

2m11.2733.2

Université de Montréal

Évaluation in vitro de la fatigue de fils orthodontiques de nickel-titane soumis à un test de pliage en trois points.

par

Denis Bernard

Département de santé buccale

Faculté de médecine dentaire

Mémoire présenté à la Faculté des études supérieures  
en vue de l'obtention du grade de  
Maître ès sciences (M.Sc.)  
en médecine dentaire, option orthodontie  
Janvier, 1999

© Denis Bernard, 1999



2.5776.11m2

WU  
5  
U58  
1999  
V.004

Université de Montréal

Évaluation in vitro de la fatigue de fils orthodontiques de nickel-titane soumis à un test de pliage en trois points.

par

Denis Bernard

Département de santé buccale

Faculté de médecine dentaire

Mémoire présenté à la Faculté des études supérieures

en vue de l'obtention du grade de

Maître ès sciences (M.Sc.)

en médecine dentaire, option orthodontie

Janvier, 1999

© Denis Bernard, 1999



Université de Montréal  
Faculté des études supérieures

Ce mémoire intitulé:

Évaluation in vitro de la fatigue de fils orthodontiques de nickel-titane soumis à un  
test de pliage en trois points.

présenté par:

Denis Bernard

a été évalué par un jury composé des personnes suivantes:

HÉLÈNE LEMAY, présidente – rapporteur

L'HOCINE YAHIA, directeur de recherche

CLAUDE REMISE, codirecteur

MARYAM TABRIZIAN, membre du jury

Mémoire accepté le: 27/04/99.....

## SOMMAIRE

---

Depuis la fin des années 1970, les nouveaux fils métalliques en alliages de nickel-titane ont transformé le domaine de l'orthodontie. Ils permettent, par rapport aux fils en acier inoxydable, de délivrer des forces moins importantes et plus constantes. Les propriétés superélastiques de ce genre d'alliage, dont un module d'élasticité bas et une excellente mémoire de forme, sont caractérisées par deux plateaux sur la courbe contrainte/déformation. En clinique, cependant, les fractures de ces fils sont un problème quotidien pour les praticiens et leurs patients.

Le présent projet a voulu évaluer la résistance à la fatigue mécanique à long terme de certains fils en nickel-titane et en cuivre-nickel-titane et vérifier si l'ajout de cuivre à l'alliage nickel-titane permettait d'en améliorer les propriétés mécaniques. Les différentes parties des courbes de superélasticité obtenues lors des tests furent étudiées. À la lumière de l'étude de Segner et Ibe (1995), le ratio rigidité initiale (pente initiale) sur pente du plateau en phase de désactivation fut établi et analysé. La sélection des échantillons fut faite arbitrairement à partir de fils fréquemment utilisés en pratique orthodontique. Un total de soixante (60) fils ronds de 0,406 millimètre de diamètre fut retenu: trois types de fils en nickel-titane (Ni-Ti) de la compagnie GAC ("light", "medium" et "heavy"), et deux types de fils en cuivre-nickel-titane (Cu-Ni-Ti) de la compagnie ORMCO ("TTR de 27°C" et "TTR de 35°C"). Pour chacun des cinq (5) types d'alliages, douze (12) fils furent soumis aux tests. Chaque groupe de fils provint d'un lot identique.

Les tests ont eu lieu dans un environnement imitant le milieu buccal: bassin rempli de salive artificielle (Tai et al., 1992) maintenu à 37°C. Un modèle reconnu de test en flexion trois points a été utilisé pour l'évaluation en fatigue; durant le cyclage, les fils furent fixés sur l'un des deux appuis, les laissant libres de se mouvoir de l'autre côté. La première moitié des échantillons fut testée à 2 mm de déflexion jusqu'à la rupture, tandis que l'autre moitié le fut à 4 mm. Une caractérisation aux cycles un (1), cent (100) et mille (1000) fut effectuée sur tous les fils à l'aide d'un appareillage informatisé. Les données recueillies furent analysées à l'aide de tests statistiques Anova.

Les résultats expérimentaux ont nettement révélé la supériorité de certaines propriétés superélastiques des fils en cuivre-nickel-titane: plateau de désactivation plus spécifique sur la courbe force/déflexion (contrainte/déformation), force quasi constante sur une plage de déplacement plus grande, faible dégradation des propriétés superélastiques lors du cyclage. En fatigue, le "27°C Cu-Ni-Ti" a démontré, à une déflexion de 4 mm, des valeurs de rupture statistiquement supérieures à son équivalent le "medium Ni-Ti" ( $p < 0,01$ ).

Parmi les fils étudiés, ceux en cuivre-nickel-titane ont eu une meilleure résistance à la fatigue et des propriétés superélastiques plus constantes que ceux en nickel-titane. Les résultats obtenus permettront à l'orthodontiste de choisir, de manière plus éclairée, le fil qui conviendra le mieux dans une situation clinique donnée.

## TABLE DES MATIÈRES

---

<b>SOMMAIRE .....</b>	<b>iii</b>
<b>TABLE DES MATIÈRES .....</b>	<b>v</b>
<b>LISTE DES TABLEAUX.....</b>	<b>viii</b>
<b>LISTE DES FIGURES .....</b>	<b>ix</b>
<b>LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS.....</b>	<b>xi</b>
<b>REMERCIEMENTS.....</b>	<b>xii</b>
<b>1. INTRODUCTION.....</b>	<b>2</b>
<b>2. REVUE DE LITTÉRATURE.....</b>	<b>6</b>
2.1 <i>LE MOUVEMENT DENTAIRE PHYSIOLOGIQUE.....</i>	6
2.1.1 <i>La résorption radiculaire.....</i>	9
2.2 <i>LES ALLIAGES DES FILS ORTHODONTIQUES .....</i>	10
2.2.1 <i>Le "nitinol" .....</i>	12
2.2.2 <i>Le "bêta titane".....</i>	14
2.2.3 <i>Le "chinese ni-ti".....</i>	15
2.2.4 <i>Le "japanese ni-ti".....</i>	16
2.2.5 <i>Le "cuivre-nickel-titane".....</i>	17
2.3 <i>LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES GÉNÉRALES DES FILS ORTHODONTIQUES .....</i>	19
2.3.1 <i>La mémoire de forme .....</i>	21
2.3.2 <i>La superélasticité .....</i>	24
2.4 <i>LES APPLICATIONS CLINIQUES DU NI-TI EN ORTHODONTIE .....</i>	27
2.4.1 <i>La biocompatibilité du nickel-titane.....</i>	29
2.5 <i>ALTÉRATIONS IN VITRO DES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DU NICKEL-TITANE.....</i>	32
2.6 <i>LA FATIGUE SUPERÉLASTIQUE DU NICKEL-TITANE.....</i>	34

2.6.1 Croissance des fissures .....	35
2.6.2 Comportement et durée de vie en fatigue.....	35
2.6.3 Altérations des propriétés superélastiques par le cyclage mécanique .....	38
2.6.4 Stabilisation des propriétés superélastiques .....	40
2.6.5 Amélioration de la durée de vie en fatigue.....	41
<b>3. TECHNIQUE EXPÉRIMENTALE .....</b>	<b>43</b>
3.1 MATÉRIEL ET MÉTHODE.....	43
3.1.1 Les spécimens .....	43
3.1.2 Montage de fixation et appareil de flexion.....	44
3.1.3 Environnement des expérimentations.....	48
3.1.4 Système d'acquisition des données.....	49
3.1.5 Manipulation .....	51
3.1.5.1 Préparation des spécimens .....	51
3.1.5.2 Préparation du montage .....	51
3.1.5.3 Fixation des fils .....	52
3.1.5.4 Exécution des tests .....	53
3.1.6 Analyse.....	54
3.1.6.1 Analyse des caractéristiques de la superélasticité.....	56
<b>4. RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX .....</b>	<b>59</b>
4.1 TRAITEMENTS DES RÉSULTATS .....	59
4.2 PRÉSENTATION DES RÉSULTATS .....	60
4.2.1 Tests de résistance en fatigue .....	61
4.2.3 Résultats des propriétés des fils lors des essais.....	66
4.2.4 Courbes de superélasticité force/déplacement des fils testés.....	70
<b>5. DESCRIPTION DES RÉSULTATS.....</b>	<b>75</b>
5.1 SOURCES D'ERREURS.....	75
5.1.1 Manipulation .....	75
5.1.2 Instrumentation .....	76
5.2 ANALYSE DU RATIO DE LA RIGIDITÉ/PENTE PLATEAU INFÉRIEUR (SUPERÉLASTICITÉ) .....	77
5.3 ANALYSE DE LA RIGIDITÉ .....	80
5.4 ANALYSE DE LA PENTE PLATEAU INFÉRIEUR.....	83
5.5 ANALYSE DE LA FORCE DE FIN DE PLATEAU .....	86

<i>5.6 ANALYSE DU DÉPLACEMENT DE FIN DE PLATEAU</i> .....	89
<i>5.7 ANALYSE DE LA RÉSISTANCE EN FATIGUE</i> .....	92
<b>6. DISCUSSION DES RÉSULTATS</b> .....	<b>95</b>
<b>7. CONCLUSIONS</b> .....	<b>104</b>
<b>8. BIBLIOGRAPHIE</b> .....	<b>108</b>



## LISTE DES TABLEAUX

---

TABLEAU I: COMPOSITION DU CU-NI-TI (ORMCO). .....	19
TABLEAU II: FORCES ORTHODONTIQUES SUGGÉRÉES POUR DENTS MONORADICULÉES .....	27
TABLEAU III: COMPOSITION DE LA SALIVE ARTIFICIELLE (TAI ET AL.,1992). .....	48
TABLEAU IV: CYCLES À LA RUPTURE DU CU-NI-TI 27°C (DÉFLEXION 2 MM) .....	61
TABLEAU V: CYCLES À LA RUPTURE DU CU-NI-TI 27°C (DÉFLEXION 4 MM) .....	61
TABLEAU VI: CYCLES À LA RUPTURE DU CU-NI-TI 35°C (DÉFLEXION 2 MM) .....	62
TABLEAU VII: CYCLES À LA RUPTURE DU CU-NI-TI 35°C (DÉFLEXION 4 MM) .....	62
TABLEAU VIII: CYCLES À LA RUPTURE DU NI-TI LIGHT (DÉFLEXION 2 MM) .....	63
TABLEAU IX: CYCLES À LA RUPTURE DU NI-TI LIGHT (DÉFLEXION 4 MM) .....	63
TABLEAU X: CYCLES À LA RUPTURE DU NI-TI MEDIUM (DÉFLEXION 2 MM) .....	64
TABLEAU XI: CYCLES À LA RUPTURE DU NI-TI MEDIUM (DÉFLEXION 4 MM) .....	64
TABLEAU XII: CYCLES À LA RUPTURE DU NI-TI HEAVY (DÉFLEXION 2 MM) .....	65
TABLEAU XIII: CYCLES À LA RUPTURE DU NI-TI HEAVY (DÉFLEXION 4 MM) .....	65
TABLEAU XIV: PROPRIÉTÉS LORS DE LA CARACTÉRISATION AU 1 <sup>ER</sup> CYCLE. ESSAIS EN FATIGUE AVEC 2 MM DE DÉFLEXION .....	66
TABLEAU XV: PROPRIÉTÉS LORS DE LA CARACTÉRISATION AU 1 <sup>ER</sup> CYCLE. ESSAIS EN FATIGUE AVEC 4 MM. DE DÉFLEXION .....	66
TABLEAU XVI: PROPRIÉTÉS LORS DE LA CARACTÉRISATION AU 100 <sup>E</sup> CYCLE. ESSAIS EN FATIGUE AVEC 2 MM DE DÉFLEXION .....	67
TABLEAU XVII: PROPRIÉTÉS LORS DE LA CARACTÉRISATION AU 100 <sup>E</sup> CYCLE. ESSAIS EN FATIGUE AVEC 4 MM DE DÉFLEXION .....	67
TABLEAU XVIII: PROPRIÉTÉS LORS DE LA CARACTÉRISATION AU 1000 <sup>E</sup> CYCLE. ESSAIS EN FATIGUE AVEC 2 MM DE DÉFLEXION .....	68
TABLEAU XIX: PROPRIÉTÉS LORS DE LA CARACTÉRISATION AU 1000 <sup>E</sup> CYCLE. ESSAIS EN FATIGUE AVEC 4 MM DE DÉFLEXION .....	68

## LISTE DES FIGURES

FIGURE 3.1: APPAREIL MTS-858 (BIONIX TESTING SYSTEM).....	46
FIGURE 3.2: CELLULE DE CHARGE ARTECH (11,34 KILOGRAMMES).....	46
FIGURE 3.3: MONTAGE DE SUPPORT AVEC BOÎTIERS ORTHODONTIQUES.....	47
FIGURE 3.4: BASSIN D'EXPÉRIMENTATION AVEC SALIVE ARTIFICIELLE.....	47
FIGURE 3.5: ORDINATEUR IBM 386 ET CONSOLE D'ENREGISTREMENT.....	50
FIGURE 3.6: PARAMÈTRES DE SUPERÉLASTICITÉ SUR LA COURBE FORCE/DÉPLACEMENT.....	57
FIGURE 4.1: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU CU-NI-TI 27°C - 1 <sup>ER</sup> CYCLE (DÉFLEXION 2 MM).....	70
FIGURE 4.2: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU CU-NI-TI 27°C - 100 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 2 MM).....	70
FIGURE 4.3: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU CU-NI-TI 27°C - 1000 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 2 MM).....	70
FIGURE 4.4: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU CU-NI-TI 35°C - 1 <sup>ER</sup> CYCLE (DÉFLEXION 2 MM).....	70
FIGURE 4.5: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU CU-NI-TI 35°C - 100 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 2 MM).....	70
FIGURE 4.6: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU CU-NI-TI 35°C - 1000 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 2 MM).....	70
FIGURE 4.7: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI LIGHT - 1 <sup>ER</sup> CYCLE (DÉFLEXION 2 MM).....	71
FIGURE 4.8: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI LIGHT - 100 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 2 MM).....	71
FIGURE 4.9: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI LIGHT - 1000 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 2 MM).....	71
FIGURE 4.10: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI MEDIUM - 1 <sup>ER</sup> CYCLE (DÉFLEXION 2 MM).....	71
FIGURE 4.11: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI MEDIUM - 100 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 2 MM).....	71
FIGURE 4.12: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI MEDIUM - 1000 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 2 MM).....	71
FIGURE 4.13: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI HEAVY - 1 <sup>ER</sup> CYCLE (DÉFLEXION 2 MM).....	71
FIGURE 4.14: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI HEAVY - 100 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 2 MM).....	71
FIGURE 4.15: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI HEAVY - 1000 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 2 MM).....	71
FIGURE 4.16: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU CU-NI-TI 27°C - 1 <sup>ER</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM).....	72
FIGURE 4.17: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU CU-NI-TI 27°C - 100 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM).....	72
FIGURE 4.18: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU CU-NI-TI 27°C - 1000 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM).....	72
FIGURE 4.19: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU CU-NI-TI 35°C - 1 <sup>ER</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM).....	72
FIGURE 4.20: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU CU-NI-TI 35°C - 100 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM).....	72
FIGURE 4.21: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU CU-NI-TI 35°C - 1000 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM).....	72
FIGURE 4.22: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI LIGHT - 1 <sup>ER</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM).....	72

FIGURE 4.22: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI LIGHT - 1 <sup>ER</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM).....	72
FIGURE 4.23: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI LIGHT - 100 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM) .....	72
FIGURE 4.24: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI LIGHT - 1000 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM) .....	72
FIGURE 4.25: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI MEDIUM - 1 <sup>ER</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM).....	73
FIGURE 4.26: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI MEDIUM - 100 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM).....	73
FIGURE 4.27: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI MEDIUM- 1000 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM) .....	73
FIGURE 4.28: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI HEAVY- 1 <sup>ER</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM).....	73
FIGURE 4.29: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI HEAVY - 100 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM) .....	73
FIGURE 4.30: COURBE FORCE/DÉPLAC. DU NI-TI HEAVY- 1000 <sup>E</sup> CYCLE (DÉFLEXION 4 MM) .....	73
FIGURE 5.1: HISTOGRAMME DU RATIO DE LA RIGIDITÉ/PENTE PLATEAU INFÉRIEUR, DÉFLEXION 2 MM .....	78
FIGURE 5.2: HISTOGRAMME DU RATIO DE LA RIGIDITÉ/PENTE PLATEAU INFÉRIEUR, DÉFLEXION 4 MM .....	78
FIGURE 5.3: HISTOGRAMME DE LA RIGIDITÉ, DÉFLEXION À 2 MM .....	82
FIGURE 5.4: HISTOGRAMME DE LA RIGIDITÉ, DÉFLEXION À 4 MM .....	82
FIGURE 5.5: HISTOGRAMME DE LA PENTE DU PLATEAU INFÉRIEUR, DÉFLEXION 2 MM .....	85
FIGURE 5.6: HISTOGRAMME DE LA PENTE DU PLATEAU INFÉRIEUR, DÉFLEXION 4MM .....	85
FIGURE 5.7: HISTOGRAMME DE LA FORCE DE FIN DE PLATEAU INFÉRIEUR, DÉFLEXION 2 MM.....	88
FIGURE 5.8: HISTOGRAMME DE LA FORCE DE FIN DE PLATEAU INFÉRIEUR, DÉFLEXION 4 MM.....	88
FIGURE 5.9: HISTOGRAMME DU DÉPLACEMENT DE FIN DE PLATEAU INFÉRIEUR, DÉFLEXION 2 MM.....	91
FIGURE 5.10: HISTOGRAMME DU DÉPLACEMENT DE FIN DE PLATEAU INFÉRIEUR, DÉFLEXION 4 MM.....	91
FIGURE 5.11: HISTOGRAMME DE LA RÉSISTANCE EN FATIGUE, DÉFLEXION 2MM ET 4MM.....	93

## LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

---

$A_s$	Température de transformation initiale austénitique
$A_f$	Température de transformation finale austénitique
$^{\circ}\text{C}$	Degré Celcius
Cu-Ni-Ti	Alliage de cuivre-nickel-titane
hz	Hertz
g	Gramme
kN	Kilo Newton
mm	Millimètre
$M_s$	Température de transformation initiale martensitique
$M_f$	Température de transformation finale martensitique
N	Newton
Ni-Ti	Alliage de nickel-titane
ppb	Partie par milliard
S/N	Expression de la courbe contrainte/déformation
Ti-C	Complexe titane-carbone
TTR	Transition Temperature Range
$\mu\text{g}/\text{jour}$	Microgramme par jour
YS/E	Limite conventionnelle d'élasticité/module d'élasticité

## REMERCIEMENTS

---

Je voudrais d'abord remercier mon directeur de recherche, le Dr l'Hocine Yahia qui m'a permis de croire à la réalisation de cette recherche. Dès les premiers instants, il a manifesté un vif intérêt envers ce projet et m'a procuré le support technique et moral nécessaire à la concrétisation de ce dernier. Je tiens à préciser que, sans son appui inconditionnel, il m'aurait été impossible de mener à terme ce travail de maîtrise.

Je désire exprimer ma profonde reconnaissance à mon professeur et codirecteur de la Section d'orthodontie de la Faculté de médecine dentaire, le Dr Claude Remise. Il fut le promoteur enthousiaste de ce projet de recherche. D'un naturel perfectionniste et travailleur infatigable, il m'a inculqué la façon de mener efficacement un projet à terme. Sa vaste expérience clinique et ses excellentes connaissances de l'orthodontie et de la biomécanique m'ont grandement aidé à la compréhension des propriétés mécaniques des matériaux à étudier. Enfin, sa disponibilité et son aide technique à la rédaction de ce texte furent des plus appréciées.

Je tiens à exprimer ma gratitude envers M. Francis Boudreault pour sa disponibilité, sa patience et son indispensable contribution à l'élaboration de ce projet. Il a contribué d'une manière intensive à la conception technique du montage et des protocoles ainsi qu'à l'interprétation des résultats de cette recherche. Ses précieuses connaissances techniques des matériaux et son expérience de recherche furent des atouts importants à la réussite de ce travail.

Je désire souligner l'importante participation de M.Éric Phan à ce projet. Je tiens à le remercier infiniment pour l'aide précieuse et pour l'acharnement qu'il a démontré au cours des quelques mois passés ensemble. Sa bonne humeur et son sens du devoir accompli font de lui un allié précieux dans la concrétisation d'un tel travail. Je voudrais particulièrement rappeler son apport technique à la réalisation du montage, la collection des données et les innombrables heures passées en laboratoire lors des tests effectués.

Je remercie M. André Bérard, technicien en audio-visuel à la Faculté de médecine dentaire qui contribua à la conception du diaporama qui me permit de présenter mon projet lors du symposium sur les biomatériaux tenu en octobre 1997, au congrès de l'association américaine des orthodontistes (mai 1999) ainsi qu'à la réalisation graphique de mon mémoire.

Je souhaite offrir mes remerciements à M. Pierre Rompré pour son indispensable soutien technique lors de l'analyse statistique des résultats obtenus. D'un naturel patient et méthodique il contribua par ses précieuses connaissances, à faire ressortir l'essentiel de cet ensemble de données.

Je veux aussi remercier les compagnies ORMCO (U.S.A.) et GAC (U.S.A.) pour leur contribution matérielle en me fournissant gracieusement la totalité des échantillons étudiés.

Finalement, je ne voudrais pas passer sous silence la généreuse participation financière de l'association américaine des orthodontistes (AAO) qui a contribué à la

réalisation de ce projet d'une manière tangible. Merci à cet organisme qui ne cesse de promouvoir la recherche dans le domaine de l'orthodontie.

*Je dédie ce mémoire à mes parents. À mon père, pour son exemple de courage et de ténacité. À ma mère, pour son amour inconditionnel et sa générosité sans limite.*

*À ma conjointe Jocelyne, pour son précieux support moral et son affection indéfectible.*

*À mes filles, Laurence et Gabrielle, pour la joie de vivre et le bonheur qu'elles me transmettent.*

*Enfin, à un ami disparu, Éric, pour sa grande sensibilité et sa simplicité exemplaire.*

*Je voudrais lui offrir cette citation de Rainer Maria Rilke:*

*-Essayez d'aimer vos questions elles-mêmes. Ne cherchez pas des réponses qui ne peuvent pas être apportées parce qu'alors vous ne pourriez pas les vivre... Vivez pleinement vos questions, et finirez-vous peut-être, un jour, par entrer insensiblement dans les réponses.*



Chapitre premier

**INTRODUCTION**

## 1. INTRODUCTION

---

Depuis l'avènement de l'orthodontie, au XIXe siècle, les thérapeutiques orthodontiques reposent essentiellement sur l'utilisation de fils métalliques qui transmettent les forces correctrices aux dents. Si la biologie du mouvement dentaire soulève encore beaucoup d'interrogations, sur le plan des forces optimales comme sur celui de la durée d'application de celles-ci, le choix des matériaux demeure tout aussi problématique. Il n'existe encore aucun "fil orthodontique universel" s'appliquant à toutes les situations cliniques. Le choix du fil à employer n'étant pas guidé par des critères rationnels, nous avons récemment vu surgir sur le marché une kyrielle de fils de formes et de compositions diverses. Depuis le tout début de l'orthodontie les cliniciens ont essayé des fils de divers alliages pour tenter de rallier, dans un même matériau, les qualités idéales recherchées. La biocompatibilité, la résistance à la fracture, un coefficient minimal de friction, la formabilité, une bonne flexibilité (pour certaines phases du traitement), une stabilité structurelle en milieu buccal et un coût abordable devraient être les qualités fondamentales de tout alliage employé pour des mécaniques orthodontiques. Le matériau devrait aussi être soudable, permettant ainsi l'ajout de crochets et de butées sur le fil. Encore aujourd'hui aucun matériau existant ne rencontre toutes ces exigences. Les meilleurs résultats cliniques sont obtenus par l'emploi spécifique de fils pour un besoin précis ou une phase de traitement déterminée.

Même si l'acier inoxydable demeure le matériau de référence en orthodontie contemporaine, son usage a des limitations parfois contraignantes pour le praticien. Son module d'élasticité élevé et sa faible mémoire élastique rendent ce matériau inadéquat en phase initiale de traitement.

Pour concevoir des systèmes de forces aussi physiologiques et efficaces que possible, l'emploi de divers matériaux fut envisagé. Le dessin de l'appareillage et les propriétés mécaniques des fils (alliages) déterminent le système de forces menant au déplacement des dents. La biocompatibilité et le coût sont aussi des éléments importants face au choix du matériau.

Depuis la fin des années 1970 nous avons vu apparaître une nouvelle génération de fils orthodontiques dont l'alliage est de nickel-titane ("Ni-Ti"). Les propriétés de mémoire de forme et de superélasticité de cet alliage apportent à ces fils des avantages mécaniques indéniables. Ils assurent des mouvements dentaires plus sûrs et plus efficaces tout en délivrant des forces plus faibles et plus constantes, et ce sur une plus longue période de temps que les alliages traditionnels.

Les patients semblent ressentir moins de douleur ou d'inconfort lorsque des fils Ni-Ti sont employés. Leur excellente élasticité et leur capacité de recouvrement de forme exceptionnelle en font un atout précieux dans l'arsenal de l'orthodontiste. Leur popularité grandissante et leur utilisation courante ont soulevé certains problèmes. Précisons tout d'abord que l'alliage Ni-Ti présente un coefficient de friction élevé; ceci influence le glissement du fil dans les boîtiers et entraîne, par conséquent, un ralentissement du traitement.

Plus problématiques encore sont les fractures fréquentes des fils Ni-Ti; plusieurs orthodontistes affirment qu'elles surviennent, dans certains cas, après une période d'utilisation aussi courte qu'un mois. L'étude de Mohlin et al., en 1991, apporte des précisions sur ce phénomène: un test clinique effectué par 15 orthodontistes a démontré que plus de la moitié (52,7%) des fils Ni-Ti employés ont fracturé à l'intérieur d'un mois. Une proportion de 27,8% des fils ont rupturé entre le 30ème et le 59ème jour. Enfin, 19,4% des fils ont cédé après 60 jours d'utilisation clinique.

Dans le cadre de ce travail nous tenterons de mieux comprendre le phénomène de la fracture des fils Ni-Ti causée par la fatigue du matériau. Dans le but d'améliorer leur produit, certains manufacturiers ont ajouté un troisième élément au Ni-Ti: le cuivre. Ce dernier semblerait améliorer de façon significative les propriétés superélastiques du Ni-Ti. C'est ce que nous essaierons de vérifier en comparant les propriétés mécaniques de deux des fils actuellement les plus utilisés.

Nous ajouterons également le volet de l'évaluation de la fracture spontanée de ces fils lorsque soumis à un cyclage répété par flexion/déflexion.

Il est intéressant, pour l'orthodontiste, de bien connaître les limitations physiques et les propriétés mécaniques des divers alliages qui lui sont offerts; il peut alors optimiser ses choix et offrir à son patient les meilleurs soins possibles.

Chapitre deuxième

**REVUE DE LITTÉRATURE**

## 2. REVUE DE LITTÉRATURE

---

L'utilisation des fils orthodontiques a pour but le déplacement des dents sur les arcades dentaires. La valeur des forces impliquées dans ces mouvements doit être soigneusement évaluée. Le défi du praticien est d'établir un système avec des forces qui ne soient ni trop importantes, ni trop variables dans le temps. À cet égard, la connaissance des propriétés mécaniques des matériaux employés est primordiale puisqu'elle permet d'obtenir un mouvement dentaire le plus physiologique possible.

### *2.1 Le mouvement dentaire physiologique*

En 1961, Burstone, Baldwin et Lawless ont démontré qu'une force continue et légère, sur une longue période de temps, est plus efficace pour induire un mouvement dentaire physiologique. À cause de son anatomie et de sa surface radiculaire propre, chaque dent requiert, pour bouger, un niveau de force différent; les incisives, par exemple, ont besoin d'une force plus faible que les molaires.

L'application de forces exagérées produira, au niveau de l'os alvéolaire, une résorption sous-minée, conséquence des changements vasculaires qui surviennent dans le ligament parodontal; ces bouleversements entraînent l'apparition d'une zone hyaline extensive autour des dents en cause. Proffit et al. (1993) décrivent cette

zone comme suit: disparition de cellules accompagnée de changements à l'intérieur de la substance intercellulaire dans une région donnée autour de la dent.

Graber et Vanarsdall affirment, en 1994, que c'est l'apparition de cette zone acellulaire hyalinisée, provoquée par une force compressive exercée sur les fibres parodontales, qui entraîne une interruption du mouvement des dents touchées; celles-ci ne bougeront pas tant que l'os sous-jacent à la zone hyaline ne sera pas complètement résorbé. Comme l'initiation du processus de résorption osseuse est plus ou moins proportionnelle à l'étendue de la zone hyaline il devient impératif d'appliquer des forces initiales plutôt faibles afin de prévenir la formation d'une zone acellulaire excessive. Notons que les forces légères appliquées de nos jours entraînent la formation de petites zones hyalinisées qui ne couvrent pas plus de 1 à 2 mm<sup>2</sup> de surface radiculaire.

Plusieurs chercheurs et cliniciens s'entendent pour dire que le facteur prépondérant de tout mouvement orthodontique demeure une force à la fois faible et continue (Miura et al., 1986; Halderson, Johns et Moyers, 1953; Proffit, 1978; Gianelly, 1969).

En 1993, Proffit et al. rapporte que le seuil de durée de la force nécessaire pour déplacer une dent dans la structure osseuse environnante est, chez l'humain, d'environ 6 heures. Il ajoute que le mouvement peut être augmenté efficacement si la force est maintenue durant une plus longue période.

Depuis le début du XX<sup>e</sup> siècle les orthodontistes ont utilisé successivement, pour induire les mouvements orthodontiques, des fils dont l'alliage fut d'or puis d'acier inoxydable. Ils devaient débiter les traitements avec des fils ronds de petits diamètres et progresser vers des fils rectangulaires aux sections transversales plus imposantes. Andreasen et Amborn (1989) expliquent que cette progression était rendue nécessaire à cause de la rigidité de ces fils et de l'importance des forces qu'ils libéraient.

Avant l'avènement des alliages de nickel-titane, on ne pouvait faire varier le taux "charge/déflexion" des fils orthodontiques que grâce à deux procédés:

- la variation de leur diamètre et de leur forme (ronde ou rectangulaire),
- l'incorporation de boucles pour augmenter leur longueur relative (diminuant, par le fait même, le taux charge/déflexion).

Ces techniques permettaient de minimiser la valeur des forces et d'éviter les déformations permanentes des fils au niveau des zones de stress (Burstone, Baldwin et Lawless, 1961; Ricketts et al., 1979; Proffit et al., 1993). L'arrivée sur le marché, depuis 1970, de nouveaux alliages comme le nickel-titane, le bêta-titane, et autres, a grandement amélioré l'arsenal de l'orthodontiste. La nécessité de confectionner des boucles a diminué, facilitant d'autant le travail de l'opérateur et simplifiant aussi les efforts du patient pour maintenir une bonne hygiène buccale (dents, gencives et appareils). Burstone, Qin et Morton ont démontré, en 1985, que le niveau de force produit en désactivation avait grandement diminué avec l'utilisation de ces nouveaux alliages. Miura, Mogi et Okamoto soulignent, en 1990, que les fils rectangulaires en nickel-titane, introduits rapidement dans la séquence de traitement, assurent un meilleur contrôle des positions des dents dans les trois plans



de l'espace tout en permettant de maintenir un niveau de force sensiblement plus faible.

D'après Segner et Ibe, en 1995, deux aspects mécaniques des fils sont particulièrement recherchés par les orthodontistes: 1) forces maximales pouvant prévenir certains phénomènes indésirables: hyalinisation, douleur, résorption radiculaire; 2) maintien de la force induite au-delà d'un seuil physiologique minimal afin de provoquer et d'assurer la continuité du mouvement dentaire jusqu'à désactivation complète du fil engagé dans les boîtiers.

### **2.1.1 La résorption radiculaire**

La résorption radiculaire des dents déplacées mécaniquement est un phénomène qui fait encore aujourd'hui l'objet de recherches poussées et qui est le centre de vifs débats au sein de la communauté orthodontique. Certains auteurs, comme Gianelly et Goldman (1971), affirment que, contrairement à la résorption osseuse alvéolaire, la résorption radiculaire est imprévisible.

On sait, par contre, que ce phénomène apparaît presque toujours après la formation d'une zone hyalinisée au niveau du ligament parodontal et que la présence subséquente d'une région de résorption osseuse sous-minée entraînerait une résorption radiculaire. La résorption radiculaire ne serait observable, à toute fin pratique, qu'à la frontière de la zone d'hyalinisation (Rygh, 1977).

À la lecture des écrits de Graber et Vanarsdall (1994), il ne se dégage pas de consensus sur les facteurs causals de la résorption radiculaire. La valeur, l'orientation et la durée des forces employées seraient en cause. La morphologie et la localisation des dents impliquées, ainsi que le type de mouvement qui leur est imposé, peuvent être des éléments précurseurs de la résorption radiculaire. Finalement, l'âge du patient serait un facteur prédisposant, en particulier chez les adultes.

Reitan a démontré, en 1957, qu'un mouvement dentaire de translation par force continue mais légère causait moins de résorption radiculaire qu'un mouvement de bascule doublé d'une force plus élevée.

À partir des résultats de Reitan, il semblerait que la durée d'application des forces soit particulièrement à considérer si des régions de résorption sont présentes ou probables sur les racines des dents. En l'occurrence, il est recommandé d'interrompre le mouvement dentaire pour permettre une réparation des lacunes observées; il y a alors déposition d'une couche de ciment sur la surface de la racine.

## *2.2 Les alliages des fils orthodontiques*

Nous savons qu'un mouvement orthodontique optimal est produit par des forces légères et continues. Le défi est donc de concevoir et d'utiliser un appareillage qui produit des forces ni trop grandes, ni trop variables dans le temps.

Il est primordial que ces forces légères ne diminuent pas trop rapidement pour ne pas occasionner un arrêt prématuré du mouvement physiologique de la dent. La perte d'élasticité et l'instabilité des propriétés mécaniques du matériau, associées à un mouvement dentaire de faible amplitude, sont parmi les causes fréquentes d'interruption précoce du mouvement précité (Proffit et al., 1993).

Avant les années 1950, certains alliages de métaux précieux furent employés de façon routinière car ils étaient essentiellement les seuls à pouvoir tolérer les conditions buccales. L'or lui-même étant trop mou ou trop ductile, il lui fut adjoint en alliage d'autres métaux comme le cuivre, le platine, et le molybdène pour le rendre plus rigide et utilisable dans les mécaniques de redressement des dents.

L'introduction en orthodontie de l'acier inoxydable a rendu les métaux précieux obsolètes, tout particulièrement depuis 1970, époque où ces matériaux ont connu un accroissement vertigineux de leurs prix, les rendant pratiquement inabordables. Depuis la deuxième moitié du siècle la pratique orthodontique repose en bonne partie sur l'utilisation de l'acier inoxydable ou de l'alliage cobalt-chrome-nickel (Elgiloy). La composition typique de l'acier inoxydable est faite d'environ 18% de chrome et de 8% de nickel. Les propriétés mécaniques de l'acier inoxydable peuvent être contrôlées, d'une certaine manière, par des procédés métallurgiques connus. L'acier est ramolli par la technique de recuit et subit un durcissement par le procédé d'écrouissage.

Pour pallier aux problèmes reliés au module d'élasticité élevé de l'acier inoxydable et afin de rencontrer certains besoins spécifiques en phase initiale d'alignement des dents, de nouveaux alliages furent développés. C'est ainsi qu'apparurent, vers 1970, des fils dont les alliages étaient à base de nickel-titane. De nouvelles notions de propriétés mécaniques furent alors introduites dans la littérature orthodontique. La mémoire de forme et la superélasticité sont deux propriétés remarquables de ces alliages à base de Ni-Ti. Comme l'acier inoxydable et d'autres alliages métalliques, le Ni-Ti existe sous différentes formes ou structures cristallines. La phase martensitique apparaît à température plus basse et l'austénitique, elle, à plus haute température. Pour l'acier et la plupart des autres alliages ces phases et leurs transitions apparaissent à des températures très élevées.

Le Ni-Ti, quant à lui, présente une transformation de phases, entre la martensite et l'austénite, à des températures relativement basses. De plus, ces températures de transition peuvent être contrôlées par l'ajout d'un troisième élément à l'intérieur de cet alliage, en l'occurrence le cuivre.

### **2.2.1 Le "nitinol"**

Le premier de ces alliages de nickel-titane, le "nitinol", fut développé vers 1960 par Buehler, Gilfrick et Wiley au "Naval Ordnance Laboratory". Il fut introduit dans la communauté orthodontique par Andreasen et ses collègues, en mai 1972. Le nitinol contient environ 52% de nickel, 45% de titane et 3% de cobalt (Burstone et Goldberg, 1980).

En comparaison avec l'acier inoxydable, le nitinol présentait des propriétés mécaniques intéressantes: un modulus d'élasticité bas, une très bonne mémoire élastique ("spring back"), une résilience accrue, une résistance à la corrosion augmentée et une plage d'activation ("working range") supérieure (Andreasen et Morrow, 1978; Kusy et Dilley, 1984). Les essais cliniques de ce matériau ont permis de faire ressortir les qualités suivantes: changement moins fréquent de fil, réduction de la durée de temps requis pour accomplir certains mouvements (rotations et nivellement des dents) et, semble-t-il, diminution de la douleur ressentie par le patient grâce à des forces libérées plus faibles. Par contre, le nitinol présente certaines limitations: difficulté de faire des plis d'ajustement (boucles, torque) et facilité de fracture s'il est plié à angle aigu. Il doit être surplié pour accepter un pli permanent. Les boucles de fermeture d'espace ne sont pas recommandées avec ce matériau.

Les travaux de Miura, Mogi, Ohura et Hamanaka, en 1986, de Lopez, Goldberg et Burstone, en 1979, et d'O'Brien, Lewis, Shaw et Combe, en 1990, ont démontré qu'en raison d'un procédé de durcissement ou d'écrouissage, le nitinol ne possédait pas les mêmes qualités de mémoire de forme et de superélasticité connues dans les alliages de nickel-titane plus récents.

### 2.2.2 Le "bêta titane"

Le "bêta titane" fut introduit sur le marché au début des années 1980, il est mieux connu sous le nom commercial de "TMA" ou "Titanium Molybdenum Alloy" (Ormco). Cet alliage ne possède aucun nickel dans sa composition mais plutôt des éléments comme le molybdène (11%), le zirconium cubique (6%) et l'étain (4%).

Burstone et Goldberg, en 1980, décrivent le TMA comme un fil d'une qualité supérieure possédant des caractéristiques intéressantes. La valeur de son module d'élasticité est approximativement le double de la valeur de celui du nitinol, mais n'est que la moitié de celle du module d'élasticité de l'acier inoxydable. La relative rigidité de ce fil est recherchée dans les situations cliniques où le "ni-ti" serait trop faible pour initier un mouvement dentaire physiologique et l'acier trop rigide pour être inséré dans les boîtiers. Le bêta-titane peut être déformé environ deux fois plus que l'acier inoxydable sans, pour autant, subir de déformation permanente. Le recouvrement de forme de ce matériau est donc appréciable. Le fil en TMA est malléable: on peut donc lui donner certaines formes spécifiques (boucles et plis). Il est aussi possible de réaliser une soudure électrique autogène entre deux pièces de cet alliage.

Le bêta-titane présente une certaine fragilité lorsqu'il est plié de manière trop franche (angle aigu) et la rugosité de son fini de surface occasionne des problèmes de friction entre les boîtiers et le fil (en particulier lorsqu'on désire un mouvement

de glissement du boîtier sur le fil). Le TMA ne possédant pas de nickel dans sa composition, il est certes une alternative intéressante pour les patients sensibles ou allergiques à cet élément.

### 2.2.3 Le "chinese ni-ti"

Cette deuxième génération de fils orthodontiques en alliage de Ni-Ti ("chinese ni-ti") fut développée par le Dr Tien Hua Cheng de l'institut de recherche des métaux non-ferreux de Beijing, en Chine, à la fin des années 1970 (Burstone et al., 1985).

Le "chinese ni-ti" présente une "phase mère (austénitique)" et une "température de transition inférieure" qui diffèrent significativement de celles du nitinol. Le procédé de fabrication implique peu d'écrouissage de sa structure.

Burstone, Qin et Morton ont rapporté, en 1985, que le fil en "chinese ni-ti" possédait une mémoire élastique 1,4 fois supérieure à celle du nitinol et 4,6 fois supérieure à celle de l'acier inoxydable tout en ne retenant pas de déformation permanente. De plus, la rigidité et le taux charge/déflexion de ce matériau sont particulièrement faibles par rapport à ceux de l'acier inoxydable. Toutes ces propriétés font de cet alliage un matériau particulièrement approprié pour la phase initiale d'alignement des dents (cas où le chevauchement est très important).

La courbe contrainte/déformation du "chinese ni-ti" est très caractéristique avec ses deux plateaux qui suggèrent la présence, au-delà d'un certain seuil, de forces relativement constantes, tant en phase d'activation qu'en phase de désactivation.

Ce type de matériau est apprécié par les cliniciens; il permet de mieux contrôler, pour une déflexion donnée, la valeur des forces induites par le fil sur les dents, rendant les mécaniques orthodontiques plus prévisibles. Finalement, le facteur "temps versus taux de déformation permanente" observé sur un fil ligaturé en bouche, influence significativement moins le "chinese ni-ti" que le nitinol ou l'acier inoxydable.

#### **2.2.4 Le "japanese ni-ti"**

En 1978, la compagnie japonaise "Furakawa Electric Co. Ltd" produisit un nouveau type d'alliage de Ni-Ti appelé "japanese ni-ti". Les propriétés uniques de ces fils sont: mémoire élastique, superélasticité et mémoire de forme excellentes. Ces caractéristiques furent bien démontrées dans l'étude de Miura, Mogi, Ohura et Hamanaka en 1986. Selon la courbe de contrainte/déformation ("stress/strain"), le niveau de contrainte demeure presque constant lorsque le fil a atteint un certain niveau d'activation ou de déformation. Lors de la désactivation, le niveau de contrainte passe à nouveau par un plateau presque constant pendant que le taux de déformation du fil diminue graduellement (Miura et al., 1986; Miura et al., 1988 Khier et al., 1991). Ce phénomène de superélasticité est particulier à ces alliages; il est absent chez le fil d'acier inoxydable qui ne montre pas une telle courbe de contrainte/déformation.



Le "Sentalloy" et le "Neo-Sentalloy", de la compagnie "GAC international", sont des exemples de fils composés d'alliages de "japanese ni-ti". La composition exacte des fils GAC (light, medium, heavy) est de 50,4% de nickel et 49,6% de titane.

### 2.2.5 Le "cuivre-nickel-titane"

Au début des années 1990 arrivèrent sur le marché les plus récents alliages utilisés en orthodontie. L'un des plus remarquables est l'alliage de "cuivre-nickel-titane" de la compagnie Ormco. Sachdeva (1994) affirme que cet alliage présente des avantages indéniables sur ses équivalents en Ni-Ti.

Voici les caractéristiques du Cu-Ni-Ti décrites par Sachdeva:

- expression d'une force plus constante à l'activation et ce sur une plus grande plage d'activation
- résistance supérieure à la déformation permanente par rapport aux fils Ni-Ti conventionnels
- hystérèse plus étroite entre les plateaux de charge et de décharge, offrant un meilleur contrôle des forces libérées sur les dents.
- meilleur contrôle de la température de transition (TTR) grâce à l'ajout de 5% de cuivre selon un procédé de fabrication sophistiqué (Tableau I).

La température exprimée par le terme "TTR" représente la fin de la phase de transformation austénitique dans l'alliage ( $A_f$ ) et, conséquemment, celle où le fil

exprimera toute sa force. Ainsi, théoriquement, la température de travail (milieu buccal = 37°C) devrait être supérieure à la température de transition du fil employé pour permettre d'exprimer tout le potentiel mécanique de ces alliages à mémoire de forme. C'est donc la différence entre la température buccale et l'austénitique finale ( $A_f$ ) qui détermine la grandeur de la force exprimée dans le système.

Pour répondre aux diverses situations cliniques, la compagnie Ormco a mis en marché des fils Cu-Ni-Ti ayant quatre (4) différentes températures de transition: 15°C, 27°C, 35°C et 40°C.

Le fil de TTR 15°C, par exemple, peut être employé chez des patients ayant un parodonte sain et où un mouvement dentaire rapide est souhaitable. À l'opposé, le fil de TTR 40°C devrait s'utiliser chez des patients ayant un seuil de douleur plus bas et avec un parodonte atteint; dans ce cas un mouvement dentaire plutôt lent est requis. Il semblerait que le contrôle du TTR apporte une nouvelle dimension à la pratique orthodontique; il permet une utilisation encore plus sélective de certains fils tout en permettant d'atteindre les objectifs de traitement préétablis.

Composition du Cu-Ni-Ti	
Titane	49,1%
Nickel	45,8%
Cuivre	5,0%
Chrome	0,2%

Tableau I: Composition du Cu-Ni-Ti (Ormco).

Les fils orthodontiques Ni-Ti, comme ceux décrits en 1986 par Miura, Mogi, Ohura et Hamanaka, présentent deux propriétés particulièrement intéressantes pour les cliniciens, la mémoire de forme et la superélasticité. Ces deux propriétés, quoiqu'intimement assujetties l'une à l'autre, présentent des spécificités qu'il est important de faire ressortir.

### *2.3 Les propriétés mécaniques générales des fils orthodontiques*

Pour déterminer les caractéristiques mécaniques des fils orthodontiques, les chercheurs ont surtout utilisé des tests de pliage en trois points ou "cantilever". Les propriétés démontrées par ces tests furent essentiellement la rigidité, la résistance ultime et la mémoire élastique. Elles sont dérivées de la courbe classique de contrainte/déformation ou de la charge/déflexion.

La rigidité (stiffness) ou la flexibilité est proportionnelle au module d'élasticité. La mesure de la rigidité est inhérente à la composition du fil orthodontique (Burstone et al., 1985). C'est l'expression de la pente de la courbe contrainte/déformation en deçà de la limite élastique. Le module d'élasticité est un autre mode d'expression de la rigidité des fils. Le taux charge/déflexion peut varier en fonction d'autres facteurs tels la longueur des fils et leurs diamètres. Cliniquement, on peut tirer profit au maximum des fils utilisés en augmentant ou en diminuant l'activation et la charge maximales admises en modifiant ces paramètres.

La résistance ultime ou force maximale (ultimate tensile strength) d'un fil représente le point de fracture sur la courbe contrainte/déformation. Elle nous donne la valeur du stress requis pour fracturer le fil et fait référence à la notion de force d'un matériau.

La limite conventionnelle d'élasticité (yield strength) est la contrainte à laquelle correspond une augmentation de 0,1% de la déformation permanente au delà de la proportionnelle sur la courbe contrainte/déformation. C'est la valeur la plus souvent rencontrée dans la littérature étant donné sa facilité d'évaluation.

La mémoire élastique (springback) est décrite comme le ratio de la limite conventionnelle d'élasticité (yield strength) sur le module d'élasticité (stiffness) ou  $YS/E$ . Il s'agit du taux de déformation qu'un fil a la capacité de recouvrer suite à l'enlèvement de la force agissant sur celui-ci. Cette expression se situe autant en zone élastique qu'en zone plastique. Elle est souvent rapportée dans la littérature en

termes de degrés de retour qu'un fil exprimera lors de l'élimination de la charge agissant sur celui-ci.

On dira d'un fil qu'il possède une excellente mémoire élastique s'il peut être déformé sur une importante distance sans retenir de déformation permanente (Burstone et al.,1980). Un fil ayant une faible mémoire élastique comme l'acier inoxydable nous offrira une plage d'activation restreinte (low working range). Par contre, les fils d'alliage à mémoire de forme en Ni-Ti nous procurent une plage d'activation plus large.

### **2.3.1 La mémoire de forme**

D'un point de vue métallurgique, il est possible d'expliquer le comportement physique de ces alliages. Généralement, on reconnaît le Ni-Ti comme un composé intermétallique équi-atomique ayant des propriétés qui peuvent être contrôlées grâce à certaines méthodes de fabrication.

À une température plus élevée, le Ni-Ti possède une structure atomique monocristalline de forme cubique centrée ("CsCl type B2 structure") qui est la phase austénitique ou bêta. La phase martensitique possède une matrice hexagonale compacte et se rencontre généralement à des températures très basses. L'intérêt du Ni-Ti réside dans sa capacité intrinsèque de recouvrer sa forme initiale par une transformation austénitique. Cette dernière survient lorsque cet alliage est soumis à un réchauffement selon un intervalle de températures de transition ("Transition

Temperature Range" ou "TTR"). En contrôlant cette plage d'écart ou hystérèse entre la haute et la basse température, on peut induire dans l'alliage un changement de la structure cristalline (Lee, Park, Andreasen et Lakes, 1988). Ce changement, communément appelé "transformation martensitique de phase", entraîne des métamorphoses physiques dans le fil (Miura et al., 1986).

Miyazaki et Otsuka, en 1986, ont expliqué que le mécanisme de mémoire de forme répondait à trois processus distincts à l'intérieur de l'alliage:

- auto-accommodation de la structure cristalline,
- coalescence variable produisant une accommodation optimale de la martensite,
- recouvrement de forme à travers un réchauffement de l'alliage.

En revanche, la plupart des autres métaux subissent une déformation par glissement de la matrice cristalline lorsqu'ils sont soumis à une contrainte.

Waters, en 1992, précise qu'en phase martensitique le fil Ni-Ti est souple et ductile, facilitant sa manipulation lors de la mise en bouche. En phase austénitique le fil présente un aspect plus rigide et moins ductile; il tend à reprendre sa forme initiale et délivre alors aux dents la force nécessaire à leur déplacement.

L'intervalle de température de transition peut varier considérablement en fonction de la composition spécifique de l'alliage et du procédé de fabrication déterminés par le manufacturier. Les facteurs les plus susceptibles d'influencer le TTR sont:

- l'augmentation du pourcentage relatif de nickel dans l'alliage,
- la quantité d'écrouissage ou de formage,
- les traitements thermiques,
- le vieillissement de l'alliage par les traitements chimiques,

- la substitution du nickel par un troisième élément métallique (cuivre, cobalt).  
(Miyazaki et Otsuka, 1985; Bradley, Brantley et Culbertson, 1996).

La capacité du manufacturier de produire un alliage avec un TTR précis, autant au niveau de l'écart entre les limites inférieure et supérieure ("austenitic start" [ $A_s$ ] et "austenitic final" [ $A_f$ ]) qu'au niveau de l'emplacement de cet intervalle sur l'échelle de température, est cruciale. L'orthodontiste aura alors un guide pour le choix des fils à utiliser chez son patient. Le fil idéal devrait avoir une température de transformation austénitique initiale ( $A_s$ ) située entre 0° et 10° Celcius, ce qui faciliterait sa mise en bouche. La limite supérieure ( $A_f$ ), ou fin de la transformation austénitique complète, devrait être sous la température corporelle, ce qui assurerait l'expression maximale des forces lors de la désactivation du fil en bouche.

En pratique, certains produits disponibles se rapprochent des valeurs idéales décrites pour le TTR. Il semblerait que le principal ennui, pour le manufacturier, provient de la difficulté d'obtenir une valeur constante du TTR lors de la production commerciale des fils. Un fil ayant une température austénitique finale ( $A_f$ ) trop haute ne serait efficace qu'en présence de liquides chauds, la température corporelle étant insuffisante pour maximiser sa transformation. La situation inverse, une température austénitique initiale ( $A_s$ ) trop basse, entraînerait une transformation trop hâtive au sein du fil avant même que celui-ci ne soit ligaturé aux boîtiers; il serait alors plus difficile à manipuler cliniquement.

L'ajout d'un troisième élément, le cuivre, au Ni-Ti permettrait aux manufacturiers d'obtenir cette précision du TTR.

### 2.3.2 La superélasticité

Le phénomène de superélasticité des alliages de Ni-Ti fait référence à l'application d'une contrainte sur le matériau qui produit, à l'intérieur de celui-ci, ce qu'on appelle "une transformation martensitique induite par contrainte" ou "stress induced martensitic transformation" (Miura et al., 1986). Cette transformation débute lorsqu'un seuil de contrainte est atteint et dépassé. De plus, même si le niveau de déformation augmente, le taux de contrainte induit dans le matériau demeure relativement stable grâce à la transformation martensitique; ceci indique un mouvement similaire à celui qui est dû, dans d'autres alliages, à la déformation par glissement atomique. Cette transformation se produit selon un système de plaques adjacentes qui, en s'ajustant entre elles, procurent à la martensite du Ni-Ti sa qualité de superélasticité. Subséquemment, lorsque la contrainte est relâchée le Ni-Ti retourne à sa forme initiale austénitique sans retenir de déformation permanente à l'intérieur d'un intervalle de températures défini.

Pour faire ressortir ce phénomène de superélasticité, Miura, Mogi, Ohura et Hamanaka, en 1986, ont procédé à un test en tension sur des fils orthodontiques. Lorsqu'ils firent l'étirement d'un fil en nickel-titane au delà de 2% de sa longueur initiale, la valeur enregistrée de la force appliquée demeura presque constante (apparition d'un premier plateau) et ce jusqu'à 8% d'élongation. À la désactivation ou relâchement de la contrainte, ils notèrent aussi la formation d'un second plateau reflétant des forces relativement constantes. Ils montrèrent enfin qu'aucune déformation permanente n'est enregistrée sur le fil orthodontique si la contrainte imposée n'excède pas 8% de sa longueur initiale.



Pour déterminer les possibilités d'utilisation clinique de cette caractéristique, un test de flexion en trois points fut employé. Ce test fut dessiné spécialement pour simuler les conditions rencontrées en bouche lors de traitements orthodontiques avec extractions dentaires: d'où l'utilisation de boîtiers conventionnels distants entre eux de 14 mm et de ligatures métalliques. Une déflexion de 2 mm imposée au fil par une tige transversale fut retenue pour l'expérimentation. Selon Miura et son équipe (1986), ce test permettait de simuler précisément l'application de certaines forces sur les dents en milieu buccal et de différencier adéquatement les fils ayant des propriétés superélastiques de ceux qui n'en possédaient pas.

Les travaux de Miura et al. (1986) démontrent la présence de plateaux caractéristiques chez le "japanese ni-ti" qui reflètent les propriétés superélastiques de ce matériau; ce qui n'est pas le cas pour l'acier inoxydable, le cobalt-chrome-nickel et le nitinol. Ce test en trois points fit ressortir une courbe contrainte/déformation ayant une relation linéaire presque proportionnelle lors de la mise en charge pour l'acier inoxydable, le cobalt-chrome-nickel et le nitinol. À la libération de la contrainte, le même rapport apparaît si ce n'est de la présence d'une déformation résiduelle permanente plus importante pour l'acier inoxydable et le cobalt-chrome-nickel que pour le nitinol. Par contre, le "japanese ni-ti" présente le plus bas taux de déformation résiduelle permanente après libération de la contrainte, soit moins de 0,01 mm. Ces résultats, obtenus à partir des tests en tension et déflexion, ont permis de démontrer avec éloquence les propriétés de superélasticité du "japanese ni-ti".

Segner et ses collègues (1995) ont rappelé les trois paramètres qui devraient être retenus et analysés pour définir adéquatement la superélasticité des fils orthodontiques (Figure 3.6):

- la présence distincte d'un plateau de superélasticité,
- la déflexion enregistrée au début du plateau,
- le niveau de force correspondant, sur ce même plateau, en phase de désactivation.

Il semble que plusieurs fils d'alliages de Ni-Ti ne présentent pas de propriétés superélastiques, contrairement aux affirmations des manufacturiers. Certains présenteraient un plateau caractéristique de superélasticité à partir d'une déflexion de 1 mm et plus sur l'arcade. Pour d'autres, le niveau de force du plateau d'activation semblerait aussi élevé que 500 g et plus, ce qui serait considéré, d'un point de vue clinique, comme inadéquat; n'oublions pas qu'en orthodontie on recherche des forces faibles et relativement constantes.

Proffit et al. (1993) ont recommandé l'emploi de forces modulées aux mouvements requis (Tableau II).

Forces orthodontiques suggérées (grammes)	
Dents monoradiculées	
Mouvements d'intrusion	15 à 25 g
Mouvements d'extrusion	50 à 75 g
Mouvements de rotation	50 à 75 g
Mouvements de bascule	50 à 75 g
Mouvements de translation	100 à 150 g

Tableau II: Forces orthodontiques suggérées pour dents monoradiculées

N.B. Pour les dents pluri-radiculées, on peut employer des valeurs plus élevées.

#### *2.4 Les applications cliniques du ni-ti en orthodontie*

Aujourd'hui, les alliages de Ni-Ti superélastiques occupent une place prépondérante dans la fabrication des fils orthodontiques et dans la conception des mécaniques utilisées.

Deux propriétés mécaniques importantes sont à l'origine de cette révolution. Premièrement, la superélasticité, cette propriété unique qui permet de délivrer à la denture une force relativement constante et faible se rapprochant d'un niveau physiologique mieux toléré par le parodonte et suscitant une réponse biologique plus favorable. Deuxièmement, la capacité de cet alliage de recouvrer sa forme

initiale, et ce de manière complète, même si déformé par une contrainte allant jusqu'à 6 à 8% de sa longueur initiale (Miura et al., 1986). Cette dernière propriété procure au clinicien un avantage certain. Elle lui permet d'activer le Ni-Ti superélastique sur une plus longue distance sans risque de déformation permanente du fil ou de décollement du boîtier. On dit que la plage d'activation ("working range") est nettement supérieure (Sachdeva et Miyasaki, 1988). Ceci expliquerait pourquoi il est possible, pendant la phase initiale de traitement, de réaliser l'alignement primaire d'une denture souffrant d'un chevauchement sévère par le simple emploi d'un fil de Ni-Ti superélastique.

Auparavant, pour réaliser de telles procédures, le clinicien devait s'astreindre à utiliser une série de fils. Ne possédant pas de caractéristiques superélastiques, les fils conventionnels souffraient de déformation rapide à l'application d'une contrainte même légère. Ce facteur imposait, à l'orthodontiste de l'époque, une plage de travail très limitée. Il devait activer ses fils sur de très courtes distances, limitant fortement le mouvement des dents obtenu entre les rendez-vous.

Pour augmenter la plage d'activation d'un fil conventionnel, l'orthodontiste pouvait réduire le taux charge/déflexion en y incorporant des boucles ou des plis. Ces procédures entraînaient certains désavantages:

- la dent pouvait être déplacée au-delà de la position requise sur l'arcade dentaire,
- les plis incorporés dans le fil pouvaient être, par erreur, construits inadéquatement; le système de forces était alors indésirable, entraînant des mouvements dentaires erronés. À l'opposé, les fils de Ni-Ti peuvent être introduits dans les boîtiers, avec une certaine suractivation, sans influencer de manière significative le niveau de

contrainte appliqué sur les dents. L'introduction de telles configurations sur des fils de Ni-Ti n'est pas nécessaire grâce à leur importante plage d'activation et grâce, surtout, à leur excellent taux charge/déflexion. Ces qualités font de ces alliages des fils de choix pour certaines phases de traitement. En phase initiale, si un déplacement dentaire important est exigé, la superélasticité du Ni-Ti est particulièrement attrayante. Au stade de finition, l'élasticité linéaire démontrée en phase austénitique peut nous servir à réaliser de petits mouvements.

Les avantages biologiques et mécaniques des alliages superélastiques de nickel-titane leur confèrent une supériorité manifeste sur les matériaux conventionnels employés en orthodontie jusqu'à aujourd'hui.

#### **2.4.1 La biocompatibilité du nickel-titane**

On connaît la composition des fils de Ni-Ti employés en orthodontie; elle est environ de 50% de nickel et de 50% de titane. On reconnaît les vertus du titane employé comme matériau de base en chirurgie orthopédique (plaques et vis) et en dentisterie (implants) depuis nombre d'années; cet élément est considéré comme biologiquement stable et hypoallergène.

Le nickel, par contre, suscite beaucoup plus d'interrogations dans le monde médical. Il est reconnu pour occasionner des réactions d'hypersensibilité et de toxicité (Williams, 1981). Ces réactions se présentent sous forme d'allergies, de dermatites de contact ou de problèmes pulmonaires (ex.: asthme). Ces réactions sont

très souvent associées au port de bijoux contenant du nickel. Cet élément causerait plus de réactions cutanées que tous les autres métaux réunis (Bass et al., 1993). L'incidence des réactions allergiques, chez l'humain, serait de 1% pour les sujets masculins et de 10% pour les sujets féminins (Bishara et al., 1993).

Dans le traité médical d'Harrison (1980) certains auteurs ont rapporté que le nickel aurait des propriétés carcinogènes entraînant un taux élevé de cancers du poumon et des cavités nasosinusiennes chez les travailleurs impliqués dans la transformation du nickel.

Des études furent réalisées pour vérifier l'effet, chez les patients, de la libération de nickel par les appareillages orthodontiques. En 1993, à partir de tests in vitro, Barrett, Bishara et Quinn ont déterminé que, dans une solution de salive artificielle à 37° C, le taux de nickel libéré par les appareils orthodontiques était, en moyenne, de 26,1 µg/jour (microgramme/jour), soit seulement 10% de la quantité totale de nickel ingérée quotidiennement via l'alimentation (200 à 300 µg/jour). Cette période d'évaluation s'échelonna sur 4 semaines. Bishara, Barrett et Selim, en 1993, ont voulu quantifier, chez des patients, la quantité de nickel absorbée pendant un traitement orthodontique et ses effets sur l'organisme. Aucune augmentation significative du taux sanguin de nickel ne fut observée, même après 4 à 5 mois de traitement. Pour le groupe testé, le taux sanguin de nickel n'a jamais dépassé 1,3 ppb (partie par milliard); ce taux se situe bien en deçà des taux normaux rapportés dans la littérature; ceux-ci varient entre  $2,4 \pm 0,5$  ppb et  $30,0 \pm 19,0$  ppb.

Bass, Fine et Cisneros, en 1993, ont voulu déterminer l'effet d'un traitement orthodontique standard en rapport avec la sensibilisation d'un patient au nickel et la réponse des tissus buccaux à l'exposition des appareils contenant du nickel. Avant le traitement orthodontique, un test de sensibilité sur la peau (patch test) révéla pour le groupe (18 femmes et 11 hommes) une prévalence de 17,2%, soit 5 cas sur les 29 étudiés. La totalité des cas positifs étaient des femmes. Notons que la prévalence nord-américaine de sensibilité au nickel se situe autour de 10%. Cependant, après une période de quatre mois, ils n'ont observé aucune réaction clinique apparente d'allergie au nickel (index gingival et de la plaque) causée par les appareils orthodontiques, même chez le groupe de femmes testées positivement avant le traitement. Ils conclurent que le nickel avait peu ou pas d'effets sur les muqueuses intra-orales et les tissus gingivaux.

Selon eux, certains mécanismes pourraient, hypothétiquement, expliquer ces résultats:

- la formation d'une pellicule salivaire protéinique agissant comme barrière à la diffusion métallique
- une différence de perméabilité entre la peau et la muqueuse buccale
- un mécanisme cellulaire d'hypersensibilité différent entre la peau et la muqueuse buccale.

Ces auteurs, tout en demeurant réservés à ce sujet, suggèrent que le nickel pourrait induire une réaction de sensibilisation chez certains patients.

### *2.5 Altérations in vitro des propriétés mécaniques du nickel-titane*

On peut prévoir certaines modifications des propriétés mécaniques des alliages orthodontiques de Ni-Ti lorsqu'ils sont soumis à une exposition prolongée en environnement buccal. À date, la plupart des publications montrent que les travaux sur les propriétés mécaniques des alliages de Ni-Ti furent effectués en milieu sec et à température ambiante. En orthodontie, les fils Ni-Ti sont exposés au milieu corrosif, chaud et humide, de la cavité buccale; ils peuvent être insérés en bouche pour des périodes prolongées (1 à 2,5 mois) tout en étant soumis à des forces parfois importantes. Celles-ci se rencontrent, plus particulièrement, dans les mouvements associés à la mastication et à la déglutition ainsi que dans les mouvements parafunctionnels de l'appareil manducateur (ex.: bruxisme). Ils sont répétitifs et d'une intensité variable selon l'individu. D'après Graf (1969), les mouvements de fermeture, durant la mastication, développent des forces occlusales qui se situent entre 0 et 7 kN et d'une durée de 0,3 à 0,5 seconde par cycle. Cet auteur a établi à 17,5 minutes par jour la durée totale de la période pendant laquelle les dents sont soumises aux forces de mastication et de déglutition. De plus, Graf rapporte que le nombre de contacts occlusaux se situeraient à  $\pm 1800$  pendant la mastication et à  $\pm 200$  pendant la déglutition pour un total approximatif de 2000 quotidiennement.

La chaleur de la bouche (37°C) pourrait être un facteur qui influence la température de transition du matériel et ses propriétés mécaniques; elles peuvent varier sensiblement dans un intervalle de températures se situant entre 20°C et 37°C.



Certains auteurs ont tenté de cerner, *in vitro*, l'effet de la corrosion sur les fils Ni-Ti et sur leurs propriétés mécaniques. La corrosion devrait être un des facteurs importants à considérer dans le choix des matériaux à utiliser en bouche. Schwaninger, Sarkar et Foster, en 1982, constatèrent que la présence d'un milieu humide comme la salive ne semblait pas entraîner de modifications des propriétés mécaniques du nitinol, même si immergé dans une solution de chlorure de sodium à 1% pour une période aussi longue que 11 mois. Pour ces auteurs, il est clair que l'effet corrosif causé par ce milieu humide n'affecte pas les propriétés mécaniques de ce matériau.

Sarkar et Schwaninger, en 1980, et ces deux mêmes auteurs associés à Foster, en 1982, avaient tendance à croire que les fractures du fil étaient dues à la présence de défauts de surface occasionnés par les procédés manufacturiers et non à l'effet corrosif du milieu humide.

Harris, Newman et Nicholson, en 1988, conclurent qu'un fil de nitinol, maintenu dans un milieu de salive artificielle pour une période de 1 à 4 mois, présentait une diminution significative des propriétés suivantes: modulus d'élasticité, résistance ultime et limite conventionnelle d'élasticité. La durée de l'exposition du fil à la salive artificielle avait donc un effet direct sur ce dernier. Une différence de 15% de la valeur de la limite conventionnelle d'élasticité (0,2%) fut observée entre le groupe de fils testés et son groupe témoin. Une utilisation prolongée des fils de nitinol en milieu humide serait donc associée avec une perte des propriétés mécaniques qui intéressent l'orthodontie, notamment l'élasticité du fil. Les orthodontistes qui seraient tentés de prolonger indûment la durée de mise en bouche des fils de nitinol

doivent s'attendre à une diminution de l'efficacité clinique de ces fils, à une réduction de leur élasticité et à une déformation permanente accrue.

Dans la présente étude, l'effet du phénomène de corrosion de surface ne sera pas développé étant donné la courte période d'expérimentation *in vitro* des fils étudiés.

Il serait souhaitable de réaliser, *in vitro* et *in vivo*, des analyses prolongées de l'effet corrosif du milieu buccal sur ces nouveaux alliages. Ces travaux pourraient nous permettre de mieux comprendre l'influence de ce phénomène sur la durée de vie en fatigue de ces matériaux et sur leurs propriétés mécaniques.

## *2.6 La fatigue superélastique du nickel-titane*

La définition commune de la fatigue des matériaux est la suivante: application et retrait d'une contrainte qui développe des charges maximales dont les niveaux sont inférieurs à ceux de la limite d'élasticité du matériau, et ce de manière répétitive jusqu'à fracture de ce dernier. Pour évaluer de manière précise le niveau de fatigue d'un matériau, la rupture n'est pas la seule mesure à prendre; une évaluation de la détérioration des propriétés mécaniques ou fonctionnelles devrait être complétée. Nous évaluerons, dans cette étude, les changements au niveau des propriétés mécaniques des alliages superélastiques de Ni-Ti et de Cu-Ni-Ti.

### 2.6.1 Croissance des fissures

D'après Miyasaki (1990), les fissures observées dans les spécimens riches en nickel sont des zones dans le matériau qui contiennent des inclusions de carbone-titane (TiC) d'où proviendrait la fracture suite à l'application d'une contrainte. Les joints de grain du matériau seraient aussi une zone d'initiation des fissures. La méthode de fabrication de l'alliage est reliée directement à la présence plus ou moins importante des joints de grain. Une forte concentration des contraintes est susceptible de se retrouver dans ces deux zones.

Melton et Mercier (1979) n'ont trouvé qu'une influence minime de  $M_s$  (température du début de la transformation martensitique) sur la vitesse de croissance des fissures dans le matériau. Ils ont montré que la croissance des fissures est essentiellement la même pour deux alliages, l'un étant pleinement martensitique à température de la pièce ( $M_s = +47^\circ\text{C}$ ) et l'autre étant largement austénitique ( $M_s = +20^\circ\text{C}$ ). Ceci s'expliquerait par le faible changement de volume de la martensite du nickel-titane, à la base de la fissure, lors de l'induction de contraintes sur le matériau.

### 2.6.2 Comportement et durée de vie en fatigue

Melton et Mercier, dans la même étude, ont schématisé une méthode d'évaluation de la durée de vie en fatigue du Ni-Ti par l'utilisation d'un rapport "amplitude de contrainte/contrainte maximale" à la rupture par le nombre de cycles. Ils ont démontré que la durée de vie d'alliages de Ni-Ti est de  $10^7$  cycles et que la limite de

fatigue augmentait lorsque  $M_s$  diminuait. La différence entre les limites à la fatigue d'un alliage à  $M_s+70^\circ\text{C}$  et d'un alliage à  $M_s+10^\circ\text{C}$  s'expliquerait par une réorientation de la martensite spécifique à chaque fil entraînant alors une densité de défauts différente dans le matériau.

Toutefois, pour un alliage ayant un  $M_s = -30^\circ\text{C}$ , la contrainte nécessaire pour induire la martensite sera élevée et, en décharge, la martensite sera thermiquement instable et réversible.

L'apparition d'une concentration des contraintes peut être prévenue par la formation de fissures. Un comportement en fatigue acceptable s'exprime par le fait que la majeure partie de l'endommagement du matériau se produit sous forme d'amorce de fissure. Si la fissure se propage, il y a rupture immédiate du matériau.

Melton et Mercier (1979) conclurent qu'un alliage de Ni-Ti présentant une phase martensitique stable à température ambiante d'essai offre un meilleur comportement en fatigue qu'un alliage austénitique dans les mêmes conditions. Si la martensite est stable à la température de la pièce, la déformation induite par la contrainte produit moins de formation de défauts que pour la martensite thermique.

McNichols et Brookes (1981) confirmèrent l'importance de la température de transformation et son rapport avec la durée de vie en fatigue. Ils statuèrent que leurs résultats sur la rupture ou fatigue d'un alliage de Ni-Ti, ajoutés à ceux d'études antérieures, présentaient une forte corrélation linéaire entre le nombre de cycles et l'étendue de la déformation lors du cyclage et que cette corrélation s'étend jusqu'à 2

$\times 10^5$  cycles. Ces résultats viennent corroborer des études précédentes réalisées avec des valeurs de contraintes plus élevées et des cyclages à la rupture plus faibles.

Sabria, Cortada et Giner (1996) concluent, dans une étude sur l'effet du cyclage sur des fixateurs prothétiques dentaires, que le niveau de contrainte critique pour induire une transformation martensitique dans un alliage de Ni-Ti diminue avec le nombre de cycles. De plus, la déformation résiduelle augmente avec le nombre de cycles pour atteindre un seuil de saturation. Selon toute probabilité, cette déformation résiduelle s'expliquerait par un blocage des plaques de la matrice cristalline lors de la dislocation. Ce phénomène inhiberait la re-transformation de la phase martensitique et favoriserait la création de la martensite induite par contrainte. Pour cette raison, le niveau de contrainte pour induire la transformation martensitique ou l'effet superélastique devient de plus en plus petit. Par contre, ce niveau de contrainte atteint rapidement un seuil de saturation ou de stabilisation qui se situe, dans leur étude, autour de 50 cycles. Ceci suggère que la phase de transformation (martensite-austénite) est stabilisée, de manière générale, autour d'un niveau de contrainte pratiquement constant et ce après un nombre relativement bas de cycles.

Hagemeister, Yahia et Lours (1995) rapportèrent, dans une étude sur des prothèses ligamentaires en Ni-Ti, une stabilisation des caractéristiques superélastiques après 100 cycles environ. Ils assumèrent qu'une prothèse en Ni-Ti pré-cyclée, avant implantation, présentera un comportement plus stable à long terme.

La dégradation des propriétés superélastiques est fonction du niveau de déformation imposée. Pour une déformation de 5%, ils ont constaté une plus grande dégradation que pour les autres niveaux employés (2%, 3%, 4%). Ce phénomène entraîne une diminution de la contrainte critique nécessaire à l'apparition de la martensite induite par contrainte et augmente la déformation plastique.

De plus, ces auteurs rapportent que la durée de vie en fatigue peut être divisée en deux entités:

- la région élastique, où le spécimen est cyclé dans la portion élastique de la phase mère (austénitique) jusqu'à 2% de déformation,
- la région superélastique, où le spécimen subit une transformation martensitique.

Ils précisèrent que la région élastique présente une meilleure durée de vie en fatigue (plus de 20,000 cycles) que la région superélastique.

Cette étude a permis de mieux comprendre les propriétés en fatigue et les mécanismes des fils Ni-Ti employés. L'avantage d'utiliser ces alliages superélastiques est qu'ils reproduisent le comportement des ligaments naturels mieux que tout autre matériau conventionnel.

### **2.6.3 Altérations des propriétés superélastiques par le cyclage mécanique**

Selon Miyazaki (1990) les caractéristiques générales des effets du cyclage sur un alliage de Ni-Ti sont: une augmentation de la contrainte résiduelle, une diminution de la contrainte critique d'induction de la martensite et une réduction de l'hystérèse de contrainte ou de déformation.

Ces paramètres varient en fonction du cyclage et sont bien démontrés par la courbe obtenue à partir de cyclages réalisés à des températures différentes sur des alliages de titane (50,5%) et de nickel.

Les effets du cyclage sont démontrés, quantitativement; ils apparaissent plus importants lors des premiers cycles. L'apparition d'un plateau est intéressante à observer après seulement quelques dizaines de cycles. Toutes ces valeurs deviennent insensibles au cyclage; les propriétés superélastiques atteignent un état relatif de stabilité. Ce dernier peut s'expliquer par le durcissement causé par l'introduction de dislocations à l'intérieur de la matrice durant le cyclage. À la lumière de ces résultats, il serait important d'accroître le niveau de contrainte critique d'induction de la martensite en vue de stabiliser les propriétés superélastiques et ainsi minimiser les effets de déformation du cyclage. Ce niveau d'induction de la martensite est fonction de la structure interne de l'alliage, donc particulièrement sensible au traitement thermo-mécanique et au pourcentage de nickel.

L'étude de Hagemester, Yahia, Armand et Lours, en 1994, sur des prothèses ligamentaires en Ni-Ti démontre l'effet des conditions de traitement thermique sur la durée de vie en fatigue d'un fil de faible diamètre cyclé en tension. En effet, étant donné que les propriétés mécaniques d'un alliage en Ni-Ti varient considérablement en fonction des traitements thermo-mécaniques, il est difficile de prévoir la tenue en fatigue, d'un spécimen donné, en fonction des connaissances actuelles.

Ce travail a permis de déterminer le traitement thermique optimal pour l'alliage utilisé. Ils ont démontré qu'à une température de recuit (annealing) à 525° C, la déformation plastique et la contrainte critique étaient plus faibles que pour le spécimen ayant reçu un traitement thermique à 550° C. De plus, les courbes des résultats obtenus démontrèrent que la dégradation des propriétés superélastiques survient plus rapidement chez les spécimens traités à 550° C.

#### **2.6.4 Stabilisation des propriétés superélastiques**

Miyasaki (1990) a démontré que le traitement thermomécanique avait une influence sur la courbe contrainte/déformation pendant le cyclage. L'effet combiné de dislocations et de précipités, obtenu sur des spécimens riches en nickel par un recuit à 400°C, est jugé efficace pour stabiliser la courbe contrainte/déformation.

Miyasaki note aussi que l'emploi d'un précyclage sur les spécimens étudiés procure une stabilisation des propriétés superélastiques, même si celle-ci n'apparaît qu'après les 100 premiers cycles, comme le montre son étude. Un alliage ayant été précyclé avant sa mise en service présenterait une meilleure intégrité de sa superélasticité.



### **2.6.5 Amélioration de la durée de vie en fatigue**

Miyasaki souligna que, pour espérer améliorer significativement le comportement en fatigue des alliages de nickel-titane, il était important de bien comprendre les mécanismes et les sites de formation des fissures dans le matériau. Pour ce faire, l'emploi d'un microscope électronique s'avéra utile pour déceler, à l'intérieur des alliages riches en nickel, les inclusions de Ti-C (complexe titane-carbone) aux sites des fissures engendrées lors du cyclage en fatigue. L'utilisation d'une telle technique pour l'étude actuelle est plus ou moins pertinente. Le diamètre des spécimens observés (0,406 mm) est très petit; la fracture se produit spontanément sans la présence apparente des fissures normalement observées dans les spécimens de diamètres plus importants.

Chapitre troisième

**TECHNIQUE EXPÉRIMENTALE**

### **3. TECHNIQUE EXPÉRIMENTALE**

---

Ce chapitre décrit le matériel utilisé pour l'expérimentation. Les méthodes et le protocole employés lors des tests seront détaillés dans cette section.

#### *3.1 Matériel et méthode*

##### **3.1.1 Les spécimens**

Le choix des types de fils est basé sur leur utilisation clinique fréquente à la section d'orthodontie de l'Université de Montréal. Les cinq spécimens utilisés lors des expérimentations furent choisis chez deux fabricants de produits orthodontiques. Les trois spécimens de Ni-Ti qui proviennent de la compagnie GAC (Central Islip N.Y., U.S.A.) sont les types "light", "medium" et "heavy". Les deux spécimens de Cu-Ni-Ti qui ont été fournis par la compagnie ORMCO (Glendora CA, U.S.A.) ont des T.T.R. respectifs de 27°C et de 35°C. Un nombre de six échantillons pour chacun des cinq spécimens de fils a été testé, pour un total de soixante. Tous les fils étaient de section ronde et d'un diamètre de 0,406 mm.

### 3.1.2 Montage de fixation et appareil de flexion

Les études *in vitro* des équipes de Drescher et al. (1994) et de Miura et al. (1986) ont servi de modèles de base à l'établissement de notre protocole. Les tests de fatigue en flexion trois points ont été effectués par une machine de traction MTS 858 (Bionix Testing System) équipée d'une cellule de charge, testée en fatigue, de 1,25 kN. La charge de 1 Newton équivalant à  $\pm 100$  grammes (Figure 3.1).

Les tests de caractérisation pour l'enregistrement de la courbe de superélasticité exigeaient une précision accrue de l'appareillage. Ils ont été effectués à l'aide d'une cellule de charge statique Artech (type S) d'une capacité de 11,34 kilogrammes ( $\pm 110$  N) incorporée périodiquement à la machine (Figure 3.2).

Les deux types de tests ont été contrôlés par une micro-console MTS 458. Chaque fil, durant son cyclage en fatigue et durant les caractérisations, était supporté par deux boîtiers orthodontiques conventionnels à doubles ailettes (twin) de la compagnie A (San Diego, CA, U.S.A.) d'une dimension 0,56 mm X 0,71 mm chacun soudé sur un cylindre usiné d'acier inoxydable (316). Les deux cylindres étaient vissés sur un montage d'acier inoxydable (316), de façon à avoir un espacement de 14 mm centre-à-centre. Le tout était solidement fixé à la table d'expérimentation à l'aide de boulons et d'écrous (Figure 3.3).

La stabilisation du fil était obtenue en le fixant, sur un seul de ses appuis, à l'aide d'une ligature élastomérique (Cerum Ortho, Calgary, Canada) le laissant libre de mouvement du côté de son second appui. La ligature élastomérique n'offrait pas une

fixation parfaitement rigide du fil dans le fond du boîtier en raison de l'élasticité du matériau utilisé. Ce type de montage est reconnu dans la littérature et correspond assez bien à une situation clinique. Les sollicitations étaient appliquées sur la portion médiane du fil testé. Elles ont été appliquées par une tige d'acier de section rectangulaire, possédant une extrémité arrondie d'un diamètre de 5 mm.

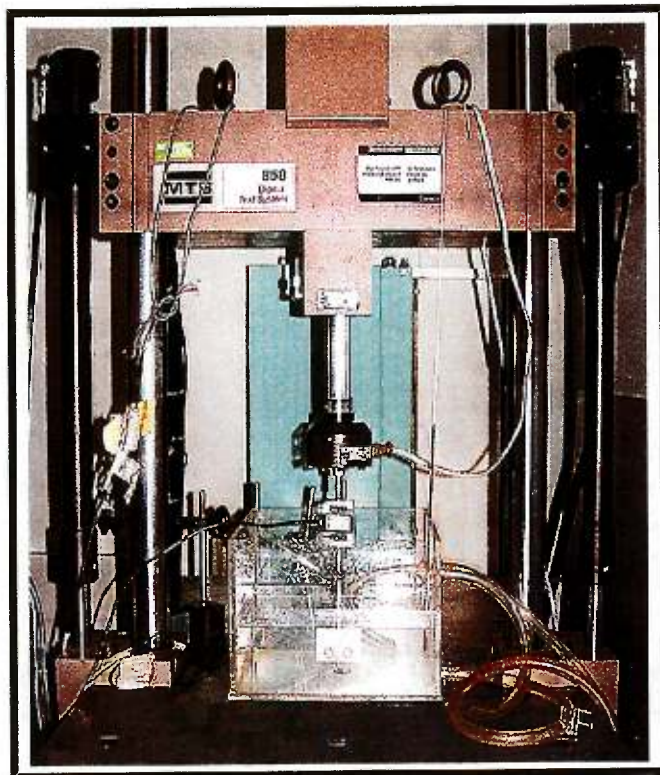


Figure 3.1: Appareil MTS-858 (Bionix testing system).

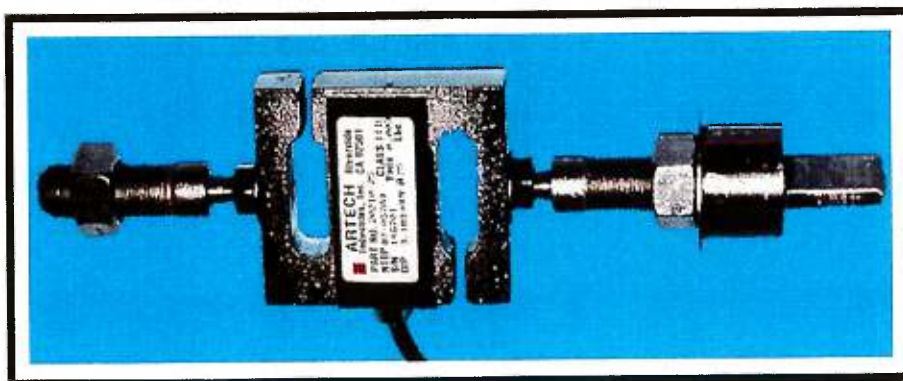


Figure 3.2: Cellule de charge Artech (25 livres).



Figure 3.3: Montage de support avec boîtiers orthodontiques.

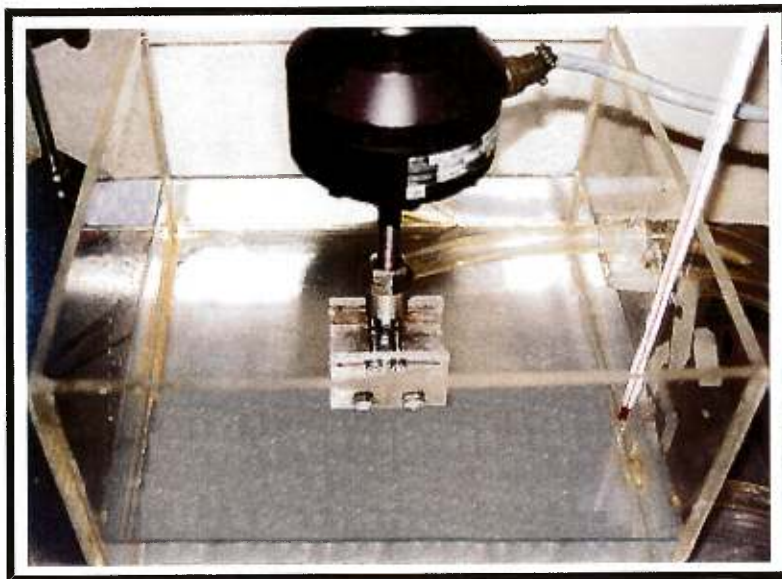


Figure 3.4: Bassin d'expérimentation avec salive artificielle.

### 3.1.3 Environnement des expérimentations

À l'instar de l'étude de Drescher et al. (1994), notre série d'expérimentations in vitro se voulait une reproduction réaliste d'un environnement buccal observé en clinique. Tous les tests ont été effectués dans un bassin contenant de la salive artificielle (Tai et al., 1992) de telle sorte que les échantillons soient submergés d'au moins 5 mm en tout temps durant les expérimentations (Tableau III). La solution était maintenue à une température de  $37^{\circ}\text{C} \pm 1^{\circ}\text{C}$  à l'aide d'une pompe chauffante munie d'un thermorégulateur. Un thermomètre était positionné dans le bassin pour s'assurer en tout temps de la température de la salive artificielle. Le pH de la salive a été maintenu entre 5,5 et 6,5 tout au long des essais en fatigue (Figure 3.4).

Salive artificielle	
Ingrédient	Quantité dans 2L d'eau déionisée
$\text{Na}_2\text{HPO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$	2,30g
$\text{CaCl}_2$	1,85g
KCl	0,80g
NaCl	0,80g
$\text{NaS} \cdot 9\text{H}_2\text{O}$	0,30g
Urée	2,00g

Tableau III: Composition de la salive artificielle (Tai et al., 1992).



### 3.1.4 Système d'acquisition des données

La collecte des données a été effectuée à l'aide d'un ordinateur IBM (Personal Computer AT 386 équipé du logiciel Labtech NoteBook version 6.1.2 Laboratory Technology Corporation). Les données de temps (s), de déplacement (mm) et de force (N) ont été enregistrées par le logiciel à une fréquence de 15 Hz, lors des caractérisations, et à une fréquence de 3 Hz pendant les sollicitations en fatigue. L'information mesurée était accessible en tout temps sur l'écran de l'ordinateur pour permettre un suivi de la progression des tests. Seules les informations provenant des caractérisations (15 Hz) ont été sauvegardées pour des fins d'analyse, tandis que les prises de données pendant le cyclage (3 Hz) n'ont servi qu'à déterminer le nombre de cycles à la rupture (Figure 3.5).

En périphérie, un Indicateur/Conditionneur (Micro P, Electro-Numeric), avec une sortie analogue de 0 à 10 Volts DC, a été utilisé pour alimenter la cellule de charge et renvoyer les signaux amplifiés de celle-ci. Il a aussi servi à la filtration des signaux, minimisant ainsi le bruit magnétique, en plus de permettre un équilibrage précis de la cellule de charge au début des caractérisations.



Figure 3.5: Ordinateur IBM 386 et console d'enregistrement

### **3.1.5 Manipulation**

Cette section présente la méthode expérimentale employée lors des tests en fatigue. Chacune des étapes suivies sera décrite brièvement et illustrée au besoin.

#### **3.1.5.1 Préparation des spécimens**

Il est important de préciser que tous les fils d'un spécimen donné proviennent d'un lot identique. Chaque paquet de fils provenant du manufacturier est inspecté. Ainsi, tous les fils subissent un examen sommaire (macroscopique) pour s'assurer qu'ils ne contiennent aucune imperfection visible. Les échantillons sont des fils orthodontiques standards vendus sur le marché, ils sont préformés suivant une forme d'arcade dentaire (arc) pour l'utilisation clinique. La portion médiane recourbée des fils est exclue car seules les extrémités des fils, d'une rectitude acceptable pour les tests, sont prélevées. D'un point de vue clinique, les portions latérales (rectilignes) sont les plus sollicitées lors de la mastication et présentent, pour nous, un plus grand intérêt dans cette étude en fatigue. Chaque extrémité a été coupée pour obtenir un échantillon d'une longueur de 30 mm.

#### **3.1.5.2 Préparation du montage**

Le montage, placé au centre du bassin de salive artificielle, est vissé solidement à la table de la machine de traction MTS. Il est directement situé sous la cellule de charge. L'étanchéité du montage est assurée par du silicone placé autour des orifices

de la vis de serrage et des tuyaux pour circulation de la salive. Une fois le montage complété, le bassin et la pompe sont remplis de salive artificielle. La pompe est ensuite actionnée pour faire circuler la salive; le niveau de solution est ajusté pour que le montage soit submergé d'au moins 5 mm. L'élément chauffant du thermorégulateur de la pompe est réglé pour atteindre et maintenir une température de 37°C tout au long de l'expérimentation. La cellule de charge statique de 11,34 kilos ( $\pm 110$  N) est installée entre l'applicateur de charge et la cellule de la machine (1,25 kN), tout en s'assurant que l'applicateur est centré entre les deux boîtiers supportant l'échantillon.

### 3.1.5.3 Fixation des fils

Le fil à tester est déposé dans la rainure principale des deux boîtiers du montage de manière à ce qu'il soit centré par rapport à ses appuis latéraux. Il est placé ainsi pour accueillir la sollicitation en son centre. Le fil est ensuite attaché à l'un des deux boîtiers par une ligature élastomérique à l'aide d'une précelle à ligaturer. La fixation doit se faire en prenant soin de ne pas appliquer de contraintes autres que celles appliquées par la ligature. Pour le cas des fils de Cu-Ni-Ti où la courbure est non négligeable en raison de la forme d'arc plus accentuée, il fut décidé de les orienter courbure vers le bas. Cette position fut jugée comme étant la plus stable dans les circonstances, sinon, le fil testé aurait pu se déplacer et occasionner de faux résultats. Cette préparation du montage est similaire à celle utilisée dans plusieurs études impliquant l'utilisation d'un test de flexion en trois points (Drescher et al., 1994, Kapila et al., 1991, Kapila et al., 1992, Mohlin et al., 1991, Miura et al., 1986, Smith et al., 1992, Yoneyama et al., 1992, Yoneyama et al., 1993).

#### 3.1.5.4 Exécution des tests

Après avoir fixé le fil sur le montage, on descend l'applicateur de charge jusqu'au tout premier contact de celui-ci avec l'échantillon. On ajuste ensuite le zéro sur l'échelle de déplacement et sur l'échelle de force. Au tout premier cycle, on lance le système d'acquisition de données pour le test de caractérisation (15 Hz) des propriétés du fil. La vitesse de la déflexion est ajustée à 5 mm/min pour un cycle de chargement d'une déflexion totale de 2 mm. Il est possible, lors de ces cycles, de vérifier sur l'écran de l'ordinateur le déroulement des tests par l'enregistrement des diverses courbes (ex.: force vs déplacement, force vs temps, etc.). Une observation visuelle continue du comportement des échantillons permet d'éviter des erreurs qui viendraient affecter la validité des résultats. Une fois ce cycle complété et correctement enregistré, on retire la cellule de charge statique que l'on remplace par la cellule de charge prévue pour le cyclage en fatigue. On ajuste à nouveau le zéro des échelles de déplacement et de force de la même manière que précédemment. Un chargement sinusoïdal est appliqué à une fréquence de 3 cycles par seconde accompagnée d'une déflexion de 2 ou 4 mm selon le cas. À l'aide du contrôleur du MTS, on ajuste le nombre de cycles de façon à interrompre le cyclage aux 50e, 100e et 1000e cycles pour effectuer les cycles des caractérisations. Dans le cas des fils plus résistants, une caractérisation au 5000e cycle est effectuée. Il est à noter que pour la caractérisation ou le cyclage en fatigue, on doit utiliser la cellule de charge prévue à cet effet et la calibrer de nouveau (zéro des échelles de lecture) avant chaque utilisation.

À partir du cycle 1000, on lance l'acquisition de données à une fréquence de 3Hz afin de pouvoir déterminer le nombre de cycles à la rupture ou la durée de vie en fatigue de l'échantillon observé. On enregistre aussi l'endroit de rupture de chacun des fils testés. Cette procédure est effectuée pour tous les fils (soixante) retenus pour l'expérimentation.

### 3.1.6 Analyse

L'analyse effectuée indépendamment par les deux expérimentateurs fit appel au jugement, aux connaissances et à l'expérience des personnes concernées. Une telle approche, empreinte d'une certaine subjectivité, introduit presque inévitablement une possible source d'erreurs. Pour éviter ce phénomène, des tests statistiques de type Anova ont permis une analyse plus objective des résultats obtenus. Ces tests Anova, pour mesures répétées, ont comporté deux types de variables: les cinq types de fils (1-5) considérés variables entre-sujets (between-subjects) et les trois niveaux de cycles (1-3) comme variables intra-sujets (intra-subjects). Les caractéristiques qui présentaient une interaction statistiquement positive entre les cycles et les types de fils furent suivies d'une évaluation spécifique de chacun des niveaux de cycles (1, 100 et 1000). Le seuil de signification statistique fut fixé à  $p < 0,01$ ; en raison du nombre élevé de mesures effectuées sur le même fil, nous avons voulu éviter les erreurs de Type I (alpha) ou faux-positifs.

Certains des fils testés ne figurent pas dans le tableau ( fil #2 35°C Cu-Ni-Ti, fil # 1 Ni-Ti light, fils # 2,3 et 6 Ni-Ti medium, fil #5 Ni-Ti heavy). Précisons qu'en raison de problèmes d'instrumentation, le nombre de cycles à la rupture de certains essais n'a pu être déterminé. Afin d'obtenir un nombre minimal de valeurs, en vue d'analyses statistiques, des essais additionnels en mode ininterrompu furent effectués. Ces derniers sont représentés dans le tableau sous le vocable continu.

Réalisés différemment des essais standards, ces tests continus, non entrecoupés d'arrêts pour les caractérisations, ont pu induire une incertitude dans la précision des résultats. Les deux méthodes n'étant pas rigoureusement les mêmes, nous devons admettre qu'il peut y avoir une infime différence même si difficilement quantifiable. Lors des analyses statistiques, nous avons dû éliminer des spécimens qui présentaient des valeurs trop déviantes. À titre d'exemple, l'exclusion d'un fil "light Ni-Ti" (2mm de déflexion) présentant, au cycle 100, une valeur incohérente de la pente inférieure ( 0,89 ) avec celles recueillies aux cycles 1 ( 0,43 ) et 1000 ( 0,39). Ces spécimens auraient introduit des écarts-types déraisonnables par rapport au type de phénomène observé.

Dans ce travail, nous mettrons en parallèle le "27°C Cu-Ni-Ti" et le "medium Ni-Ti" qui sont présentés commercialement comme étant semblables: niveaux de forces décrits comme comparables. Dans la discussion des résultats, ils seront constamment jumelés pour comparaisons. Le "35°C Cu-Ni-Ti" et le "light Ni-Ti" présentent la même analogie commerciale que les précédents. Ils seront aussi comparés entre eux tout au long de ce mémoire.

### 3.1.6.1 Analyse des caractéristiques de la superélasticité

Sur la courbe traditionnelle de superélasticité, nous étudierons plus précisément la portion inférieure (plateau) qui correspond à la désactivation du fil soumis à une contrainte.

Cliniquement, ce plateau représente la force transmise aux dents par le fil servant à déplacer ces dernières sur l'arcade dentaire.

Pour comparer objectivement les différents matériaux, certains paramètres furent développés. Le modèle suggéré par Segner et Ibe (1995) pour l'analyse de la courbe de désactivation a l'avantage d'être à la fois simple et intéressant. Il comporte trois paramètres essentiels: la clarté du plateau superélastique, la déflexion (déplacement) et le niveau de force enregistrés en fin de plateau en phase de désactivation (Figure 3.6). Cette méthode d'analyse a pour but de simplifier la présentation des résultats et de nous permettre de comparer plus facilement les deux types d'alliages étudiés.

La clarté du plateau superélastique s'exprime par le calcul du ratio pente initiale (rigidité initiale) sur pente du plateau inférieur (désactivation). Ce ratio nous permet de quantifier la superélasticité du matériau. Un alliage est qualifié de superélastique si le ratio est supérieur à une valeur de 8, et possède seulement une tendance superélastique si le ratio est supérieur à 2. Par comparaison, un matériel conventionnel comme l'acier inoxydable présenterait un ratio avoisinant la valeur de 1 tandis qu'un matériel superélastique idéal donnerait un ratio à l'infini.



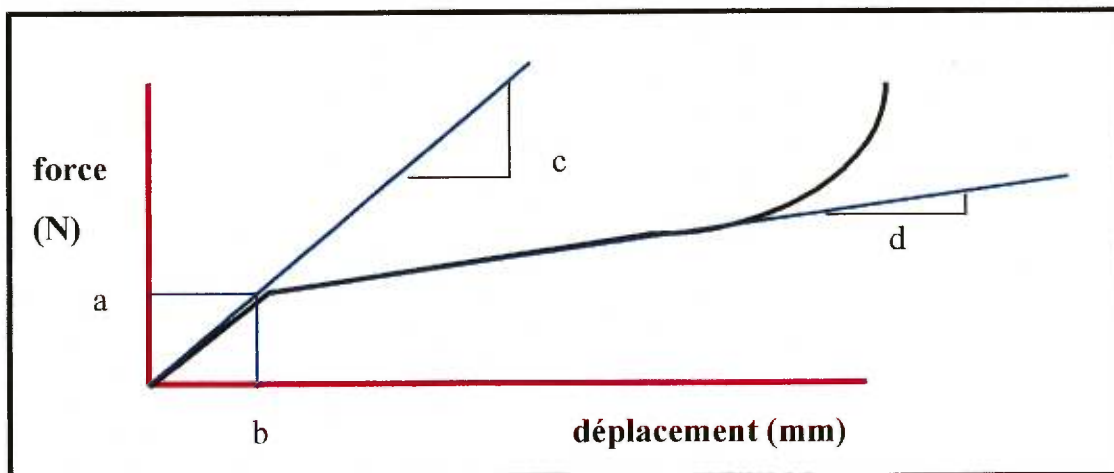


Figure 3.6: paramètres de superélasticité sur la courbe force/déplacement.

- a: force de fin de plateau
- b: déplacement de fin de plateau
- c: pente initiale (rigidité)
- d: pente du plateau inférieur

## Chapitre quatrième

### **RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX**

## 4. RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

---

### *4.1 Traitements des résultats*

Le système d'acquisition des données a compilé et classé de façon sommaire les résultats de chacun des tests effectués. Le traitement de ces résultats bruts a ensuite été fait, à l'aide du logiciel Excel, pour s'assurer de l'uniformité et de la validité des données à analyser. Une méthodologie identique fut utilisée pour tous les fichiers de chacun des tests: une correction des décalages fut effectuée lors du lancement de l'acquisition de données (offsets). Un filtrage fut réalisé en calculant des moyennes par groupe de 15 données lors des caractérisations. Ce filtrage a permis d'éliminer une bonne partie des variations dues aux bruits magnétiques ou autre. Les résultats obtenus furent compilés sous forme de tableaux et graphiques. Enfin, une inspection rigoureuse de ces derniers a permis l'élimination de certaines données jugées non représentatives du comportement des fils testés.

L'interprétation et l'analyse des courbes obtenues lors des expérimentations furent faites par deux examinateurs à partir du modèle utilisé par Segner et Ibe (1995). Les résultats furent compilés aux fins d'analyses statistiques.

Les courbes comportant des anomalies importantes, en raison du bruit magnétique, furent éliminées.

## *4.2 Présentation des résultats*

Seuls les tableaux et les graphiques plus représentatifs pour cette étude sont présentés dans les pages qui suivent pour fin d'analyse. La présentation des résultats sous forme d'histogrammes est faite dans la partie discussion des résultats de ce mémoire pour permettre une compréhension plus aisée lors de la lecture.

La présentation des résultats se divise en deux parties importantes:

- l'évaluation et l'analyse des résultats obtenus lors du cyclage en fatigue des fils en Ni-Ti et Cu-Ni-Ti étudiés.
- l'évaluation et l'analyse des courbes de superélasticité résultant des acquisitions de données faites aux cycles un (1), cent (100) et mille (1000). La méthode d'analyse est décrite précédemment.

#### 4.2.1 Tests de résistance en fatigue

Les tableaux suivants présentent la totalité des résultats obtenus lors des tests en fatigue effectués à une fréquence de 3 Hz. Ils indiquent le nombre de cycles et l'endroit de rupture pour un cyclage à une déflexion de 2mm et 4 mm et ce pour les 5 types de fils.

DÉFLEXION à 2 mm*	CYCLES À LA RUPTURE	ENDROIT DE RUPTURE **
<u>CUIVRE-NICKEL-TITANE 27 °C</u>		
Fil # 1- 27°C	9150	Centre
Fil # 2- 27°C	8560	Centre
Fil # 3- 27°C	10610	Centre
Fil # 4- 27°C	9460	Centre
Fil # 5- 27°C	7160	Centre
Fil # 6- 27°C	14250	Centre
Moyenne	9865 ± 2428	
Écart-type/moyenne	25 %	

Tableau IV: Rupture 27°C Cu-Ni-Ti (2mm)

DÉFLEXION à 4 mm*	CYCLES À LA RUPTURE	ENDROIT DE RUPTURE**
<u>CUIVRE-NICKEL-TITANE 27 °C</u>		
Fil # 1- 27°C	6840	Centre
Fil # 2- 27°C	7920	Centre
Fil # 3- 27°C	6680	Centre
Fil # 4- 27°C	6520	Ligature
Fil # 5- 27°C	7580	Centre
Fil # 6- 27°C	9085	Centre
Moyenne	7438 ± 974	
Écart-type/moyenne	13 %	

Tableau V: Rupture 27°C Cu-Ni-Ti (4mm)

DÉFLEXION à 2 mm*	CYCLES À LA RUPTURE	ENDROIT DE RUPTURE **
<u>CUIVRE-NICKEL-TITANE 35 °C</u>		
Fil # 1- 35°C	11000	Centre
Fil # 3- 35°C	23970	Centre
Fil # 4- 35°C	20670	Centre
Fil # 5- 35°C	24400	Centre
Fil # 6- 35°C	14730	Ligature
Continu	15310	Centre
Moyenne	18347 ± 5476	
Écart-type/moyenne	30 %	

Tableau VI: Rupture 35°C Cu-Ni-Ti (2mm)

DÉFLEXION à 4 mm*	CYCLES À LA RUPTURE	ENDROIT DE RUPTURE**
<u>CUIVRE-NICKEL-TITANE 35 °C</u>		
Fil # 1- 35°C	12270	Centre
Fil # 2- 35°C	12105	Centre
Fil # 3- 35°C	12695	Centre
Fil # 4- 35°C	9770	Centre
Fil # 5- 35°C	7260	Centre
Fil # 6- 35°C	10825	Centre
Moyenne	10821± 2052	
Écart-type/moyenne	19 %	

Tableau VII: Rupture 35°C Cu-Ni-Ti (4mm)

DÉFLEXION à 2 mm*	CYCLES À LA RUPTURE	ENDROIT DE RUPTURE **
<u>NICKEL-TITANE LIGHT</u>		
Fil # 2 Ni-Ti light	22365	Ligature
Fil # 3 Ni-Ti light	11520	Ligature
Fil # 4 Ni-Ti light	12065	Centre
Fil # 5 Ni-Ti light	10675	Centre
Fil # 6 Ni-Ti light	16380	Ligature
Continu	18760	Centre
Moyenne	15294 ± 4673	
Écart-type/moyenne	31 %	

Tableau VIII:Rupture Light Ni-Ti (2mm)

DÉFLEXION à 4 mm*	CYCLES À LA RUPTURE	ENDROIT DE RUPTURE**
<u>NICKEL-TITANE LIGHT</u>		
Fil # 1 Ni-Ti light	13695	Centre
Fil # 2 Ni-Ti light	7900	Ligature
Fil # 3 Ni-Ti light	7420	Ligature
Fil # 4 Ni-Ti light	8605	Ligature
Fil # 5 Ni-Ti light	10470	Ligature
Fil # 6 Ni-Ti light	7050	Ligature
Moyenne	9190 ± 2516	
Écart-type/moyenne	27 %	

Tableau IX:Rupture Light Ni-Ti (4mm)

DÉFLEXION à 2 mm*	CYCLES À LA RUPTURE	ENDROIT DE RUPTURE **
<u>NICKEL-TITANE MEDIUM</u>		
Fil # 1 Ni-Ti medium	8000	Centre et lig.
Fil # 4 Ni-Ti medium	7400	Centre et lig.
Fil # 5 Ni-Ti medium	5950	Ligature
Continu	4740	Centre
Continu	5270	Centre
Continu	5580	Centre
Moyenne	6157 ± 1274	
Écart-type/moyenne	21 %	

Tableau X: Rupture Medium Ni-Ti (2mm)

DÉFLEXION à 4 mm*	CYCLES À LA RUPTURE	ENDROIT DE RUPTURE**
<u>NICKEL-TITANE MEDIUM</u>		
Fil # 1 Ni-Ti medium	4190	Centre
Fil # 2 Ni-Ti medium	5600	Ligature
Fil # 3 Ni-Ti medium	4780	Ligature
Fil # 4 Ni-Ti medium	4300	Ligature
Fil # 5 Ni-Ti medium	3130	Ligature
Fil # 6 Ni-Ti medium	5435	Centre
Moyenne	4573 ± 910	
Écart-type/moyenne	20 %	

Tableau XI: Rupture Medium Ni-Ti(4mm)



DÉFLEXION à 2 mm*	CYCLES À LA RUPTURE	ENDROIT DE RUPTURE **
<u>NICKEL-TITANE HEAVY</u>		
Fil # 1 Ni-Ti heavy	3450	Centre
Fil # 2 Ni-Ti heavy	3550	Centre
Fil # 3 Ni-Ti heavy	4630	Centre
Fil # 4 Ni-Ti heavy	4690	Centre
Fil # 6 Ni-Ti heavy	3550	Centre
Continu	3020	Centre
Moyenne	3815 ± 683	
Écart-type/moyenne	18 %	

Tableau XII: Rupture Heavy NiTi (2mm)

DÉFLEXION à 4 mm*	CYCLES À LA RUPTURE	ENDROIT DE RUPTURE**
<u>NICKEL-TITANE HEAVY</u>		
Fil # 1 Ni-Ti heavy	2320	Centre
Fil # 2 Ni-Ti heavy	4090	Ligature
Fil # 3 Ni-Ti heavy	3110	Centre
Fil # 4 Ni-Ti heavy	2640	Centre
Fil # 5 Ni-Ti heavy	2525	Centre
Fil # 6 Ni-Ti heavy	3470	Centre
Moyenne	3026 ± 669	
Écart-type/moyenne	22 %	

Tableau XIII: Rupture Heavy Ni Ti (4mm)

**Notes:**

- ⇒ \* Certains problèmes techniques reliés à la prise de données nous ont obligés à effectuer des tests supplémentaires. Ces derniers furent réalisés en mode continu, sans arrêt et caractérisation, pour obtenir un nombre d'essais satisfaisants en vue d'analyses statistiques.
- ⇒ \*\* L'endroit de rupture des fils est identifié par le mot centre pour le centre du fil. L'annotation ligature ou lig. identifie l'endroit de rupture sur le fil qui est à l'endroit de la ligature ou près de celle-ci.

### 4.2.3 Résultats des propriétés des fils lors des essais

ÉCHANTILLONS	RIGIDITE <sup>1</sup> (N/mm)	PENTE INF <sup>2</sup> (N/mm)	PENTE SUP <sup>3</sup> (N/mm)	RIG/P. INF <sup>4</sup>	F <sub>pi</sub> <sup>5</sup> (N)	D <sub>pi</sub> <sup>6</sup> (mm)
Cu-Ni-Ti 27°C	3,56 ± 0,27	0,23 ± 0,03	0,61 ± 0,10	15,77 ± 2,23	1,00 ± 0,03	0,37 ± 0,02
Cu-Ni-Ti 35°C	3,57 ± 0,38	0,28 ± 0,03	0,47 ± 0,08	12,63 ± 0,74	0,58 ± 0,03	0,22 ± 0,03
Ni-Ti Light	4,13 ± 0,39	0,31 ± 0,03	0,53 ± 0,11	12,90 ± 1,72	0,29 ± 0,08	0,11 ± 0,03
Ni-Ti Medium	3,38 ± 0,26	0,39 ± 0,11	0,82 ± 0,19	9,36 ± 2,66	1,23 ± 0,07	0,44 ± 0,05
Ni-Ti Heavy	3,58 ± 0,58	0,69 ± 0,09	0,98 ± 0,16	5,24 ± 1,17	1,78 ± 0,09	0,69 ± 0,10

Tableau XIV : Propriétés lors de la caractérisation au 1<sup>er</sup> cycle. Essais en fatigue avec 2 mm de déflexion

ÉCHANTILLONS	RIGIDITE <sup>1</sup> (N/mm)	PENTE INF <sup>2</sup> (N/mm)	PENTE SUP <sup>3</sup> (N/mm)	RIG/P. INF <sup>4</sup>	F <sub>pi</sub> <sup>5</sup> (N)	D <sub>pi</sub> <sup>6</sup> (mm)
Cu-Ni-Ti 27°C	4,31 ± 0,12	0,31 ± 0,07	0,61 ± 0,09	14,58 ± 3,10	1,12 ± 0,20	0,30 ± 0,04
Cu-Ni-Ti 35°C	3,87 ± 0,37	0,26 ± 0,03	0,53 ± 0,06	15,28 ± 3,55	0,52 ± 0,07	0,19 ± 0,04
Ni-Ti Light	4,15 ± 0,39	0,34 ± 0,04	0,60 ± 0,13	12,27 ± 1,67	0,28 ± 0,06	0,11 ± 0,05
Ni-Ti Medium	4,12 ± 0,45	0,45 ± 0,11	0,85 ± 0,07	9,37 ± 2,24	1,07 ± 0,12	0,35 ± 0,04
Ni-Ti Heavy	3,49 ± 0,35	0,63 ± 0,13	0,74 ± 0,25	5,91 ± 1,33	1,69 ± 0,17	0,73 ± 0,10

Tableau XV: Propriétés lors de la caractérisation au 1<sup>er</sup> cycle. Essais en fatigue avec 4 mm. de déflexion

ECHANTILLONS	RIGIDITÉ <sup>1</sup> (N/mm)	PENTE INF <sup>2</sup> (N/mm)	PENTE SUP <sup>3</sup> (N/mm)	RIG/P. INF <sup>4</sup>	F <sub>pi</sub> <sup>5</sup> (N)	D <sub>pi</sub> <sup>6</sup> (mm)
Cu-Ni-Ti 27°C	3,28 ± 0,16	0,26 ± 0,03	0,59 ± 0,10	12,60 ± 1,77	0,98 ± 0,07	0,36 ± 0,03
Cu-Ni-Ti 35°C	3,52 ± 0,42	0,32 ± 0,05	0,46 ± 0,04	11,15 ± 0,92	0,54 ± 0,05	0,21 ± 0,02
Ni-Ti Light	3,72 ± 0,31	0,47 ± 0,05	0,74 ± 0,12	7,10 ± 1,62	0,29 ± 0,07	0,33 ± 0,17
Ni-Ti Medium	2,96 ± 0,14	0,35 ± 0,04	0,95 ± 0,17	8,49 ± 0,70	1,16 ± 0,08	0,53 ± 0,10
Ni-Ti Heavy	3,07 ± 0,22	0,75 ± 0,11	1,26 ± 0,19	4,18 ± 0,68	1,64 ± 0,08	0,70 ± 0,08

Tableau XVI: Propriétés lors de la caractérisation au 100<sup>e</sup> cycle. Essais en fatigue avec 2 mm de déflexion

ECHANTILLONS	RIGIDITÉ <sup>1</sup> (N/mm)	PENTE INF <sup>2</sup> (N/mm)	PENTE SUP <sup>3</sup> (N/mm)	RIG/P. INF <sup>4</sup>	F <sub>pi</sub> <sup>5</sup> (N)	D <sub>pi</sub> <sup>6</sup> (mm)
Cu-Ni-Ti 27°C	3,68 ± 0,28	0,14 ± 0,04	0,53 ± 0,14	28,12 ± 6,95	0,84 ± 0,18	0,36 ± 0,05
Cu-Ni-Ti 35°C	3,72 ± 0,34	0,21 ± 0,02	0,40 ± 0,06	17,90 ± 2,60	0,45 ± 0,08	0,19 ± 0,05
Ni-Ti Light	2,84 ± 0,17	0,38 ± 0,11	0,34 ± 0,13	8,22 ± 2,67	0,20 ± 0,08	0,25 ± 0,16
Ni-Ti Medium	3,36 ± 0,20	0,29 ± 0,14	0,77 ± 0,17	13,59 ± 5,49	0,91 ± 0,07	0,46 ± 0,03
Ni-Ti Heavy	2,95 ± 0,24	0,32 ± 0,09	0,96 ± 0,11	9,89 ± 3,00	1,53 ± 0,09	0,81 ± 0,04

Tableau XVII: Propriétés lors de la caractérisation au 100<sup>e</sup> cycle. Essais en fatigue avec 4 mm de déflexion

ECHANTILLONS	RIGIDITE <sup>1</sup> (N/mm)	PENTE INF <sup>2</sup> (N/mm)	PENTE SUP <sup>3</sup> (N/mm)	RIG/P. INF <sup>4</sup>	F <sub>pi</sub> <sup>5</sup> (N)	D <sub>pi</sub> <sup>6</sup> (mm)
Cu-Ni-Ti 27°C	3,33 ± 0,29	0,27 ± 0,07	0,61 ± 0,13	12,79 ± 2,43	0,93 ± 0,10	0,34 ± 0,04
Cu-Ni-Ti 35°C	3,61 ± 0,30	0,34 ± 0,04	0,50 ± 0,04	10,72 ± 1,05	0,41 ± 0,12	0,18 ± 0,05
Ni-Ti Light	3,22 ± 0,17	0,56 ± 0,08	1,08 ± 0,06	6,20 ± 1,12	0,44 ± 0,11	0,48 ± 0,16
Ni-Ti Medium	3,29 ± 0,72	0,40 ± 0,08	0,90 ± 0,08	8,29 ± 1,41	0,99 ± 0,06	0,43 ± 0,06
Ni-Ti Heavy	3,02 ± 0,18	0,71 ± 0,12	1,30 ± 0,11	4,37 ± 0,79	1,51 ± 0,13	0,69 ± 0,08

Tableau XVIII: Propriétés lors de la caractérisation au 1000<sup>e</sup> cycle. Essais en fatigue avec 2 mm de déflexion

ECHANTILLONS	RIGIDITE <sup>1</sup> (N/mm)	PENTE INF <sup>2</sup> (N/mm)	PENTE SUP <sup>3</sup> (N/mm)	RIG/P. INF <sup>4</sup>	F <sub>pi</sub> <sup>5</sup> (N)	D <sub>pi</sub> <sup>6</sup> (mm)
Cu-Ni-Ti 27°C	3,62 ± 0,30	0,17 ± 0,05	0,53 ± 0,06	22,15 ± 6,29	0,84 ± 0,11	0,38 ± 0,04
Cu-Ni-Ti 35°C	3,48 ± 0,20	0,23 ± 0,02	0,43 ± 0,03	14,94 ± 2,25	0,35 ± 0,11	0,21 ± 0,08
Ni-Ti Light	2,63 ± 0,61	0,24 ± 0,07	0,47 ± 0,12	11,39 ± 2,90	0,22 ± 0,10	0,36 ± 0,23
Ni-Ti Medium	3,45 ± 0,46	0,23 ± 0,12	0,62 ± 0,09	17,80 ± 8,13	0,83 ± 0,11	0,54 ± 0,09
Ni-Ti Heavy	2,67 ± 0,08	0,35 ± 0,15	0,75 ± 0,16	8,98 ± 4,03	1,46 ± 0,12	0,81 ± 0,14

Tableau XIX: Propriétés lors de la caractérisation au 1000<sup>e</sup> cycle. Essais en fatigue avec 4 mm de déflexion

**Notes:**

<sup>1</sup>Valeurs de la rigidité initiale des fils

<sup>2</sup>Valeurs de la pente du plateau inférieur (désactivation) de la courbe  
force/déplacement des fils

<sup>3</sup>Valeurs de la pente du plateau supérieur (activation) de la courbe  
force/déplacement des fils

<sup>4</sup>Valeurs du rapport de la rigidité sur la pente du plateau inférieur (désactivation)  
des fils

<sup>5</sup>Force associée à la fin du plateau inférieur (désactivation) de la courbe  
force/déplacement des fils

<sup>6</sup>Déplacement associé à la fin du plateau inférieur (désactivation) de la courbe  
force/déplacement des fils

#### 4.2.4 Courbes de superélasticité force/déplacement des fils testés

Afin d'alléger ce document, nous présentons ici les courbes les plus typiques d'hystérèse de chacun des types de fils étudiés. De la figure 4.1 à la figure 4.30 sont schématisées les courbes force/déplacement du 1er cycle, 100e cycle et 1000e cycle des tests de cyclage en fatigue. Les figures 4.1 à 4.15 représentent les essais à 2 mm. Les figures 4.16 à 4.30 sont les essais effectués à 4 mm.

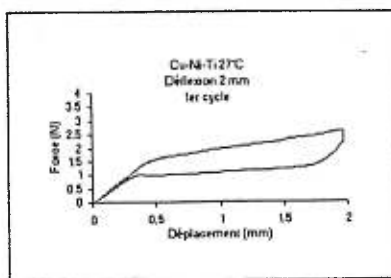


Fig. 4.1: Cu-Ni-Ti 27°C -  
1<sup>er</sup> cycle (déflexion 2 mm)

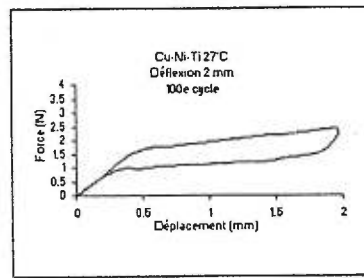


Fig.4.2: Cu-Ni-Ti 27°C  
100<sup>e</sup> cycle (déflexion 2 mm)

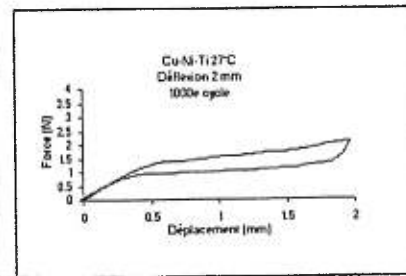


Fig.4.3: Cu-Ni-Ti 27°C  
1000<sup>e</sup> cycle (déflexion 2 mm)

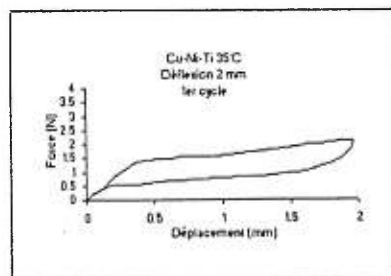


Fig. 4.4: Cu-Ni-Ti 35°C  
1<sup>er</sup> cycle (déflexion 2 mm)

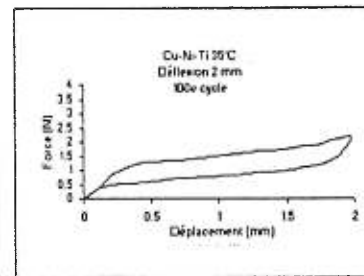


Fig. 4.5: Cu-Ni-Ti 35°C  
100<sup>e</sup> cycle (déflexion 2 mm)

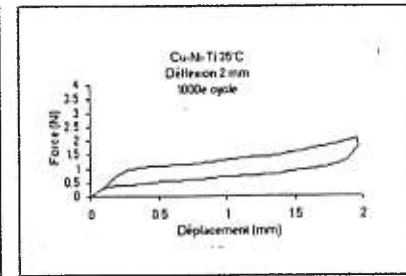


Fig. 4.6: Cu-Ni-Ti 35°C  
1000<sup>e</sup> cycle (déflexion 2 mm)

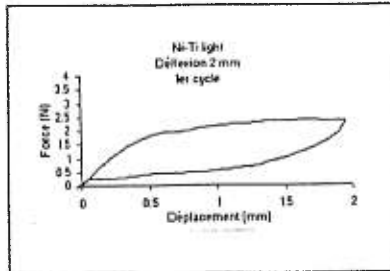


Fig. 4.7: Ni-Ti light  
1<sup>er</sup> cycle (déflexion 2 mm)

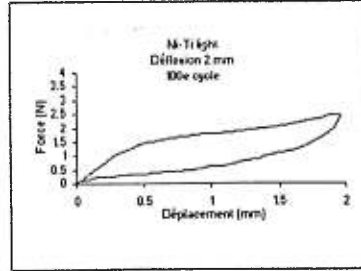


Fig. 4.8: Ni-Ti light  
100<sup>e</sup> cycle (déflexion 2 mm)

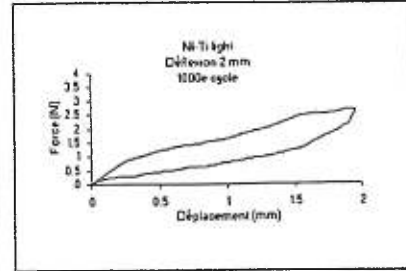


Fig. 4.9: Ni-Ti light  
1000<sup>e</sup> cycle (déflexion 2 mm)

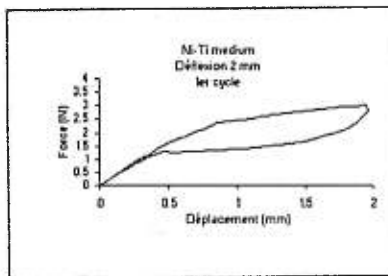


Fig. 4.10: Ni-Ti medium  
1<sup>er</sup> cycle (déflexion 2 mm)

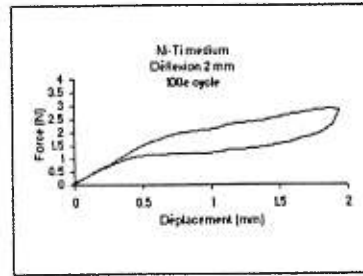


Fig. 4.11: Ni-Ti medium  
100<sup>e</sup> cycle (déflexion 2 mm)

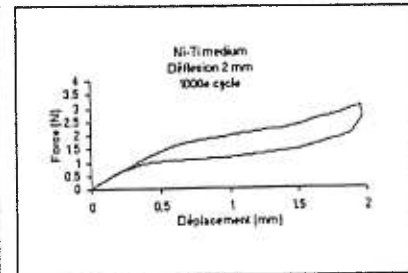


Fig. 4.12: Ni-Ti medium  
1000<sup>e</sup> cycle (déflexion 2 mm)

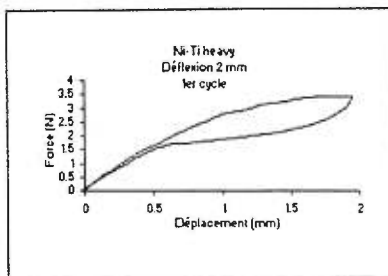


Fig. 4.13: Ni-Ti heavy  
1<sup>er</sup> cycle (déflexion 2 mm)

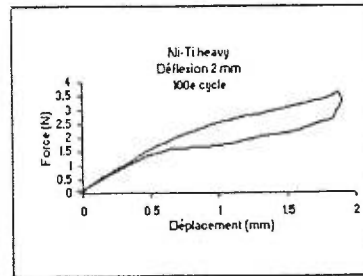


Fig. 4.14: Ni-Ti heavy  
100<sup>e</sup> cycle (déflexion 2 mm)

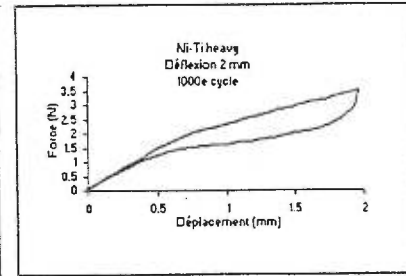


Fig. 4.15: Ni-Ti heavy  
1000<sup>e</sup> cycle (déflexion 2 mm)

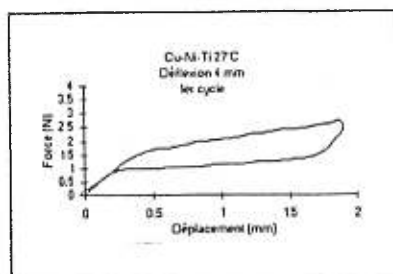


Fig.4.16: Cu-Ni-Ti 27°C  
1<sup>er</sup> cycle (déflexion 4 mm)

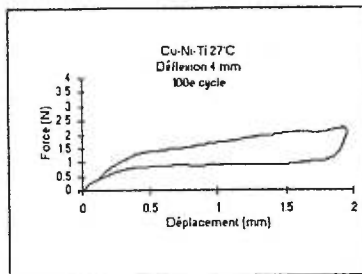


Fig.4.17: Cu-Ni-Ti 27°C  
100<sup>e</sup> cycle (déflexion 4 mm)

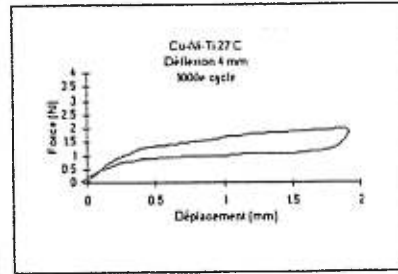


Fig.4.18: Cu-Ni-Ti 27°C  
1000<sup>e</sup> cycle (déflexion 4 mm)

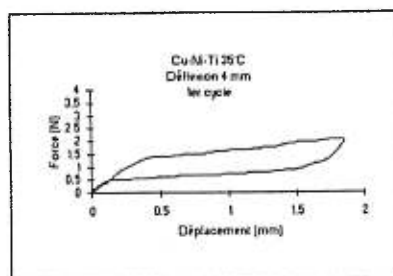


Fig.4.19: Cu-Ni-Ti 35°C  
1<sup>er</sup> cycle (déflexion 4 mm)

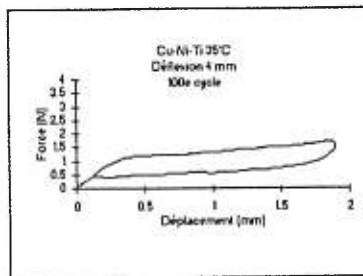


Fig.4.20: Cu-Ni-Ti 35°C  
100<sup>e</sup> cycle (déflexion 4 mm)

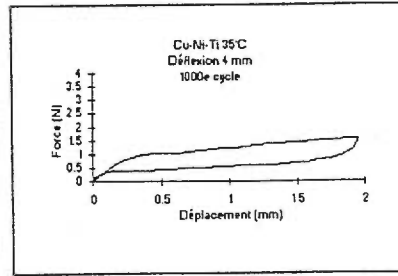


Fig.4.21: Cu-Ni-Ti 35°C  
1000<sup>e</sup> cycle (déflexion 4 mm)

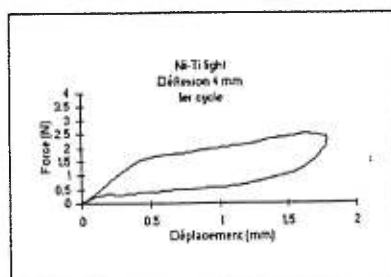


Fig.4.22: Ni-Ti light  
1<sup>er</sup> cycle (déflexion 4 mm)

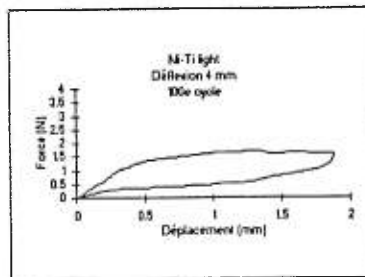


Fig.4.23: Ni-Ti light  
100<sup>e</sup> cycle (déflexion 4 mm)

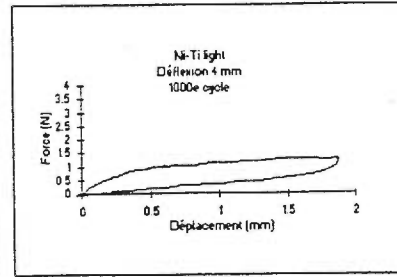


Fig.4.24: Ni-Ti light  
1000<sup>e</sup> cycle (déflexion 4 mm)



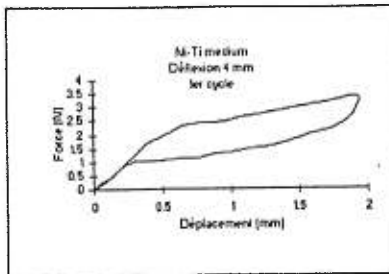


Fig.4.25: Ni-Ti medium  
1<sup>er</sup> cycle (déflexion 4 mm)

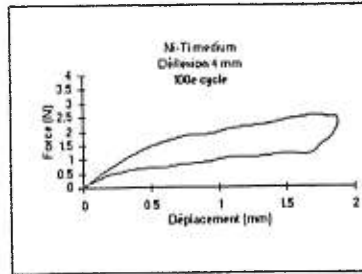


Fig.4.26: Ni-Ti medium  
100<sup>e</sup> cycle (déflexion 4 mm)

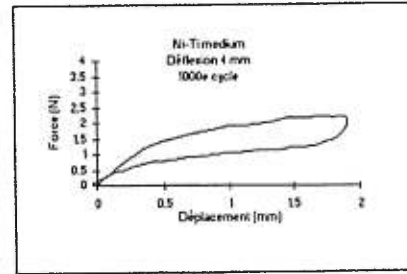


Fig.4.27: Ni-Ti medium  
1000<sup>e</sup> cycle (déflexion 4 mm)

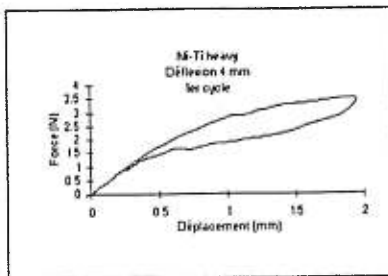


Fig.4.28: Ni-Ti heavy  
1<sup>er</sup> cycle (déflexion 4 mm)

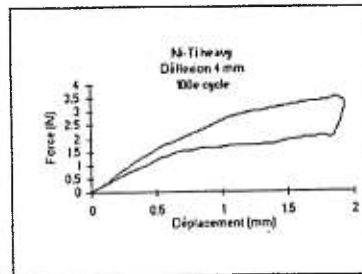


Fig.4.29: Ni-Ti heavy  
100<sup>e</sup> cycle (déflexion 4 mm)

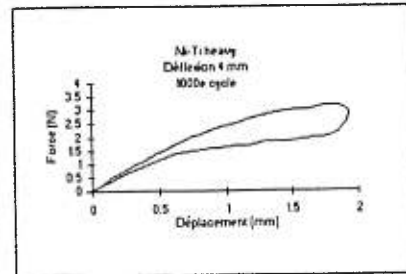


Fig.4.30: Ni-Ti heavy  
1000<sup>e</sup> cycle (déflexion 4 mm)

## Chapitre Cinquième

### **DESCRIPTION DES RÉSULTATS**

## 5. DESCRIPTION DES RÉSULTATS

---

Une méthode systématique suivant un protocole rigoureux a été utilisée pour les tests de cyclage en fatigue des fils étudiés. L'analyse des courbes et le traitement des fichiers furent estimés au meilleur des connaissances et de l'expérience des personnes ressources.

### *5.1 Sources d'erreurs*

À l'instar de toute étude expérimentale, les résultats présentent une certaine marge d'erreurs.

L'acuité des valeurs et des analyses est intimement reliée à quelques facteurs expérimentaux comme les manipulations, l'instrumentation et l'interprétation des résultats.

#### **5.1.1 Manipulation**

Le protocole des essais, adapté au matériel disponible, comportait de nombreuses manipulations. La mise en place du montage, la fixation des fils et les changements fréquents des cellules de charge sont des exemples de ces manipulations

expérimentales. L'ajustement du zéro des appareils de mesure ne s'est pas fait sans entraîner, lui aussi, certaines imprécisions additionnelles.

### 5.1.2 Instrumentation

Tout d'abord, la cellule de charge, d'une capacité légèrement trop élevée, a perturbé par du bruit magnétique la précision des instruments servant à mesurer des forces très faibles (grammes). À l'aide d'un filtrage des données recueillies, nous avons toutefois réduit l'importance de ce phénomène

D'après les tableaux 4.1 à 4.10, l'endroit de rupture des fils variait sensiblement selon les tests. La majorité des fils se sont rompus en leur point médian, tel que prévu initialement, les autres spécimens ayant cédé à proximité de la ligature. Les causes de cette dernière éventualité peuvent être diverses. La plus probable d'entre elles serait que les ligatures élastomériques, en appliquant des contraintes de serrage trop élevées, induiraient une concentration de contraintes à cet endroit. Cette dernière favoriserait largement une rupture du fil près du boîtier. Des microfissures dans certains fils ou un mauvais positionnement chez d'autres peuvent être des causes de concentration de contraintes près de la fixation.

La forme d'arcade préformée et accentuée de certains fils, particulièrement le "Ni-Ti heavy", ne permettait pas une mise en place stable des fils dans le fond des boîtiers. Cette instabilité, quoique difficilement quantifiable, a pu être une source d'erreur lors des manipulations.

### *5.2 Analyse du ratio de la rigidité/pente plateau inférieur (superélasticité)*

On observe, en terme de chiffres absolus, que tous les fils de type "Cu-Ni-Ti" et le "medium Ni-Ti" possèdent les caractéristiques superélastiques décrites selon Segner et Ibe (1995). Ils présentent tous des valeurs supérieures à 8 et ce tant à 2 mm qu'à 4mm de déflexion. Le "medium Ni-Ti" a des valeurs souvent à la limite du nombre 8. Par contre, les autres fils Ni-Ti expriment des valeurs très variables; le "heavy Ni-Ti" étant celui des trois qui présente les résultats les plus pauvres, spécialement à une déflexion de 2 mm. Les figures 5.1 et 5.2 représentent les histogrammes du ratio de superélasticité.

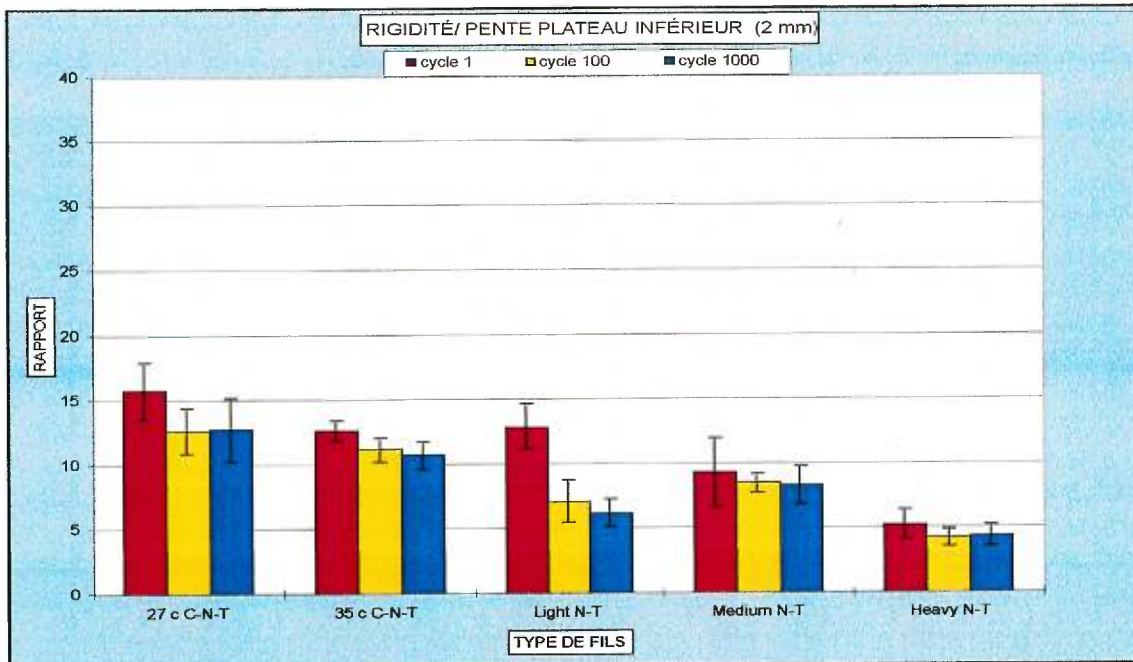


Figure 5.1: Histogramme du Ratio de la rigidité/pente plateau inférieur. Déflexion 2 mm

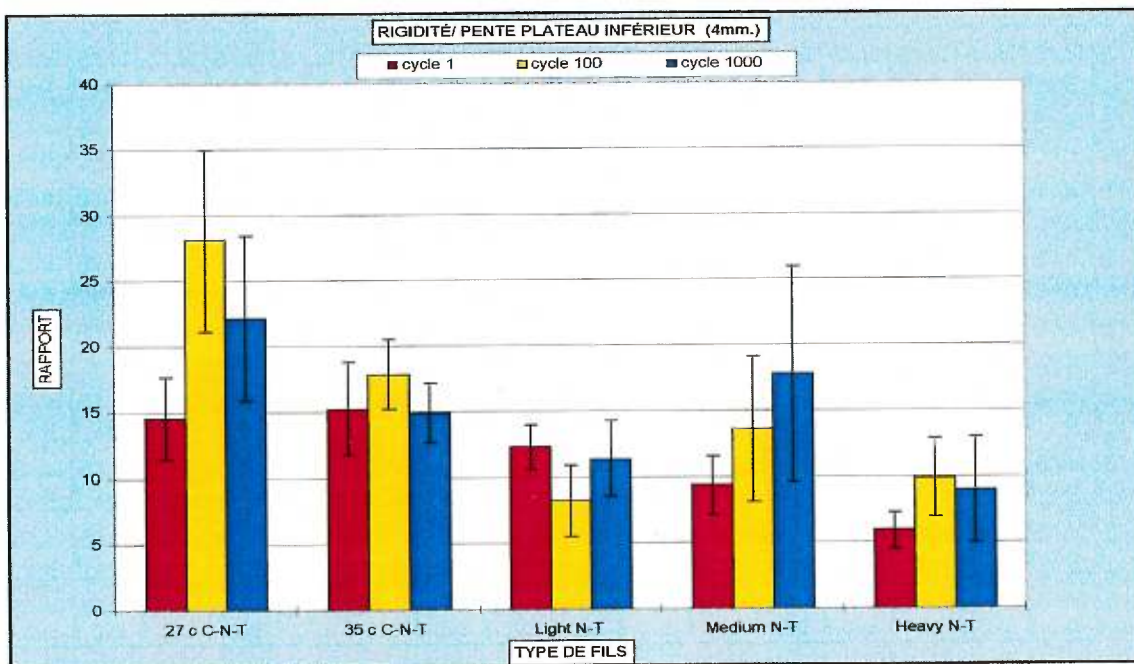


Figure 5.2: Histogramme du Ratio de la rigidité/pente plateau inférieur. Déflexion 4 mm

### Déflexion 2 mm

Une interaction a été observée entre l'effet du cyclage (à 1, 100 et 1000 cycles) et les 5 types de fils comparés ( $F [8,48] = 3,47; p = 0,0031$ ).

Précisons que le "27°C Cu-Ni-Ti" démontre des valeurs supérieures de superélasticité statistiquement significatives ( $p < 0,01$ ) par rapport au "medium Ni-Ti" et ce, à tous les niveaux de cyclage (1, 100 et 1000).

Le "35°C Cu-Ni-Ti" exprime des résultats améliorés, statistiquement significatifs ( $p < 0,01$ ), vis-à-vis son équivalent, le "light Ni-Ti", après cyclage uniquement (100 et 1000 cycles).

Au cycle 1 les deux types d'alliages ne présentent pas de différence.

Globalement, à 2 mm de déflexion, on observe de gauche à droite, une dégradation des propriétés superélastiques, soit une diminution des valeurs absolues du ratio chez tous les groupes étudiés (Figure 5.1).

### Déflexion 4 mm

À ce niveau de déflexion on observe aussi une interaction entre le nombre de cycles et les familles de fils testés ( $F [8,44] = 4,45; p = 0,0005$ ).

Les essais à 4 mm ont démontré que le "27°C Cu-Ni-Ti" exhibait des ratios supérieurs, statistiquement significatifs ( $p < 0,01$ ), au "médium Ni-Ti" aux cycles 1 et 100. Au cycle 1000, les deux fils sont considérés équivalents.

Le "35°C Cu-Ni-Ti" démontre une supériorité statistiquement significative face au "light Ni-Ti" mais seulement au cycle 100 ( $F [1,22] = 12,18; p = 0,0021$ ).

Les expérimentations à une déflexion de 4 mm ont présenté des résultats plus aberrants que les précédents. Contre toute attente, les résultats obtenus à 4mm de déflexion, démontrent un accroissement des valeurs du ratio de superélasticité pour les "Cu-Ni-Ti" et le "heavy Ni-Ti" aux cycles 1 et 100. Une diminution subséquente de ces ratios est apparue au cycle 1000. Le "medium Ni-Ti" a une valeur croissante de superélasticité du premier au millièm cycle (Figure 5.2).

### *5.3 Analyse de la rigidité*

#### *Déflexion 2 mm*

Malgré l'existence d'une interaction entre l'effet du cyclage et les types de fils étudiés, celle-ci est peu ou pas significative au niveau des comparaisons entre les fils testés (between subjects).

Le "27°C Cu-Ni-Ti" et le "medium Ni-Ti" ne présentent aucune différence statistiquement significative de leurs valeurs de rigidité à tous les cycles retenus (1, 100 et 1000).

Le même phénomène se répète entre le "35°C Cu-Ni-Ti" et le "light Ni-Ti" (Figure 5.3).



### Déflexion 4 mm

La variabilité apparente du "light Ni-Ti" fait ressortir des différences, statistiquement significatives, avec le "35°C Cu-Ni-Ti" au cycle 100 ( $F [1,25] = 36,41; p < 0,01$ ) et au cycle 1000 ( $F [1,25] = 15,07; p = 0,0007$ ).

Globalement, en valeurs absolues, les plus grands écarts observés entre les trois niveaux de cycles furent chez le "light Ni-Ti". Les autres types de fils étudiés ont démontré moins de variabilité dans leurs résultats, principalement à la déflexion de 2 mm (Figure 5.4).

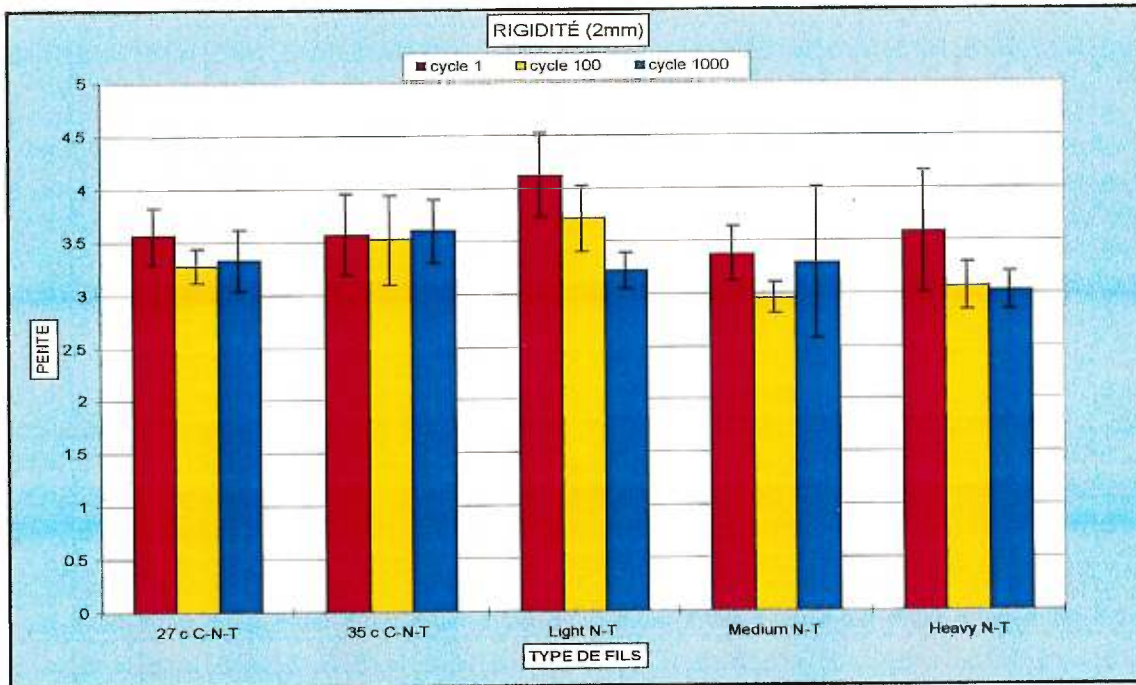


Figure 5.3: Histogramme de la rigidité. Déflexion à 2 mm

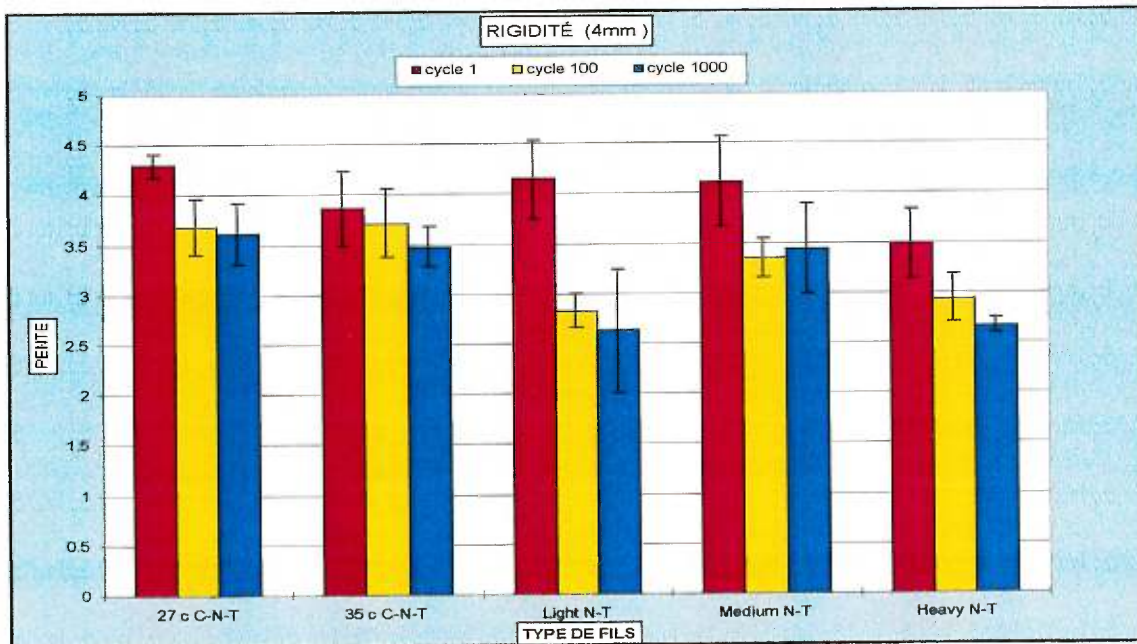


Figure 5.4: Histogramme de la rigidité. Déflexion à 4 mm

#### *5.4 Analyse de la pente plateau inférieur*

Les différences observées précédemment au niveau du ratio de superélasticité sont dues, en grande partie, à la pente du plateau inférieur. En effet, les valeurs de pente inférieure obtenues varient considérablement en fonction du cyclage et du type de fils testé. Elles affectent directement le ratio rigidité/pente inférieur.

##### Déflexion 2 mm

Une interaction a été observée entre l'effet du cyclage (à 1, 100 et 1000 cycles) et les 5 types de fils comparés fut confirmée ( $F [8,46] = 3,37$ ;  $p = 0,004$ ).

Aux cycles 1 et 1000, le "27°C Cu-Ni-Ti" exhibait des valeurs améliorées (plus faibles), statistiquement significatives, de la pente inférieure, par rapport au "medium Ni-Ti". Ces valeurs de p sont: au cycle 1 ( $F [1,23] = 15,65$ ;  $p = 0,0006$ ) et au cycle 1000 ( $F [1,23] = 7,96$ ;  $p = 0,0097$ ). Au cycle 100, la différence statistique entre ces deux alliages était non significative puisque la valeur du p était de 0,029.

Après cyclage, le "35°C Cu-Ni-Ti" démontre de meilleurs résultats, statistiquement significatifs, que le "light Ni-Ti". La valeur du p étant inférieur à 0,01; au cycle 100 ( $F [1,23] = 13,23$ ;  $p = 0,0014$ ) et cycle 1000 ( $F [1,23] = 18,29$ ;  $p = 0,0003$ ).

Au premier cycle, les valeurs des deux types d'alliages ne présentaient pas de différence significative entre elles.

En valeurs absolues, c'est le "heavy Ni-Ti" qui démontrait les résultats les moins adéquats de pente inférieure avec des nombres supérieurs à 0,69. Tous les autres alliages se maintenaient sous la valeur de 0,54 (Figure 5.5).

#### Déflexion 4 mm

À une déflexion de 4 mm, les différences observées furent moins grandes même si la présence d'une interaction entre l'effet du cyclage (à 1, 100 et 1000 cycles) et les 5 types de fils comparés fut révélée ( $F [8,44] = 5,47; p = 0,001$ ).

Au cycle 100, le "35°C Cu-Ni-Ti" est l'unique alliage qui présentait une valeur de pente inférieure plus faible et statistiquement significative vis-à-vis son concurrent, le "light Ni-Ti" ( $F [1,22] = 9,07; p = 0,0064$ ).

À tous les cycles observés, le "27°C Cu-Ni-Ti" démontrait des valeurs plus faibles de pente inférieure vis-à-vis son équivalent, le "medium Ni-Ti". Statistiquement, les différences sont non significatives; au cycle 1 le p était de 0,0106 ( $F [1,22] = 7,79; p = 0,0106$ ) alors qu'au cycle 100, le p était de 0,0162 ( $F [1,22] = 6,78; p = 0,0162$ ) (Figure 5.6).

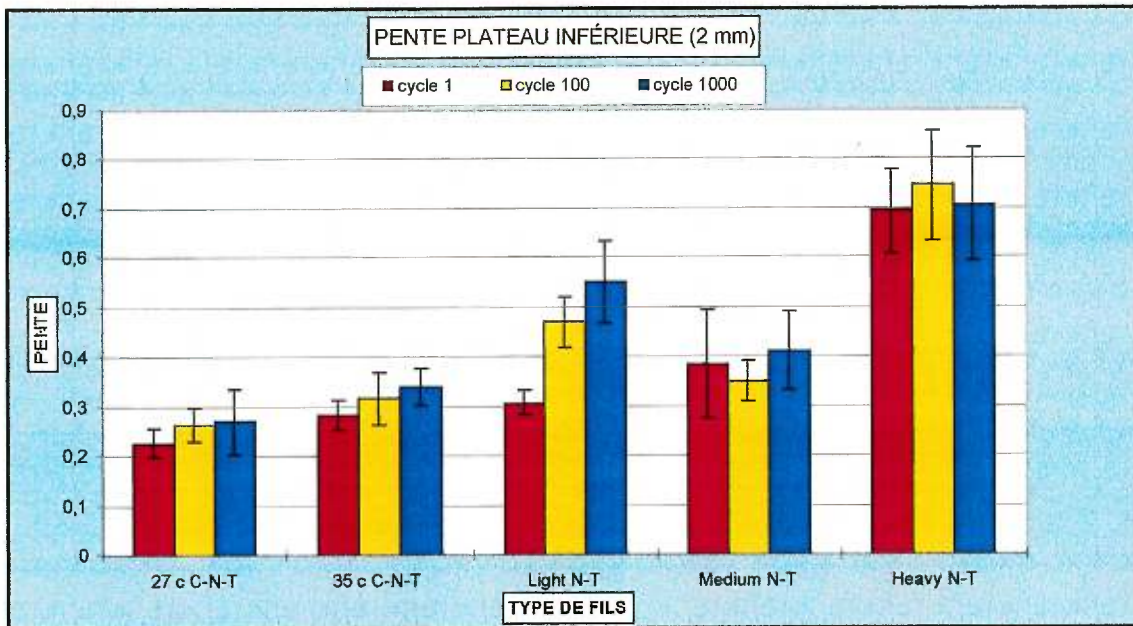


Figure 5.5: Histogramme de la pente du plateau inférieur. Déflexion 2 mm

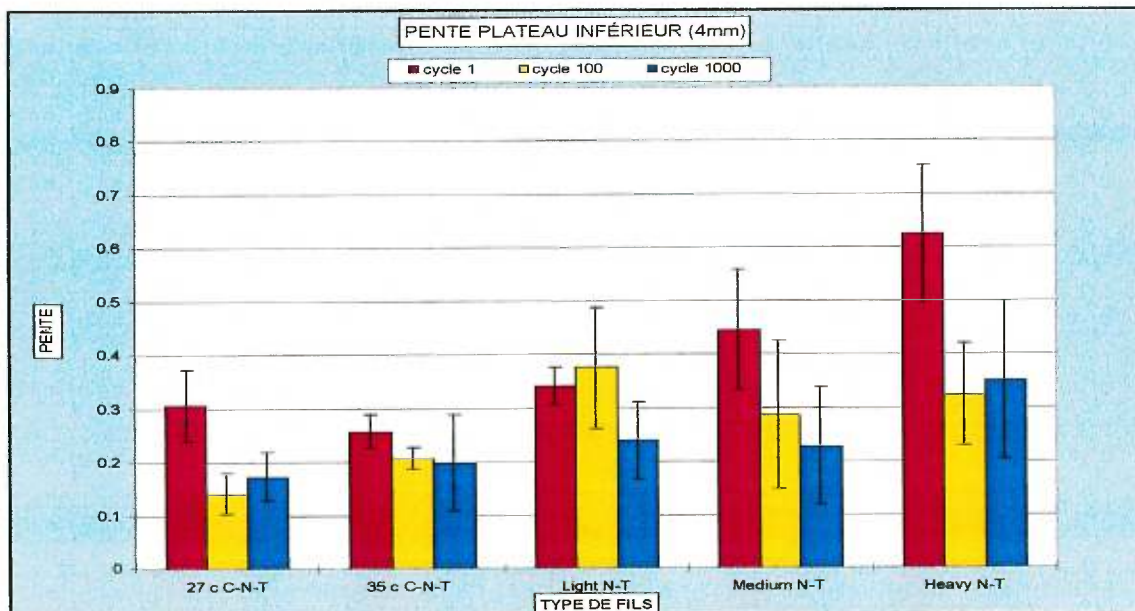


Figure 5.6: Histogramme de la pente du plateau inférieur. Déflexion 4mm

### *5.5 Analyse de la force de fin de plateau*

La cueillette des résultats des deux prochains paramètres (force et déplacement de fin de plateau) fut possiblement accompagnée d'une imprécision plus marquée que les précédents. En effet, après un cyclage, nous aurions dû enregistrer un certain niveau de déformation permanente dans les fils testés. Cet enregistrement ne fut pas possible en raison du type de montage utilisé. Cet appareillage exigeait des manipulations répétées des cellules de charge et des ajustements de données dus au décalage (offset). Ces techniques ont probablement incorporé une certaine marge d'erreur dans nos résultats.

#### *Déflexion 2 mm*

Une interaction a été démontrée entre l'effet du cyclage (à 1, 100 et 1000 cycles) et les 5 types de fils comparés ( $F [8,48] = 8,99$ ;  $p < 0,01$ ).

Au cycles 1 et 100, la force exprimée en fin de plateau démontre que le "27°C Cu-Ni-Ti" avait une valeur plus faible, statistiquement significative, que son équivalent, le "medium Ni-Ti". Au cycle 1 le  $p = 0,0000$  ( $F [1,24] = 37,72$ ;  $p < 0,01$ ) et au cycle 100 le  $p = 0,002$  ( $F [1,24] = 19,00$ ;  $p = 0,002$ ).

Le même rapport, statistiquement significatif, existait entre le "light Ni-Ti" (force plus faible) et le "35°C Cu-Ni-Ti". Au cycle 1 le  $p < 0,01$  ( $F [1,24] = 55,67$ ;  $p < 0,01$ ) et au cycle 100 le  $p < 0,01$  ( $F [1,24] = 34,32$ ;  $p < 0,01$ ).

Le "heavy Ni-Ti" présentait des valeurs absolues de force de fin de plateau substantiellement supérieures à tous les autres alliages et ce tous cycles confondus (Figure 5.7).

#### Déflexion 4 mm

Aux cycles 1 et 100, seul le "light Ni-Ti" présentait des valeurs statistiquement significatives inférieures à son équivalent le "35°C Cu-Ni-Ti". Au cycle 1 le p était de 0,0072 ( $F [1,24] = 8,62$ ;  $p = 0,0072$ ) alors qu'au cycle 100 le p était de 0,0011 ( $F [1,24] = 13,82$ ;  $p = 0,0011$ ).

À nouveau, le "heavy Ni-Ti" exhibait des niveaux de force largement supérieurs à tous les autres fils testés (Figure 5.8).

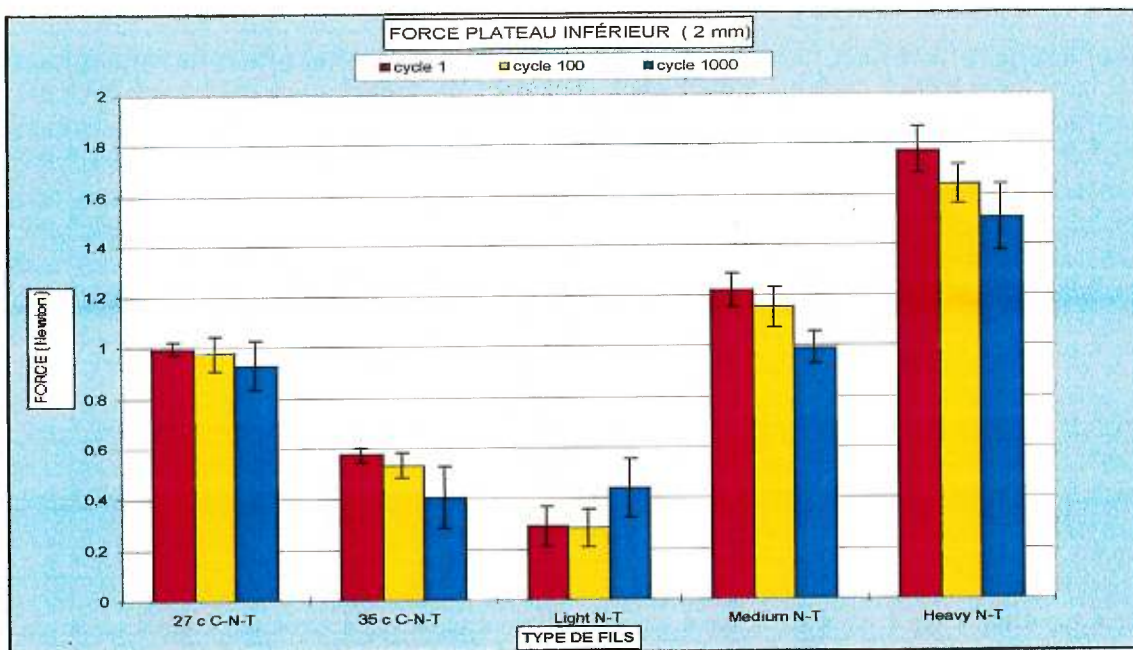


Figure 5.7: Histogramme de la force de fin de plateau inférieur. Déflexion 2 mm

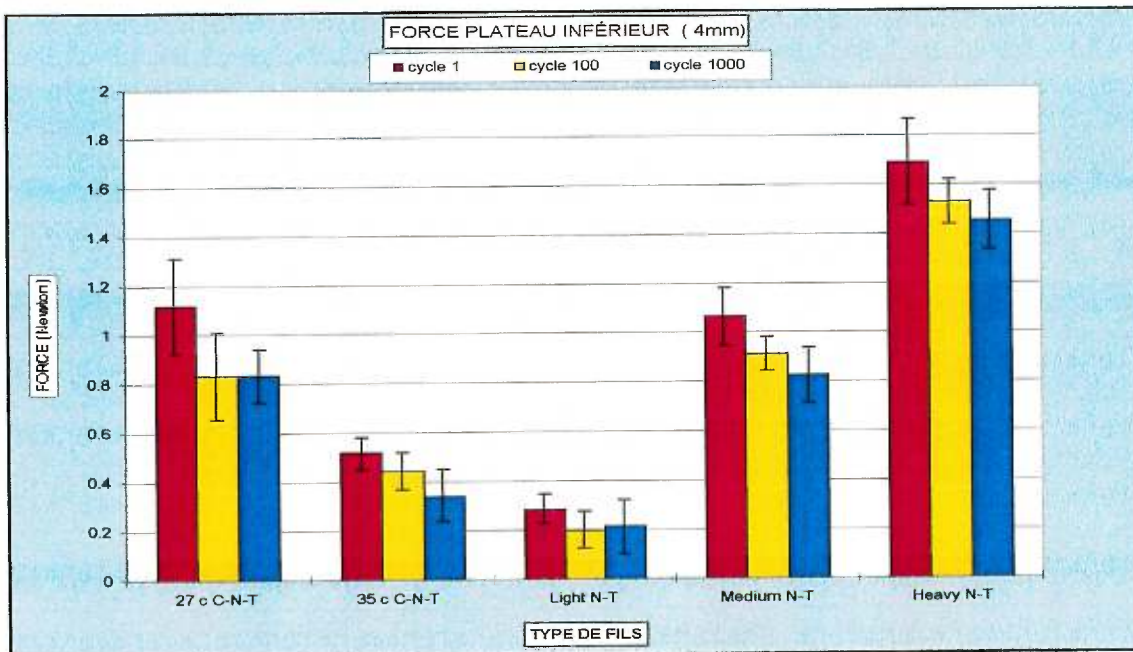


Figure 5.8: Histogramme de la force de fin de plateau inférieur. Déflexion 4 mm



## *5.6 Analyse du déplacement de fin de plateau*

### *Déflexion 2 mm*

Nous avons observé une interaction entre l'effet du cyclage (à 1, 100 et 1000 cycles) et les 5 types de fils comparés ( $F [8,48] = 12,64; p < 0,01$ ).

Il est évident que le "light Ni-Ti" a démontré la plus grande variabilité des valeurs de déplacement enregistrées parmi tous les alliages. Ces observations des variations confirmaient l'existence de différences statistiquement significatives entre le "light Ni-Ti" et le "35°C Cu-Ni-Ti". Au cycle 1 "le light Ni-Ti" présentait des valeurs plus faibles statistiquement significatives; le  $p = 0,0032$  ( $F [1,24] = 10,69; p = 0,0032$ ). Après cyclage, son équivalent, le "35°C Cu-Ni-Ti" exhibait des taux plus faibles, statistiquement significatifs, au cycle 1000 seulement, le  $p < 0,01$  ( $F [1,24] = 35,09; p < 0,01$ ). Au cycle 100 la différence statistique entre ces deux alliages était non significative puisque la valeur du  $p$  représentait 0,05.

Entre le "27°C Cu-Ni-Ti" et le "medium Ni-Ti", nous avons remarqué une différence statistiquement significative au cycle 100 seulement. La valeur du  $p$  était de 0,0031 ( $F [1,24] = 10,81; p = 0,0031$ ). En tout temps, les valeurs exprimées étaient plus faibles chez le "27°C Cu-Ni-Ti". Au cycles 1 et 1000, la différence statistique entre ces deux alliages était non significative puisque la valeur du  $p$  égalait 0,0243 et 0,0909 respectivement.

Le "heavy Ni-Ti" démontrait, en valeurs absolues, des niveaux de déplacement largement supérieurs à tous les autres fils testés (Figure 5.9).

#### Déflexion 4 mm

L'analyse du déplacement de fin de plateau, à 4 mm de déflexion, a révélé qu'aucun des alliages présents dans cette étude n'a démontré de différence statistiquement significative avec son équivalent. Le cyclage des fils n'a pu faire ressortir d'écart notable entre eux.

Le "heavy Ni-Ti" continua à démontrer, en valeurs absolues, des taux de déplacement largement supérieurs à tous les autres fils employés (Figure 5.10).

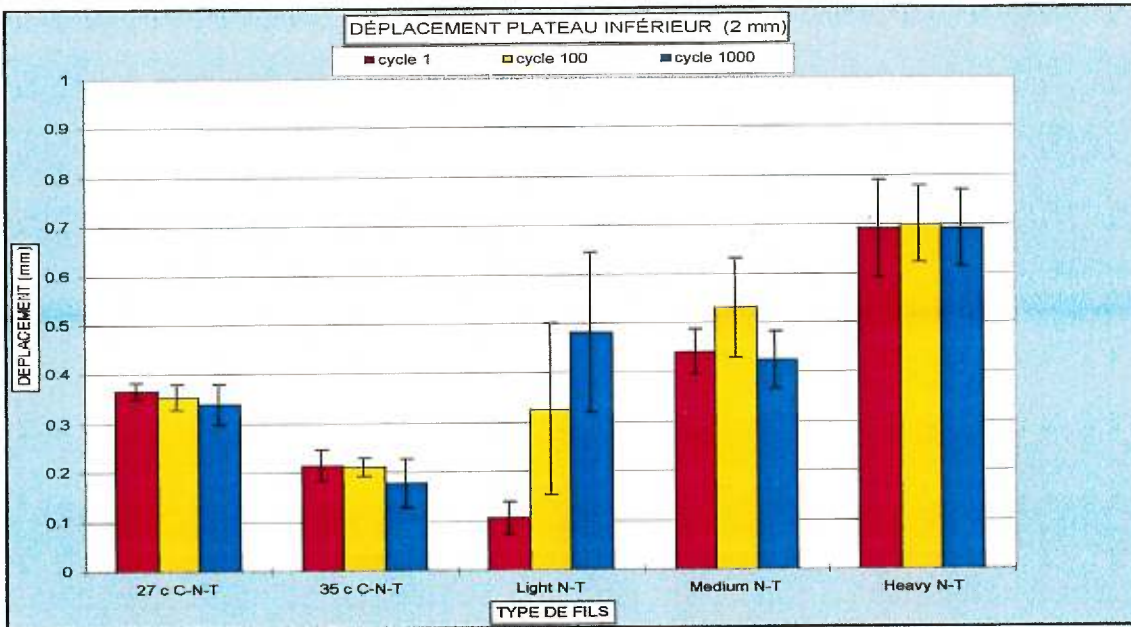


Figure 5.9: Histogramme du déplacement de fin de plateau inférieur. Déflexion 2 mm

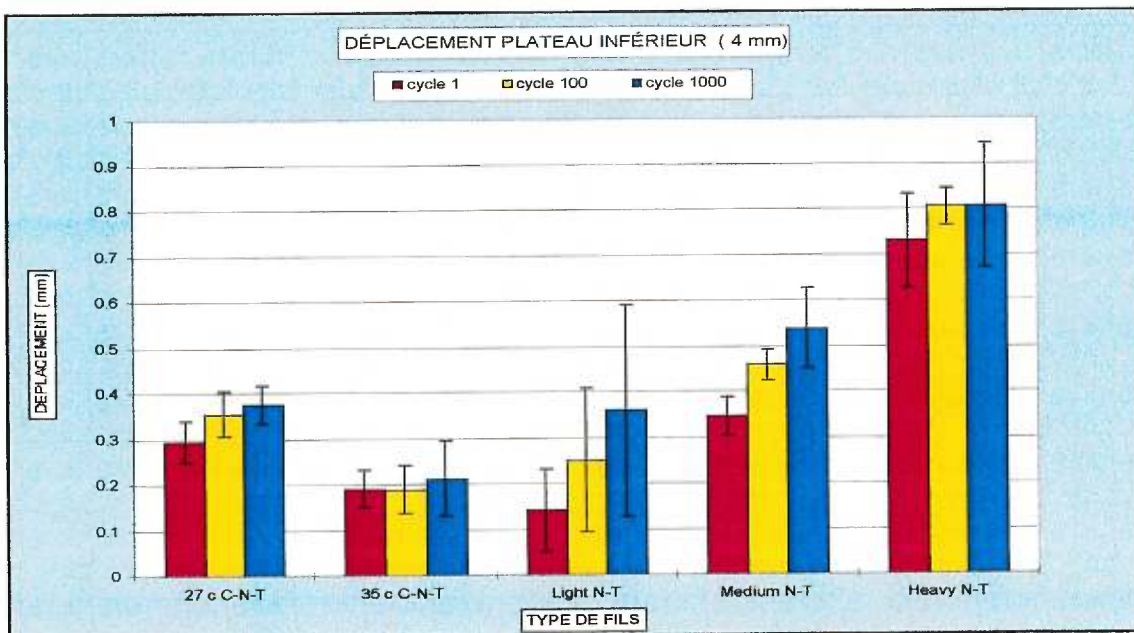


Figure 5.10: Histogramme du déplacement de fin de plateau inférieur. Déflexion 4 mm

### *5.7 Analyse de la résistance en fatigue*

Il est intéressant de remarquer que l'ordre séquentiel de rupture des fils se répète à 2mm et à 4mm de déflexion. Le "35°C Cu-Ni-Ti" présente en valeurs absolues les meilleurs résultats suivi, dans l'ordre, par le "light Ni-Ti", le "27°C Cu-Ni-Ti", le "medium Ni-Ti" et le "heavy Ni-Ti". Ce dernier démontre les plus faibles valeurs de rupture parmi tous les alliages.

On peut aussi observer, pour tous les alliages, suite au cyclage à 4mm, une diminution de la valeur moyenne du nombre de cycles à la rupture par rapport aux résultats obtenus à 2 mm. Ces variations de valeurs sont importantes; elles chutent de 21 à 41%. Plus précisément, elles se présentent comme suit: une baisse de 21% pour le "heavy Ni-Ti", de 24% pour le "27°C Cu-Ni-Ti", de 25% pour le "medium Ni-Ti", de 39% pour le "light Ni-Ti" et de 41% pour le "35°C Cu-Ni-Ti".

Précisons que seul le "27°C Cu-Ni-Ti" a démontré, à 4 mm de déflexion, des valeurs de rupture supérieures statistiquement significatives par rapport à son équivalent le "medium Ni-Ti". La valeur du p était de 0,005 ( $F [1,25] = 9,64$ ;  $p = 0,005$ ). Par contre, à 2 mm de déflexion, la différence statistique entre les deux mêmes alliages était faiblement non significative; le p se situant à 0,07.

Le "35°C Cu-Ni-Ti" a démontré des valeurs de rupture plus élevées que son équivalent commercial, le "light Ni-Ti". Elles étaient toutefois statistiquement non significatives; à 2mm de déflexion, le p était de 0,139 et à 4 mm de déflexion, il était de 0,089.

Finalement, le "heavy Ni-Ti" a présenté, en valeurs absolues, les plus mauvais résultats de résistance à la fatigue parmi tous les alliages présents (Figure 5.11).

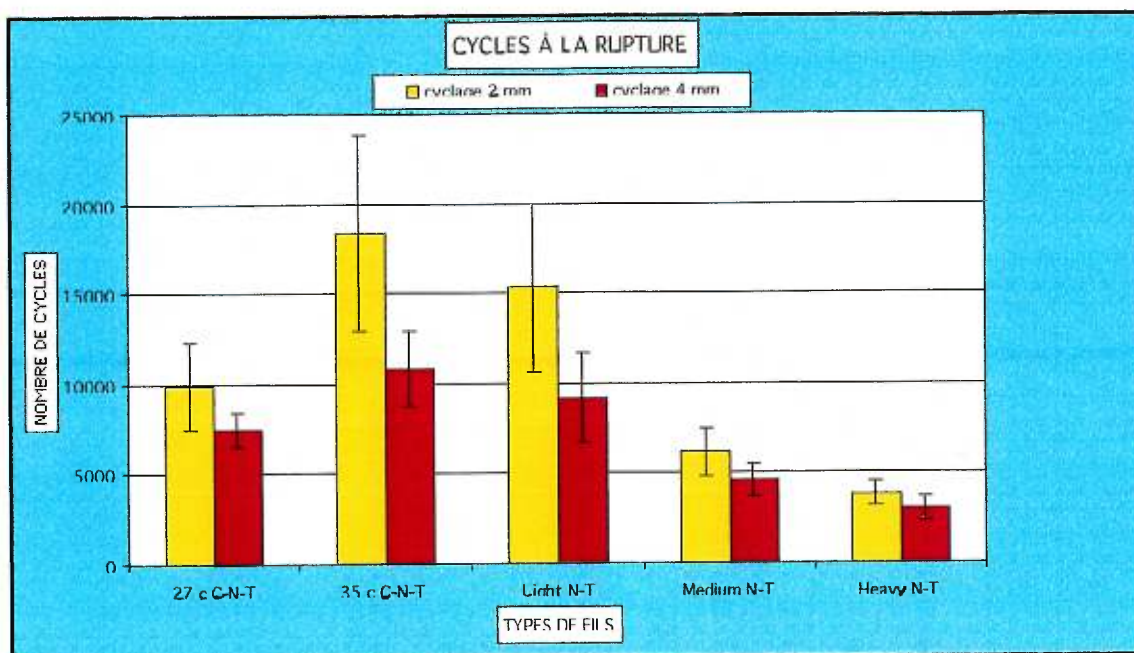


Figure 5.11: Histogramme de la résistance en fatigue. Déflexion 2mm et 4mm

## Chapitre sixième

### **DISCUSSION DES RÉSULTATS**

## 6. DISCUSSION DES RÉSULTATS

---

L'appareillage en trois points, tel qu'employé par d'autres chercheurs auparavant, a permis d'atteindre les objectifs fixés (Drescher et al., 1994; Mohlin et al., 1991; Miura et al., 1986)

Malgré que le montage employé se voulait une reproduction réaliste d'une situation clinique, les résultats de cette recherche sont difficilement transférable à la réalité clinique comme le rapportent Segner et Ibe (1995). La force effective sur une dent dépend de la contrainte appliquée, de la longueur du segment de fil entre les boîtiers et du moment d'inertie dû à la dimension du fil. Dans un montage clinique, il est présomptueux de vouloir déterminer précisément le niveau de déformation qui s'exerce sur le fil. La friction, engendrée par le glissement du fil dans le boîtier, constitue un autre facteur d'importance dans le système de forces cliniques. Pour ces raisons, le montage en trois points, quoiqu'imparfait, semble le mieux correspondre à nos attentes même s'il n'est pas conforme aux recommandations de l'American Dental Association (ADA 1977). Le seul test standard comparable recommandé par l'ADA en est un de pliage de type cantilever (no.32) s'exprimant par un diagramme de contrainte/déformation. Il peut être utile à des évaluations théoriques et autres calculs des propriétés mécaniques mais il ne reproduit pas adéquatement une situation clinique d'un mouvement occluso-gingival ou bucco-lingual.

Le taux de superélasticité du "Cu-Ni-Ti" et du "Ni-Ti" a constitué l'un des éléments majeurs étudiés dans cette étude et il fut intéressant de constater que certains des fils observés qui se prétendent superélastiques, n'ont pas ou peu exprimé cette propriété. Tel que décrit, le "heavy Ni-Ti" a présenté les valeurs de superélasticité les plus faibles; son ratio se situant sous la valeur de référence 8 suggérée par Segner et Ibe (1995). Le "medium Ni-Ti" et le "light Ni-Ti" ont exhibé des résultats moyens, le plus souvent tout juste au-dessus de cette valeur. Les fils de "27°C Cu-Ni-Ti" et de "35°C Cu-Ni-Ti" ont exprimé des résultats toujours supérieurs à 10, allant même jusqu'à 28. À ce chapitre, la supériorité du "Cu-Ni-Ti" semble évidente; elle confirme que l'ajout du cuivre dans l'alliage de "Ni-Ti" améliore les valeurs des taux de superélasticité de ces fils. Un autre facteur peut expliquer en partie ces excellents résultats: l'emploi des fils ronds (0,406 mm) tel que démontré par Khier, Brantley et Fournelle, en 1991. Ces derniers ont démontré que l'obtention de plateaux plus constants en désactivation et un meilleur ratio de superélasticité étaient reliés à l'utilisation de fils ronds (0,406 mm et 0,457 mm) lors des expérimentations.

Par contre, deux éléments théoriques peuvent justifier les comportements mitigés des fils "Ni-Ti". D'abord, lors des procédés de fabrication certaines difficultés d'ajustements des paramètres critiques (temps, température, composition chimique) entraînent les différences observées (Waters, 1992; Miyasaki et Otsuka, 1986). Ensuite, pour des fils de petites dimensions, la friction entre le fil et le boîtier réduit considérablement la force effective et déforme la courbe contrainte/déformation (Segner et Ibe, 1995).



Ce dernier point a joué un rôle moins important dans les résultats; le fil orthodontique n'ayant été fixé qu'à un seul boîtier avec la ligature élastomérique. Pour tous les matériaux étudiés, la portion finale, ou pente finale de la courbe de désactivation, correspond à la phase austénitique de la structure. Elle est représentée par une portion linéaire ressemblant à celles des matériaux conventionnels comme l'acier inoxydable ou le Nitinol (Miura et al., 1986). Les alliages superélastiques prennent leur avantage sur ces derniers par le fait que le point d'activation se situe sur le plateau inférieur et non sur la pente finale. Chez la majorité des patients avec un chevauchement dentaire sévère le fil subira une déflexion supérieure à 1 mm. C'est pourquoi tous les alliages ayant un plateau de désactivation qui se termine à 1 mm et plus ne possèdent aucun avantage sur les matériaux dits plus conventionnels, comme l'acier inoxydable ou les fils "Ni-Ti" de moindre qualité. Lorsque les dents sont partiellement alignées, sur l'arcade dentaire, et que la déflexion du fil est réduite sous le point de déplacement du plateau inférieur, tous les alliages se comportent sensiblement de la même manière.

Ce phénomène pourrait expliquer le constat clinique voulant que plusieurs fils d'alignement, incluant les superélastiques, ne procureraient pas un nivellement complet des dents sur l'arcade, tel que souligné par Segner et Ibe, en 1995. Dans l'étude de ces derniers, aucun des fils testés n'a présenté un point de déplacement de plateau inférieur sous la barre de 0,28 mm; une valeur de 0,50 mm était considéré comme bonne. D'après ces auteurs, jusqu'à ce que les manufacturiers puissent produire des fils d'alliage avec une fin de plateau qui descend et demeure sous la valeur de 0,20 mm, les orthodontistes auront à changer plus fréquemment leurs fils. En phase d'alignement, la séquence habituelle, allant des fils ronds superélastiques

de diamètre plus petits aux rectangulaires de dimensions plus importantes jusqu'à l'acier inoxydable, semble encore la plus efficace et la plus rapide pour compléter cette étape.

Dans notre étude, le "light Ni-Ti" a présenté la meilleure valeur initiale avec 0,11 mm au cycle 1 mais s'est rapidement dégradé, suite au cyclage, atteignant jusqu'à 0,48 mm après 1000 cycles. Des cinq alliages, celui qui présenta la plus faible valeur tout en demeurant étonnamment constant fut, sans équivoque, le "35°C Cu-Ni-Ti" avec des valeurs variant entre 0,18 mm et 0,22 mm en tout temps. Le "heavy Ni-Ti" fut le pire des alliages étudiés, avec des valeurs exprimées supérieures à 0,69 mm. Selon les critères discutés précédemment, lorsque comparés aux "Cu-Ni-Ti", deux types de fils "Ni-Ti" ne devraient pas être retenus comme fils d'alignement: le "light Ni-Ti" en raison de ses résultats médiocres après 1000 cycles (à 2 mm de déflexion), et le "heavy Ni-Ti" en raison de ses valeurs trop élevées (à 2 mm et 4mm de déflexion).

Pour les alliages superélastiques, le niveau de force maximum exprimé dépend principalement du niveau de force correspondant au plateau de désactivation plutôt qu'à la déflexion engendrée. Il est donc primordial de limiter efficacement le niveau de force maximum chez ces nouveaux alliages. À l'opposé, chez les matériaux conventionnels, le niveau de force maximum dépend surtout de la déflexion imposée aux fils; ce qui correspond au degré d'irrégularité du chevauchement dentaire.

Pour ces types de fils, aucune limitation de la force exercée n'existe, si ce n'est de l'éventualité d'un décollement des boîtiers, de la déformation permanente dans le fil ou encore du respect de la physiologie radiculaire en rapport avec le phénomène de résorption.

L'orthodontiste doit veiller à calibrer son système de force en tout temps pour faire correspondre le niveau de force maximum à celui requis pour déplacer les dents. Nous avons discuté précédemment des forces orthodontiques recommandées par Proffit, en 1993, soit de 50 g à 75 g pour la majorité des mouvements. Ces forces en grammes équivalent en Newton à environ 0,5 à 0,75 N. Lorsqu'on observe attentivement les résultats obtenus, la majorité des fils étudiés ont excédé ces valeurs recommandées. Au chapitre de la force du plateau inférieur, le "35°C Cu-Ni-Ti" a présenté le meilleur profil moyen, n'excédant pas 0,58 N, autant à 2 mm qu'à 4 mm. Le "heavy Ni-Ti" avec des valeurs supérieures de 1,4 N jusqu'à 1,78 N, fut, sans conteste, le moins approprié de tous. Le "light Ni-Ti" avec des forces trop faibles, de 0,20 à 0,44 N, aurait sans doute beaucoup de difficulté à s'acquitter de son travail de nivellement et d'alignement.

Dans un alliage superélastique idéal, une force physiologique transmise aux dents ligaturées lors de la désactivation, en référence à un plateau final rectiligne et horizontal, se veut constante et doit s'exprimer sur la plus longue distance possible (Sachdeva et Miyasaki, 1988). À partir des données recueillies, à une déflexion de 2 mm, le "27°C Cu-Ni-Ti" correspond le mieux à ces critères en comparaison de son équivalent, le medium Ni-Ti. Le "35°C Cu-Ni-Ti" exprime la même supériorité sur le "light Ni-Ti", après cyclage uniquement. Le "heavy Ni-Ti" a démontré des

valeurs de pente inférieure, à 2 mm de déflexion, plus élevées que tous les autres fils testés, d'une manière fortement significative ( $p < 0,01$ ). À ce chapitre, le choix logique du clinicien devrait s'arrêter sur le "Cu-Ni-Ti"; le cuivre ajouté au "Ni-Ti" confère à cet alliage nouveau une supériorité qui est pour le moins non négligeable. Des forces exprimées plus faibles et plus constantes constituent des qualités incontournables dans la sélection des fils lors de la séquence de traitement.

L'analyse de la rigidité des divers fils testés nous apprend que ceux-ci se comportent sensiblement de la même manière. À 2 mm de déflexion, aucune différence significative n'est apparue entre les groupes de "Cu-Ni-Ti" et "Ni-Ti" pairés à des fins de comparaisons. Par contre, le "light Ni-Ti" a présenté, après cyclage, des fluctuations importantes de ses valeurs de rigidité. Les importants écarts-types de cet alliage notés à 4 mm de déflexion font ressortir des différences avec le "35°C Cu-Ni-Ti". L'alliage du "light Ni-Ti" se dégrade rapidement sous l'effet du cyclage, nous laissant croire que le procédé de fabrication ou le contrôle de qualité présentent certaines failles.

À ce jour, peu d'études ont évalué la résistance à la fatigue mécanique à long terme des plus récents alliages utilisés en orthodontie. Nous avons voulu déterminer si l'ajout de cuivre à l'alliage de Ni-Ti permettait d'en améliorer les propriétés mécaniques. Dans l'étude de Drescher et al., (1994), portant sur neuf types de fils Ni-Ti, la fracture de certains spécimens de 0,406 mm est survenue après  $10^5$  cycles pour une charge de 1,2 à 3,1 N et la majorité des fils ont rupturé entre  $10^3$  et  $10^4$  cycles pour une charge supérieure allant de 2,0 à 4,5 N. Si on compare ces valeurs avec les résultats obtenus dans notre étude, il est permis de conclure que, pour un

niveau de charge comparable, la résistance à la fatigue mécanique à long terme de nos trois spécimens de "Ni-Ti" est équivalente à celles des neuf "Ni-Ti" observée par Drescher et al. en 1994. Nos fils "light Ni-Ti" soumis à des charges de 2,0 à 3,5 N (2 mm de déflexion), ont atteint des valeurs de ruptures de plus de 14000 cycles. Le "heavy Ni-Ti" a figuré comme étant le moins performant de nos cinq types de fils testés avec des valeurs moyennes de 3550 cycles (2 mm de déflexion). Cependant, les trois types de fils Ni-Ti ont fracturé à l'intérieur des limites rapportées précédemment.

Les fils de "Cu-Ni-Ti", en valeurs absolues, se sont mieux comportés que le "Ni-Ti", pour un niveau de charge imposée comparable. Statistiquement, les fils de "27°C Cu-Ni-Ti" ont clairement démontré leur supériorité sur le "medium Ni-Ti" (à 4mm de déflexion). Il est permis d'affirmer que l'ajout de cuivre au "Ni-Ti" a certainement contribué à l'amélioration du comportement en fatigue de cet alliage ternaire, le rendant plus résistant à la fracture.

La chute des valeurs de rupture, pour tous les alliages, après un cyclage de 2 mm et un cyclage de 4 mm est corroborée par la courbe de Wöhler. Cette courbe typique, utilisée par Drescher et al. (1994), est utile pour déterminer la durée de vie en fatigue d'un alliage soumis à différents niveaux de contraintes imposées. Le rapport S/N de cette courbe démontre clairement que plus le niveau de contrainte augmente, plus le nombre de cycles nécessaire diminue pour atteindre un plateau ou un seuil, presque horizontal. Il est intéressant de constater que les cinq alliages observés se sont comportés selon ce modèle. Une diminution des valeurs de 21 à 41 %, selon le

fil testé, est importante et elle devrait être considérée dans le choix de l'alliage retenu dans la séquence des fils.

Le "35°C Cu-Ni-Ti" et le "light Ni-Ti", à une déflexion de 2 mm, ont démontré des écarts-types à la moyenne de cycles à la rupture qui furent considérables. Ces écarts-types pourraient expliquer les fractures spontanées des fils en bouche qui surviennent après quelques jours seulement de traitement et qui sont rapportées par les cliniciens. L'emploi de ces fils devrait donc se faire judicieusement et en connaissance de ces éléments.

## Chapitre septième

## CONCLUSIONS

## 7. CONCLUSIONS

---

1. Après un cyclage minimal de 100 cycles, à 2 et 4 mm de déflexion, l'analyse du ratio de superélasticité démontre que le "27°C Cu-Ni-Ti" et le "35°C Cu-Ni-Ti" présentent des valeurs supérieures statistiquement significatives par rapport au "medium Ni-Ti" et au "light Ni-Ti" respectivement.
2. Après un cyclage minimal de 1000 cycles, à 2 mm de déflexion, l'analyse de la pente du plateau inférieur permet de conclure que le "27°C Cu-Ni-Ti" et le "35°C Cu-Ni-Ti" exhibent des valeurs inférieures statistiquement significatives en comparaison au "medium Ni-Ti" et au "light Ni-Ti" respectivement.
3. À une déflexion de 2 mm, l'analyse de force de fin de plateau nous amène à conclure que le "27°C Cu-Ni-Ti" démontre des valeurs plus faibles statistiquement significatives que le "medium Ni-Ti", aux cycles 1 et 100.
4. L'analyse du déplacement de fin de plateau, à un cyclage de 100 cycles à une déflexion de 2 mm, démontre que le "27°C Cu-Ni-Ti" présentait des valeurs plus faibles, statistiquement significatives, vis-à-vis son comparatif, le "medium Ni-Ti". À une déflexion similaire, le "35°C Cu-Ni-Ti" présentait le même rapport vis-à-vis son équivalent, le "light Ni-Ti", mais après un cyclage de 1000 cycles seulement.



5. L'analyse de la résistance en fatigue fait ressortir d'une manière statistiquement significative que seul le "27°C Cu-Ni-Ti" a démontré, à une déflexion de 4 mm, des valeurs de rupture supérieures à son comparatif, le "medium Ni-Ti".
6. Le "heavy Ni-Ti" a présenté des performances médiocres en comparaison de celles obtenues avec les "Cu-Ni-Ti", et ce de façon évidente et statistiquement significative. Par exemple: à une déflexion de 2 mm le résultat du ratio de superélasticité fut nettement inférieur et, pour la pente du plateau inférieur, les valeurs étaient trop importantes. De plus, à 2 et 4 mm de déflexion il a présenté des résultats excessifs au niveau de la force et du déplacement de fin de plateau. Enfin, sa résistance en fatigue était bien en deçà des valeurs obtenues avec les "Cu-Ni-Ti" et ce, tant à 2 mm qu'à 4mm de déflexion.
7. De tous les alliages étudiés, le "light Ni-Ti" fut celui qui démontra le plus de variabilité dans les résultats recueillis. Les écarts-types importants associés aux résultats obtenus à la pente du plateau inférieur (déflexion 2mm), au déplacement de plateau inférieur et à la résistance en fatigue (déflexion 2mm et 4mm) sont très révélateurs de l'imprécision de cette alliage.
8. En conclusion générale, il est permis d'affirmer que les "Cu-Ni-Ti" présentent des caractéristiques de superélasticité qui s'améliorent indiscutablement dans le temps sous l'effet d'un cyclage minimal de 100 cycles. Deuxièmement, en résistance à la fatigue, le "27°C Cu-Ni-Ti" est supérieur à son équivalent le "medium Ni-Ti" à un cyclage d'une déflexion 4 mm. À la lumière des résultats obtenus, il est logique de conclure que l'ajout d'un troisième élément, le cuivre,

obtenus, il est logique de conclure que l'ajout d'un troisième élément, le cuivre, au "Ni-Ti" potentialise, de manière statistiquement significative, les propriétés mécaniques et la résistance à la fatigue de ce nouvel alliage ternaire qu'est le "Cu-Ni-Ti". Il est possible que l'ajout du cuivre au "Ni-Ti" ne soit pas le seul facteur responsable de l'amélioration des propriétés mécaniques; les procédés de fabrication comme les traitements chimiques, mécaniques et thermiques peuvent contribuer à ce phénomène. Quoiqu'il en soit, le choix des cliniciens devrait s'établir objectivement à partir des résultats obtenus lors de cette recherche. Les qualités recherchées des propriétés superélastiques améliorées lors du cyclage et les résultats démontrés en résistance en fatigue font du "Cu-Ni-Ti", dans certaines situations données, un choix logique par rapport à son équivalent le "Ni-Ti".

## Chapitre Huitième

## **BIBLIOGRAPHIE**

## 8. BIBLIOGRAPHIE

---

ADA. American Dental Association (1977). Council on Dental Materials and Devices: Specifications No. 32 for orthodontic wires not containing precious metal. J. Am. Dent. Assos., 95 1169-1177.

ANDREASEN, G.F., AMBORN, R.M. (1989). Aligning, leveling, and torque control - a pilot study. Angle orthod., 59 (1) 51-59.

ANDREASEN, G.F., MORROW, R.E. (1978). Laboratory and clinical analysis of nitinol wire. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 73 (2), 143-151.

BARRETT, R.D., BISHARA, S.E., QUINN, J.K. (1993). Biodegradation of orthodontic appliances. Part 1. Biodegradation of nickel and chromium in vitro. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 103 (1), 8-13.

BASS, J.K., FINE, H., CISNEROS, G.J. (1993). Nickel hypersensitivity in the orthodontic patient. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 103 (3), 280-285.

BISHARA, S.E., BARRETT, R.D., SELIM, M.I. (1993). Biodegradation of orthodontic appliances. Part II. Changes in the blood level of nickel. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 103 (2), 115-119.

BRADLEY, G.T., BRANTLEY, W.A., CULBERTSON, B.M. (1996). Differential scanning calorimetry analyses of the superelastic and non-superelastic Ni-Ti orthodontic wires. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 109 (6), 589-597.

BURSTONE, C.J., BALDWIN, J.J., LAWLESS, D.T. (1961). The application of continuous forces to orthodontics. Angle orthod., 31 (1), 1-14.

BURSTONE, C.J., GOLDBERG, A.J. (1980). Beta-titanium: A new orthodontic alloy. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 77, 121-132.

BURSTONE, C.J., QIN, B., MORTON, J.Y. (1985). Chinese NiTi: A new orthodontic alloy. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 87 (6), 445-452.

DRESCHER, D., BOURAEI, C., SONNEBORN, W., SCHMUTH, G.P.F. (1994). Dauerbruchfestigkeit orthodontischer nickel-titan-drähte. Schweiz Monatsschr Zahnmed, 104 (5), 578-584.

GIANELLY, A.A. (1969). Force-induced changes in the vascularity of the periodontal ligament. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 55 (1), 5-11.

GIANELLY, A.A., GOLDMAN, H.M. (1971). Tooth Movement. Biologic Basis of Orthodontics, 117-204

GRABER, T., VANARSDALL, R.L. (1994). Biomechanical Principles and Reactions. Orthodontics - Current Principles and techniques, Tome I, 96-192.

GRAF, H. (1969) Bruxism: fonctionnal stress on periodontal tissues. Dent. Clin. N. Ame., 13(3), 659-665.

HAGEMEISTER, N., YAHIA, L'H., ARMAND, C., LOURS, T. (1994). Fatigue life and cycling effects of Ni-Ti wire for an orthopaedic application. Proceeding of the SMTS-94 conference, 6-10 March 1994, Monterey, California.

HAGEMEISTER, N., YAHIA, L'H., LOURS, T. (1995). Development of a Ni-Ti anterior cruciate ligament prosthesis. Journal de Physique IV, 5, C2-403.

HALDERSON, H., JOHNS, E.E., MOYERS, R. (1953). The selection of forces for tooth movement. A summary of our present knowledge. Am. J. Orthod., 39 (1), 25-35.

HARRIS, E.F., NEWMAN, S.M., NICHOLSON, J.A. (1988). Nitinol arch wire simulated oral environnement: Changes in mechanical properties. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 93 (6), 508-513.

HARRISON, T.R. (1980). Néoplasmes: abord du diagnostic et du traitement. Partie 9: Cancers. Principes de médecine interne, 1696-1709

KAPILA, S., REICHHOLD, G.W., ANDERSON, S., WATANABE, L.G. (1991). Effects of clinical recycling on mechanical properties of nickel titanium alloy wires. Am.J. Orthod. Dentofac. Orthop.,100 (5), 428-435.

KAPILA, S., HAUGEN, J.W., WATANABE, L.G. (1992). Load-deflection characteristics of nickel-titanium alloy wires after clinical recycling and dry heat sterilization. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 102 (2), 120-126.

KHIER, S.E., BRANTLEY, W.A., FOURNELLE, R.A. (1991). Bending properties of superelastic and nonsuperelastic nickel-titanium orthodontics wires. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop.,99 (4), 310-318.

KUSY, R.P., DILLEY,G.J. (1984). Elastic modulus of a triple stranded stainless steel arch wire via three- and four- point bending. J.Dent. Res., 63 (10), 1232-1240.

LEE, J.H., PARK, J.B., ANDREASEN, G.F., LAKES, R.S. (1988). Thermomechanical study of Ni-Ti alloys. J. Biomec. Mater. Res., 22, 573-587.

LOPEZ, I., GOLDBERG, J., BURSTONE, C.J. (1979). Bending characteristics of nitinol wire. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 75 (5), 569-575.

McNICHOLS, J.L., BROOKES, P.C. (1981). NiTi fatigue behavior. J. Appl. Phys., 52 (12), 7442-7444.

MELTON, K.N., MERCIER, O. (1979). Fatigue of Ni-Ti Thermoelastic martensite.

Acta Metal., 27, 137-144.

MIURA, F., MOGI, M., OHURA, Y., HAMANAKA, H. (1986). The super- elastic Japanese NiTi alloy wire for use in orthodontics. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop.

90 (1), 1-10.

MIURA, F., MOGI, M., OHURA, Y., KARIBE, M. (1988). The super- elastic Japanese NiTi alloy wire for use in orthodontics: Part III, studies on the Japanese NiTi alloy coil springs. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop. 94 (2), 89-96.

MIURA, F., MOGI, M., OKAMOTO, Y. (1990). New application of superelastic NiTi rectangular wire. J.Clin.Orthod. 24 (9), 544-548.

MIYAZAKI, S., OTSUKA, K. (1986). Deformation and transition behavior associated with the R-phase in Ti-Ni alloys. Metal.Trans., 17 (A), 53-62.

MIYAZAKI, S. (1990). Thermal and stress cycling effects and fatigue properties of Ni-Ti alloys. Engineering aspects of shape memory alloys, 394-413.

MOHLIN, B., MÜELLER, H., ÖDMAN, J., THILANDER, B. (1991). Examination of Chinese NiTi wire by a combined clinical and laboratory approach. Europ.J. Orthod., 13, 386-391.



O'BRIEN, K., LEWIS. D., SHAW, W., COMBE, W. (1990). A clinical trial of aligning archwires. Europ.J. Orthod., 12, (4), 380-384.

PROFFIT, W.R., (1978). Equilibrium theory revisited: factors influencing position of the teeth. Angle orthod., 48 (3), 175-186.

PROFFIT, W.R., FIELDS H.W., ACKERMAN J.L., SINCLAIR P.M., THOMAS P.M., TULLOCH, J.F.C. (1993). The biologic basis of orthodontic therapy. Contemporary orthodontics, 266-288.

PROFFIT, W.R., FIELDS H.W., ACKERMAN J.L., SINCLAIR P.M., THOMAS P.M., TULLOCH, J.F.C. (1993). The biologic basis of orthodontic therapy. Contemporary orthodontics. 289-315.

REITAN, K. (1957). Some factors determining the evaluation of forces in orthodontics. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop. 43 (1), 32-45.

RICKETTS, R.M., BENCH, R.W., GUGINO, C.F., HILGERS, J.J., SCHULHOF, R.J. (1979). Forces used in bioprogressive therapy. Bioprogressive therapy. 93-110.

RYGH, P. (1977). Orthodontic root resorption studied by electron microscopy. Angle orthod., 47 (1),1-16.

SABRIA, J., CORTADA, M., GINER, L. (1996). A study of load in a NiTi shape memory alloy with pseudoelastic behaviour used in dental prosthetic fixators. Bio-Med. Mater. Eng., 6, 153-157.

SACHDEVA, R.C.L., MIYASAKI, S. (1988). Superelastic Ni-Ti Alloys in Orthodontics. Shape Memory alloy, 453-469.

SACHDEVA, R.C.L. (1994). Variable transformation temperature orthodontics Copper Ni-Ti makes it a reality. Clin.Impressions., 3 (1) 2-5.

SARKAR, N.K., SCHWANINGER, B. (1980). The in vivo corrosion of nitinol wire. J. Dent. Res., 59A, 528.

SCHWANINGER, B., SARKAR, N.K., FOSTER, B.E. (1982). Effect of long-term immersion corrosion on the flexural properties of nitinol. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 42, 45-49.

SEGNER, D., IBE, D. (1995). Properties of superelastic wires and relevance to orthodontic treatment. Europ.J. Orthod., 17, 395-402.

SMITH, G.A., VON FRANHAUFER, J.A., CASEY, G.R. (1992). The effect of clinical use and sterilization on selected orthodontic arch wires. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 102 (2) 153-59.

TAI, Y., DE LONG, R., GOODKIND, R.J., DOUGLAS, W.H. (1992). Leaching of nickel-chromium and beryllium ions from base metal alloy in an artificial oral environment. Journal of Prosthetic Dentistry, 68, (4), 692-697.

WATERS, N.E. (1992). Orthodontics products update. Bri. J. Orthod., 19, 319-322.

WILLIAMS, D F. (1981). Toxicology of implanted metals. Fundamental aspects of biocompatibility. Vol. II, 45-61.

YONEYAMA, T., DOI, H., HAMANAKA, H., OKAMOTO, Y., MOGI, M., MIURA, F. (1992). Superelasticity and Thermal Behavior of Ni-Ti Alloy Orthodontic Arch Wires. Dent. Mat. Jour., 11, (1), 1-10.

YONEYAMA, T., DOI, H., HAMANAKA, H., YAMAMOTO, M., KURODA, T. (1993) Bending properties and transformation temperatures of heat treated Ni-Ti alloy wire for orthodontic appliances. Journal of Biomedical Materials Research, 27, 399-402.