permettant de réduire d'avantage le diamètre de l'échantillon. Les premières passes d'étirage sont réalisées à chaud, et sont ensuite suivies par une succession de passes d'étirage à froid entrecoupées de recuits. Lors de la dernière passe d'étirage à froid, le recuit n'a pas lieu (justifiant l'appellation anglophone "Cold-Worked"). Ce procédé de fabrication soumet le fil à des contraintes très importantes, ainsi qu'à de fortes températures. Le fil ainsi obtenu possède alors une structure micro-cristalline complexe et très déformée : un mélange

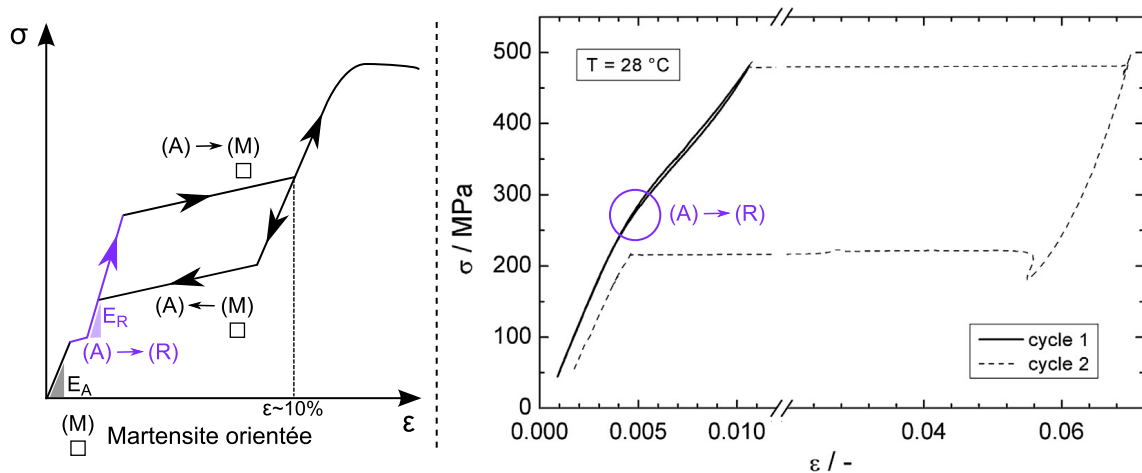


FIGURE 4.7: (a) Comportement super-élastique de l'austénite pour $T > A_f$ avec apparition de phase R, (b) influence de la phase R lors d'un essai de traction [Olbricht et al., 2013]. Il est possible de noter la présence d'un point d'inflexion caractéristique (cercle violet).

d'austénite, de martensite B19' non orientée et d'une phase amorphe [Delville et al., 2010]. Comme son nom l'indique, la phase amorphe ne possède pas de structure cristalline et les atomes de Ni et de Ti s'y répartissent de manière aléatoire. Un des matériaux amorphe le plus souvent rencontré est le verre, qui ne présente pas de structure cristalline. Les métaux constitués d'une phase amorphe sont donc désignés sous le nom de verres métalliques. De par leur structure amorphe, ces matériaux ne permettent pas l'apparition de nouvelles dislocations mobiles ou de glissement. Ces modes de déformation plastique à basse énergie n'étant pas accessibles, il est nécessaire d'atteindre de hauts niveaux d'énergie pour induire la plastification de ces matériaux [Aljerf, 2011]. L'une des conséquences de ce phénomène est que les verres métalliques présentent une limite élastique élevée, bien supérieure à celle de l'alliage cristallin équivalent [Aljerf, 2011]. Ces matériaux présentent cependant un comportement fragile à température ambiante, et leur rupture intervient sans qu'une déformation plastique significative soit observée [Aljerf, 2011]. Une autre conséquence majeure du processus d'étirage est la formation d'un grand nombre de dislocations et de défauts dans les cristaux, qui vont permettre de stabiliser la phase martensitique, limitant ainsi sa transformation [Lin et al., 1991].

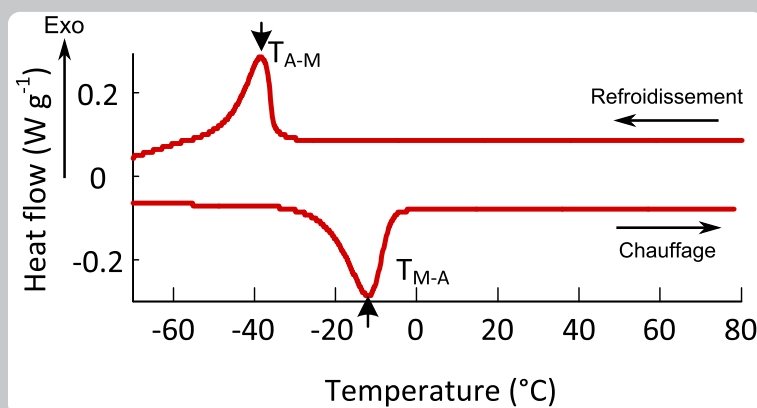
Un moyen d'étudier les processus de transformation de phase au sein du NiTi brut d'étirage est de réaliser un essai de *Differential Scanning Calorimetry* (DSC).

DSC

La DSC est une technique expérimentale ayant pour but d'étudier les changements de phase telle que la solidification ou la fusion, mais également les phénomènes de recristallisation et de changement de phase qui sont au coeur du fonctionnement du NiTi. Le principe de la DSC repose sur le fait que ces transformations de phase vont nécessiter un apport d'énergie ou vont au contraire restituer de l'énergie. En pratique, ces variations d'énergie se traduisent par des variations de puissance thermique que l'essai de DSC se propose de mesurer.

Pour réaliser une DSC, l'échantillon est positionné dans un récipient situé dans une enceinte. Un autre récipient est également présent dans cette même enceinte : il contient l'élément dit de référence qui peut être de l'air ou un autre matériau. Une puissance thermique est alors transférée à l'échantillon ainsi qu'à l'élément de référence pour assurer une vitesse de chauffage ou de refroidissement constante. Lorsqu'un changement de phase s'opère, une source de puissance supplémentaire apparaît dans l'échantillon, il est alors possible de mesurer une variation de la puissance thermique fournie à l'échantillon, dont le signe dépend du caractère exothermique ou endothermique de la transformation.

La figure ci-dessous présente le résultat d'une DSC réalisée par [Delobelle et al., 2016] sur un échantillon de NiTi initialement austénitique . Le pic d'augmentation de puissance thermique situé à -40°C correspond à une transformation exothermique : la transformation de la phase (A) vers (M). Au contraire le pic de diminution de puissance thermique situé à -12°C correspond à une transformation endothermique : la transformation de la phase (M) vers (A).



La Fig. 4.8 présente une caractérisation par DSC réalisée par Braz *et al.* [Braz et al., 2013] sur un échantillon de NiTi brut d'étirage à froid. Les résultats ainsi obtenus montrent la quasi absence de transformation de phase lors du premier cycle de chauffage de l'échantillon, seule une légère augmentation du flux de température est observée aux alentours de 350°C , signant la présence d'une recristallisation. En revanche, il est possible de noter la présence

d'un important pic exothermique lors du refroidissement à environ 75 °C. Ce pic est attribué par les auteurs à une transformation de la phase (A) vers la phase (M). Lors du deuxième cycle de chauffage, deux pics sont clairement observés. L'un endothermique, observé à 85 °C lors du chauffage, est attribué à une transformation de la phase (M) vers la phase (A). Le second est exothermique, il est observé au refroidissement et se superpose à celui qui avait été observé lors du premier cycle. Compte tenu de la faiblesse de l'hystérésis en température qui existe entre ces deux pics (environ 10 °C), il est probable que le pic exothermique observé à 75 °C soit en réalité dû à une transformation (A) vers (R).

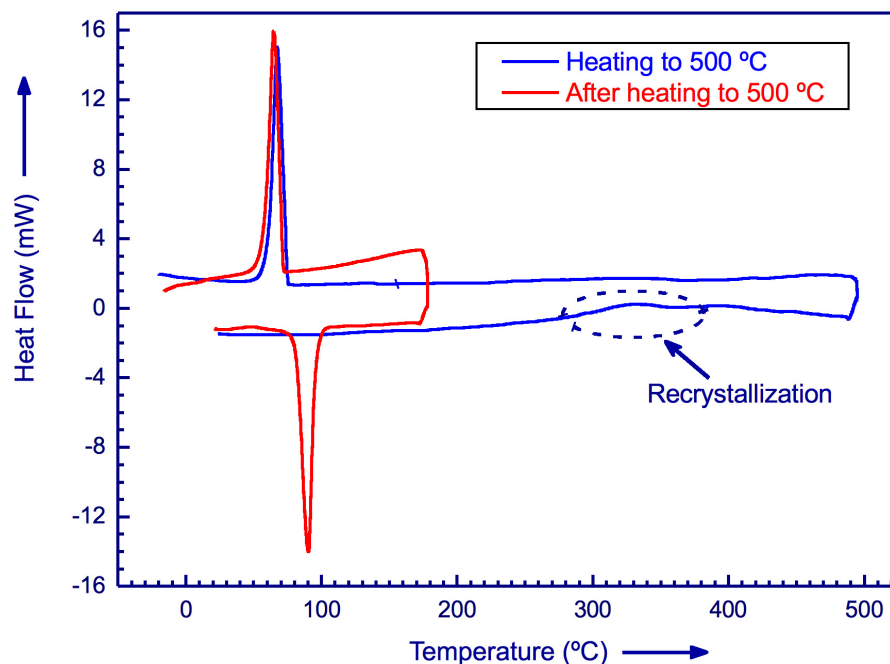


FIGURE 4.8: Essai de DSC réalisé sur un fil de NiTi brut d'étirage par Braz *et al.* [Braz *et al.*, 2013] : lors d'un premier cycle de chauffage/refroidissement à 500 °C (courbe bleue), puis lors d'un second cycle similaire (courbe rouge).

4.2.2.1 Influence des traitements thermiques

Une des conclusions principales de l'essai de DSC présenté ci-dessus est qu'il est possible de restaurer les propriétés de transformation de phase d'un échantillon de NiTi brut d'étirage en le soumettant à un traitement thermique. Ceci explique le fait que le traitement thermique soit aujourd'hui le procédé de choix pour ajuster les propriétés d'un échantillon de NiTi [Drexel *et al.*, 2006]. Le résultat d'un traitement thermique dépend de divers paramètres tel que la température de traitement, la durée du traitement, les conditions de refroidissement, *etc.* Diverses études ont permis d'étudier l'influence de ces différents paramètres.

Influence sur les transformations de phase

Des travaux menés par Liu *et al.* [Liu *et al.*, 1997] ont permis d'étudier l'influence de traitements thermiques réalisés à des températures s'étalant de 300 à 800 °C durant 30 min, sur des plaques de NiTi brutes de laminage à froid. Ces traitements thermiques ont été suivis par deux modes de refroidissement : un refroidissement contrôlé à 10 Kmin^{-1} ou une trempe. Pour une température de traitement inférieure à 500 °C, il semble que le mode de refroidissement n'ait pas d'influence sur le comportement final du matériau. En effet, dans les deux cas, la température de début de transformation M_s augmente lorsque la température de traitement augmente [Liu *et al.*, 1997; Braz *et al.*, 2013]. Un résultat similaire est observé pour la température de fin de transformation A_f [Drexel *et al.*, 2006]. Ces traitements thermiques à basse température ont également pour conséquence de favoriser l'apparition de la phase-R [Braz *et al.*, 2013; Drexel *et al.*, 2006]. En effet, le champ de contrainte induit par l'apparition de précipités semble stabiliser la phase-R [Ren *et al.*, 2001; Drexel *et al.*, 2006].

Influence sur les propriétés mécaniques

Une des raisons motivant l'utilisation de traitements thermiques est la possibilité de modifier les propriétés mécaniques d'un échantillon de NiTi. Afin d'illustrer le comportement mécanique d'un fil de NiTi brut d'étirage vierge de tout traitement thermique, un essai de traction uni-axiale a été réalisé sur un fil de NiTi de $50 \mu\text{m}$ de diamètre et de composition 50.8 at% Ni par [Soul *et al.*, 2015] (Fig. 4.9). Il est intéressant de remarquer que dans la mesure où la transformation martensitique est limitée dans ce type de NiTi (*cf. supra*), le matériau ne présente pas de super élasticité, un phénomène de rupture fragile est alors observé.

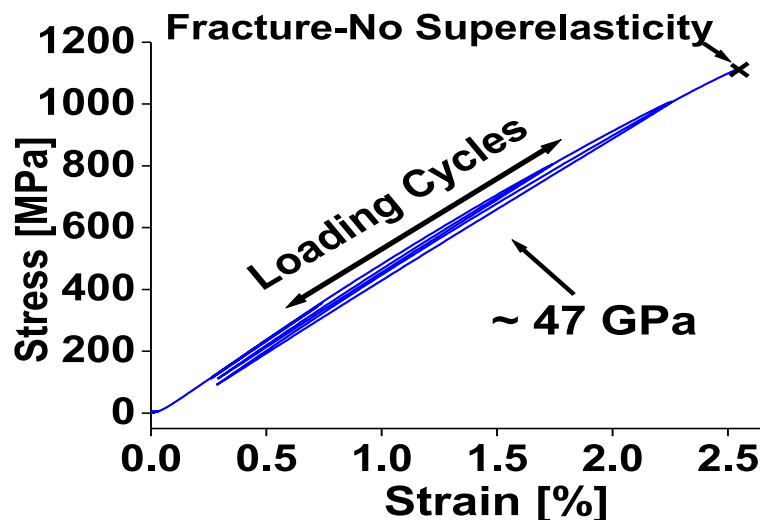


FIGURE 4.9: Essai de traction uni-axiale sur un fil de NiTi brut d'étirage réalisé par [Soul *et al.*, 2015].

Afin de connaître l'influence des traitements thermiques en terme de propriétés mécaniques, Drexel *et al.* [Drexel *et al.*, 2006] ont réalisé des essais de traction uni-axiale sur

divers échantillons de NiTi. Ces échantillons ont été obtenus par traitement thermique à 300 °C durant 2, 20 et 180 min, sur des fils de NiTi 30 % Cold-Worked et 50 % Cold-Worked (Fig. 4.10).

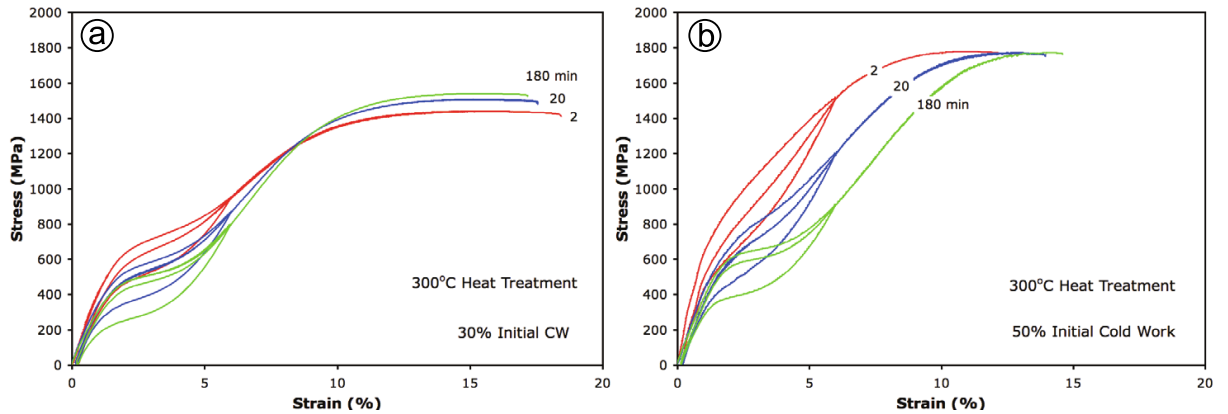


FIGURE 4.10: Essais de traction uni-axiale réalisés par Drexel *et al.* [Drexel *et al.*, 2006] sur des fils de NiTi traités à 300 °C pour différentes durées : (a) 30 % Cold-Worked, (b) 50 % Cold-Worked.

Les résultats ainsi obtenus démontrent qu'un traitement thermique à 300 °C durant seulement 2 min suffit à faire apparaître l'hystérésis caractéristique d'un comportement super-élastique. Il est intéressant de noter que les pentes des plateaux de transformation correspondant au NiTi initialement 50 % Cold-Worked sont plus fortes que celles du NiTi initialement 30 % Cold-Worked. Nous notons également que l'augmentation de la durée de traitement conduit à une diminution de la contrainte à laquelle apparaissent les plateaux, ceci étant lié à une augmentation de la température de fin de transformation A_f .

4.2.3 Le phénomène de localisation

Il est donc possible de modifier le comportement d'un matériau NiTi en le soumettant à un traitement thermique. Un phénomène supplémentaire doit cependant être pris en compte afin de convenablement décrire le comportement du NiTi : la localisation.

Lorsqu'un échantillon de NiTi est déformé en traction, contrairement à ce qui pourrait être attendu, le champ de déformation au sein de l'échantillon ne sera pas nécessairement uniforme. Au contraire, il a été montré que les alliages NiTi pouvaient se déformer selon un mode de nucléation puis de propagation de bandes, ou fronts de déformation [Shaw and Kyriakides, 1997; Tan *et al.*, 2004].

En effet, durant un essai entraînant des déformations en traction, certaines conditions expérimentales telles que la température locale du matériau, la vitesse de déformation, *etc.*, vont entraîner la nucléation d'une bande de localisation [Shaw, 2000]. Localement, ce front correspond en réalité à une zone de fort gradient de déformation [Shaw and Kyriakides, 1997]. Ces bandes de déformation sont similaires aux bandes de Lüders qui peuvent être observées dans les aciers pauvres en carbone [Hoc *et al.*, 2000].

Les fronts de localisation observés dans le NiTi peuvent prendre différentes allures, qui sont notamment fonction de l'éprouvette étudiée. Ainsi, ces bandes seront le plus souvent inclinées à 55° par rapport à l'axe de chargement dans le cas d'échantillons plaque [Shaw and Kyriakides, 1997], alors qu'elles prendront l'allure d'un cône dans des spécimens de type fil [Sedmák et al., 2015] et celui d'une spirale pour des tubes de faible épaisseur [Sittner et al., 2005; Favier et al., 2007].

Une fois apparues, ces bandes de localisation vont se propager dans le matériau [Shaw, 2000]. Localement, au niveau de ces fronts de localisation, le matériau va alors se déformer à niveau de contrainte constant, ce qui se traduit par la mesure d'un plateau contrainte-déformation (Fig. 4.11) [Sittner et al., 2005; Liu et al., 1998].

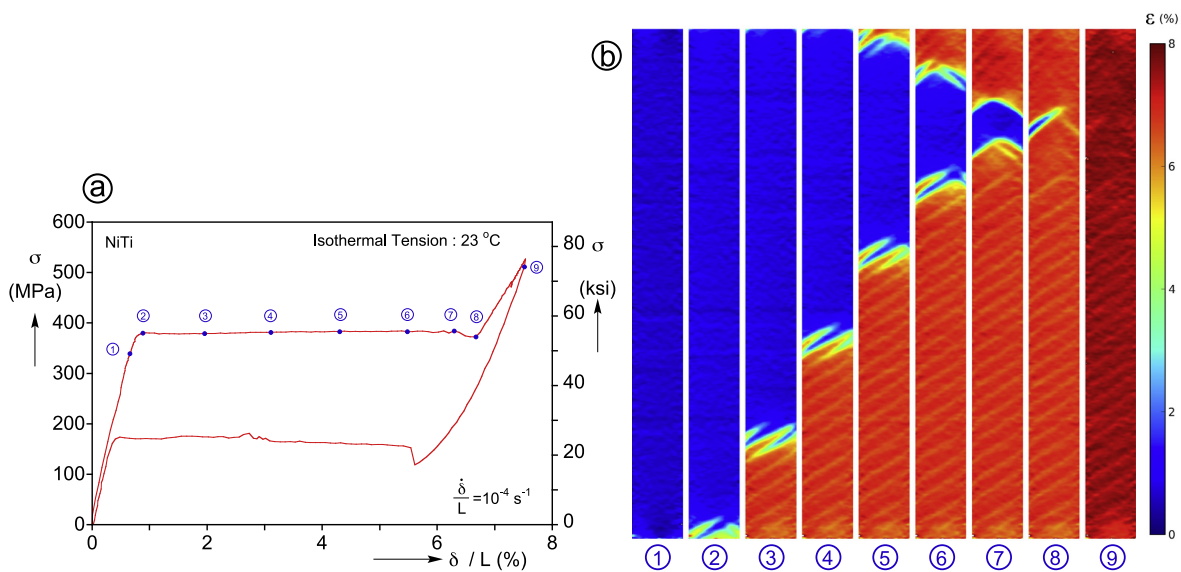


FIGURE 4.11: Champs de déformation lors d'un essai de traction uni-axiale sur un tube de NiTi : (a) évolution contrainte-déformation mesurée, (b) différents champs de déformation, par [Bechle and Kyriakides, 2014]. Il est possible de noter l'apparition de fronts de localisation en (2) et (5), qui se propagent dans le matériau, se traduisant par l'apparition d'un plateau contrainte-déformation.

Contrairement à ce qui pu être avancé par le passé, ces fronts de localisation ne correspondent pas à des fronts de transformation de phase. Il n'est donc pas correct de considérer que les transformations de phase dans le NiTi s'effectuent uniquement au niveau des bandes de localisation. En effet, lors de leur déplacement, les fronts de localisation laissent derrière eux non seulement une phase issue de la transformation (*e.g.* la phase (M) à la charge), mais également des îlots de phase n'ayant pas encore débuté leur transformation (*e.g.* de phase (A) à la charge), et qui se transformeront plus tard, au delà du plateau contrainte-déformation [Sittner et al., 2005; Brinson, 2004].

En conclusion, lors d'un essai induisant des déformations en traction, l'échantillon de NiTi va tout d'abord se déformer de manière uniforme, et sa composition cristallographique sera relativement homogène. Durant cette première phase, une faible portion de la phase (A) va débuter sa transformation en phase (M). Sous certaines conditions expérimentales,

une ou plusieurs bandes de localisation vont apparaître puis se propager dans l'éprouvette, conduisant à la mesure d'un plateau contrainte-déformation. Le champ de déformation dans l'éprouvette prendra alors la forme de régions à déformation uniforme, entrecoupées de zones à très fort gradient de déformation : les fronts de localisation. Le corollaire à cette répartition des déformations est que l'état cristallographique du matériau se présentera alors comme diverses plages de composition homogène poursuivant leur transformation, entrecoupées de bandes de localisation de compositions très hétérogènes. Finalement, lorsque les bandes auront parcouru tout l'échantillon, le matériau présentera de nouveau une déformation uniforme et une composition homogène, et le plateau contrainte-déformation prendra fin. Les îlots de phase non transformés laissés par les bandes de localisation achèveront alors leur transformation au delà du plateau contrainte-déformation. Ce phénomène de localisation apparaîtra également à la décharge, avec la transformation de phase inverse.

Dans la mesure où l'apparition d'une localisation se traduit par une non uniformité de l'état de déformation dans le matériau, il peut être intéressant d'étudier le champ des déformations locales au cours d'un essai. Cette étude a été réalisée par Delobelle *et al.* [Delobelle *et al.*, 2016]. Pour ce faire, les auteurs ont utilisé un fil de NiTi brut d'étirage à froid (taux d'étirage de 45 ± 5 %) de composition Ti-50.8 at.%Ni, et de 0.5 mm de diamètre fourni par Fort Wayne Metals (NiTi#1). L'échantillon a ensuite été traité par effet joule de type électropulse durant 3.08 s avec une énergie de 11.2 J, atteignant ainsi une température maximale de 760 °C. Un essai de traction uni-axiale a ensuite été réalisé sur cette éprouvette, le comportement mécanique local étant obtenu par une technique de corrélation d'image.

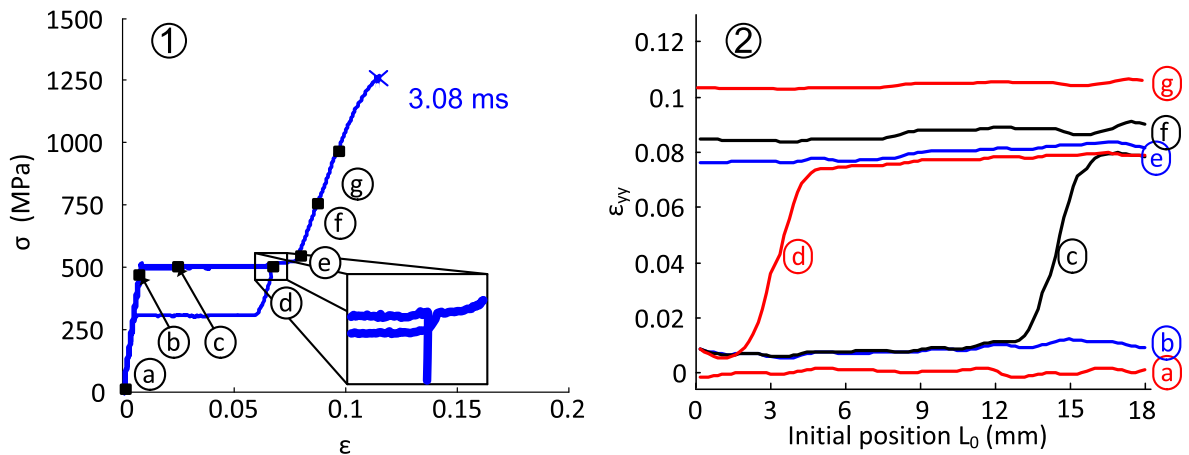


FIGURE 4.12: Essai de traction uni-axiale sur un fil brut d'étirage traité par électropulse (1) et champ des déformations locales correspondant (2) par [Delobelle *et al.*, 2016].

Les résultats contrainte-déformation ainsi obtenus correspondent à ceux d'un échantillon de NiTi présentant un comportement super-élastique typique (Fig. 4.12, (1)). Pour une faible déformation globale (cas (a) et (b)), l'échantillon ne présente pas de localisation. Le champ de déformation est donc uniforme le long du fil (Fig. 4.12, (2) cas (a) et (b)), et la composition cristallographique est homogène. Pour une déformation globale plus

importante (cas (c)), un front de localisation apparait. Le champ de déformation n'est alors plus uniforme (Fig. 4.12, (2) cas (c)) et un plateau contrainte-déformation est observé (Fig. 4.12, (1)). Le front de localisation va ensuite se propager dans l'échantillon (cas (d)), jusqu'à avoir parcouru tout l'échantillon. Le matériau retrouve alors un champ de déformation uniforme, et une composition homogène (Fig. 4.12, (2) cas (f) et (g)).

Ces profils de déformations locales sont caractéristiques d'un phénomène de localisation, et seront décrits dans ce chapitre pour d'autres conditions de chargement.

4.2.4 Conclusion

Le comportement mécanique du NiTi est donc directement dépendant de sa structure cristallographique. Via un chargement et/ou une variation de température il est possible d'induire une transformation de phase au sein du NiTi, conduisant à une modification de sa structure et donc de ses propriétés. Ces changements de phase sont à l'origine des propriétés de super-élasticité et de mémoire de forme qui ont fait la popularité de cet alliage. Les fils de NiTi sont souvent obtenus par étirage. Ce procédé de fabrication soumettant le fil à des contraintes, déformations et températures très importantes, la composition cristallographique des fils brut d'étirage est très déformée, et ne permet pas l'apparition d'un changement de phase à la mise sous contrainte. Un moyen de restaurer les propriétés de changement de phase est de réaliser un traitement thermique. Ce traitement permet également de modifier les propriétés mécaniques de l'échantillon. À l'occasion d'essais de traction uni-axiale sur des fils de NiTi obtenus par traitement thermique, il a été possible de mettre en évidence un phénomène de localisation, qui se traduit par l'apparition d'un champ de déformation non uniforme. Ainsi, l'apparition d'une localisation oblige la détermination des déformations locales, la déformation globale de l'échantillon n'étant plus représentative du comportement réel du matériau.

4.3 Caractérisation en flexion pure d'échantillons filiformes de NiTi

Le stent développé dans cette thèse est constitué de fils et tubes de NiTi qui seront majoritairement sollicités en flexion lors de l'activation du stent. Aussi est-il capital de connaître leur comportement en flexion pure. Dans cette section sont présentés les résultats d'essais de flexion pure réalisés sur un panel d'échantillons filiformes de NiTi. Deux types d'échantillons ont été étudiés : des tubes et des fils de NiTi.

4.3.1 Caractérisation en flexion pure de fils de NiTi

Comme précisé précédemment, le comportement d'un échantillon de NiTi est directement dépendant du traitement thermique auquel il a été soumis. Dans l'optique de concevoir un stent répondant au cahier des charges formulé Chapitre 2, il est intéressant d'étudier l'influence des traitements thermiques sur le comportement mécanique d'un échantillon de NiTi. Pour ce faire, divers échantillons ayant chacun subi un traitement thermique différent suivi d'une trempe ont été étudiés (Table 4.1). Tous les traitements thermiques ont été réalisés sur des fils de NiTi brut d'étirage à froid (taux d'étirage de

Durée de traitement	Température de traitement				
	175°C	200°C	225°C	250°C	275°C
30 min					
60 min	350°C	500°C			

TABLE 4.1: Caractéristiques des traitements thermiques effectués.

45 ± 5 %) de composition Ti-50.8 at.%Ni, et de 0.5 mm de diamètre fournis par Fort Wayne Metals (NiTi#1).

4.3.1.1 Détermination de la relation Moment de flexion-Courbure

Des essais de flexion pure ont été réalisés sur les échantillons obtenus au moyen du dispositif présenté Chapitre 3. Avant chaque essai, l'échantillon de NiTi utilisé a été porté à 100°C puis refroidi à température ambiante, ceci ayant pour but de connaître l'historique en température du matériau. Les relations moment de flexion-courbure identifiées sont présentées Fig. 4.13. L'évolution du comportement en flexion pure en fonction de la température de traitement est très semblable à celle qui a été décrite dans la littérature dans le cas de la traction uni-axiale (*cf.* Section 4.2.2.1) :

- l'échantillon traité à 175 °C contient une proportion résiduelle de NiTi Cold-Worked importante, il présente donc un comportement relativement linéaire ;
- pour des températures de traitement allant de 200 à 275 °C, l'hystérésis caractéristique du comportement super-élastique commence à apparaître. La pente des pseudo-plateaux de transformation diminue lorsque la température de traitement augmente ;
- pour des durées et températures de traitement plus importantes (350 et 500 °C), les échantillons présentent des comportements super-élastiques typiques avec d'importantes hystérésis. Dans le cas du traitement à 500 °C un très net plateau en moment de flexion est observé.

La flexion correspond à la combinaison d'un chargement en traction et en compression (*cf.* Section 3.2.1). Or il a été décrit dans la littérature que le NiTi était sujet à la localisation lors d'un chargement en traction uni-axiale. Il serait donc raisonnable de penser que cette localisation en traction uni-axiale puisse induire une localisation lors d'un essai de flexion pure sur ce même matériau. Une étude du phénomène de localisation a donc été réalisée sur les essais de flexion pure.

4.3.1.2 Étude de la localisation lors d'essais de flexion pure sur des fils de NiTi

Comme expliqué précédemment (section 4.2.3), la localisation se traduit par la concentration des déformations au niveau des fronts de localisation. Ainsi de manière imagée, lors d'un essai de traction uni-axiale, l'éprouvette va s'étirer beaucoup plus au niveau d'une bande de localisation que dans le reste du matériau. Dans le cas de la flexion, la localisation se traduit par une variation brusque de la courbure locale. En effet, de même que pour la traction, la zone de l'éprouvette qui localise va se déformer beaucoup plus rapidement que le reste de l'échantillon, et présentera donc un rayon de courbure local plus faible pour un même moment de flexion. Par conséquent, un moyen d'étudier la présence de localisations est de déterminer la courbure locale le long de l'abscisse curviligne s de l'échantillon, pour différents moments de flexion.

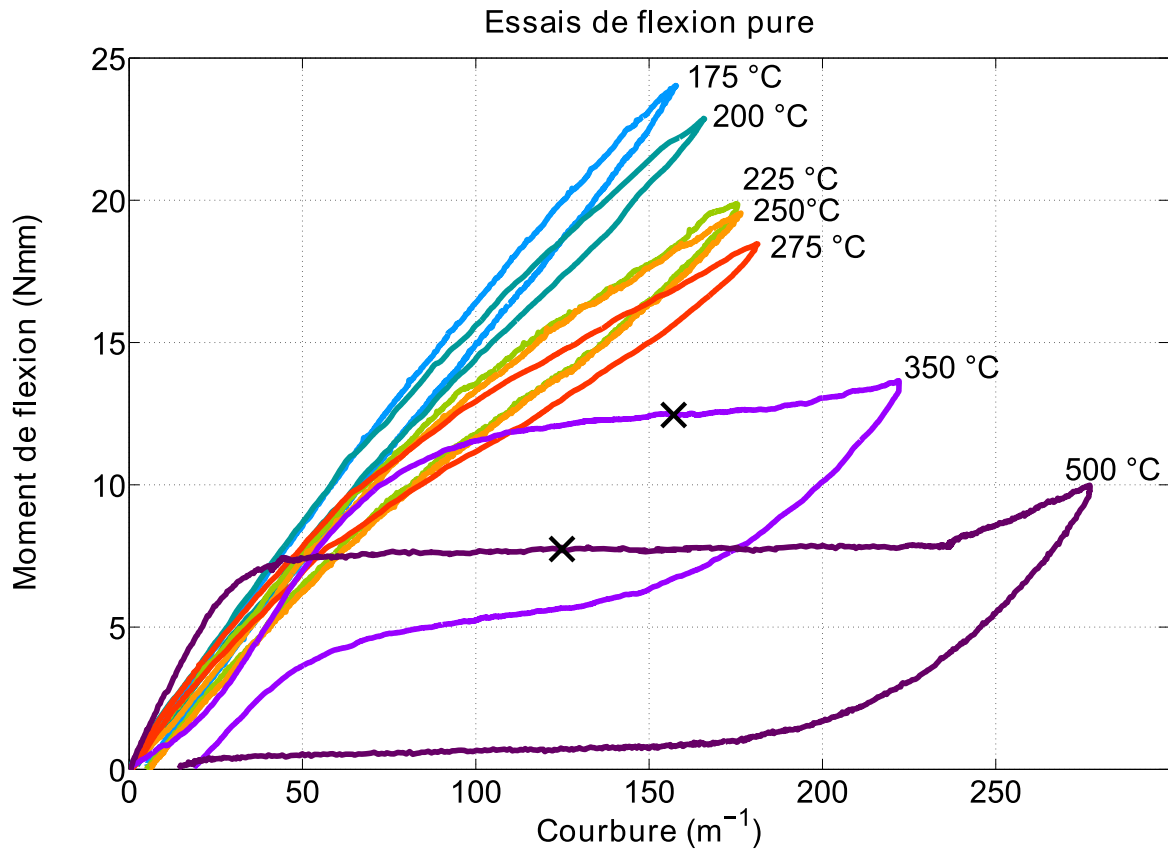


FIGURE 4.13: Essais de flexion pure sur des fils de NiTi traités à différentes températures ; les croix représentent les courbures globales pour lesquelles une analyse locale de la courbure a été réalisée, *cf.* Fig. 4.15.

Cette étude a été réalisée à l'aide de la méthode d'identification présentée Section 3.2.2.2, sur différents clichés pris lors de la charge des différents essais de flexion pure. Pour cette étude, la longueur de la fenêtre de calcul a été fixée à deux fois la largeur de l'échantillon soit $\simeq 1$ mm.

Pour les échantillons traités entre 175 et 275 °C, seule l'étude de la nuance 275 °C est présentée ici, les résultats obtenus pour les autres traitements thermiques étant similaires (Fig. 4.14). Les profils obtenus confirment l'absence de localisation. En effet, il est intéressant de noter l'uniformité de la courbure locale pour tous les niveaux de chargement considérés. Cette uniformité est la preuve que le matériau s'est déformé de manière uniforme, et qu'il n'y a donc pas eu de localisation. Les légères déviations présentes aux extrémités des différents profils sont dues à des imperfections du rétro-éclairage (*cf.* Section 3.2.4.2). En conclusion, les relations moment de flexion-courbure obtenues pour ces échantillons peuvent être considérées comme représentatives du comportement réel du matériau.

Les résultats sont en revanche différents pour les nuances 350 et 500 °C. Pour chacun de ces fils, la courbure locale a été identifiée pour une courbure globale de 154 m^{-1} pour la nuance 350 °C, et de 125 m^{-1} pour la nuance 500 °C, comme indiqué par les croix Fig. 4.13. Dans les deux cas, cette analyse confirme la présence de localisations (Fig. 4.15, (a) et (c)).

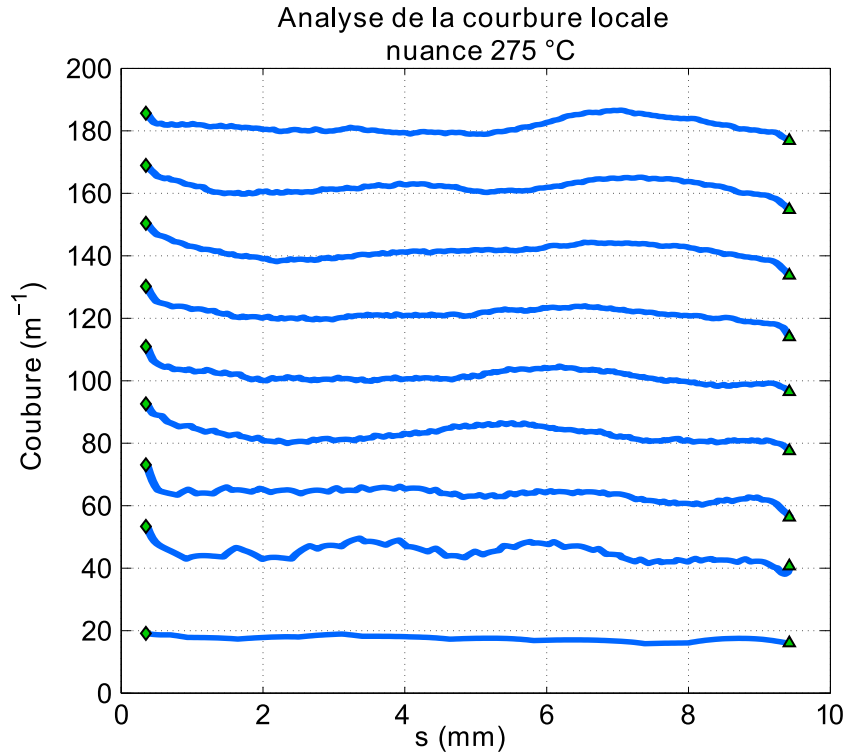


FIGURE 4.14: Analyse de la courbure locale lors d'un essai de flexion pure sur un fil de la nuance 275 °C.

pour le fil traité à 350 °C, il est possible de remarquer une non uniformité de la courbure locale qui évolue de $135 m^{-1}$ à $175 m^{-1}$. Ces valeurs de courbure correspondent bien aux bornes de la zone la plus horizontale du plateau observé lors de l'essai de flexion (Fig. 4.13, (b)). L'amplitude de variation de la courbure locale est cependant limitée, rendant la localisation difficilement observable sur le cliché correspondant (Fig. 4.15, (b)).

Pour le fil traité à 500 °C, la localisation est très marquée, avec une courbure locale qui augmente très rapidement de $50 m^{-1}$ à $225 m^{-1}$. Une fois encore, ces courbures correspondent bien aux bornes du plateau observé lors de l'essai de flexion (Fig. 4.13). Cette localisation est parfaitement visible sur le cliché correspondant.

Si la localisation en flexion d'un échantillon de tube de NiTi a déjà été décrite dans la littérature par [Bechle and Kyriakides, 2014], celle d'un fil de NiTi n'a pas encore été rapportée. Aussi a-t-il été décidé d'étudier plus exhaustivement ce phénomène.

Localisation en flexion pure : étude de la propagation

En premier lieu, il peut être intéressant d'étudier les conditions d'apparition et de propagation de cette localisation. Pour ce faire, la courbure locale le long de l'échantillon a été déterminée à différents instants de l'essai de flexion pure. Cette étude n'a été réalisée que dans le cas du fil traité à 500 °C, cas où la localisation est la plus marquée. Les instants t_x pour lesquels les courbures locales ont été calculées ont été choisis arbitrairement, de manière à pouvoir exposer le plus clairement possible l'évolution de la localisation.

Les résultats ainsi obtenus (Fig. 4.16) sont très évocateurs de ce qui a été rapporté dans la littérature pour la traction uni-axiale (Section 4.2.3, Fig. 4.12). Afin de convenablement

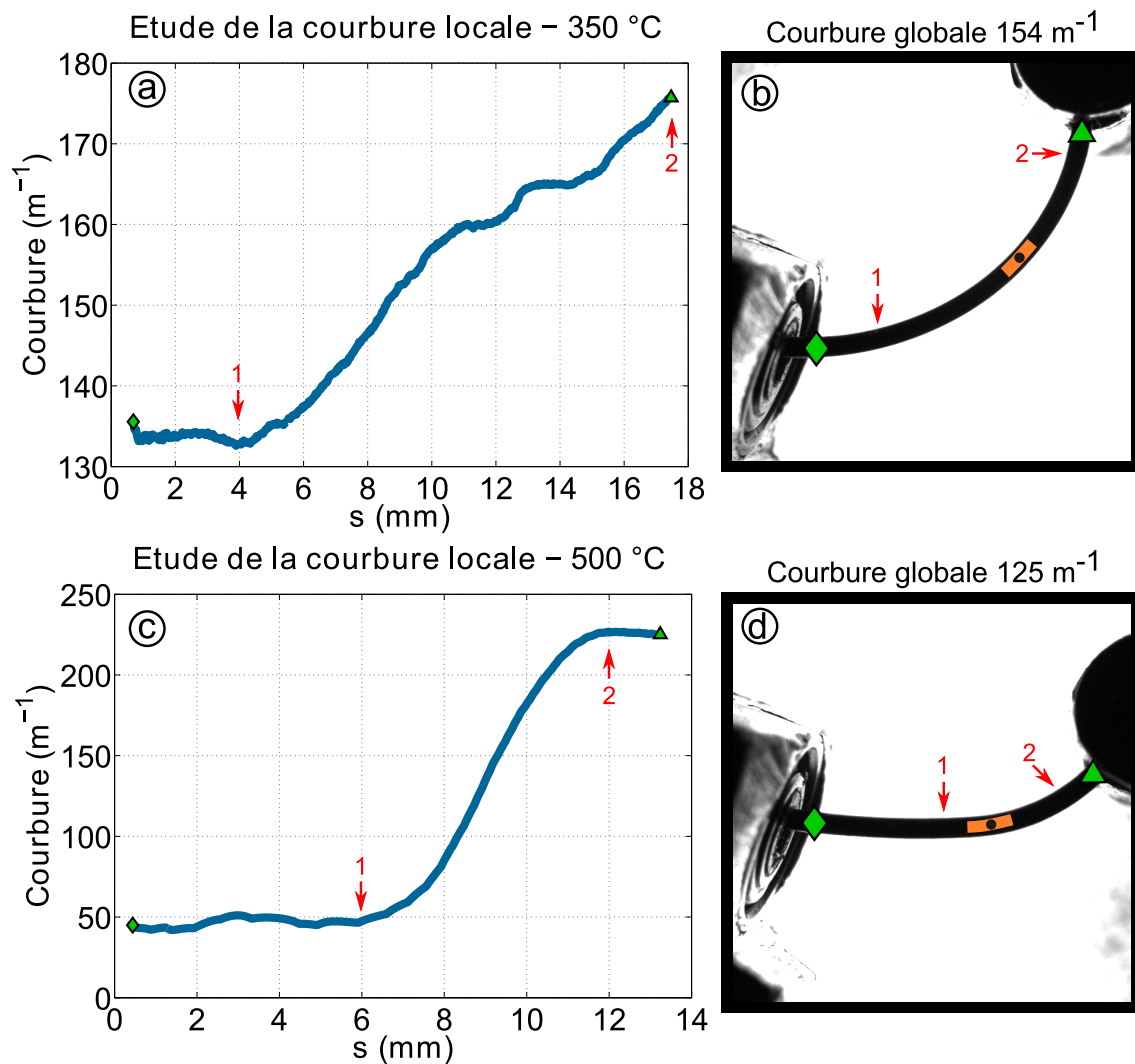


FIGURE 4.15: Étude de la localisation lors d'une essai de flexion pure sur des fils de NiTi : (a) courbure locale le long du fil traité à 350 °C, (b) photographie correspondante avec un exemple de fenêtre de calcul, (c) courbure locale le long du fil traité à 500 °C, (d) photographie correspondante avec un exemple de fenêtre de calcul. Les flèches délimitent les zones de début (1) et de fin (2) de localisation de déformation.

interpréter ces résultats il est important de garder à l'esprit qu'à chaque instant t_x le moment de flexion est uniforme tout du long du fil. Ceci est assuré par les conditions de flexion pure permises par notre dispositif. Ainsi, dans la situation où il n'y a pas de localisation, la courbure le long du fil est uniforme (*c.f.* Section 3.2.2.2). Au contraire, l'apparition d'une localisation va modifier localement le comportement du matériau. Par conséquent, pour un même moment de flexion, différentes courbures locales pourront être observées.

Au cours de la charge, différents phénomènes peuvent être observés (Fig. 4.16, (a)) :

- au début de l'essai de flexion (instants t_1 et t_2), il n'y a pas de localisation, et l'échantillon se déforme de manière uniforme : la courbure locale est constante tout du long de l'échantillon ;
- à partir de l'instant t_3 , une localisation apparaît. La portion de l'échantillon située

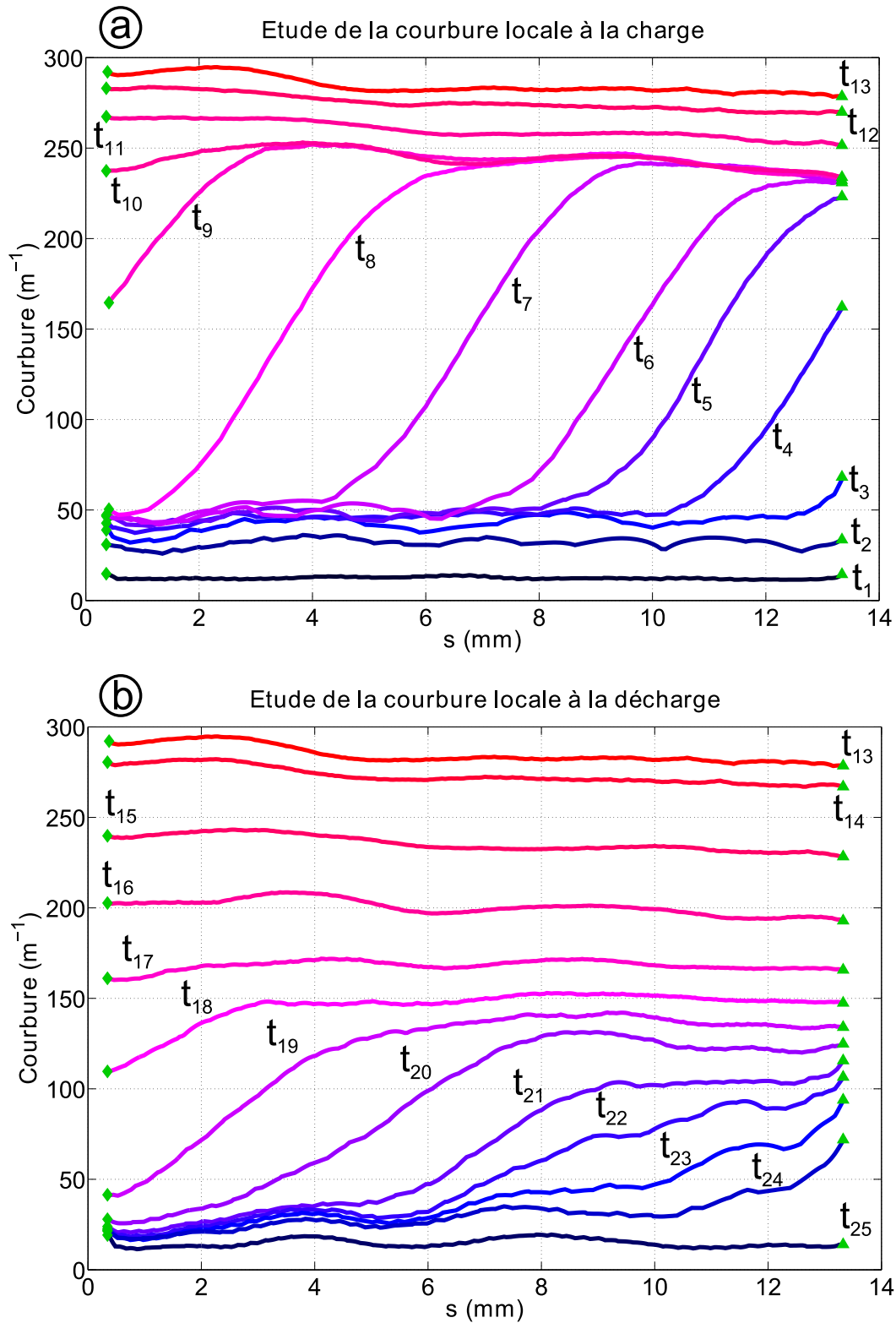


FIGURE 4.16: Fil de NiTi traité à 500 °C - Évolution de la courbure locale à différents instants lors de l'essai de flexion pure : (a) à la charge, (b) à la décharge.

au bout du fil ($s \simeq 13 mm$) subit donc une déformation en flexion plus importante (courbure plus élevée). Le reste du fil se déforme de manière uniforme, avec une

courbure locale d'environ 50 m^{-1} ;

- aux instants suivants t_4 et t_5 , trois phénomènes sont observables. Premièrement, la portion de fil où a débuté la localisation va continuer sa progression sur le plateau moment de flexion-courbure. Aussi, cette portion qui est soumise au même moment de flexion que le reste du fil, mais qui est située sur un plateau de moment de flexion, va subir une déformation bien plus importante. Ceci se traduit par une augmentation rapide de la courbure locale. Deuxièmement, le front de localisation va se propager le long du fil (comme cela avait pu être observé lors de l'essai de traction Fig. 4.11). Troisièmement, la portion du fil qui n'est pas encore atteinte par la localisation va continuer à se déformer de manière uniforme, conduisant à une courbure locale tout aussi uniforme ;
- à l'instant t_6 , la localisation continue de se propager dans l'éprouvette. Elle laisse alors derrière elle une zone du matériau ayant atteint la fin du plateau moment de flexion-courbure. Cette zone présente une courbure uniforme différente de celle de la zone à 50 m^{-1} de courbure. Ceci donne naissance à une deuxième portion du fil où la courbure locale est uniforme ;
- aux instants t_7 à t_9 , la localisation se propage vers les faibles abscisses curvilignes, alors que de l'autre côté le fil a retrouvé une déformation uniforme ;
- à t_{10} , le front de localisation a parcouru tout le fil, conduisant à l'uniformisation de la courbure locale à environ 240 m^{-1} ;
- enfin, pour la suite de la charge (t_{11} à t_{13}), le fil continue à se déformer uniformément, et la courbure locale augmente de manière uniforme dans tout l'échantillon.

Un comportement similaire est observé au cours de la décharge (Fig. 4.16, (b)) :

- durant la première partie de la décharge (t_{13} à t_{16}), le fil se déforme uniformément, ce qui se traduit par une courbure locale constante le long du fil ;
- à l'instant t_{17} , une localisation apparaît au début du fil ($s \simeq 0.5 \text{ mm}$). Il est intéressant de noter que cette localisation apparaît pour une courbure globale de 160 m^{-1} et non pas de 240 m^{-1} , courbure pour laquelle la transformation de phase s'était terminée à la charge. Cette différence est le reflet de l'hystérésis qui peut être observée sur les courbes de flexion pure (Fig. 4.13) ;
- aux instants suivants (t_{18} à t_{24}), la localisation va se propager vers la fin de l'échantillon. Parallèlement à cette propagation, le début de l'échantillon va retrouver un état de déformation uniforme ;
- enfin, à t_{25} , la bande de déformation a parcouru tout le matériau, et la courbure locale est de nouveau uniforme à $\simeq 13 \text{ m}^{-1}$.

Localisation en flexion : étude du comportement local

Nous venons de nous intéresser à la propagation de la localisation au sein de l'échantillon lors d'un essai de flexion pure. Plutôt que de considérer l'ensemble de l'échantillon, il est intéressant de suivre l'évolution de la courbure locale d'une portion de l'échantillon, située à une abscisse curviligne fixée. Cette étude a été réalisée en 4 points différents : au point A ($s_A = 3 \text{ mm}$), au point B ($s_B = 4.5 \text{ mm}$), au point C ($s_C = 8 \text{ mm}$) et au point D ($s_D = 10 \text{ mm}$). À chaque fois, l'identification a été réalisée sur une fenêtre de calcul dont la

longueur correspondait à 2.5 fois le diamètre de l'échantillon, soit 1.25 mm. Les différents points étudiés ainsi que les fenêtres de calcul correspondantes sont présentés Fig. 4.17, (b).

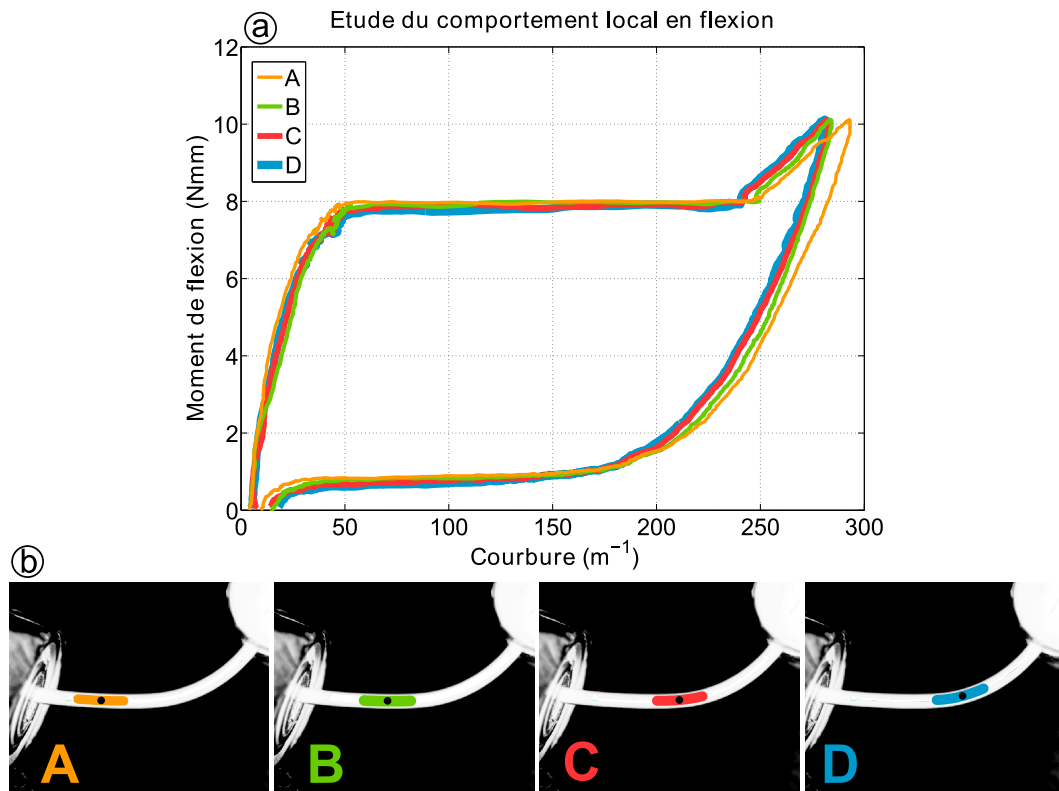


FIGURE 4.17: Étude du comportement local du fil traité à 500 °C lors d'un essai de flexion pure : (a) profils moment de flexion-courbure identifiés, (b) points étudiés et fenêtres de calcul correspondantes.

Différentes relations moment de flexion-courbure ont ainsi été identifiées (Fig. 4.17, (a)). Les comportements locaux ainsi obtenus sont très proches les uns des autres, et sont en accord avec le comportement en flexion globale présenté précédemment (Fig. 4.13).

4.3.2 Caractérisation en flexion pure de tubes de NiTi

Le deuxième élément constitutif du stent est un tube de NiTi, aussi est-il intéressant de s'intéresser au comportement en flexion pure de ce type d'échantillon. Deux échantillons de tube de NiTi fournis par la société Minitube® ont été utilisés. L'un présente un diamètre externe de 0.55 mm pour un diamètre interne de 0.45 mm, l'autre un diamètre externe de 0.68 mm pour un diamètre interne de 0.56 mm. Ces tubes sont également obtenus via une phase finale d'étirage à froid. Cependant, contrairement aux fils Cold-Worked, ces tubes subissent ensuite un traitement thermique à des températures entre 400 et 500 °C destiné à les redresser. Ces tubes présentent donc naturellement un comportement de type super-élastique, aucun traitement thermique supplémentaire n'a donc été effectué.

4.3.2.1 Détermination de la relation Moment de flexion-Courbure

Le dispositif de flexion présenté Section 3.2, a été utilisé pour réaliser des essais de flexion pure sur ces échantillons (Fig. 4.18).

Les deux tubes présentent bien un comportement de type super-élastique avec une hystérésis en moment de flexion-courbure. L'hystérésis du tube 0.68 mm balaye cependant une surface bien plus importante. Les plateaux de localisation sont nettement identifiables mais ne sont jamais strictement horizontaux. La présence de ces plateaux suggère l'apparition de localisations lors des essais. Enfin, aux alentours de $5 m^{-1}$ de courbure pour le tube 0.68 mm et $20 m^{-1}$ de courbure pour le tube 0.55 mm, on note la présence de points d'inflexion, signant la présence d'une transformation de phase (A) vers (R). Dans le cas du tube 0.68 mm une deuxième charge a été effectuée (Fig. 4.18). Malheureusement un phénomène de flambement entraînant le collabage du tube est apparu aux alentours de $160 m^{-1}$, rendant la suite de l'essai inexploitable.

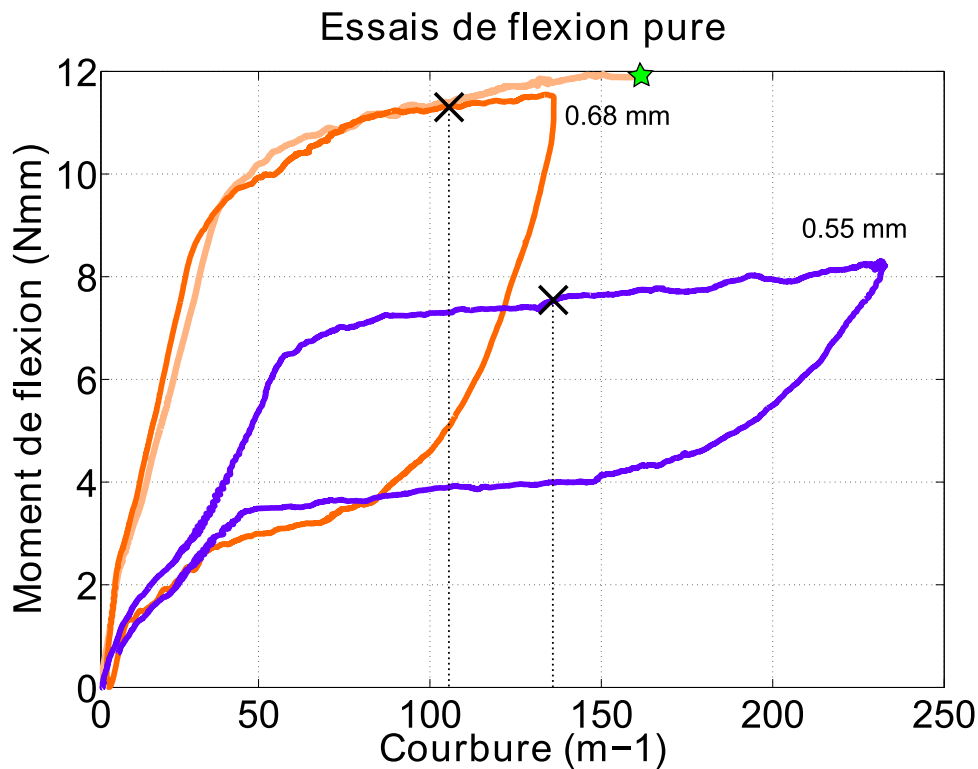


FIGURE 4.18: Essais de flexion pure sur des échantillons de tube de NiTi. Pour le tube de 0.68 mm de diamètre extérieur, une deuxième charge a été effectuée, conduisant à l'affaissement d'une portion du tube (étoile). Les croix représentent les courbures globales pour lesquelles une analyse locale de la courbure a été réalisée, cf. Fig. 4.19.

4.3.2.2 Étude de la localisation lors d'essais de flexion pure sur des tubes de NiTi

La présence de plateaux de localisation dans les courbes moment de flexion-courbure semble indiquer que des phénomènes de localisation se sont produits au cours des essais de flexion. Afin d'affirmer la présence de localisations, une étude de la courbure locale a été réalisée à l'aide de la méthode d'identification présentée Section 3.2.2.2. Cette analyse a

été réalisée sur deux clichés obtenus lors des essais de flexion pure de chacun des tubes et correspondant à une courbure globale de 132 m^{-1} pour le tube 0.55 mm et de 106 m^{-1} pour le tube 0.68 mm , comme indiqué par les croix Fig. 4.18 (Fig. 4.19). Les longueurs des fenêtres de calcul utilisées ont été fixées à deux fois la largeur de l'échantillon, soit $\simeq 1.1\text{ mm}$ pour le tube 0.55 mm et $\simeq 1.4\text{ mm}$ pour le tube 0.68 mm .

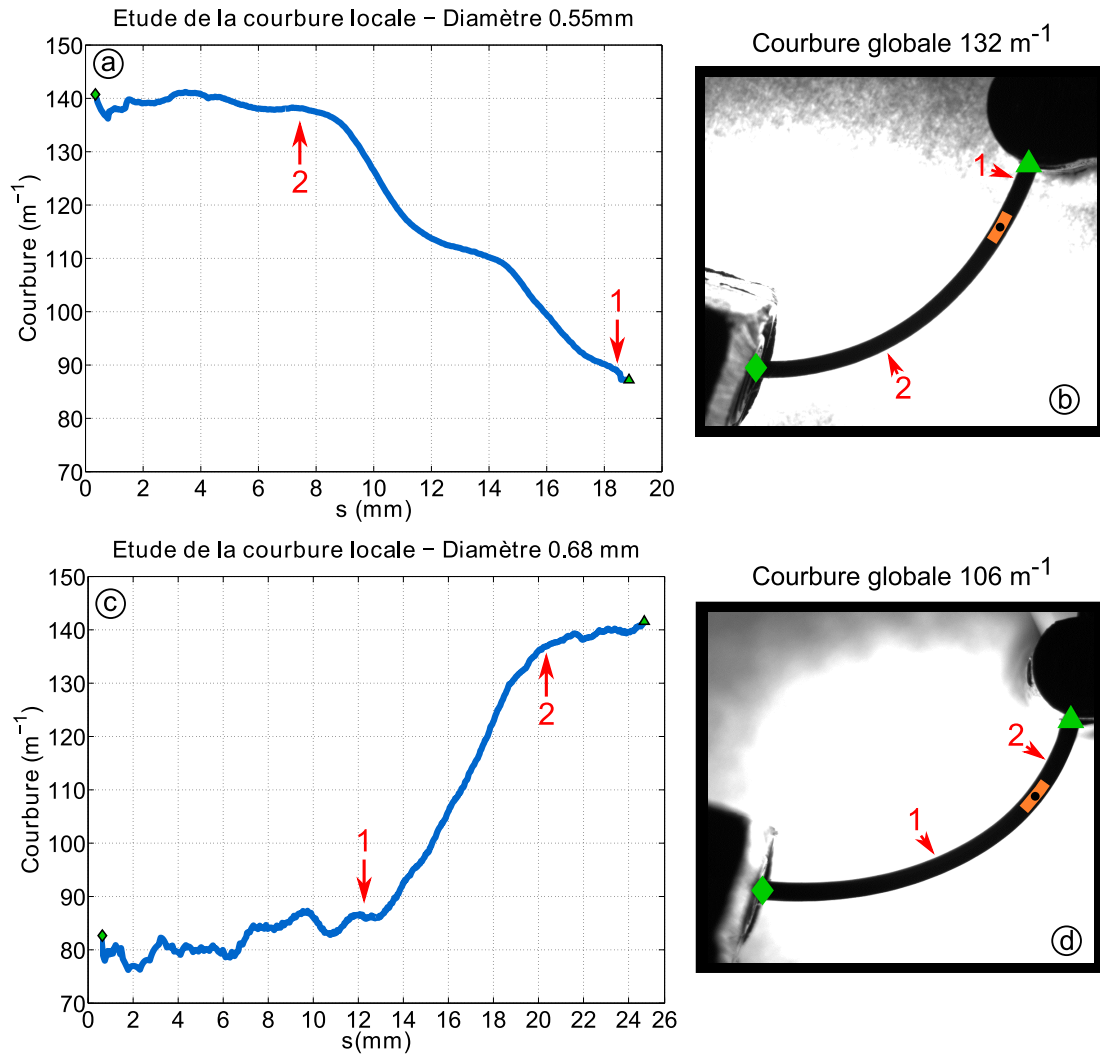


FIGURE 4.19: Étude de la localisation lors d'un essai de flexion pure sur des tubes de NiTi : (a) courbure locale le long du tube 0.68 mm , (b) photographie correspondante avec un exemple de fenêtre de calcul, (c) courbure locale le long du tube 0.55 mm , (d) photographie correspondante avec un exemple de fenêtre de calcul. Les flèches marquent les zones de début (1) et de fin (2) de localisation de déformation.

Dans les deux cas, l'analyse de la courbure locale confirme la présence de localisations (Fig. 4.19, (a) et (c)). En effet, il est possible de noter la présence d'une importante variation de la courbure locale passant de 90 m^{-1} à 140 m^{-1} dans le cas du tube 0.55 mm , et de 80 m^{-1} à 140 m^{-1} dans le cas du tube 0.68 mm . Pour les deux tubes, la localisation débute au niveau de la flèche (1) (front de localisation), pour s'achever au niveau de la flèche (2). Entre ces deux flèches, la courbure locale varie rapidement : c'est ici que se situe la charnière. En dehors de cette zone, le matériau présente une courbure constante.

Par exemple, dans le cas du tube 0.68 mm, la partie du tube qui est la plus faiblement déformée présente une courbure d'environ 80 m^{-1} pour le moment de flexion considéré. La zone qui est la plus fortement déformée présente quant à elle une courbure d'environ 140 m^{-1} pour le même moment de flexion. Enfin, il est possible de remarquer que cette hétérogénéité de courbure est clairement visible sur les clichés utilisés pour cette analyse (Fig. 4.19, (b) et (d)).

De même que précédemment, il est également possible d'étudier l'évolution de la courbure locale d'une portion de l'échantillon, située à une abscisse curviligne fixée. Cette étude a été réalisée pour le tube de 0.68 mm de diamètre, en 2 points différents : au point A ($s_A = 2 \text{ mm}$) et au point B ($s_B = 22 \text{ mm}$). À chaque fois, l'identification a été réalisée sur une fenêtre de calcul dont la longueur correspondait à 2 fois le diamètre de l'échantillon, soit environ 1.4 mm. Les différents points étudiés ainsi que les fenêtres de calcul correspondantes sont présentés Fig. 4.20, (b).

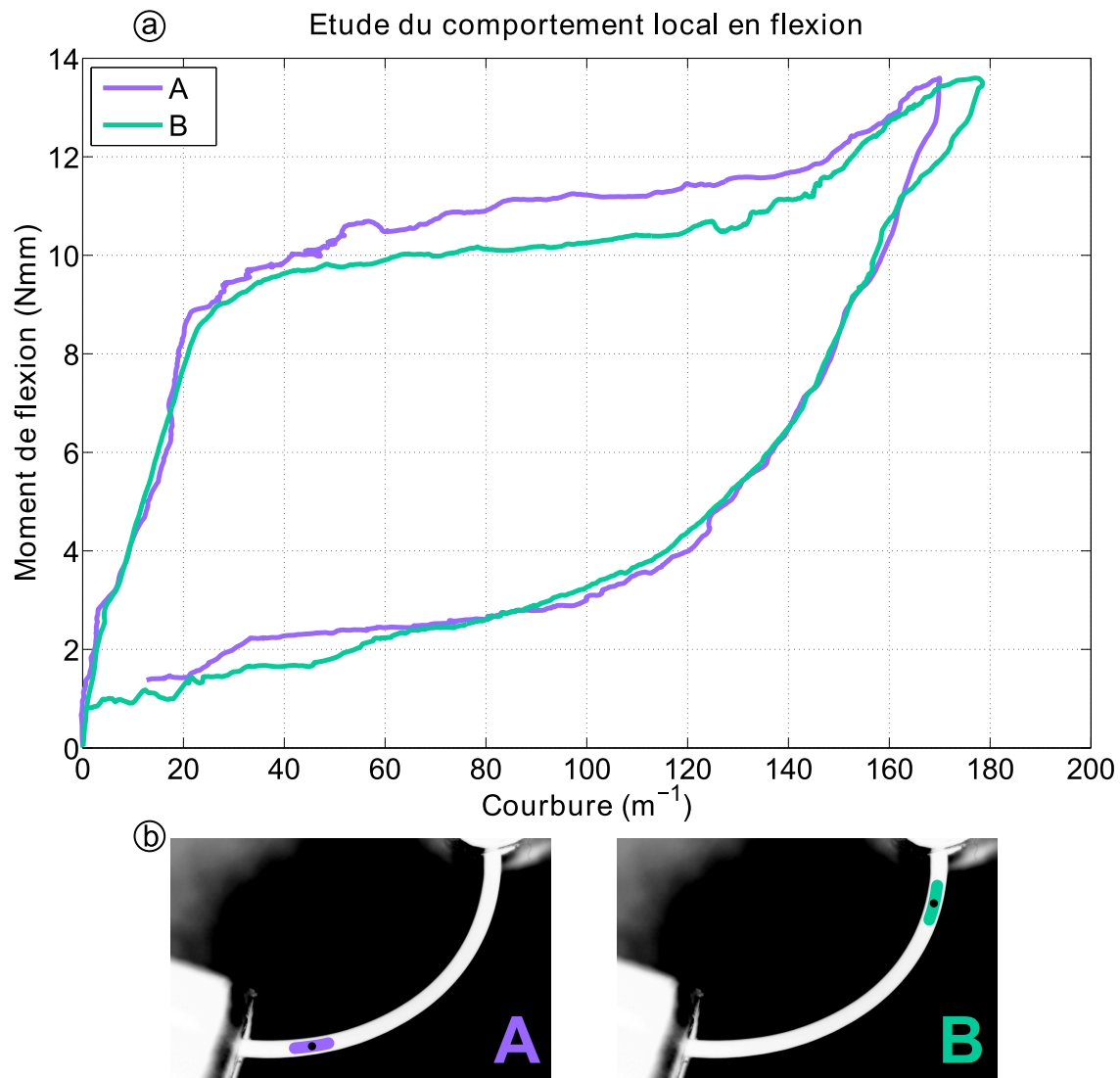


FIGURE 4.20: Étude du comportement local du tube de 0.68 mm de diamètre lors d'un essai de flexion pure : (a) profils moment de flexion-courbure identifiés, (b) points étudiés et fenêtres de calcul correspondantes.

Deux relations moment de flexion-courbure ont ainsi été identifiées (Fig. 4.20, (a)). Ces comportements locaux sont relativement semblables. La courbure locale maximale atteinte est de l'ordre de 177 m^{-1} , alors qu'elle n'était que de 125 m^{-1} dans le cas de l'analyse globale. En cas de localisation, l'analyse de la courbure locale permet donc d'obtenir une loi matériau plus juste, mais également d'atteindre des niveaux de déformation plus élevés.

En conclusion, ces essais ont permis de montrer la présence de localisations lors des essais de flexion sur les tubes considérés. La présence de localisations dans les tubes de NiTi soumis à de la flexion pure a par ailleurs été rapportée par [Bechle and Kyriakides, 2014; Reedlunn et al., 2014]. Ces études sont toutes deux relativement récentes et témoignent de l'intérêt qui est aujourd'hui porté aux essais mécaniques moins conventionnels du type flexion pure.

4.3.3 Étude de l'interaction fil/tube lors d'un essai de flexion pure

Les essais précédents ont permis de caractériser le comportement mécanique en flexion pure de divers échantillons de fils et tubes de NiTi. À terme, ces comportements devraient permettre de concevoir un stent urétral fonctionnel. Dans le mode de réalisation qui a été choisi, l'élément fil est inséré à l'intérieur de l'élément tube. Cependant, aucune donnée n'a pour l'instant été obtenue quant à l'interaction du fil et du tube.

Un essai de flexion pure a donc été réalisé sur l'assemblage d'un fil de la nuance 350 °C et d'un tube de diamètre externe 0.68 mm. La relation moment de flexion-courbure ainsi déterminée a ensuite été comparée à celle obtenue en réalisant la somme des résultats présentés précédemment pour le fil et le tube seuls (Fig. 4.21).

Les deux courbes obtenues sont relativement semblables, aussi bien à la charge qu'à la décharge. Il semble donc que l'interaction entre le fil et le tube au sein d'une spire soit négligeable. À l'avenir, il sera donc justifié d'étudier séparément les comportements des divers éléments constitutifs du stent.

4.3.4 Conclusion

Des essais de flexion pure ont été réalisés au moyen du dispositif présenté Chapitre 3 sur différents échantillons de fil et tube de NiTi. Ces essais ont permis de montrer que l'influence d'un traitement thermique sur le comportement en flexion pure était similaire à celle rapportée dans la littérature pour la traction uni-axiale. Ces essais ont également permis de mettre en évidence la survenue d'un phénomène de localisation, aussi bien pour les tubes que pour les fils. Une analyse des courbures locales a permis de corroborer les résultats présentés dans la littérature sur l'analyse de la déformation locale lors d'un essai de traction uni-axiale sujet à la localisation. Enfin, un essai de flexion pure sur un assemblage de fil et de tube de NiTi a montré qu'il était équivalent d'étudier le comportement de ces deux éléments séparément, puis d'en effectuer la sommation numérique.

De très nombreuses perspectives restent encore à explorer. Notamment, aucune étude ne faisant intervenir un contrôle en température n'a été effectuée. Dans ce but, une nouvelle version du dispositif de flexion est en cours de développement. Cette version devrait coupler le système de flexion à un bain thermostaté, permettant ainsi de contrôler la température de l'échantillon. Ce nouveau dispositif permettrait de nouvelles expériences telles que :

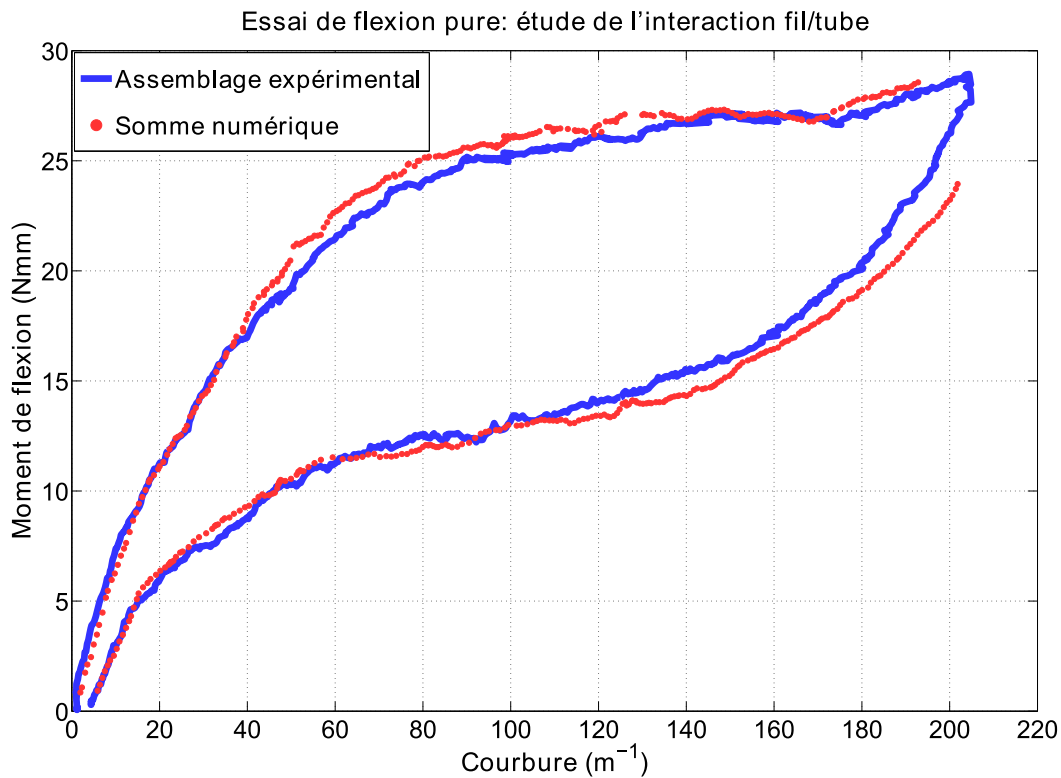


FIGURE 4.21: Essai de flexion pure sur un assemblage fil 350 °C et tube 0.68 mm : comparaison entre le résultat expérimental obtenu et la somme des comportements déterminés précédemment du fil et du tube seuls.

l'étude du déploiement ou de la contraction d'une spire lors de l'activation de la mémoire de forme, des balayages en température à courbure fixée, *etc.*

4.4 Détermination numérique des lois de comportement en compression uni-axiale

La flexion pure est un mode de chargement associant de la traction et de la compression. Il pourrait donc être intéressant d'avoir accès aux lois de comportement des échantillons utilisés en traction et compression uni-axiales. Les échantillons de géométrie filaire se prêtent bien aux essais de traction uni-axiale. Ils sont en revanche nettement moins adaptés pour une caractérisation en compression uni-axiale car sujets au flambement (*cf.* Section 3.3). Pour pallier ce problème, une méthode numérique visant à identifier la loi en compression uni-axiale à partir d'essais expérimentaux de flexion pure et de traction uni-axiale a été développée (*cf.* Section 3.3). Dans cette section sont présentées les lois en traction uni-axiale expérimentales de divers échantillons de NiTi, ainsi que les lois en compression uni-axiale qui ont été identifiées numériquement par notre méthode.

4.4.1 Détermination expérimentale du comportement en traction uni-axiale

Pour accéder au comportement en traction des éléments constitutifs du stent, des essais de traction uni-axiale ont été réalisés avec la machine GABO EPLEXOR 500 N équipée

d'un capteur 500 N. De même que pour les essais de flexion pure, les échantillons de NiTi utilisés ont été portés à 100°C puis refroidis à température ambiante afin de connaître leur historique en température du matériau. Préalablement à chaque essai, les échantillons ont été recouverts d'un mouchetis réalisé à la peinture (Fig. 4.22,(a)). Au moyen du logiciel de corrélation d'images VIC-3D, il a ainsi été possible de suivre l'état de déformation de chacun des échantillons au cours de l'essai.

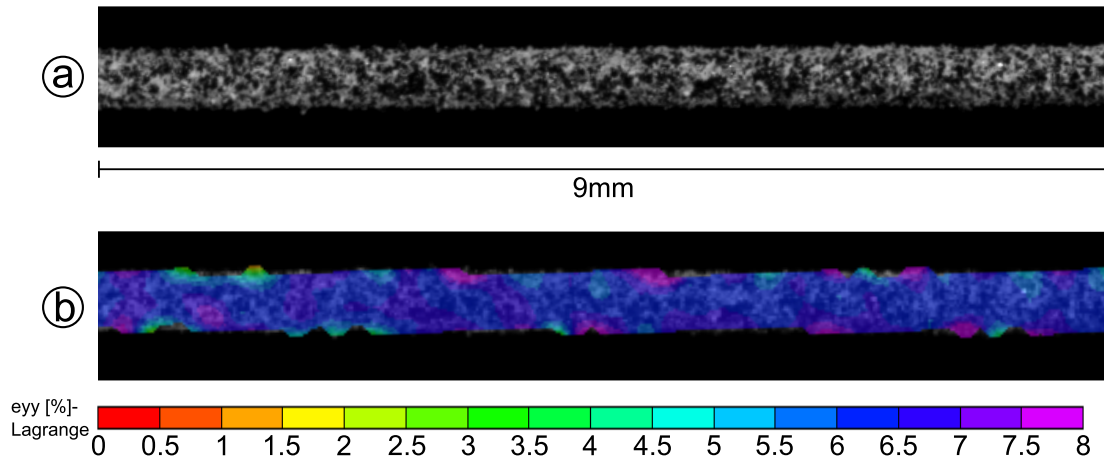


FIGURE 4.22: Photographie prise lors d'un essai de traction uni-axiale sur un fil de NiTi traité à 225°C pendant 30 min : (a) échantillon avec mouchetis ; (b) champ des déformations de Lagrange calculé par suivi d'image avec le logiciel VIC-3D. Il est possible de noter l'uniformité du champ, signifiant l'absence de localisation pour ce fil.

4.4.1.1 Cas des fils de NiTi

Les premiers essais de traction uni-axiale ont été réalisés sur les mêmes types d'échantillons fils que ceux utilisés lors de la flexion pure. Les résultats de ces essais sont similaires à ceux observés en flexion pure, et sont en accords avec les résultats présentés dans la littérature [Drexel et al., 2006] (Fig. 4.23) :

- pour un traitement thermique à basse température (175°C), le matériau retrouve une capacité de transformation. Son comportement en début de charge reste cependant proche de celui du NiTi brut d'étirage (*cf.* Fig. 4.9). Ceci s'explique par la persistance d'une portion de Cold-Worked au sein de la nuance 175 °C ;
- pour les traitements thermiques à 200, 225 et 250°C, une hystérésis caractéristique du comportement super-élastique peut être observée. L'épaisseur de cette hystérésis augmente avec la température de traitement, alors que la pente des "plateaux" a tendance à diminuer. Ce résultat avait également été observé dans la littérature [Drexel et al., 2006] ;
- le fil traité à 275 °C présente une importante hystérésis, avec un plateau contrainte-déformation quasi-horizontale. Comparativement à l'essai de flexion présenté précédemment pour cette même nuance (Fig. 4.13), l'hystérésis est bien plus étendue et le plateau plus marqué. La différence importante entre ces deux essais suggère fortement l'apparition d'une localisation lors de l'essai de traction uni-axiale ;

- enfin, pour les fils traités à 350 et 500 °C, un phénomène de localisation a été observé. Ceci se traduit par la présence de plateaux horizontaux très marqués ; au niveau de ces plateaux, les résultats obtenus ne sont pas représentatifs du comportement réel du matériau, mais plutôt du comportement moyen de l'éprouvette.

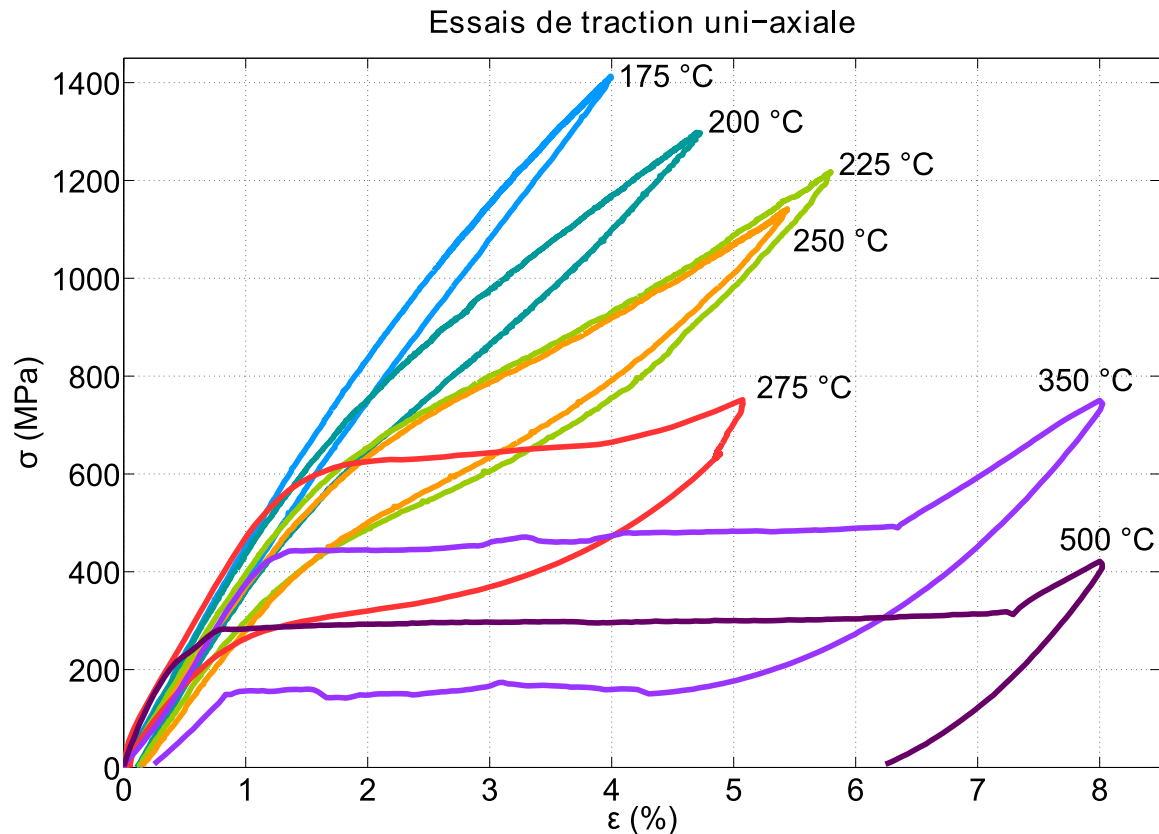


FIGURE 4.23: Essais de traction uni-axiale sur des fils de NiTi traités à différentes températures.

De même que précédemment, le comportement des échantillons de tube de NiTi a également été étudié.

4.4.1.2 Cas des tubes de NiTi

Les échantillons utilisés pour ces essais sont similaires à ceux qui ont été précédemment caractérisés en flexion pure. Les comportements en traction de ces tubes ont été étudiés par Delobelle *et al.* (Fig. 4.24). Ces essais ont été réalisés à température ambiante sur la machine de traction Gabo EPLEXOR 500 N équipée d'un capteur de 500 N. Les tubes ayant été recouverts d'un mouchetis, les déformations ont pu être mesurées de manière globale mais aussi locale à l'aide du logiciel VIC 3D. De la localisation a été observée au cours des essais, sur les courbes présentées Fig. 4.24, les zones de plateau correspondent donc au comportement global de l'ensemble des tubes.

Globalement, ces tubes présentent un comportement de type super-élastique caractéristique, avec la présence d'une importante hystérésis en contrainte-déformation. Dans les

deux cas, il est possible de noter la présence d'un franc plateau horizontal. Ce plateau est le reflet de la localisation apparue au cours des essais. Aux alentours de 0.5 % de déformation, nous notons la présence d'un point d'inflexion (d'avantage visible pour le tube 0.68 mm, Fig. 4.24 cercles en pointillés). Cette allure caractéristique signe une transformation (A) vers (R) comme cela a été décrit précédemment (section 4.2.1.4).

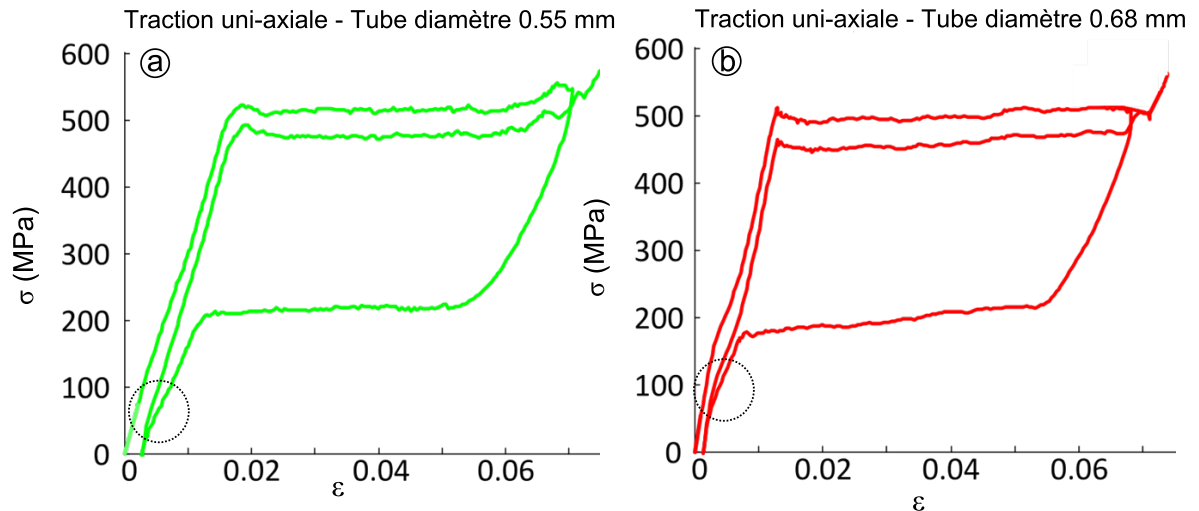


FIGURE 4.24: Essais de traction uni-axiale sur des tubes de NiTi : (a) sur le tube de diamètre ext. 0.55 mm, (b) sur le tube de diamètre ext. 0.68 mm. Il est possible de noter la présence de transformations (A) vers (R) (cercles noirs).

4.4.2 Identification numérique du comportement en compression uni-axiale

Les comportements en traction uni-axiale et en flexion pure des différents échantillons ayant été déterminés expérimentalement, la méthode présentée Section 3.3 a pu être utilisée afin d'identifier les comportements en compression uni-axiale correspondants. Les résultats expérimentaux présentés ci-dessus ont donc servi de données d'entrée pour la méthode d'identification.

Afin d'identifier une loi en compression uni-axiale valable, il est important de disposer de lois en traction uni-axiale et flexion pure qui soient représentatives du comportement réel du matériau. Ainsi, dans cette partie, seuls les échantillons pour lesquels aucune localisation n'a été détectée en traction uni-axiale et en flexion pure ont été utilisés, à savoir les fils de NiTi obtenus pour les traitements à 175, 200, 225, 250 et 275 °C. Le cas de la nuance 275 °C est litigieux dans la mesure où les résultats en traction uni-axiale faisaient suspecter l'apparition d'une localisation. Cependant, l'analyse du champ de déformation obtenue par DIC n'ayant pu objectiver un tel phénomène, cette nuance a été incluse dans cette étude.

Pour les échantillons désignés ci-dessus, la méthode d'identification de la loi en compression uni-axiale a été utilisée avec pour données d'entrée les résultats expérimentaux obtenus précédemment. La bases de splines $\{S_k\}$ utilisée était constituée de 4 splines quadratiques pour les nuances 175 °C, 225 °C et 250 °C, et de 5 splines pour les nuances 225 et 275 °C.

Les lois ainsi identifiées permettent d'étudier l'évolution du comportement en compression uni-axiale en fonction du traitement thermique (Fig. 4.25) :

- de manière similaire à ce qui a été décrit précédemment pour la traction, les lois en compression ont tendance à s'affaïsser lorsque la température de traitement augmente, définissant ainsi un faisceau de courbes s'étalant de 175 à 250 °C ;
- le comportement en compression identifié pour la nuance 275 °C diffère fortement des autres résultats. Il est raisonnable d'attribuer ce résultat à la présence d'une localisation lors de l'essai de traction uni-axiale, ayant conduit à une mauvaise estimation du comportement en traction. Jusqu'à environ -2% de déformation la loi en compression semble en accord avec ce qui aurait pu être attendu : elle est légèrement plus affaïssée que celle de la nuance 250 °C et relativement symétrique par rapport à la traction uni-axiale. Or il est intéressant de remarquer que le plateau observé en traction uni-axiale débute également aux alentours de 2% de déformation. Nous pouvons donc supposer qu'en deçà de cette déformation aucune localisation n'est apparue, et que la loi en traction uni-axiale est licite. Par conséquent, la loi en compression identifiée peut être considérée comme valable pour des déformations inférieures à -2% . Au delà de ce niveau de déformation, une localisation apparaît en traction, et la loi identifiée en compression est faussée. Finalement, cette méthode aura également permis d'objectiver la survenue d'une localisation lors de l'essai de traction uni-axiale ;
- enfin, il est important de noter que toutes les nuances de NiTi étudiées présentent un comportement asymétrique en traction-compression (*cf infra*).

Un moyen d'étudier plus exhaustivement l'asymétrie en traction-compression est de s'intéresser à l'évolution de ratio de symétrie φ défini comme :

$$\varphi(\varepsilon) = \frac{\sigma_{compression}(-\varepsilon)}{\sigma_{traction}(\varepsilon)} \quad (4.1)$$

où ε est un niveau de déformation donné.

Le ratio de symétrie φ a été déterminé pour chacune des nuances de NiTi étudiées ci-dessus (Fig. 4.26) :

- pour tous les échantillons nous notons une fois de plus que le comportement en compression a tendance à s'affaïsser lorsque la température du traitement augmente. Ce phénomène se produit également pour le comportement en traction, ce qui explique l'affaïssement des courbes de flexion pure pour les traitements à plus haute température ;
- pour chacune des nuances étudiées, le ratio de symétrie φ reste quasiment toujours supérieur à 1, signant un comportement en compression plus rigide qu'en traction, ce qui est usuel dans le cas du NiTi [Otsuka and Ren, 2005; Orgéas and Favier, 1998] ;
- concernant la nuance 275 °C, seuls les résultats concernant des déformations inférieures à 2% sont à prendre en compte ;
- pour les traitements de 175 à 250 °C, le ratio de symétrie φ n'est pas constant avec la déformation. En moyenne, il passe d'une valeur de 1.6 pour 0.5% de déformation à 1.9 pour 3% de déformation. Ce résultat semble suggérer que l'effet d'un traitement thermique sur les comportements en traction et en compression est similaire. Ainsi, en première approximation et pour des températures de traitement $T \leq 250$ °C, il

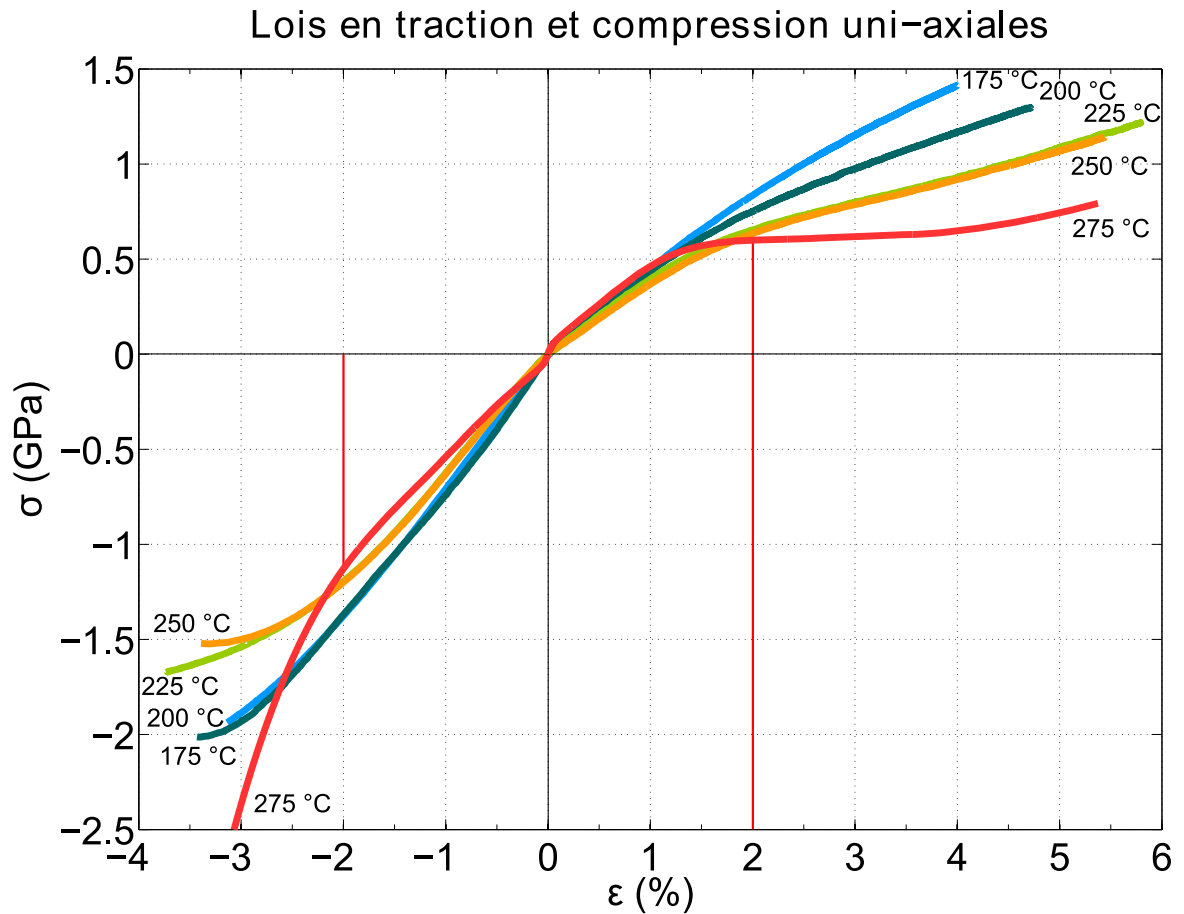


FIGURE 4.25: Lois en compression uni-axiale identifiées par notre méthode numérique et résultats des essais de traction uni-axiale.

est raisonnable d'approximer la loi en compression par la loi en traction augmentée d'un facteur 1.8. Ce résultat peut être utile pour obtenir rapidement un ordre de grandeur du moment de flexion développable par un échantillon de NiTi dont seule la traction uni-axiale est connue.

Un autre reflet de l'asymétrie des nuances de NiTi étudiées est la position de la fibre neutre au cours de l'essai de flexion pure. Comme cela a été précisé précédemment (Section 3.3.3), la méthode utilisée pour identifier le comportement en compression uni-axiale est également capable de déterminer la position de la fibre neutre correspondante (Fig. 4.27).

L'une des principales informations qui peut être tirée de ce résultat est que la fibre neutre n'est quasiment jamais confondue avec la fibre médiane ($\frac{y_0}{r} \neq 0$), et ce quel que soit l'échantillon considéré. Ce résultat confirme l'asymétrie en traction-compression avec un ratio de symétrie $\varphi > 1$ observée précédemment. En effet, les efforts de traction et de compression apparaissant dans la section S du fil doivent être de même norme (équation 3.8). Dans la mesure où le comportement en compression est plus rigide que celui en traction ($\varphi > 1$), le seul moyen d'obtenir l'égalité de ces efforts est de diminuer la portion de la

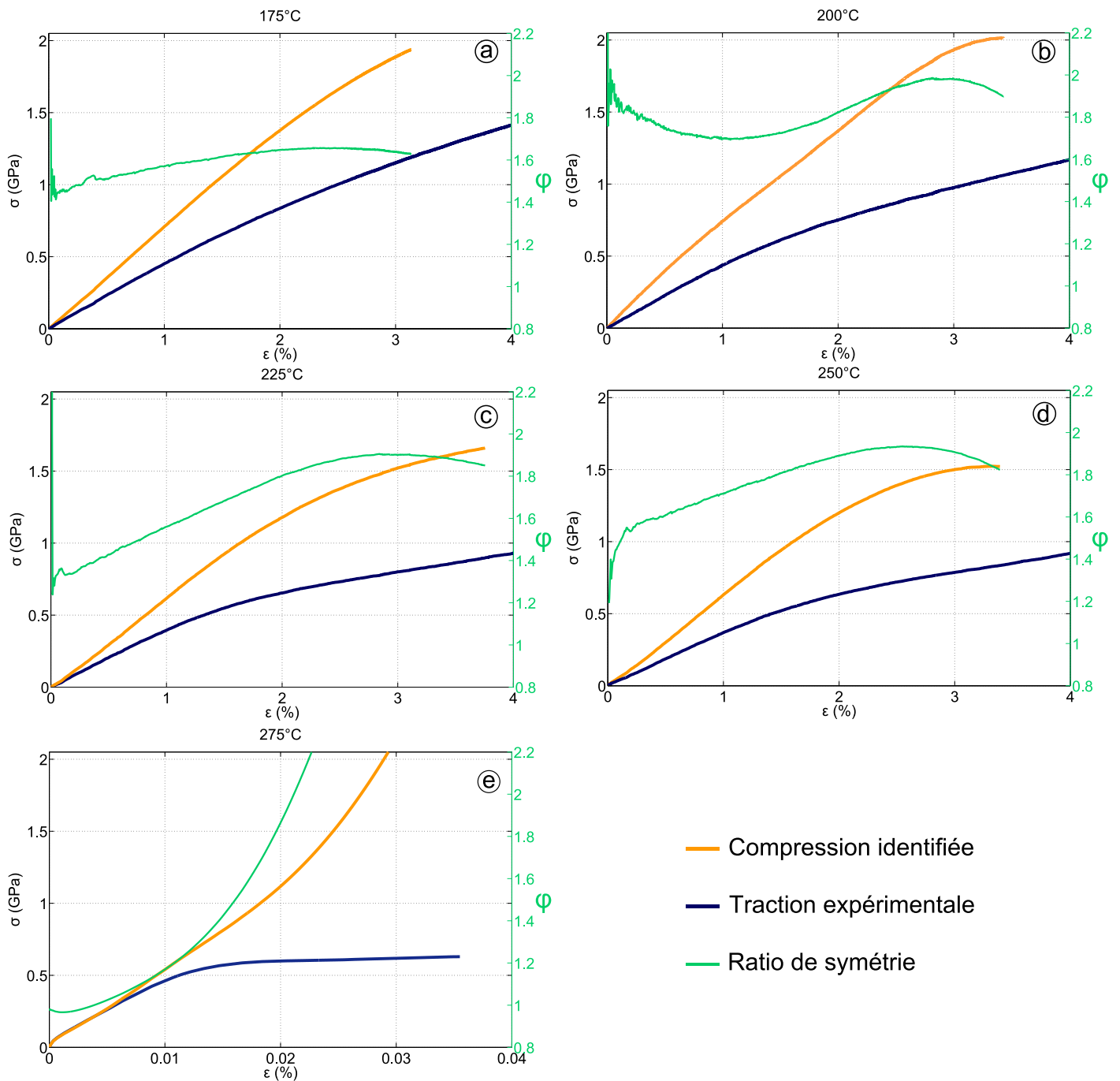


FIGURE 4.26: Loi en compression uni-axiale identifiée par la méthode numérique, résultat de l'essai de traction uni-axiale et évolution du ratio de symétrie correspondant : (a) pour un traitement à 175 °C 30 min, (b) pour un traitement à 200 °C 30 min, (c) pour un traitement à 225 °C 30 min, (d) pour un traitement à 250 °C 30 min, (e) pour un traitement à 275 °C 30 min.

section S qui est soumise à de la compression au bénéfice de la traction. Ce faisant, la position de la fibre neutre est décalée par rapport à la fibre médiane du fil en direction de la zone en compression ($\frac{y_0}{r} < 0$).

Pour tous les échantillons, la fibre neutre s'écarte rapidement de la ligne médiane. Il aurait été légitime de supposer que le NiTi présente une symétrie en traction-compression

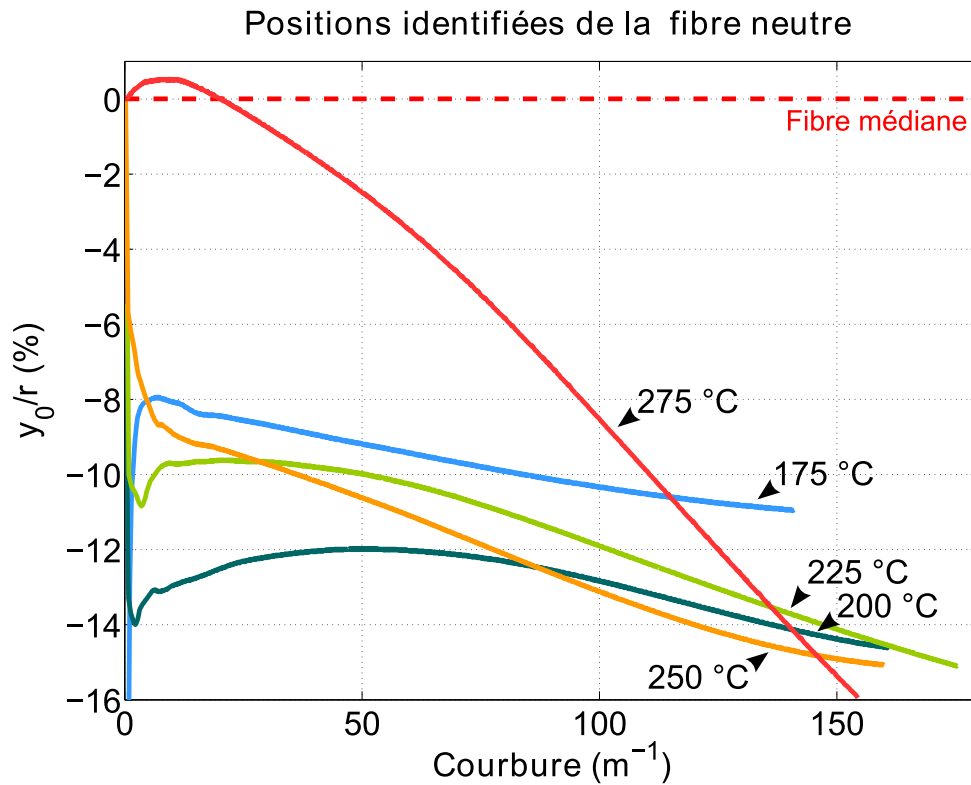


FIGURE 4.27: Position de la fibre neutre identifiée pour les différentes nuances de NiTi.

pour de petites déformations. Ce résultat discordant est probablement dû à une mauvaise détermination de la loi en traction uni-axiale pour les très faibles niveaux de déformation, entraînant des erreurs d'identification de la portion de loi en compression uni-axiale correspondante.

4.4.3 Conclusion

Des essais de traction uni-axiale ont été réalisés sur des échantillons de fils et de tubes de NiTi similaires à ceux qui avaient été utilisés en flexion pure. Les résultats obtenus sont en accord avec ceux présentés dans la littérature. En effet, un traitement thermique, même à faible température, suffit à restaurer les propriétés de transformation de phase du NiTi, qui va alors présenter un comportement super-élastique. L'augmentation de la température de traitement va conduire à l'élargissement de l'hystérésis en contrainte-déformation, et à la diminution des pentes des plateaux de contrainte. Pour les traitements à plus fortes températures des phénomènes de localisations sont observés, se traduisant par l'apparition de plateaux quasi-horizontaux. Au niveau de ces plateaux, les résultats mesurés ne sont plus représentatifs du comportement réel du matériau, mais plutôt du comportement moyenné de l'ensemble de l'éprouvette.

La méthode d'identification de la loi de comportement en compression uni-axiale a ensuite été utilisée, avec pour données d'entrée les résultats expérimentaux de traction uni-axiale et de flexion pure obtenus précédemment. Afin d'assurer la validité des données d'entrée, seules les nuances n'ayant pas présenté de localisation lors des essais de traction uni-axiale et de flexion pure ont été étudiées. Les résultats ainsi obtenus ont permis de

montrer que l'effet des traitements thermiques sur le comportement en compression était similaire à celui observé en traction. Notamment, un affaissement du comportement en compression a été observé avec l'augmentation de la température de traitement. De plus, ces résultats ont également démontré l'existence d'une asymétrie en traction-compression pour toutes les nuances de NiTi étudiées. Cependant, quelque soit l'échantillon considéré, le ratio de symétrie φ dépend de la déformation mais peu de la température de traitement thermique. Ceci confirme le fait que pour les températures considérées, les traitements thermiques ont un effet similaire sur le comportement en traction et en compression.

4.5 Détermination numérique des lois de comportement en cisaillement pur

Afin de compléter la caractérisation des échantillons de NiTi utilisés, des essais de torsion pure ont été réalisés à l'aide du dispositif présenté Section 3.3.4.2. La jauge d'effort était constituée d'un fil d'acier de 1 mm de diamètre et de 970 mm de longueur. Les échantillons suivants ont été utilisés :

- un fil de type Cold-Worked de 0.5 mm de diamètre et de 61.35 mm de longueur ;
- un fil de nuance 175 °C de 0.5 mm de diamètre et de 60.57 mm de longueur ;
- un fil de nuance 200 °C de 0.5 mm de diamètre et de 66.92 mm de longueur ;
- un fil de nuance 225 °C de 0.5 mm de diamètre et de 60.38 mm de longueur ;
- un fil de nuance 250 °C de 0.5 mm de diamètre et de 50.68 mm de longueur ;

Parmi les cinq essais réalisés, seuls les trois premiers (Cold-Worked, 175 °C et 200 °C) se sont révélés en partie exploitables. En effet, lors d'un essai de torsion pure, l'éprouvette va tout d'abord se déformer selon un mode de torsion. À partir d'un certain niveau de chargement, la déformation en flexion deviendra énergétiquement plus favorable que la déformation en torsion. L'échantillon a alors tendance à flamber en flexion et prend une forme hélicoïdale, l'essai n'est alors plus exploitable. Dans le cas de matériaux présentant un comportement élasto-plastique (*e.g.* acier, cuivre), une partie de l'énergie est dissipée par la plastification, permettant de conserver la stabilité de la déformation en torsion, ce qui n'est pas le cas du NiTi super-élastique.

Les résultats obtenus pour ces trois nuances présentent une bonne linéarité (Fig. 4.28, (a)). Ceci n'est pas étonnant dans la mesure où ces nuances présentent un comportement linéaire en traction uni-axiale pour une déformation inférieure à 1 % (Fig. 4.23).

Ces résultats ont ensuite servi de données d'entrée à la méthode d'identification de la loi en cisaillement pur présentée Section 3.3.2. La base $\{S_k\}$ utilisée était composée de 10 splines quadratiques.

Les lois ainsi identifiées présentent la même linéarité (Fig. 4.28, (b)). Les modules de cisaillements G identifiés pour ces nuances sont respectivement $G_{CW}^{torsion} = 23.6$ GPa, $G_{175}^{torsion} = 22.4$ et $G_{200}^{torsion} = 22.1$ GPa. Comparativement, les modules d'Young identifiés pour ces nuances lors des essais de traction uni-axiale étaient de $E_{CW} = 48$ GPa, $E_{175} = 45$ GPa et $E_{200} = 44$ GPa. De manière similaire à ce qui est observé dans le cas de la traction uni-axiale, l'augmentation de la température de traitement conduit donc à une diminution du module de cisaillement apparent G .

Pour un matériau homogène, linéaire et isotrope, il est possible d'exprimer le module de cisaillement G en fonction du module d'Young E :

$$G = \frac{E}{2(\nu + 1)} \quad (4.2)$$

où ν représente le coefficient de poisson. Ainsi, pour les modules d'Young et de cisaillement identifiés expérimentalement, le coefficient de poisson correspondant est quasi-nul. Ce résultat est surprenant, il peut être attribué à des erreurs survenues lors des essais de torsion pure, ou à une anisotropie des nuances de NiTi étudiées.

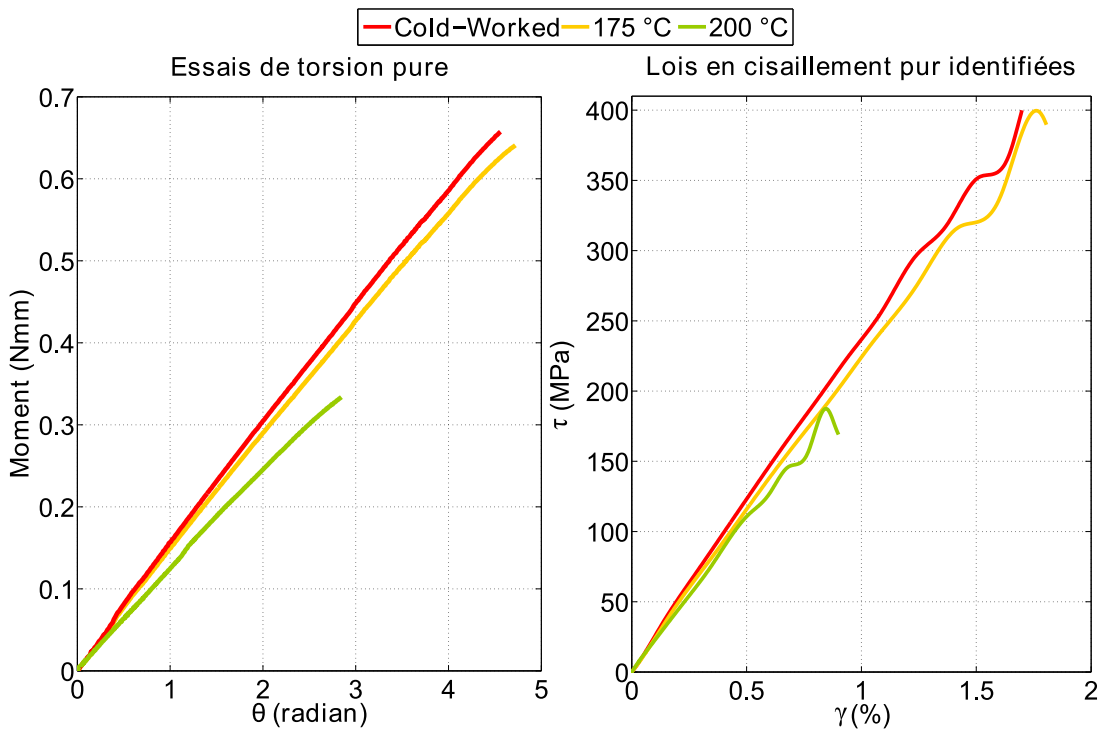


FIGURE 4.28: Étude du comportement en torsion pure : (a) essais expérimentaux de torsion pure, (b) lois en cisaillement pure correspondantes identifiées par la méthode.

Les essais de torsion pure s'étant révélés peu contributifs, il n'a pas été possible d'étudier le comportement des différentes nuances de NiTi pour de plus grandes déformations. Faute de temps, aucune solution n'a pour l'instant été développée pour permettre l'utilisation du dispositif de torsion avec des échantillons de NiTi.

4.6 Conclusion

Ce chapitre a permis une caractérisation mécanique poussée de diverses nuances de NiTi, ainsi que l'étude de l'influence des traitements thermiques sur les lois de comportement. Notamment, des essais de flexion pure ont été réalisés sur différents échantillons de fils et tubes de NiTi. Ces essais ont démontré que l'évolution du comportement en flexion pure en fonction du traitement thermique appliqué était similaire à celle présentée dans la littérature dans le cas de la traction uni-axiale. Il a également été possible de mettre

en évidence l'apparition de phénomènes de localisation lors d'essais de flexion pure sur des tubes et des fils de NiTi. Si la localisation de tubes de NiTi en flexion pure avait déjà été rapportée dans la littérature [Bechle and Kyriakides, 2014], celle de fils de NiTi est un résultat original.

Des essais de traction uni-axiale ont également été menés sur les mêmes échantillons. Les résultats ainsi obtenus sont conformes à ceux présentés dans la littérature, tant du point de vue de l'influence des traitements thermiques que de l'apparition du phénomène de localisation. La méthode d'identification de la loi en compression uni-axiale a ensuite été appliquée aux nuances de NiTi n'ayant pas présenté de localisation en flexion pure et en traction uni-axiale.

Dans le cas des nuances ne présentant pas de localisation (175 °C, 200 °C, 225 °C et 250 °C 30 min), les comportements en flexion pure, traction uni-axiale et compression uni-axiale ont été déterminés. Seuls les lois en cisaillement pur n'ont pu être étudiées, du fait d'une instabilité du dispositif de torsion. Il a ainsi été possible d'étudier l'influence des divers traitements thermiques sur le comportement final de ces matériaux.

Des nuances correspondant à des traitements thermiques plus importants (350 °C et 500 °C 60 min) ont également été étudiées afin de mieux cerner le phénomène de localisation. Il a ainsi été possible de démontrer l'existence de localisations lors d'essais de flexion pure sur des fils de NiTi. L'apparition et la propagation de ces localisations ont également été décrites dans le cas de la flexion, et se sont avérées semblable à ce qui a été présenté dans la littérature dans le cas de la traction uni-axiale. Si le phénomène de localisation n'a pas d'application directe dans le cadre de cette thèse, son étude n'est néanmoins pas dénuée d'intérêt. En effet, dans la mesure où l'apparition d'une localisation va drastiquement modifier le comportement d'un échantillon de NiTi, il est capital de connaître les conditions pouvant conduire à l'apparition de ce phénomène, ainsi que les conditions de propagation associées.

Enfin, le comportement mécanique de deux tubes de NiTi a été déterminé en flexion pure et en traction uni-axiale. Il a notamment été observé que les tubes de NiTi présentaient un comportement très sujet à la localisation, fait qui avait déjà été rapporté par [Bechle and Kyriakides, 2014].

Cette partie a également été l'occasion de démontrer l'étendue du spectre d'application des méthodes et dispositifs présentés au Chapitre 3. Si certains d'entre eux ne sont pas encore parvenus à pleine maturité, ils ont tout de même été en mesure de fournir des résultats originaux sur le comportement du NiTi. Dans l'avenir, ces méthodes pourraient donc se révéler particulièrement intéressantes pour caractériser des matériaux au comportement atypique, tel que d'autres alliages à mémoire de forme, des matériaux du vivant, *etc.*

En conclusion, les résultats présentés dans ce chapitre seront non seulement très utiles au dimensionnement du stent, mais pourront également être utilisés pour le développement d'autres dispositifs basés sur l'utilisation du Nickel-Titane.

Conclusion générale

Récapitulatif

Cette thèse a été motivée par la volonté de proposer un traitement alternatif à la cathétérisation des patients atteints de rétention aiguë d'urine. Dans cette optique, un stent urétral composé d'éléments filiformes d'alliage Nickel-Titane a été proposé. La conception novatrice de ce stent a permis de lui conférer deux mémoires de forme distinctes, activées par chauffage électrique. Cette fonctionnalité rend possible le déploiement du stent en moins de 5 s, offrant donc une alternative réaliste à la cathétérisation. La seconde mémoire de forme entraîne une contraction du stent permettant un retrait aisé sans lésion des tissus prostatiques. Prenant en compte l'anatomie de l'appareil urinaire, la géométrie du stent a été adaptée afin de garantir une libération optimale de l'urètre tout en préservant les fonctions sphinctériennes. Le système d'alimentation électrique a également été dimensionné de manière à ne pas induire de risque pour le patient. En outre, le stent a été doté d'un coating en silicone bio-compatible permettant de protéger les tissus urétraux lors de la chauffe.

Lors de l'activation du stent, les fils et tubes de NiTi le composant sont majoritairement sollicités en flexion. Dans le cas du NiTi, peu d'études se sont intéressées à la validation expérimentale des prédictions numériques de comportement en flexion de tels éléments. Ce comportement est pourtant primordial pour concevoir un dispositif fonctionnel. Un dispositif expérimental de flexion pure permettant d'atteindre de faibles rayons de courbure sur des échantillons filiformes a donc été conçu. Ce dispositif est basé sur l'utilisation de joints de Cardan, et permet de transmettre un couple pur à l'éprouvette. Des phases de validations numériques et expérimentales sur des matériaux connus (acier écroui et cuivre recuit) ont permis de valider les capacités de cet outil. Parallèlement à la conception de ce dispositif, une méthode permettant l'identification du rayon de courbure local de l'éprouvette a été développée. Cette méthode s'est montrée capable d'identifier un rayon de courbure local avec une erreur inférieure à 0.1 % dans le cas d'une courbure uniforme, et inférieure à 1 % dans le cas d'une courbure hétérogène. L'utilisation combinée de ce dispositif et de cette méthode a notamment permis d'accéder aux comportements en flexion pure de divers échantillons de fils et tubes de NiTi, mais également de mettre en évidence

des phénomènes de localisation sur ces deux types d'éprouvette. Au moyen d'une analyse locale de la courbure des échantillons au cours des essais, il a été possible d'étudier la nucléation et la propagation de fronts de localisation dans l'éprouvette.

Afin d'étayer notre connaissance du comportement mécanique des alliages NiTi, une méthode numérique permettant l'identification de lois de comportement à partir de résultats d'essais expérimentaux à champ de contrainte non uniforme a été développée. Cette méthode permet notamment l'identification du comportement en cisaillement pur à partir d'essais de torsion pure, ainsi que l'identification du comportement en compression uni-axiale à partir d'essais de traction uni-axiale et de flexion pure. De plus, notre méthode permet également d'identifier la position de la fibre neutre lors de l'essai de flexion pure correspondant. Les capacités de cette méthode ont été évaluées numériquement, à l'aide de lois matériaux créées arbitrairement et de simulations d'essais expérimentaux effectuées à partir de ces lois. Les résultats ainsi obtenus étaient de grande qualité, les lois étant identifiées avec des erreurs de l'ordre de 0.01 % pour la loi en cisaillement pur, de -0.05 % pour la loi en compression uni-axiale et de 0.002 % pour la position de la fibre neutre.

Une phase de validation utilisant des résultats issus d'essais expérimentaux sur des échantillons de matériaux bien connus (acier écroui et cuivre recuit) a également été réalisée. La méthode d'identification s'est révélée moins performante dans ce contexte, tout en conservant cependant une efficacité plus qu'honorable. Il a ainsi été possible d'identifier le module de cisaillement de l'acier avec une erreur de 0.6 %, ainsi que la loi contrainte-déformation en cisaillement pur du cuivre avec une erreur relative moyenne de -8.8 %. De même, en utilisant les résultats expérimentaux issus d'un essai de traction uni-axiale et d'un essai de flexion pure, la méthode a fourni une identification de la loi contrainte-déformation en compression uni-axiale du cuivre avec une erreur relative moyenne de 1.8 %, et de la position de la surface neutre y_0 avec une erreur relative moyenne de 0.84 %. Cette phase de validation expérimentale a également permis de mettre en exergue un phénomène d'instabilité prenant l'allure d'oscillations. Il semble que ce phénomène soit particulièrement influencé par l'importance des erreurs qui entachent les données d'entrée, ainsi que par le choix de la base $\{S_k\}$ utilisée.

L'utilisation de cette méthode a permis l'identification du comportement en compression uni-axiale de divers échantillons de fils de NiTi. Il a ainsi été possible de constater une asymétrie du comportement en traction-compression pour toutes les nuances de NiTi considérées, qui présentent un comportement globalement plus raide en compression qu'en traction. Pour les traitements allant de 175 à 250 °C, il a notamment été remarqué que le ratio de symétrie φ tendait vers 1.8. Cette dissymétrie s'est également traduite par un décalage de la fibre neutre au cours des essais de flexion pure vers la zone en compression, augmentant ainsi la portion de l'échantillon chargée en traction. Les résultats fournis par la méthode se sont révélés peu fiables dans le cas où un phénomène de localisation était intervenu lors de l'essai de traction uni-axiale. En effet, il est probable que cette localisation soit responsable d'une erreur dans l'estimation du comportement en traction, conduisant à une instabilité de la méthode. Pour l'heure, la méthode n'est donc pas utilisable avec des résultats issus d'essais où une localisation est survenue.

Perspectives

Application des résultats à la réalisation de prototypes de stents

Les outils développés au cours de cette thèse ont donc permis une caractérisation poussée du comportement mécanique des fils et tubes de NiTi entrant dans la composition du stent. Le développement et la validation de ces outils ayant nécessité un grand investissement, peu de temps a malheureusement été consacré à la réalisation de prototypes de stent (les travaux réalisés dans ce domaine sont présentés en Annexe A). L'une des perspectives principales de cette thèse consiste donc en l'utilisation des outils et résultats obtenus, pour la réalisation de prototypes de stents. Les méthodes développées dans cette thèse devraient notamment permettre de déterminer les traitements thermiques et géométries d'éducation adéquats au bon fonctionnement du stent.

Les objectifs de la réalisation d'un tel prototype sont doubles. Tout d'abord, cela constituerait une très bonne illustration du fonctionnement du stent, ainsi qu'une preuve de faisabilité. Ceci serait particulièrement utile pour une démarche de prospection visant au licenciement du brevet. Enfin, l'obtention d'un prototype permettrait d'envisager des essais d'expansion/retrait sur des sujets anatomiques, voire d'essais cliniques sur modèle animal.

Développement du dispositif de flexion pure

Le dispositif de flexion pure a fourni des résultats originaux relatifs aux comportements en flexion des alliages NiTi. Des phénomènes de localisations ont également été être observés. D'autres types d'essais pourraient être menés, notamment des expériences faisant intervenir un contrôle ou un balayage en température. De plus, deux points principaux pourraient permettre d'améliorer ce dispositif.

Tout d'abord, il serait particulièrement intéressant de disposer d'un dispositif permettant la réalisation d'essais de flexion pure tout en maintenant une portion de l'échantillon fixée dans l'espace. Ceci permettrait de réaliser une analyse DIC et d'accéder au champ de déformation locale, ainsi qu'à la position de la fibre neutre. Ce résultat pourrait ensuite être confronté aux résultats fournis par la méthode d'identification. Dans le même but, il pourrait également être envisagé de coupler ce dispositif avec une analyse par caméra thermique.

Enfin, nous avons vu précédemment que le phénomène de localisation notamment était très dépendant de la température locale du matériau. Afin de contrôler cette température locale, il est possible d'imaginer une nouvelle version du dispositif dans laquelle l'échantillon serait placé dans un bain thermostaté. Ce bain permettrait également d'ouvrir le champ d'application de ce dispositif aux matériaux du vivant, en réalisant des essais se rapprochant des conditions *in vivo* (*e.g.* en remplissant le bain de liquide physiologique).

Amélioration du dispositif de torsion

Le dispositif de torsion utilisé au cours de cette thèse a fourni des résultats fiables sur des échantillons d'acier écroui et de cuivre recuit. Les résultats obtenus sur le NiTi étaient cependant de moins bonne qualité voire inexploitable, du fait de la survenue d'un

flambement en flexion. Il serait donc intéressant de stabiliser ces essais, afin d'obtenir une meilleure caractérisation du comportement en cisaillement pur des échantillons de NiTi. Une piste d'amélioration pourrait être d'appliquer un effort connu en traction, ce qui permettrait de retarder l'apparition du flambement en flexion. Il serait alors nécessaire de prendre en compte cet effort lors du dépouillement des résultats.

Amélioration de la stabilité de la méthode d'identification

La méthode d'identification a permis d'obtenir une première estimation du comportement en compression uni-axiale de certaines nuances de NiTi. Il a cependant été mis en évidence un phénomène d'instabilité, pouvant induire des erreurs sur les lois identifiées. Ainsi, une étude plus poussée des paramètres influants sur cette erreur, ainsi qu'une estimation de son amplitude permettrait d'améliorer la qualité des résultats fournis. Il serait notamment possible d'envisager une optimisation de la base $\{S_k\}$. Augmenter la robustesse de la méthode aux erreurs sur les lois expérimentales d'entrée permettrait également son application à des essais ayant présenté de la localisation.

Prototype et premières applications

A.1 Introduction

Cette thèse a avant tout permis la mise en place de divers outils expérimentaux et numériques, dont l'objectif final est la conception d'un stent urétral répondant au cahier des charges défini Chapitre 2. Si les résultats fondamentaux présentés Chapitre 4 sur le comportement mécanique du NiTi seront très utiles pour la réalisation du stent, l'obtention d'un tel dispositif passe également par des étapes de prototypage. Dans ce chapitre annexe sont présentés les premiers prototypes de stent, ainsi que quelques essais permettant de valider certaines fonctionnalités du stent. Trois aspects particuliers ont été étudiés : la conception pratique d'un stent, l'interaction du fil et du tube ainsi que l'étude de l'influence d'un enrobement en silicone. De par la dimension très expérimentale de ce chapitre, les travaux présentés doivent d'avantage être appréhendés comme une illustration de ce qui a été décrit précédemment que comme un résultat en soi.

A.2 Réalisation d'un prototype de stent

Dans l'optique de concevoir un stent urétral fonctionnel, un premier prototype de stent a été réalisé. Ce stent est basé sur le mode de réalisation associant un fil et un tube de NiTi. Les différentes étapes de réalisation de ce prototype, ainsi qu'un essai préliminaire, sont présentés dans cette section.

A.2.1 Shape setting

Le stent urétral développé au cours de cette thèse s'appuie sur l'utilisation de deux éléments filiformes que sont un tube de 0.68 mm de diamètre externe pour 0.56 mm de diamètre interne, et un fil de NiTi de 0.5 mm de diamètre (*cf.* Chapitre 2). Afin de permettre l'expansion de la lumière urétrale une géométrie hélicoïdale a été conférée à ces éléments. Pour ce faire, la portion de fil (respectivement de tube) nécessaire à la réalisation du stent est enroulée autour d'une barre de diamètre calibré. Les extrémités de l'échantillon sont maintenues au moyen de serflexs (Fig. A.1, (a)). L'échantillon est ensuite placé dans

un four pour y subir le traitement thermique choisi. À la sortie du four les serflexs sont ôtés, l'échantillon conserve alors sa géométrie d'éducation (Fig. A.1, (a)) : ce procédé est appelé "shape setting". Dans le cas présenté dans cette section, le fil a été enroulé autour d'un cylindre de 8 mm de diamètre puis a subi un traitement thermique à 350 °C durant 1 h, et le tube un traitement thermique à 350 °C pendant 30 min autour d'un cylindre de 11 mm de diamètre. La Fig. A.1, (b) montre les formes de ces deux éléments après shape setting.

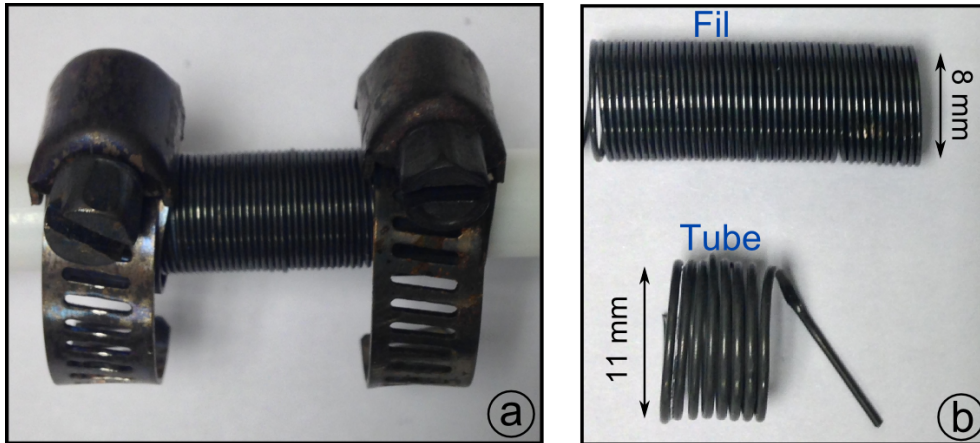


FIGURE A.1: Mise en forme des éléments constitutifs du stent : (a) fil contraint dans une géométrie hélicoïdale avant traitement, (b) fil et tube de NiTi obtenus après traitement thermique.

A.2.2 Assemblage du stent

Le stent est ensuite obtenu en insérant manuellement le fil à l'intérieur du tube. D'un point de vue pratique, cette étape peut être plus difficile qu'il n'y paraît. En effet, dû aux frottements entre les deux éléments il est parfois difficile de réaliser l'insertion du fil sur une longueur permettant l'obtention d'un stent de 4 cm de long (Fig. A.2). Si la production du stent venait à être industrialisée il serait nécessaire de concevoir un mode d'insertion plus fonctionnel.

Un moyen d'illustrer le principe de fonctionnement du stent est de s'intéresser à une étape intermédiaire de l'insertion, où le fil n'est que partiellement inséré dans le tube. Trois portions de compositions différentes sont alors observables : le fil seul, le fil inséré dans le tube et le tube seul. En plaçant cet échantillon dans de l'eau à 100 °C il est possible d'activer toutes les mémoires de formes et d'observer les géométries correspondant à chacune de ces situations (Fig. A.2). Notamment, nous pouvons noter la présence d'un diamètre intermédiaire D_2 dans le cas de l'association fil et tube, tel que $D_1 < D_2 < D_3$. Ce diamètre est le reflet de l'équilibre mécanique qui s'établit entre l'élément tube qui agit pour expandre le stent et l'élément fil qui tente au contraire de contracter le stent.

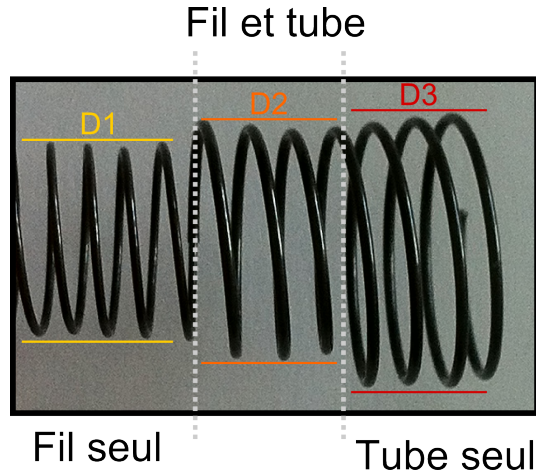


FIGURE A.2: Phase d'insertion du fil dans le tube : différentes géométries obtenues lors de l'activation des deux mémoires de forme.

A.2.3 Activation du stent

Le prototype de stent correspond à la portion centrale associant le fil et le tube. Pour les raisons explicitées ci-dessus il n'a pas été possible d'obtenir un prototype de stent de la longueur voulue : le prototype ayant servi aux essais d'activation comprenait 4 spires. Afin d'étudier les phases d'expansion et de contraction du stent, le prototype a été refroidi, de sorte que ses éléments constitutifs soient à l'état martensitique. Le prototype a alors été positionné sur une sonde urinaire en silicone de 20 Ch ($\simeq 6.7$ mm), censée représenter le cathéter d'insertion. Les extrémités du stent ont ensuite été reliées à une alimentation électrique constituée par deux piles LR6AA de 1.5 V (Fig. A.3, (a)).

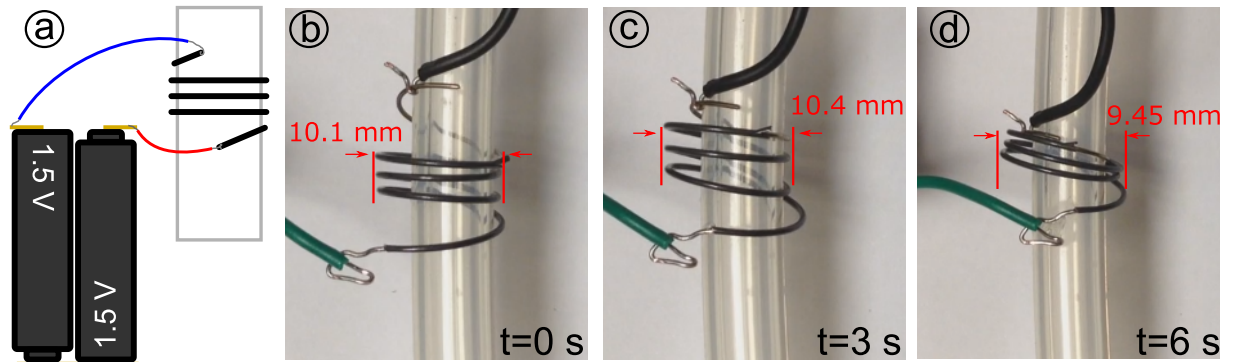


FIGURE A.3: Essai d'activation du prototype de stent : (a) montage expérimental, (b) stent à $t = 0$ s, (c) activation de la première mémoire de forme à $t \simeq 3$ s, (d) activation de la seconde mémoire de forme à $t \simeq 6$ s.

Durant les 3 premières secondes le prototype est en phase de chauffe, aucune des mémoires de forme n'est activée et le prototype conserve donc sa géométrie initiale avec un diamètre externe de 10.1 mm (Fig. A.3, (b)). À l'instant $t \simeq 3$ s, la température du prototype a atteint $T > T_{tube}$. La mémoire de forme du tube est alors activée permettant l'expansion du prototype qui voit son diamètre externe augmenter à 10.4 mm (Fig. A.3, (c)). La chauffe du prototype se poursuit jusqu'à l'instant $t \simeq 6$ s où la température atteint

$T > T_{fil}$. Ce faisant, la mémoire de forme du fil est activée. Le fil exerce alors un moment opposé à celui du tube afin de contracter le stent, ce qui entraîne une diminution du diamètre externe du prototype à 9.45 mm (Fig. A.3, (d)).

Ces différentes phases sont difficilement visibles sur les photographies présentées (Fig. A.3, (b)-(d)). En effet, comme cela a été précisé précédemment (Section 2.3.1, Table 2.1) la variation de diamètre visée entre l'expansion et la contraction est de l'ordre de 1 mm.

A.2.4 Réalisation d'un coating silicone

Un moyen de diminuer les risques de brûlure lors des activations du stent est de doter le stent d'un coating en silicone bio-compatible. À terme, ce coating pourrait également permettre une isolation électrique du stent. Dans le cas idéal le coating en silicone serait disposé tout du long du tube de NiTi, de sorte qu'il forme lui même un deuxième tube de géométrie hélicoïdale. Ce mode de réalisation nécessite malheureusement une conception particulière qui n'a pu être développée dans cette thèse. Une solution alternative consistant en une couche de silicone recouvrant l'ensemble du stent a été étudiée.

Cette jupe de silicone a été réalisée au moyen d'un dispositif de moulage développé par Rey *et al.* [Rey *et al.*, 2014a]. Le prototype de stent utilisé pour cet essai était constitué d'un fil seul, à spires volontairement non jointives. En effet, outre l'aspect faisabilité, la réalisation de ce coating avait pour but de déterminer si le stent serait à même de modifier sa géométrie une fois enrobé dans une couche de silicone. Le prototype de stent a donc été refroidi jusqu'à atteindre l'état martensitique, puis étiré de manière pseudo-plastique. Le coating en silicone a ensuite été moulé à température ambiante afin de ne pas activer précocement la mémoire de forme. Le silicone utilisé était un silicone bio-compatible fourni par la société Bluestar® (réf. RTV 4404).



FIGURE A.4: Coating de silicone biocompatible obtenu au moyen du dispositif développé par Rey *et al.* [Rey *et al.*, 2014a].

Le coating ainsi obtenu a permis de recouvrir l'ensemble du fil (Fig. A.4), permettant ainsi de limiter les risques associés au chauffage.

Cet échantillon a ensuite été utilisé pour observer l'influence du coating en silicone sur l'activation de la mémoire de forme. L'échantillon présenté Fig. A.4 a donc été placé dans l'enceinte asservie en température de la GABO EPLEXOR 500 N. La température a ensuite été augmentée progressivement à une vitesse d'environ 5 °C par minute. Une caméra a été placée devant l'enceinte de manière à suivre qualitativement l'évolution de la géométrie du stent.

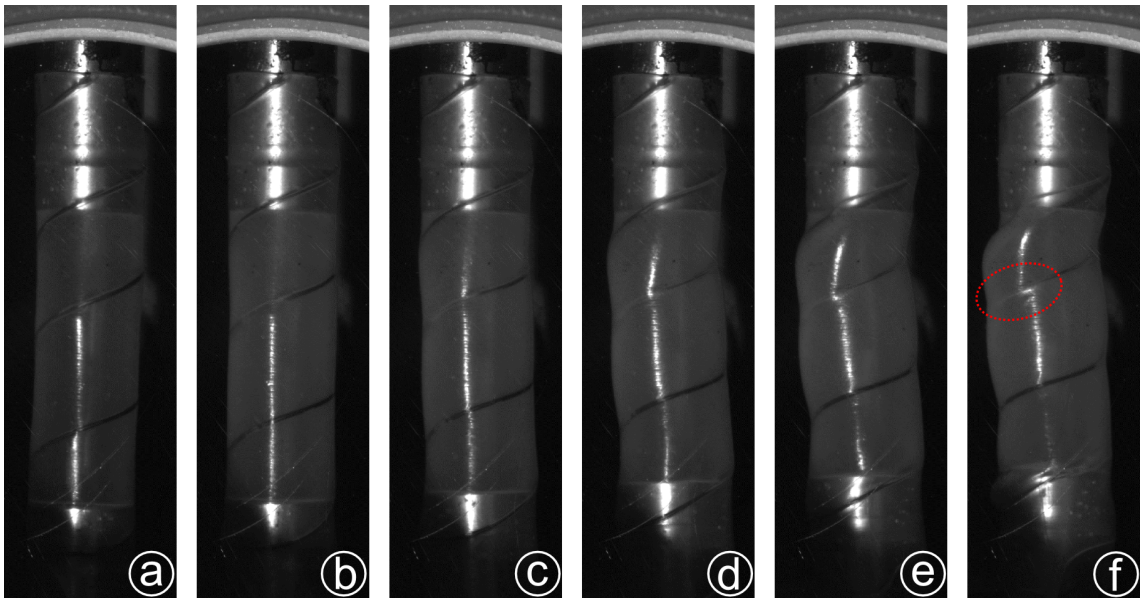


FIGURE A.5: Activation d'un prototype de stent enrobé dans un coating de silicone bio-compatible ; (a) $T \simeq 24$ °C, (b-c-d) $T \simeq 32$ °C, (e-f) $T \simeq 33$ °C.

Les photographies réalisées durant l'essai permettent de suivre l'activation du stent (Fig. A.5). Au fur et à mesure du chauffage la longueur du stent diminue, entraînant une déformation importante de la jupe en silicone qui prend un aspect boursoufflé. L'enrobage silicone ne semble pas empêcher l'activation du stent, au contraire, il apparaît même qu'à certains endroits le stent se soit extirpé du coating (Fig. A.5, (f) cercle rouge). Afin d'éviter ce décollement, il aurait été possible d'utiliser des techniques permettant d'améliorer l'adhésion à l'interface silicone-NiTi [Rey et al., 2014b].

A.3 Conclusion

Cette partie a permis d'illustrer le fonctionnement du stent à travers la réalisation de différents prototypes et essais. Cette thèse ayant nécessité le développement de nombreux outils expérimentaux et numériques, peu de temps à malheureusement pu être consacré à la réalisation de démonstrateurs. Ceci explique que les prototypes actuels soient encore éloignés du stent final recherché. Une phase d'utilisation des outils développés dans cette thèse doit à présent être menée afin de déterminer les traitements thermiques et géométries d'éducation adéquats pour la réalisation du stent.

ANNEXE

B

Documents annexes

SCORE INTERNATIONAL SYMPTOMATIQUE DE LA PROSTATE (I-PSS)								
	Jamais	Environ 1 fois sur 5	Environ 1 fois sur 3	Environ 1 fois sur 2	Environ 2 fois sur 3	Presque toujours		
Au cours du dernier mois écoulé, avec quelle fréquence avez-vous eu la sensation que votre vessie n'était pas complètement vidée après avoir uriné ?	0	1	2	3	4	5	<input type="text"/>	
Au cours du dernier mois écoulé, avec quelle fréquence avez-vous eu besoin d'uriner à nouveau moins de 2 heures après avoir fini d'uriner ?	0	1	2	3	4	5	<input type="text"/>	
Au cours du dernier mois écoulé, avec quelle fréquence avez-vous eu une interruption du jet d'urine, c'est-à-dire démarrage du jet, puis arrêt, puis redémarrage ?	0	1	2	3	4	5	<input type="text"/>	
Au cours du dernier mois écoulé, après en avoir ressenti le besoin, avec quelle fréquence avez-vous eu des difficultés à retenir votre envie d'uriner ?	0	1	2	3	4	5	<input type="text"/>	
Au cours du dernier mois écoulé, avec quelle fréquence avez-vous eu une diminution de la taille ou de la force du jet d'urine ?	0	1	2	3	4	5	<input type="text"/>	
Au cours du dernier mois écoulé, avec quelle fréquence avez-vous dû forcer ou pousser pour commencer à uriner ?	0	1	2	3	4	5	<input type="text"/>	
	Jamais	1 fois	2 fois	3 fois	4 fois	5 fois		
Au cours du dernier mois écoulé, combien de fois par nuit, en moyenne, vous êtes-vous levé pour uriner (entre le moment de votre coucher le soir et celui de votre lever définitif le matin) ?	0	1	2	3	4	5	<input type="text"/>	
I-PSS score S : 0 – 7 = léger 8 – 19 = modéré 20 – 35 = sévère							<input type="text"/>	
Score I-PSS TOTAL S =							<input type="text"/>	
ÉVALUATION DE LA QUALITÉ DE VIE LIÉE AUX SYMPTÔMES URINAIRES								
	Très satisfait	Satisfait	Plutôt satisfait	Partagé	Plutôt ennuyé	Ennuyé	Très ennuyé	
Vous venez d'expliquer comment vous urinez. Si vous deviez vivre le restant de votre vie de cette manière, diriez-vous que vous en seriez :	0	1	2	3	4	5	6	<input type="text"/>
Évaluation de la qualité de vie L =							<input type="text"/>	



Bibliographie

- Ahn, B.-M., Kim, J., Ian, L., Rha, K.-H., and Kim, H.-J. (2010). Mechanical property characterization of prostate cancer using a minimally motorized indenter in an ex vivo indentation experiment. *Urology*, 76(4) :1007–11.
- Aktas, B. K., Bulut, S., Gokkaya, C. S., Ozden, C., Salar, R., Aslan, Y., Baykam, M. M., and Memis, A. (2014). Association of prostate volume with voiding impairment and deterioration in quality of life after prostate biopsy. *Urology*, 83(3) :617–21.
- Aljerf, M. (2011). *Propriété Mécaniques des Verres Métalliques. Mise en Forme et Applications*. PhD thesis, Université de Grenoble.
- ANAES (2003). Prise en charge diagnostique et thérapeutique de l’hypertrophie bénigne de la prostate Recommandations. Technical report, HAS.
- Antherieu, G., Connesson, N., Favier, D., Mozer, P., and Payan, Y. (2015). Principle and Experimental Validation of a new Apparatus Allowing Large Deformation in Pure Bending : Application to thin Wire. *Experimental Mechanics*.
- Arnold, G., Calloch, S., Dureisseix, D., and Billardon, R. (2003). A pure bending machine to identify the mechanical behaviour of thin sheets. In *6th International ESAFORM Conference on Material Forming*, pages 1–4.
- Baba, S. and Ono, Y. (2006). *Interventional Management of Urological Diseases*, volume 8 of *Recent Advances in Endourology*. Springer Japan, Tokyo.
- Barber, N. J., Roodhouse, A. J., Rathenborg, P., Nordling, J., and Ellis, B. W. (2005). Ease of removal of thermo-expandable prostate stents. *BJU international*, 96(4) :578–80.
- Bart, S., Mozer, P., Even-Schneider, A., Denys, P., Richard, F., and Chartier-Kastler, E. (2008). Endoprothèses urétrales de Fabian (Urospiral, Coloplast) Indications et technique de pose. *Progrès en Urologie - FMC*, 18(2) :F25–F28.
- Bechle, N. and Kyriakides, S. (2014). Localization in NiTi tubes under bending. *International Journal of Solids and Structures*, 51(5) :967–980.

- Braf, Z., Chen, J., Sofer, M., and Matzkin, H. (1996). Intraprostatic Metal Stents (Prostakath[®] and Urospiral[®]) : More than 6 Years' Clinical Experience with 110 Patients. *Journal of Endourology*, 10(6) :555–558.
- Braz, F., Mahesh, K., and Dos Santos, A. (2013). Thermomechanical Treatments for Ni-Ti Alloys. In *Shape Memory Alloys - Processing, Characterization and Applications*. InTech.
- Brinson, L. (2004). Stress-induced transformation behavior of a polycrystalline NiTi shape memory alloy : micro and macromechanical investigations via in situ optical microscopy. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 52(7) :1549–1571.
- Buehler, W. J., Gilfrich, J. V., and Wiley, R. C. (1963). Effect of Low-Temperature Phase Changes on the Mechanical Properties of Alloys near Composition TiNi. *Journal of Applied Physics*, 34(5) :1475.
- Collège des universitaires de Maladies Infectieuses et Tropicales (2013). *E.PILLY - Maladies infectieuses et tropicales 2014*.
- Connesson, N., Antherieu, G., Favier, D., and Payan, Y. (2014). Dispositif de test mécanique en flexion pure et procédé de mise en oeuvre.
- Corona, E. and Kyriakides, S. (1988). On the collapse of inelastic tubes under combined bending and pressure. *International journal of solids an*, 24(5) :505–535.
- Coulange, C. (2010). Cystoscopie. *Progrès en urologie : journal de l'Association française d'urologie et de la Société française d'urologie*, 20(11) :822–6.
- Crockett, A. T., Aso, Y., and Denis, L. (1995). Recommendations of the International Consensus Committee concerning : 4.Treatment recommendations for benign prostatic hyperplasia (BPH). In *3rd International Consultation on Benign Prostatic Hyperplasia*, Monaco.
- Crouzet, J., Bertrand, X., Venier, a. G., Badoz, M., Husson, C., and Talon, D. (2007). Control of the duration of urinary catheterization : impact on catheter-associated urinary tract infection. *The Journal of hospital infection*, 67(3) :253–7.
- Delobelle, V., Chagnon, G., Favier, D., and Alonso, T. (2016). Study of electropulse heat treatment of cold worked NiTi wire : From uniform to localised tensile behaviour. *Journal of Materials Processing Technology*, 227 :244–250.
- Delville, R., Malard, B., Pilch, J., Sittner, P., and Schryvers, D. (2010). Microstructure changes during non-conventional heat treatment of thin Ni-Ti wires by pulsed electric current studied by transmission electron microscopy. *Acta Materialia*, 58(13) :4503–4515.
- Drake, R., Wayne Vogl, A., and Mitchell, A. (2010). *Gray's anatomy for students, 2nd Edition*. Elsevier Inc.
- Drexel, M., Selvaduray, G., and Pelton, A. (2006). The Effects of Cold Work and Heat Treatment on the Properties of Nitinol Wire. In *Proceedings of the International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies*, pages 447–454. ASM International.

- Dryden, J. (2007). Bending of inhomogeneous curved bars. *International Journal of Solids and Structures*, 44(11-12) :4158–4166.
- Ducros, X. (2005). *Thermodynamique 1e année MPSI-PCSI-PTSI : Fiches, méthodes et exercices corrigés*. Ellipses, taupe-nive edition.
- Fabian, K. (1980). The intra-prostatic "partial catheter" (urological spiral). *Urologe A*, 19(4) :236–238.
- Favier, D., Louche, H., Schlosser, P., Orgéas, L., Vacher, P., and Debove, L. (2007). Homogeneous and heterogeneous deformation mechanisms in an austenitic polycrystalline Ti-50.8at.% Ni thin tube under tension. Investigation via temperature and strain fields measurements. *Acta Materialia*, 55(16) :5310–5322.
- Fish, R., Geddes, L., and Babbs, C. (2003). *Medical and Bioengineering Aspects of Electrical Injuries*. Lawyers & Judges Publishing Company.
- Fourcade, R.-O., Picot, M.-C., Gaudin, A.-F., Texier, N., and Slama, A. (2007). Facteurs déterminant le choix thérapeutique des urologues pour la prise en charge des patients ayant une hypertrophie bénigne de la prostate. *La Presse Médicale*, 36(5) :755–763.
- Foxman, B. (2003). Epidemiology of urinary tract infections : incidence, morbidity, and economic costs. *Disease-a-month : DM*, 49(2) :53–70.
- français des Urologues, C. (2015). *Urologie*. Elsevier Masson, 3e édition edition.
- Ghanbari Ghazijahani, T. and Showkati, H. (2013). Experiments on cylindrical shells under pure bending and external pressure. *Journal of Constructional Steel Research*, 88 :109–122.
- Harkaway, R. (2007). What are the views of patients and urologists on benign prostatic hyperplasia and its management ? *European Urology Supplements*, 6 :454–459.
- Harrison, N. W. and De Souza, J. V. (1990). Prostatic stenting for outflow obstruction. *British Journal of Urology*, 65(2) :192–196.
- Hoc, T., Rey, C., and Paris, E. C. (2000). Effect of the Free Surface on Strain Localization in Mild Steel. *Scripta Materialia*, 42 :1053–1058.
- Hoefnagels, J., Buizer, C., and Geers, M. (2011). A miniaturized contactless pure-bending device for in-situ SEM failure analysis. *Experimental and Applied Mechanics*, 6 :587–596.
- Kirby, R., McConnell, J., Fitzpatrick, John, Roehrborn, C., and Boyle, P. (2004). *Textbook of Benign Prostatic Hyperplasia*. CRC Press, 2nd edition.
- Kyriakides, S. and Ju, G. (1992). Bifurcation and localization instabilities in cylindrical shells under bending - I Experiments. *International Journal of Solids and Structures*, 29(9) :1117–1142.

- Lee, G., Marathe, S., Sabbagh, S., and Crisp, J. (2005). Thermo-expandable intra-prostatic stent in the treatment of acute urinary retention in elderly patients with significant co-morbidities. *International urology and nephrology*, 37(3) :501–4.
- Lekhnitskii, S. (1979). On the bending of a plane inhomogeneous curved beam. *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*, 43(1) :182–183.
- Li, M. and Zinkle, S. (2012). Physical and Mechanical Properties of Copper and Copper Alloys. In *Comprehensive Nuclear Materials*, pages 667–690. Elsevier.
- Lin, H., Wu, S., Chou, T., and Kao, H. (1991). The effects of cold rolling on the martensitic transformation of an equiatomic TiNi alloy. *Acta Metallurgica et Materialia*, 39(9) :2069–2080.
- Liu, Y., Liu, Y., and Humbeeck, J. (1998). Lüders-like deformation associated with martensite reorientation in NiTi. *Scripta Materialia*, 39(8) :1047–1055.
- Liu, Y., Van Humbeeck, J., Stalmans, R., and Delaey, L. (1997). Some aspects of the properties of NiTi shape memory alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 247(1) :115–121.
- McClaffin, D. (2004). Torsional deformation and fatigue of hardened steel including mean stress and stress gradient effects. *International Journal of Fatigue*, 26(7) :773–784.
- McNicholas, T. and Mitchell, S. (2003). Benign prostatic hyperplasia. *The Lancet*, 361(9366) :1359–1367.
- McNicholas, T. and Swallow, D. (2011). Benign prostatic hyperplasia. *Surgery (Oxford)*, 29(6) :282–286.
- Meng, Q., Liu, Y., Yang, H., Shariat, B. S., and Nam, T.-h. (2012a). Functionally graded NiTi strips prepared by laser surface anneal. *Acta Materialia*, 60(4) :1658–1668.
- Meng, Q., Yang, H., Liu, Y., and Nam, T.-h. (2012b). Compositionally graded NiTi plate prepared by diffusion annealing. *Scripta Materialia*, 67(3) :305–308.
- Moritz, A. and Henriques, F. (1947). Study of thermal injury. II. The relative importance of time and surface temperature in the causation of cutaneous burns. *American journal of Pathology*, 23(5) :695–720.
- Mozer, P., Favier, D., Payan, Y., Antherieu, G., and Connesson, N. (2014). Ecarteur de type stent.
- Murnaghan, F. (1951). *Finite Deformation of an Elastic Solid*. John Wiley and Sons.
- Nicolle, L. E. and Centre, H. S. (2002). Clinical Microbiology Newsletter. *Clinical Microbiology Newsletter*, 24(18) :135–140.
- Nordling, J., Ovesen, H., and Poulsen, a. L. (1992). The intraprostatic spiral : clinical results in 150 consecutive patients.

- Nurveren, K., Akdogan, A., and Huang, W. (2008). Evolution of transformation characteristics with heating/cooling rate in NiTi shape memory alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 196(1-3) :129–134.
- Olbricht, J., Yawny, a., Pelegrina, J., Eggeler, G., and Yardley, V. (2013). Characteristics of the stress-induced formation of R-phase in ultrafine-grained NiTi shape memory wire. *Journal of Alloys and Compounds*, 579 :249–252.
- Orgeas, L. and Favier, D. (1995). Application of the Beam Theory to Model the Pseudoelastic and Ferroelastic Bending of SMA Beams. *Journal de physique IV*, 5 :2–7.
- Orgéas, L. and Favier, D. (1998). Stress-induced martensitic transformation of a NiTi alloy in isothermal shear, tension and compression. *Acta Materialia*, 46(15) :5579–5591.
- Otsuka, K. and Ren, X. (2005). Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys. *Progress in Materials Science*, 50(5) :511–678.
- Parker, C., Birch, B., Connelly, A., Briggs, T., Anson, K., and Miller, R. (1991). The Porges Urospiral : a reversible endoprosthetic stent. *World Journal of Urology*, 9(1) :22–25.
- Perry, M., Roodhouse, A., Gidlow, A., Spicer, T., and Ellis, B. (2002). Thermo-expandable intraprostatic stents in bladder outlet obstruction : an 8-year study. *BJU International*, 90(3) :216–223.
- Plowman, R., Graves, N., Esquivel, J., and Roberts, J. a. (2001). An economic model to assess the cost and benefits of the routine use of silver alloy coated urinary catheters to reduce the risk of urinary tract infections in catheterized patients. *The Journal of hospital infection*, 48(1) :33–42.
- Poulsen, A. L., Schou, J., Ovesen, H., and Nordling, J. (1993). Memokath R : A Second Generation of Intraprostatic Spirals. *British Journal of Urology*, 72(3) :331–334.
- Reedlunn, B., Churchill, C., Nelson, E., Shaw, J., and Daly, S. (2014). Tension, compression, and bending of superelastic shape memory alloy tubes. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 63 :506–537.
- Ren, X., Miura, N., Zhang, J., Otsuka, K., Tanaka, K., Koiwa, M., Suzuki, T., Chumlyakov, Y., and Asai, M. (2001). A comparative study of elastic constants of Ti-Ni-based alloys prior to martensitic transformation. *Materials Science and Engineering : A*, 312(1-2) :196–206.
- Rey, T., Le Cam, J.-B., Chagnon, G., Favier, D., Rebouah, M., Razan, F., Robin, E., Didier, P., Heller, L., Faure, S., and Janouchova, K. (2014a). An original architected NiTi silicone rubber structure for biomedical applications. *Materials Science and Engineering : C*, 45 :184–190.
- Rey, T., Razan, F., Robin, E., Faure, S., Le Cam, J.-B., Chagnon, G., Girard, a., and Favier, D. (2014b). Mechanical characterization and comparison of different NiTi/silicone rubber interfaces. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 48 :67–74.

- Rosenberg, M. (1999). Pharmacoeconomics of treating uncomplicated urinary tract infections. *International journal of antimicrobial agents*, 11(3-4) :247–51 ; discussion 261–4.
- Rosenthal, V. D., Dwivedy, A., Calderón, M. E. R., Esen, S., Hernández, H. T., Abouqal, R., Medeiros, E. a., Espinoza, T. A., Kanj, S. S., Gikas, A., Barnett, A. G., and Graves, N. (2011). Time-dependent analysis of length of stay and mortality due to urinary tract infections in ten developing countries : INICC findings. *The Journal of infection*, 62(2) :136–41.
- Sandström, R., Hallgren, J., and Burman, G. (2009). Stress strain flow curves for Cu-OFP, R-09-14.
- Sedmák, P., Šittner, P., Pilch, J., and Curfs, C. (2015). Instability of cyclic superelastic deformation of NiTi investigated by synchrotron X-ray diffraction. *Acta Materialia*, 94 :257–270.
- Shaw, J. and Kyriakides, S. (1997). On the nucleation and propagation of phase transformation fronts in a NiTi alloy. *Acta Materialia*, 45(2) :683–700.
- Shaw, J. a. (2000). Simulations of localized thermo-mechanical behavior in a NiTi shape memory alloy. *International Journal of Plasticity*, 16(5) :541–562.
- Siderias, J., Gaudio, F., and Singer, A. (2014). Comparison of topical anesthetics and lubricants prior to urethral catheterization in males : a randomized controlled trial. *Academic emergency medicine*, 6(11).
- Sittner, P., Liu, Y., and Novak, V. (2005). On the origin of Lüders-like deformation of NiTi shape memory alloys. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 53(8) :1719–1746.
- Soul, H., Yawny, A., Wang, X., and Van Humbeeck, J. (2015). Superelastic Behavior of NiTi : Effects of the Stress Level Applied During the Heat Treatment of Cold Worked Wires. *Materials Today : Proceedings*, 2 :S987–S990.
- Tan, G., Liu, Y., Sittner, P., and Saunders, M. (2004). Lüders-like deformation associated with stress-induced martensitic transformation in NiTi. *Scripta Materialia*, 50(2) :193–198.
- Tenon, P. (2009). Hypertrophie bénigne de la prostate. *Progrès en urologie*.
- Thomas, P. J., Britton, J. P., and Harrison, N. W. (1993). The Prostakath stent : four years' experience. *British journal of urology*, 71(4) :430–2.
- Timoshenko, S. and Goodier, J. (1951). *Theory of Elasticity*. McGraw-Hill Book Company.
- Tracqui, P., Broisat, A., Toczek, J., Mesnier, N., Ohayon, J., and Riou, L. (2011). Mapping elasticity moduli of atherosclerotic plaque in situ via atomic force microscopy. *Journal of structural biology*, 174(1) :115–23.

- Voute, M., Hendriks, J., van Laanen, J., Pattynama, P., Muhs, B., Poldermans, D., and Verhagen, H. (2011). Radial Force Measurements in Carotid Stents : Influence of Stent Design and Length of the Lesion. *Journal of Vascular and Interventional Radiology*, 22(5) :661–666.
- Wack, B. (1989). The torsion of a tube (or a rod) : General cylindrical kinematics and some axial deformation and ratchet measurements. *Acta Mechanica*, 80(1-2) :39–59.
- Willette, P. a., Banks, K., and Shaffer, L. (2013). Visually guided male urinary catheterization : a feasibility study. *Journal of emergency nursing : JEN : official publication of the Emergency Department Nurses Association*, 39(1) :27–32.
- Yachia, D. (1998). *Stenting the urinary system*. Isis Medical Media, Oxford.
- Yachia, D. and Aridogan, I. a. (1996). Comparison between first-generation (fixed-caliber) and second-generation (self-expanding, large caliber) temporary prostatic stents.