

Université de Montréal

Fils orthodontiques en nickel-titane :  
effets d'un thermocyclage sur leurs propriétés mécaniques lors de tests en flexion.

par

Louis Dorval

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 2002



WU

5

U58

2002

V.001



Université de Montréal  
Faculté des études supérieures

Le présent mémoire, intitulé :

Fils orthodontiques en nickel-titane :  
effets d'un thermocyclage sur leurs propriétés mécaniques lors de tests en flexion.

présenté par :

Louis Dorval

a été évalué par un jury composé des personnes suivantes :

Docteur Claude Remise

Docteur Daniel Fortin

Docteur Daniel Kandelma

Docteur André Ruest

Mémoire accepté le : 20 février 2002

## SOMMAIRE

Les traitements d'orthodontie majeurs nécessitent la mise en place de boîtiers collés sur chacune des dents et reliés les uns aux autres par des fils orthodontiques qui serviront de rails pour guider les déplacements dentaires vers une position favorable et esthétique. Au début des années 1970, l'alliage nickel-titane fut introduit en orthodontie afin de faciliter la phase d'alignement. Suite à des améliorations technologiques, certaines propriétés, comme la superélasticité, la thermoélasticité et la mémoire de forme purent être utilisées dans l'environnement buccal, permettant aux alliages nickel-titane de s'approcher du fil orthodontique idéal en phase d'alignement. Récemment, un intérêt particulier pour la thermosensibilité et le thermodynamisme des alliages s'est développé. Quelques études récentes portant sur les variations de la température intra-orale au cours d'une journée normale et sur l'effet de ces variations sur les propriétés mécaniques des fils orthodontiques en nickel-titane permettent de constater qu'il manque certaines pièces maîtresses pour bien comprendre leur comportement in vivo.

La présente étude, première en son genre, aura pour objectif de vérifier les effets d'un thermocyclage in vitro, reproduisant les conditions thermiques intra-orales subies entre deux rendez-vous orthodontiques durant la phase d'alignement, sur les propriétés mécaniques de fils orthodontiques en nickel-titane soumis à un test de flexion en trois points. Les résultats devraient permettre de confirmer ou d'infirmer l'hypothèse nulle suivante: les transformations de phase et les réorganisations du réseau cristallin des fils orthodontiques en nickel-titane se produisant lors de variations successives de température dans l'environnement buccal ne provoquent pas de fatigue thermique affectant leurs propriétés intrinsèques.

Deux étapes furent nécessaires à l'atteinte de cet objectif; en premier lieu, 20 spécimens (30 mm de long) provenant des fils orthodontiques en nickel-titane suivants furent testés : Nitinol Classic, Nitinol SuperElastic et Nitinol Heat Activated


(3M / Unitek), Sentalloy Heavy et Sentalloy Medium (GAC), Copper Ni-Ti 27°C et Copper Ni-Ti 35°C (Ormco). Chaque spécimen fut soumis à un test de pliage en trois points avant et après avoir subi un des cyclages suivants durant 24 heures : thermocyclage avec déformation, thermocyclage seul, déformation seule ou aucune contrainte environnementale. Les tests en flexion ainsi que la déformation se produisaient sur une distance de 2 mm, à 35°C. Le thermocyclage sur 24 heures comprenait un total de 1080 cycles, un cycle se déroulant en 80 secondes (30 secondes d'immersion dans un bassin d'eau froide maintenu à 15°C, 20 secondes de délai lors du transfert d'un bassin à l'autre et 30 secondes dans un bassin d'eau chaude à 45°C). L'analyse comparative de la force d'activation des différents groupes avec la force d'activation du groupe n'ayant subi aucune contrainte environnementale permit d'établir que le thermocyclage déformé pourrait provoquer une diminution statistiquement significative de la force d'activation du fil Nitinol Classic si la taille de l'échantillon de ce groupe passait à 20 spécimens.

Une deuxième série de tests, identique à la première, mais pour un total de 20 spécimens, fut donc effectuée pour le groupe thermocyclé et déformé. Les résultats obtenus démontrèrent une diminution statistiquement significative de la force d'activation de tous les fils testés, sauf les deux fils GAC, moins sensibles aux variations de température. Pour les dix derniers spécimens de chaque type de fil, la courbe de contrainte / déformation fut également enregistrée afin de permettre l'évaluation des données suivantes, dont la valeur clinique est supérieure à celle de la force de désactivation : pente initiale, pente du plateau de désactivation, ratio de superélasticité, force en fin de plateau de désactivation, déplacement en fin de plateau de désactivation. Seuls la pente du plateau de désactivation et le ratio de superélasticité du Nitinol Classic subirent une augmentation statistiquement significative. L'hypothèse nulle fut donc infirmée au sens strict et statistique du terme par les données obtenues en activation pour cinq des sept fils testés, mais confirmée, d'un point de vue clinique, pour tous les fils superélastiques en désactivation. Il se produit donc une certaine fatigue thermique suite à des variations extrêmes de

température sur une période de 6 semaines, sans modification des performances cliniques.

Pour ces différentes propriétés, les fils Copper Ni-Ti 35°C et 27°C ainsi que le Nitinol HA surpassent de loin les autres fils. Ils sont donc recommandés dans les cas de chevauchement très sévères et dans les cas parodontalement compromis, leur insertion dans les boîtiers étant aisée et leur force étant faible et constante sur de longues périodes de temps. Dans les cas de chevauchement moindre et ayant une bonne santé parodontale, les fils Sentalloy Medium, Nitinol SE et même Nitinol Classic donneront des rendements aussi intéressants à moindre coût. Le niveau élevé de la force en désactivation du Sentalloy Heavy semble cependant dépasser dangereusement les forces physiologiques recommandées pour les déplacements dentaires.

À la lumière des différentes analyses effectuées, certaines recommandations en vue de futures études sur les propriétés mécaniques des fils nickel-titane peuvent être émises : tout d'abord, il serait souhaitable d'uniformiser les tests de flexion en trois points. Deuxièmement, les études devraient s'intéresser de façon particulière aux propriétés en désactivation, plus significatives au niveau clinique. Troisièmement, une grande précaution devrait être prise face à l'interprétation du ratio de superélasticité, car cette valeur est extrêmement sensible à la moindre variation dans la technique expérimentale. Quatrièmement, la création d'un environnement buccal simulé idéal pour les études in vitro devrait inclure des déflexions d'un minimum de 2 mm, thermocyclage (fatigue thermique) et forces de mastication (fatigue mécanique). Finalement, la mise en branle de nouvelles études in vivo est essentielle afin d'établir certains standards quant aux variations à long terme des propriétés mécaniques des fils orthodontiques en nickel-titane.




# TABLE DES MATIÈRES

<b>SOMMAIRE.....</b>	<b>III</b>
<b>LISTE DES TABLEAUX.....</b>	<b>X</b>
<b>LISTE DES FIGURES .....</b>	<b>XII</b>
<b>LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS .....</b>	<b>XV</b>
<b>REMERCIEMENTS .....</b>	<b>XVII</b>
<b>DÉDICACE .....</b>	<b>XIX</b>
<b>1. INTRODUCTION.....</b>	<b>21</b>
<b>2. REVUE DE LITTÉRATURE.....</b>	<b>24</b>
2.1 MOUVEMENTS DENTAIRES .....	24
2.1.1 <i>L'intensité de la force</i> .....	25
2.1.2 <i>Les types de forces</i> .....	26
2.2 PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES FILS ORTHODONTIQUES .....	27
2.3 PHASES DE TRAITEMENT EN ORTHODONTIE.....	29
2.4 ALLIAGES À BASE DE FER.....	30
2.4.1 <i>Acier inoxydable</i> .....	30
2.4.2 <i>Acier inoxydable multibrins</i> .....	31
2.4.3 <i>Évolution vers les alliages en nickel-titane</i> .....	32
2.5 ALLIAGES EN NICKEL-TITANE .....	33
2.5.1 <i>Métallurgie du titane</i> .....	33
2.5.2 <i>Description de l'alliage orthodontique en nickel-titane</i> .....	34
2.5.3 <i>Nitinol (Ni-Ti de première génération)</i> .....	43
2.5.4 <i>Ni-Ti chinois (Ni-Ti de deuxième génération)</i> .....	44
2.5.5 <i>Ni-Ti Japonais (Ni-Ti de troisième génération)</i> .....	45
2.5.6 <i>Copper Ni-Ti</i> .....	47

2.5.7 <i>Bêta-titane</i> .....	48
2.5.8 <i>Classification des fils orthodontiques en nickel-titane</i> .....	49
2.6 ÉVALUATION DES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES FILS EN NICKEL-TITANE .....	50
2.6.1 <i>Tests en traction</i> .....	50
2.6.2 <i>Tests en flexion</i> .....	50
2.6.3 <i>Tests en torsion</i> .....	54
2.6.4 <i>Tests en déformation</i> .....	54
2.6.5 <i>Altérations des propriétés mécaniques des fils nickel-titane</i> .....	55
2.7 TEMPÉRATURE INTRA-ORALE.....	57
2.7.1 <i>Température intra-orale moyenne</i> .....	57
2.7.2 <i>Température des aliments et liquides ingérés et leur effet sur la température des structures intra-orales</i> .....	58
2.7.3 <i>Nombre variations de température dans une journée</i> .....	63
2.8 THERMOCYCLAGE.....	64
2.9 FILS ORTHODONTIQUES EN NICKEL-NITANE ET TEMPÉRATURE.....	66
2.9.1 <i>Effet de la température ambiante sur les propriétés des fils NiTi</i> .....	66
2.9.2 <i>Effets des changements rapides de température sur les propriétés des fils NiTi</i> .....	72
<b>3. OBJECTIFS DE L'ÉTUDE</b> .....	<b>81</b>
<b>4. TECHNIQUE EXPÉRIMENTALE</b> .....	<b>84</b>
4.1 TESTS INITIAUX.....	84
4.1.1 <i>Matériel et méthode initiale</i> .....	84
4.1.2 <i>Problèmes initiaux rencontrés</i> .....	85
4.1.3 <i>Leçons tirées des tests initiaux</i> .....	86
4.2 MATÉRIEL ET MÉTHODE DÉFINITIVE .....	87
4.2.1 <i>Spécimens</i> .....	87
4.2.2 <i>Montage du test de flexion en trois points</i> .....	88
4.2.3 <i>Environnement des tests de flexion en trois points</i> .....	90
4.2.4 <i>Thermocyclage</i> .....	90
4.3 PREMIÈRE SÉRIE DE TESTS.....	92

4.3.1	<i>Groupes</i> .....	92
4.3.2	<i>Acquisition des données</i> .....	93
4.3.3	<i>Analyse statistique des résultats</i> .....	94
4.4	DEUXIÈME SÉRIE DE TESTS.....	95
4.4.1	<i>Acquisition des données</i> .....	95
4.4.2	<i>Analyse statistique des résultats</i> .....	96
4.5	MANIPULATIONS.....	99
4.5.1	<i>Préparation initiale</i> .....	99
4.5.2	<i>Préparation des spécimens</i> .....	101
4.5.3	<i>Mise en place des fils</i> .....	101
4.5.4	<i>Exécution des tests avant cyclage</i> .....	102
4.5.5	<i>Exécution des cyclages</i> .....	103
4.5.6	<i>Exécution des tests après cyclage</i> .....	104
4.5.7	<i>Sources d'erreurs</i> .....	104
<b>5.</b>	<b>RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX.....</b>	<b>107</b>
5.1	PREMIÈRE SÉRIE DE TESTS.....	107
5.2	DEUXIÈME SÉRIE DE TESTS.....	110
5.2.1	<i>Force d'activation</i> .....	110
5.2.2	<i>Courbes contrainte / déformation</i> .....	113
<b>6.</b>	<b>DISCUSSION DES RÉSULTATS.....</b>	<b>124</b>
6.1	PREMIÈRE SÉRIE DE TESTS.....	124
6.1.1	<i>Force d'activation avant cyclage</i> .....	125
6.1.2	<i>Effet du type de cyclage sur la force d'activation</i> .....	126
6.1.3	<i>Signification clinique</i> .....	127
6.2	DEUXIÈME SÉRIE DE TESTS.....	128
6.2.1	<i>Force d'activation</i> .....	128
6.2.2	<i>Courbes contrainte / déformation</i> .....	130
6.3	EFTETS À LONG TERME VERSUS EFFETS À COURT TERME.....	138
<b>7.</b>	<b>CONCLUSION .....</b>	<b>141</b>

<b>8. BIBLIOGRAPHIE.....</b>	<b>146</b>
<b>9. ANNEXES .....</b>	<b>156</b>
9.1 EXEMPLES D'ENREGISTREMENTS CHARGE / DÉPLACEMENT EFFECTUÉS PAR LE LOGICIEL INSTRON IX POUR CHAQUE TYPE DE FIL.....	156
9.2 EXEMPLES DE COURBES CHARGE / DÉPLACEMENT TRACÉES PAR LE LOGICIEL INSTRON IX POUR CHAQUE TYPE DE FIL. ....	163





## LISTE DES TABLEAUX

<b>TABLEAU I:</b> FORCE OPTIMALE POUR DIFFÉRENTS MOUVEMENTS DENTAIRE.....	26
<b>TABLEAU II:</b> FILS UTILISÉS EN FONCTION DE LA PHASE DE TRAITEMENT.....	30
<b>TABLEAU III :</b> STRESS-RELATED TTR DES SENTALLOY, COPPER Ni-Ti 27, 35, 40 °C ET NITINOL HEAT ACTIVATED. ....	42
<b>TABLEAU IV:</b> PROTOCOLES ET RÉSULTATS DES ÉTUDES RÉCENTES AYANT ÉVALUÉ LA FORCE TRANSMISE PAR DIFFÉRENTS FILS ORTHODONTIQUES EN Ni-Ti, DANS DES TEST DE FLEXION EN TROIS- POINTS OU TROIS-BOÎTIERS. ....	53
<b>TABLEAU V :</b> TABLEAU DES DIFFÉRENTS FILS NICKEL-TITANE 0,016" TESTÉS, DES MANUFACTURIERS ET DE LEUR CLASSIFICATION SELON EVANS ET DURNING (1996). ..	88
<b>TABLEAU VI :</b> CONDITIONS DE CYCLAGE SELON LES GROUPES.....	92
<b>TABLEAU VII :</b> FORCES D'ACTIVATION EN NEWTONS (N) ET ÉCARTS TYPES DES DIFFÉRENTS TYPES DE FILS, AVANT ET APRÈS LE CYCLAGE, EN FONCTION DU GROUPE. .....	107
<b>TABLEAU VIII :</b> FORCES D'ACTIVATION EN GRAMMES (G) DES DIFFÉRENTS TYPES DE FILS, AVANT ET APRÈS LE CYCLAGE, EN FONCTION DU GROUPE. . ....	108
<b>TABLEAU IX:</b> FORCE D'ACTIVATION EN NEWTONS (N) DES DIFFÉRENTS TYPES DE FILS ET DIFFÉRENCE AVANT ET APRÈS LE THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ.....	111
<b>TABLEAU X :</b> FORCE D'ACTIVATION EN GRAMMES (G) DES DIFFÉRENTS TYPES DE FILS ET DIFFÉRENCE AVANT ET APRÈS LE THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ.....	111
<b>TABLEAU XI:</b> PENTE INITIALE, PENTE DU PLATEAU DE DÉSACTIVATION, RATIO SUPERPLASTICITÉ, FORCE ET DÉPLACEMENT EN FIN DE PLATEAU DE DÉSACTIVATION AVANT ET APRÈS LE THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ POUR CHAQUE TYPE DE FIL.....	117
<b>TABLEAU XII:</b> TABLEAU XI DONT LES RÉSULTATS ONT ÉTÉ ARRONDIS, DONT LES VALEURS EN NEWTONS (N) ONT ÉTÉ CONVERTIES EN GRAMMES (G) AFIN DE REFLÉTER LA RÉALITÉ CLINIQUE, ET DONT LES DIFFÉRENCES AVANT-APRÈS ONT ÉTÉ AJOUTÉES.....	118
<b>TABLEAU XIII :</b> COMPARAISONS ENTRE LES PARAMÈTRES DES COURBES DE SUPERÉLASTICITÉ AU 1 <sup>ER</sup> CYCLE DE BERNARD (1999) ET CEUX AVANT THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ DE L'ÉTUDE PRÉSENTE. ....	131

**TABLEAU XIV** : COMPARAISONS ENTRE LES PARAMÈTRES DES COURBES DE SUPERÉLASTICITÉ DE SEGNER ET IBE (1995) ET CEUX AVANT THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ DE L'ÉTUDE PRÉSENTE..... 133



## LISTE DES FIGURES

<b>FIGURE 2.1</b> : ACTIVATION D'UN FIL ORTHODONTIQUE. . . . .	25
<b>FIGURE 2.2</b> : COURBE CONTRAINTE/DÉFORMATION DLES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES IMPORTANTES EN ORTHODONTIE. . . . .	27
<b>FIGURE 2.3</b> : COURBE CONTRAINTE/DÉFORMATION DE L'ACIER INOXYDABLE. . . . .	31
<b>FIGURE 2.4</b> : COURBES CONTRAINTE/DÉFORMATION D'UN FIL ACIER INOXYDABLE MULTIBRINS. . . . .	32
<b>FIGURE 2.5</b> : EFFET MACROSCOPIQUE DE LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE.....	36
<b>FIGURE 2.6</b> : COURBE DE DIFFERENTIAL SCANNING CALORIMETRY (DSC) CARACTÉRISTIQUE DU NICKEL-TITANE, REPRÉSENTANT L'ÉNERGIE THERMIQUE EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE. . . . .	37
<b>FIGURE 2.7</b> : LA SUPERÉLASTICITÉ SUR UNE COURBE CONTRAINTE / DÉFORMATION...	38
<b>FIGURE 2.8</b> : L'EFFET MÉMOIRE DE FORME SUR UNE COURBE . . . . .	41
CONTRAINTE / DÉFORMATION / TEMPÉRATURE. . . . .	41
<b>FIGURE 2.9</b> : COURBES D'ACTIVATION ET DE DÉASACTIVATION POUR LE NITINOL. ....	44
<b>FIGURE 2.10</b> : COMPARAISON DES COURBES CONTRAINTE / DÉFORMATION DES FILS ACIER INOXYDABLE, NITINOL ET NI-TI CHINOIS DE DIAMÈTRE 0,016'' . . . . .	45
<b>FIGURE 2.11</b> : COURBE CONTRAINTE / DÉFORMATION OBTENUE LORS D'UN THREE- POINT BENDING TEST POUR DIFFÉRENTS ALLIAGES. . . . .	46
<b>FIGURE 2.12</b> : THREE-POINT BENDING TEST. . . . .	52
<b>FIGURE 2.13</b> : THREE-BRACKET BENDING TEST. . . . .	52
<b>FIGURE 2.14</b> : VARIATION DE LA TEMPÉRATURE EN SURFACE D'UNE DENT EN FONCTION DU TEMPS POUR UN LIQUIDE À 52°C. . . . .	60
<b>FIGURE 2.15</b> : TEMPÉRATURE AU SITE INCISIF ET PRÉMOLAIRE POUR UN SUJET SUR 24 HEURES. . . . .	62
<b>FIGURE 2.16</b> : COURBES CONTRAINTE / DÉFORMATION (1 À 5 MM) À 24°C . . . . .	69
POUR UN SENTALLOY 0,016". . . . .	69
<b>FIGURE 2.17</b> : COURBES CONTRAINTE / DÉFORMATION (3 MM) À DIFFÉRENTES TEMPÉRATURES POUR UN SENTALLOY 0,016". . . . .	70

<b>FIGURE 4.1 :</b> MONTAGE DU TEST INITIAL DE PLIAGE EN TROIS POINTS.....	85
<b>FIGURE 4.2 :</b> BASE DU MONTAGE DE PLIAGE EN TROIS POINTS .....	89
<b>FIGURE 4.3 :</b> THERMOCYCLEUR.....	91
<b>FIGURES 4.4 ET 4.5 :</b> BLOC DE DÉFORMATION.....	93
<b>FIGURE 4.6 :</b> COURBE CHARGE / DÉPLACEMENT POUR UN DES SPÉCIMENS DE NITINOL HEAT-ACTIVATED AVANT (LIGNE PLEINE) ET APRÈS (LIGNE POINTILLÉE) LE THERMOCYCLAGE-DÉFORMÉ.....	97
<b>FIGURE 4.7 :</b> ENSEMBLE DU MONTAGE, COMPRENANT LE BASSIN DE TESTS, LA MACHINE DE TESTS INSTRON 4201, LA CONSOLE DE TESTS INSTRON ET L'ORDINATEUR SERVANT À L'ACQUISITION DES DONNÉES.....	99
<b>FIGURE 4.8:</b> BASSIN DE TESTS.....	100
<b>FIGURE 4.9 :</b> TEST DE FLEXION EN TROIS POINTS.....	103
<b>FIGURE 5.1 :</b> EFFET DU THERMOCYCLAGE SUR LA FORCE D'ACTIVATION.....	108
<b>FIGURE 5.2 :</b> EFFET DE LA DÉFORMATION SUR LA FORCE D'ACTIVATION.....	109
<b>FIGURE 5.3 :</b> EFFET DE LA DÉFORMATION SUR LA FORCE D'ACTIVATION DE SPÉCIMENS THERMOCYCLÉS.....	109
<b>FIGURE 5.4 :</b> EFFET DU THERMOCYCLAGE SUR LA FORCE D'ACTIVATION DE SPÉCIMENS DÉFORMÉS.....	110
<b>FIGURE 5.5 :</b> EFFET DU THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ SUR LA FORCE D'ACTIVATION..	112
<b>FIGURE 5.6 :</b> POURCENTAGE DE DIFFÉRENCE ENTRE LA FORCE D'ACTIVATION AVANT ET APRÈS LE THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ.....	112
<b>FIGURE 5.7 :</b> COURBES CONTRAINTE / DÉFORMATION DU SPÉCIMEN 3MHA-10 AVANT ET APRÈS THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ.....	113
<b>FIGURE 5.8 :</b> COURBES CONTRAINTE / DÉFORMATION DU SPÉCIMEN O35-10 AVANT ET APRÈS THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ.....	114
<b>FIGURE 5.9 :</b> COURBES CONTRAINTE / DÉFORMATION DU SPÉCIMEN O27-10 AVANT ET APRÈS THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ.....	114
<b>FIGURE 5.10 :</b> COURBES CONTRAINTE / DÉFORMATION DU SPÉCIMEN GACSH-10 AVANT ET APRÈS THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ.....	115
<b>FIGURE 5.11 :</b> COURBES CONTRAINTE / DÉFORMATION DU SPÉCIMEN GACSM-10 AVANT ET APRÈS THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ.....	115

<b>FIGURE 5.12</b> : COURBES CONTRAINTE / DÉFORMATION DU SPÉCIMEN 3MSE-10 AVANT ET APRÈS THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ.....	116
<b>FIGURE 5.13</b> : COURBES CONTRAINTE / DÉFORMATION DU SPÉCIMEN 3MNI-10 AVANT ET APRÈS THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ.....	116
<b>FIGURE 5.15</b> : EFFET DU THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ SUR LA PENTE INITIALE DE LA COURBE CONTRAINTE / DÉFORMATION.....	119
<b>FIGURE 5.16</b> : EFFET DU THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ SUR LA PENTE DU PLATEAU DE DÉSACTIVATION DE LA COURBE CONTRAINTE / DÉFORMATION. ....	120
<b>FIGURE 5.17</b> : EFFET DU THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ SUR LE RATIO DE SUPERÉLASTICITÉ.....	120
<b>FIGURE 5.18</b> : EFFET DU THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ SUR LA FORCE EN FIN DE PLATEAU DE DÉSACTIVATION.....	121
<b>FIGURE 5.19</b> : EFFET DU THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ SUR LE DÉPLACEMENT EN FIN DE PLATEAU DE DÉSACTIVATION.....	122
<b>FIGURE 6.1</b> : MODÈLE EXPÉRIMENTAL UTILISÉ POUR COMPARER L'EFFET DE CHAQUE CONTRAINTE ENVIRONNEMENTALE SUR LA FORCE D'ACTIVATION. ....	125
<b>FIGURE 6.2</b> : COURBES DE CHACUN DES FILS TESTÉS, AVANT THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ. ....	130
<b>FIGURE 6.3</b> : ANGLES DE FRICTION ENTRE LE FIL ET L'EXTRÉMITÉ INTERNE DES BOÎTIERS AVEC ET SANS LIGATURE.....	132



## LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

$\Delta$	Différence
”	Pouce (lorsqu’il suit un nombre)
<b>3MHA</b>	Nitinol Heat Activated (3M / Unitek)
<b>3MNI</b>	Nitinol Classic (3M / Unitek)
<b>3MSE</b>	Nitinol SuperElastic (3M / Unitek)
$\alpha$	Alpha
<b>A.D.A.</b>	Association dentaire américaine
<b>Af</b>	Austenitic finish
<b>As</b>	Austenitic start
<b>ANOVA</b>	Analysis of Variance
$\beta$	Bêta
$^{\circ}\text{C}$	Degré Celsius
<b>cN</b>	CentiNewton
<b>Co-Cr-Ni</b>	Alliage chrome-cobalt
<b>Copper Ni-Ti</b>	Alliage cuivre-nickel-titane
<b>Cu-Ni-Ti</b>	Alliage cuivre-nickel-titane
<b>Défo</b>	Déformé
<b>Dplat 0</b>	Déplacement en fin de plateau de désactivation avant thermocyclage (mm)
<b>Dplat 1</b>	Déplacement en fin de plateau de désactivation après thermocyclage (mm)
<b>DSC</b>	Differential Scanning Calorimetry
$\epsilon_r$	Déformation résiduelle
$\sigma$	Contrainte
<b>F0</b>	Force d’activation avant cyclage (N)
<b>F1</b>	Force d’activation après cyclage (N)
<b>Fplat 0</b>	Force en fin de plateau de désactivation avant thermocyclage (N)
<b>Fplat 1</b>	Force en fin de plateau de désactivation après thermocyclage (N)
<b>g</b>	Gramme
<b>g / cm</b>	Gramme par centimètre

<b>g / mm</b>	Gramme par millimètre
<b>GACSH</b>	Sentalloy Heavy (GAC)
<b>GACSM</b>	Sentalloy Medium (GAC)
<b>Groupe 1</b>	Thermocyclé – Déformé
<b>Groupe 2</b>	Thermocyclé – Non-déformé
<b>Groupe 3</b>	Non-thermocyclé – Déformé
<b>Groupe 4</b>	Non-thermocyclé – Non-déformé
<b>ID échant</b>	Identification de l'échantillon
<b>LDR</b>	Load / Deflection Rate
<b>ml</b>	Millilitre
<b>mm</b>	Millimètre
<b>Mf</b>	Martensitic finish
<b>Ms</b>	Martensitic start
<b>N</b>	Newton
<b>Ni-Ti</b>	Nickel-titane
<b>O27</b>	Copper Ni-Ti 27°C (Ormco)
<b>O35</b>	Copper Ni-Ti 35°C (Ormco)
<b>p</b>	Seuil de signification statistique
<b>Pinit 0</b>	Pente initiale de la courbe avant thermocyclage (N/mm)
<b>Pinit 1</b>	Pente initiale de la courbe après thermocyclage (N/mm)
<b>Pplat 0</b>	Pente du plateau de désactivation avant thermocyclage (N/mm)
<b>Pplat 1</b>	Pente du plateau de désactivation après thermocyclage (N/mm)
<b>Ratio 0</b>	Ratio de superélasticité avant thermocyclage
<b>Ratio 1</b>	Ratio de superélasticité après thermocyclage
<b>Rs</b>	Phase-R start
<b>SIM</b>	Stress Induced Martensite
<b>Thermo</b>	Thermocyclé
<b>TMA</b>	Titane-molybdène
<b>TTR</b>	Temperature Transitional Range

## REMERCIEMENTS

Plusieurs personnes ont rendue possible la réalisation de ce mémoire de maîtrise : **Docteur Claude Remise, Docteur Daniel Fortin, monsieur Pierre Rompré, madame Monique Gauthier-Dorval, Docteur Daniel Kandelman, Docteur André Ruest, Docteur Louis Cadotte, Docteur Georges Papanastasoulis, Docteur Denis Bernard et Docteur Hicham El-Khatib.**

**Docteur Claude Remise**, je tiens tout d'abord à vous remercier d'avoir, le vendredi 20 novembre 1998, pris la décision de m'accepter au sein de votre programme de spécialité en orthodontie. Cette décision a changé ma vie, me permettant de réaliser un rêve et de me lever chaque matin heureux de me rendre au travail. J'adore l'orthodontie et je me considère privilégié de vivre cette profession au quotidien. Je vous remercie également de votre dévouement exceptionnel. Vous êtes un exemple d'efficacité et vous êtes sans aucun doute l'un des hommes les plus travaillants que je connaisse. Tout ce que vous accomplissez est fait rapidement et minutieusement. De plus, au cours des trois dernières années, je me suis rendu compte de l'ingratitude du rôle de professeur; en effet, chaque fois que je me présentais dans votre bureau, c'était pour demander de l'aide, régler un problème, poser une question ou faire une demande. Jamais je ne prenais le temps de discuter avec vous d'autre chose que du boulot. J'ai tenté de pallier ce manque tant bien que mal à partir du moment où j'en ai pris conscience, mais le naturel revient vite au galop. Vous acceptez ces conditions imparfaites jour après jour depuis près de trente ans, et cela est digne de mention. Finalement, à titre de directeur de maîtrise, vous avez été un guide idéal, toujours disponible pour me conseiller ou m'orienter, mais également assez confiant en moi pour me laisser cheminer, évoluer et apprendre. Ce juste dosage m'a permis de tirer le maximum de leçons de cette aventure. Du fond du cœur, merci.

**Docteur Daniel Fortin**, vous m'avez permis de compléter ce projet, qui avait pourtant connu quelques ratés en début de parcours. Merci infiniment d'avoir cru en



cette recherche, malgré les difficultés techniques et les coûts importants qui en découlaient. Merci de m'avoir laissé utiliser le matériel du laboratoire de façon peu orthodoxe; nombreux sont ceux qui n'auraient pas eu confiance en mes bricolages, mon matériel d'aquarium et mes joints de silicone pour empêcher plusieurs litres d'eau de ruiner leur matériel sophistiqué. Votre sens de l'humour m'a permis de persévérer dans les moments plus difficiles et vos judicieux conseils m'ont permis de mener à bien ce mémoire. Merci encore.


**Monsieur Pierre Rompré**, merci de m'avoir aidé à franchir l'étape la plus inquiétante de ma maîtrise, soit l'analyse statistique des résultats des tests. Grâce à votre patience, j'ai réussi à comprendre une infime partie de cette science qui demeurera toujours pour moi très complexe. Merci.

**Madame Monique Gauthier-Dorval**, merci d'avoir pris le temps de lire d'un bout à l'autre ce travail certainement fort aride pour les non-initiés et de l'avoir rendu exempt de fautes de français ou de frappe.

**Docteur Daniel Kandelman** et **Docteur André Ruest**, merci d'avoir accepté de participer à la correction de ce mémoire à titre de membres du jury et d'y avoir consacré votre temps précieux.

**Docteur Louis Cadotte**, merci d'avoir pris le temps de répondre à mes nombreuses questions. Tes conseils ont été d'une aide précieuse lors de la mise en place de ce projet, lors de la réalisation des tests et lors de la rédaction. De plus, ton propre mémoire a été une source d'inspiration importante et fait partie intégrante du présent document. Merci pour tout, Louis.

Finalement, je désire remercier les **Docteurs Hicham El-Khatib, Georges Papanastasoulis et Denis Bernard** d'avoir contribué, chacun à leur façon, à la réalisation de ce projet de maîtrise.



## DÉDICACE

À **Nadine**, la femme de ma vie, pour avoir facilité la réalisation de mon rêve. Pour sa patience, sa compréhension et son soutien indéfectibles. Malgré les épreuves, malgré les sceptiques, envers et contre tous, nous avons prouvé que l'amour, le vrai amour, triomphe toujours et que la détermination et le travail acharné finissent par être récompensés. Depuis près de trois ans, je vis dans l'espoir... l'espoir de ne jamais avoir à passer une autre journée sans te voir. Merci pour tout. Je t'aime.

**Peter Puck**

À **Cloée**, ma belle -fille chérie, pour ses petits courriels d'encouragement et son humour déridant. Pour lui prouver que le travail et les efforts mènent à la réalisation de nos rêves. La vie nous apporte du bonheur si on y met du sien, Cloée, nous sommes seuls responsables de notre destin. Je serai toujours là pour toi.

**The King**

À **mes parents**, pour leur amour inconditionnel et leur soutien. Pour avoir fait de moi l'homme que je suis aujourd'hui, grâce à des valeurs et à une éducation hors du commun. Je me considère privilégié d'être votre fils et souhaite simplement pouvoir redonner à mes futurs enfants tout ce que j'ai eu la chance de recevoir de vous. Merci. **Votre fils**

À **mon frère Guillaume**, pour avoir enduré mes sautes d'humeur quotidiennes durant ma « phase maîtrise ».

**Lewis**

À **ma sœur Geneviève**, pour lui avoir reproché trop longtemps sa « phase maîtrise ». Maintenant je comprends...

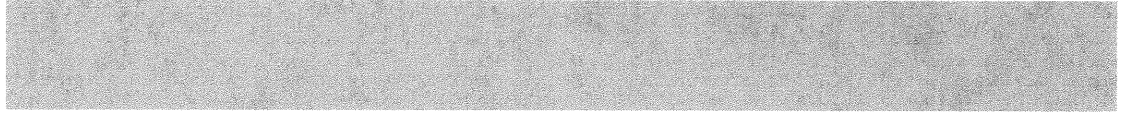
**Louvichou**

À **mon grand ami Pierre**, pour ne pas m'avoir oublié, pour ses téléphones encourageants et pour sa générosité envers moi.

**Lap**

# CHAPITRE PREMIER

## INTRODUCTION



## 1. INTRODUCTION

L'orthodontie telle que nous la connaissons aujourd'hui date du début du vingtième siècle. À l'heure actuelle, elle est définie comme étant "l'art de corriger ou de prévenir les déformations et les malocclusions des arcades dentaires, ainsi que les malpositions dentaires" (Béry, 1980). Plusieurs études épidémiologiques effectuées au Canada et aux États-Unis depuis 1975 ont permis d'évaluer la présence de telles affections dans la population ainsi que le besoin de traitements orthodontiques en fonction de la sévérité des cas.

Au Canada, au début des années 1980, environ 8 % des enfants souffraient de malocclusions sévères et 40 % d'entre eux nécessitaient des traitements orthodontiques (Stamm, 1980, Grey et al., 1984). Parallèlement, moins de 4 % des enfants québécois étaient porteurs d'appareils orthodontiques à cette époque. Aux États-Unis, les résultats du troisième *National Health and Nutrition Examination Survey* (NHANES III), un sondage portant sur différents aspects de l'état de santé des américains, furent rendus publics en 1996. Seulement 35 % des adultes avaient les dents mandibulaires bien alignées, alors que 15 % avaient des malocclusions sévères, nécessitant des traitements orthodontiques majeurs. Chez les caucasiens, 15 à 30 % des adolescents des classes sociales moyenne et supérieure avaient reçu des traitements orthodontiques au cours de leur vie (Proffit et al., 1998).

Les traitements d'orthodontie majeurs nécessitent la mise en place de boîtiers collés sur chacune des dents et reliés les uns aux autres par des fils orthodontiques, qui serviront de rails pour guider les déplacements dentaires vers une position favorable et esthétique. En début de traitement, soit en phase d'alignement, les fils orthodontiques idéals devraient permettre de grandes déformations, pour faciliter l'insertion dans chaque boîtier, tout en ayant la capacité de retourner vers leur forme initiale en transmettant des forces légères aux dents durant de longues périodes de temps.

En 1961, Buehler et al. développèrent le premier alliage nickel-titane au *Naval Ordnance Laboratory*. Dès son introduction en orthodontie par Andreasen au début des années 1970, les propriétés élastiques de cet alliage furent utilisées pour faciliter la phase d'alignement. Suite à des améliorations dans la méthode de fabrication et à certains ajustements au niveau de la composition, les propriétés de superélasticité, de thermoélasticité et de mémoire de forme purent être utilisées dans l'environnement buccal, permettant aux alliages nickel-titane de s'approcher du fil orthodontique idéal en phase d'alignement.

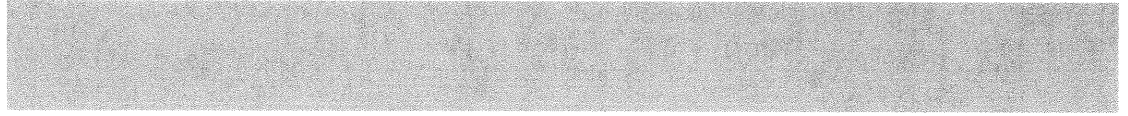
Au cours des 15 dernières années, la popularité des fils nickel-titane (Ni-Ti) n'a cessé de croître dans la profession orthodontique et le nombre de produits disponibles sur le marché s'est multiplié. En relation directe, plusieurs études se sont intéressées aux propriétés mécaniques de cet alliage dans différentes conditions expérimentales. Les recommandations suggérées par ces études ont permis aux orthodontistes de tirer profit au maximum des caractéristiques avantageuses des fils Ni-Ti, lors de l'alignement dentaire.

Récemment, un intérêt particulier pour la thermosensibilité et le thermodynamisme de l'alliage s'est développé. Quelques études ont d'ailleurs tenté d'analyser précisément les variations de la température intra-orale au cours d'une journée normale, afin de mieux comprendre le comportement des fils Ni-Ti une fois mis en bouche (Airoldi et al. 1997, Moore et al., 1999).

La revue de littérature qui suit, tout en présentant les alliages orthodontiques en nickel-titane et en exposant l'ensemble des connaissances actuelles sur le sujet, décrira plus spécifiquement l'influence de l'environnement thermique buccal sur les propriétés des fils orthodontiques en nickel-titane. Par la suite, en fonction des notions élaborées dans la revue de littérature, les objectifs de la présente étude seront définis. La méthodologie de l'étude et les résultats obtenus seront ensuite rapportés, suivis d'une discussion des résultats.

# CHAPITRE DEUX

## REVUE DE LITTÉRATURE



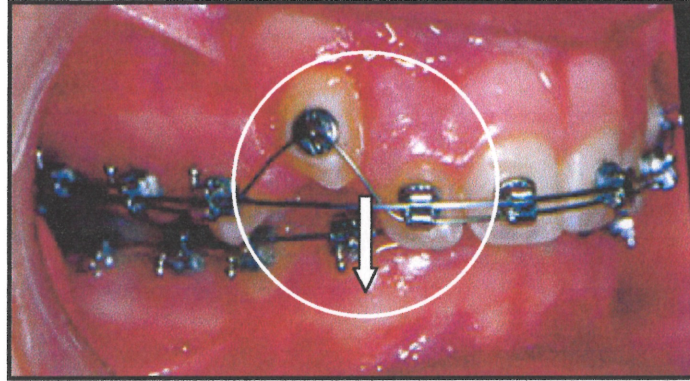
## 2. REVUE DE LITTÉRATURE

Pour bien cerner le sujet des fils orthodontiques en nickel-titane, il doit d'abord être question du but premier d'un traitement orthodontique, c'est-à-dire les déplacements dentaires. Par la suite, les propriétés mécaniques des différents types de fils orthodontiques servant à accomplir cette tâche seront décrites, en portant une attention toute particulière aux fils en nickel-titane et à leurs particularités. Ces sections seront fortement inspirées des maîtrises de Bernard (1999) et Cadotte (2000). Par « fortement inspirées », on entend que certains paragraphes demeureront inchangés, faute de développements récents, que d'autres auront été modifiés légèrement, afin de tenir compte de la littérature des années 2000-2001, et qu'enfin de nouveaux paragraphes, en relation plus directe avec l'objectif de l'étude présente, auront été ajoutés.

Les dernières portions de la revue de littérature, plus spécifiquement orientées vers la température intra-orale, le thermocyclage et l'effet de la température sur les propriétés des fils orthodontiques en nickel-titane, seront, pour leur part, inédites.

### 2.1 Mouvements dentaires

Les mouvements dentaires orthodontiques surviennent suite à l'application d'une force sur une ou plusieurs dents. De façon générale, cette force provient de l'activation d'un fil orthodontique, d'un ressort ou d'un élastique et elle est transmise aux dents par l'intermédiaire de boîtiers collés à leur surface buccale ou linguale. Par exemple, dans la situation où toutes les dents d'une arcade dentaire seraient parfaitement alignées, sauf une, la mise en place d'un fil de type nickel-titane dans chaque boîtier serait passive, à l'exception de la dent en malposition. Il faudrait donc déformer le fil pour l'insérer dans le boîtier de cette dent, ce qui consisterait à l'activer et à créer une force sur la dent en question (figure 2.1).



*Figure 2.1 : Activation d'un fil orthodontique créant une force extrusive.*

Suite à l'application de la force, des réactions inflammatoires et des processus de réparation dans le parodonte de la dent subissant la force se mettent en branle (Davidovitch, 1997). La réponse physiologique est principalement fonction de l'intensité et du type de force (Proffit et Fields, 2000; Graber et Vanarsdall, 2000).

### ***2.1.1 L'intensité de la force***

L'intensité de la force entraîne des changements dans la microcirculation du ligament parodontal pendant le mouvement dentaire. Une relation étroite existe entre l'intégrité vasculaire de la membrane parodontale et le type de résorption résultant d'une force appliquée (Gianelly, 1969).

L'application de forces "légères" (inférieures à  $25 \text{ g / cm}^2$ ) favorise une résorption directe ou frontale, qui consiste en la résorption de la plaque osseuse alvéolaire adjacente à la région de la membrane parodontale sous pression. Pour favoriser les mouvements orthodontiques, l'activité cellulaire doit être stimulée, tout en demeurant viable. Lorsque la compression tissulaire demeure sous les limites physiologiques, un remodelage de l'alvéole dentaire se produit, permettant des mouvements dentaires plus rapides, moins de dommages aux tissus parodontaux et moins d'inconfort et de douleur au patient (Gianelly, 1969; Goldman et Gianelly, 1972; Graber et Vanarsdall, 2000).



L'application de forces "élevées" entraînera une résorption indirecte ou sous-minée, sans résorption osseuse alvéolaire au site immédiat de pression. La résorption se produit plutôt dans la moelle, près de la plaque alvéolaire, provoquant une nécrose des éléments cellulaires du ligament parodontal et une douleur plus importante. L'efficacité du mouvement dentaire en est diminuée.

En orthodontie, l'objectif est donc de produire un mouvement dentaire par résorption frontale (Proffit et Fields, 2000). L'application de forces légères, entraînant un déplacement dentaire ne dépassant pas 1mm par mois (Piette et Reyhler, 1991), constituerait un idéal clinique (Davidovitch, 1997).

Mouvements	Forces	Mouvements	Forces
Bascule	35-60 g	Rotation	35-60 g
Translation	70-120 g	Extrusion	35-60 g
<i>Root uprighting</i>	50-100 g	Intrusion	10-20 g

*Tableau I: Force optimale pour différents mouvements dentaires.  
Tiré et adapté de Proffit et Fields (2000).*

### **2.1.2 Les types de forces**

Les forces orthodontiques sont continues ou intermittentes (Piette et Reyhler, 1991; Graber et Vanarsdall, 2000). Certains auteurs préconisent l'emploi de forces continues légères pour un mouvement dentaire optimal (Burstone et al., 1961; Mitchell, 1996; Proffit et Fields, 2000), mais cet idéal semble inaccessible, puisque aucun système de force ne peut demeurer continu à long terme.

Davidovitch (1997) affirme cependant que les forces orthodontiques ne doivent pas nécessairement être appliquées de façon continue pour produire des effets, parce qu'elles peuvent provoquer une résistance des cellules cibles et ralentir le déplacement dentaire. L'application de forces de courte durée permettrait un

déplacement efficace de la dent et une meilleure réorganisation des tissus parodontaux (Piette et Reyhler, 1991; Graber et Vanarsdall, 2000).

La connaissance des propriétés mécaniques des divers alliages orthodontiques devient donc primordiale pour choisir judicieusement le système pouvant développer des forces légères, qu'elles soient continues ou non, selon la situation donnée.

## 2.2 Propriétés mécaniques des fils orthodontiques

Plusieurs propriétés mécaniques des fils orthodontiques peuvent être représentées sur une courbe contrainte/déformation, aussi appelée courbe charge/déflexion (figure 2.2). Les définitions suivantes sont adaptées de O'Brien et Ryge (1982).

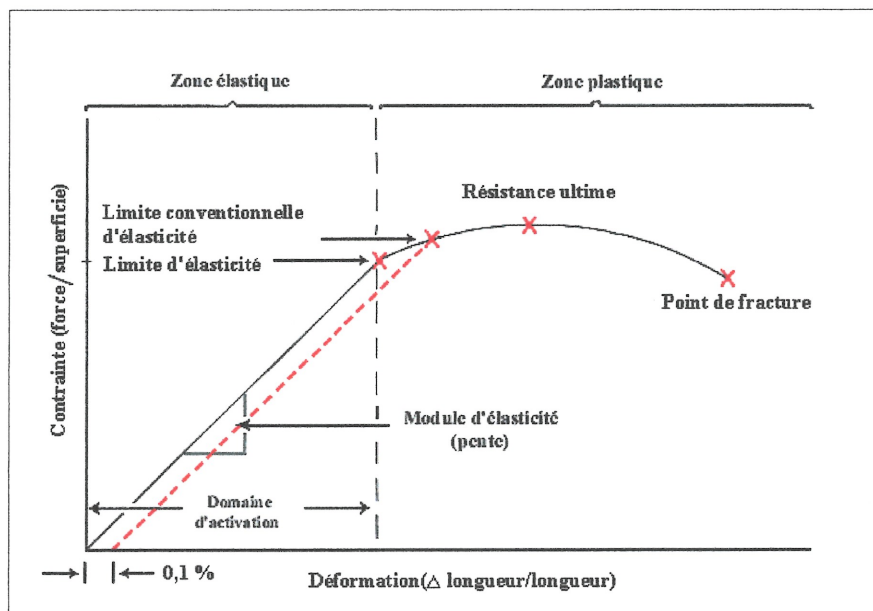


Figure 2.2: Courbe contrainte/déformation des propriétés mécaniques importantes en orthodontie. Adaptée de O'Brien et Ryge (1982) et Proffit et Fields (2000).

Module d'élasticité: degré de flexibilité ou de rigidité d'un fil (*stiffness*), représenté par la pente de la courbe contrainte/déformation en deçà de la limite élastique. Le module d'élasticité est en relation directe avec le taux charge/déflexion (*Load / Deflection Rate - LDR*).

Le taux charge/déflexion dépend également de la pente de la courbe charge/déflexion, mais varie en fonction d'autres facteurs : la longueur du fil (ajout de boucles ou *loops*), les dimensions de la coupe transversale du fil (*wire cross-section*) et la composition du fil. Le module d'élasticité d'un alliage est une mesure intrinsèque de la rigidité du matériau, indépendante de la dimension ou de la longueur du fil. Il existe seulement trois façons de modifier le module d'élasticité d'un fil : changer sa composition, lui faire subir un traitement thermique ou provoquer une transformation de phase dans l'alliage.

Une pente abrupte décrit un fil relativement rigide avec module d'élasticité élevé. Ce fil aura un taux charge/déflexion élevé (force transmise importante lors d'une faible déflexion) et servira principalement à stabiliser les dents entre elles. En contrepartie, une pente faible sera indicatrice de flexibilité, d'un taux charge/déflexion et d'un module d'élasticité bas (force transmise faible lors d'une déflexion importante). Ces caractéristiques sont recherchées dans la phase d'alignement préliminaire.

Flexibilité maximale (domaine d'activation, *working range*) : quantité de déformation qu'un fil peut subir jusqu'à sa limite élastique. Le travail orthodontique demeure généralement sous la limite élastique. Un domaine d'activation important est souhaitable en début de traitement pour l'alignement préliminaire.

Limite conventionnelle d'élasticité: contrainte choisie arbitrairement, à laquelle correspond une très légère déformation permanente. Cette déformation permanente représente généralement 0,1 % ou 0,2 % de la déformation élastique. Cette valeur est fréquemment citée dans la littérature, étant donné sa facilité d'utilisation.

Mémoire élastique (*springback*) : quantité de déformation que le fil peut recouvrer, suite au retrait de la charge appliquée. Cette caractéristique peut s'exprimer aussi bien en zone élastique que plastique. Plus la mémoire élastique est élevée, moins le fil est formable et plus le domaine d'activation est important. Cette propriété se traduit

cliniquement par la capacité d'effectuer de larges activations sans déformation permanente, ce qui permet de changer les fils moins souvent.

Résilience: quantité d'énergie emmagasinée lors de la déformation d'un fil jusqu'à la limite élastique. Elle est représentée graphiquement par l'aire sous la courbe, en deçà de cette limite. Une résilience élevée est très importante en début de traitement pour la correction des malpositions, afin de demeurer dans la zone élastique.

Ductilité: capacité des fils à subir une déformation permanente (plastique) sous des forces de traction, sans se fracturer. En orthodontie, c'est de la ductilité que dépend la formabilité des fils dans la zone plastique de la courbe contrainte/déformation. Une bonne ductilité et une zone plastique importante sont primordiales lorsque des boucles et des plis doivent être incorporés aux fils.

### **2.3 Phases de traitement en orthodontie**

Les principales phases d'un traitement orthodontique sont: la phase d'alignement, la phase intermédiaire et la phase de finition. Chaque phase nécessite un choix de fils judicieux et adapté, pour obtenir un résultat optimal (tableau II).

La phase d'alignement initial permet d'obtenir le nivellement et les corrections dentaires de premier ordre (rotations et alignement bucco-lingual). Elle nécessite l'emploi de fils flexibles, avec un bon domaine d'activation. Les propriétés recherchées sont: un bas module d'élasticité (grande flexibilité), une limite élastique élevée et une excellente mémoire élastique.

La phase intermédiaire est celle de la correction de la relation molaire, de la fermeture des espaces et des corrections dentaires de deuxième (inclinaison mésio-distale) et de troisième ordres (inclinaison bucco-linguale). Les propriétés suivantes sont recherchées: module d'élasticité moyen, soudabilité et équilibre entre la

malléabilité et la mémoire élastique. Selon la technique utilisée, elle peut nécessiter l'utilisation de fils rigides (acier inoxydable) ou plus flexibles (bêta-titane).

La phase de finition a comme objectif la stabilisation de l'occlusion. Selon la situation clinique, le clinicien optera pour le fil lui donnant le plus d'avantages (Kusy, 1997).

Phase de traitement	Fils utilisés
Phase d'alignement et de nivellement	Ni-Ti / Acier inoxydable multibrins
Phase intermédiaire	Acier inoxydable / TMA / Ni-Ti
Fermeture des espaces	Acier inoxydable / TMA
Phase de finition	Acier inoxydable / TMA / Ni-Ti

*Tableau II: Fils utilisés en fonction de la phase de traitement.  
Adapté de McLaughlin et Bennett (1998), Bennett et Swartz (1999) et Bagden (2000).*

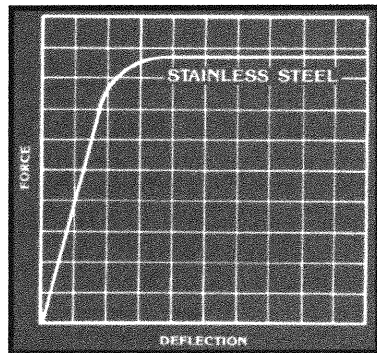
## 2.4 Alliages à base de fer

### 2.4.1 Acier inoxydable

En 1929, l'acier inoxydable fut introduit en orthodontie sous sa forme austénitique. Les aciers inoxydables couramment utilisés en orthodontie présentent une structure "cubique face centrée" et contiennent approximativement de 73,8 % de fer, 18 % de chrome, 8 % de nickel et moins de 0,2 % de carbone. On utilise l'appellation 18-8 quand on parle de l'acier inoxydable austénitique (Château, 1993; Proffit et Fields, 2000). Cet alliage demeure encore aujourd'hui la référence et le point de comparaison de tous les nouveaux types de fils. Plusieurs facteurs ont contribué à établir cette notoriété dont son coût relativement bas, sa formabilité et la possibilité de le lier, par soudage autogène et brasage.

Sur une courbe contrainte/déformation, l'acier inoxydable est caractérisé par une pente abrupte, signe d'un module d'élasticité élevé et donc, d'un alliage rigide. De

plus, sa zone élastique est limitée, ce qui en fait un métal peu résilient. Pour de faibles déflexions, l'acier inoxydable produira de grandes forces durant une courte période de temps, le contraire des forces faibles recherchées. Il est donc utile dans les derniers stades de traitement (Mitchell, 1996; Nikolai, 1997). Pour des déflexions plus grandes, l'acier inoxydable subira une déformation plastique. De plus, les fils en acier inoxydable présentent une faible résistance à la déformation permanente.

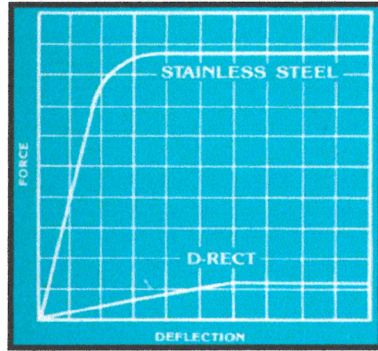


*Figure 2.3 : Courbe contrainte/déformation de l'acier inoxydable.  
Tirée de Archwires, Ormco (1991).*

Afin de diminuer la rigidité et le taux charge/déflexion élevés de l'acier inoxydable et ainsi, son niveau de force, il est possible d'utiliser: 1- Des fils de diamètres plus petits, ce qui a pour effet indésirable de moins bien remplir la lumière des boîtiers et de réduire le contrôle. 2- Des boucles permettant de diminuer le taux charge-déflexion, ce qui a pour conséquence d'augmenter le temps de travail à la chaise (durée des rendez-vous), la fréquence des changements de fils et l'inconfort du patient (Smith R.J., 1980).

#### **2.4.2 Acier inoxydable multibrins**

Une autre option permettant de diminuer la rigidité de l'acier inoxydable s'est matérialisée sous la forme d'un nouveau type de fil, l'acier inoxydable multibrins, développé lors de l'introduction de la technique du Twin Arch, dans les années 1930. Ces fils sont jusqu'à 11 fois plus flexibles que les aciers inoxydables contemporains (Château, 1993; Nikolai, 1997). Les fils ronds peuvent être torsadés ou co-axiaux (5 brins torsadés autour d'un brin axial), alors que les fils rectangulaires sont torsadés ou tressés (Château, 1993).



*Figure 2.4 : Courbes contrainte/déformation d'un fil acier inoxydable multibrains. Tiré de Archwires,Ormco (1991).*

Les fils multibrains, en raison de leurs faibles coefficients de rigidité, sont essentiellement employés pendant la phase d'alignement. Cependant, dans les cas de chevauchement sévère où des déflexions importantes doivent être introduites dans le fil, ils peuvent se déformer de façon permanente. De plus, leur surface rugueuse les rend inefficaces lors de mouvements de glissement, en accentuant les forces de frottement entre le fil et les boîtiers (Château, 1993). Ces fils sont encore fréquemment utilisés de nos jours, car ils sont peu coûteux (Mitchell, 1996).

### ***2.4.3 Évolution vers les alliages en nickel-titane***

D'autres types d'alliages à base de fer, dont le chrome-cobalt, furent popularisés en orthodontie entre l'apparition de l'acier inoxydable et le développement des alliages de titane. Leur rigidité étant pratiquement identique, les variations de dimensions et de formes des fils ont dominé pendant plusieurs années les propriétés structurelles dans le développement des alliages et des fils orthodontiques (Kusy, 1997). Ce phénomène allait être modifié par l'évolution de la philosophie et de la pratique orthodontiques.

Entre les années 1930 et 1950, le Dr Tweed et ses disciples utilisaient des forces élevées et intermittentes dans leurs mécaniques intra-orales (Proffit et Fields, 2000). Ils comptaient sur des fils ductiles avec de nombreux plis localisés pour promouvoir les déplacements dentaires. Au milieu des années 1950, le Dr Begg introduisit dans sa technique des forces légères (Begg et Kesling, 1977). Ces nouvelles mécaniques ont catalysé la recherche vers le développement de nouveaux fils, moins rigides et plus

résilients que l'acier inoxydable conventionnel. On assista d'abord au développement des fils multibrins en acier inoxydable, dont il a déjà été question, puis, au début des années 1970, à l'introduction des fils à base de titane, qui allaient révolutionner l'orthodontie (Nikolai, 1997).

## **2.5 Alliages en nickel-titane**

L'alliage nickel-titane original fut développé par Buehler, en 1960, puis introduit en orthodontie par Andreasen, au début des années 1970, sous l'appellation Nitinol. Dans les années qui ont suivi, d'autres alliages en nickel-titane furent introduits, ainsi qu'un alliage en titane-molybdène. Pour comprendre le comportement de ces alliages, il semble indiqué d'expliquer la métallurgie de ce métal.

### ***2.5.1 Métallurgie du titane***

Lachnitt (1974) et Collings (1984) résument bien la métallurgie du titane. La grande caractéristique du titane est qu'il peut cristalliser suivant deux systèmes principaux: la phase  $\alpha$ , ou hexagonal compact, et la phase  $\beta$ , ou cubique centré. La transformation allotropique, permettant de passer de la phase  $\alpha$ , stable à froid, à la phase  $\beta$ , stable à chaud, s'effectue aux environs de 885°C (Collings, 1984; Donachie, 1985). La température de transformation alpha-bêta peut être modifiée par addition de certains éléments au titane, appelés stabilisants alpha (aluminium, carbone, bore, oxygène, azote, etc.) ou stabilisants bêta (molybdène, fer, cuivre, nickel, etc.). Les trois catégories d'alliages de titane, soit alpha ( $\alpha$ ), alpha-bêta ( $\alpha$ - $\beta$ ) et bêta ( $\beta$ ), dépendent directement des stabilisants. Les alliages orthodontiques sont tous des alliages bêta.

Alliages bêta ( $\beta$ ) : alliages de titane dont les éléments d'addition stabilisent la phase bêta (système cubique centré) et abaissent la température de transition. On obtient cette phase en élevant la température de l'alliage aux environs de 885°C, puis en le refroidissant de façon plus ou moins rapide. En procédant ainsi, on obtient un système



cubique centré stable à la température ambiante après la trempe (Lachnitt, 1974; Collings, 1984.). Ces alliages sont qualifiés de métastables.

La métastabilité peut être définie comme une phase qui n'est pas à son énergie minimale. Elle a donc une stabilité temporaire. Elle se forme souvent lorsque les atomes n'ont pas le temps d'atteindre une configuration cristalline d'équilibre par suite d'un refroidissement rapide (O'Brien et Ryge, 1982). Cependant, la structure cristalline en phase bêta peut exister pour des périodes indéfinies, si elle n'est pas perturbée. Donc, à la température ambiante, cet alliage peut rester stable pour de longues périodes. Cependant, le pliage à la température ambiante ou le chauffage à une température élevée peut causer une transformation partielle en phase alpha pour atteindre un état d'équilibre (Donachie, 1985).

Les principaux avantages des alliages bêta sont: une trempabilité élevée, une excellente formabilité, une bonne ductilité, une bonne ténacité à la température ambiante et une excellente plasticité (Lachnitt, 1974; Froes et al., 1973; Jaffee, 1973 ; Donachie, 1985). Cette dernière caractéristique est due aux modes d'organisation de mailles du système cubique centré (Petersen et al., 1973). Ainsi, ils peuvent être formés à froid plus facilement que les alliages alpha et alpha-bêta.

### ***2.5.2 Description de l'alliage orthodontique en nickel-titane***

Les alliages en nickel-titane furent introduits en orthodontie par Andreasen au début des années 1970 (Andreasen et Hilleman, 1971) sous l'appellation Nitinol. Depuis, ce type d'alliage a connu trois évolutions majeures. Chaque évolution a permis d'améliorer les propriétés spécifiques de l'alliage, favorisant son emploi en orthodontie. Avant de parler en détails des différentes générations, voici une description générale des caractéristiques du nickel-titane. Le nickel-titane orthodontique est composé d'environ 50 % de titane et 50 % de nickel, éléments auxquels s'ajoutent parfois du cobalt ou du cuivre en faible pourcentage. Il existe sous deux formes cristallines (Ollu, 1992):

Austénitique : arrangement cristallin hexagonal compact à face centrée (Santoro et al, 2001). Solution solide stable à haute température. Fil plus rigide ayant tendance à retourner à sa forme de fabrication.

Lors du refroidissement, il se produit une réorganisation désordonnée polycristalline du réseau, dans lequel on retrouve jusqu'à 24 types de mailles.

Martensitique : arrangement cristallin ordonné cubique ou tétragonal centré (Santoro et al., 2001). Solution solide stable à basse température. Fil flexible et formable.

#### *TRANSFORMATION MARTENSITIQUE THERMOÉLASTIQUE*

Jordan et al., dans une étude publiée en 1997, décrivent de façon simple mais complète les propriétés structurales et mécaniques des fils Ni-Ti. Une bonne partie des données contenues dans cette section proviennent de leur article.

Selon eux, les propriétés pseudo-élastiques des alliages nickel-titane, principalement la superélasticité et la mémoire de forme, qui seront décrites plus loin, sont liées à l'existence d'une transformation de phases à l'état solide. Il s'agit de la transformation martensitique thermo-élastique, qui décrit le passage de l'austénite à la martensite. Cette transformation s'effectue sans aucune diffusion atomique entre les hautes et les basses températures, mais plutôt par un déplacement coopératif des atomes sur des distances inférieures à la distance inter atomique, menant à un changement structural. Les fils Ni-Ti possèdent donc au moins deux états structuraux, l'un de haute température, appelé austénite, et l'autre de basse température, appelé martensite, appartenant tous deux à des systèmes cristallins distincts.

Macroscopiquement, cette transformation martensitique implique une déformation homogène du réseau cristallin, selon un mécanisme de cisaillement (Figure 2.5).

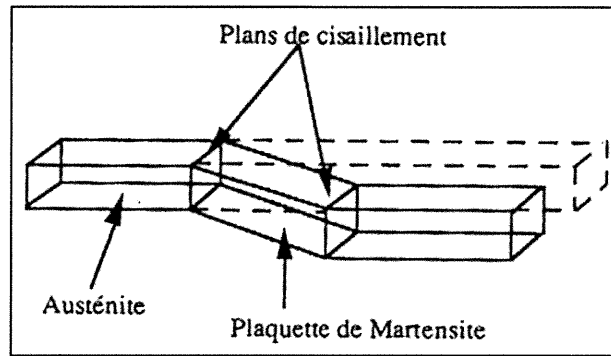


Figure 2.5 : Effet macroscopique de la transformation martensitique.  
Tiré de Jordan et al. (1997)

La caractéristique principale de cette transformation est sa thermoélasticité. La croissance des plaquettes de martensite est fonction de la température; dans l'intervalle de la transformation de phase, si la température demeure constante, les interfaces martensite / austénite sont immobiles. Cependant, une modification de la température de l'ordre de 10°C dans un sens ou l'autre fait déplacer les interfaces au profit d'une des deux structures (élévation de température : austénite, baisse : martensite).

Une transformation supplémentaire avec apparition d'une phase-R, entre l'austénite et la martensite, peut se produire pour certains alliages, selon leur composition, puisqu'une variation très faible de la composition de l'alliage peut modifier considérablement le comportement mécanique de l'alliage (Château, 1993). La phase-R possède des propriétés semblables à la phase martensitique et la transformation austénite / phase-R est de type martensitique. Il peut donc exister deux types de transformation de phase dans les nickel-titane utilisés en orthodontie : austénite  $\longleftrightarrow$  martensite (Copper Ni-Ti) ou austénite  $\longleftrightarrow$  phase-R  $\longleftrightarrow$  martensite (Sentalloy).

La transformation de phase peut donc se faire dans deux sens :

Transformation martensitique : se produit au refroidissement. Débute à la température  $M_s$  (Martensitic start), en dessous de laquelle l'état martensitique apparaît spontanément. Devient complète à  $M_f$  (Martensitic finish) (figure 2.6).

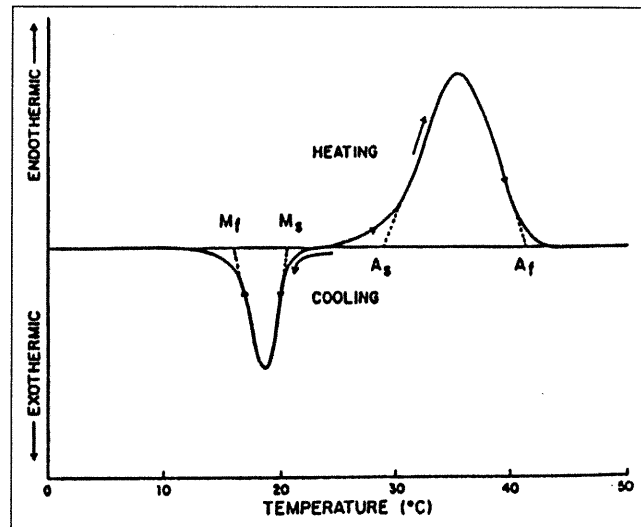


Figure 2.6 : Courbe de Differential Scanning Calorimetry (DSC) caractéristique du nickel-titane, représentant l'énergie thermique en fonction de la température.  
Tiré de Lee et al. (1988)

Transformation austénitique : se produit au réchauffement. Débute à la température  $A_s$  (Austenitic start) au-dessus de laquelle l'état austénitique apparaît spontanément. Devient complète à  $A_f$  (Austenitic finish), plus élevée que  $M_s$ .

L'écart de température entre les transformations au refroidissement et au chauffage constitue l'hystérèse ( $A_s - M_f$ ), qui peut aussi être définie comme la différence de force entre le plateau d'activation et de désactivation d'une courbe contrainte / déformation.

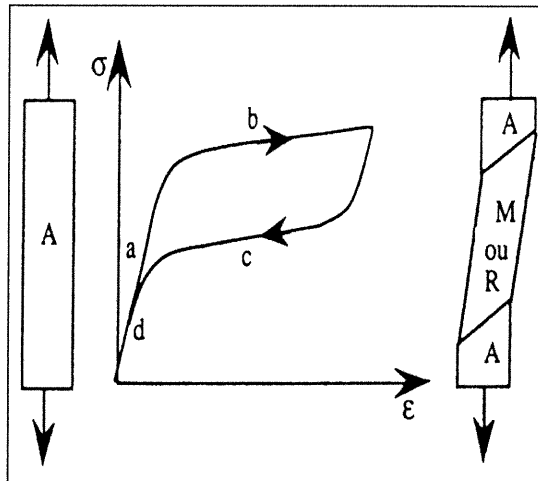
La *Temperature Transitional Range* (TTR) constitue pour sa part l'écart de température spécifique à chaque alliage où se produit la transformation martensitique thermodynamique et où les deux phases coexistent, située entre  $A_f$  et  $M_f$  (Santoro et Beshers, 2000). La température utilisée par les manufacturiers pour représenter la TTR est généralement  $A_f$ . Cette TTR peut être influencée par différents facteurs, dont le pourcentage de nickel dans l'alliage, l'érouissage et le formage, les traitements thermiques, le vieillissement de l'alliage par traitements chimiques et l'ajout d'un troisième élément métallique, comme le cuivre ou le cobalt (Miyazaki et Otsuka, 1990, Bradley et al., 1996).

*PROPRIÉTÉS DES FILS EN NICKEL-TITANE*

Les quatre propriétés des fils en nickel-titane pouvant être utiles en orthodontie sont :

Mémoire élastique : Aussi appelée « springback », elle est définie comme le montant de déformation récupéré lors de la désactivation (O'Brien et Ryge, 1982).

Superélasticité : Plus correctement appelée pseudo-élasticité, elle se manifeste par une transformation martensitique, à température constante, lors de l'application d'une contrainte ou d'une force. Elle implique une récupération complète de la forme initiale lorsque la contrainte cesse, même si le niveau de déformation atteint est de loin supérieur à la limite d'élasticité de la phase austénitique. D'ailleurs, l'aspect de la courbe contrainte / déformation présentée à la figure 2.7 laisse supposer qu'une déformation plastique a eu lieu (Miura et al., 1986, Segner et Ibe, 1995, Kusy, 1997, Airoidi et al., 1997, Jordan et al., 1997).



*Figure 2.7 : La superélasticité sur une courbe contrainte / déformation.  
Tiré de Jordan et al. (1997)*

Lors de l'application de la contrainte, on observe d'abord une déformation élastique de l'austénite (figure 2.7-A). Dans cette zone, la rigidité est relativement élevée. À partir d'un taux de contrainte qui dépend de la température du fil, il y a apparition de martensite formant le premier plateau, beaucoup plus flexible (figure 2.7-B). Lorsque

la contrainte cesse, la martensite n'étant pas stable à cette température, une transformation austénitique se produit via un second plateau (figure 2.7-C), également flexible, permettant au fil de générer des forces faibles et constantes lors de sa désactivation. Finalement, la déformation élastique de l'austénite (figure 2.7-D) produit une rigidité équivalente à celle de départ jusqu'au retour à la forme initiale.

Il n'y a donc aucune déformation plastique. Lorsqu'on applique une contrainte à un alliage d'acier inoxydable au-delà de sa limite élastique, il se produit un glissement atomique au sein de sa structure, engendrant une déformation permanente non-réversible, jusqu'à ce que les liens atomiques finissent par céder et qu'une fracture survienne. La beauté de l'alliage Ni-Ti est que, au moment où une déformation plastique semble survenir, il se produit en fait une transformation martensitique selon un système de plaques adjacentes; les frontières entre les plaques étant relativement mobiles, elles s'adaptent sous l'influence d'une contrainte. Le fil n'est donc pas déformé par le mécanisme habituel de diffusion atomique, mais plutôt par la croissance et la contraction compensatoire des frontières et plaques adjacentes, une réorganisation permettant l'adaptation aux nouvelles conditions environnementales de stress. La transformation martensitique du Ni-Ti est réversible, ce qui n'est pas le cas, en présence d'une contrainte équivalente, pour les autres alliages orthodontiques (Santoro et al., 2001). C'est cet ajustement des plaques de martensite les unes par rapport aux autres qui confère au fil sa superélasticité (Jordan et al., 1997).

Selon Santoro et al. (2001), la superélasticité est fonction de la coexistence des deux phases. Ils utilisent l'expression *Stress Induced Martensite* (SIM), pour décrire l'apparition localisée d'une transformation martensitique induite par une déflexion. Cliniquement, la SIM se forme lorsque le fil est ligaturé aux boîtiers de dents en malposition, avec une déformation qui semble permanente. Une fois la SIM formée, un plateau apparaît sur la courbe; l'alliage « absorbe » tout stress additionnel et le libère graduellement pendant la désactivation. Le plateau linéaire de désactivation est parallèle et inférieur au plateau d'activation (hystérèse).

Le principal intérêt de l'hystérèse est de transmettre au parodonte une force inférieure à celle qui fut déployée lors de l'activation du fil. Le niveau de force sera donc diminué dans les régions déformées seulement. Le fil sera superélastique dans ces régions, jusqu'à ce que le déplacement dentaire fasse diminuer la déflexion et permette un retour à l'austénite. Pour permettre l'apparition de la SIM, il faut, selon les auteurs, un minimum de 2 mm de déflexion. Ils concluent donc à l'inutilité des fils superélastiques dans les cas de chevauchement faibles, puisque cette propriété ne peut s'exprimer dans un tel contexte.

Thermoélasticité : Il s'agit de l'analogie thermique de la superélasticité. À basse température, un fil orthodontique en Ni-Ti est en phase martensitique, donc souple et formable. Lorsque la température monte au-delà de la TTR (environ  $30^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ ), le retour en phase cristalline austénitique se produit et le fil cherche à reprendre sa rigidité initiale (Kusy, 1997).

Mémoire de forme : Il s'agit d'une combinaison de superélasticité et de thermoélasticité. Suite à une transformation de phase induite par une contrainte (SIM), le retour en phase austénitique survient par augmentation de la température au-dessus de la TTR (Hurst et al., 1990, Bishara et al., 1995, Kusy, 1997).

Il est important de noter que les deux dernières propriétés sont généralement confondues et que l'on parle de mémoire de forme dès que la température entre en ligne de compte pour le retour à la phase austénitique, et ce, peu importe comment elle fut engendrée. Sur une courbe de contrainte / déformation, l'état martensitique est obtenu par diminution de la température sous la  $M_f$ . Il y a déformation élastique de la martensite suite à l'application d'une contrainte (figure 2.8-A), puis réorientation des plaquettes de martensite au niveau du premier plateau (SIM) (figure 2.8-B). L'état martensitique se maintient après l'arrêt de la contrainte, car il est stable à cette température, et une déformation subsiste ( $\epsilon_r$ ). Il suffit alors de réchauffer le matériel au-dessus de  $A_f$  pour que la transformation austénitique soit complétée et que le fil retrouve sa forme initiale (figure 2.8-C).

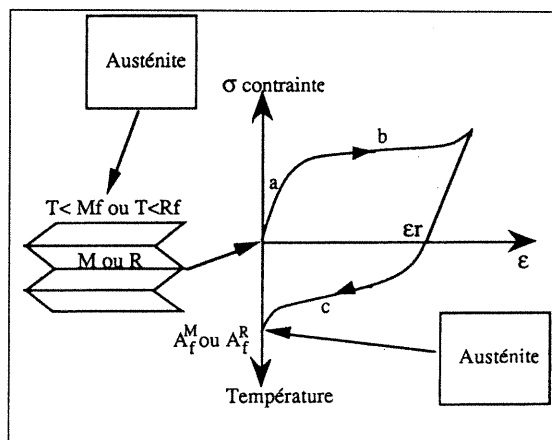


Figure 2.8 : L'effet mémoire de forme sur une courbe contrainte / déformation / température. Tiré de Jordan et al. (1997).

#### UTILISATION CLINIQUE DES PROPRIÉTÉS DU NICKEL-TITANE

L'intérêt clinique des propriétés superélastiques et de mémoire de forme se manifeste durant la désactivation, soit le plateau inférieur de la courbe contrainte / déformation du nickel-titane, puisqu'il s'agit de la période durant laquelle les dents se déplacent (Segner et Ibe, 1995).

Un arc ayant une forme d'arcade idéale est préformé à haute température ( $500^{\circ}\text{C}$ ), donc en phase austénitique, puis refroidi sous  $M_f$ . Lorsque le fil sera mis en place dans les boîtiers, il sera en phase martensitique, facilitant l'insertion. À température intra-orale, il retourne en phase austénitique et tend à reprendre sa forme initiale, en transmettant aux dents une force faible et quasi-constante (Jordan et al., 1997).

En diminuant la température, la phase martensitique permet de plier et de déformer aisément le fil. Chaque fois que la température dépasse  $A_f$ , le fil retrouvera sa forme d'arcade idéale. Le nom scientifique de ce phénomène est *one-way shape memory effect*, puisque seulement la phase austénitique permet un retour à la forme originale. La présence de mémoire de forme ne mène pas automatiquement à des forces faibles et constantes. Pour que la mémoire de forme soit détectable au point de vue clinique,  $A_f$  doit être légèrement inférieure à la température intra-orale pour que le fil soit



principalement austénitique intra-oralement et presque entièrement martensitique extra-oralement (Santoro et al. 2001).

Le principal défi des manufacturiers est de produire un alliage avec une TTR précise, tant au niveau de ses températures inférieure et supérieure que de l'emplacement de cette TTR sur la plage de température. Pour pouvoir profiter de toutes les propriétés mentionnées ci-haut, il faut que le Ni-Ti soit austénitique à température intra-orale et martensitique à température ambiante. Cependant, comme Santoro et Beshers (2000) l'ont décrit, la TTR est influencée par la SIM, et les manufacturiers devraient toujours évaluer la TTR au moment où les fils subissent une déflexion. L'explication de ce phénomène, appelé *Stress-related Temperature Transitional Range* (tableau III) par les auteurs, est fort simple : lorsque la SIM est induite, la phase martensitique est dominante dans cette section de fil, et l'énergie thermique nécessaire au retour vers la phase austénitique sera plus élevée qu'en condition de repos.

Type de fil	Stress-Related TTR		
	Au repos	Déflexion 1 mm	Déflexion 6 mm
Sentalloy	9 à 22 °C	9 à 28 °C	9 à 28 °C
Copper NiTi 27°C	16 à 31 °C	4 à 33 °C	4 à 33 °C
Copper NiTi 35°C	7 à 35 °C	7 à 37 °C	23 à 41 °C
Copper NiTi 40°C	13 à 38 °C	21 à 38 °C	21 à 38 °C
Nitinol Heat Activated	8 à 38 °C	4 à 38 °C	4 à 38 °C

*Tableau III : Stress-Related TTR des Sentalloy, Copper Ni-Ti 27, 35, 40 °C et Nitinol Heat Activated . Tiré de Santoro et Beshers (2000).*

Un autre facteur important décrit par Santoro et al. (2001) est l'influence de la température  $A_f$  sur la formation de la SIM; si  $A_f$  est beaucoup plus basse que la température intra-orale, la phase austénitique prédomine à la température intra-orale et le stress nécessaire pour induire la SIM sera trop important pour s'appliquer à une situation orthodontique normale.

En résumé, pour produire les effets désirables en phase d'alignement, il faut provoquer une transformation martensitique des fils Ni-Ti, pour rendre le fil plus

formable et flexible et transmettre des forces faibles en désactivation. Pour ce faire, une contrainte d'au moins 2 mm doit être induite dans le fil, afin d'exploiter sa superélasticité par l'intermédiaire de la SIM. Il est aussi possible d'abaisser la température du fil sous  $M_s$ , pour ensuite l'élever au dessus de  $A_f$  et utiliser sa thermoélasticité. Idéalement, il faut pour cela que la *Stress-Related* TTR ( $A_f$ ) soit légèrement inférieure à la température intra-orale (Jordan et al., 1997, Santoro et al., 2001). Ainsi, à la mise en bouche, le fil est facile à insérer, puis retourne graduellement en phase austénitique, en délivrant des forces de désactivation faibles, jusqu'à un retour à sa forme initiale.

Trois générations de fils en nickel-titane sont encore aujourd'hui disponibles sur le marché, chacune ayant un procédé de fabrication et une composition lui conférant des propriétés différentes.

### ***2.5.3 Nitinol (Ni-Ti de première génération)***

Andreasen et Hilleman (1971) furent les premiers à exploiter le potentiel du Nitinol en orthodontie (commercialisé par 3M/Unitek). Il s'agit d'un alliage stœchiométrique issu des recherches de Buehler sur les alliages à mémoire de forme en nickel-titane, au début des années 1960 (Hurst et al., 1990; Burstone et al., 1985). L'alliage original contenait 55 % de nickel et 45 % de titane (Lopez et al., 1979).

La popularité de ce fil provient principalement de ses propriétés mécaniques, et non de ses caractéristiques thermiques (Burstone et al., 1988). En fait, son attrait majeur est une caractéristique inhérente à tous les alliages en nickel-titane, soit un module d'élasticité environ quatre fois inférieur à celui de l'acier inoxydable et deux fois inférieur à celui du bêta-titane, ainsi qu'une bonne mémoire élastique. Seule sa grande flexibilité, donc sa faible force transmise par unité d'activation (1/5 à 1/6 de celle de l'acier inoxydable), est mise à profit. Ces propriétés permettent à l'orthodontiste d'appliquer des forces légères sur un temps plus long, avec un

minimum de déformation permanente (Flageul, 1988). Ceci résulte en une diminution du traumatisme tissulaire et de l'inconfort du patient (Harris et al., 1988).

Le Nitinol ne possède pas de mémoire de forme ou de superélasticité à cause de son procédé de fabrication, l'écroutissage (Miura et al., 1986). La courbe contrainte / déformation (figure 2.9) démontre clairement l'absence des plateaux typiques de la superélasticité.

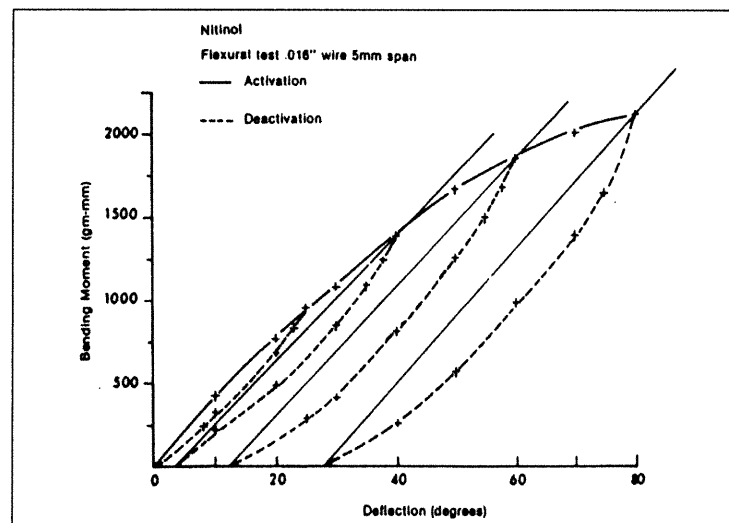


Figure 2.9 : Courbes d'activation et de désactivation pour le Nitinol.  
Tiré de Burstone et al. (1985)

Dans le milieu des années 1980, deux nouvelles générations d'alliages superélastiques furent introduites en orthodontie: le Ni-Ti chinois par Burstone et al. (1985) et le Ni-Ti japonais par Miura et al. (1986).

#### 2.5.4 Ni-Ti chinois (Ni-Ti de deuxième génération)

Le fil Ni-Ti chinois fut développé sous la direction du Dr T.H. Cheng, de l'Institut Général de Recherches sur les métaux non ferreux de Beijing (Burstone et al., 1985; Mills, 1987). Il diffère significativement du Nitinol par son faible écroutissage et par sa phase mère, l'austénite, rendant ses propriétés supérieures à celles du Nitinol. Le fil Ni-Ti chinois possède une température de transition plus basse que celle du Nitinol (Burstone et al., 1985). Il peut être fléchi 1,6 fois plus que le Nitinol et 4,4 fois plus

que l'acier inoxydable, dans un test en porte-à-faux (cantilever). Sa présentation initiale en phase austénitique et sa TTR basse lui confèrent la propriété de superélasticité, visible sur la courbe de contrainte / déformation, en plus d'une excellente mémoire élastique (figure 2.10).

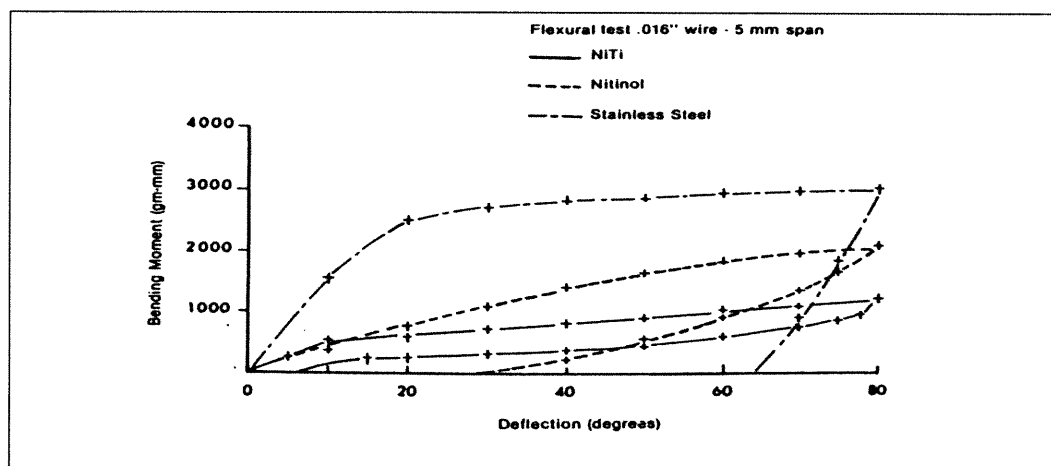


Figure 2.10 : Comparaison des courbes contrainte / déformation des fils acier inoxydable, Nitinol et Ni-Ti chinois de diamètre 0,016''.  
Tiré de Burstone et al. (1985).

Puisque la courbe n'est pas linéaire, le Ni-Ti chinois produit une force faible et plus constante dans la zone moyenne de désactivation. Lors de fortes activations, la rigidité du fil Ni-Ti chinois représente 7 % de celle de l'acier inoxydable et, lors de faibles activations, 28 %. Donc, la rigidité varie en fonction de la quantité d'activation, contrairement aux alliages antécédents et à leur courbe linéaire. Pour la même activation importante, sa rigidité est de 36 % celle du Nitinol. Il est donc utilisé pour ses propriétés superélastiques, sa faible rigidité et sa grande élasticité. (Burstone et al., 1985).

### 2.5.5 Ni-Ti Japonais (Ni-Ti de troisième génération)

C'est à Miura et à son équipe que revient le mérite d'avoir développé un véritable fil à mémoire de forme avec un métallurgiste japonais de la Furukawa Electric Corporation, sous le nom d'alliage Ni-Ti japonais. Cet alliage, composé de 50,4 % de

nickel et 49,6 % de titane, regroupe toutes les propriétés précédemment décrites et recherchées pour les fils orthodontiques actuels : superélasticité, thermoélasticité et mémoire de forme, sans oublier les propriétés constantes de tous les alliages Ni-Ti, la mémoire élastique et la grande flexibilité (Ollu, 1992). Les niveaux de forces développés en phase de désactivation pour une déflexion de 1,5 mm varient selon les générations : première = 1200 g, deuxième = 700 g, troisième = 250 g.

La courbe contrainte / déformation du Ni-Ti japonais est encore plus typique de la superélasticité : en désactivation, il transmet une force faible, à partir de 1,8 mm de déflexion, et une force constante, entre 1,8 mm et 0,2 mm de désactivation. La courbe redevient ensuite linéaire, en fin de désactivation. Aucune déformation résiduelle n'est visible (Miura et al., 1986).

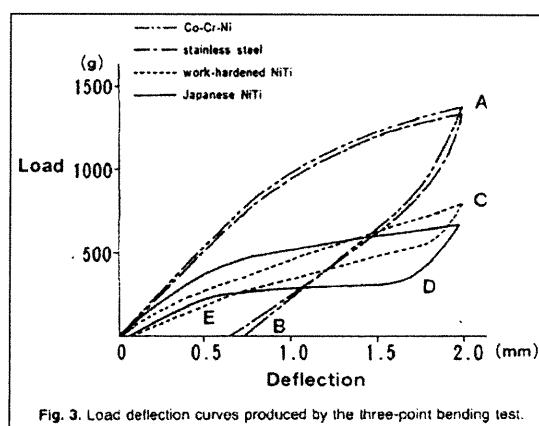


Figure 2.11 : Courbe contrainte / déformation obtenue lors d'un three-point bending test pour différents alliages. Tiré de Miura et al. (1986).

Miura ne s'est pourtant pas contenté de concevoir ce véritable fil à mémoire de forme; en fait, il développa un fil capable de générer différents niveaux de forces, indépendamment de son diamètre (Jordan et al., 1997). Ainsi, depuis la commercialisation du Ni-Ti japonais en 1989 par la compagnie G.A.C. sous le nom de Sentalloy (rond) et Neo Sentalloy (rectangulaire), un fil est disponible en trois niveaux de forces pour un même diamètre. Par exemple, un fil Neo Sentalloy 0,016"x0,022" *Light* développe une force de 80 g/cm, un fil *Medium* de 160 g/cm et un fil *Heavy* de 240 g/cm. Ce fil a une TTR située entre 25 et 30°C (Ollu, 1992).

Il mit également au point des fils à mémoire de forme capables de développer des forces différentes selon leur section (Jordan et al., 1997). Les forces appliquées sur les dents antérieures, les canines-prémolaires et les molaires varient selon leur surface radiculaire, de plus faibles en antérieur à plus fortes en postérieur (Bioforce de GAC).

### ***2.5.6 Copper Ni-Ti***

Introduit par Ormco, au début des années 90, il fut conçu pour répondre à un besoin clinique bien spécifique : améliorer la précision de la TTR, fortement influencée par la composition et le procédé de fabrication des fils Ni-Ti. L'ajout de cuivre (5 %) au nickel (45,8 %), au titane (49,1 %) et au chrome (0,2 %) a permis de mieux contrôler la transformation structurale de type martensitique thermoélastique des fils Ni-Ti, et d'obtenir une TTR précise, dont l'écart est de +/- 2 °C. (Jordan et al. 1997).

Les fils Copper NiTi exprimeraient également une force plus constante, une meilleure résistance à la déformation permanente et une hystérèse plus étroite entre les plateaux d'activation et de désactivation (Sachdeva, 1994). Pour répondre à diverses situations cliniques, la compagnie Ormco manufacture trois types de fils ayant des TTR différentes :

CuNiTi 27°C : Devient austénitique dès son insertion en bouche. Assez fort, donc réservé aux patients ayant un parodonte sain, et tolérants à la douleur.

CuNiTi 35 °C : TTR près de la température intra-orale. Cet alliage a un domaine d'activation élevé à la température de la pièce. Une fois exposé à la température intra-orale, la SIM sera graduellement convertie en austénite, avec un retour vers la forme d'arcade initiale et, en même temps, une augmentation de la force. Pour les patients ayant une santé parodontale normale ou légèrement compromise. Utilisé judicieusement en demandant au patient de rincer avec de l'eau froide pour diminuer la force, s'il y a de la douleur par exemple, ou de rincer avec de l'eau chaude pour augmenter la force et ainsi « réactiver » le fil (Jordan et al., 1997).

CuNiTi 40°C : Rarement utilisé. TTR légèrement supérieure à la température intra-orale. Presque entièrement martensitique durant les applications cliniques. Il accepte les plis francs intra et extra-oralement, tout en appliquant des forces remarquablement basses aux structures dento-alvéolaires. Il est donc recommandé dans le traitement des patients avec problèmes parodontaux. L'austénite se formera seulement lorsque la température s'élèvera au dessus des 40°C. Il est possible de prescrire aux patients de rincer à l'eau chaude pour augmenter temporairement la force et accélérer les mouvements. La basse rigidité du Copper NiTi 40°C peut aussi présenter l'inconvénient de ne pas permettre l'alignement dentaire complet. Un deuxième fil de diamètre plus important et plus rigide est généralement nécessaire (Santoro et al., 2001).

Il est intéressant de mentionner qu'en 1999 le Dr Denis Bernard, pour son projet de maîtrise à l'Université de Montréal, a évalué la fatigue des fils orthodontiques de nickel-titane soumis à un test de pliage en trois points. Il conclut que l'ajout de cuivre au Ni-Ti potentialise de manière statistiquement significative les propriétés mécaniques et la résistance à la fatigue de cet alliage ternaire. Les fils en Copper Ni-Ti ont démontré, lorsqu'ils sont testés en fatigue, des propriétés superélastiques et une résistance à la fatigue améliorées par rapport aux fils en Ni-Ti japonais.

Bref, les fils en alliage nickel-titane à mémoire de forme sont excellents pour l'alignement et le nivellement initial, étant donné qu'ils peuvent transmettre des forces presque constantes pour d'importantes activations, sans déformation permanente. Cependant, dans certaines situations cliniques, ils présentent des désavantages, comme le manque de soudabilité et une pauvre malléabilité (McNamara et Brudon, 1993). On pallie ces inconvénients par l'introduction d'un autre alliage, le bêta-titane.

### **2.5.7 Bêta-titane**

Le bêta-titane fut popularisé comme alliage orthodontique au début des années 1980 (Goldberg et Burstone, 1979; Burstone et Goldberg, 1980). Il fut commercialisé par la

compagnie Ormco, sous le nom de T.M.A. (Titanium-Molybdenum Alloy). Le but initial du développement de cet alliage était de remplacer l'acier inoxydable en simplifiant le design des appareils orthodontiques, grâce à un *Load / Deflection Rate* plus bas favorisant des mouvements dentaires optimaux, avec des forces légères et continues.

Selon Burstone et Goldberg (1980), le fil en bêta-titane offre un équilibre unique de mémoire élastique élevée, de malléabilité et de soudabilité comparables à celles de l'acier inoxydable, tout en démontrant approximativement 40 % de sa rigidité. Son utilisation est indiquée dans une grande variété d'applications cliniques.

### 2.5.7 Classification des fils orthodontiques en nickel-titane

#### ***2.5.8 Classification des fils orthodontiques en nickel-titane***

Les deux classifications les plus récentes sont celles de Waters, en 1992 et de Evans et During, en 1996. La première se base sur les TTR des fils; Groupe 1 : TTR entre la température de la pièce et la température intra-orale (*martensitic active alloys*). Groupe 2 : TTR sous la température de la pièce (*austenitic alloys*). Groupe 3 : TTR près de la température intra-orale.

La classification de Evans et During est plus détaillée; Phase I : Or et acier inoxydable. Phase II : *stabilized alloys*, tel que le Nitinol. Phase III : *superelastic-active austenitic*, soit la plupart des alliages Ni-Ti, sauf le Ormco 40°C, donc les alliages austénitiques à température de la pièce avec leur TTR sous la température intra-orale (caractéristiques principalement pseudo-élastiques). Phase IV : *thermodynamic-active martensitic*, comme le Copper Ni-Ti 40°C et sa TTR supérieure à la température intra-orale. Phase 5= *graded thermodynamic*, le seul représentant étant le fil Bioforce de GAC, qui délivre des forces différentes selon les sections de fil (Santoro et al., 2001)



## **2.6 Évaluation des propriétés mécaniques des fils en nickel-titane**

La caractérisation des propriétés mécaniques des fils Ni-Ti peut se faire en étudiant leur comportement en traction, en flexion, en torsion, en déformation et en fatigue.

### ***2.6.1 Tests en traction***

Les essais en traction consistent à soumettre un fil à une force parallèle à son axe longitudinal et à mesurer simultanément celle-ci et l'allongement subi. L'effort de traction se poursuit jusqu'à la rupture, en vue de déterminer une ou plusieurs caractéristiques mécaniques (Murry, 1998). On obtient une courbe de la force appliquée en fonction de l'allongement. En la normalisant, on obtient la courbe contrainte-déformation, dont la pente est le module d'élasticité (O'Brien et Ryge, 1982).

### ***2.6.2 Tests en flexion***

Le modèle des tests en flexion varie selon les études. Il peut être: théorique (Kusy, 1981; Kusy et Greenberg, 1981; Kusy et Greenberg, 1982; Kusy, 1983), en porte-à-faux ou "poutre cantilever" (Goldberg et Burstone, 1979; Drake, et al., 1982; Goldberg et al., 1983; Burstone et Goldberg, 1983; Asgharnia et Brantley, 1986), en trois ou quatre points (Kusy et Dilley; 1984; Miura et al., 1986; Kusy et Stevens, 1987; Kusy et Stush, 1987; Rock et Wilson, 1988; Johnson et Lee, 1989; Nakano et al., 1999), en cinq points (Nikolai et al., 1988) et en six points (Waters, 1992).

Le test en porte-à-faux relève de la spécification no. 32 de l'A.D.A. qui définit les directives sur les tests, l'emballage et la commercialisation des fils orthodontiques qui ne contiennent pas de métaux précieux (Council on Dental Materials and Devices, 1977). Ce test consiste à vérifier l'élasticité en flexion d'un fil encastré à l'une de ses

extrémités, après que celui-ci eût repris sa forme initiale, quand la force qui l'a fléchi a cessé d'agir (Loreille, 1988).

La grande flexibilité des fils en acier inoxydable multibrins et en nickel-titane exigeait des déflexions élastiques exagérées avec le test en porte-à-faux, précipitant les déformations latérales avant d'atteindre leur limite conventionnelle d'élasticité (Nikolai et al., 1988; Nikolai, 1997). Les trop grandes courbures accompagnant les déflexions induites pendant les tests pouvaient conduire à de faux résultats des valeurs des modules d'élasticité (Nikolai et al., 1988). Pour contourner ce problème, les expérimentateurs devaient ajuster le protocole en utilisant des fils plus courts, réalisant des résultats mixtes (Burstone et Goldberg, 1983; Cohen et al., 1984).

Pour mieux évaluer les propriétés élastiques des nouveaux fils et établir un niveau de comparaison valable, de nouveaux tests en flexion furent investigués, notamment des tests en flexion en trois points sur les fils en Ni-Ti japonais (Miura et al., 1986), en trois et quatre points sur les fils multibrins en acier inoxydable par Kusy et Dilley (1984), et un test en cinq points par Nikolai et al.(1988).

Avec ces tests, l'influence de la longueur du fil testé est moins importante dans le calcul du module d'élasticité que dans ceux en porte-à-faux. Bien que les tests en quatre points présentent des avantages structurels sur ceux en trois points, ces derniers ont le mérite d'être plus reproductibles. Miura et al. (1986) rapportent qu'avec le test en porte-à-faux les fils ayant une bonne mémoire élastique peuvent sembler avoir des propriétés superélastiques. Pour éviter ces faux résultats, le test en trois points avec extrémités ligaturées permet de différencier les fils qui ne possèdent pas ces caractéristiques, en plus de simuler l'activation du fil vers une dent mal alignée (Miura et al., 1986; Nikolai et al., 1988) (figure 2.12).

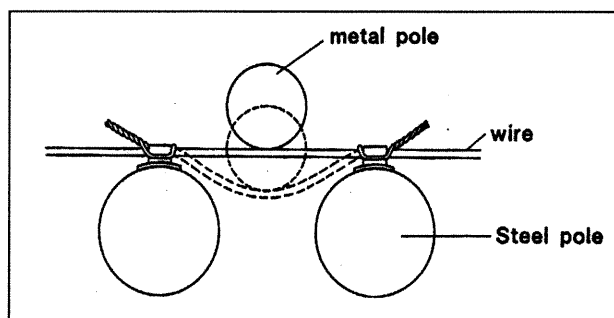


Figure 2.12: Three-point bending test. Tiré de Miura et al. (1986).

Dernièrement, plusieurs études ont utilisé un *three-bracket bending test* pour mesurer les propriétés mécaniques des fils en nickel-titane (tableau IV). Selon Santoro et al. (2001), ce type de test, situé à mi-chemin entre les tests de pliage en trois et quatre points, est un modèle partiellement restreint, pouvant fournir des résultats applicables directement à l'orthodontie clinique (figure 2.13). Ils recommandent que les modèles expérimentaux aient, autant que possible, des méthodes de ligature, des longueurs de spécimens, des types de boîtiers et des distances inter-boîtiers constantes, pour fins de comparaisons. Ils recommandent également des déflexions de 2 mm lors de tests de pliage en trois points, minimum requis pour permettre l'expression de la superélasticité.

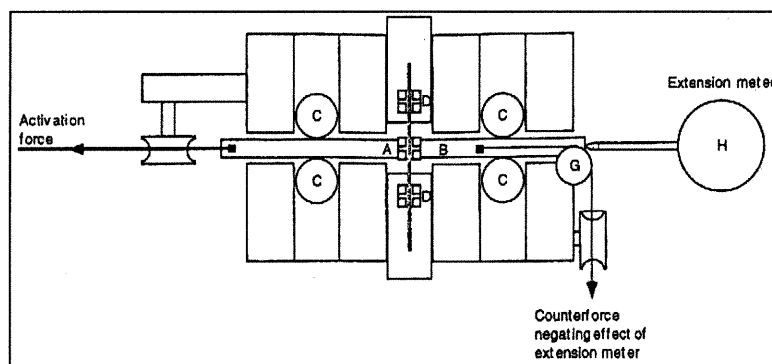


Figure 2.13 : Three-bracket bending test.  
Tiré de Meling et Odegaard (2001).

Type de fil et Manufacturier	Dimensions (pouces)	Force ou Rigidité	Protocole Expérimental	Référence
Ni-Ti (Ormco)	0,016x0,022	313 g	3-points, désactivation, déflexion 2mm, 37°C	Nakano et al. (1999)
	0,016	102 cN (104 g)	3-points, désactivation, déflexion 3mm, 35°C	Tonner et Waters (1994)
	0,016	112 cN (114 g)	3-points, désactivation, déflexion 3mm, 50°C	
Copper NiTi 27°C (Ormco)	0,016x0,022	137 g	3-points, désactivation, déflexion 2mm	Nakano et al. (1999)
Copper NiTi 35°C (Ormco)	0,016x0,022	80 g	3-points, désactivation, déflexion 2mm, 37°C	
Copper NiTi 40°C	0,016x0,022	87 g		
Sentalloy Heavy (GAC)	0,016x0,022	293 g	3-points, désactivation, déflexion 2mm, 37°C	Nakano et al. (1999)
	0,016	77 cN (78,5 g)	3-points, désactivation, déflexion 3mm, 35°C	Tonner et Waters (1994)
	0,016	108 cN (110 g)	3-points, désactivation, déflexion 3mm, 50°C	Tonner et Waters (1994)
	0,016x0,022	879 g/mm	3-boîtiers, déflexion 2mm, 35°C	Segner et Ibe (1995)
Sentalloy Medium (GAC)	0,016x0,022	193 g	3-points, désactivation, déflexion 2mm, 37°C	Nakano et al. (1999)
	0,016x0,022	695 g/mm	3-boîtiers, déflexion 2mm, 35°C	Segner et Ibe (1995)
Sentalloy Light (GAC)	0,016	73 g	3-points, désactivation, déflexion 2mm, 37°C	Nakano et al. (1999)
	0,016	20 cN (20 g)	3-points, désactivation, déflexion 3mm, 35°C	Tonner et Waters (1994)
	0,016	62 cN (63 g)	3-points, désactivation, déflexion 3mm, 50°C	Tonner et Waters (1994)
Nitinol SE (3m/Unitek)	0,016x0,022	300 g	3-points, désactivation, déflexion 2mm, 37°C	Nakano et al. (1999)
Nitinol Classic (3m/Unitek)	0,017x0,025	79.6 g/mm	3-boîtiers, déflexion 2mm, température de la pièce	Oltjen et al. (1997)
	0,016x0,022	307 g	3-points, désactivation, déflexion 2mm, 37°C	Nakano et al. (1999)
	0,016x0,022	215 g/mm	3-boîtiers, désactivation, déflexion 2mm, 35°C	Segner et Ibe (1995)
	0,016	790 g	3-points, déflexion 2mm	Miura et al. (1986)

*Tableau IV: Protocoles et résultats des études récentes ayant évalué la force transmise par différents fils orthodontiques en Ni-Ti, dans des test de flexion en trois-points ou trois-boîtiers. Tiré de Santoro et al. (2001).*

### ***2.6.3 Tests en torsion***

Les tests en torsion sont définis comme étant la déformation subie par un fil sous l'action de deux couples opposés agissant dans des plans parallèles, chaque section du corps subissant un mouvement de rotation ou de torsion par rapport à la section voisine. (O'Brien et Ryge, 1982; Deblock et al., 1998).

Les tests en torsion furent faits par modèles théoriques (Kusy, 1981; Kusy et Greenberg, 1981; Kusy et Greenberg, 1982; Kusy, 1983), par modèle frasco (Filleul et Bourgoïn, 1984; Filleul et Bourgoïn, 1985), par pendule de torsion (Larson et al., 1987) et par torsiomètre Maillefer (Drake et al., 1982; Nikolai, 1995).

Cependant, tel que constaté par Filleul et Jordan (1997), la quantité de torque permettant d'obtenir une SIM dans les fils orthodontiques Ni-Ti et Copper Ni-Ti rectangulaires à température intra-orale est supérieure aux valeurs cliniques acceptables : par exemple, la SIM apparaît à 1190 g/mm de torque pour un Copper Ni-Ti 35°C à température intra-orale. La force transmise lors de la désactivation du torque est tout de même inférieure à celle des autres alliages disponibles, mais cette constatation est due à la mémoire élastique et non à la superélasticité.

### ***2.6.4 Tests en déformation***

La déformation est un processus par lequel un métal change de forme par l'application de contraintes (O'Brien et Ryge, 1982). Elle est dite élastique, quand le métal reprend sa forme initiale après la suppression de la contrainte, et plastique, quand elle ne disparaît pas totalement (Murry, 1998). Elle peut donc se produire en orthodontie suite à la pose du fil dans un boîtier d'une dent mal alignée quand la contrainte appliquée dépasse la limite élastique de l'alliage composant ce fil.

Plusieurs études furent conduites sur le domaine d'activation ou la déformation permanente des fils orthodontiques (Andreasen et Barrett, 1973; Andreasen et Morrow, 1978; Lopez, et al., 1979; Barrowes, 1982; Burstone et al., 1985; Hudgins et

al., 1990; Wong, et al., 1994). Elles avaient comme objet principal d'étude les fils en nickel-titane.

En général, plus la déformation permanente d'un fil est grande, plus son domaine d'activation est petit. Wong et al. (1994) ont démontré que les fils en nickel-titane (Nitinol, Sentalloy et Neo Sentalloy) ont le plus grand domaine d'activation, suivis par celui des fils en bêta-titane et, finalement, par celui des fils en acier inoxydable. Les fils en nickel-titane ont aussi présenté les meilleures caractéristiques de mémoire élastique et le moins de déformation permanente (Hudgins et al., 1990). Finalement, selon Oltjen et al. (1997), les Ni-Ti chinois et le Nitinol ne montrent aucune déformation permanente lors d'un *three-point bending test*.

### ***2.6.5 Altérations des propriétés mécaniques des fils nickel-titane***

#### *FATIGUE*

La fatigue est la tendance à la fracture sous des contraintes cycliques relativement faibles et inférieures à la limite élastique (Bathias et Baïlon, 1980; O'Brien et Ryge, 1982; Loreille, 1988). La propriété des alliages consistant à résister à la rupture par fatigue porte le nom d'endurance (Bathias et Baïlon, 1980; Murry, 1998).

L'endurance d'un fil orthodontique aux cycles de la mastication est un facteur clinique important. Les fils en nickel-titane ont montré occasionnellement des fractures spontanées au site d'extraction ou dans l'espace interproximal des dents, après seulement une courte période de temps en bouche (Loreille, 1988; Mohlin et al., 1991). La rupture par fatigue survient brusquement, sans aucune modification macroscopique apparente (Loreille, 1988; Deblock et al., 1998).

Le développement de la rupture par fatigue se produit suite à l'application répétée de charges causant un glissement cristallographique et un écrouissage. On assiste à une déformation plastique ou à une réduction graduelle de la ductilité dans une région écrouie. Cette concentration de contrainte provoque la formation et l'amorçage de

microfissures. Une propagation lente des fissures se produit. La fracture complète se produira quand la section restante de métal (affaiblie par le développement des fissures) ne peut plus endurer la charge externe d'apparence normale (O'Brien et Ryge, 1982; Murry, 1998).

#### *FATIGUE THERMIQUE*

Selon les textes de Loyd et al. (1978) et de Brown et al. (1972), l'ingestion répétitive de liquides chauds et froids (contraintes thermiques répétées), simulée par un thermocyclage in vitro, peut créer un stress thermique assez important pour promouvoir le développement de fissures à l'intérieur de l'émail dentaire, donc une fatigue thermique. Crim et al. (1985), comme plusieurs autres auteurs, ont utilisé le thermocyclage pour vérifier la progression de fissures marginales entre la dent et certains matériaux de restauration. Cette fatigue thermique peut s'expliquer par une répétition de contractions et d'expansions thermiques des dents ou matériaux de restauration.

Dans le cas particuliers des fils orthodontiques en nickel-titane, le phénomène de fatigue thermique n'a jamais été investigué.

#### *CORROSION*

La résistance à la corrosion devrait être un facteur à considérer lors du choix des fils orthodontiques utilisés en bouche. Schwaninger et al. (1982) constatèrent que la présence d'un milieu humide comme la salive ne semblait pas entraîner de modifications des propriétés mécaniques du Nitinol, même après immersion de 11 mois dans une solution de chlorure de sodium à 1 %. Selon eux, l'effet corrosif potentiel du milieu buccal n'affecte pas les propriétés de ce type de fil.

Harris et al. (1988) démontrèrent, à l'opposé, une diminution significative des propriétés suivantes d'un fil Nitinol maintenu dans la salive artificielle pour une période de 1 à 4 mois : module d'élasticité, résistance ultime et limite d'élasticité.

## 2.7 Température intra-orale

Les termes thermosensibilité, thermoélasticité et thermodynamisme sont fréquemment associés aux fils nickel-titane depuis une dizaine d'années. Ces termes relatent en fait l'influence de la température ambiante sur les propriétés intrinsèques de ces fils. L'étude attentive de l'environnement buccal d'un point de vue thermique permet de recréer, lors d'expérimentations in vitro, des conditions se rapprochant de celles de la bouche, afin de mieux comprendre les comportements des fils Ni-Ti entre deux rendez-vous orthodontiques. Les simulations in vitro sont plus fréquentes que les simulations in vivo à cause de leurs coûts abordables et de leurs délais acceptables (Gale et Darvell, 1999).

Les variations de température intra-orale ont rarement été prises en considération dans les recherches antérieures en orthodontie. La raison principale de cette omission est, d'abord et avant tout, l'absence de nécessité. En effet, avant l'apparition des fils nickel-titane thermosensibles ou *heat-activated*, les alliages utilisés pour la fabrication d'appareils, de boîtiers ou de fils orthodontiques étaient quasiment insensibles aux variations de température intra-orale, ce qui n'est plus le cas aujourd'hui.

Trois facteurs importants sont à considérer lorsqu'il est question de variations de température intra-orale : température intra-orale moyenne, températures des aliments et liquides ingérés et leurs effets sur la température des structures intra-orales, nombre de changements de température intra-orale dans une journée.

### 2.7.1 Température intra-orale moyenne

C'est Bergstrom, en 1971, qui étudia pour la première fois la température intra-orale moyenne. Il évalua à 36,2°C, avec un écart de 35,3 à 37,2°C, la température de la muqueuse intra-orale chez les femmes et les hommes. Il nota une certaine variation entre les sujets, mais également une variation intra-sujet, les températures étant plus élevées en se déplaçant distalement, sous la langue, dans le repli muqueux molaire et



au coussin rétromolaire, et plus basses près des passages aériens, dans le repli muqueux des incisives centrales supérieures et au niveau des fovea palatini.

Longman et Pearson (1987) enregistrèrent la température des surfaces labiales de l'incisive centrale supérieure et occlusale de la première molaire supérieure, à l'aide d'un thermocouple. Dans la région incisive, la moyenne fut de 33,1°C, alors que dans la région molaire, elle fut de 34,6°C. Pour l'ensemble de la bouche, les températures furent enregistrées entre 29,9 et 36,8°C, pour une moyenne de 34,0°C. Les températures enregistrées à la surface labiale des dents sont grandement représentatives de celles des fils orthodontiques in vivo.

Moore et al. (1999) enregistrèrent la température intra-orale sur 20 sujets, pour une période de 24 heures. Deux thermocouples sur le fil labial d'un appareil orthodontique de type Hawley permirent de trouver des médianes de 34,9°C, en position incisive supérieure, et 35,6°C, en position première prémolaire supérieure.

Notons que Tibbets et al. (1976), Spierings et al. (1987) et Michailesco et al. (1995) évaluèrent respectivement à 35,0°C, 35,2°C et 35,5°C la température intra-orale de sujets au repos et sans respiration buccale.

### ***2.7.2 Température des aliments et liquides ingérés et leur effet sur la température des structures intra-orales***

La première étude disponible ayant fait mention des températures extrêmes tolérables en bouche remonte à 1956. Nelson et al. tentèrent d'établir l'effet de l'absorption de liquides chauds et froids sur la température des restaurations sur les dents antérieures. Ils évaluèrent à 60°C, la température de quatre onces de café pouvant être bues sans inconfort en quelques secondes et à 4°C, la température habituelle des boissons gazeuses provenant d'une machine distributrice.

En 1966, Peterson et al. utilisèrent un thermocouple attaché au labial d'une incisive centrale supérieure pour vérifier la température de la surface dentaire lors de l'ingestion de café à 60°C ou d'eau à 0°C. En buvant de façon normale, la température variait de 15 à 45°C. Si l'eau froide était maintenue volontairement en bouche plus longtemps qu'à l'habitude, la température pouvait atteindre 10°C. Cette évaluation fut effectuée sur seulement deux patients.

L'étude de Longman et Pearson, en 1987, fut l'une des premières à bien circonscrire le sujet. Ils établirent tout d'abord, sur un total de 22 sujets, la température à laquelle les liquides chauds peuvent être absorbés sans inconfort, soit entre 55 et 68°C. Ensuite, ils analysèrent l'effet de l'ingestion de liquides à des températures de 0,0°C, 12,5°C, 25,0°C, 37,5°C, 51,0°C et 65,0°C, en plaçant des thermocouples en position buccale, occlusale et palatine des incisive, canine, prémolaire et molaire supérieures. Les températures atteintes en surface des dents seraient toujours moindres que celles des fluides ingérés, car les structures anatomiques (dents et tissus mous) absorberaient une partie de la chaleur ou du froid. Ainsi, les dents antérieures supérieures sont plus affectées par la température des liquides ingérés que les postérieures inférieures, ayant moins de protection de la part des tissus environnants.

Le dernier point soulevé, qui revêt une importance évidente dans l'établissement d'un protocole *in vitro* se rapprochant le plus possible de la réalité, est la durée du changement de température après l'ingestion d'un liquide chaud (figure 2.14). Il y aurait augmentation rapide de la température durant environ deux secondes, et ce, indépendamment du volume ingéré, suivie d'un retour plus lent vers la température normale (environ 15 à 20 secondes), cette fois légèrement augmenté (2 à 3 secondes de plus) lorsque le volume passe de 10 à 25 ml.

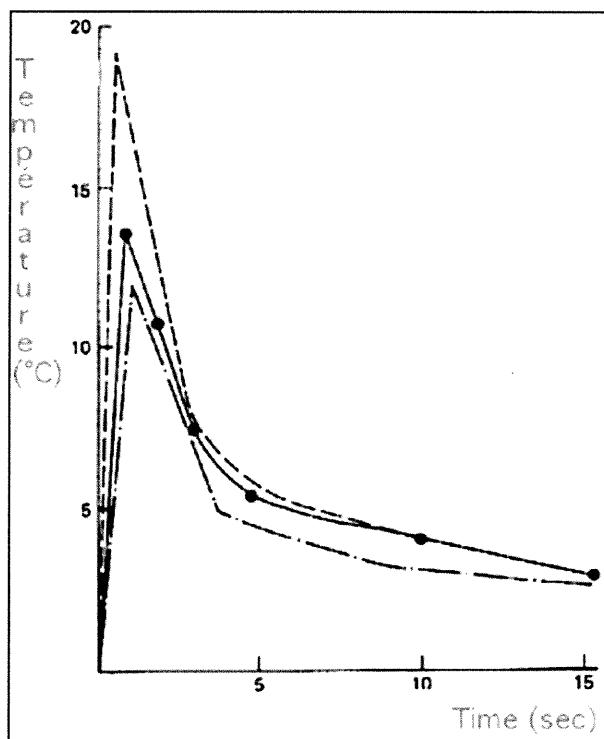


Figure 2.14 : Variation de la température en surface d'une dent en fonction du temps pour un liquide à 52°C. Tiré de Longman et Pearson (1987).

Palmer et al. (1992) utilisèrent des thermocouples en position occlusale sur la première molaire inférieure et en position linguale sur l'incisive centrale supérieure. Les 13 sujets devaient boire de l'eau la plus chaude possible sans inconfort, pendant une période d'une minute, ce qui fut toujours au dessus de 61°C. La température la plus élevée enregistrée fut utilisée pour établir l'extrême supérieure de température, soit 67°C. Un cube de glace conservé en bouche pour une période identique permit d'établir l'extrême inférieure à 0°C. Il est évident que ce protocole est moins représentatif de la réalité clinique, puisque le délai d'une minute permet une certaine accoutumance au chaud et une élévation de la température au-dessus des valeurs habituelles. Pour ce qui est du froid, un cube de glace sera rarement conservé en bouche de la sorte. Les études permettant une ingestion habituelle des liquides sont donc plus susceptibles de représenter la réalité.

Michailescu et al. (1995) évaluèrent le schéma des variations de température au gingival des molaires mandibulaires, durant un repas complet, chez un seul sujet.

D'abord, un liquide froid fit diminuer la température de 35,5 à 21,3°C pendant 30 secondes, avec un retour à la normale dans les trois minutes suivantes. Une salade de tomates produisit une température moyenne de 27°C pour une durée de sept minutes. Le menu principal, un steak-frites, fit osciller la température autour de 35,5°C, avec un pic d'élévation à 41,3°C, sur une période de 11 minutes 30 secondes. En laissant fondre un cube de glace en bouche durant 2 minutes, la température s'abassa à 4,3°C. L'ingestion d'un café chaud, pour une durée de 3 minutes 30 secondes, éleva la température intra-orale à 43,1°C. Leurs résultats semblent corroborer ceux de Peterson et al. (1966), avec des extrêmes approchant les 15 et 45°C. La limite principale de cette étude pilote porte évidemment sur le nombre de sujets. Des variations importantes sont à prévoir entre les sites intra-oraux et entre les individus.

En 1997, Airoidi et al. étudièrent les variations de température de différents sites intra-oraux durant l'ingestion de liquides à 5 et 60°C. Les résultats de cette étude devaient pouvoir servir à l'évaluation de l'impact des variations de la température intra-orale sur les propriétés mécaniques des fils en nickel-titane. Des appareils orthodontiques de types Hawley, maxillaires et mandibulaires, servirent à maintenir en place six thermocouples labiaux distribués de prémolaire à prémolaire chez un jeune patient mâle. Les conclusions de cette étude concernent surtout les extrêmes de température dans des conditions d'ingestion normale de liquides. Pour la mandibule, les moyennes inférieure et supérieure furent de 20,5°C de 45,5°C. Pour le maxillaire, elles furent de 25,5 et 41,0°C. Le retour à la température intra-orale normale fut exponentiel, comme dans l'étude de Longman et Pearson (1987). Airoidi et al. parlent de 10 à 15 minutes de délai pour un retour complet à la température moyenne. Le buccal des incisives supérieures est peu affecté par l'ingestion de liquides, mais la papille palatine l'est énormément. En fait, lorsqu'une gorgée de liquide est bue, elle traverse la papille palatine supérieure en évitant complètement le point inférieur équivalent, protégé par la langue, puis glisse sur le palais et atteint les segments buccaux inférieurs. Des fils orthodontiques placés à l'arcade inférieure seraient donc soumis à des variations importantes de température, surtout en postérieur, alors qu'à l'arcade supérieure, les fils seraient moins affectés.

L'étude la plus complète sur le sujet fut publiée par Moore et al. en 1999. À l'aide de deux thermocouples fixés sur l'arc labial d'un appareil Hawley supérieur en position incisive et première prémolaire, les variations de température intra-orale de 20 jeunes adultes mâles furent enregistrées durant 24 heures, à des intervalles de cinq secondes. Une multitude d'informations purent être tirées de ces enregistrements. Au niveau incisif supérieur : extrêmes de 7,9 et 54,0°C, entre 33 et 37°C pour 77 % du temps, au-dessous de 33°C pour 20 % du temps et au-dessus de 37°C pour 1 % du temps. Au niveau prémolaire supérieur : extrêmes de 5,6 et 58,5°C, entre 33 et 37°C pour 92 % du temps, au-dessous de 33°C pour 6 % du temps et au-dessus de 37°C pour 2 % du temps. Sur les graphiques complets des 24 heures d'enregistrement (figure 2.15), il fut possible d'établir la moyenne des pics de température sous les 20°C et au-dessus des 40°C, respectivement 16,9 et 43,9°C, ainsi que la moyenne des extrêmes de température inférieur et supérieur, 14,1 et 47,48°C. Les fluctuations durant le sommeil furent mineures et la température intra-orale demeura élevée environ 7 minutes après l'ingestion d'aliments chauds.

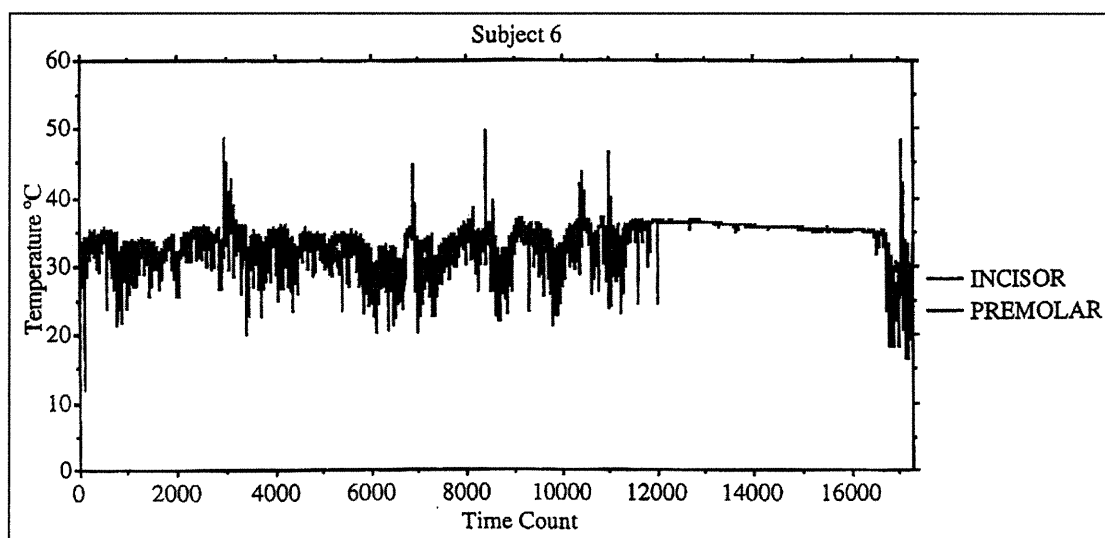


Figure 2.15 : Température au site incisif et prémolaire pour un sujet sur 24 heures.  
Tiré de Moore et al. (1999).

Un point intéressant soulevé par les auteurs concerne les facteurs, outre l'alimentation, pouvant affecter la température orale, soit la respiration buccale et

l'incompétence labiale. Ce point fut d'ailleurs le sujet principal d'une étude de Boehm (1972), qui conclut à une influence considérable du mode respiratoire sur la température intra-orale. Selon lui, les régions canines et incisives sont particulièrement affectées par une respiration buccale. Aucune autre étude ne porta sur ce sujet, pourtant fort intéressant pour l'orthodontie et primordial dans la recherche sur les fils Ni-Ti thermosensibles, mises à part les mentions de Tibbets (1976) et Spierings (1987) dans leurs études sur la température intra-orale moyenne.

### *2.7.3 Nombre variations de température dans une journée*

Aucune étude consacrée uniquement au nombre de variations de température dans une journée, ou pour une période donnée, n'est disponible. Pourtant, l'établissement d'un protocole réaliste simulant l'effet des variations de la température intra-orale sur les matériaux dentaires nécessiterait des informations claires sur le sujet.

Le protocole de Michalesco et al. (1995) a permis d'évaluer à environ 30 le nombre de cycles de température enregistrés durant un repas, avec des amplitudes de 7 à 10°C pour les liquides et 5°C pour les solides.

À l'aide des graphiques des pics de température sur 24 heures pour chacun des 20 sujets de l'étude de Moore et al. (1999), il fut possible de calculer la moyenne du nombre de pics ayant atteint des températures inférieures à 20°C, soit 6,7 pics, et le nombre de pics ayant dépassé les 40°C, soit 4,7. Évidemment, les résultats pour des pics de moins de 25°C et de plus de 35°C auraient été nettement plus importants, mais nettement moins précis.

Dans la revue de Gale et Darvell (1999), seulement l'étude de Brown et al. (1972) est répertoriée comme ayant mentionné le nombre de cycles de température dans une journée, soit environ 10 cycles par jour. Il est donc évident, à la lumière du faible nombre d'études sérieuses sur le sujet, que les protocoles de thermocyclage établis à ce jour sont basés sur des données subjectives et des interprétations, plus que sur des valeurs scientifiques.

## 2.8 Thermocyclage

Un thermocyclage se définit comme étant une succession de variations de température imposées à un matériau dans le but de simuler les conditions thermiques auxquelles il sera soumis dans son environnement d'utilisation normal. L'objectif premier d'un thermocyclage est de vérifier les impacts des variations de température environnementales sur l'intégrité du matériau ou ses propriétés inhérentes (Crim et al., 1985).

Dans le domaine dentaire, cette procédure est souvent employée, pour des raisons de simplicité, de rapidité, de reproductibilité et de coûts réduits en comparaison aux études cliniques. Plusieurs années d'expansions et de contractions thermiques des matériaux et des colles utilisées en dentisterie peuvent ainsi être simulées en peu de temps. La percolation marginale des restaurations dentaires, entre autres, est souvent étudiée, suite au thermocyclage (Crim et al. 1985). On parle donc ici d'un stress thermique répété, pouvant potentiellement provoquer des effets semblables à la fatigue. La fatigue est définie comme étant l'application et le retrait d'une contrainte qui développe des forces maximales inférieures à la limite d'élasticité d'un matériau, mais dont la répétition cyclique provoque l'apparition de fissures dans le matériau et éventuellement la fracture de celui-ci (Bernard, 1999).

Généralement, l'appareil utilisé pour procéder au thermocyclage, le thermocycleur, est constitué de deux ou trois bassins à température contrôlée et d'un panier contenant les échantillons testés qui se déplace d'un bassin à l'autre de façon cyclique, selon un protocole pré-établi.

Dans les études mentionnées précédemment, quelques-unes font des suggestions quant aux températures, à la durée d'exposition ou au nombre de cycles qui devraient être utilisés dans le cadre d'un thermocyclage in vitro. Long et Pearson (1987) proposent d'exposer les matériaux aux extrêmes de température choisis pour un maximum de 2 secondes. Palmer et al. (1992) suggèrent des extrêmes de 0 et 67°C.

Michailescu et al. (1995) proposent 90 cycles par jour, à des extrêmes de 17 et 47°C, avec une température intermédiaire de 37°C. Moore et al. (1999) préfèrent, pour leur part, une température intermédiaire de 35,5°C.

Gale et Darvell ont répertorié en 1999, dans une revue de littérature fort complète, un total de 130 études ayant utilisé un thermocyclage en médecine dentaire, écrits par 99 auteurs principaux différents, provenant de 25 journaux différents et parus entre 1967 et 1998. De ces études, cinq conclusions peuvent être tirées : premièrement, les protocoles de thermocyclage employés dans le passé ont pour la plupart été établis sans référence aux observations in vivo (quatre études sur 130 justifient leur protocole); deuxièmement, de grandes différences sont présentes in vivo dans les variations de température intra-orales au cours d'une journée, que ce soit chez un même individu ou chez des individus différents; troisièmement, un protocole standardisé de thermocyclage est requis afin de permettre des comparaisons entre les études; quatrièmement, il est clair que les gradients de température et le taux de variation des températures influencent le stress par l'effet de la conductivité thermique, mais les masses des matériaux testés sont tellement petites que de longues périodes d'immersions sont superflues, permettant un cyclage accéléré en comparaison avec la situation in vivo; finalement, établir des critères de thermocyclage très sévères n'est pas nécessaire, puisque ces critères pourraient condamner des matériaux parfaitement adaptés à la clinique.

La température inférieure moyenne de l'ensemble de ces études est de 6,6°C, alors que la supérieure est de 55,5°C. La majorité des études ont utilisé seulement deux extrêmes, mais 27 ont utilisé un bassin intermédiaire à 37°C. La durée moyenne des immersions est de 53 secondes. Ces informations rendent bien compte de l'impossibilité d'établir un consensus définitif. Selon les auteurs, seules des recommandations arbitraires peuvent être dictées. Selon eux, le cycle idéal serait : 35°C pour 28 secondes, 15°C pour 2 secondes, 35°C pour 28 secondes et 45°C pour 2 secondes. Le nombre de cycles idéal serait : entre 20 et 50 par jour, soit environ 10 000 par année.



Pour mettre en relief le poids de ces recommandations, il est intéressant de mentionner que Crim et al. (1985) ont comparé deux méthodes de thermocyclage. La première, constituée de trois bains, permettait d'effectuer le cyclage suivant : 4 secondes à 60 °C, 23 secondes à 37 °C, 4 secondes à 12 °C et 23 secondes à 37 °C, pour un total de 1500 cycles, ce qui se rapproche grandement des suggestions de Gale et Darvell (1999). La deuxième méthode, constituée de 2 bains, permettait le cyclage suivant : 30 secondes à 60 °C et 30 secondes à 12 °C, pour 1500 cycles au total. Ils comparèrent, suite au thermocyclage, le degré de percolation marginale de différentes restaurations et conclurent qu'il n'y avait pas de différence significative entre les deux méthodes utilisées.

## **2.9 Fils orthodontiques en nickel-nitane et température**

### ***2.9.1 Effet de la température ambiante sur les propriétés des fils NiTi***

La section précédente explique, à la lumière de nos connaissances actuelles, les conditions thermiques auxquelles sont soumises les fils Ni-Ti, entre deux rendez-vous orthodontiques. Tel que décrit précédemment, la mémoire de forme est directement dépendante des transformations de phase survenant lors de variations de températures. Plusieurs études ont donc étudié l'effet de la température ambiante sur les différentes propriétés des fils en nickel-titane.

Le premier article à vraiment porter une attention particulière à la température dans l'évaluation de fils nickel-titane remonte à 1984 par Hazel et al.. Leur étude portait sur la diminution de la force exercée par différents types de fils avec le temps, dont le Nitinol Classic. Ils découvrirent que ce fil, lorsque testé à 21°C, montrait un comportement similaire aux fils acier inoxydable et chrome cobalt, soit une diminution semi-logarithmique de la force. Cependant, à 37°C, aucune diminution de la force ne fut observée en fonction du temps, s'approchant ainsi d'une force constante. Pour les autres types de fil, les résultats étaient indépendants de la

température. Ils en conclurent que le Nitinol s'approchait du fil idéal, transmettant une force constante et faible aux dents, que les tests sur les alliages nickel-titane devraient être effectués à 37°C, mais aussi que l'effet des changements fréquents de température en bouche sur de longues périodes de temps devrait être étudié plus en détail.

La table était donc mise pour les futures études des propriétés des fils en nickel-titane; la température ambiante devrait être prise en considération. D'ailleurs, Burstone et al., lors de la mise en marché du fil nickel-titane chinois, en 1985, effectuèrent une série de tests de flexion en porte-à-faux (cantilever bending test), suivant les spécifications de l'ADA, à des températures de 22, 37 et 60°C. Ils démontrèrent que les propriétés mécaniques de l'acier inoxydable ne varient pas aux températures communément rencontrées en clinique, alors que l'influence sur le Nitinol était négligeable. Pour ce qui est du Ni-Ti chinois, dont les températures de transition (TTR) sont plus basses, la rigidité est pratiquement la même pour des températures de 22 et 37°C. À 60°C cependant, la courbe d'activation est légèrement plus haute, alors que la courbe de désactivation perd sa forme en S (plateau) et perd une partie de son élasticité. De plus, la déformation permanente est plus grande. Ils conclurent que, dans la mesure où les fils sont normalement utilisés entre les températures rencontrées en bouche, les effets de ces variations thermiques sont cliniquement négligeables.

En 1986, Miura et al. publièrent le premier article sur le Ni-Ti japonais, considéré comme la référence pour les alliages nickel-titane commercialisés depuis cette époque; dans cet article, ils évaluèrent les propriétés mécaniques du Ni-Ti japonais avec un test de pliage en trois points. Malheureusement, ils ne prirent pas en considération l'effet de la température, puisque tous les tests furent effectués à 37°C.

En 1988, Lee et al. utilisèrent pour la première fois la DSC (*Differential Scanning Calorimetry*) pour analyser la température de transition (TTR) des alliages Ni-Ti. Selon Brantley et Eliades (2000), la DSC permet d'identifier précisément la température à laquelle le matériel testé subit une transformation de phase, puisque

cette transformation structurale libère ou absorbe de l'énergie. Une courbe de la température en fonction de l'énergie transmise peut donc être tracée. La courbe typique de DSC pour le Ni-Ti (3M/Unitek) testé par Lee et al. est illustrée à la figure 2.6. La transformation martensitique est exothermique, alors que la transformation austénitique est endothermique.

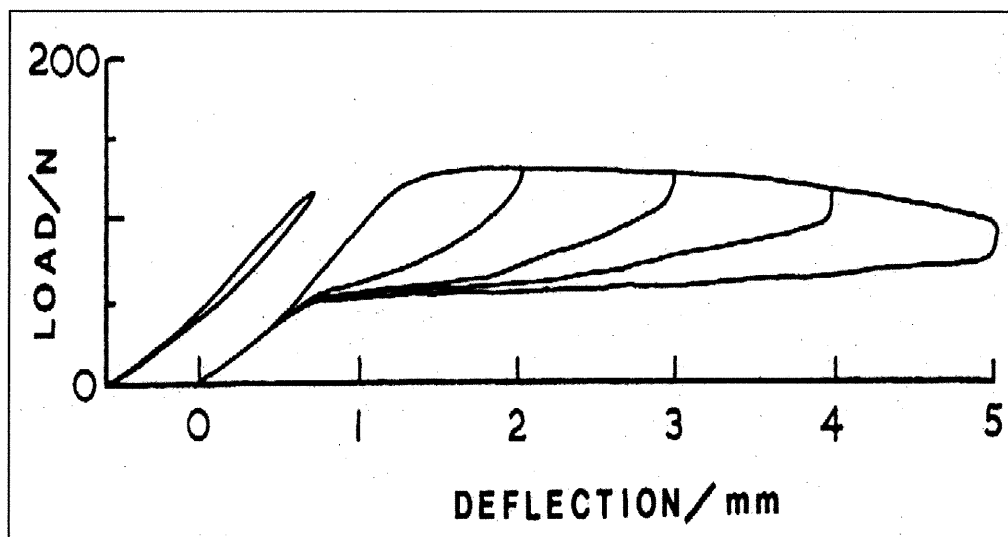
Lee et al. étudièrent également les comportements mécaniques de ce type de fil, dans un test de pliage en trois points effectués à 0 °C et à température de la pièce. L'alliage est complètement martensitique à 0°C, permettant une déformation d'apparence permanente. À température de la pièce, plus près de la température de transition, il y a apparition d'un semblant d'hystérèse et très peu de déformation permanente (comportement superélasticité). La rigidité du Ni-Ti varie donc en fonction de la température, tel que démontré précédemment par Burstone et al.

Comme c'est souvent le cas en orthodontie, les articles publiés dans les années suivantes se concentrèrent surtout sur les différentes utilisations cliniques des alliages nickel-titane, comme les ressorts de fermeture d'espace par exemple, et furent souvent basés sur de simples observations cliniques subjectives et non sur la recherche structurée. Il fallut attendre 1992 pour que Yoneyama et al. s'intéressent à nouveau aux liens entre la température et les propriétés du nickel-titane en orthodontie. Vingt (20) types de fils 0,018'', manufacturés par 17 compagnies, étaient alors disponibles sur le marché. Yoneyama et al. vérifièrent la TTR de ces fils à l'aide de DSC, ainsi que leurs propriétés à l'aide d'un test de flexion en trois points, comme l'avaient fait Lee et al. en 1988.

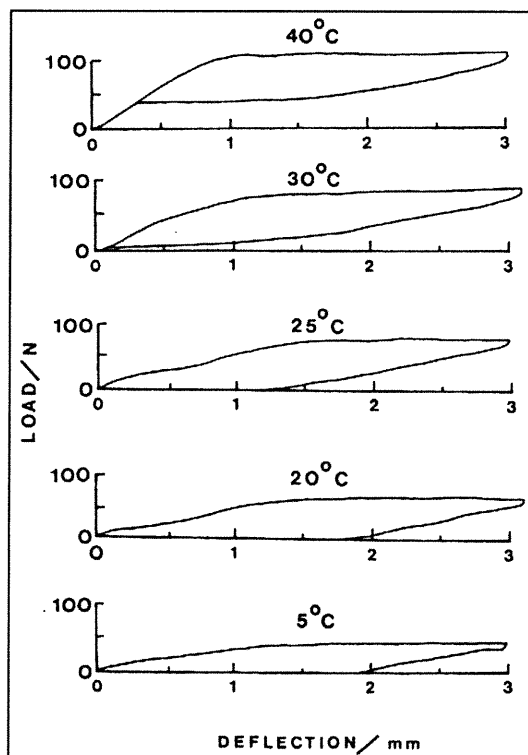
Ils conclurent à l'existence d'un lien important entre la superélasticité et le pic endothermique d'un alliage Ni-Ti superélastique. En effet, les fils montrant une haute énergie endothermique sur la courbe DSC possèdent un *load / deflection rate* bas, favorisant des forces presque constantes durant la désactivation. Les fils ne montrant aucun pic endothermique ne possèdent pas de superélasticité, mais seulement une bonne mémoire élastique. Pour ce qui est de la TTR, Af devrait être inférieure à la

température intra-orale pour que les fils soient considérés superélastiques. La composition, les traitements thermiques et la technique de production auront une influence sur la TTR.

Tonner et Waters, en 1994, testèrent les caractéristiques de différents Ni-Ti dans un test de pliage en trois points, en faisant varier la déformation entre 1 et 5mm, à des intervalles de 1 mm, et la température entre 5 et 50 °C, à des intervalles de 5 °C. Les figures 2.16 et 2.17 montrent l'effet de l'augmentation de déformation et de température sur un fil 0,016" Sentalloy. Les déflexions de moins de 1mm ne permettent pas d'identifier de plateaux ou d'hystérèse. Les auteurs conseillèrent donc de déformer d'au moins 2 mm les fils Ni-Ti, lors de tests de pliage en trois points, avec une distance minimale inter-boîtiers de 13 mm. Plus la déflexion originale est importante, plus la force de désactivation est constante, sans déformation permanente.



*Figure 2.16 : Courbes contrainte / déformation (1 à 5 mm) à 24°C pour un Sentalloy 0,016". Tiré de Tonner et Waters (1994).*



La pente initiale et les plateaux d'activation et de désactivation diminuent lors d'une baisse de température. Au-dessus d'une température critique, située pour le Sentalloy entre 25 et 30 °C, les alliages superélastique, mais au-dessous de cette Ni-Ti se comportent de façon température critique, ils démontrent de la déformation permanente et une absence de plateau de désactivation.

*Figure 2.17 : Courbes contrainte / déformation (3 mm) à différentes températures pour un Sentalloy 0,016". Tiré de Tonner et Waters (1994).*

Bishara et al. (1995) étudièrent la TTR et la mémoire de forme de trois alliages commerciaux 0,017x0,025", soit le Nitinol Active Arch, le Nitinol HA (heat-activated) et le Neo Sentalloy, l'équivalent du Sentalloy pour des fils rectangulaires. Le retour à la forme originale après déformation fut de 100 %, avec un taux de retour augmentant lorsque la température se dirigeait vers les limites supérieures de la TTR. Leurs TTR avaient une magnitude similaire d'environ 6,6°C, soit 22,4 à 28°C pour le Nitinol Active Arch, 23 à 26,5°C pour le Nitinol HA et 21 à 28,8°C pour le Neo Sentalloy. Les TTR de ces trois alliages étant inférieures à la température intra-orale, la transformation de phase risque de débuter durant la mise en bouche, rendant la mise en place des ligatures plus ardue.

L'étude de Mullins et al., en 1996, avait pour but de décrire le comportement des fils Neo Sentalloy F100, F200, F300 et Bioforce (tests de flexion en trois points, température 5 et 37°C). Le comportement superélastique était identifiable à 37°C,

mais non à 5°C. La pente de la portion initiale des courbes contrainte / déformation approchait les 1230 g/mm à 37°C, mais diminuait à 500g/mm à 5°C. Une déformation permanente subsistait à 5°C seulement. Les forces à 1, 2 et 3mm de déflexion étaient plus importantes à 37°C. Même si la pente et la longueur des plateaux de désactivation étaient semblables à 37 °C pour tous les types de fils, la force moyenne de ce plateau était significativement différente : 340g pour F300, 250g pour F200 et 180g pour F100 et Bioforce (région postérieure).

Filleul et Jordan (1997) effectuèrent des tests en torsion sur des fils 0,017x0,025" Neo Sentalloy F100, Copper Ni-Ti 35°C et Copper Ni-Ti 40°C, à des températures de 22, 39 et 44°C. La rigidité de tous ces fils diminue avec la température. Lors des tests à 22°C, tous les fils démontrèrent de la superélasticité sur les courbes contrainte / déformation, bien que les courbes changent d'aspect en fonction de la température. À 39°C, le Neo Sentalloy F100 ne montre pas de courbe superélasticité, mais plutôt une courbe linéaire typique d'un matériau possédant une bonne mémoire élastique. À 44°C, aucun fil ne démontre de superélasticité, la phase austénitique étant complète, empêchant la formation d'une SIM.

Le Neo Sentalloy F100, au refroidissement, passe de la phase austénitique à la phase R (Rs) à 21,7°C. Au réchauffement, Rf étant de 27°C, le retour à la phase austénitique et à la forme originale est complet. Les deux Copper Ni-Ti sont caractérisés par un passage de l'austénite à la martensite, sans phase R intermédiaire. Le Copper Ni-Ti 35°C a une Ms de 17,5°C et une Af de 36 °C. Pour le Copper Ni-Ti 40°C, Ms est de 20,2°C et Af de 40°C; ces alliages permettent l'apparition d'une SIM jusqu'à 39 °C.

Les auteurs confirmèrent donc que les moments transmis par les fils Ni-Ti aux dents sont fortement dépendants de la température. Le torque transmis est constant lorsque la température Af est inférieure ou égale à la température intra-orale. Lorsque la température Af est supérieure, comme pour le Copper Ni-Ti 40°C, les forces transmises sont intermittentes et dépendantes de la température des liquides ou des aliments ingérés. Lorsque les températures Ms ou Rs sont inférieures à la température

intra-orale, les orthodontistes peuvent tirer avantage de la superélasticité en ligaturant plus facilement les fils aux boîtiers. Le fait de rincer la bouche avec de l'eau très froide peut permettre de relâcher la pression exercée sur les dents lors de l'alignement. Un breuvage chaud aura l'effet inverse et « réactivera » les fils NiTi.

Airoldi et al. (1997), dans une étude portant principalement sur les changements de la température intra-orale lors de l'ingestion de liquides chauds ou froids, conclurent que ces changements ont un impact certain sur la force exercée par les fils Ni-Ti au niveau clinique, et même que les habitudes alimentaires particulières de certains patients pourraient modifier leur efficacité.

Meling et Odegaard (1998) vérifièrent l'effet de la température ambiante sur les propriétés en torsion des fils NiTi rectangulaires. Selon eux, les fils Neo Sentalloy F100, Copper Ni-Ti 40°C, Copper Ni-Ti 35°C, Copper Ni-Ti 27°C et Nitinol SE sont tous thermosensibles et exercent plus de torque à température élevée. Le Copper Ni-Ti 40°C est le plus thermodynamique des cinq fils, avec une réponse thermique de 303 %. Le fil Nitinol SE était moins affecté par la température. En tenant compte du ratio de superélasticité de Segner et Ibe (1995), aucun des fils testés ne serait superélastique à 37°C pour une déflexion de 25°. Il est bon de noter que plus un fil est thermosensible, plus il démontre des plateaux distincts sur la courbe contrainte/déformation.

### ***2.9.2 Effets des changements rapides de température sur les propriétés des fils NiTi***

Un seul groupe d'auteurs s'est vraiment penché sur l'effet des changements de température rapides, tels que ressentis en bouche lors de l'ingestion de liquides chauds ou froids, sur les propriétés mécaniques des fils orthodontiques en nickel-titane : Meling et Odegaard. Entre novembre 1998 et mars 2001, ils firent paraître trois articles sur le sujet dans l'*American Journal of Orthodontics & Dentofacial Orthopedics (AJO-DO)* et dans l'*European Journal of Orthodontics*. Selon eux, il a

toujours été supposé que ces changements avaient un effet temporaire sur les propriétés des fils Ni-Ti, sans que jamais ce ne soit confirmé.

Le premier article, paru au début de 1998, traitait principalement de la torsion. Huit fils Ni-Ti 0,017x0,025" et 0,018x0,025" furent testés à 20° de torsion : Rematitan SE (Dentaurum), Titanol SE (Forestadent), Neo Sentalloy F100 (GAC), Copper Ni-Ti 40°C, 30°C et 27°C (Ormco) et Nitinol SE. Une fois le fil en place, la torsion établie et la température ambiante à 37 °C, de l'eau à 10 ou 80 °C était aspergée pour 10 secondes sur le spécimen. La charge était ensuite retirée, puis rétablie pour vérifier l'effet de ces changements de température sur la force d'activation en torsion. Le torque du Copper Ni-Ti 40°C fut fortement affecté par l'application de chaud ou de froid, augmentant en fonction de la température. Même après réactivation, ce fil refroidi ne retrouva pas son torque initial. L'application répétitive de froid semblait particulièrement affecter les fils testés, leur torque pouvant diminuer de 85 % par rapport au torque initial et demeurer sous la valeur initiale même deux heures après l'application, et ce, malgré la température ambiante de 37 °C (environ 60 % du torque initial 2 heures après l'application, pour les Copper Ni-Ti). Lors de l'application de chaud, le retour aux niveaux initiaux se fait plus rapidement. Une exposition au chaud (80 °C), après l'exposition au froid, restaure les niveaux initiaux de torque pour tous les fils. Il en va de même pour une réactivation, excepté pour le Copper Ni-Ti-Ti 40°C.

Cliniquement, il peut donc être utile de faire rincer la bouche des patients avec de l'eau chaude ou froide, pour augmenter ou diminuer la force transmise aux dents, selon les situations. Chose certaine, une application unique de chaud ou de froid affecte considérablement la rigidité en torsion des fils superélastiques en Ni-Ti. L'effet de la chaleur est transitoire, mais celui du froid peut abaisser le niveau de torque pour plus de 5 minutes pour l'ensemble des fils testés. De plus, l'exposition répétée au froid semble avoir un effet additif sur la réduction de la rigidité en torsion et celle-ci demeure plus d'une heure après la dernière application.



Le deuxième article, paru à la fin de 1998, aborde le même sujet, mais en se penchant cette fois sur les propriétés en flexion lors d'un *three-bracket bending test*. Un seul fil fut ajouté, soit le Nitinol Classic, pour des fins de comparaison avec les fils thermosensibles. Étant donné le rapprochement évident entre cette étude et la présente, elle sera décrite en détails.

Des spécimens d'une longueur de 25 mm provenant de la partie postérieure droite des différents types de fils furent ligaturés à l'aide d'élastomères à trois boîtiers Twin Edgewise 0,018", 0°, 3,5 mm de largeur (Ormco) : boîtier central mobile, boîtiers latéraux fixes, distance inter-boîtiers de 5mm. La déflexion infligée par le boîtier central était perpendiculaire à l'axe long du spécimen de fil (figure 2.13).

La température de l'air ambiant était maintenue à  $37^{\circ}\text{C} \pm 0,1^{\circ}\text{C}$ . Les températures extrêmes ont été choisies après évaluation de la température du café et des boissons gazéifiées provenant de machines distributrices (non publié).

La force d'activation à 2 mm de déflexion fut enregistrée pour être comparée en fonction de la température. Les fils étaient activés pendant une période de 2 minutes à  $37^{\circ}\text{C}$  avant le début des tests. Ensuite, 5 ml d'eau froide ( $10^{\circ}\text{C}$ ) étaient appliqués pour 10 secondes, puis le fil demeurait activé 5 minutes, avant d'être désactivé-réactivé pour vérifier les changements permanents des propriétés du fil. La même procédure était répétée avec l'eau à  $80^{\circ}\text{C}$ .

Pour étudier l'effet d'une exposition répétitive au froid, un seul spécimen fut utilisé : activation de 0,5 mm à  $37^{\circ}\text{C}$  durant 2 minutes, 10 cycles de  $10^{\circ}\text{C}$ , comprenant une exposition de 10 secondes et un repos de 50 secondes, puis maintien de l'activation durant 30 minutes pour observer la vitesse et la quantité de récupération.

Les résultats de cette étude sont en accord avec l'étude précédente. Les fils superélastiques sont plus affectés par le froid que par la chaleur. L'effet de la chaleur disparaît rapidement et la charge en déflexion revient à sa valeur initiale. Une

désactivation suivie d'une réactivation restaure le niveau de la charge en déflexion à son niveau initial, peu importe le changement de température, et cette fois pour tous les fils, y compris le Copper Ni-Ti 40°C. Ceci indique qu'aucun changement permanent des propriétés du fil ne fut provoqué par les variations de température. Après une exposition au froid, la charge initiale en déflexion est rétablie grâce à une exposition au chaud. Les effets d'une exposition unique au chaud ou au froid seront maintenant décrits pour chacun des fils qui seront également testés dans l'étude présente:

NeoSentalloy F200 : Diminution importante de la charge en déflexion (45 %) après exposition au froid et absence de retour à la charge initiale. Après cinq minutes de repos à 37 °C, toujours 14 % sous la charge initiale. Effet marqué de la chaleur, avec une augmentation de 26 % de la charge. Retour rapide au niveau initial.

Copper Ni-Ti : Diminution importante de la charge en déflexion après exposition au froid (baisse de 52 à 54 %), stabilisation à 68-80 % de la charge initiale. Légère augmentation de la charge après exposition au chaud (12 %), transitoire (retour rapide à la charge initiale).

Nitinol SE : Plus affecté par le chaud que le froid. Avec le froid, 10 % sous la charge initiale 5 minutes post-exposition. Avec la chaleur, augmentation de la charge 29 % au-dessus de la valeur initiale (transitoire).

Nitinol : Peu affecté par la température. Froid = diminution de 8 % de la charge. Chaud = augmentation de 19 % de la charge. Retour rapide à la charge initiale.

Les fils les plus affectés par une seule exposition étaient très affectés par des expositions répétitives, et la charge exercée post-expositions répétitives se stabilisait à un niveau inférieur à la valeur initiale. Certains fils n'avaient pas retrouvé leur charge initiale après 30 minutes de repos à 37 °C. L'effet des expositions répétées au froid pour chaque fil était :

NeoSentalloy F200 : 69 % sous la charge initiale, légèrement additif (45 % avec une exposition unique). Encore 25 % sous la charge initiale 30 minutes post-exposition.

Copper NiTi : 82 à 90 % sous la charge initiale, additif (52 à 54 % avec une seule exposition). 30 minutes post-exposition : Copper Ni-Ti 27°C = diminution de 29 %, Copper Ni-Ti 35°C = diminution de 33 %, Copper Ni-Ti 40°C = diminution de 43 %.

Nitinol SE : 35 % sous la charge initiale, additif (faible variation avec une seule exposition). 18 % sous la charge initiale 30 minutes post-exposition.

Nitinol : 13 % sous la charge initiale (8 % avec une seule exposition). Retour rapide post-expositions.

En résumé, une augmentation de courte durée de la température d'un fil activé en flexion provoque une augmentation relative de sa rigidité, mais le retour aux valeurs initiales est rapide. Le Nitinol Classic, pour sa part, est pratiquement insensible à la température ambiante. En contraste, une seule exposition au froid suffit à réduire la force exercée par les fils les plus thermosensibles de 54 % de sa valeur initiale. De plus, la force initiale n'était pas toujours retrouvée 5 minutes post-exposition. Après des expositions répétées au froid, les fils les plus thermosensibles perdent jusqu'à 69 à 90 % de leur charge. Le retour se fait rapidement, mais la charge demeure jusqu'à 23 à 43 % plus basse qu'initialement, et ce, même après 30 minutes. Une hausse de température ou une désactivation-réactivation permettent un retour de la charge à son niveau initial. Ceci semble indiquer que les changements de température ne causent pas de dommages permanents aux fils, mais les affectent de façon moins transitoire que prévu. Il est bon de noter que le retour à la charge initiale après une exposition au froid pourrait survenir plus rapidement in vivo et que le nombre de spécimens étudié est un peu faible (trois par type de fil).

Selon Meling et Odegaard, une réduction intermittente de la force pourrait être bénéfique en orthodontie, permettant un retour de la perfusion sanguine dans le ligament parodontal lors des périodes de charge diminuée. Les effets cliniques des fils à thermosensibilité élevée semblent toutefois peu prévisibles.

Un des défauts importants de ces deux études est d'avoir tenu compte uniquement de la force d'activation des fils. Il est bien connu pourtant que la désactivation est plus représentative de ce qui se passe en bouche, puisque c'est la force de désactivation qui permet le déplacement dentaire vers une position idéale (Segner et Ibe, 1995). L'autre défaut concerne la deuxième étude seulement, et se situe au niveau de la quantité de déformation infligée aux fils, inférieure au minimum de 2 mm requis pour simuler un comportement superélastique.

La dernière étude de Meling et Odegaard, parue en mars 2001, est venue corriger ces deux erreurs. Le même protocole fut utilisé pour tester les mêmes fils, mais avec des déflexions de 0,5 mm, 1 mm, 1,5 mm et 2 mm. De plus, les courbes contrainte / déformation de chaque test furent enregistrées pour des fins de comparaison. Comme prévu, la courbe du Nitinol Classic ne montre pas de phase de transition caractérisée par un plateau de désactivation, et ce, peu importe la déformation infligée. En comparaison, les autres fils, tous superélastiques, montrent des plateaux de transformation martensitique dès que la déformation est égale ou supérieure à 1mm. À 0.5 mm, aucun plateau ne fut décelé, indice d'une déformation insuffisante pour induire la SIM.

Les résultats de l'effet de la variation de température sur chacun des fils lors de l'activation furent identiques à ceux de l'étude antécédente. Pour ce qui est de ses effets sur la force en désactivation :

Nitinol : Limités et transitoires. Le changement du niveau de force est peu marqué et le retour à la force initiale est rapide pour les deux températures extrêmes.

Neo Sentalloy : Faible diminution de la force de désactivation lors d'application de froid, avec un retour à la normale rapide. Effet marqué et prolongé de l'augmentation de la force de désactivation lors d'application de chaud, jusqu'à 45 % plus élevée que la force de désactivation à 37 °C, spécialement lors des activations de 2mm.

Copper Ni-Ti : Similaire aux résultats obtenus avec le Neo Sentalloy. Suite à l'application de chaud, augmentation de la force de désactivation jusqu'à 35 %.

L'explication métallurgique suivante fut émise par les auteurs pour expliquer ces résultats surprenants en désactivation, contraires aux résultats obtenus en activation. Elle constitue un résumé complet de l'effet de la température intra-orale sur les propriétés des fils nickel-titane : À température intra-orale et en l'absence de déformation, les fils superélastiques sont principalement en phase austénitique (ratio martensite / austénite nul). Lorsque le fil est déformé en flexion, la phase passe de l'austénite à la martensite (SIM) et le ratio martensite / austénite augmente. Lors de faibles déflexions, cette transformation est incomplète, alors que pour des déflexions élevées, la martensite est prioritaire. Lors de la désactivation, le fil subit une hystérèse et le ratio martensite / austénite diminue.

Lors d'une application de froid, l'alliage est refroidi sous  $M_s$  et la phase martensitique de basse température se manifeste (ratio martensite / austénite infini). Cette martensite très flexible provoque une diminution de la force transmise aux dents. Immédiatement après le refroidissement, la rigidité du fil augmente avec le gain d'énergie provenant de la température intra-orale. La force de désactivation originale est restaurée, tout comme le ratio martensite / austénite. Puisque les fils sont soumis à un stress, les températures  $R_f$  et  $A_f$  ne devraient plus être de 27°C pour le Neo Sentalloy et de 36°C pour le Copper Ni-Ti 35°C, mais au-dessus de 37°C. En conséquence, les fils ne redeviendront pas complètement austénitiques à température intra-orale.

Lors d'une application de chaleur, la rigidité du fil augmente, car l'alliage est complètement transformé en phase austénitique de haute température (ratio martensite / austénite nul). Immédiatement après le réchauffement, l'alliage perd de l'énergie au profit de l'environnement et la rigidité du fil diminue. En contraste avec un réchauffement durant l'activation, le fil conserve sa force augmentée durant une période prolongée, indiquant un faible retour de la phase austénitique vers la martensite durant la libération d'énergie. L'explication possible de ce phénomène est que la température intra-orale est insuffisamment basse pour restaurer la composition martensite-austénite originale. En fait, en l'absence de stress, le Neo Sentalloy a une température  $R_s$  de  $21,7^{\circ}\text{C}$  et le Copper Ni-Ti une température  $M_s$  de  $17,5^{\circ}\text{C}$ , ce qui indique que ces alliages doivent être refroidis sous ces températures respectives pour induire la transformation martensitique. Puisque ces températures sont loin au-dessous de celle du corps, aucune transformation thermique ne devrait être provoquée. Cependant, tel que mentionné précédemment, le stress fait augmenter la température  $A_f$ , et fort possiblement la température  $M_s$ , permettant la formation de martensite thermique dans certaines conditions.

## CHAPITRE TROIS

### **OBJECTIFS DE L'ÉTUDE**



### 3. OBJECTIFS DE L'ÉTUDE

Ces études récentes concernant l'effet des variations de la température intra-orale sur les propriétés mécaniques des fils orthodontiques en nickel-titane permettent de constater qu'il manque certaines pièces maîtresses pour bien comprendre leur comportement *in vivo*.

Il serait d'abord important d'établir si les contraintes thermiques répétées peuvent avoir un impact similaire à celui des contraintes mécaniques répétées, soit causer de la fatigue et des changements de propriétés des fils nickel-titane à long terme. Une fatigue thermique pourrait potentiellement être induite par les passages successifs de la phase martensitique à la phase austénitique, comportant une modification complète du réseau cristallin, suite aux variations de température cycliques passagères subies par l'environnement buccal. C'est après tout le cas lors du développement d'une rupture par fatigue mécanique se produisant suite à l'application répétée d'une charge, par glissement cristallographique et écrouissage de l'alliage.

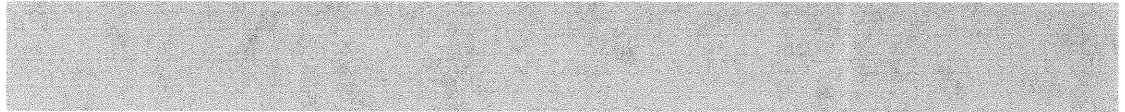
Comme aucune étude n'a permis de faire le point sur ce sujet auparavant, la présente étude aura pour objectif principal de vérifier les effets d'un thermocyclage *in vitro*, reproduisant les conditions thermiques intra-orales subies entre deux rendez-vous orthodontiques durant la phase d'alignement, sur les propriétés mécaniques de fils orthodontiques en nickel-titane soumis à un test de flexion en trois points. Les résultats devraient permettre de confirmer ou d'infirmer l'hypothèse nulle suivante: les transformations de phase et les réorganisations du réseau cristallin des fils orthodontiques en nickel-titane se produisant lors de variations successives de température dans l'environnement buccal ne provoquent pas de fatigue thermique affectant leurs propriétés intrinsèques. Le prochain chapitre décrira en détails les différentes propriétés étudiées et la méthodologie utilisée pour parvenir aux résultats. De plus, cette approche expérimentale sera justifiée.



L'objectif secondaire, une fois cette hypothèse clarifiée, serait donc d'ouvrir la voix à d'autres recherches plus spécifiques permettant de répondre aux questions suivantes : quelle est la durée de vie maximale des fils nickel-titane en bouche ? À quel rythme, durant la phase d'alignement, les orthodontistes devraient-ils revoir les patients pour exploiter les caractéristiques des fils orthodontiques en nickel-titane à leur plein potentiel ? Les habitudes alimentaires des patients peuvent-elles promouvoir la détérioration des propriétés des fils Ni-Ti ? Des recommandations d'ordre thermique peuvent-elles être dictées au patient en début de traitement pour améliorer l'efficacité des déplacements dentaires et accélérer les traitements orthodontiques ?

# CHAPITRE QUATRE

## **TECHNIQUE EXPÉRIMENTALE**



## 4. TECHNIQUE EXPÉRIMENTALE

Voici les différentes étapes qui ont mené à l'élaboration de la technique expérimentale et à l'obtention des résultats.

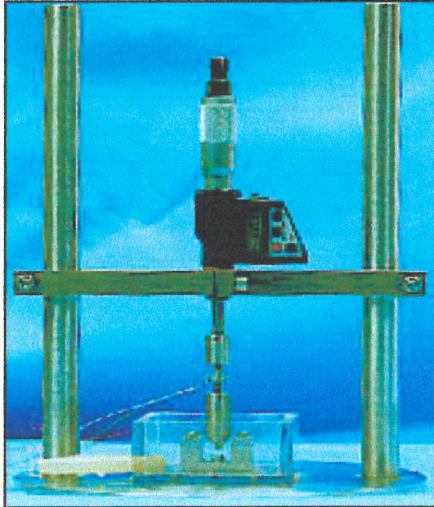
### 4.1 Tests initiaux

La description des tests initiaux sera sommaire, les résultats obtenus n'ayant pu être utilisés, pour des raisons qui seront expliquées dans les paragraphes qui suivent. Les études ayant motivé les choix de paramètres seront mentionnées uniquement lors de la description de la technique expérimentale définitive.

#### 4.1.1 *Matériel et méthode initiale*

Initialement, le projet d'étude, développé en collaboration avec l'École Polytechnique de Montréal, visait à obtenir un enregistrement en temps réel de la force transmise par les différents spécimens avant, pendant et après le thermocyclage. De cette façon, il aurait été possible de vérifier l'effet immédiat des variations de température sur la force, ainsi que l'effet à long terme, en comparant les forces avant et après thermocyclage.

Au total, cinq types de fils en nickel-titane furent testés. Le montage original, un test de flexion en trois points immergé dans un bassin d'eau dont la température pouvait passer du chaud au froid en quelques secondes, permettait de faire subir une déflexion constante de 2 mm aux fils. Les températures extrêmes et médianes préalablement établies étaient obtenues à partir de deux réservoirs à température contrôlée grâce à un système de valves géré par ordinateur permettant des mélanges précis. Une cellule de charge reliée au montage ainsi qu'un thermocouple permettaient au système d'acquisition de données d'enregistrer la force en flexion en fonction de la température à tout moment (figure 4.1).



*Figure 4.1 : Montage du test initial de pliage en trois points.*

Le thermocyclage lui-même, effectué sur une période de 23 heures, comptait 1380 cycles, chaque cycle représentant 10 secondes à 15°C, 20 secondes à 35°C, 10 secondes à 15°C et 20 secondes à 35°C, selon les recommandations de Gale et Darvell (1999).

#### ***4.1.2 Problèmes initiaux rencontrés***

Malgré les avantages potentiels d'un tel montage en termes de quantité d'information recueillie et de renseignements potentiels, plusieurs problèmes reliés à sa complexité se sont manifestés en cours d'expérimentation. Premièrement, un pic négatif dans la courbe de force / température se produisait à intervalles réguliers. Ce phénomène, causé par une surcharge cyclique dans le système d'acquisition, ne put être contrôlé par les ingénieurs responsables du montage, ce qui rendit inutilisables les résultats en temps réel. Il fallut donc se contenter d'enregistrer manuellement la force initiale à 35°C, la force à 15°C et à 45°C à intervalles réguliers et la force finale à 35°C. Ceci vint éradiquer la possibilité de comparer les courbes charge / déflexion des différents spécimens.

Deuxièmement, le contrôle de la température du bassin de tests fut extrêmement imprécis. D'abord, la nécessité de modifier rapidement la température de l'eau dans ce bassin rendit obligatoire l'utilisation d'un bassin de faible volume. Or, il est

beaucoup plus difficile de garder constante la température d'un petit volume d'eau que celle d'un grand. Ensuite, les équipements nécessaires au maintien de la température des réservoirs étant dispendieux, seul le réservoir d'eau chaude bénéficiait d'équipement adéquat, alors que celui d'eau froide était refroidi à l'aide de glace, méthode peu fiable pour une période d'enregistrement de 23 heures. Ces désavantages furent mis en évidence par les températures enregistrées dans le bassin de tests lors du thermocyclage; la température inférieure, qui devait être de 15°C, pouvait varier entre 14 et 21°C; la température intermédiaire représentant la température intra-orale de 35°C, variait entre 30 et 37°C, alors que la température maximale, qui devait être de 45°C, se maintenait entre 38 et 41°C.

Il fut finalement noté, suite à cette série de tests, que la cellule de charge telle qu'utilisée dans ce montage était grandement influencée par la température du bassin. En effet, en calibrant la cellule à zéro Newton et en activant simplement le thermocyclage, des variations importantes de forces furent enregistrées, malgré l'absence de déflexion infligée. Ces sources d'erreurs dans le contrôle des températures et dans l'enregistrement de la force se sont reflétées par une grande variabilité dans les résultats, qui furent jugés inutilisables.

#### ***4.1.3 Leçons tirées des tests initiaux***

Suite à cet échec, il fut convenu qu'une prochaine série de tests devrait pouvoir assurer un contrôle très précis de la température dans chacune des phases de l'expérimentation. Pour ce faire, il serait avantageux d'inverser l'approche, c'est-à-dire de déplacer le montage dans différents bassins à température stable plutôt que de vouloir modifier la température d'un bassin unique. Une telle façon de faire élimine cependant la possibilité d'enregistrer de façon continue la force durant le thermocyclage, puisqu'il n'est pas concevable de pouvoir déplacer le montage de pliage en trois points et la cellule de charge.

L'idéal serait donc de mesurer la force transmise par les spécimens pour une déflexion de 2 mm à 35°C avant et après le thermocyclage et d'utiliser un bloc de déflexion de 2 mm pendant le thermocyclage. Cette façon de procéder permettrait aussi de diminuer les erreurs reliées à l'influence de la température sur la cellule de charge, puisque tous les enregistrements de force se feraient à 35°C. L'utilisation d'une tige de déflexion aussi longue que possible diminuerait également cette interaction, en éloignant la cellule de charge du bassin de test.

## **4.2 Matériel et méthode définitive**

Suite à ces constatations, le projet fut pris en charge par le laboratoire de matériaux de la Faculté de médecine dentaire de l'Université de Montréal, où un appareil permettant le thermocyclage de fils orthodontiques était disponible.

### ***4.2.1 Spécimens***

La sélection des différents types de fils en nickel-titane fut effectuée en fonction des critères suivants : premièrement, les compagnies orthodontiques les plus importantes au Québec et au niveau international devaient être représentées; deuxièmement, les fils les plus souvent étudiés dans le passé, identifiés dans la revue de littérature de Santoro et al. (2001), devaient également se retrouver dans l'échantillon, pour faciliter les comparaisons; finalement, l'échantillon devait contenir tous les groupes de fils en nickel-titane de la classification de Evans et Durning (1996). Seul le groupe thermodynamique variable (phase V) fut laissé de côté, car les niveaux de force de tels fils changent selon la section, empêchant d'uniformiser les résultats avec les autres groupes. Pour ce qui est des formes des fils, elles furent choisies en fonction des sections postérieures, qui devaient être les plus linéaires possibles.

Seuls des fils de diamètre 0,016" furent testés afin de mieux reproduire la phase d'alignement préliminaire des boîtiers. Plusieurs auteurs (McCaughlin et al., 1998,

Bennett et Swartz, 1999) recommandent ce diamètre de fil Ni-Ti comme premier fil d'alignement. Le tableau V résume les différents fils utilisés dans l'étude.

Type	Source	Classification	Forme
Nitinol Heat-activated	3M / Unitek	Phase III	Orthoform I
Copper NiTi 35°C	Ormco	Phase III ou IV	Upper Small
Copper NiTi 27°C	Ormco	Phase III	Upper Small
Sentalloy Heavy	GAC	Phase III	Accuform
Sentalloy Medium	GAC	Phase III	Accuform
Nitinol SuperElastic	3M / Unitek	Phase III	Orthoform I
Nitinol Classic	3M / Unitek	Phase II	Orthoform I

*Tableau V : Tableau des différents fils nickel-titane 0,016" testés, des manufacturiers et de leur classification selon Evans et Durning (1996).*

Le fil Nitinol Classic, seul fil testé non-superélastique de par son procédé de fabrication (écrouissage), fut inclus pour servir de comparaison. Le fil Copper Ni-Ti 40°C ne fut pas inclus dans les tests, même s'il s'agit du seul fil faisant assurément partie de la phase IV (martensitique actif – thermodynamique, Evans et Durning, 1996), car il est recommandé pour des situations particulières, comme le traitement de patients avec problèmes parodontaux, et sa faible force ne permet généralement pas l'alignement préliminaire complet (Santoro et al. 2001). Par contre, il sera intéressant de vérifier le comportement du Copper Ni-Ti 35°C à température intra-orale, pour pouvoir le classer définitivement (phase IV ou phase III, Evans et Durning, 1996).

#### **4.2.2 Montage du test de flexion en trois points**

Le montage servant au test de flexion en trois points fut basé sur celui de Bernard (1999), lui-même inspiré de Drescher et al. (1994) et de Miura et al. (1986). Ce type de test fut sélectionné pour sa simplicité, sa facilité de réalisation, sa popularité dans les études antérieures (Santoro et al. 2001) et sa fiabilité. Un support en U fait d'acier inoxydable constituait la base. À chacune de ses extrémités était collé un boîtier Twin Edgewise standard (lumière de 0,018x0,025", zéro degré d'inclinaison, zéro degré de torque, 3,5 mm de largeur, GAC), identique à ceux retrouvés dans les

études de Meling et Odegaard (1998, 2001). Ces deux boîtiers étaient parfaitement parallèles et alignés (figure 4.2). Le montage était solidement fixé à la table d'essai de la machine de test Instron 4201.

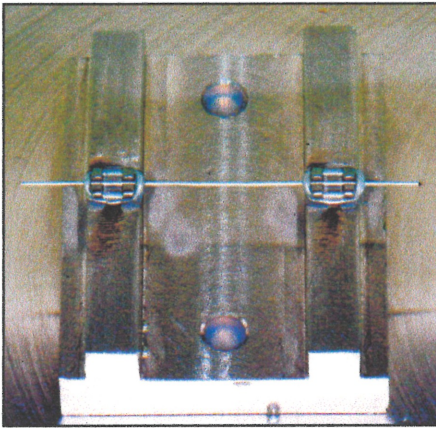


Figure 4.2 : Base du montage de pliage en trois points

La distance entre ces deux boîtiers fut établie à 13,5 mm. La déflexion était obtenue grâce une tige en acier inoxydable mobile, située en plein centre du montage, dont l'extrémité était constituée de la base d'un boîtier identique aux deux autres (3,5 mm de large), mais arrondi pour respecter Miura (1986) et Bernard (1999). Ainsi, la distance inter-boîtiers était de 5mm lorsque la tige centrale produisait la déflexion, respectant Meling et Odegaard (1998, 2001). L'autre extrémité de la tige était reliée à une cellule de charge Instron d'une capacité de 10 Newtons (N), elle-même montée sur une machine de tests Instron 4201.

La stabilisation du fil fut obtenue à l'aide de ligatures élastomériques *Super Slick elastic ties*® (TP Orthodontics). Le choix de ces ligatures fut basé sur l'étude de Devanathan (2000). Ces ligatures sont recouvertes d'un polymère modifiant les caractéristiques de surface de l'élastomère, le rendant glissant au contact de l'eau ou de la salive et réduisant jusqu'à 70 % la friction entre le fil et la ligature. Ce facteur est d'un intérêt particulier lors de tests de flexion en trois points, car, tel que soulevé par Santoro et al. (2001), la friction générée lors du glissement des fils sur le support augmente la charge, pouvant aller jusqu'à simuler un comportement superélastique chez des fils non-superélastiques, particulièrement pour les fils ayant un coefficient de friction élevé, comme le nickel-titane. De plus, la plupart des études de flexion en



trois points, dont celles de Meling et Odegaard (1998, 2001) sur lesquelles cette étude est basée, utilisent des ligatures élastomériques, plutôt que métalliques, afin de standardiser la pression exercée sur les fils. Pour s'assurer d'une uniformité dans les résultats, des ligatures neuves furent utilisées pour chaque spécimen. Le fil était centré manuellement sur le montage, une fois les ligatures placées sur les deux boîtiers.

Une déflexion de deux millimètres fut choisie, mesure fréquemment retrouvée dans la littérature (Miura et al., 1986, Mohlin et al., 1991, Drescher et al., 1994, Segner et Ibe, 1995, Nakano et al., 1999). Ce choix fut d'ailleurs renforcé par la revue de littérature de Santoro et al. (2001), qui démontre que le montant de déflexion minimal pour tester le comportement superélastique des alliages orthodontiques en nickel-titane est de 2 mm.

#### ***4.2.3 Environnement des tests de flexion en trois points***

Les tests de flexion en trois points ont été réalisés dans un bassin isolé contenant 15 à 20 litres d'eau, quantité suffisante pour maintenir la température stable à  $35^{\circ}\text{C} \pm 0,1^{\circ}\text{C}$ , grâce à un chauffe-eau de marque Radiant (10 gallons). Le choix de cette température, représentant la température intra-orale moyenne, fut basé sur Gale et Darvell (1999). La salive artificielle ne fut donc pas utilisée, étant donné les quantités importantes qui auraient été requises. La comparaison des résultats avec l'étude de Bernard (1999) pourrait en être affectée, mais pas avec celles de Meling et Odegaard (1998, 2001). La température du bassin était vérifiée continuellement au cours des tests en flexion. Un filtre de marque Aquaclear (10 gallons) assurait une température uniforme dans tout le bassin et un maintien de la qualité de l'eau durant les essais.

#### ***4.2.4 Thermocyclage***

Idéalement, les recommandations de la revue de littérature de Gale et Darvell (1999) ( $35^{\circ}\text{C}$  pour 28 secondes,  $15^{\circ}\text{C}$  pour 2 secondes,  $35^{\circ}\text{C}$  pour 28 secondes et  $45^{\circ}\text{C}$  pour

2 secondes, un peu plus de 25 cycles par jour) auraient été suivies à la lettre, car, comme ils le mentionnent : « une standardisation des protocoles est requise afin de permettre des comparaisons valables des résultats des études de thermocyclage ». L'étude de Moore et al. (1999), (extrêmes de 16,9 °C et 43,9°C), confirme d'ailleurs les recommandations de Gale et Darvell. Il est cependant difficile d'obtenir des résultats précis avec un tel protocole, tel que mentionné aux paragraphes 4.1.2 et 4.1.3. L'utilisation de trois températures distinctes, dont une température intermédiaire à 35°C, complique invariablement la procédure.

Un appareil de thermocyclage fort simple, mais peu versatile, fut donc utilisé (figure 4.3). Il était constitué de deux bassins à températures contrôlées, réglés à 15°C et 45°C, tel que proposé par Gale et Darvell (1999). Un bras pivotant permettait de déplacer les spécimens d'un bassin à l'autre. Le temps de trempage dans chaque bassin et le temps de passage d'un bassin à l'autre étaient non-ajustables et pré-établis respectivement à 30 secondes et 10 secondes. Il est bon de rappeler que l'étude de Crim et al (1985) n'avait pas trouvé de différence significative entre la méthode proposée par Gale et Darvell (1999) et celle utilisée dans l'étude présente.

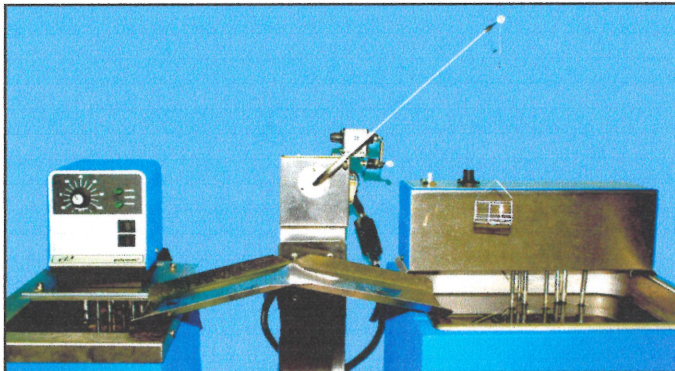


Figure 4.3 : Thermocycleur.

Les fils en nickel-titane de diamètre 0,016" sont laissés en bouche pour des périodes très variables, en fonction des cliniciens, se situant généralement entre 4 et 8 semaines, parfois même 12 semaines. Une moyenne de 6 semaines représente relativement bien l'intervalle entre deux rendez-vous orthodontiques. Dans cette étude, le thermocyclage des spécimens se déroula sur 24 heures. Puisque chaque

cycle durait exactement 120 secondes, un total de 1080 cycles fut effectué. Ceci représente 6 semaines, à raison d'environ 25 cycles par jour (25,71), ce qui est représentatif de la réalité intra-orale selon Gale et Darvell (1999). Le nombre de cycles effectués s'affichait sur un compteur mécanique intégré au thermocycleur.

### 4.3 Première série de tests

La présente étude évalua donc l'effet du thermocyclage sur les propriétés des fils en nickel-titane placés dans des conditions d'alignement préliminaire des boîtiers, soit une déflexion de 2mm. Deux facteurs environnants pouvaient influencer les propriétés intrinsèques des spécimens : la déformation et le thermocyclage lui-même. Il fut jugé primordial que le design de l'étude permette d'isoler l'effet de ces deux facteurs, afin de pouvoir juger de l'impact de chacun, individuellement, et de leur interaction.

#### 4.3.1 Groupes

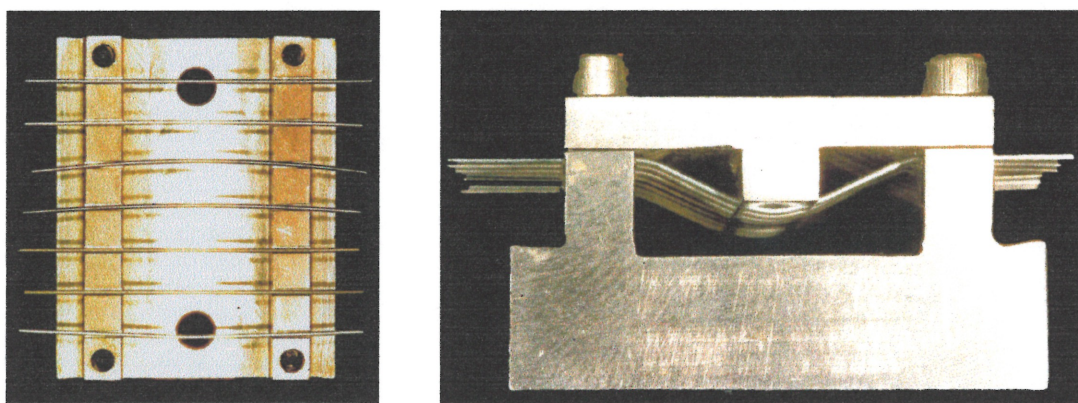
20 spécimens de chacun des sept types de fils testés furent utilisés pour cette série de tests. Quatre groupes distincts, contenant chacun cinq spécimens par type de fil, furent soumis à des conditions particulières de cyclage, énoncées dans le tableau VI.

Groupe	Spécimens / types de fils	Conditions de cyclage
1	5	Thermocyclé – Déformé
2	5	Thermocyclé – Non-déformé
3	5	Non-thermocyclé – Déformé
4	5	Non-thermocyclé – Non-déformé

*Tableau VI : Conditions de cyclage selon les groupes.*

Les conditions exactes de thermocyclage ont été décrites précédemment. Les deux groupes ne subissant pas de thermocyclage furent maintenus à 35°C pendant 24 heures. La déformation de 2 mm au cours du cyclage était obtenue grâce à un bloc

imitant le test de flexion en trois points (figure 4.4). Le bloc était constitué de deux pièces, soit la base en U et le couvercle. Les deux extrémités parallèles de la base, larges de 3,5 mm, étaient séparées de 13,5 mm. Une marche de 2 mm de hauteur et 3,5 mm de largeur, située en plein centre du couvercle, permettait, une fois celui-ci vissé sur la base, de produire la déformation des spécimens. Les sept lumières de 0,018x0,025", parfaitement parallèles et alignées tant sur la base que sur le couvercle, ainsi que la friction induite par la déformation centrale permettaient d'assurer la stabilité de sept spécimens (un par type de fil) durant le cyclage (figure 4.5).



*Figures 4.4 et 4.5 : Bloc de déformation.*

Pour les deux groupes sans déformation, le même bloc fut utilisé, mais le couvercle était vissé marche vers le haut afin que les spécimens ne subissent aucune déformation. Deux élastiques (7,9 mm - 99,2 g - Cliff - 3M / Unitek) placés autour du couvercle, de chaque côté de la marche, assuraient la stabilité des spécimens.

#### ***4.3.2 Acquisition des données***

Seule la force d'activation fut prise en considération, lors de cette première série de tests, pour les raisons suivantes : premièrement, lors de l'établissement du protocole, les études qui avaient poussé le plus loin l'évaluation des effets des variations successives de température sur les fils en nickel-titane étaient celles de Meling et Odegard publiées en 1998. Ces études tenaient uniquement compte de la force d'activation. Ce n'est qu'une fois l'étude présente déjà entamée que leur étude de

2001 parut, dans laquelle les courbes contrainte / déformation furent enregistrées. Deuxièmement, au début de cette série de tests, le système d'acquisition de données, soit le logiciel Instron IX, n'avait pas encore été proprement configuré, empêchant la collecte des données par ordinateur et rendant impossible le tracé de la courbe contrainte / déformation. Troisièmement, étant donné le nombre important de spécimens testés, l'enregistrement manuel de la force d'activation à 2mm, donnée à l'écran par la machine de tests Instron 4201, simplifiait grandement les manipulations. La force d'activation avant et après le cyclage fut donc enregistrée manuellement pour chaque spécimen.

#### ***4.3.3 Analyse statistique des résultats***

Les moyennes et les écarts types de la force d'activation après cyclage pour les différents types de fil des quatre groupes furent calculés. Un test statistique de type ANOVA (Analyse de variance) fut utilisé pour comparer l'effet des trois variables indépendantes (type de fil, thermocyclage, déformation), seules ou en combinaisons, sur la variable dépendante (force d'activation). Le seuil de signification statistique fut fixé à  $p < 0,05$ . Ainsi, toute différence statistiquement significative entre la force d'activation moyenne des spécimens des différents types de fils du groupe 4, n'ayant subi aucune contrainte environnementale, et la force d'activation moyenne des spécimens des autres groupes permettrait de conclure en une influence significative d'une variable indépendante ou d'une combinaison de ces variables sur la force d'activation.

Les résultats obtenus, qui seront élaborés plus loin, permirent de conclure que seuls certains fils du groupe 1 (thermocyclé - déformé) pourraient subir une diminution statistiquement significative de leur force d'activation après le cyclage, si un plus grand nombre de spécimens était testé. Un *Sample Size Analysis* (puissance significative = 0,8) permit d'évaluer à 20 le nombre de spécimens par type de fil qui devrait être testé pour obtenir cette diminution significative.

## 4.4 Deuxième série de tests

Ces conclusions dictèrent la méthode de la deuxième série de test : 15 autres spécimens pour chacun des types de fils furent testés dans le groupe 1 (thermocyclé-déformé), pour un grand total de 20.

### 4.4.1 Acquisition des données

Cette fois encore, la force d'activation à 2 mm fut enregistrée manuellement à partir des données disponibles à l'écran de la machine de tests Instron 4201.

Cependant, au cours de cette deuxième série, le système informatique d'acquisition de données, soit le logiciel Instron IX, fut proprement configuré, permettant la collecte des données par ordinateur et rendant possible le tracé des courbes contrainte / déformation. Les courbes des 10 derniers spécimens de chaque type de fil furent donc tracées avant et après le thermocyclage. Il serait ainsi possible d'aller un peu plus loin dans l'analyse de l'impact du thermocyclage sur les propriétés des fils en nickel-titane, en analysant la courbe de désactivation, plus significative cliniquement que la force d'activation (Segner et Ibe, 1995). Certaines comparaisons pourraient aussi être faites avec l'étude de Bernard (1999), qui avait lui aussi testé 10 spécimens par type de fil. L'ajout de ces résultats complétait favorablement l'étude actuelle.

La collecte des données pour les 10 derniers spécimens de chaque type de fil a donc été effectuée à l'aide d'un ordinateur équipé du logiciel Instron IX, simultanément à l'enregistrement manuel de la force d'activation à 2 mm. Les valeurs de force (N) et de déflexion (mm) étaient enregistrées par le logiciel toutes les 3 secondes durant le test de flexion (annexe 9.1). Le tracé de la courbe s'effectuait en temps réel à l'écran et permettait de suivre la progression (annexe 9.2)



#### 4.4.2 Analyse statistique des résultats

Les moyennes et les écarts types des forces d'activation avant et après thermocyclage déformé (F0 et F1) furent calculés pour chaque type de fil testé, en plus du pourcentage de variation entre F1 et F0 ( $[(F1-F0) / F0] \times 100$ ). Les moyennes des différences F1-F0 en valeur absolues furent analysées avec un *Two way ANOVA* en mesures répétées. Cette analyse permet tout d'abord de déterminer les effets principaux des deux variables indépendantes (type de fil et thermocyclage déformé) sur la variable dépendante (force d'activation). Elle permet également de vérifier s'il existe une interaction entre les variables indépendantes. Dans l'étude présente, une telle interaction fut décelée, prouvant que le thermocyclage déformé n'a pas le même effet sur la force d'activation de tous les types de fils. Ceci oblige à pousser l'investigation un peu plus loin. Un *paired samples t-test* fut donc utilisé pour déterminer si la variation entre les moyennes F0 et F1 était significative pour chaque type de fil. La valeur  $p < 0,05$  fut encore une fois considérée comme statistiquement significative.

L'analyse de la courbe contrainte / déformation des 10 derniers spécimens testés fut basée sur le modèle de Segner et Ibe (1995), qui fut également utilisé par Bernard (1999). Ceux-ci s'intéressèrent surtout au plateau inférieur, correspondant à la désactivation du fil soumis à une contrainte. Cliniquement, ce plateau représente la force transmise aux dents par le fil et servant à les aligner. Plus le plateau a une pente (rigidité) faible, plus la force transmise sera faible et constante, type de force recherchée en orthodontie. Le modèle de Segner et Ibe comporte trois paramètres essentiels : la clarté du plateau de superélasticité ainsi que la déflexion (déplacement) et le niveau de force à la fin du plateau de désactivation.

La clarté du plateau superélastique s'exprime par un ratio calculé en divisant la pente initiale par la pente du plateau de désactivation. Il permet de quantifier la superélasticité de l'alliage Ni-Ti. Un alliage est superélastique si son ratio est supérieur à huit, possède une tendance superélastique entre deux et huit et n'est pas superélastique sous la valeur de deux. Un fil en acier inoxydable avant déformation

permanente présente donc un ratio d'environ un, les pentes étant équivalentes en activation et désactivation. De son côté, un fil superélastique idéal aurait un ratio à l'infini, la pente de désactivation s'approchant de zéro. Grâce à ce ratio, il est possible de vérifier la qualité de la courbe superélastique des différents types de fils utilisés, en plus de pouvoir vérifier l'impact du thermocyclage sur les courbes.

Toujours selon Segner et Ibe, la force du plateau de désactivation (force en fin de plateau de désactivation) des fils Ni-Ti devrait idéalement s'approcher de 70 g dans les régions incisives et prémolaires. Un tel niveau de force permettrait d'éviter les pressions indues sur le parodonte. Pour ce qui est du déplacement en fin de plateau de désactivation, ils estiment qu'une valeur de 0.5 mm ou moins est excellente. Ce paramètre influence en premier lieu l'intervalle entre les changements de fils orthodontiques : plus le plateau de désactivation se termine près d'un déplacement de 0 mm, plus le fil pourra être laissé longtemps en bouche lors de la phase d'alignement. En deuxième lieu, les fils dont le déplacement en fin de plateau de désactivation est faible sont plus efficace lorsque la distance inter-boîtier augmente.

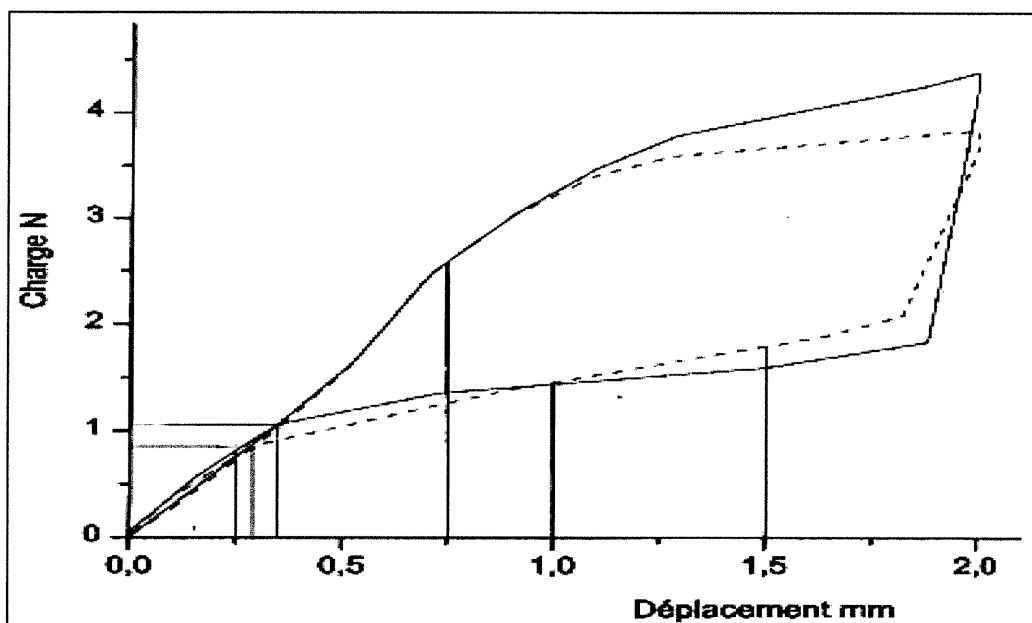


Figure 4.6 : Courbe charge / déplacement pour un des spécimens de Nitinol Heat-activated avant (ligne pleine) et après (ligne pointillée) le thermocyclage-déformé.



Dans l'étude présente, il aurait été idéal d'utiliser directement les valeurs de charge et de déplacement enregistrées par l'ordinateur pour obtenir ces trois paramètres. Cependant, la charge n'étant pas enregistrée au même déplacement pour chaque essai, mais plutôt toutes les 3 secondes, il fallut obtenir les paramètres directement sur les courbes (figure 4.6).

Les valeurs furent mesurées en millimètres sur les courbes avec un pied à coulisse digital *Pro-Max Electronic Digital Caliper* (Fowler-NSK), d'une résolution de 0,01 mm et d'une précision de  $\pm 0,03$  mm. Elles furent ensuite adaptées, à l'aide d'une règle de trois, dans le programme Excel. Le même programme servit à calculer les paramètres de la façon suivante :

Pente initiale (Pinit) : 
$$\frac{\text{Charge à } 0.75 \text{ mm} - \text{Charge à } 0.25 \text{ mm}}{0.75 \text{ mm} - 0.25 \text{ mm}}$$

Pente du plateau de désactivation (Pplat) : 
$$\frac{\text{Charge à } 1.5 \text{ mm} - \text{Charge à } 1.0 \text{ mm}}{1.5 \text{ mm} - 1.0 \text{ mm}}$$

Ratio superélastique (Ratio) : 
$$\frac{\text{Pente initiale (Pinit)}}{\text{Pente du plateau de désactivation (Pplat)}}$$

Force en fin de plateau (Fplat) et Déplacement en fin de plateau (Dplat): Force et déplacement mesurés au point précis où le plateau de désactivation casse, pour suivre une pente semblable à la pente initiale.

Les moyennes et les écarts types de tous ces paramètres furent calculés avant et après thermocyclage déformé (0 vs 1). Ces moyennes furent analysées avec un *2 way Anova* en mesures répétées pour chaque paramètre, afin de vérifier les effets principaux des variables indépendantes (cyclage et type de fil) et la présence d'une interaction (si le thermocyclage déformé a le même effet sur tous les types de fils). Pour les paramètres démontrant une interaction, un *paired samples t-test* fut ensuite utilisé pour déterminer si la variation entre les moyennes avant et après était significative pour chaque type de fil (seuil de signification :  $p < 0,05$ ).

## 4.5 Manipulations

La méthode expérimentale employée lors des tests de flexion en trois points et lors des cyclages sera élaborée en détail. Il est à noter que les cyclages s'effectuaient sur des périodes de 24 heures. Sept fils, un spécimen par type de fil, pouvaient être testés à la fois. Ainsi, les tests de flexion en trois points « avant » se déroulaient une heure avant le début du cyclage et les tests « après » dans l'heure suivant la fin du cyclage. De cette manière, un nouvel essai de sept spécimens débutait à heure fixe chaque jour. Les manipulations ont été identiques pour tous les spécimens testés et effectués par un seul opérateur. La seule exception fut celle des 10 derniers essais du groupe 1, pour lesquels l'acquisition manuelle des données fut complétée par une acquisition informatique. Ceci ne changea en rien la manipulation, l'ordinateur enregistrant automatiquement les données, sans intervention de la part de l'opérateur.



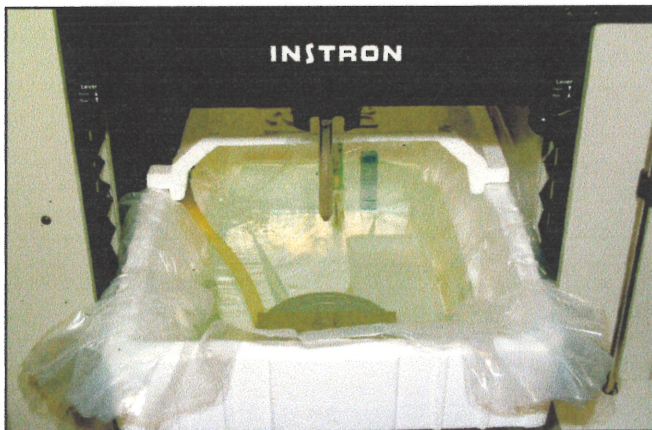
*Figure 4.7 : Ensemble du montage, comprenant le bassin de tests, la machine de tests Instron 4201, la console de tests Instron et l'ordinateur servant à l'acquisition des données.*

### 4.5.1 Préparation initiale

Avant de débiter les essais, il était nécessaire de laisser la machine de tests Instron 4201 se réchauffer pour une dizaine de minutes. Durant cette période, la température des bassins pouvait être vérifiée à l'aide d'un *thermistor* Oakton Accorn Temp 5, ayant une résolution de 0,1 °C et une précision de  $\pm 0,2$  °C. Les *thermistors* sont plus précis que les thermocouples pour les températures comprises entre  $-40,0$  °C et 125,0 °C, en plus d'offrir un temps de réponse plus court. Chaque fois que la température

des bassins était vérifiée durant les tests, un temps de réponse de 20 secondes était tout de même alloué, afin d'uniformiser les résultats. Cette précaution s'imposait, car la température de la pièce durant les essais a varié entre 18,6 et 22,4°C, ce qui pouvait possiblement influencer les enregistrements de température. La sonde ne pouvait être laissée en permanence dans les bassins, de peur de gêner les manipulations. Durant l'expérimentation, la température du bassin de tests s'est maintenue entre 34,9 et 35,1°C, puisque toute baisse au dessous de 34,9°C obligeait un réajustement immédiat de la température par l'opérateur.

Les températures des bassins du thermocycleur étaient extrêmement stables. Il fut possible de les ajuster précisément à 15 et 45 °C, sans jamais avoir à intervenir. Le système de maintien de la température du bassin de tests (figure 4.6) étant plus rudimentaire, la température devait être ajustée à 35 °C au début et généralement au milieu des essais. Pour ce faire, de l'eau chaude était ajoutée au bassin jusqu'à obtention de la température désirée, puis le niveau d'eau était réajusté.



*Figure 4.8: Bassin de tests.*

Il va sans dire que les niveaux des bassins devaient également être ajustés chaque jour, en raison de l'évaporation. Le niveau d'eau du bassin de tests était maintenu en permanence à 140 mm du fond, visible sur une règle intégrée au bassin. À ce niveau, exactement 34 mm d'eau recouvraient les spécimens lors des tests. Les niveaux des bassins du thermocycleur étaient maintenus à 20 mm du bord supérieur, les fils dans le bloc de déformation se trouvant à 72 mm de la surface, en début de cyclage.

#### ***4.5.2 Préparation des spécimens***

Tous les fils d'une même marque utilisés lors de cette étude provenaient d'un seul et unique lot. Les fils étaient d'abord déballés, puis inspectés sommairement, pour éliminer la présence d'imperfections macroscopiques. Cette courte vérification permit d'ailleurs de déceler la présence d'un fil de dimension 0,014" dans un emballage 0,016", pour un des fils Copper Ni-Ti 35°C (Ormco). Ce fil ne fut évidemment pas inclus dans les tests. Les échantillons, provenant directement du manufacturier, étaient des fils orthodontiques standards, préformés selon une forme d'arcade dentaire propre à chaque compagnie. Seules les extrémités des fils étaient assez rectilignes pour servir aux tests. Les spécimens de fils ont tous été coupés à 30 mm des extrémités postérieures, à l'aide d'une pince orthodontique *Cut and Hold* (Orthopli). Les mesures furent effectuées avec le pied à coulisse digital *Pro-Max Electronic Digital Caliper* (Fowler-NSK) décrit précédemment. Il fut donc possible de tirer deux spécimens de chaque fil fourni.

#### ***4.5.3 Mise en place des fils***

Deux étapes devaient être complétées avant de placer le fil dans le bassin de tests : vérifier et ajuster la température à  $35\text{ °C} \pm 0,1\text{ °C}$  et démarrer le chronomètre digital (Milan II) permettant d'uniformiser les délais de manipulations. Le fil à tester était déposé dans la lumière des boîtiers du montage de flexion en trois points. Il était ensuite ligaturé aux ailettes des deux boîtiers, avec une ligature Super Slick (TP Orthodontics) placée à l'aide de précelles à ligatures. Le spécimen était aussi centré, de manière à ce que la charge en flexion soit appliquée au milieu du spécimen. Une autre précaution consistait à s'assurer que la courbure du fil se dirige vers le bas (convexité vers le fond du bassin), afin d'éviter que le fil ne tourne durant le test. Une fenêtre fut intégrée à l'avant du bassin de tests pour permettre d'effectuer cette vérification en observant le fil de côté. Cette façon de faire est similaire à celles ayant été utilisées dans de nombreuses études impliquant l'utilisation de tests de flexion en

trois points (Miura et al., 1986, Drescher et al., 1994, Mohlin et al., 1991, Yonema et al., 1992). La mise en place du fil se faisait généralement en moins de 30 secondes.

#### ***4.5.4 Exécution des tests avant cyclage***

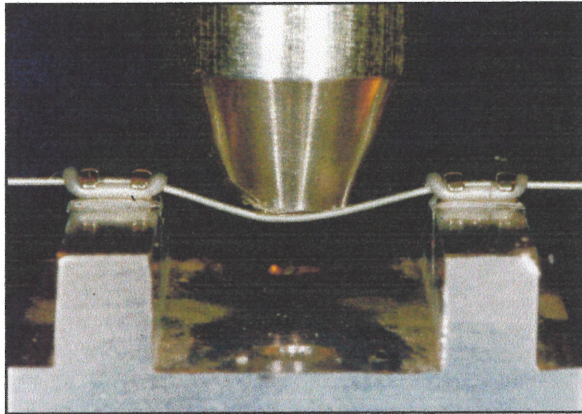
La tige de déflexion fixée à la cellule de charge était ensuite abaissée, grâce à l'appareil de tests Instron 4201, jusqu'à ce que son extrémité soit quasiment en contact avec le fil, tel qu'observé à travers la fenêtre du bassin de tests. Lors de l'entrée en contact avec l'eau, il se produisait une variation de la charge, prouvant que la cellule de charge est affectée par la température, tout comme dans notre première tentative avec l'école Polytechnique. Cependant, cette observation n'affectait en rien les résultats, car la machine Instron était calibrée à zéro une fois la tige dans l'eau.

À ce moment, l'opérateur devait calibrer et balancer la charge et le déplacement à zéro pour permettre l'ajustement adéquat de la hauteur de la tige. Sur la console Instron 4201, deux écrans sont visibles : l'écran de charge et l'écran de déplacement. Pour faire l'ajustement final de la tige, il suffisait d'identifier le déplacement au moment précis où la charge n'était plus nulle et de remonter la tige de 0,01 mm. Une fois cette hauteur zéro établie, l'opérateur ajustait les paramètres de la console : la vitesse de déplacement de la tige (10 mm/min) et la quantité de déflexion (2 mm), en plus de calibrer et de balancer la charge et le déplacement à zéro. L'ensemble de ces opérations prenait généralement 2 minutes. Donc, la durée moyenne de la préparation au test de flexion en trois points était de 2 minutes 30 secondes. Afin de parer à un problème éventuel, un délai supplémentaire d'une minute fut accordé.

Donc, au moment précis où le chronomètre indiquait 3 minutes 30 secondes depuis l'insertion du fil dans le bassin, le test de flexion en trois points (figure 4.9) était entamé. Mullins et al. (1996) avaient justement recommandé une période de repos de 3 à 5 minutes pour permettre au fil testé d'atteindre la température désirée. Lorsque la descente de la tige était complétée, le chronomètre était redémarré. La température exacte du bassin durant le test était mesurée (temps de réponse habituel de 20



secondes) pour fins d'établissement d'une moyenne. Après exactement 30 secondes de déformation à 2 mm, la charge était enregistrée manuellement et la tige remontée.



*Figure 4.9 : Test de flexion en trois points.*

Les ligatures élastomériques étaient alors retirées et le fil laissé à l'air libre jusqu'au début du cyclage. Il est à noter que la séquence dans laquelle les différents types de fils étaient testés variait à chaque essai. Ainsi le premier fil testé était différent chaque jour, mais l'ordre conservé : Nitinol Heat-activated, Copper Ni-Ti 35°C, Copper Ni-Ti 27°C, Sentalloy Heavy, Sentalloy Medium, Nitinol SuperElastic, Nitinol Classic.

#### ***4.5.5 Exécution des cyclages***

Une fois les sept fils d'un essai testés, ils étaient placés dans l'ordre habituel sur le bloc de déformation, le Nitinol Heat-activated à l'extrémité identifiée 3M. Selon le groupe testé, le couvercle était mis en place pour obtenir ou non de la déformation. Le couvercle était ensuite vissé au maximum avec la vis située à chacun des quatre coins. Lorsque les groupes n'étaient pas thermocyclés, le bloc de déformation était placé dans le bassin chaud du thermocycleur, ajusté pour l'occasion à 35°C. Ce choix était préférable à celui du bassin de tests, car la température y était beaucoup plus stable sur une période de 24 heures.

Lorsque les groupes étaient thermocyclés, le bloc de déformation était placé dans le panier du thermocycleur, situé à l'extrémité du bras pivotant. Les températures des deux bassins étaient toujours vérifiées avant d'entamer le thermocyclage. Celui-ci

débutait toujours dans le bassin à 15°C pour se terminer, 24 heures et 1080 cycles plus tard, dans le bassin chaud. Il est préférable de terminer avec le chaud, selon Meling et Odergaard (1998, 2001), puisque l'effet d'une diminution de température sur les nickel-titane dure plus longtemps que celui d'une augmentation de température. De plus, la différence de température est moindre entre 45 et 35 °C qu'entre 15 et 35°C.

#### ***4.5.6 Exécution des tests après cyclage***

Lorsque le panier ressortait du bassin d'eau chaude après le cycle 1080 ou après 24 heures, le bloc de déformation était retiré et le couvercle enlevé. Les fils étaient alors placés immédiatement sur un support situé dans le bassin de tests, préalablement ajusté à 35°C, dans l'ordre habituel. Chaque fil était alors testé à nouveau, de la même façon et dans la même séquence que les tests effectués avant cyclage. Une fois les tests terminés, les fils étaient jetés pour éviter d'utiliser le même fil deux fois.

#### ***4.5.7 Sources d'erreurs***

Les sources d'erreurs possibles proviennent de deux aspects de la technique expérimentale: les manipulations et le relevé des données expérimentales. Durant les manipulations, la plus importante provient de l'ajustement manuel du zéro. L'idéal serait évidemment que la machine de test puisse se calibrer à zéro automatiquement, au centième de millimètre près du premier contact avec le fil. Une autre source d'erreur concerne la courbe des sections de fil servant de spécimens, qui varie selon les manufacturiers, en plus de permettre une rotation du fil durant la déflexion. La température ambiante, dont il a déjà été question, peut également avoir influencé les enregistrements de la force, la sensibilité de la cellule de charge à la température ambiante étant bien connue.

Durant le recueil des données, la première source d'erreurs fut sans aucun doute le nombre de retranscriptions. En effet, chaque donnée relevée lors des tests ou mesurée sur les courbes était d'abord notée à la main, puis retranscrite dans le programme

Excel, augmentant les possibilités d'erreurs de frappe ou d'attention, surtout en considérant le volume des données recueillies dans cette étude (plus de 1000). L'autre source d'erreurs est la technique utilisée pour extraire les données des courbes contrainte / déformation, mesurées avec un pied à coulisse. Comme mentionné précédemment, il serait préférable, dans une étude future, de pouvoir obtenir ces données directement sur les enregistrements informatiques.

Il faut rappeler en terminant que toutes les manipulations ainsi que toutes les prises de données ont été faites par le même opérateur, point capital dans l'évaluation de la validité des résultats finaux. De plus, les températures des trois bassins ont été maintenues à  $\pm 0,1^{\circ}\text{C}$  des valeurs désirées, même celle du bassin de tests.



# CHAPITRE CINQ

## **RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX**



## 5. RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

### 5.1 Première série de tests

Les moyennes et écarts types des forces d'activation mesurées pour une déflexion de 2 mm, avant et après le cyclage spécifique à chaque groupe, sont présentés dans les tableaux VII et VIII.

Type de fil	Groupe 1		Groupe 2		Groupe 3		Groupe 4	
	F0 (N)	F1 (N)	F0 (N)	F1 (N)	F0 (N)	F1 (N)	F0 (N)	F1 (N)
<b>3MHA</b>	3,79 ± 0,10	3,66 ± 0,16	3,79 ± 0,13	3,74 ± 0,13	3,76 ± 0,15	3,64 ± 0,16	3,60 ± 0,15	3,58 ± 0,20
<b>O35</b>	3,34 ± 0,10	3,31 ± 0,08	3,35 ± 0,07	3,34 ± 0,08	3,33 ± 0,15	3,34 ± 0,16	3,38 ± 0,09	3,30 ± 0,06
<b>O27</b>	3,49 ± 0,10	3,47 ± 0,06	3,52 ± 0,14	3,45 ± 0,13	3,56 ± 0,20	3,47 ± 0,10	3,53 ± 0,10	3,46 ± 0,09
<b>GACSH</b>	4,74 ± 0,19	4,74 ± 0,11	4,78 ± 0,06	4,76 ± 0,15	4,72 ± 0,16	4,67 ± 0,09	4,79 ± 0,22	4,64 ± 0,18
<b>GACSM</b>	4,00 ± 0,18	3,96 ± 0,12	3,97 ± 0,13	3,90 ± 0,07	3,89 ± 0,08	3,84 ± 0,11	3,99 ± 0,11	3,87 ± 0,07
<b>3MSE</b>	4,56 ± 0,16	4,38 ± 0,12	4,70 ± 0,17	4,42 ± 0,22	4,63 ± 0,18	4,44 ± 0,12	4,59 ± 0,31	4,31 ± 0,19
<b>3MNi</b>	5,01 ± 0,21	4,50 ± 0,16	5,24 ± 0,13	4,64 ± 0,31	5,10 ± 0,13	4,65 ± 0,28	4,91 ± 0,22	4,54 ± 0,14

*Tableau VII : Forces d'activation en Newtons (N) et écarts types des différents types de fils, avant et après le cyclage, en fonction du groupe.*

Une comparaison statistique des forces d'activation après cyclage (F1) des groupes 1, 2 et 3 avec celles du groupe 4, à l'aide d'une Analyse de Variance (ANOVA) a permis de constater que seul le type de fil influence de façon significative la valeur de la force d'activation ( $p= 0,0000$ ). Les autres variables indépendantes (thermocyclage et déformation), seules ou en combinaisons, n'ont pas d'impact significatif sur la force d'activation: déformation  $\rightarrow p= 0,7072$ , thermocyclage  $\rightarrow p= 0,2119$ , thermocyclage + déformation  $\rightarrow p= 0,1703$ . Il est bon de rappeler que le seuil de

signification statistique fut fixé à  $p < 0,05$ . Les figures 5.1 à 5.4 illustrent l'effet de ces deux variables et de leur combinaison sur la force d'activation F1.

Type de fil	Groupe 1		Groupe 2		Groupe 3		Groupe 4	
	F0 (g)	F1 (g)	F0 (g)	F1 (g)	F0 (g)	F1 (g)	F0 (g)	F1 (g)
3MHA	386	373	386	381	383	371	367	365
O35	341	338	342	341	340	341	345	337
O27	356	354	359	352	363	354	360	353
GACSH	483	483	487	485	481	476	488	473
GACSM	408	404	405	398	397	392	407	395
3MSE	465	447	479	451	472	453	468	439
3MNI	511	459	534	473	520	474	501	463

Tableau VIII : Forces d'activation en grammes (g) des différents types de fils, avant et après le cyclage, en fonction du groupe (valeurs arrondies).

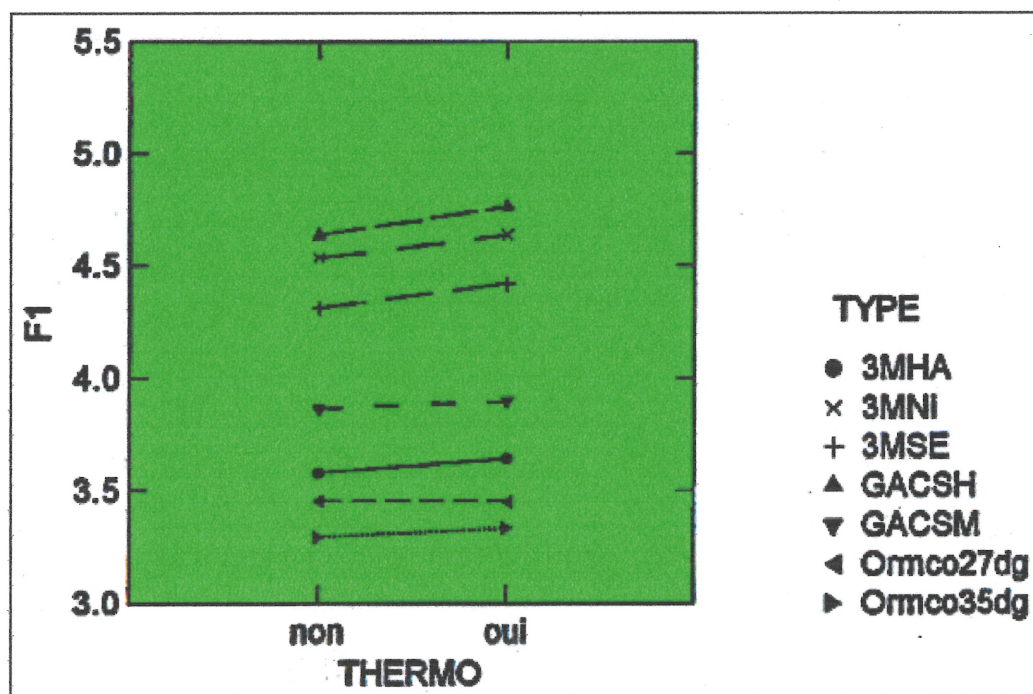


Figure 5.1 : Effet du thermocyclage sur la force d'activation.

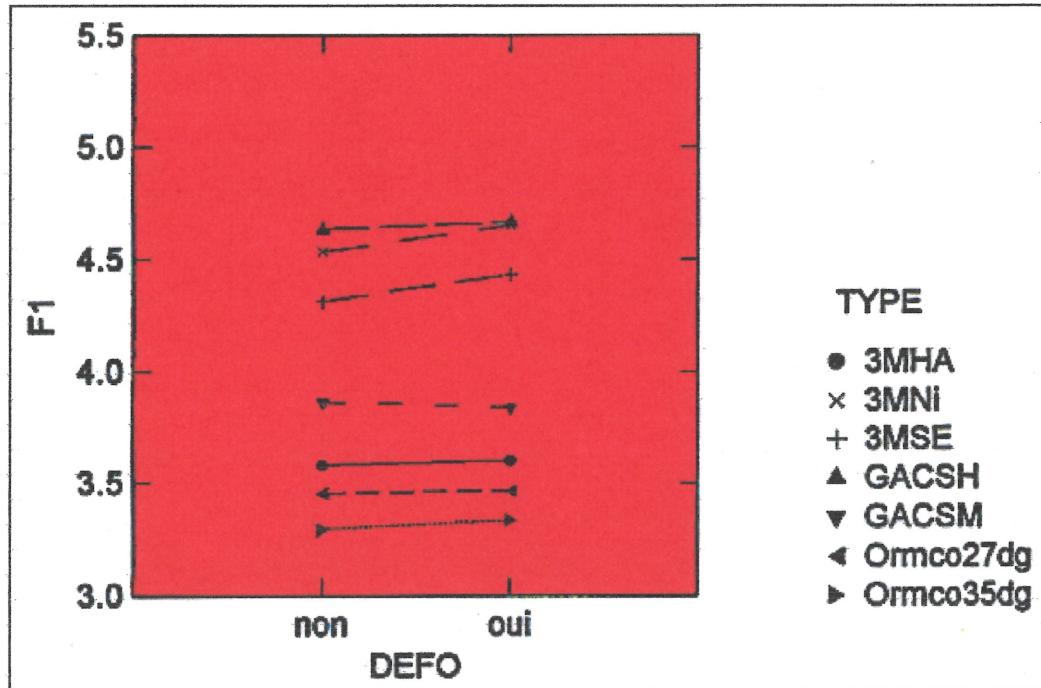


Figure 5.2 : Effet de la déformation sur la force d'activation.

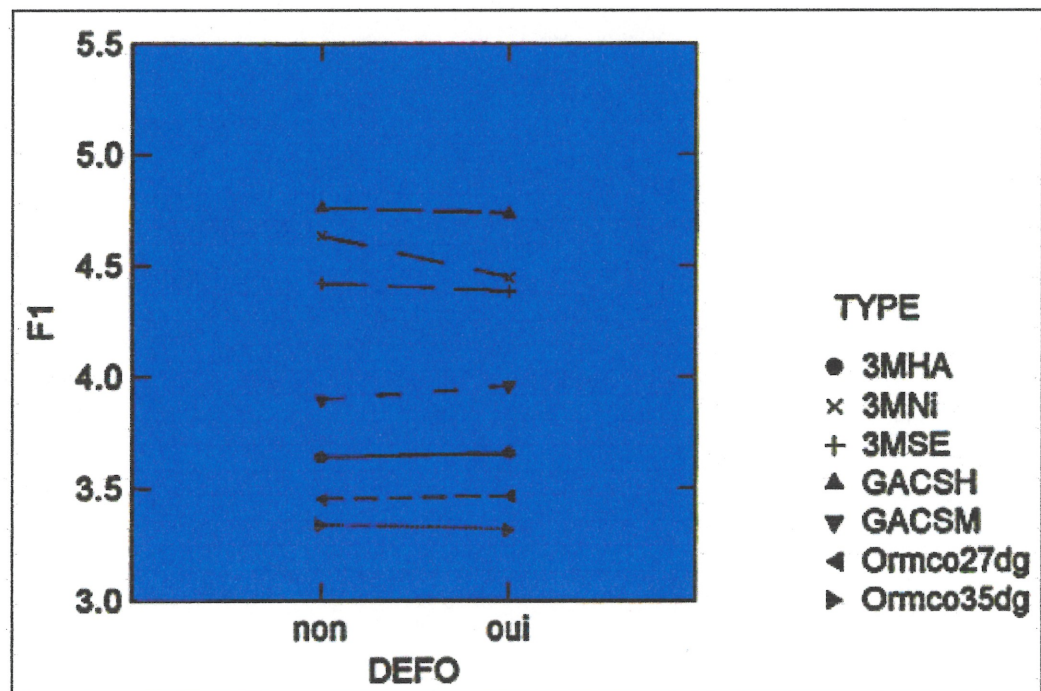


Figure 5.3 : Effet de la déformation sur la force d'activation de spécimens thermocyclés.



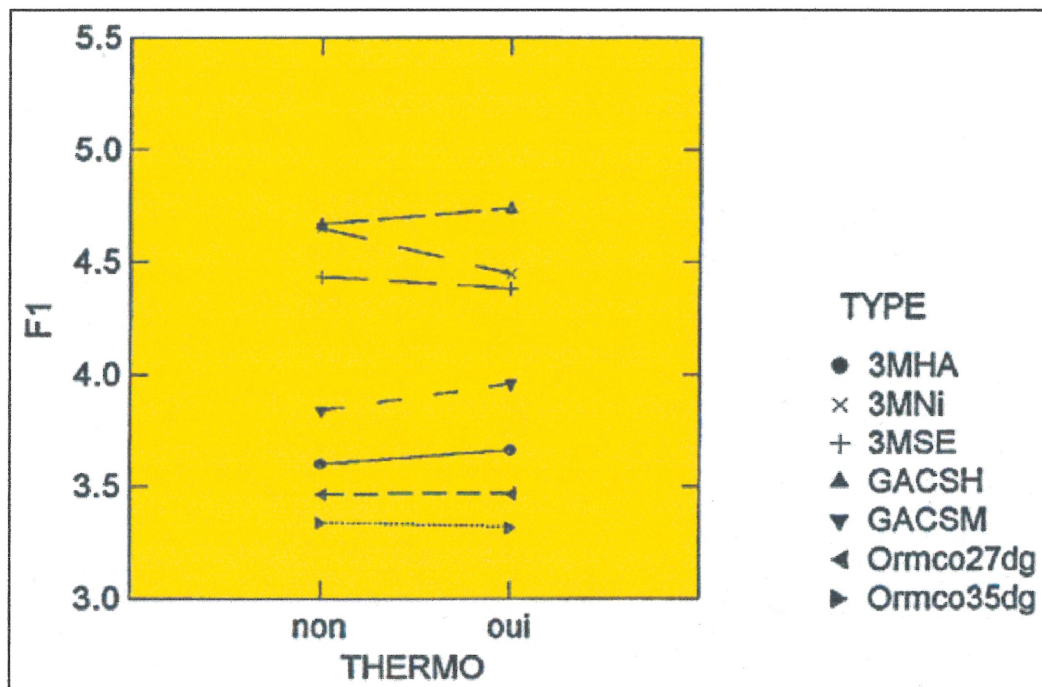


Figure 5.4 : Effet du thermocyclage sur la force d'activation de spécimens déformés.

Cependant, l'analyse des valeurs « p », des résultats des tableaux VII et VIII, ainsi que des graphiques précédents montre clairement que la combinaison thermocyclage-déformation affecte à la baisse la force d'activation de certains fils en nickel-titane, principalement le Nitinol Classic. À l'aide d'un test statistique *Sample Size Analysis*, il fut possible de déterminer la taille de l'échantillon qui permettrait d'obtenir une diminution statistiquement significative de la force d'activation de ces fils dans les conditions expérimentales du groupe 1, soit 20 spécimens au total (puissance= 0,8).

## 5.2 Deuxième série de tests

### 5.2.1 Force d'activation

Quinze (15) spécimens supplémentaires pour chaque type de fil furent donc testés. Les moyennes et écarts types des forces d'activation de tous les spécimens (20 par

type de fil) avant et après le thermocyclage déformé sont présentés dans les tableaux IX et X; ces derniers contiennent également la différence entre les forces d'activation avant et après en valeur absolue et en pourcentage (valeur négative = diminution).

	3MHA	O35	O27	GACSH	GACSM	3MSE	3MNI
F0 (N)	3,84 ±0,19	3,38 ±0,12	3,52 ±0,10	4,66 ±0,18	3,93 ±0,13	4,58 ±0,15	5,13 ±0,22
F1 (N)	3,57 ±0,16	3,27 ±0,10	3,46 ±0,08	4,60 ±0,14	3,91 ±0,11	4,38 ±0,16	4,73 ±0,25
F1 – F0 (N)	-0,27 ±0,20	-0,13 ±0,13	-0,05 ±0,09	-0,06 ±0,18	-0,02 ±0,13	-0,20 ±0,20	-0,40 ±0,24
F1 – F0 (%)	-6,89 ±4,8	-3,68 ±3,60	-1,44 ±2,52	-1,29 ±3,83	-0,46 ±3,39	-4,30 ±4,27	-7,71 ±4,60

*Tableau IX: Force d'activation en Newtons (N) des différents types de fils et différence (valeur absolue et pourcentage) avant et après le thermocyclage déformé.*

	3MHA	O35	O27	GACSH	GACSM	3MSE	3MNI
F0 (g)	392	345	359	475	401	467	523
F1 (g)	364	333	353	469	399	447	482
F1 – F0 (g)	-28	-13	-5	-6	-2	-20	-41
F1 – F0 (%)	-6,9	-3,7	-1,4	-1,3	-0,5	-4,3	-7,7

*Tableau X : Force d'activation en grammes (g) des différents types de fils et différence (valeur absolue et pourcentage) avant et après le thermocyclage déformé.*

Les graphiques suivants démontrent l'effet du thermocyclage déformé sur la force d'activation des différents fils testés.

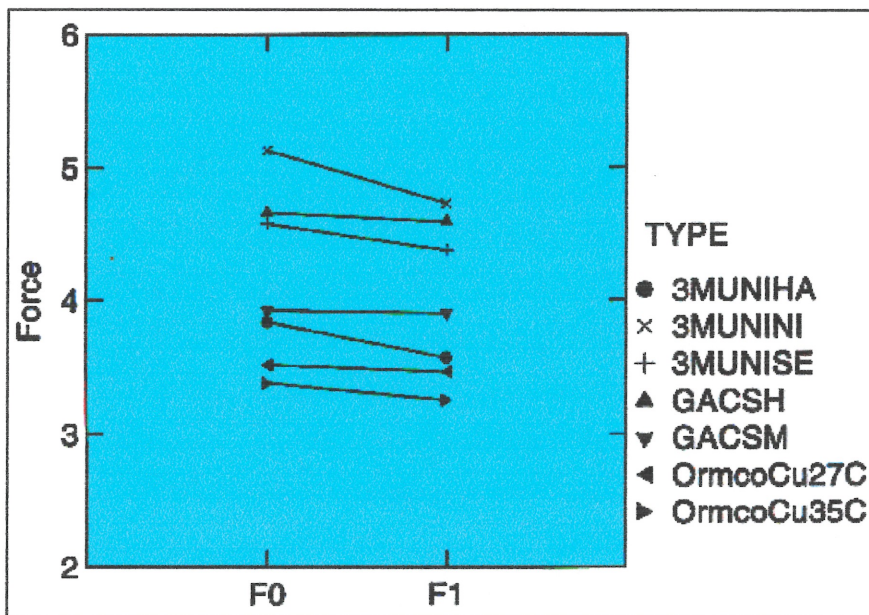


Figure 5.5 : Effet du thermocyclage déformé sur la force d'activation.

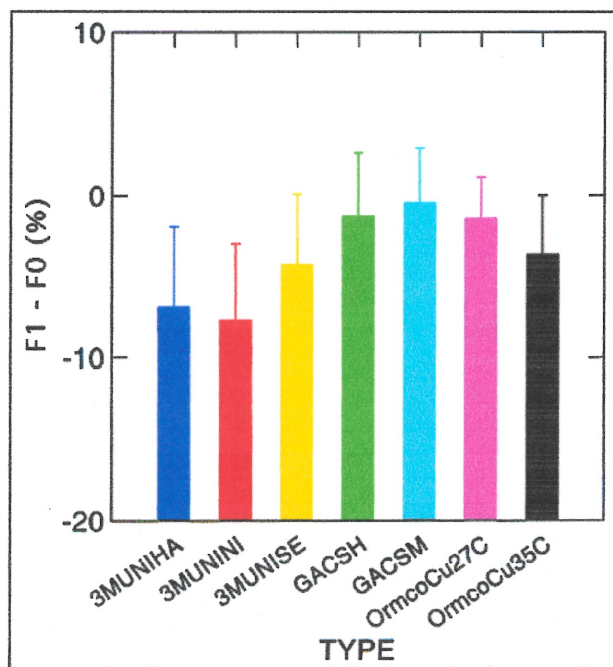


Figure 5.6 : Pourcentage de différence entre la force d'activation avant et après le thermocyclage déformé.



Le test *Two Way* ANOVA en mesures répétées a permis de démontrer une différence statistiquement significative entre les forces d'activation avant et après thermocyclage déformé ( $p= 0,0000$ ). Ce test permet également de conclure en une interaction entre le thermocyclage déformé et le type de fil; en d'autres termes, l'effet du thermocyclage déformé est significativement différent selon le type de fil testé ( $p= 0,0000$ ). Un *Paired samples t-test* permet pour sa part de confirmer qu'une différence statistiquement significative existe entre F1 et F0 pour les fils 3MHA ( $p= 0,0000$ ), O35 ( $p= 0,0002$ ), O27 ( $p= 0,0189$ ), 3MSE ( $p= 0,0002$ ) et 3MNi ( $p= 0,0000$ ), mais pas pour les fils GACSH ( $p= 0,1176$ ) et GACSM ( $p= 0,4859$ ).

### 5.2.2 Courbes contrainte / déformation

Les moyennes et les écarts types contenus dans les tableaux XI et XII furent recueillis à partir des courbes contrainte / déformation avant et après thermocyclage déformé dont voici un exemple pour chaque type de fil (figures 5.7 à 5.14) :

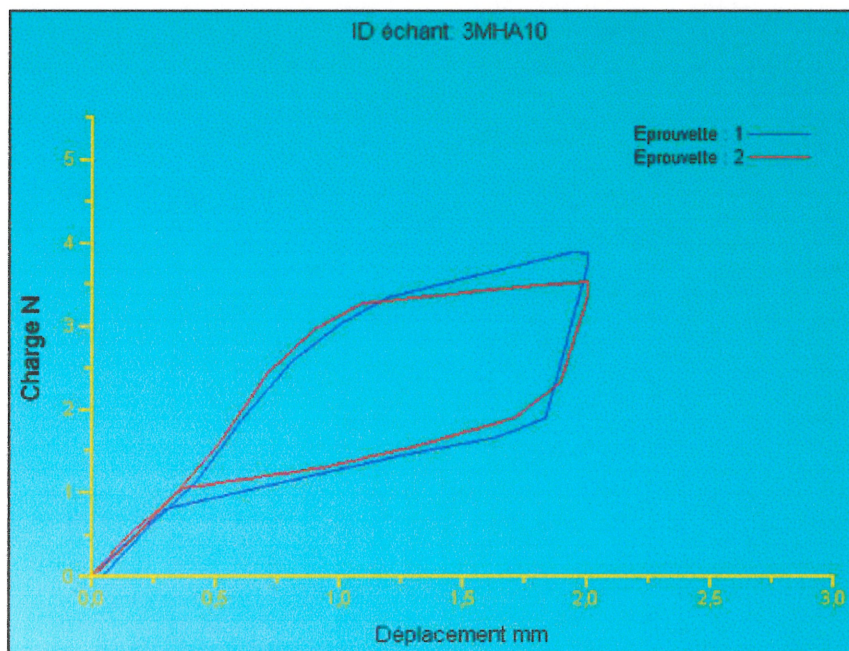


Figure 5.7 : Courbes contrainte / déformation du spécimen 3MHA-10 avant et après thermocyclage déformé.



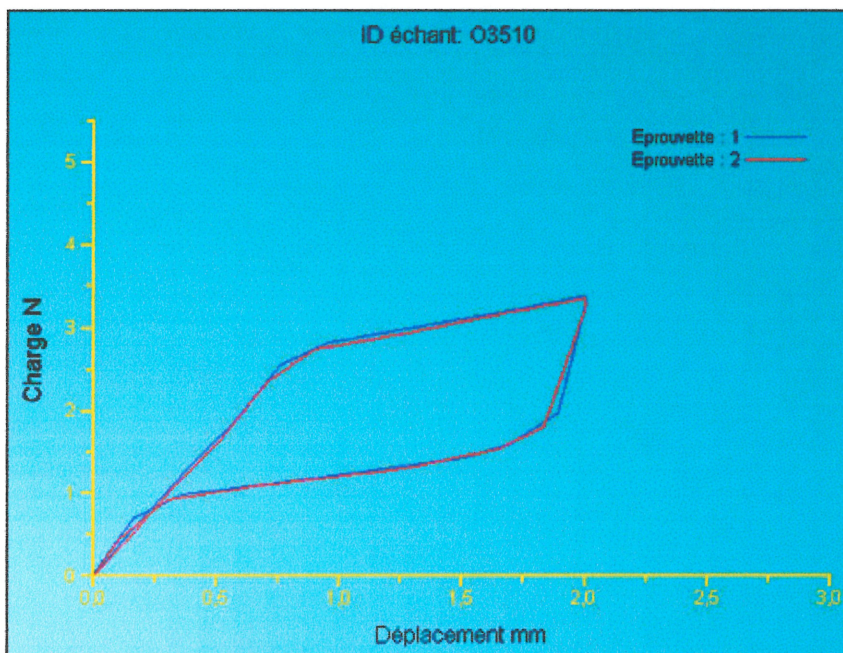


Figure 5.8 : Courbes contrainte / déformation du spécimen O35-10 *avant* et *après* thermocyclage déformé.

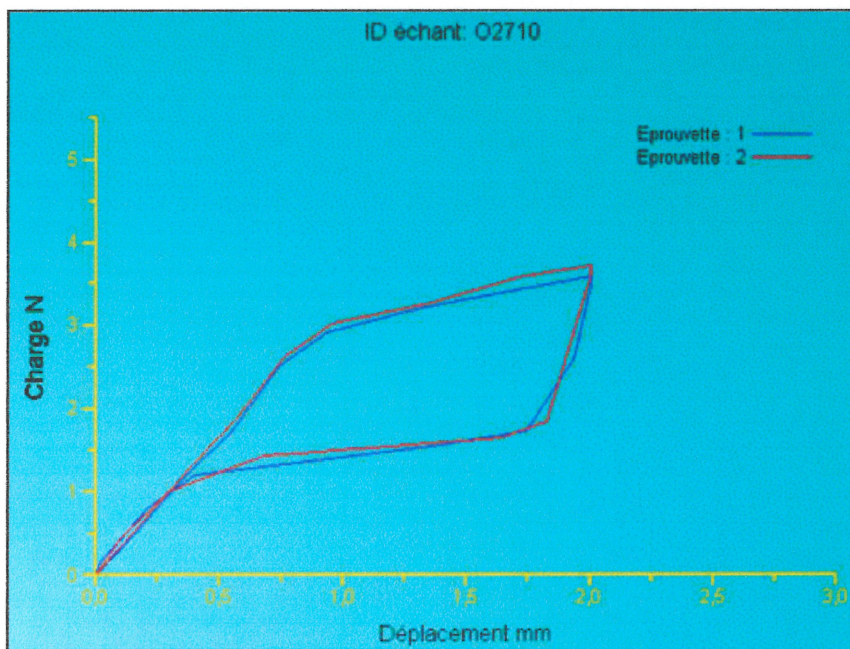


Figure 5.9 : Courbes contrainte / déformation du spécimen O27-10 *avant* et *après* thermocyclage déformé.

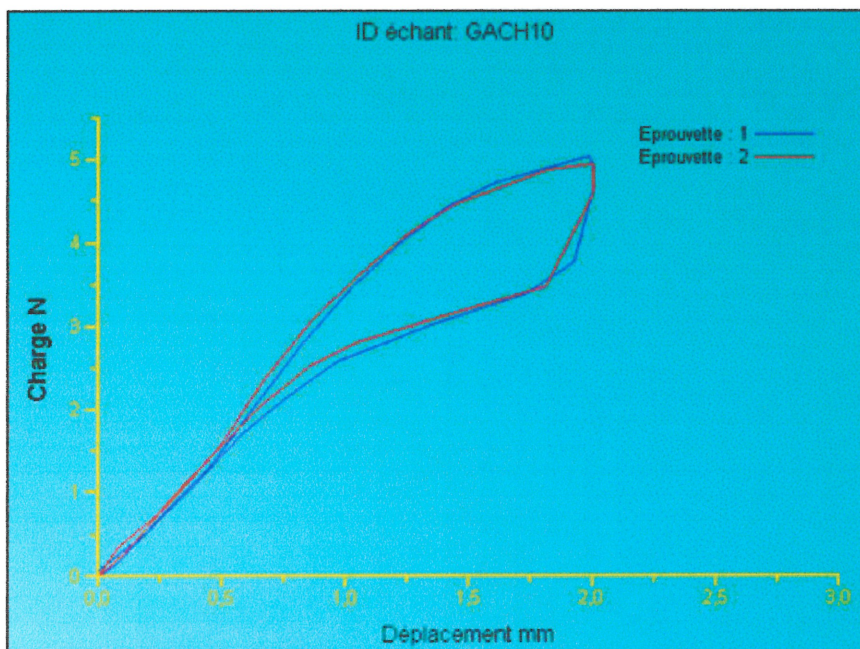


Figure 5.10 : Courbes contrainte / déformation du spécimen GACSH-10 *avant* et *après* thermocyclage déformé.

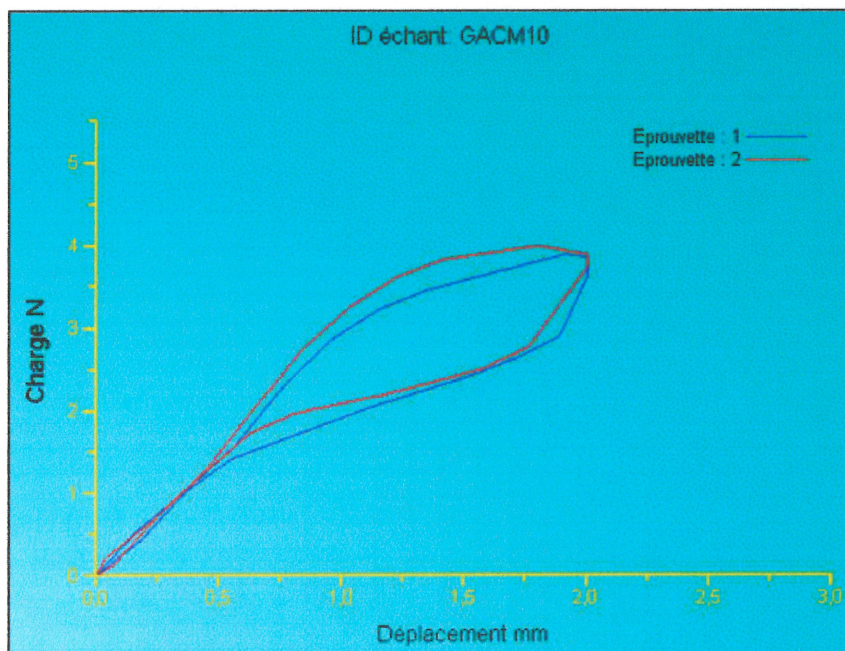


Figure 5.11 : Courbes contrainte / déformation du spécimen GACSM-10 *avant* et *après* thermocyclage déformé.



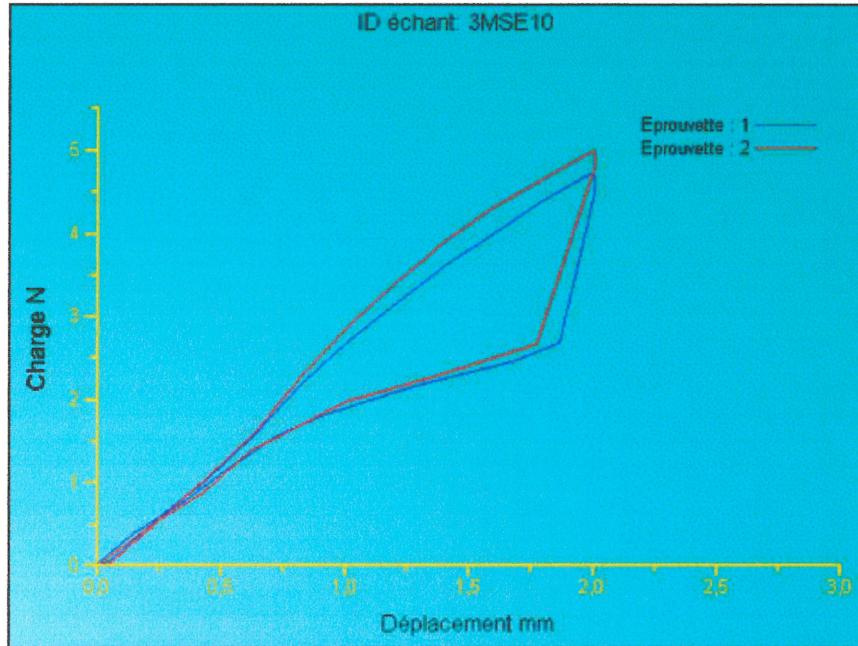


Figure 5.12 : Courbes contrainte / déformation du spécimen 3MSE-10 avant et après thermocyclage déformé.

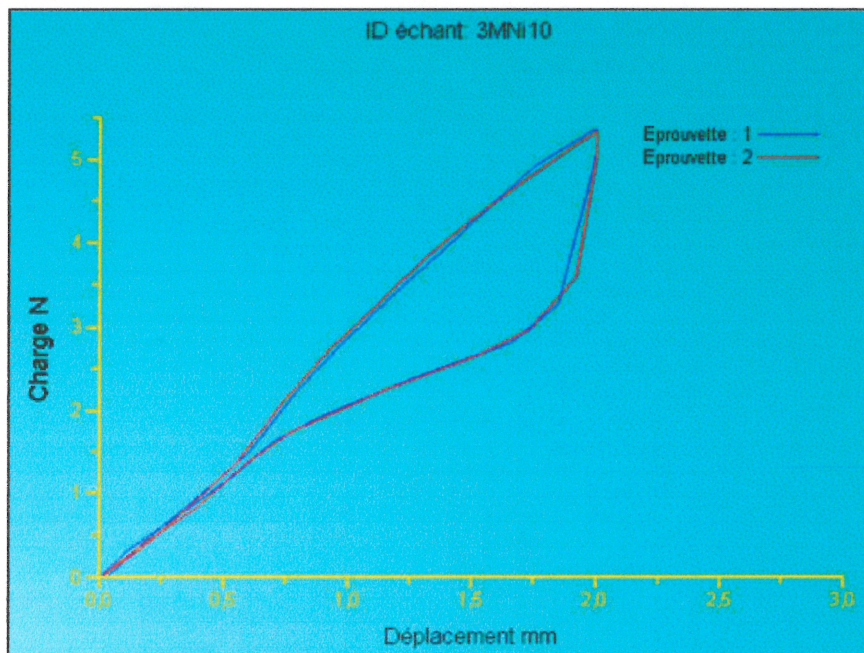


Figure 5.13 : Courbes contrainte / déformation du spécimen 3MNI-10 avant et après thermocyclage déformé.

	3MHA	O35	O27	GACSH	GACSM	3MSE	3MNI
Pinit 0 (N/mm)	3,44 ±0,18	3,22 ±0,08	3,36 ±0,10	3,63 ±0,21	3,42 ±0,14	2,84 ±0,14	2,99 ±0,09
Pinit 1 (N/mm)	3,50 ±0,26	3,18 ±0,08	3,36 ±0,14	3,67 ±0,14	3,44 ±0,18	2,84 ±0,14	2,98 ±0,22
Pplat 0 (N/mm)	0,57 ±0,11	0,41 ±0,06	0,30 ±0,11	0,96 ±0,14	0,88 ±0,06	0,90 ±0,11	1,15 ±0,07
Pplat 1 (N/mm)	0,65 ±0,10	0,43 ±0,09	0,31 ±0,11	0,89 ±0,07	0,81 ±0,06	0,92 ±0,11	1,27 ±0,14
Ratio 0	6,39 ±1,89	8,03 ±1,19	12,72 ±5,26	3,88 ±0,75	3,93 ±0,38	3,20 ±0,50	2,61 ±0,20
Ratio 1	5,53 ±0,85	7,90 ±2,92	12,98 ±7,42	4,13 ±0,37	4,26 ±0,38	3,15 ±0,48	2,37 ±0,33
Fplat 0 (N)	0,90 ±0,15	0,82 ±0,15	1,15 ±0,11	2,55 ±0,17	1,80 ±0,17	1,50 ±0,08	1,57 ±0,08
Fplat 1 (N)	0,95 ±0,24	0,80 ±0,17	1,17 ±0,19	2,61 ±0,12	1,85 ±0,13	1,53 ±0,16	1,59 ±0,18
Dplat 0 (mm)	0,31 ±0,05	0,25 ±0,08	0,38 ±0,06	0,93 ±0,05	0,74 ±0,09	0,70 ±0,08	0,66 ±0,04
Dplat 1 (mm)	0,34 ±0,12	0,27 ±0,10	0,43 ±0,14	0,95 ±0,05	0,79 ±0,10	0,73 ±0,12	0,66 ±0,08

*Tableau XI: Pente initiale, pente du plateau de désactivation, ratio superplasticité, force et déplacement en fin de plateau de désactivation avant et après le thermocyclage déformé pour chaque type de fil.*

La pente de désactivation avant thermocyclage déformé du spécimen O27-4 ne fut pas incluse dans le calcul des moyennes Pplat0, Fplat0 et Dplat0 pour le Copper Ni-Ti 27°C, car ce plateau montrait une pente légèrement ascendante, contraire à tous les autres tests effectués, ce qui aurait considérablement influencé le résultat. Ces trois données expérimentales furent les seules à être éliminées de l'étude.

Pour ce qui est des analyses statistiques, des tests *Two Way* ANOVA furent effectués afin de vérifier l'effet des deux variables indépendantes, soit le thermocyclage déformé et le type de fil, sur chacune des cinq variables dépendantes des tableaux XI et XII (Pinit, Pplat, Ratio, Fplat, Dplat). Le type de fil testé a toujours une influence significative sur ces variables ( $p= 0,0000$ ). L'effet de la combinaison des variables indépendantes fut aussi analysé pour déceler une interaction entre le cyclage et le type de fil testé.

	3MHA	O35	O27	GACSH	GACSM	3MSE	3MNi
Pinit 0 (g/mm)	351	328	343	370	349	290	305
Pinit 1 (g/mm)	357	324	343	374	351	290	304
Pinit 1 – Pinit 0	+6	-4	0	+4	+2	0	-1
Pplat 0 (g/mm)	58	42	31	98	90	92	117
Pplat 1 (g/mm)	66	44	32	91	83	94	130
Pplat 1 – Pplat 0	+8	+2	+1	-7	-7	+2	+13
Ratio 0	6,4	8,0	12,7	3,9	3,9	3,2	2,6
Ratio 1	5,5	7,9	13,0	4,1	4,3	3,2	2,4
Ratio 1 – Ratio 0	-0,9	-0,1	+0,3	+0,2	+0,4	0	-0,2
Fplat 0 (g)	92	84	117	260	184	153	160
Fplat 1 (g)	97	82	119	266	189	156	162
Fplat 1 – Fplat 0	+5	-2	+2	+6	+5	+3	+2
Dplat 0 (mm)	0,31	0,25	0,38	0,93	0,74	0,70	0,66
Dplat 1 (mm)	0,34	0,27	0,43	0,95	0,79	0,73	0,66
Dplat 1 – Dplat 0	+0,3	+0,2	+0,5	+0,2	+0,5	+0,3	0

*Tableau XII: Tableau XI dont les résultats ont été arrondis, dont les valeurs en Newtons (N) ont été converties en grammes (g) afin de refléter la réalité clinique, et dont les différences avant-après ont été ajoutées.*

Un *Paired Samples t-test* fut ensuite effectué pour chaque type de fil afin d'identifier ceux qui démontrent une différence significative de leurs variables dépendantes avant et après le cyclage. Les paragraphes qui suivent décriront en détail les analyses statistiques, en plus d'illustrer graphiquement les effets du thermocyclage déformé pour chaque variable.



PENTE INITIALE

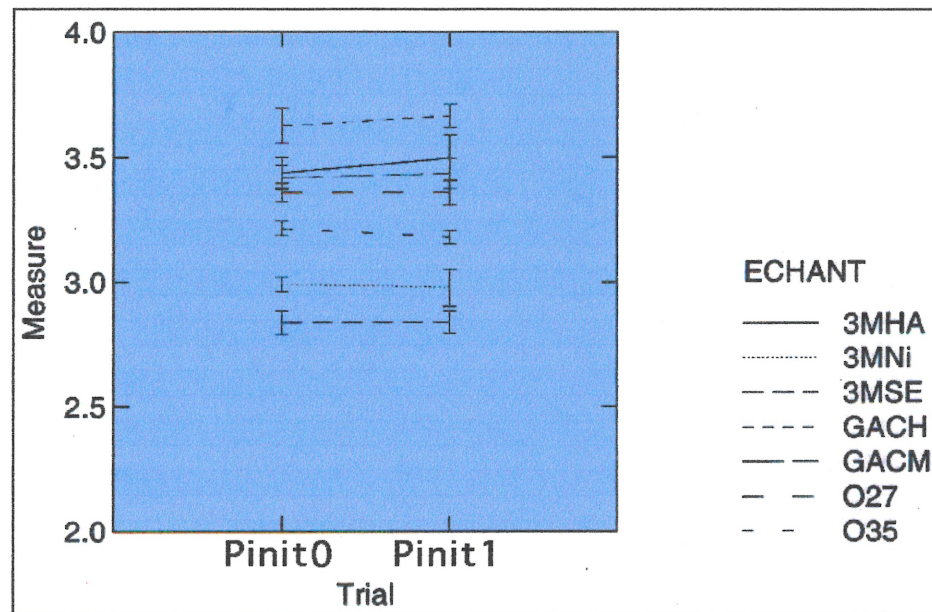


Figure 5.15 : Effet du thermocyclage déformé sur la pente initiale de la courbe contrainte / déformation.

Ni l'interaction entre le thermocyclage déformé et le type de fil ( $p=0,9510$ ), ni l'effet du cyclage ( $p=0,6929$ ) n'ont un impact statistiquement significatif sur la pente initiale de la courbe contrainte / déformation. Ceci fut confirmé par l'absence de différence significative entre Pinit 0 et Pinit 1 pour tous les types de fils (figure 5.15).

PENTE DU PLATEAU DE DÉSACTIVATION

Une interaction entre le thermocyclage déformé et le type de fil fut confirmée par le *Two Way ANOVA* en mesures répétées pour la pente du plateau de désactivation, prouvant que ce cyclage n'a pas le même effet pour tous les types de fil ( $p=0,0291$ ). Les *Paired Samples t-test* ont ensuite démontré une différence statistiquement significative entre Pplat 0 et Pplat 1 pour le fil 3MNi ( $p=0,0110$ ), sa rigidité subissant une augmentation de 117 à 130 g/mm. Les autres fils ne furent pas affectés de façon significative (figure 5.16).

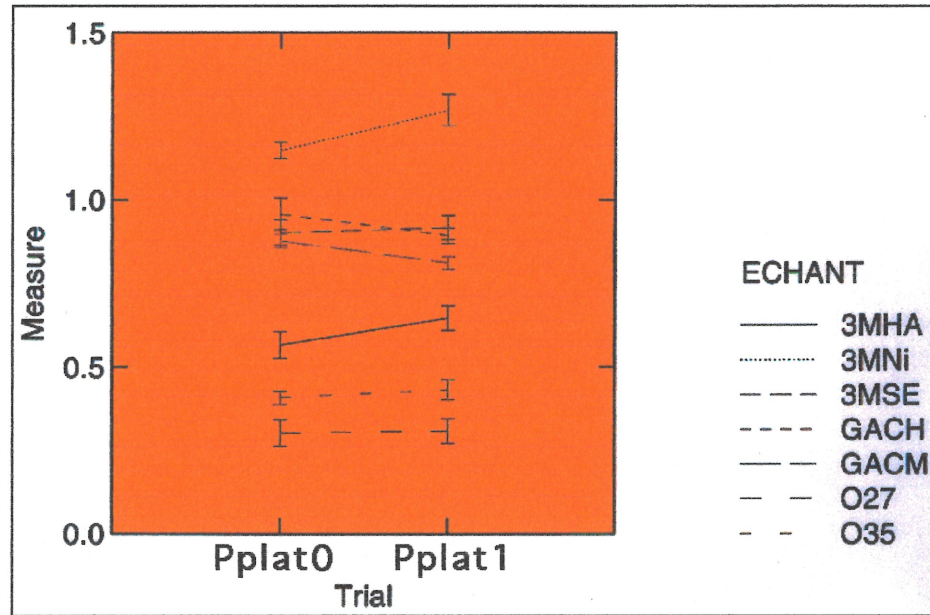


Figure 5.16 : Effet du thermocyclage déformé sur la pente du plateau de désactivation de la courbe contrainte / déformation.

#### RATIO DE SUPERÉLASTICITÉ

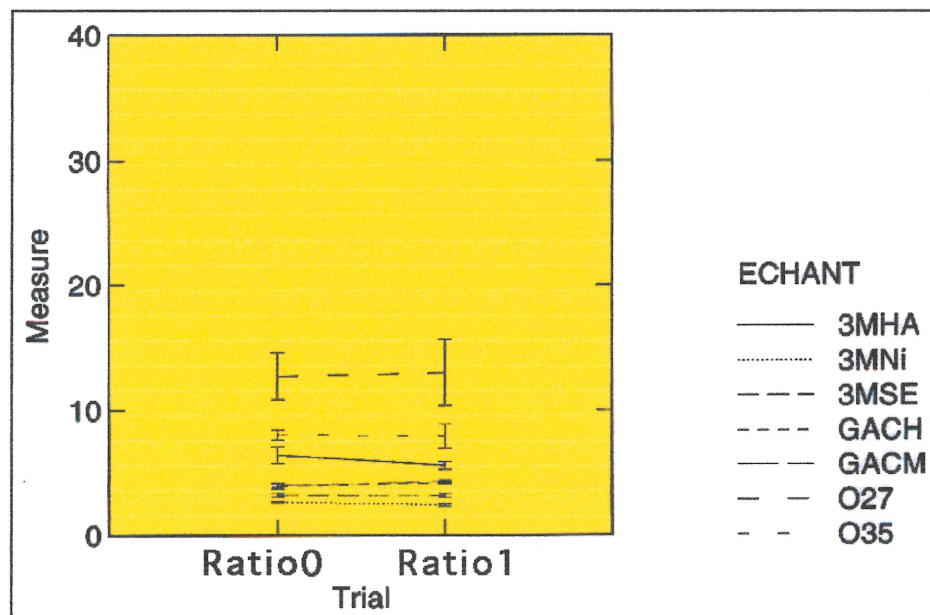


Figure 5.17 : Effet du thermocyclage déformé sur le ratio de superélasticité.

Aucune interaction entre le cyclage et le type de fil ne fut détectée pour le ratio de superplasticité ( $p= 0,1042$ ). Cependant, l'effet principal du thermocyclage déformé fut statistiquement significatif ( $p= 0,0186$ ). Les *Paired Sample t-tests* effectués ont d'ailleurs montré une diminution significative du ratio de superplasticité du 3MNi, passant de 2,6 avant cyclage à 2,4 après cyclage (figure 5.17).

*FORCE EN FIN DE PLATEAU DE DÉSACTIVATION*

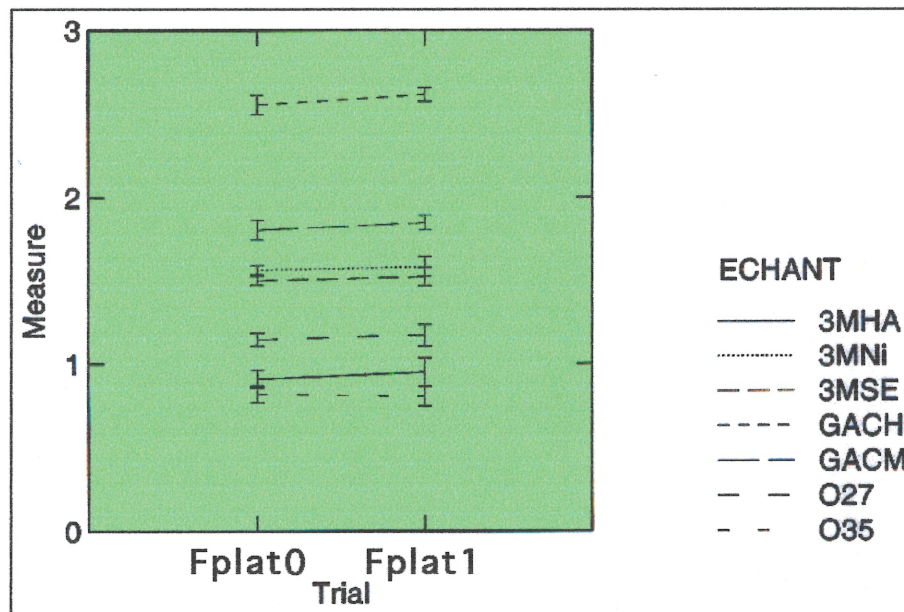


Figure 5.18 : Effet du thermocyclage déformé sur la force en fin de plateau de désactivation.

Aucun effet significatif ne fut décelé par les tests statistiques, quelles que soient les variables concernées (figure 5.18).

*DÉPLACEMENT EN FIN DE PLATEAU DE DÉSACTIVATION*

De façon similaire à la force en fin de plateau de désactivation, la variable dépendante de déplacement en fin de plateau de désactivation ne fut influencée par aucune variable indépendante, seule ou en combinaison, en plus de ne démontrer aucune différence significative après thermocyclage déformé (figure 5.19).



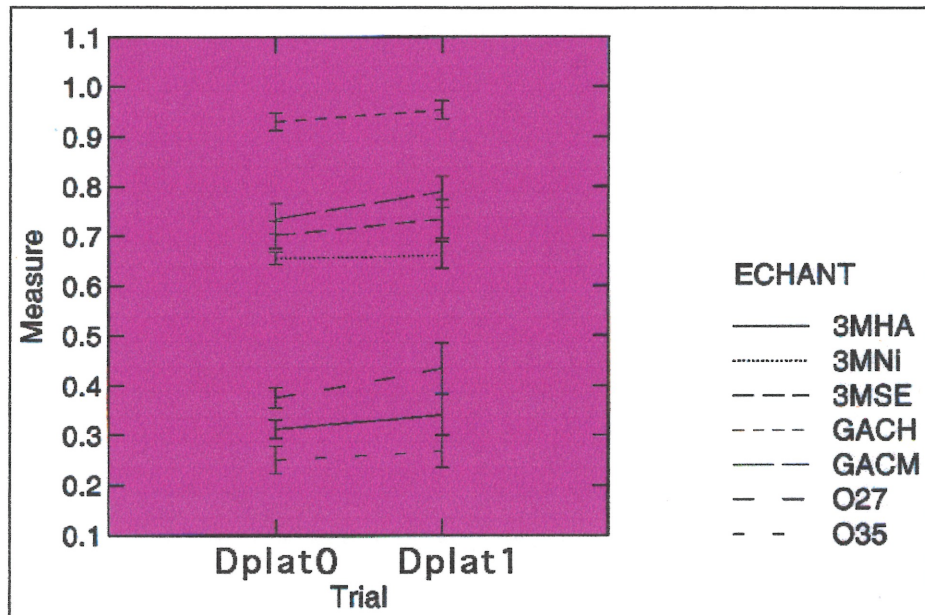
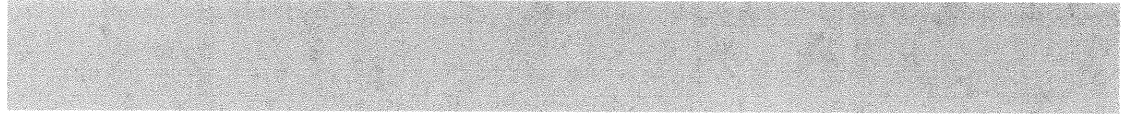


Figure 5.19 : Effet du thermocyclage déformé sur le déplacement en fin de plateau de désactivation

# CHAPITRE SIX

## **DISCUSSION DES RÉSULTATS**



## 6. DISCUSSION DES RÉSULTATS

L'étude fut effectuée en deux étapes: une première série de tests permit de comparer l'effet de différents types de cyclage, soit: le thermocyclage déformé, le thermocyclage seul, la déformation seule et l'absence de toute contrainte environnementale sur la force d'activation. Une deuxième série de tests évalua en détails l'effet du thermocyclage déformé sur plusieurs propriétés des fils orthodontiques en nickel-titane, soit: la force d'activation, la pente initiale et la pente du plateau de désactivation de la courbe contrainte / déformation (rigidité), le ratio de superélasticité ainsi que la force et le déplacement en fin de plateau de désactivation.

Dans ce chapitre, chaque série de tests sera traitée de façon distincte; un maximum d'information sera d'abord déduit des analyses statistiques effectuées, puis les résultats obtenus seront comparés entre eux, ainsi qu'à ceux d'autres études. Évidemment, une attention toute particulière sera donnée à l'interprétation de la valeur clinique de ces résultats.

### 6.1 Première série de tests

Aucune donnée scientifique n'ayant été publiée sur le sujet auparavant, il était primordial, dans un premier temps, d'évaluer à l'aide d'une méthode simple l'impact d'un thermocyclage sur les alliages orthodontiques en nickel-titane dans des conditions de déformation simulant celles de la phase d'alignement. La force d'activation étant la propriété mécanique en flexion la plus facile à évaluer in vitro, ce paramètre fut retenu dans la première série de tests. Il était également important de pouvoir isoler les contraintes environnementales afin de déterminer l'influence de chacune sur les résultats finaux, seule ou en combinaisons. De là le choix du modèle expérimental (figure 6.1).

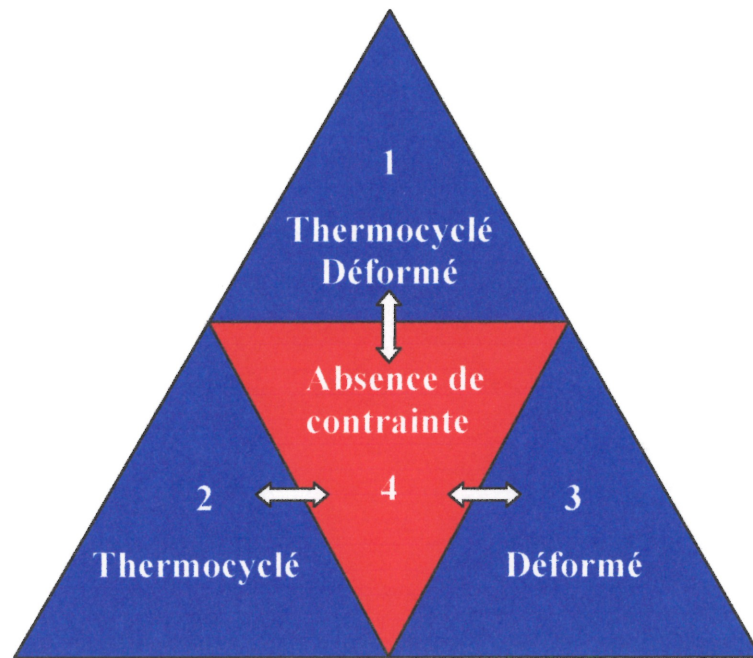


Figure 6.1 : Modèle expérimental utilisé pour comparer l'effet de chaque contrainte environnementale sur la force d'activation.

### 6.1.1 Force d'activation avant cyclage

Les valeurs  $F_0$  recueillies dans l'étude présente pour chaque type de fil sont en moyenne : 3MHA= 381 g, O35= 342 g, O27= 360 g, GACSH= 485 g, GACSM= 404 g, 3MSE= 471 g et 3MNi= 517 g. Les deux études ayant testé des fils Ni-Ti de diamètre 0,016'' sont celle de Bernard (1999) et celle de Miura (1986). Cependant, la première s'étant intéressée principalement à la courbe de désactivation, seule celle de Miura peut servir de comparaison, et ce uniquement pour le Nitinol. Une force d'activation de 790 g fut calculée lors des tests de flexion en trois points de cette étude.

La différence majeure entre les 517 g de l'étude présente et les 790 g de l'étude de Miura provient de toute évidence de la technique expérimentale, qui varie principalement au niveau de la méthode de ligature. Il est bien connu que les ligatures

métalliques font augmenter considérablement la friction dans le système fil-boîtier (Schumacher et al., 1990). Or, Segner et Ibe (1995) avaient judicieusement énoncé que la friction augmente la force mesurée lors de l'activation, alors que durant la désactivation, la friction diminue la force transmise. Les 273 g de plus mesurés par Miura et al. lors de la déflexion d'un Nitinol 0,016'' sur une distance de 2 mm sont probablement le résultat de la friction entre le fil, le boîtier et les ligatures métalliques utilisées, les autres paramètres de la technique expérimentale étant pratiquement identiques.

Les résultats de la première série de tests permettent également, grâce au calcul de l'étendue des données (différence entre les extrêmes des quatre groupes), de constater que les fils présentant les forces d'activation initiales les plus constantes sont, du plus constant au moins constant : O35 (étendue des données= 5 g), O27 et GACSH (7 g), GACSM (11 g), 3MSE (14 g), 3MHA (19 g) et 3MNi (33 g).

### ***6.1.2 Effet du type de cyclage sur la force d'activation***

En comparant les résultats des quatre groupes testés, aucune des contraintes environnementales n'affecte de façon significative la force d'activation des fils en nickel-titane. Ce constat va dans le même sens que Burstone et al. (1985) qui affirmèrent que, lorsque les fils sont normalement utilisés entre les températures rencontrées en bouche, les effets des variations thermiques sont négligeables.

Il ne faut cependant pas sous-estimer les valeurs « p » calculées à l'aide de l'ANOVA; celles-ci montrent un impact plus important du thermocyclage déformé ( $p= 0,1703$ ) et du thermocyclage seul ( $p= 0,2119$ ) que celui de la déformation seule ( $p= 0,7072$ ) sur la période simulée de 6 semaines. Étant donné la taille restreinte de l'échantillon, soit 5 spécimens par type de fil pour chaque groupe, ainsi que les valeurs « p » s'approchant du seuil significatif 0,05 pour les deux groupes comprenant un thermocyclage, l'effet pourrait être plus marqué qu'il n'y paraît à première vue.

Ceci fut confirmé par une analyse de type *Sample Size Analysis*; ce test statistique permet d'abord d'établir à 20 spécimens par type de fil la taille de l'échantillon qui pourrait démontrer une différence significative de la force d'activation pour le 3MNi dans le groupe thermocyclé-déformé. De plus, il permet de constater que les autres groupes, soit le thermocyclage seul ou la déformation seule, nécessiteraient un échantillon supérieur à 85 spécimens par type de fil avant de montrer la plus petite différence significative.

Ces différents résultats semblent démontrer que l'étude présente devrait être poussée plus loin, mais en se concentrant uniquement sur le thermocyclage déformé, plus représentatif de la réalité intra-orale en phase d'alignement. Malheureusement, aucune étude ne peut servir de comparaison aux résultats obtenus, puisque jamais ce type d'expérimentation, portant sur l'effet à long terme de différents types de cyclage, ne fut effectué auparavant.

### ***6.1.3 Signification clinique***

Tel que mentionné par Segner et Ibe en 1995, c'est lors de la désactivation que la force transmise aux dents par les fils en nickel-titane provoque des déplacements. La seule valeur clinique de la force d'activation se situe donc dans le degré de difficulté à insérer le fil au fond de la lumière des boîtiers, lors de la mise en bouche. Plus la force d'activation sera élevée, plus l'orthodontiste devra exercer de pression sur le fil afin de le placer correctement. Plus la mise en place est ardue, plus les risques de décoller des boîtiers sont grands.

Les résultats de l'étude actuelle permettent de constater que le fil 3MNi sera le plus difficile à insérer dans les boîtiers une fois que sa température aura atteint celle de la bouche, suivi dans l'ordre par : GACSH, 3MSE, GACSM, 3MHA, O27 et O35. Ceci ne tient évidemment pas compte d'une immersion préalable dans l'eau froide recommandée pour faciliter la mise en place des fils Ni-Ti (Jordan et al., 1997). Pour ce qui est de la faible influence causée par la déformation seule, les résultats de

l'étude présente sont en accord avec Oltjen et al. (1997), qui conclurent à l'absence de déformation permanente pour les Ni-Ti lors d'un test de flexion en trois points.

## **6.2 Deuxième série de tests**

La deuxième série de tests permet d'obtenir beaucoup plus d'informations pouvant être comparées à d'autres études et évaluées d'un point de vue clinique. De plus, certaines différences statistiquement significatives, tant pour la force d'activation que pour les données tirées des courbes contrainte / déformation, furent décelées.

### **6.2.1 Force d'activation**

#### *FORCE D'ACTIVATION AVANT CYCLAGE*

Les moyennes des forces d'activation  $F_0$  recueillies dans la deuxième série de tests sont venues confirmer la validité de celles trouvées dans la première série (paragraphe 6.1.1). La plus grande différence entre les moyennes des deux séries est de 11 g pour le 3MHA et la plus petite est de 1 g pour le O27.

#### *EFFET DU THERMOCYCLAGE DÉFORMÉ SUR LA FORCE D'ACTIVATION*

Avec la taille de l'échantillon majorée à un total de 20 spécimens par type de fils, l'analyse statistique démontra que seules les forces d'activation des fils GACSH et GACSM, tous deux manufacturés par la compagnie GAC, ne sont pas affectées de façon statistiquement significative par le thermocyclage déformé. En fonction des valeurs « p » calculées, les fils testés peuvent être classés dans l'ordre suivant, du moins sensible au thermocyclage au plus sensible : GACSM, GACSH, O27, O35 et 3MSE, 3MHA et 3MNi. La figure 5.6 montre bien que les fils 3M / Unitek subissent de façon plus marquée l'effet du thermocyclage déformé, alors que les GAC sont peu affectés.

*SIGNIFICATION CLINIQUE*

Les valeurs contenues dans le tableau X permettent de mieux analyser l'impact clinique des pertes de forces d'activation après thermocyclage déformé. Le 3MNi, le type de fil dont la diminution est la plus importante, passe de 523 g de force d'activation avant cyclage à 482 g après, pour une perte nette de 41 g, soit 7,7 % de sa force initiale.

Les deux autres fils de la compagnie 3M /Unitek suivent : le 3MHA perd 6,9 % (28 g) et 3MSE 4,3 % (20 g). Viennent ensuite les O35 et O27, qui voient respectivement leurs forces d'activation diminuer de 3,7 % (13 g) et 1,4 % (5 g), pour terminer avec les deux fils GAC : le GACSH, avec 1,3 % (6 g) de perte et le GACSM, pratiquement insensibles au thermocyclage déformé, avec 0,5 % (2 g) de diminution.

Comme mentionné plusieurs fois déjà, la force d'activation est peu représentative de la réalité clinique. Il n'est donc pas possible de comparer la diminution des forces d'activation avec les niveaux de forces nécessaires aux déplacements dentaires. Cependant, il est évident que les pertes mentionnées ici, même dans le cas du 3MNi à 7,7 %, sont négligeables sur une période de 6 semaines, surtout si l'on considère les niveaux de forces dont il est question (tous supérieurs à 333 g après cyclage).

À la limite, ces diminutions pourraient faciliter la réinsertion lors de procédures de désactivation-réactivation conseillées par Burstone et al. (1985) afin d'élever le niveau de force des fils suite à un séjour prolongé en bouche. Seule l'étude de Hazel et al. (1984) mentionne des pourcentages de diminution de force des fils orthodontiques dans le temps, mais sans jamais donner de seuil de signification clinique.



## 6.2.2 Courbes contrainte / déformation

### APPARENCE DES COURBES

Jordan et al. (1997) ont bien décrit l'apparence idéale de la courbe contrainte / déformation d'un fil superplastique (figure 2.7) : deux plateaux distincts séparés par une hystérèse, durant lesquels la force transmise est la plus constante possible, donc ayant une pente s'approchant de l'horizontale.

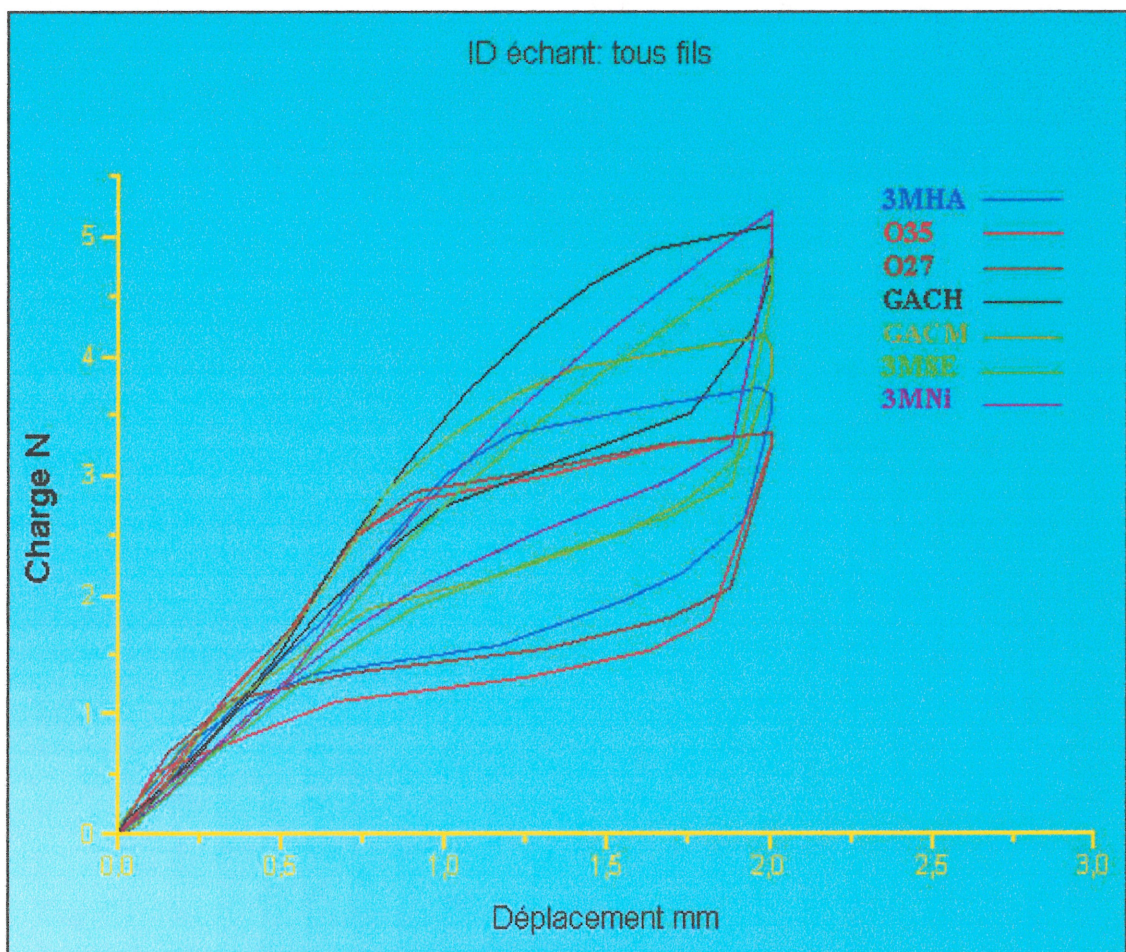


Figure 6.2: Courbes de chacun des fils testés, avant thermocyclage déformé. Ces courbes peuvent être retrouvées individuellement dans les figures 5.7 à 5.13.

Avant même de pousser plus loin l'investigation statistique des résultats de chacun des paramètres mesurés sur les courbes, il est possible de comparer visuellement

l'apparence de celles-ci pour chacun des types de fils testés (figure 6.2 ou figures 5.7 à 5.13). Les deux fils Ormco offrent les courbes les plus près de l'apparence idéale, avec deux plateaux distincts et de forces relativement constantes. Le 3MHA démontre une courbe relativement semblable aux fils Ormco, bien que la pente de son plateau de désactivation soit nettement moins horizontale. Le GACSM est le dernier fil à présenter deux plateaux clairement identifiables, mais les forces de ces plateaux sont moins constantes que celles des trois fils précédents. Finalement, les fils GACSH, 3MSE et 3MNi, dont les niveaux de forces sont semblables, sont identifiables par leurs courbes sans plateau supérieur et avec une pente de désactivation abrupte. Cliniquement, dans les cas de chevauchement sévère où des caractéristiques superplastiques sont recherchées, seuls les fils O35, O27, 3MHA et, dans une moindre mesure, GACSM, semblent à la hauteur.

#### COMPARAISONS

Il est possible de comparer les résultats avant cyclage de l'étude présente avec les résultats au 1<sup>er</sup> cycle de l'étude de Bernard (1999). Ces comparaisons sont répertoriées dans le tableau XIII.

	O35		O27		GACSH		GACSM	
	2002	1999	2002	1999	2002	1999	2002	1999
Pinit 0 (g/mm)	328	364	343	363	370	365	349	345
Pplat 0 (g/mm)	42	24	31	23	98	70	90	40
Ratio 0	8,0	12,6	12,7	15,8	3,9	5,2	3,9	9,4
Fplat 0 (g)	84	59	117	102	260	182	184	125
Dplat 0 (mm)	0,25	0,22	0,38	0,37	0,93	0,69	0,74	0,44

*Tableau XIII : Comparaisons entre les paramètres des courbes de superélasticité au 1<sup>er</sup> cycle de Bernard (1999) et ceux avant thermocyclage déformé de l'étude présente.*

Les différences de résultats entre les deux études vont à l'encontre de l'énoncé de Segner et Ibe (1995) selon lequel la friction augmente la force mesurée lors de l'activation, alors que durant la désactivation la friction diminue la force transmise. Dans le protocole de Bernard, la friction devrait, à première vue, être réduite puisque le fil était ligaturé dans un seul des deux boîtiers du test de pliage en trois points. Ceci devrait mener à une diminution des forces d'activation et à une augmentation des forces de désactivation et des forces en fin de plateau. Pourtant, les forces d'activation mesurées par Bernard se sont avérées plus importantes ou égales à celles de l'étude présente, alors que les valeurs de force de désactivation ou force de fin de plateau se sont montrées plus faibles. Le déplacement en fin de plateau, pour sa part, fut moins constant, avec des déflexions semblables pour les fils Ormco, mais plus faibles pour les fils GAC.

Ces observations sous-entendent que le phénomène de friction dans les tests de pliage en trois points est plus complexe qu'il n'y paraît. Les différences observées suggèrent une friction plus importante du montage de Bernard, malgré la ligature unique; les facteurs ayant pu augmenter la friction sont le type de ligature utilisé et l'angle de contact entre le fil et l'extrémité interne du boîtier non-ligaturé, plus aigu que lors d'une déflexion avec ligature (figure 6.3). Ceci semble donner raison à Santoro et al. (2001) qui recommandent l'utilisation d'un *three bracket bending test* pour l'évaluation des propriétés mécaniques des Ni-Ti, étant donné sa grande ressemblance avec la réalité clinique.

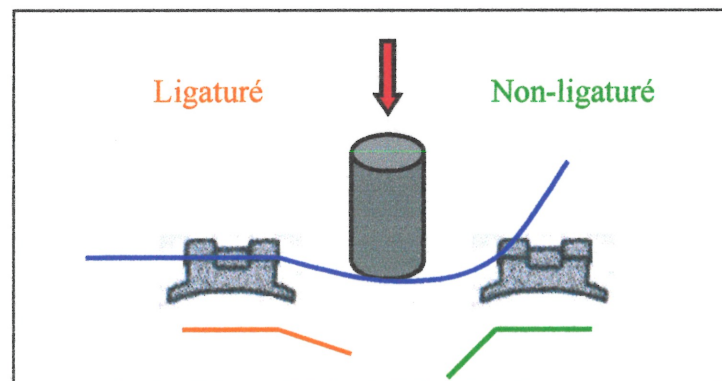


Figure 6.3 : Angles de friction entre le fil et l'extrémité interne des boîtiers avec et sans ligature.



Les résultats obtenus dans l'étude présente seraient donc plus représentatifs de la situation *in vivo* que ceux de l'étude de Bernard. Cette affirmation revêt une importance primordiale lorsqu'on observe l'influence des résultats de la pente initiale versus la pente du plateau de désactivation sur le paramètre « ratio de superélasticité »; dans l'étude de Bernard, les pentes initiales majorées et les pentes de désactivation faibles font augmenter le ratio superélastique, permettant à chaque fil testé d'être caractérisé de superélastique à température intra-orale, tous les ratios étant supérieurs à huit (8). Dans l'étude présente, les fils O27 et O35 atteignent le seuil de la superélasticité, mais les deux GAC démontrent plutôt une tendance superélastique. L'apparence des courbes contrainte / déformation confirme les résultats présents et tend à infirmer ceux de Bernard. Le ratio de superélasticité sera élaboré à nouveau un peu plus loin.

Il est également possible de comparer les résultats avant cyclage de l'étude présente avec les résultats de l'étude de Seger et Ibe (1995). Ces comparaisons sont répertoriées dans le tableau XIV.

	GACSH		GACSM	
	2002	1995	2002	1995
Pinit 0 (g/mm)	370	664	349	709
Pplat 0 (g/mm)	98	172	90	173
Ratio 0	3,9	4,1	3,9	4,1
Fplat 0 (g)	260	496	184	269
Dplat 0 (mm)	0,93	0,84	0,74	0,50

*Tableau XIV : Comparaisons entre les paramètres des courbes de superélasticité de Segner et Ibe (1995) et ceux avant thermocyclage déformé de l'étude présente.*

Voilà des résultats très différents à première vue, mais qui, après analyse détaillée, sont majorés de façon proportionnelle pour toutes les valeurs ayant rapport à la force. La preuve en est que les ratios de superélasticité sont quasiment identiques. Pour ce qui est du déplacement en fin de plateau de désactivation, les résultats sont

relativement semblables. Les protocoles utilisés dans chacune des études sont fort ressemblants : température de 35°C, déflexion de 2 mm, lumière des boîtiers 0,018", distance inter-boîtiers de 5 mm. Les divergences se situent dans le type de ligature utilisé, la longueur totale des spécimens testés et le fait que, dans l'étude de Segner et Ibe, la déflexion soit obtenue par un troisième boîtier, ligaturé lui aussi au fil.

Il devient maintenant évident que le plus petit changement au niveau de la technique expérimentale peut faire varier de façon significative les résultats d'études voulant évaluer les propriétés mécaniques des fils en nickel-titane. Ceci est en corrélation avec l'affirmation suivante de Santoro et al. (2000): « L'idéal serait que tous les modèles expérimentaux aient les mêmes méthodes de ligatures, les mêmes longueurs de spécimens, des boîtiers utilisés identiques, la même température de test et la même distance inter-boîtiers. »

#### *PENTE INITIALE*

Aucune différence statistiquement significative ne fut décelée entre les pentes initiales des courbes des différents types de fils. Les fils 3MHA GACSH et GACSM subirent une légère augmentation; les fils O27 et 3MSE demeurèrent stables et les fils O35 et 3MNi démontrèrent une faible diminution de leur pente initiale. Cette diminution pourrait être considérée comme souhaitable, puisqu'elle rend le fil moins rigide et donc plus facile à insérer dans les boîtiers, mais les variations étant très faibles (différence maximale de 6 g pour le 3MHA), cette observation est peu significative cliniquement. Ce paramètre ayant principalement été mesuré pour permettre le calcul du ratio de superélasticité et sa valeur clinique étant faible (Segner et Ibe, 1995), il ne sera pas élaboré plus en détails.

#### *PENTE DU PLATEAU DE DÉSACTIVATION*

Ce paramètre correspond à la rigidité du fil lors des déplacements dentaires. La pente du plateau de désactivation a donc une grande signification clinique, mais son

interprétation est moins évidente que celle de la force de fin de plateau de désactivation, car les orthodontistes évaluent généralement la force de leurs mécaniques en grammes et non en grammes / millimètres (tableau I). Il est cependant bien connu que plus le taux charge / déflexion d'un fil est bas, plus il transmettra une force faible et constante durant sa désactivation, des critères recherchés en orthodontie (Burstone et al., 1961, Mitchell, 1996, Proffit et Fields 2001).

Le 3MNi est le seul fil à avoir subi une variation significative de sa rigidité en désactivation, suite au thermocyclage déformé. Il s'agit en fait d'une augmentation de 117 g/mm à 130 g/mm. Ces 13 g/mm correspondent à une augmentation de 11% de la rigidité initiale. Le 3MHA, malgré une différence non-significative de sa rigidité comparée avant et après cyclage, subit une augmentation de 14%, alors que les deux GAC subissent des diminutions de 7% de leur rigidité, un avantage puisque ces diminutions rendent leur force en désactivation plus constante. Les O35, O27 et 3MSE ont des augmentations inférieures à 4% de leur valeur initiale.

Encore une fois, ces valeurs peuvent être considérées comme cliniquement négligeables sur une période de 6 semaines, surtout en tenant compte du fait que, durant une telle période de temps, la baisse de force liée au déplacement graduel des dents en bouche sera considérablement plus élevée que celle liée au cyclage. Pour renforcer cette affirmation, il faudrait que de nouvelles études comparent les propriétés mécaniques de différents fils en nickel-titane à la mise en bouche puis au retrait de la bouche, pour des séjours intra-oraux de durées précises, afin de pouvoir établir des standards quant aux variations acceptables des propriétés initiales. De telles études cliniques nécessiteraient un échantillonnage assez large et devraient tenir compte des malocclusions de départ ainsi que du degré de malposition initial des dents (index de chevauchement).

D'un point de vue pratique, voici une classification des différents fils testés, de celui qui transmet la force la plus faible et constante à celui qui transmet la force la plus élevée et la moins constante : O27, O35, 3MHA, GACSM, 3MSE, GACSH et 3MNi.

### *RATIO SUPERÉLASTIQUE*

Ce paramètre est particulièrement important dans les cas de chevauchement sévère, pour permettre de mettre en place les fils sans difficulté, tout en produisant une force faible et constante permettant le déplacement dentaire. L'analyse statistique des résultats obtenus montre une différence significative du ratio de superélasticité après thermocyclage déformé pour le 3MNi seulement.

En respectant les critères établis par Segner et Ibe en 1995, seul le fil O27 a un ratio supérieur à 8 et peut être qualifié de superplastique à 35°C, pour un déplacement de 2 mm. Le O35 est situé à la limite entre la superélasticité pure et la tendance superplastique, avec son ratio de 8. Les fils ayant une tendance superplastique sont (de la tendance la plus marquée à la tendance la plus faible) : 3MHA, GACSM, GACSH et 3MSE. Le 3MNi, avec son ratio de 2.5, est à la limite entre la tendance superplastique et l'absence complète de superélasticité.

Segner et Ibe (1995) avaient eux aussi obtenu des ratios de superélasticité inférieurs à leurs attentes. Ils avaient expliqué cet écart par les difficultés de fabrication des fils en nickel-titane superélastiques, la moindre variation dans les procédés influençant considérablement les propriétés des matériaux. La comparaison des résultats de l'étude présente avec ceux de l'étude de Bernard a également permis de mettre en doute la validité du ratio superélastique, celui-ci semblant extrêmement sensible à la technique expérimentale utilisée.

Pour ce qui est des différences de ratios avant et après cyclage, les fils 3MHA, O35 et 3MNi subirent une diminution, les fils O27, GACSH et GACSM subirent une augmentation favorable, alors que le fil 3MSE resta stable. Toutes ces variations furent inférieures à 0,4, sauf pour le fil 3MHA (0,9).

*FORCE EN FIN DE PLATEAU DE DÉSACTIVATION*

Ce paramètre, considéré comme le niveau de force du plateau de désactivation par Segner et Ibe (1995), ne fut pas influencé de façon significative par le cyclage, et ce peu importe le type de fil testé; il fut cependant majoré par le cyclage pour tous les fils, sauf pour le O35 (-2 g). Les sept fils Ni-Ti de l'étude présente, classés de celui qui transmet la force la plus faible à celui qui transmet la force la plus importante en désactivation, sont: O35, 3MHA, O27, 3MSE, 3MNi, GACM et GACH.

En tenant compte des forces requises pour les mouvements dentaires les plus fréquents durant la phase d'alignement avec un fil en nickel-titane de diamètre 0,016'' (bascule, rotation et extrusion = 35 à 60 g, intrusion = 10 à 20 g) (Proffit et Fields, 2000), il est possible d'évaluer les niveaux obtenus pour la force du plateau de désactivation. Segner et Ibe (1995) avaient, de leur côté, mentionné qu'il serait préférable de ne pas dépasser 70g de force en tout temps dans les régions prémolaires et incisives. Les trois fils ayant des courbes dont l'apparence se rapproche de la courbe superélastique idéale, soit le O35 (84 g), 3MHA (92 g) et O27 (117 g), sont les seuls à transmettre des forces de désactivation relativement physiologiques. Le deuxième niveau de force regroupe les fils 3MSE (153 g), 3MNi (160 g), et GACSM (184 g). Finalement, loin au-dessus des autres types de fil, vient le GACSH (260 g).

Il est bon de mentionner que les fils GACSH, malgré leurs niveaux élevés de forces en désactivation, sont utilisés quotidiennement dans des milliers de cliniques à travers le monde, et ce, depuis maintenant plus de dix ans. Aucune étude, aucun rapport de cas ou avertissement n'a pour l'instant été produit quant à une augmentation des effets secondaires négatifs, tels la résorption radiculaire, suite à l'utilisation de ces fils. Pour mieux évaluer les propriétés mécaniques des Ni-Ti, des études devraient être faites afin de vérifier la corrélation entre les niveaux de force de désactivation des fils nickel-titane et les deux facteurs suivants : 1- effets secondaires néfastes sur le parodonte et les dents. 2- efficacité des déplacements dentaires, tant au point de vue de la rapidité que de la quantité de nivellement avec un seul fil.



### *DÉPLACEMENT EN FIN DE PLATEAU DE DÉSACTIVATION*

Ce paramètre, qui devrait selon Segner et Ibe (1995) être inférieur à 0,5 mm, ne fut pas influencé significativement par le cyclage; il fut majoré pour tous les types de fils sauf pour le 3MNi, qui resta stable. Les résultats obtenus pour le déplacement en fin de plateau de désactivation permettent de classer les fils testés à partir de celui dont le plateau se rapproche le plus d'un déplacement nul idéal : O35 (0,25 mm), 3MHA (0,31 mm), O27 (0,38 mm), 3MNi (0,66 mm), 3MSE (0,70 mm), GACSM (0,74 mm), et GACSH (0,93 mm).

La signification clinique de ce paramètre, déjà énoncée au paragraphe 4.4.2, est principalement reliée à la durée de l'expression de la force de désactivation, influençant l'intervalle entre les changements de fils orthodontiques : plus le plateau de désactivation se termine près d'un déplacement de 0 mm, plus le fil pourra être laissé longtemps en bouche lors de la phase d'alignement. Ainsi, les trois fils ayant les meilleures caractéristiques superélastiques, 3MHA, O35 et O27, ont des valeurs inférieures à 0,5 mm et peuvent théoriquement être laissés plus longtemps en bouche, permettant de revoir les patients moins souvent.

### **6.3 Effets à long terme versus effets à court terme**

Avant de terminer cette discussion, il était primordial de tenter certains rapprochements entre les études de Meling et Odegaard (2001, 1998), traitant des effets à court terme de variations de température sur les caractéristiques en flexion des fils en nickel-titane, et l'étude présente. Cet exercice est toutefois difficile, car les fils testés ne sont pas de mêmes diamètres. Les protocoles, pour leur part, sont identiques, à l'exception des températures utilisées, soit 10°C, 37°C et 80°C dans le cas des études de Meling et Odegaard, et 15°C, 35°C et 45°C pour celle-ci.

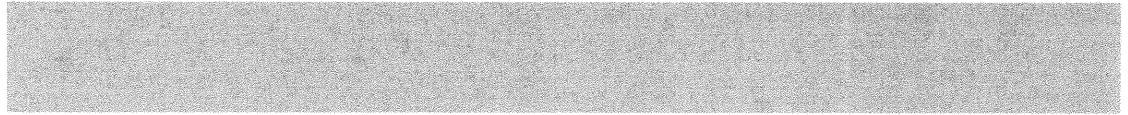
Dans l'étude de Meling et Odegaard de 1998, il fut noté que, suite à une variation unique de température, la force transmise s'en trouvait plus ou moins affectée selon qu'il s'agissait de chaud ou de froid; cependant, dès que le fil subissait une désactivation puis une réactivation, les niveaux initiaux de forces étaient restaurés, et ce pour tous les fils. Les auteurs conclurent en l'absence de changements permanents des propriétés. Dans l'étude présente, le thermocyclage affecte de façon significative et permanente certaines propriétés des Ni-Ti, notamment la force d'activation de tous les fils, sauf les GAC, ainsi que la pente du plateau de désactivation et le ratio de superélasticité du 3MNi. Meling et Odegaard notèrent un retour rapide aux niveaux initiaux de forces d'activation suite à une exposition au chaud, notion favorable aux résultats présents, car les cyclages se terminaient toujours dans le bassin chaud.

Les auteurs identifièrent également une diminution importante de la force d'activation de tous les fils superélastiques testés (NeoSentalloy F200, Copper Ni-Ti et Nitinol SE) suite à des expositions répétées au froid. La charge pouvait demeurer de 23 à 43 % sous les niveaux initiaux, même après 30 minutes. Cependant, toute hausse de température ou désactivation-réactivation permettait un retour aux charges initiales. En repensant aux effets à long terme, il est donc peu probable qu'un thermocyclage aléatoire montre des résultats différents du thermocyclage répétitif utilisé dans l'étude présente, l'effet d'une extrême annulant l'effet de l'autre. Ceci tend à appuyer l'hypothèse d'une réelle fatigue thermique associée à un thermocyclage à long terme.

Finalement, dans leur étude de 2001, Meling et Odegaard constatèrent que, contrairement aux données pour la force d'activation, la force de désactivation était affectée de façon plus significative par les augmentations de température que par les diminutions. Cette observation, lorsque mise en commun avec les résultats de l'étude présente qui montrent une diminution de la force d'activation suite au thermocyclage pour tous les fils testés, mais une augmentation de la force de désactivation pour la plupart, apporte encore plus de poids aux dires de Segner et Ibe (1995), selon lesquels les études devraient se concentrer sur la désactivation, la seule partie de la courbe contrainte / déformation à avoir une véritable signification clinique.

# CHAPITRE SEPT

## CONCLUSION



## 7. CONCLUSION

L'objectif principal de l'étude présente était de vérifier les effets d'un thermocyclage *in vitro*, reproduisant les conditions thermiques intra-orales subies entre deux rendez-vous orthodontiques durant la phase d'alignement, sur les propriétés mécaniques de fils orthodontiques en nickel-titane soumis à un test de flexion en trois points. Les résultats devaient permettre de confirmer ou d'infirmer l'hypothèse nulle suivante: les transformations de phase et les réorganisations du réseau cristallin des fils orthodontiques en nickel-titane se produisant lors de variations successives de température dans l'environnement buccal ne provoquent pas de fatigue thermique affectant leurs propriétés intrinsèques.

Les résultats permettent de constater qu'un thermocyclage déformé affecte certaines propriétés mécaniques de quelques-uns des fils en nickel-titane testés :

- Les forces d'activation des fils 3M / Unitek, soit 3MHA, 3MSE et 3MNi, suivis par les fils Ormco, soit O35 et O27, diminuent de façon statistiquement significative suite au thermocyclage déformé, mais pas celles des fils GAC, soit GACSH et GACSM. D'un point de vue clinique cependant, ces diminutions ne devraient pas affecter le rendement des fils durant la phase d'alignement.
- La pente du plateau de désactivation et le ratio de superélasticité du 3MNi, seul fil testé à ne pas être reconnu pour ses caractéristiques superélastiques, furent affectés de façon statistiquement significative par le thermocyclage déformé. Les résultats tirés de la courbe contrainte / déformation pour les autres fils testés, tous considérés superélastiques, ne furent pas affectés de façon statistiquement significative par le thermocyclage déformé.

L'hypothèse nulle est donc infirmée au sens strict et statistique du terme par les données obtenues en activation pour cinq des sept fils testés, mais confirmée, d'un

point de vue clinique, pour tous les fils superélastiques en désactivation. Il se produit une certaine fatigue thermique suite à des variations extrêmes de température sur une période de 6 semaines, sans modification des performances cliniques. Ces conclusions devront être vérifiées lors d'études subséquentes. De telles études devraient veiller à évaluer l'effet du thermocyclage sur de plus longues périodes de temps, puisque certaines techniques, notamment le Damon II de la compagnie Ormco, préconisent le maintien des fils en bouche pour un minimum de 10 semaines. L'impact clinique de la fatigue thermique dans de telles conditions pourrait être plus important.

Outre les effets du thermocyclage, l'étude présente a permis certaines observations des caractéristiques cliniques des fils orthodontiques en nickel-titane:

- Facilité d'insertion des fils en bouche une fois la température intra-orale atteinte, du fil le plus facile à insérer au fil le plus difficile à insérer : O35, O27, 3MHA, GACSM, 3MSE, GACSH et 3MNi.
- Apparence des courbes contrainte / déformation, du fil le plus près de l'idéal superélastique au fil le plus éloigné de cet idéal : O35, O27 et 3MHA, suivis de GACSM et finalement de GACSH, 3MSE et 3MNi. Cliniquement, dans les cas de chevauchement sévère où des caractéristiques superplastiques sont recherchées, seuls les fils O35, O27, 3MHA et, dans une moindre mesure, GACSM, semblent être à la hauteur.
- Force en désactivation, du fil ayant la force la plus constante au fil ayant la force la moins constante: O27, O35, 3MHA, GACSM, 3MSE, GACSH et 3MNi.
- Force en désactivation, du fil le plus faible au fil le plus fort : O35, 3MHA, O27, 3MSE, 3MNi, GACM et GACH.

- Déplacement en fin de plateau de désactivation, du fil pouvant être laissé le plus longtemps en bouche au fil devant être remplacé le plus fréquemment: O35, 3MHA, O27, 3MNi, 3MSE, GACSM, et GACSH.

Pour les propriétés évaluées dans l'étude présente, les fils O35, O27 et 3MHA surpassent de loin les autres fils. Cependant, comme c'est souvent le cas en orthodontie, il n'existe pas de fil idéal pouvant satisfaire aux exigences de toutes les situations cliniques. Dans les cas de chevauchements très sévères et dans les cas parodontalement compromis, il est recommandé d'utiliser des fils faciles à insérer et permettant de transmettre des forces faibles et constantes sur de longues périodes de temps, comme les O35, O27 et 3MHA. Dans les cas de chevauchement moindre et ayant une bonne santé parodontale, les fils GACSM, 3MSE et même le 3MNi donneront des rendements aussi intéressants à moindre coût. Seul le niveau élevé de la force en désactivation du GACSH laisse planer certaines inquiétudes quant aux effets secondaires néfastes possibles de l'utilisation de ce fil sur les structures parodontales et dentaires.

Suite aux comparaisons des résultats obtenus avec ceux d'autres études ayant utilisé le ratio de superélasticité, il fut déterminé que cette valeur était trop sensible à la moindre variation dans la technique expérimentale pour être prise en considération. En fait, soit les techniques expérimentales devront être uniformisées, soit ce ratio devra être abandonné. Ceci ouvre la porte à certaines recommandations en vue de futures études sur les propriétés mécaniques des fils nickel-titane :

- Uniformisation des tests de flexion en trois points (méthodes de ligatures, longueurs de spécimens, boîtiers utilisés, température de test et distance inter-boîtiers).
- Attention particulière aux propriétés en désactivation, plus significatives au niveau clinique.

- Création d'un environnement buccal simulé idéal pour les études in vitro, incluant des déflexions d'un minimum de 2 mm, thermocyclage (fatigue thermique) et forces de mastication (fatigue mécanique)
- Mise en place d'études in vivo afin d'établir certains standards quant aux variations à long terme des propriétés mécaniques des fils orthodontiques en nickel-titane.

Il est possible, à la lumière des résultats obtenus dans la présente étude et des connaissances générales déjà établies, d'élaborer certains éléments de réponses aux questions soulevées en objectif secondaire; par exemple, sans connaître précisément, pour le moment, la durée de vie maximale ou optimale des fils nickel-titane en bouche, tout porte à croire que les forces de désactivation des fils superélastiques demeureront cliniquement efficaces durant plusieurs mois. Au cours d'une telle période, la fatigue mécanique provoquée par les mouvements masticatoires répétés aura un impact bien plus significatif sur les propriétés intrinsèques des fils que la fatigue thermique. Pour ce qui est du rythme idéal des visites orthodontiques, permettant d'exploiter au maximum les caractéristiques des fils nickel-titane superélastiques, il est maintenant prouvé que, dans les cas de chevauchement important, la force de désactivation n'est ni affectée par les variations de température, ni par la déformation. Ce type de fil devrait donc être laissé en place pour un minimum de 6 semaines, possiblement même plus. Finalement, il ne semble pas nécessaire, présentement, d'accorder de l'importance aux habitudes alimentaires des patients ou de leur faire des recommandations d'ordre thermique pour promouvoir la longévité et maintenir les performances des fils orthodontiques en nickel-titane.

Il ne reste plus maintenant qu'à élaborer d'autres recherches plus spécifiques qui pourront venir clarifier ces questions ou répondre à celles qui demeurent en suspens.

# CHAPITRE HUIT

## **BIBLIOGRAPHIE**





## 8. BIBLIOGRAPHIE

1. AIROLDI, G., WATTS, J.T.F., HOOD, J.A.A., BURRITT, D.J. (1997). Oral environment temperature changes induced by cold / hot liquid intake. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 112(1) : 58-63.
2. ANDREASEN, G.F., MORROW, R.E. (1978). Laboratory and clinical analysis of nitinol wire. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 73: 142-151.
3. ANDREASEN, G.F., BARRETT, R.D. (1973). An evaluation of cobalt-substituted nitinol wire in orthodontics. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 63: 462-470.
4. ANDREASEN, G.F., HILLEMAN, T.B. (1971). An evaluation of 55 cobalt substituted Nitinol wire for use in orthodontics. J.A.D.A., 82(6): 1373-5.
5. ASGHARNIA, M.K., BRANTLEY, W.A. (1986). Comparison of bending and tension tests for orthodontic wires. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 89(3): 228-236.
6. BAGDEN, A. (2000). Taking the guess work out of wire selection. Clinical Impression.
7. BARROWES, K.J. (1982). Archwire flexibility and deformation. J. Clin. Orthod., 16: 803-811.
8. BATHIAS, C., BAÏLON, J.P. (1980). *La fatigue des matériaux et des structures*. Maloine S.A. Editeur et Les Presses de l'Université de Montréal, Paris, 547p.
9. BEGG, P.R., KESLING, P.C. (1977). *Begg orthodontics theory and technique*. Saunders, Philadelphie-Toronto, 3<sup>e</sup> édition, 234p.
10. BENNETT, R., SWARTZ, M. (1999). Treatment, Titanium & Technology. Montreal Meeting, August 13-14.
11. BERGSTROM, J., VARGA, G. (1971). Temperature of the oral cavity in 50 healthy students. Swed. Dent. J., 64 : 157-164.
12. BERY, A.(1980). *L'orthodontie*. Presses Universitaires de France, Collection Que sais-je? 1<sup>e</sup> édition, 128p.
13. BERNARD, D. (1999). Evaluation in vitro de la fatigue de fils orthodontiques de nickel-titane soumis à un test de pliage en trois points. 116p. Mémoire de Maîtrise ès Sciences, Option Orthodontie, Université de Montréal.

14. BISHARA, S.E., WINTERBOTTOM, J.M., SULIEMAN A.-H.A., RIM, K., JACOBSEN, J.R. (1995). Comparisons of the thermodynamic properties of three Nickel-Titanium orthodontics archwires. Angle Orthod., 65(2) : 117-122.
15. BOEHM, R.F. (1972). Thermal environment of teeth during open-mouth respiration. J. Dent. Res., 51(1) : 75-78.
16. BRADLEY, G.T., BRANTLEY, W.A., CULBERTSON, B.M. (1996). Differential scanning calorimetry analysis of the superelastic and non-superelastic Ni-Ti orthodontics wires, Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 109(6) : 589-597.
17. BRANTLEY, ELIADES (2000). *Orthodontic Materials : Scientific and Clinical Aspects*. Thieme Medical Publishers : 320 p.
18. BROWN, W.S., JACOBS, H.R., THOMPSON, R.E. (1972). Thermal fatigue in teeth. J. Dent Res., 51(2) : 461-466.
19. BUEHLER, W.J., WILEY, R.C. (1961). *Naval Ordnance Laboratory Report* : 61-75.
20. BURSTONE, C.J., QIN B., MORTON, J.Y. (1988). Traduit par MP. Filleul et L. Kretz : Chinese Niti wire: a new orthodontic alloy. Rev. Orthop. Dento Faciale, 22: 59-72.
21. BURSTONE, C.J., QIN B., MORTON, J.Y. (1985). Chinese Niti wire: a new orthodontic alloy. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 87: 445-452.
22. BURSTONE C.J., GOLDBERG A.J.(1983). Maximum forces and deflections from orthodontic appliances. Am. J. Orthod., 84(2): 95-103.
23. BURSTONE, C.J., GOLDBERG, A.J. (1980). Beta titanium: A new orthodontic alloy, Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 77(2): 121-132.
24. BURSTONE, C.J., BALDWIN, J.J., LAWLESS, D.T. (1961). The application of continuous forces to orthodontics. Angle Orthod., 77(2) : 121-132.
25. CADOTTE, L. (2000). Évaluation in vitro de la fatigue et de la déformation à court terme des fils orthodontiques en titane-molybdène soumis à un test de pliage en trois points. 204p. Mémoire de Maîtrise ès Sciences, Option Orthodontie, Université de Montréal.
26. CHATEAU, M. (1993). *Orthopédie Dento-Faciale*. Vol.1, Editions CdP, Paris, 346p.

27. COHEN, R.A., NIKOLAI, R.J., COHEN, G.D. (1984). On flexural stiffnesses and elastic ranges of multistrand orthodontic wires. J. Dent. Res., 63: 295.
28. COLLINGS, E.W.(1984). *The physical metallurgy of titanium alloys*. Metals Park, American Society for Metals, 261p.
29. COUNCIL ON DENTAL MATERIALS AND DEVICES. (1977). American Dental Association Specification No.32 for orthodontic wires not containing precious metals. J. Am. Dent. Assoc., 95: 1169-77.
30. CRIM, G.A., SWARTZ, M.S., PHILLIPS, R.W. (1985). Comparison of four thermocline techniques. J. Prostet. Dent., 53(1) : 50-53.
31. DAVIDOVITCH, Z. (1997). L'orthodontiste et la biologie du déplacement dentaire. Un entretien avec Zeev Davidovitch, traduit par Boris Terk. Rev. Orthop. Dento Faciale, 31 : 159-168.
32. DEBLOCK, L., MOUROT, D., EBERHARDT A.(1998). Comportement en fatigue du T.M.A. Rev. Orthop. Dento Faciale, 32: 479-495.
33. DONACHIE, M.J. Jr. (1985).Titanium. *Metal Handbook Desk Edition*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, Chap.2 et 9.
34. DRAKE, S.R., WAYNE, D.M., POWERS, J.M., ASGAR, K. (1982). Mechanical properties of orthodontics wires in tension, bending, and torsion. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 82(3): 206-210.
35. DRESCHER, D., BOURAUUEL, C., SONNEBORN, W., SCHMUTH, G.P.F. (1994). Dauerbruchfestigkeit orthodontischer nickel-titan-drähte. Schweiz Monatsschr Zahnmed, 104(5): 578-584.
36. EVANS, T.J.W., DURNING, P. (1996). Orthodontic products date. Br. J. Orthod., 23 : 1-4, 269-275.
37. FILLEUL, M.P., JORDAN, L. (1997). Torsionnal properties of Ni-Ti and Copper Ni-Ti wires : the effect of temperature on physical properties. Eur. J. Orthod., 19 : 637-646.
38. FILLEUL, M.P., BOURGOIN, G. (1985). Comparaison de la raideur en torsion des fils couramment utilisés en orthodontie. Rev. Orthop. Dento Faciale, 19(4): 537-46.
39. FILLEUL, M.P., BOURGOIN, G.(1984). Comparaison de la rigidité en torsion des fils couramment utilisés en orthodontie. Rev. Orthop. Dento Faciale, 18(1): 67-75.

40. FLAGEUL, F. (1988). L'utilisation orthodontique des alliages dits « à mémoire de forme ». Rev. Orthop. Dento Faciale, 22: 31-38.
41. FROES, F.H., CAPENOS, J.M., WELLS, M.G.H.(1973). Alloy partitioning in beta III and effect on aging characteristics. *Titanium science and technology*. (Proc. Second Int. Conf. On Titanium, Boston) Plenum Press, pp.1621-33.
42. GALE, M.S., DARVELL, B.W. (1999). Thermal cycling procedures for laboratory testing of dental restorations. J. Dentistry, 27(2): 89-99.
43. GIANELLY, A.A. (1969). Force-induced changes in the vascularity of the periodontal ligament. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 55(1) : 5-11.
44. GOLDBERG, A.J., BURSTONE, C.J.(1979). An evaluation of Beta-titanium alloys for use in orthodontic applications. J. Dent. Res., 58: 593-600.
45. GOLDBERG, A.J., MORTON, J., BURSTONE, C.J. (1983). The flexure modulus of elasticity of orthodontic wires. J. Dent. Res., 62: 856-8.
46. GOLDMAN, H.M., GIANELLY, A.A. (1972). Histology of tooth movement. Dent. Clin. of North America, 16(3) : 439-448.
47. GRABER, T.M., VANARSDALL, R.L. (2000). *Orthodontics : Current Principles and Techniques*. 3rd edition, Mosby, St-Louis, 1040p.
48. GRAY, A.S., YEO, D.J., HANN, H.J., PARFITT, D. (1984). Tooth occlusion in school children. J. Can. Dent. Assoc., 50 : 2767-2771.
49. HARRIS, E.F., NEWMAN, S.M., NICHOLSON, J.A. (1988). Nitinol arch wire in a simulated oral environment: Changes in mechanical properties. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop, 93(6): 508-513.
50. HAZEL, R.J., ROHAN, G.J., WEST, V.C. (1984). Force relaxation in orthodontics archwires. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 86(5) : 396-402.
51. HUDGINS, J.J., BAGBY, M.D., ERICKSON, L.C. (1990). The effect of long-term deflection on permanent deformation of nickel-titanium archwires. Angle Orthod., 60(4): 283-8.
52. HURST, C.L., DUNCANSON, M.G.Jr., NANDA, R.S., ANGOLKAR, P.V.(1990). An evaluation of the shape-memory phenomenon of nickel-titanium orthodontic wires. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 98(1): 72-76.
53. JAFFEE, R.I., BURTE, H.M. (1973). *Titanium science and technology*. (Proc. Second Int. Conf. On Titanium, Boston) Plenum Press, pp. 1945-56, 1621-33, 1969-80.

54. JOHNSON, E., LEE, R.S.(1989). Relative Stiffness of Orthodontic Wires. J. Clin. Orthod., 23(5): 353-63.
55. JORDAN, L., FILLEUL, M.P., PORTIER, R. (1997). Les arcs orthodontiques à mémoire de forme : structure et propriétés. Rev. Orthop. Dento Faciale, 31: 199-211.
56. KHIER, S.E., BRANTLEY, W.A., FOURNELLE, R.A. (1991). Bending properties of superelastic and non superelastic nickel-titanium orthodontics wires. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 99 : 310-318.
57. KUSY, R.P. (1997). A review of contemporary archwires: Their properties and characteristics. Angle Orthod., 67(3): 197-208.
58. KUSY, R.P., STUSH, A.M. (1987). Geometric and material parameters of nickel-titanium and a beta titanium orthodontic arch wire alloy. Dent. Mater., 3: 207-217.
59. KUSY, R.P., STEVENS, L.E. (1987). Triple-stranded stainless steel wires-evaluation of mechanical properties and comparison with titanium alloy alternatives. Angle Orthod., 57: 18-32.
60. 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.
61. KUSY, R.P. (1983). On the use of nomograms to determine the elastic property ratios of orthodontic arch wires. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 83(5): 374-81.
62. KUSY, R.P., GREENBERG, A.R.(1982). Comparison of the elastic properties of nickel-titanium and beta titanium archwires. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 82(3): 199-205.
63. KUSY, R.P., GREENBERG, A.R. (1981). Effects of composition and cross section on the elastic properties of orthodontic wires. Angle Orthod., 51(4): 325-41.
64. KUSY, R.P.(1981). Comparison of nickel-titanium and beta titanium wire sizes to conventional orthodontic arch wire materials. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 79(6): 625-629.
65. LACHNITT, J. (1974). *Le titane et ses applications*. Presses Universitaires de France, Collection Que sais-je?, 123p.

66. LARSON, B.E., KUSY, R.P., WHITLEY, J.Q. (1987). Torsional elastic property measurements of selected orthodontic arch wires. Clin. Mater., 2: 165-79.
67. LEE, J.H., PARK, J.B., ANDREASEN, G.F., LAKES, R.S. (1988). Thermomechanical study of Ni-Ti alloys. J. Biomed. Mater. Res., 22(6) : 573-588.
68. LONGMAN, C.M., PEARSON, G.J. (1987). Variation in tooth surface temperature in the oral cavity during fluid intake. Biomaterials, 8 : 411-414.
69. LOPEZ, I., GOLDBERG, J., BURSTONE, C.J.(1979). Bending characteristics of nitinol wire. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 75(5): 569-575.
70. LOREILLE, J.P. (1988). Les critères de choix d'un fil orthodontique. Rev. Orthop. Dento-Faciale, 22: 41-57.
71. LLOYD, B.A., MCGINLEY, M.B., BROWN, W.S. (1978). Thermal stress in teeth. J. Dent. Res., 57(4): 571-582.
72. McLAUGHLIN, R., BENNETT, J., TREVISI, H. (1998). *MBT arch form and archwire sequencing*. 3M/Unitek.
73. McNAMARA, J.A., BRUDON, W.L. (1993). *Orthodontic and Orthopedic Treatment in the Mixed Dentition*. Ann Arbor, Needham Press, 365p.
74. MELING, T.R., ODEGAARD, J. (2001). The effect of short-term temperature changes on superelastic nickel-titanium archwires activated in orthodontic bending. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 119(3): 263-273.
75. MELING, T.R., ODEGAARD, J. (1998). Short-term temperature changes influence the force exerted by superelastic nickel-titanium archwires activated in orthodontic bending. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 114(5): 503-509.
76. MELING, T.R., ODEGAARD, J. (1998). The effect of short-term temperature changes on the mechanical properties of rectangular nickel titanium archwires tested in torsion. Angle Orthod., 68(4): 369-376.
77. MELING, T.R., ODEGAARD, J. (1998). The effect of temperature on the elastic responses to longitudinal torsion of rectangular nickel titanium archwires. Angle Orthod., 68(4): 357-368.
78. MICHAILESCO, P.M., MARCIANO, J., GRIEVE, A.R., ABADIE, M.J.M. (1995). In vivo recording of variations of oral temperature during meals: a pilot study. J. Proste. Dent., 73(2): 214-218.

79. MILLS, J.R.E. (1987). *Principles and practice of orthodontics*. 2<sup>ème</sup> édition, Churchill Livingstone, Singapore, 294p.
80. MITCHELL, L. (1996). *An introduction to orthodontics*. Oxford University Press, Oxford, 233p.
81. MIURA, F., MOGI, M., OHURA, Y., HAMANAKA, H. (1986). The superelastic properties of the Japanese Niti alloy wire for use in orthodontics. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 90(1): 1-10.
82. MIYAZAKI, S., OTSUKA, K. (1990) Deformation and transition behavior associated with the R-phase in Ni-Ti alloys. Metal. Trans., 17(A), 53-62.
83. MOHLIN, B., MULLER, H., ODMAN, J., THILANDER, B. (1991). Examination of Chinese NiTi wire by a combined clinical and laboratory approach. Eur. J Orthod., 13: 386-391.
84. MOORE, R.J., WATTS, J.T.F., HOOD, J.A.A., BURRITT, D.J. (1999). Intra-oral temperature variation over 24 hours. Europ. J. Orthod., 21 : 249-261.
85. MURRY, G.(1998). *Métallurgie de base simple mais indispensable*. Editions PYC Livres, Paris, 171p.
86. MULLINS, W.S., BAGDY, M.D., NORMAN, T.L. (1996). Mechanical behavior of thermo-responsive orthodontics archwires. Dental Materials, 12 : 308-314.
87. NAKANO, H., SATOH, K., NORRIS, R., JIN, T., KAMEGAI, T., ISHIKAWA F., KATSURA, H. (1999). Mechanical properties of several nickel-titanium wires in three point bending tests. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 115(4): 390-395.
88. NELSEN, WOLCOTT, PAFFENBARGER. (1956). Marginal percolation. J.A.D.A., 44: 291.
89. NIKOLAI, R.J. (1997). Orthodontic wire: a continuing evolution. Sem. Orthod., 3(3): 157-65.
90. NIKOLAI, R.J., ANDERSON, W.T., MESSERSMITH, M.L. (1988). Structural responses of orthodontic wires in flexure from a proposed alternative to the existing specification test. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 93(6): 496-504.
91. O'BRIEN, W.J., RYGE, G. (1982). *Les matériaux dentaires : Précis et guide de choix*. Traduit par P. Desautels. Éditions Préfontaines, St-Jean-sur-Richelieu, 504p.
92. OLLU, J.F. (1992). Mémoire de forme: mythe ou réalité? Rev. Orthop. Dento Faciale., 26: 349-357.

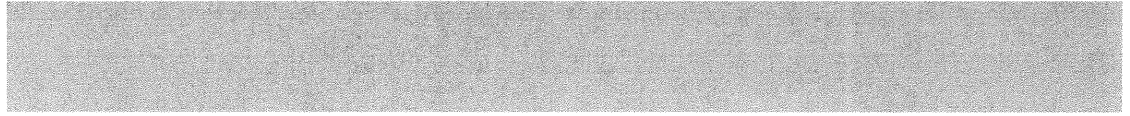
93. OLTJEN, J.M., DUCANSON, M.G., GHOSH, J., NANDA, R.S., CURRIER, G. (1997). Stiffness-deflection behavior of selected orthodontic wires. Angle Orthod. 67: 209-218.
94. PALMER, D.S., BARCO, M.T., BILLY, E.J. (1992). Temperature extremes produced orally by hot and cold liquids. J. Prostet. Dent., 67(3): 325-327.
95. PETERSEN, V.C., FROES, F.H., MALONE, R.F. (1973). Metallurgical characteristics and mechanical properties of Beta III, a heat-treatable beta titanium alloy. *Titanium science and technology*. (Proc. Second Int. Conf. On Titanium, Boston) Plenum Press, pp.1969-80.
96. PETERSON, PHILLIPS, SWARTZ. (1966). Four restorative resins. J.A.D.A., 73: 1328-1329.
97. PIETTE, E., REYCHLER, H. (1991). *Traité de pathologies buccale et maxillofaciale*. De boeck-Wesmael, Bruxelles, 1977p.
98. PROFFIT, W.R., FIELDS, H.W. (2000). *Contemporary Orthodontics*. 3rd edition, Mosby, St-Louis, 724p.
99. PROFFIT, W.R., FIELDS, H.W., MORAY, L.J. (1998). Prevalence of mal occlusion and orthodonties treatment need in the United States : estimates from the NHANES III survey. Int. J. Adult Orthod. Orthognath. Surg., 13(2) : 97-106.
100. ROCK, W.P., WILSON, H.J. (1988). Forces exerted by orthodontic aligning archwires. Br. J. Orthod., 15(4): 255-9.
101. SACHDEVA, R.C.L. (1994). Variable transformation temperature : Orthodontic Copper Ni-Ti makes it a reality. *Shape Memory Alloys*, 453-469.
102. SANTORO, M., NICOLAY, OF., CANGIALOSI, TJ. (2001). Pseudoelasticity and thermoelasticity of nickel-titanium alloys: A clinically oriented review. Part I: Temperature transitional ranges. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 119 (6): 587-93.
103. SANTORO, M., NICOLAY, OF., CANGIALOSI, TJ. (2001). Pseudoelasticity and thermoelasticity of nickel-titanium alloys: A clinically oriented review. Part II: Deactivation forces. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 119 (6): 594-603.
104. SANTORO, M., BESHES, D.N. (2000). Nickel-Titanium alloys : Stress-related Temperature Transitional Range. Am. J. Orthod. Dentofac. Orthop., 118(6) : 685-692.



105. SCHUMACHER HA, BOURAUUEL C, DRESCHER D. (1990). The effect of the ligature on the friction between bracket and archwire. Fortschr Kieferorthop., 51(2):106-116.
106. 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.
107. SEGNER, D., IBE, D. (1995). Properties of superelastic wires and their relevance to orthodontics treatment. Eur. J. Orthod., 17(5) : 395-402.
108. SMITH, R.J. (1980). Mechanical and clinical properties of new orthodontic alloys. J. Balt. Coll. Dent. Surg., 34(2): 1-3.
109. SPIERINGS, T.A.M., PETERS, M.C.R.B., BOSMAN, F., PLASSCHAERT, A.J.M. (1987). Verification of teocalli modelage of heat transmission in teeth by in vivo experiments. J. Dent. Res., 66 : 1336-1339.
110. STAMM, J.W. (1980). Some indicators of oral health status of the north american child population. J. Can. Dent. Assoc., 46 : 21-30.
111. TIBBETS, V.R., SCHNELL, R.J., SWARTZ, M.L., PHILLIPS, R.W. (1976). Thermal diffusion through amalgam and cement bases : comparison of in vitro and in vivo measurments. J. Dent. Res., 55 : 441-451.
112. TONNER, R.I.M., WATERS, N.E. (1994). The characteristics of super-elastic Ni-Ti wires in three-point ben ding. Part I : The effect of temperature. Europ. J. Orthod., 16 : 409-419.
113. WATERS, N.E. (1992). A rationale for the selection of orthodontic wires. Eur. J. Orthod., 14: 240-245.
114. WATERS, N.E. (1992). Orthodontic products date. Superelastic nickel-titanium wires. British J Orthod., 19 : 319-322.
115. WONG, E.K., BORLAND, D.W., WEST, V.C. (1994). Deformation of orthodontic archwires over time. Aust. Orthod. J., 13(3):152-8.
116. YONEYAMA, T., DOI, H., HAMANAKA, H., OKAMOTO, Y., MOGI, M., MIURA, F. (1992). Super-elasticity and thermal behavior of Ni-Ti alloy orthodontic archwires. Dent. Mater. J., 11(1) : 1-10.

# CHAPITRE NEUF

## ANNEXES



## 9. ANNEXES

### 9.1 Exemples d'enregistrements charge / déplacement effectués par le logiciel Instron IX pour chaque type de fil.

3MHA10.mrd - Eprouvette 1

Point	Déplacement (mm)	Charge (kN)
1	0	8.1e-007
2	0	1.08e-006
3	0	1.08e-006
4	0	8.1e-007
5	0	1.08e-006
6	0.0391	3.23e-006
7	0.2307	0.00059464
8	0.4225	0.0011436
9	0.6141	0.0019323
10	0.8058	0.0025758
11	0.9974	0.0030322
12	1.1891	0.0033329
13	1.5641	0.0036201
14	1.9475	0.003898
15	2	0.0038805
16	2	0.0038148
17	2	0.0037866
18	2	0.0037678
19	2	0.0037517
20	2	0.0037409
21	1.8311	0.0018953
22	1.6395	0.0016725
23	1.2561	0.0014438
24	0.2977	0.00080537
25	0.106	0.00032027
26	0	4.03e-006
27	0	3.23e-006
28	0	3.23e-006

3MHA10.mrd - Eprouvette 2

Point	Déplacement (mm)	Charge (kN)
1	0	1.08e-006
2	0	1.08e-006
3	0	1.35e-006
4	0	1.35e-006
5	0	1.35e-006
6	0	1.62e-006
7	0.1291	0.00035168
8	0.3208	0.00093343
9	0.5125	0.0015774
10	0.7041	0.0024322
11	0.8958	0.0029638
12	1.0874	0.0032658
13	1.6625	0.0034523
14	2	0.0035275
15	2	0.0034174
16	2	0.0033933
17	2	0.0033785
18	2	0.0033705
19	2	0.0033638
20	1.8935	0.0023369
21	1.7017	0.0018913
22	1.3184	0.0015732
23	0.9351	0.0013052
24	0.3684	0.0010502
25	0.1684	0.00054927
26	0	4.457e-005
27	0	1.343e-005
28	0	1.423e-005

## O3510.mrd - Eprouvette 1

Point	Déplacement (mm)	Charge (kN)
1	0	5.4e-007
2	0	2.7e-007
3	0	8.1e-007
4	0	5.4e-007
5	0	5.4e-007
6	0	8.1e-007
7	0	2.7e-007
8	0.1861	0.00064618
9	0.3778	0.0012902
10	0.5694	0.0018373
11	0.7612	0.0025638
12	0.9528	0.0028322
13	1.3361	0.0030268
14	1.7194	0.0032282
15	2	0.0033852
16	2	0.0033396
17	2	0.0033195
18	2	0.0033074
19	2	0.0033007
20	2	0.0032953
21	1.8915	0.0019826
22	1.6998	0.0016
23	1.5081	0.0014271
24	0.9331	0.0011979
25	0.358	0.00099437
26	0.1664	0.00071678
27	0	2.98e-005
28	0	7.79e-006

## O3510.mrd - Eprouvette 2

Point	Déplacement (mm)	Charge (kN)
1	0	1.08e-006
2	0	1.08e-006
3	0	1.35e-006
4	0	1.08e-006
5	0	1.35e-006
6	0	1.35e-006
7	0.1338	0.00041128
8	0.3254	0.0010749
9	0.5171	0.0016499
10	0.7088	0.0023691
11	0.9005	0.0027409
12	1.2838	0.0029436
13	1.6672	0.0031678
14	2	0.0033584
15	2	0.0032953
16	2	0.0032792
17	2	0.0032671
18	2	0.0032591
19	2	0.0032523
20	1.8334	0.0017893
21	1.6418	0.0015393
22	1.2585	0.0012983
23	0.6834	0.0010985
24	0.3001	0.00092296
25	0.1084	0.00045182
26	0	3.49e-006
27	0	2.96e-006
28	0	2.96e-006

## O2710.mrd - Eprouvette 1

Point	Déplacement (mm)	Charge (kN)
1	0	0
2	0	5.4e-007
3	0	2.7e-007
4	0	2.7e-007
5	0.1671	0.00052833
6	0.3587	0.0011721
7	0.5505	0.0017358
8	0.7421	0.0025101
9	0.9338	0.0029128
10	1.3171	0.003204
11	1.7005	0.0034242
12	2	0.0035893
13	2	0.0035356
14	2	0.0035128
15	2	0.0034953
16	2	0.0034819
17	2	0.0034725
18	1.9351	0.002604
19	1.7434	0.0017315
20	1.36	0.001549
21	0.4018	0.0012081
22	0.21	0.00080215
23	0.0184	0.00015437
24	0	1.88e-006
25	0	1.88e-006

## O2710.mrd - Eprouvette 2

Point	Déplacement (mm)	Charge (kN)
1	0	0
2	0	0
3	0	0
4	0	-2.6e-007
5	0	0
6	0	2.7e-007
7	0.1911	0.00063974
8	0.3828	0.0013026
9	0.5744	0.0018915
10	0.7662	0.0026349
11	0.9578	0.0030188
12	1.3411	0.0032497
13	1.7244	0.0035799
14	2	0.0037221
15	2	0.0036604
16	2	0.0036376
17	2	0.0036242
18	2	0.0036148
19	2	0.0036094
20	1.8281	0.0018362
21	1.6365	0.001643
22	0.6781	0.0014336
23	0.2947	0.0010046
24	0.103	0.00045638
25	0	2.15e-006
26	0	1.62e-006
27	0	1.35e-006

## GACH10.mrd - Eprouvette 1

Point	Déplacement (mm)	Charge (kN)
1	0	0
2	0	2.7e-007
3	0	0
4	0	2.7e-007
5	0.0758	0.0001549
6	0.2591	0.00073396
7	0.4508	0.0013063
8	0.6425	0.0020872
9	0.8341	0.0028309
10	1.0258	0.0034819
11	1.2174	0.0039987
12	1.4092	0.0044201
13	1.6008	0.0047248
14	1.9841	0.0050497
15	2	0.0049315
16	2	0.0047785
17	2	0.0047221
18	2	0.0046846
19	2	0.0046604
20	2	0.0046416
21	1.9248	0.0037826
22	1.7331	0.0034067
23	1.3497	0.0030201
24	0.9664	0.0025839
25	0.7748	0.0021772
26	0.5831	0.0017087
27	0.3914	0.0010808
28	0.1997	0.00054121
29	0.0081	9.558e-005
30	0	2.363e-005
31	0	2.407e-005

## GACH10.mrd - Eprouvette 2

Point	Déplacement (mm)	Charge (kN)
1	0	-2.6e-007
2	0	-2.6e-007
3	0	-2.6e-007
4	0	-2.6e-007
5	0	-2.6e-007
6	0.1124	0.00030497
7	0.2958	0.00092645
8	0.4791	0.0014974
9	0.6708	0.0023638
10	0.8624	0.0030698
11	1.0541	0.0036416
12	1.2457	0.0040993
13	1.4375	0.0044577
14	1.8208	0.0048832
15	2	0.0049503
16	2	0.004749
17	2	0.0046872
18	2	0.0046497
19	2	0.0046255
20	2	0.004604
21	2	0.0045879
22	1.8084	0.0034899
23	1.4251	0.0031584
24	1.0418	0.0028054
25	0.85	0.0025128
26	0.6584	0.0020564
27	0.4667	0.0014631
28	0.2751	0.00082309
29	0.0834	0.00036108
30	0	3.23e-006
31	0	2.69e-006

## GACM10.mrd - Eprouvette 1

Point	Déplacement (mm)	Charge (kN)
1	0	1.62e-006
2	0	1.88e-006
3	0	1.62e-006
4	0	1.88e-006
5	0	1.35e-006
6	0	1.35e-006
7	0.1908	0.00044618
8	0.3825	0.0010969
9	0.5741	0.0016043
10	0.7658	0.0023208
11	0.9574	0.0028671
12	1.1492	0.0032174
13	1.3408	0.0034617
14	1.7241	0.003749
15	1.9158	0.0038899
16	2	0.0038658
17	2	0.0037423
18	2	0.0036913
19	2	0.0036604
20	2	0.0036376
21	2	0.0036188
22	1.8931	0.0029101
23	1.7014	0.0026268
24	1.5098	0.0024148
25	1.1265	0.0020658
26	0.9347	0.0018523
27	0.5514	0.0014105
28	0.3597	0.0010298
29	0.1681	0.00055464
30	0	1.35e-006
31	0	5.4e-007

## GACM10.mrd - Eprouvette 2

Point	Déplacement (mm)	Charge (kN)
1	0	2.7e-007
2	0	0
3	0	2.7e-007
4	0	0
5	0	-2.6e-007
6	0	-2.6e-007
7	0.0741	0.00014282
8	0.2658	0.00078202
9	0.4574	0.0013251
10	0.6491	0.0020497
11	0.8408	0.0027517
12	1.0325	0.0032497
13	1.2241	0.0036107
14	1.4158	0.0038322
15	1.7991	0.003996
16	2	0.003894
17	2	0.0038121
18	2	0.0037785
19	2	0.0037557
20	2	0.0037356
21	2	0.0037248
22	1.7668	0.0027785
23	1.5751	0.0025248
24	1.2001	0.0022161
25	0.8084	0.0019758
26	0.625	0.0017275
27	0.4334	0.0012446
28	0.2417	0.00070121
29	0.0417	0.00022094
30	0	2.15e-006
31	0	2.69e-006

## 3MSE10.mrd - Eprouvette 1

Point	Déplacement (mm)	Charge (kN)
1	0	1.62e-006
2	0	1.88e-006
3	0	2.15e-006
4	0	2.42e-006
!	0	2.69e-006
6	0	2.69e-006
7	0	2.96e-006
8	0	3.23e-006
9	0.0541	6.631e-005
10	0.2457	0.00057745
11	0.4374	0.0010346
12	0.6292	0.0015608
13	0.8208	0.0021879
14	1.0125	0.0026993
15	1.2124	0.0031812
16	1.4042	0.0036309
17	1.5958	0.0040134
18	1.7875	0.0043973
19	1.9791	0.0047248
20	2	0.0047047
21	2	0.0045852
22	2	0.0045369
23	2	0.0045114
24	2	0.0044953
25	2	0.0044832
26	1.8647	0.0026899
27	1.6731	0.0024483
28	1.2898	0.0021678
29	0.9064	0.0018081
30	0.723	0.0015694
31	0.5314	0.0011828
32	0.3397	0.00076618
3?	0.1481	0.00040591
:	0	1.611e-005

## 3MSE10.mrd - Eprouvette 2

Point	Déplacement (mm)	Charge (kN)
1	0	1.08e-006
2	0	1.08e-006
3	0	1.08e-006
4	0	1.08e-006
!	0	1.08e-006
6	0	1.35e-006
7	0.0561	3.41e-005
8	0.2477	0.00055437
9	0.4394	0.0010518
10	0.6312	0.0015919
11	0.8228	0.0022913
12	1.0145	0.002902
13	1.2061	0.0034228
14	1.3978	0.0039087
15	1.5894	0.0043114
16	1.7812	0.0046403
17	1.9728	0.0049664
18	2	0.0049933
19	2	0.0048832
20	2	0.0048456
21	2	0.0048242
22	2	0.0048081
23	2	0.0047973
24	1.7685	0.0026671
25	1.3851	0.0023101
26	1.0018	0.0019812
27	0.6184	0.0013766
28	0.4267	0.00089719
29	0.235	0.00053289
30	0.0434	9.88e-005
31	0	6.45e-006



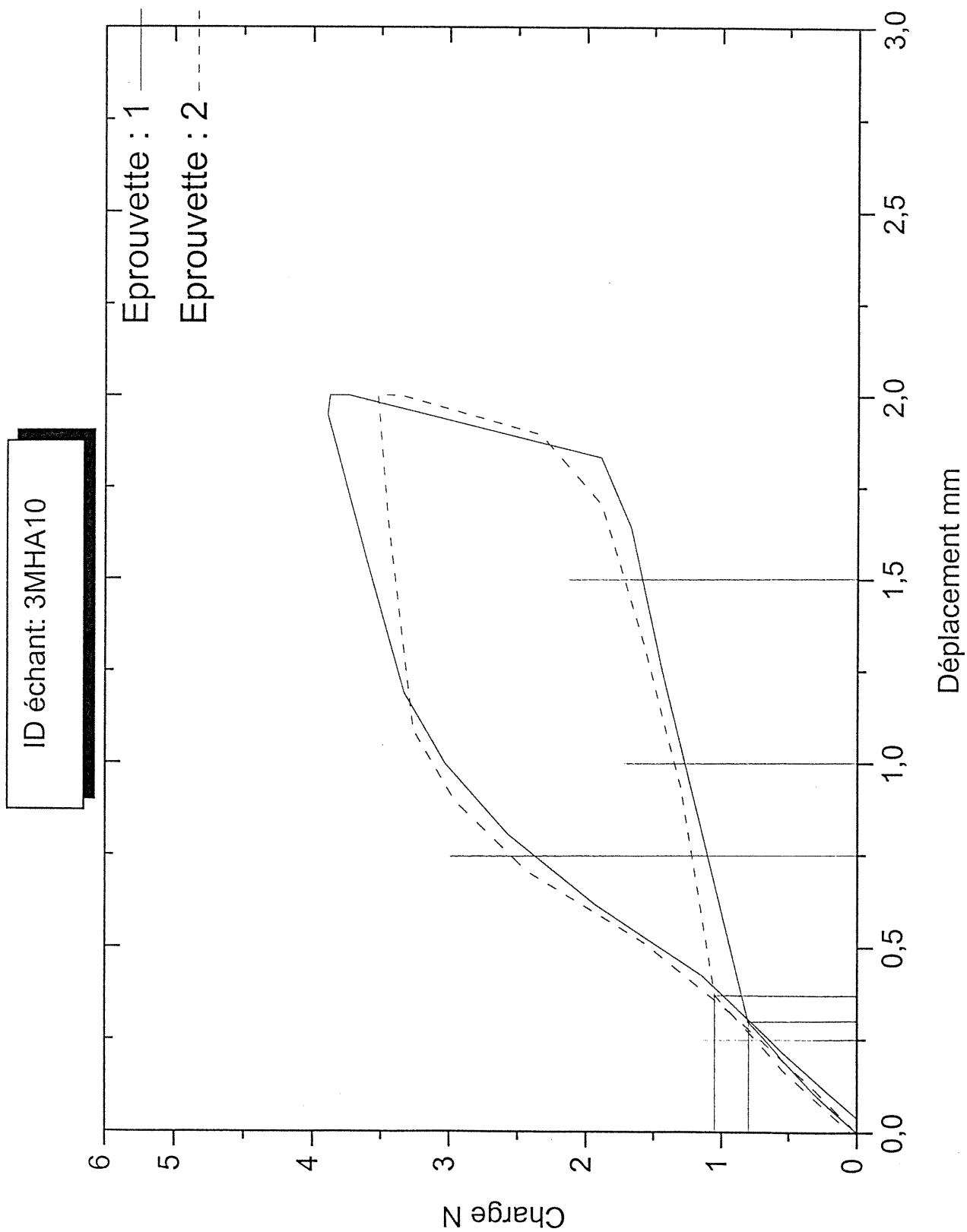
## 3MNi10.mrd - Eprouvette 1

Point	Déplacement (mm)	Charge (kN)
1	0	2.15e-006
2	0	2.15e-006
3	0	1.88e-006
4	0.0291	2.96e-006
5	0.2207	0.00053262
6	0.4125	0.00098417
7	0.6041	0.0015114
8	0.7958	0.0022416
9	0.9874	0.0028443
10	1.1791	0.0033732
11	1.3707	0.0038819
12	1.5625	0.0044174
13	1.7542	0.0049235
14	1.9874	0.0053664
15	2	0.0053638
16	2	0.0052054
17	2	0.0051463
18	2	0.0051114
19	2	0.0050872
20	2	0.0050711
21	1.8454	0.0032698
22	1.6538	0.0028188
23	1.2621	0.0023826
24	0.8871	0.0019262
25	0.6954	0.0016148
26	0.5038	0.0011372
27	0.3037	0.00070927
28	0.112	0.00032376
29	0	7.79e-006
30	0	7.25e-006
31	0	7.25e-006

## 3MNi10.mrd - Eprouvette 2

Point	Déplacement (mm)	Charge (kN)
1	0	2.15e-006
2	0	2.15e-006
3	0	2.15e-006
4	0	2.15e-006
5	0	2.15e-006
6	0.1675	0.00032591
7	0.3591	0.00083974
8	0.5508	0.0013745
9	0.7424	0.0021208
10	0.9341	0.0027584
11	1.1257	0.0032913
12	1.3175	0.0038255
13	1.5092	0.004306
14	1.7008	0.0047369
15	1.8925	0.0051329
16	2	0.0053369
17	2	0.0051732
18	2	0.0051114
19	2	0.0050792
20	2	0.005055
21	2	0.0050389
22	1.9201	0.0035866
23	1.7284	0.0029799
24	1.5368	0.0026792
25	1.1534	0.0022564
26	0.7701	0.0017396
27	0.5784	0.0013428
28	0.3868	0.000829
29	0.1951	0.00042712
30	0.0034	8.6e-006
31	0	8.06e-006
32	0	8.33e-006

## 9.2 Exemples de courbes charge / déplacement tracées par le logiciel Instron IX pour chaque type de fil.



ID échant: O3510

