

Année 2018

N° 3502

□

**Apport du traitement thermique du nickel-titane
aux propriétés mécaniques
des instruments endodontiques**

THÈSE POUR LE DIPLÔME D'ÉTAT
DE DOCTEUR EN CHIRURGIE DENTAIRE

Présentée et soutenue publiquement par

Cécile HEMMING

Née le 16/02/1991

Le 5/10/2018 devant le jury ci-dessous :

Présidente et Directrice de thèse : Mme. le Professeur Fabienne PÉREZ
Assesseur : M. le Docteur Zahi BADRAN
Assesseur : Mme. le Docteur Madline HOUCHMAND-CUNY
Assesseur : M. le Docteur Davy AUBEUX

Membre invité : M. le Docteur Tony PRUDHOMME

UNIVERSITÉ DE NANTES	
Président	Pr LABOUX Olivier
FACULTÉ DE CHIRURGIE DENTAIRE	
Doyen	Pr GIUMELLI Bernard
Asseseurs	Dr RENAUDIN Stéphane Pr SOUEIDAN Assem Pr WEISS Pierre
Professeurs des Universités Praticiens hospitaliers des C.S.E.R.D.	
Monsieur AMOURIQ Yves Monsieur GIUMELLI Bernard Monsieur LE GUEHENNEC Laurent Monsieur LESCLOUS Philippe	Madame ALLIOT-LICHT Brigitte Madame PÉREZ Fabienne Monsieur SOUEIDAN Assem Monsieur WEISS Pierre
Professeurs des Universités	
Monsieur BOULER Jean-Michel	
Professeurs Emérites	
Monsieur BOHNE Wolf	Monsieur JEAN Alain
Praticiens Hospitaliers	
Madame DUPAS Cécile (Praticien Hospitalier) Madame LEROUXEL Emmanuelle (Praticien Hospitalier)	Madame HYON Isabelle (Praticien Hospitalier Contractuel) Madame GOEMAERE GALIERE Hélène (Praticien Attaché)
Maîtres de Conférences Praticiens hospitaliers des C.S.E.R.D.	Assistants Hospitaliers Universitaires des C.S.E.R.D.
Monsieur AMADOR DEL VALLE Gilles Madame ARMENGOL Valérie Monsieur BADRAN Zahi Madame BLERY Pauline Monsieur BODIC François Madame DAJEAN-TRUTAUD Sylvie Madame ENKEL Bénédicte Monsieur GAUDIN Alexis Monsieur HOORNAERT Alain Madame HOUCHMAND-CUNY Madline Madame JORDANA Fabienne Monsieur KIMAKHE Saïd Monsieur LE BARS Pierre Madame LOPEZ-CAZAUX Serena Monsieur NIVET Marc-Henri Madame RENARD Emmanuelle Monsieur RENAUDIN Stéphane Madame ROY Elisabeth Monsieur STRUILLOU Xavier Monsieur VERNER Christian	Monsieur ABBAS Amine Monsieur AUBEUX Davy Madame BARON Charlotte Madame BEAURAIN-ASQUIER Mathilde Madame BERNARD Cécile Monsieur BOUCHET Xavier Madame BRAY Estelle Madame CLOITRE Alexandra Madame LE LAUSQUE Julie Madame LEMOINE Sarah Monsieur LOCHON Damien Madame MERCUSOT Marie-Caroline Monsieur NEMIROVSKY Hervé Monsieur OUVRARD Pierre Monsieur RÉTHORÉ Gildas Monsieur SARKISSIAN Louis-Emmanuel Madame WOJTIUK Fabienne
Maître de Conférences	
Madame VINATIER Claire	
Enseignants Associés	
Monsieur KOUADIO Ayepa Madame LOLAH Aoula	Madame MERAMETDJIAN Laure Madame RAKIC Mia

Mise à jour le 16/04/2018

Par délibération, en date du 6 décembre 1972, le Conseil de la Faculté de Chirurgie Dentaire a arrêté que les opinions émises dans les dissertations qui lui seront présentées doivent être considérées comme propres à leurs auteurs et qu'il n'entend leur donner aucune approbation, ni improbation.

REMERCIEMENTS

.

À Madame le Professeur Fabienne PÉREZ

Professeur des Universités

Praticien Hospitalier des Centres de Soins d'Enseignement et de Recherche Dentaires

Docteur de l'Université de Toulouse 3

Habilitée à Diriger des Recherches

Chef du département d'Odontologie Conservatrice - Endodontie

Chef du Service d'Odontologie Conservatrice et Pédiatrique

- NANTES -

Pour m'avoir fait l'honneur de diriger ce travail et de présider cette thèse.

Pour m'avoir inspiré ce sujet.

Merci pour votre disponibilité, votre réactivité, votre efficacité et votre lucidité dont j'ai été la témoin durant mes années d'études et durant ce travail de rédaction.

Pour la transmission de votre savoir lors de vos enseignements cliniques et théoriques qui m'ont permis de m'améliorer tout au long de mon cursus.

Merci également pour la confiance que vous m'avez accordée, d'abord en tant qu'interne, puis en tant qu'étudiante du Diplôme Inter-Universitaire d'Endodontie.

Veillez trouver ici l'expression de mes sincères remerciements et le témoignage de mon plus profond respect.

À Monsieur le Docteur Zahi BADRAN

Maître de Conférences des Universités

Praticien Hospitalier des Centres de Soins d'Enseignement et de Recherche Dentaires

Docteur de l'Université de Nantes

Habilitée à Diriger des Recherches

Département de Parodontologie

- NANTES -

Pour m'avoir fait l'honneur d'accepter de participer à ce jury de thèse.

Toute ma gratitude pour votre écoute et votre pédagogie, tant dans votre enseignement théorique que clinique.

Pour vos conseils avisés lorsque j'étais dans le doute et pour m'avoir poussée à choisir ma voie.

Veillez trouver ici l'expression de mes remerciements sincères et de ma profonde considération.

À Madame le Docteur Madline HOUCHMAND-CUNY

Maître de Conférences des Universités

Praticien Hospitalier des Centres de Soins d'Enseignement et de Recherche Dentaires

Département d'Orthopédie Dento-Faciale

- NANTES -

Pour m'avoir fait l'honneur d'accepter de participer à ce jury de thèse.

Pour votre pédagogie réellement appréciée lors de mon cursus initial.

Pour votre écoute lorsque je venais me détendre dans votre département d'orthodontie.

Veillez trouver ici le témoignage de mes remerciements sincères et de tout mon respect.

À Monsieur le Docteur Davy AUBEUX

Assistant Hospitalier Universitaire des Centres de Soins d'Enseignement et de Recherche Dentaires
Département d'Odontologie Conservatrice - Endodontie

- NANTES -

Pour m'avoir fait le plaisir et l'honneur de participer à ce jury de thèse.

Pour votre disponibilité, votre écoute et vos précieux conseils lors de mon cursus.

Pour votre bonne humeur lors de la vacation du vendredi soir, si chère à mes yeux lors ma troisième année d'internat ; ce fût un plaisir de travailler avec vous.

Veillez trouvez ici l'expression de mes sincères remerciements et le témoignage de ma profonde estime.

À Monsieur le Docteur Tony PRUDHOMME

Docteur en Chirurgie Dentaire

Ancien Assistant Hospitalier Universitaire des Centres de Soins d'Enseignement et de Recherche Dentaires

Praticien Hospitalier des Centres de Soins d'Enseignement et de Recherche Dentaires

- NANTES -

Pour m'avoir fait l'honneur d'accepter de participer à ce jury de thèse en tant que membre invité.

Pour votre disponibilité et vos requêtes pour des publications.

Pour votre gentillesse et votre amitié tout au long de mes années d'études.

Veillez trouver ici l'expression de mes remerciements sincères et de ma profonde gratitude.

TABLE DES MATIÈRES

.

INTRODUCTION	15
I. Bases théoriques sur l'alliage nickel-titane	18
A. Composition de l'alliage nickel-titane	18
B. Structures cristallines	19
1. Phase austénitique	20
2. Phase martensitique	20
3. Phase R	22
C. Transformations de phases	22
1. Transformation martensitique et transformation inverse	24
2. Réorientation martensitique	26
D. Propriétés mécaniques	27
1. Mémoire de forme	27
2. Superélasticité	29
E. Modification des températures de transformation	31
1. Par un changement de la composition chimique	31
2. Par des traitements thermiques	32
II. Instruments endodontiques : propriétés essentielles recherchées	36
A. Le nickel-titane et l'évolution des propriétés instrumentales	36
1. Composition chimique de l'alliage nickel-titane en endodontie	36
2. Flexibilité	37
3. Résistance à la fatigue en torsion	38
4. Résistance à la fatigue cyclique	39
5. Efficacité de coupe	39
6. Bilan	40
B. Les fractures des instruments en nickel-titane	41
1. Types de fracture	41
2. Prévalence des fractures instrumentales	44
3. Facteurs des fractures instrumentales	45
III. Apport du traitement thermique aux instruments endodontiques en nickel-titane	49
A. Principes généraux	49
1. Secret industriel	49
2. Traitements thermiques supplémentaires	50

B. Propriétés théoriques selon les phases en présence	51
C. Effets des traitements thermiques appliqués aux instruments endodontiques	52
1. Températures de transformation selon le traitement thermique	53
2. Comportement de phase selon le traitement thermique	54
3. Flexibilité selon le traitement thermique	56
4. Résistance à la fatigue cyclique selon le traitement thermique	57
D. Bilan des traitements thermiques appliqués aux limes endodontiques	60
IV. Évolution des instruments endodontiques en nickel-titane traités thermiquement et disponibles sur le marché	62
A. L'alliage nickel-titane conventionnel	64
1. Historique et composition chimique	64
2. Comportement de phase et composition cristallographique	64
3. Principe d'utilisation	64
4. Flexibilité, résistance à la fatigue et résistance à la fatigue en torsion	65
B. L'alliage M-Wire®	66
1. Historique	66
2. Composition chimique	66
3. Développement du M-Wire®	67
4. Comportement de phase et composition cristallographique	68
5. Principe d'utilisation	68
6. Flexibilité	69
7. Résistance à la fatigue cyclique	71
8. Résistance à la fatigue en torsion	72
9. Conclusion	73
C. L'alliage R-Phase™ Technology	74
1. Historique	74
2. Composition chimique	75
3. Développement de la R-Phase™ Technology	75
4. Comportement de phase et composition cristallographique	76
5. Principe d'utilisation	76
6. Flexibilité	77
7. Résistance à la fatigue cyclique	77
8. Résistance à la fatigue en torsion	78
9. Conclusion	78

D. L'alliage CM NiTi Technology™	79
1. Historique	79
2. Composition chimique	79
3. Développement	80
4. Comportement de phase et composition cristallographique	80
5. Principe d'utilisation	81
6. Flexibilité	82
7. Résistance à la fatigue cyclique	83
8. Résistance à la fatigue en torsion	83
9. Conclusion	85
E. L'alliage Blue Technology	86
1. Historique et développement	86
2. Composition chimique, comportement de phase et composition cristallographique	86
3. Principe d'utilisation	87
4. Flexibilité	88
5. Résistance à la fatigue cyclique	88
6. Résistance à la fatigue en torsion	89
7. Conclusion	90
F. L'alliage Gold Technology	91
1. Historique et développement	91
2. Comportement de phase et composition cristallographique	92
3. Principe d'utilisation	92
4. Flexibilité	92
5. Résistance à la fatigue cyclique	93
6. Résistance à la fatigue en torsion	93
7. Conclusion	94
G. Les alliages T·Wire et C·Wire	95
1. Historique et principe d'utilisation	95
2. Résistance à la fatigue cyclique	95
3. Conclusion	96
H. L'alliage MaxWire®	96
1. Historique et principe d'utilisation	96

2. Résistance à la fatigue cyclique et résistance à la fatigue en torsion	97
3. Conclusion	98
I. Discussion	98
1. Les biais liés aux instruments testés	98
2. Les biais liés aux conditions expérimentales	101
CONCLUSION	104
ANNEXES	107
TABLE DES ILLUSTRATIONS	116
BIBLIOGRAPHIE	120

INTRODUCTION

En odontologie, l'endodontie est la discipline dont les buts sont le diagnostic, le traitement des pathologies pulpaires, et la prévention ou le traitement des pathologies péri-apicales. Si l'endodontie doit prendre une place importante au sein d'un plan de traitement global, elle est toutefois bien trop souvent délaissée par l'omnipraticien.

Dès 1974, Schilder énonce le concept de « *Cleaning and Shaping* » (1) : la préparation canalaire doit répondre à des objectifs biologiques et mécaniques. Les objectifs biologiques sont la désinfection de la totalité du système endocanalaire contenant des débris pulpaires et/ou des agents pathogènes (bactéries). Les objectifs mécaniques sont au nombre de cinq et sont les suivants : une préparation conique continue, respectant le trajet canalaire d'origine, maintenant la foramen apical dans sa position initiale et limitant la taille du diamètre de ce foramen apical, pour pouvoir réaliser une obturation canalaire (puis coronaire) étanche dans l'optique de rendre pérenne le traitement canalaire entrepris.

Pour satisfaire ces principes, et avant l'avènement du nickel-titane, les chirurgiens-dentistes utilisaient manuellement et en alternance des limes et des racleurs en acier. Ces instruments endodontiques sont généralement fabriqués à partir d'acier inoxydable (un alliage à base principalement de chrome et de nickel (2)) et répondent à la norme ISO (conicité de 2%). La mise en forme canalaire à l'aide de cette instrumentation manuelle est longue et fastidieuse. De plus, la rigidité des limes en acier complique la préparation canalaire, notamment dans les canaux courbes, et provoque des erreurs involontaires mais iatrogènes : transport canalaire, courbure redressée, difficulté pour amener les limes de diamètre moyen à la longueur de travail, butées et perforations fréquentes, fractures instrumentales.

L'apparition sur le marché d'instruments mécanisés en nickel-titane au début des années 90 a révolutionné les pratiques.

En 1988, Walia et al. (3) est le premier à évoquer dans son article des limes endodontiques fabriquées à partir de nickel-titane (NiTi). Il utilise le Nitinol, un alliage déjà utilisé en orthodontie, pour fabriquer des limes et compare ensuite la flexibilité

de ces limes en NiTi avec celle des limes en acier. Il apparait que le NiTi est 2 à 3 fois plus flexible que l'acier, en flexion et en torsion, et Walia et al. conclut que l'utilisation de limes en Nitinol peut être intéressante pour l'instrumentation des canaux courbés.

En 1993, Mac Spadden (4) associe des limes en NiTi à forte conicité à la rotation continue à basse vitesse, permettant ainsi de donner plus d'efficacité de coupe aux instruments.

C'est suite à ces articles princeps que les instruments endodontiques en NiTi mécanisés font leur apparition sur le marché, et les nombreux avantages d'utilisation amènent à la multiplication des systèmes. En effet, les NiTi répondent parfaitement aux exigences exposées par Schilder (diminution du risque de transport canalaire, conicité majorée, efficacité de coupe, irrigation optimisée, ...) tout en ayant un avantage ergonomique non négligeable : diminution du temps de travail, facilité d'utilisation, et courbe d'apprentissage relativement courte.

Toutefois, et cela sera développé plus loin, la faiblesse des instruments en NiTi réside dans le fait que leur résistance à la fatigue est relativement faible, que leur conicité augmentée réduit leur flexibilité et que la fracture instrumentale apparait sans prévenir.

Les industriels et chercheurs ont cherché à augmenter la flexibilité et la résistance à la fatigue (fatigue cyclique et fatigue en torsion). Ils se sont tout d'abord intéressés à la géométrie instrumentale (design de section, aire de section, taille de la pointe, conicité, angle d'hélice, pas entre les spires, nombre de spires...) puis au mouvement de travail (rotation continue *versus* réciprocity). Depuis maintenant une vingtaine d'années, les recherches s'orientent vers les procédés de fabrication : fabrication par usinage, par torsion ou par EDM (*Electrical Discharge Machinig*), traitement de surface (implantation ionique, nitruration thermique, ou électro-déposition) et enfin les traitements thermiques. En parallèle, le concept d'instrument à usage unique s'est développé.

Les traitements thermiques sont des procédés métallurgiques de traitement de l'alliage nickel-titane (de type recuit) et ont pour but de modifier la microstructure cristalline de l'alliage pour en améliorer ses propriétés mécaniques. En endodontie,

les propriétés purement mécaniques sont la flexibilité et la résistance à la fatigue, des propriétés déjà évoquées plus haut comme des points à améliorer.

Si nous savons que les traitements thermiques peuvent être appliqués avant, pendant et/ou après la mise en forme par usinage, torsion ou EDM des limes endodontiques, leur nature exacte (moment, durée, température, milieu, ...) n'est pas connue car les procédés sont la propriété des industriels et seuls les brevets publiés sont en accès libre.

Le travail qui suit a pour but d'exposer dans une première partie les propriétés métallurgiques de cet alliage nickel-titane afin de pouvoir comprendre les objectifs des traitements thermiques en endodontie. La deuxième partie consistera en un rappel des propriétés essentielles recherchées en endodontie, ce qui permettra de situer les problématiques actuelles. La troisième partie présentera l'apport des traitements thermiques aux instruments endodontiques. Enfin, la quatrième partie exposera et décrira l'évolution des différents alliages nickel-titane traités thermiquement. Une analyse de la littérature sur les propriétés de flexibilité, de résistance à la fatigue cyclique et de résistance à la fatigue en torsion des instruments disponibles sur le marché et fabriqués à partir de ces nouveaux alliages nickel-titane sera détaillée dans cette quatrième et dernière partie.

I. Bases théoriques sur l'alliage nickel-titane

L'alliage nickel-titane est un alliage à mémoire de forme (AMF). Tout comme leur nom l'indique, les alliages à mémoire de forme possèdent une propriété mécanique particulière : la mémoire de forme ; c'est à dire qu'après avoir subi une déformation qui semble irréversible, l'alliage peut intégralement retrouver sa forme initiale par simple chauffage. Ce comportement typique a été décrit pour la première fois sur un alliage or-cadmium par Chang et Read dans les années 1930, et a été observée sur un alliage nickel-titane par Buehler en 1963 (5). De plus, l'alliage NiTi est également superélastique.

L'alliage nickel-titane présente plusieurs structures (ou phases) cristallines : l'austénite, la martensite et la phase R. Les propriétés mécaniques de l'alliage nickel-titane sont liées à ces structures et aux transformations entre ces différentes phases (6).

A. Composition de l'alliage nickel-titane

C'est en effectuant des recherches en 1963 sur un alliage non magnétique, résistant au sel et étanche pour le naval, que Buehler et al. découvre que l'alliage quasiment stoechiométrique de nickel-titane montre un effet mécanique dit à mémoire de forme. Il donne à cet alliage le nom de Nitinol, un acronyme pour désigner le '*Nickel Titanium Naval Ordonance Laboratory*' (7).

Depuis sa découverte, le Nitinol est largement utilisé dans plusieurs domaines, de l'industrie aéronautique au domaine biomédical grâce à ses deux propriétés spécifiques (superélasticité et mémoire de forme) mais également grâce à sa biocompatibilité et à son excellente résistance à la corrosion (8,9).

C'est Andreasen et Hilleman en 1971 qui, en premier, utilisent en odontologie le Nitinol pour la fabrication d'arc orthodontiques (10). Puis Walia et al. en 1988 fabrique des limes endodontiques à partir de ces fils d'ODF (3).

Le Nitinol est un mélange quasiment équiatomique de nickel et de titane.

Il est composé (en % poids) :

- de nickel : 55,8% (+/- 1,5%) ;
- de titane : 44,2% (+/- 1,5%) ;
- de traces de fer, chrome, cuivre, cobalt, oxygène, hydrogène, carbone : < 1%.

Un pourcentage de 55,8% en poids de nickel est égal à un pourcentage atomique de 50,8% de nickel.

La composition pouvant être exprimée en pourcentage atomique ou en pourcentage de poids, les noms génériques retrouvés dans la littérature sont différents :

55-Nitinol, 508-Nitinol, SE508, ...

Si le Nitinol SE508 (Nitinol Devices and Components Inc., Fremont, CA, USA, aujourd'hui Confluent Medical Technologies (11) était la forme de Nitinol pur la plus commercialisée au début des années 2000 (12), le marché est en pleine expansion et les sociétés fournissant le Nitinol ou des produits semi-finis sont multiples (11,13).

B. Structures cristallines

L'alliage nickel-titane peut présenter plusieurs structures cristallines : l'austénite, la martensite et la phase R.

Il est possible d'obtenir un alliage NiTi stable en austénite et/ou martensite et/ou phase R, à température ambiante ou à température d'utilisation, en fonction du processus de fabrication.

Les phases peuvent être déterminées par diffraction des rayons X ou XRD (en anglais, *X-Ray Diffraction*), technique se basant sur l'interaction du faisceau de rayons X monochromatiques avec le matériau (14). Cette méthode permet d'identifier les phases présentes et les structures cristallographiques.

1. Phase austénitique

L'austénite B2, de structure cubique, est la phase mère. Les cristaux sont imbriqués les uns aux autres et forment un maillage en treillis très régulier. C'est une phase stable à haute température.

Cette structure cristalline est connue pour donner à l'alliage sa dureté (15).

Le module de Young (120Gpa selon Thompson et al. (9), 70-98Gpa selon la SFBD (6)) et la limite d'élasticité (379Mpa selon Thompson et al. (9), 100-800Mpa selon la SFBD (6)) sont élevés donc un alliage en phase austénitique sera peu flexible mais pourra présenter une superélasticité (plus de 8% de déformation élastique (9)).

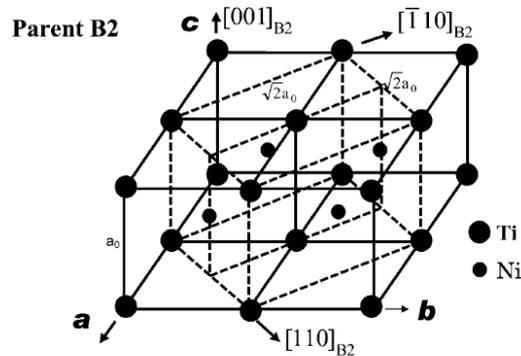


FIGURE 1 - STRUCTURE DE L'AUSTENITE B2 (5)

2. Phase martensitique

La martensite B'19, de structure monoclinique, est, à l'opposée de l'austénite, stable à basse température.

Les cristaux (nommés variantes de martensite) peuvent être orientés de deux façons différentes, donnant la martensite auto-accommodée (obtenue par refroidissement) ou la martensite orientée (obtenue suite à l'application d'une contrainte).

Dans le premier cas, les cristaux sont dit jumelés et sont arrangés en zig-zag (en anglais, *twinned*) ; il n'y a pas ou peu de répercussion macroscopique sur la forme.

Dans le 2^{ème} cas, suite à l'application d'une contrainte, les cristaux sont dé-jumelés (en anglais, *detwinned*) ; dans ce cas, une déformation macroscopique devient visible.

Cette structure apporte à l'alliage la ductilité (9).

De plus, la dureté de la martensite est plus faible que celle de l'austénite (16). Le module de Young est faible (50Gpa selon Thompson et al. (9), 25-35Gpa selon la SFBD (6)), donc un matériau NiTi en phase martensitique sera bien plus flexible qu'en phase austénitique, et il se déformera facilement (15). Cependant, la limite d'élasticité (138Mpa selon Thomson et al. (9), 200-250 Mpa selon Duerig et al. (17), 50-300 Mpa selon la SFBD (6)) est plus faible que celle de l'austénite, donc un alliage NiTi en phase martensitique atteindra plus rapidement une déformation irréversible sous contrainte qu'un alliage en phase austénitique (2 à 3% de déformation élastique selon Otsuka et Ren (5) pour l'alliage NiTi en phase martensitique au lieu de 8% de déformation élastique en phase austénitique).

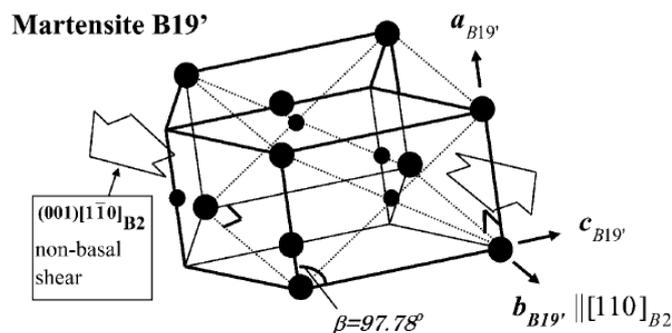
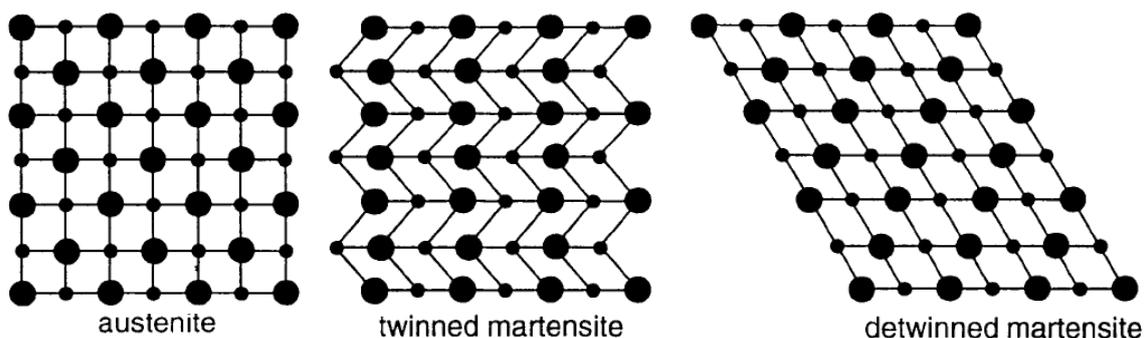


FIGURE 2 - STRUCTURE DE LA MARTENSITE B19' (5)



FIGURE

FIGURE 3 - AUSTENITE : AUSTENITE EN TREILLIS ; TWINNED MARTENSITE : MARTENSITE AUTO-ACCOMMODEE SANS DEFORMATION MACROSCOPIQUE ; DETWINNED MARTENSITE : MARTENSITE ORIENTEE AVEC DEFORMATION MACROSCOPIQUE (9)

3. Phase R

La phase R, de structure trigonale ou rhomboédrique (en anglais, *rhombohedral*), est une phase intermédiaire entre l'austénite et la martensite.

Le module de Young est plus bas que celui de l'austénite et de la martensite, rendant l'alliage NiTi en phase R encore plus flexible qu'en martensite ((18,19). La phase R a la plus faible limite d'élasticité (5-25Mpa selon Duerig et al. (17)) et montre donc une superélasticité faible (environ 1% selon Kim et al. (20)).

La phase R survient au refroidissement, avant la phase martensitique, et au chauffage avant la phase austénitique, sous certaines conditions :
austénite (A) <> Phase R (R) <> martensite (M).

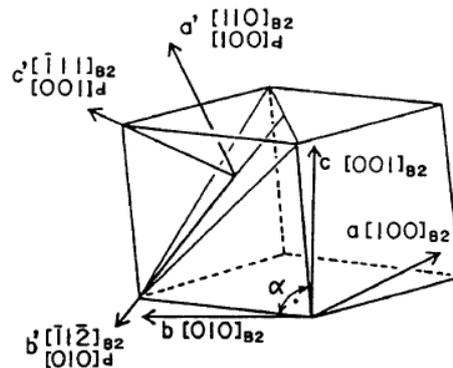


FIGURE 4 - STRUCTURE DE LA PHASE R (5)

C. Transformations de phases

Les transformations de phases de l'alliage NiTi sont des transformations de type solide-solide. Les propriétés mécaniques des alliages dépendent de ces transformations.

Les températures de début et de fin de transformation sont notées comme suit :

- A_s : température de début de transformation austénitique (ou transformation inverse) au chauffage ;

- A_f : température de fin de transformation martensitique au cours du chauffage ; à noter que le A_f est une donnée importante dans l'étude des traitements thermiques du nickel-titane ;
- M_f : température de fin de transformation martensitique au cours du refroidissement ;
- M_s : température de début de transformation martensitique au cours du refroidissement.

Ces températures de transformation peuvent être déterminées à l'aide de la calorimétrie différentielle à balayage ou DSC (en anglais, *Differential Scanning Calorimetry*), technique permettant d'étudier les transitions physiques et chimiques mettant en jeu des effets thermiques (14). Les températures de transitions sont déterminées à l'aide du début et de la fin des pics exothermiques et endothermiques. Afin d'obtenir ce type de courbe, les échantillons sont souvent chauffés et refroidis entre $-80^{\circ}\text{C}/-100^{\circ}\text{C}$ et $+80^{\circ}\text{C}/+100^{\circ}\text{C}$ à une vitesse définie (Figure 5).

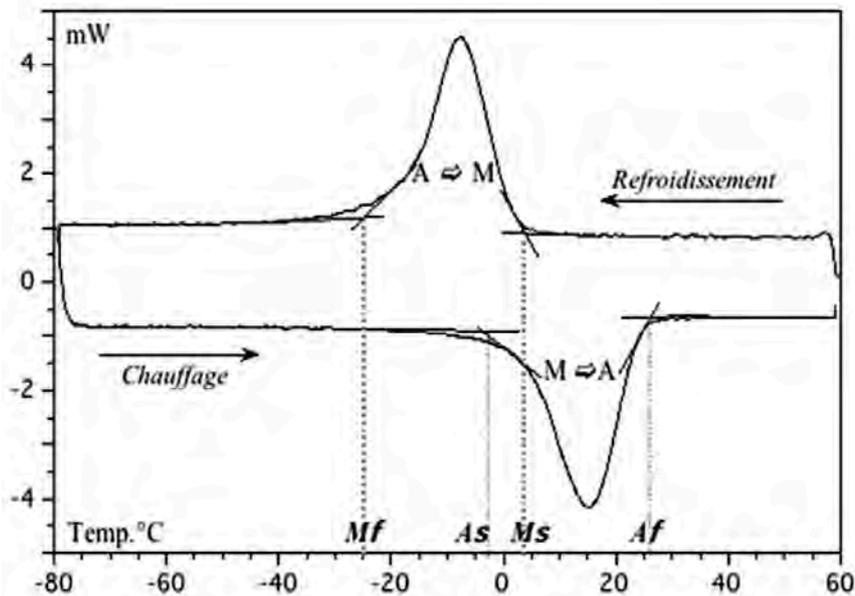


FIGURE 5 - EXEMPLE D'UNE COURBE OBTENUE PAR DSC AVEC LES TEMPERATURES DE TRANSITION M_s , M_f , A_s ET A_f (6)

1. Transformation martensitique et transformation inverse

La transformation martensitique est la transformation de la phase austénitique à la phase martensitique, soit A vers M. Elle est induite thermiquement par la diminution de la température, ou mécaniquement par l'application d'une contrainte mécanique. La transformation inverse, ou transformation austénitique, est la transformation de la phase martensitique à la phase austénitique, soit M vers A, par réchauffement ou suite à la décharge mécanique.

Transformation martensitique induite par la température

Également appelée transformation martensitique thermo-élastique, la transformation martensitique induite par la température (c'est à dire à contrainte nulle) peut se définir ainsi (13) : transformation s'effectuant « via un mécanisme de cisaillement, sans diffusion et thermiquement réversible ; les variantes de martensite se forment et croissent de manière continue à mesure que la température est abaissée, et disparaissent en suivant un chemin identique mais en sens inverse à mesure que la température s'élève ». Cependant, il existe un léger décalage en termes de température, entre $A > M$ et $M > A$, appelé hystéresis (ou boucle d'hystéresis).

Il faut savoir que lors du refroidissement, un cristal d'austénite peut donner plusieurs variantes de martensite ; mais au réchauffement, les différentes variantes de martensite reviennent toutes au même cristal d'austénite, c'est à dire dans la configuration initiale. C'est ce qui est à l'origine de la mémoire de forme.

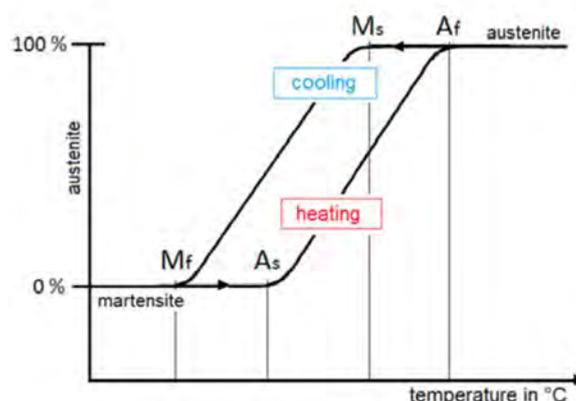


FIGURE 6 - SCHEMA DE LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE INDUITE PAR LA TEMPERATURE (21)

Transformation martensitique induite par la contrainte

La transformation martensitique peut également être induite par l'application d'une contrainte, à température constante.

À une température supérieure à A_f , le matériau est en phase austénitique ; l'application d'une contrainte entraîne la formation et la croissance de variantes de martensite orientées et a pour conséquence une déformation élastique du matériau. À l'arrêt de la contrainte, la transformation inverse se produit, et le matériau reprend sa forme initiale avec un retour en phase austénitique, et cela sans déformation plastique résiduelle.

La superélasticité est liée à ce type de transformation.

À noter toutefois qu'il existe une température critique au dessus de laquelle la transformation martensitique induite par le stress ne peut plus avoir lieu.

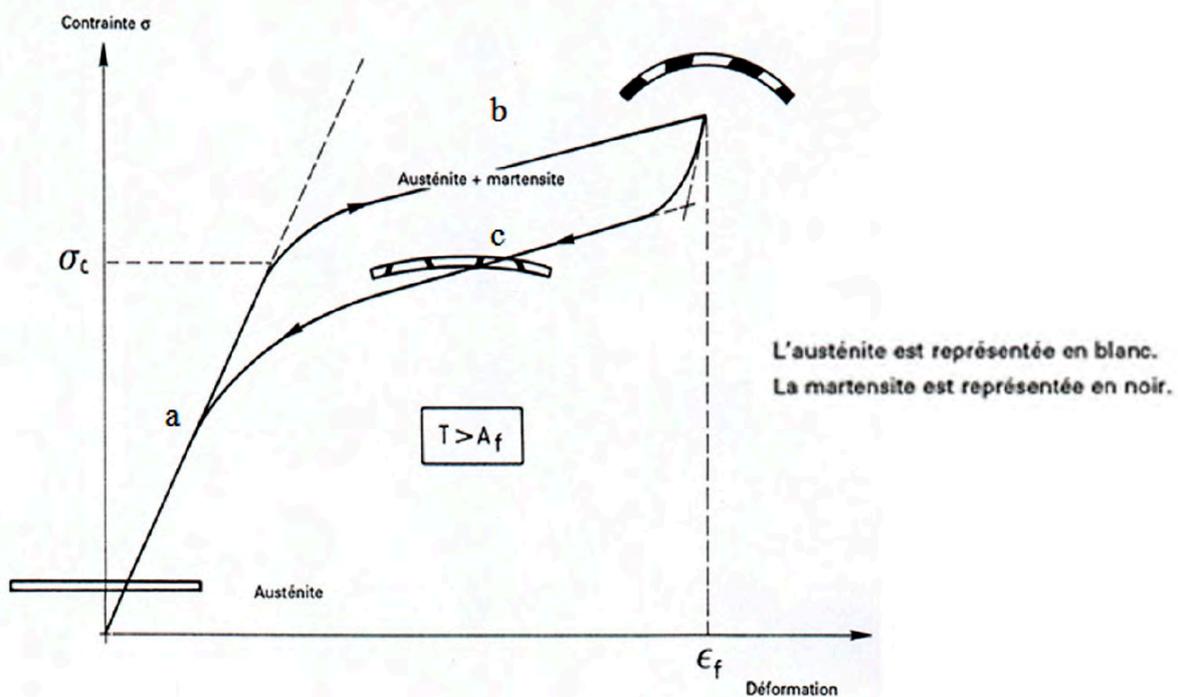


FIGURE 7 - SCHEMA DE LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE INDUITE PAR LA CONTRAINTE (6) ;
A-TRANSFORMATION ELASTIQUE DE L'AUSTENITE ; B-DEFORMATION SUPERELASTIQUE DUE A LA FORMATION DE MARTENSITE ; C-TRANSFORMATION INVERSE

Les transformations martensitique et austénitique peuvent s'effectuer :

- en une seule étape : $A \leftrightarrow M$;
- en deux étapes avec la phase intermédiaire, phase R : $A \leftrightarrow \text{phase R} \leftrightarrow M$

Cette dernière transformation est nommée transformation martensitique intermédiaire ou transformation pré-martensitique.

La transformation en deux étapes intervient dans les alliages NiTi (21–23) :

- riches en nickel ayant subi vieillissement. Le vieillissement (traitement thermique) permet la création de précipités Ti_3Ni_4 homogènes dans la phase austénitique. Ces précipités résistent à la formation de martensite mais résistent moins à la formation de phase R (c'est à dire que, dans le cas d'un NiTi riche en nickel, il faut une contrainte importante pour entrainer la formation de martensite ; cependant, la formation de phase R nécessite une contrainte moins importante). Une fois la structure cristalline en phase R ($A > R$), il faut encore un peu plus de contrainte pour obtenir la martensite ($R > M$) (5) ;
- ayant subi un recuit après une mise en forme à froid ;
- avec la substitution d'un 3^{ème} élément, de type fer ou aluminium.

2. Réorientation martensitique

La réorientation martensitique se caractérise par le passage d'une martensite auto-accommodée à une martensite orientée.

À température constante et inférieure à M_f , l'alliage est en phase martensitique. En absence de contrainte, les variantes de martensite sont auto-accommodées. Suite à l'application d'une contrainte, les variantes de martensite auto-accommodées se réorientent en variantes orientées et cela entraine une déformation macroscopique du matériau. À l'arrêt de la contrainte, une partie de la martensite reste orientée et le matériau ne reprend pas totalement sa forme initiale. En effet, la déformation obtenue par la réorientation des variantes est partiellement réversible, ce qui a pour conséquence une déformation plastique résiduelle.

La déformation plastique résiduelle est d'autant plus grande que le nombre de cycles de contraintes est important.

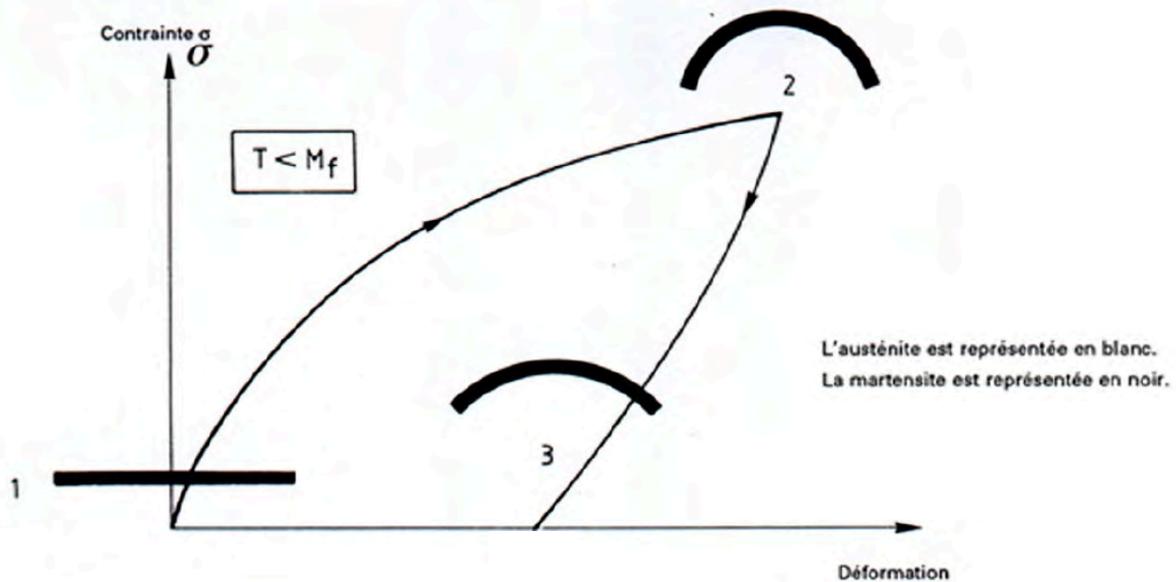


FIGURE 8 - SCHEMA DE LA REORIENTATION MARTENSITIQUE (6)
 1-MARTENSITE AUTO ACCOMMODEE ; 2-MARTENSITE ORIENTEE SOUS L'EFFET DE LA
 CONTRAINTE ; 3-MARTENSITE ORIENTEE A L'ARRET DE LA CONTRAINTE ET DEFORMATION
 RESIDUELLE

À noter qu'il faut moins de contrainte pour obtenir une réorientation martensitique que pour obtenir une transformation martensitique (24).

D. Propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques sont liées à la microstructure (phases cristallines en présence) et aux températures de transition.

Si la température est supérieure à A_f , l'alliage présentera un comportement superélastique remarquable. Si la température est inférieure à M_f , l'alliage présentera un comportement de type mémoire de forme remarquable. Enfin, si la température est comprise entre A_s et A_f , les deux propriétés peuvent s'exprimer.

1. Mémoire de forme

La propriété de mémoire de forme a été découverte par Buehler et al. Il décrit dans son article (7) que lorsque un spécimen de Nitinol quasiment stoechiométrique est déformé mécaniquement sous la température de transformation martensitique, il

conserve indéfiniment une déformation. Lorsque ce même spécimen déformé est chauffé au dessus de la température de transformation martensitique, il retrouve rapidement la forme qu'il avait avant déformation.

La mémoire de forme peut être définie comme la capacité d'un matériau à « recouvrer une forme prédéterminée lors du chauffage *via* une transformation de phase » (13) et cela même après une déformation importante.

La mémoire de forme est expliquée sur le schéma ci-dessous.

Prenons un échantillon en phase austénitique (température supérieure à A_f) et ayant une forme A (étape 0 sur le schéma). Cet échantillon est refroidi sans contrainte à une température inférieure à M_f : il passe alors en phase martensitique auto-accommodée (étape 1). Maintenant, une contrainte est appliquée ; les variantes de martensite s'orientent et l'échantillon présente une forme déformée B (étape 2). À l'arrêt de la contrainte, l'échantillon présente une déformation plastique résiduelle, la forme C (étape 3). L'échantillon est maintenant chauffé à une température au dessus de A_f : la transformation austénitique s'opère et l'échantillon retrouve sa forme initiale, la forme A (retour à l'étape 0).

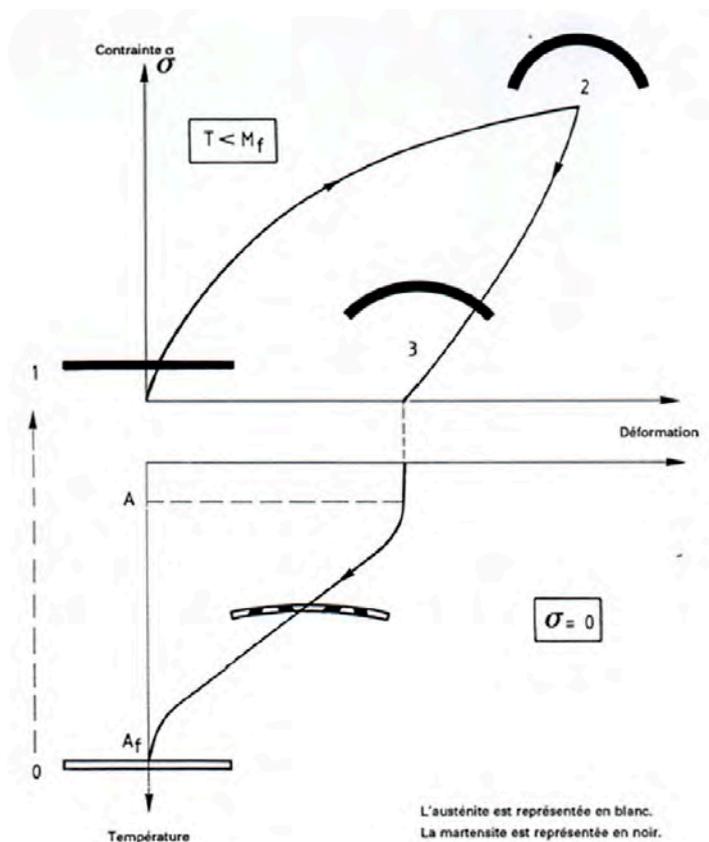


FIGURE 9 - SCHEMA DE L'EFFET MEMOIRE DE FORME (6)

Cet effet mémoire de forme peut également se produire à une température comprise entre A_s et M_s .

À température constante comprise entre A_s et M_s , l'alliage est composé d'austénite et de martensite auto-accommodée. À l'application de la contrainte, il se produit à la fois une transformation martensitique ($A > M$) et une réorientation martensitique (martensite auto-accommodée vers martensite orientée) et le matériau se déforme. À l'arrêt de la contrainte, seule la transformation inverse $M > A$ se produit, et le matériau présente donc une déformation plastique résiduelle. Là encore, il est possible de redonner au matériau sa forme initiale en le chauffant à une température supérieure à A_f afin de transformer la martensite orientée en austénite.

Cet effet mémoire peut être à simple sens, comme décrit au dessus, ou à double sens. Dans l'effet mémoire à simple sens, le matériau retrouve sa forme à l'état austénitique. L'effet mémoire à double sens permet au matériau de retrouver une forme stable, non seulement à l'état austénitique à haute température, mais également à l'état martensitique à basse température, et de passer d'une forme à l'autre de manière réversible. Cet effet mémoire à double sens s'obtient par éducation de l'alliage par des traitements thermomécaniques sous contrainte.

2. Superélasticité

Nommée également pseudo-élasticité, la superélasticité est la capacité du matériau à se déformer de manière élastique, c'est à dire réversible, et dont le domaine élastique est beaucoup plus étendu que celui présenté par d'autres matériaux élastiques (13).

Le phénomène de superélasticité se produit lorsque la température est supérieure à A_f et qu'une contrainte est appliquée ; l'alliage présente alors une transformation martensitique induite par la contrainte $A > M$ avec l'apparition de martensite orientée.

En reprenant le schéma, nous pouvons remarquer que la superélasticité est non linéaire. Au début de l'application de la contrainte, l'échantillon NiTi présente une déformation proportionnelle à la contrainte (étape a sur le schéma) ; c'est la

déformation élastique en austénite. Puis la courbe marque un plateau (étape b) : à ce moment, l'échantillon subit la transformation martensitique induite par la contrainte $A > M$. Enfin, à l'arrêt de la contrainte, la transformation inverse $M > A$ commence (étape c), jusqu'à ce que l'échantillon reprenne sa forme initiale.

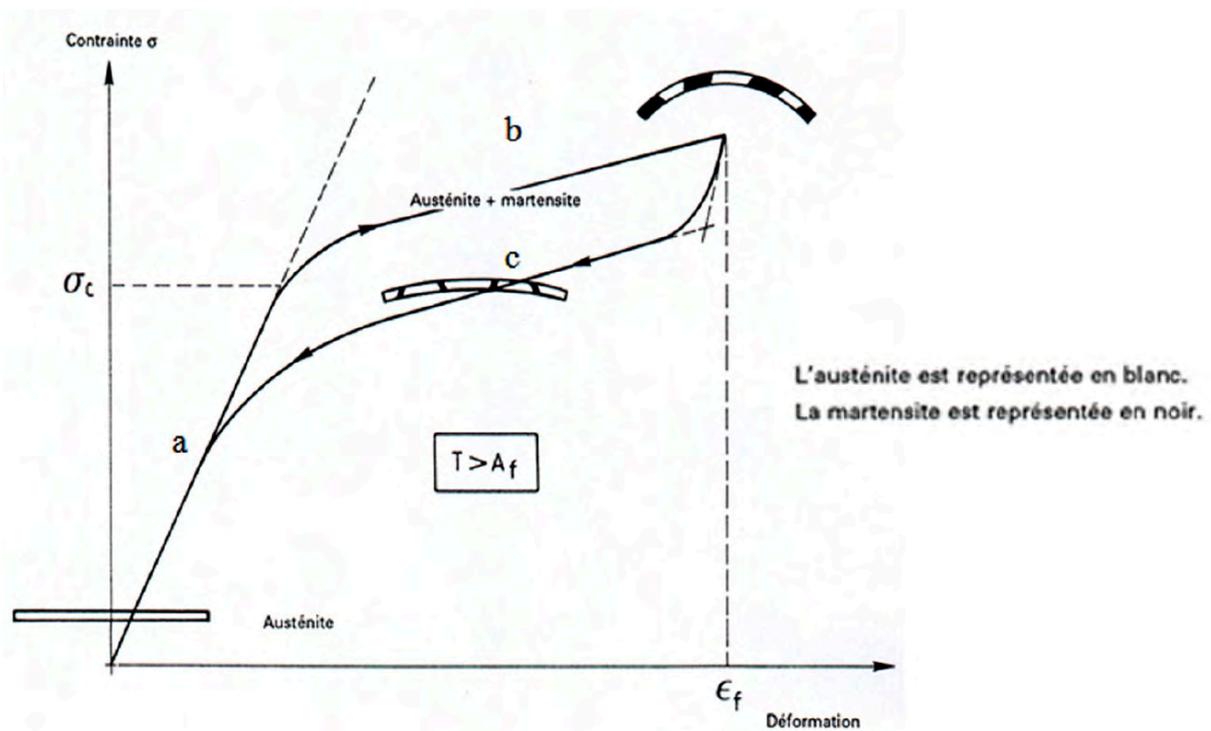


FIGURE 10 - SCHEMA DE L'EFFET SUPERELASTIQUE (6)

La « super » élasticité réside dans le fait que l'alliage, même s'il subit une déformation sévère, va retrouver sa forme initiale à l'arrêt de la contrainte, et cela sans déformation résiduelle. Stoeckel et al. en 1991 quantifie la superélasticité comme étant 10 fois supérieure à l'élasticité (24).

En conclusion, l'effet mémoire de forme et l'effet superélastique sont représentés sur le graphique en fonction de la contrainte et de la température.

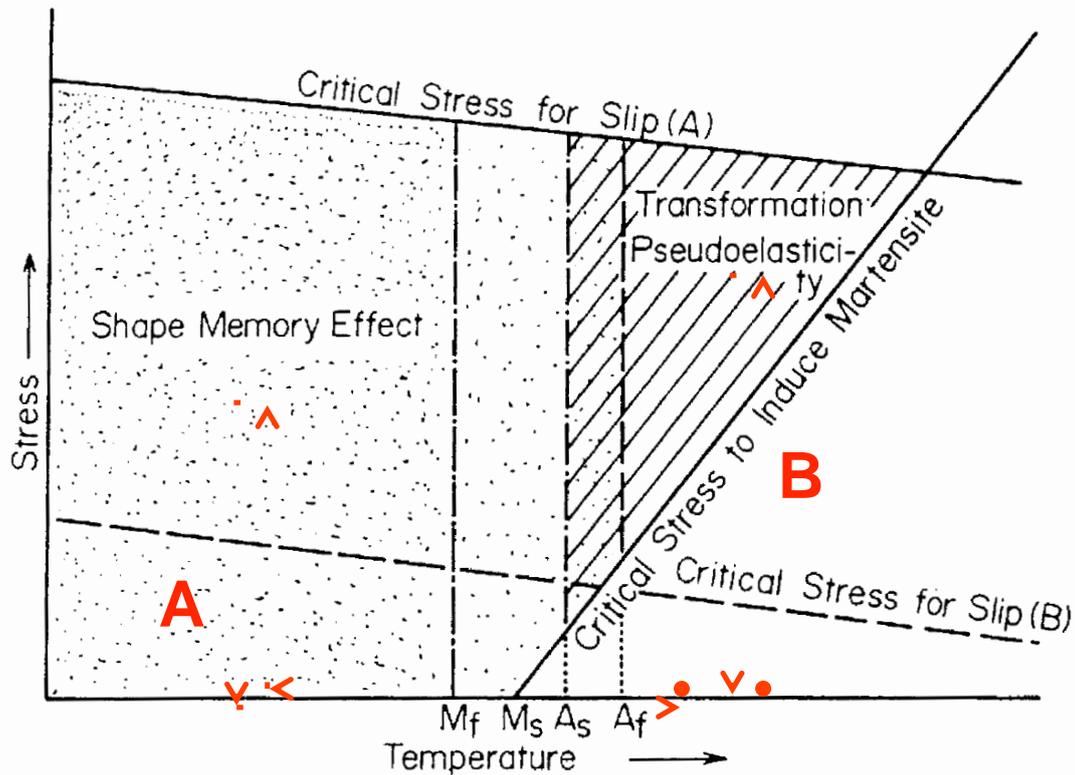


FIGURE 11 - SCHEMA DE LA MEMOIRE DE FORME (A) ET DE LA SUPERELASTICITE (B) EXPLIQUEES A PARTIR D'UN SCHEMA D'OTSUKA ET REN (5)

E. Modification des températures de transformation

Le comportement mécanique est dicté par la présence d'austénite et/ou de martensite à la température d'utilisation. Les phases en présence sont dépendantes des températures de transition, elles-mêmes dépendantes de la composition chimique et des traitements thermiques (5,7,25,26).

1. Par un changement de la composition chimique

Les changements de composition et/ou des proportions de l'alliage impactent les températures de transition. Buehler et al. en 1968 souligne que la température de transformation martensitique peut varier fortement en changeant la composition de l'alliage (7). Pour Otsuka et Ren en 2005, un changement de composition de 1% at. de nickel fait varier M_s de plus de 100 K (soit environ 200°C) (5).

Ainsi, afin d'abaisser M_s , il faut :

- augmenter le pourcentage atomique de nickel dans la solution solide ;
- substituer le nickel par d'autres atomes, comme par exemple le cobalt.

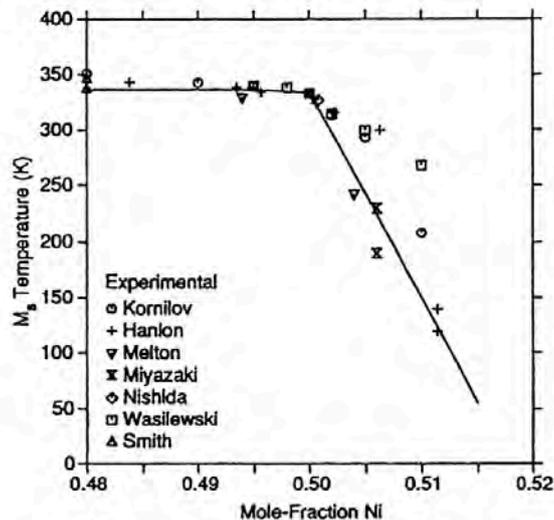


FIGURE 12 - TEMPERATURE M_s (EN KELVIN) EN FONCTION DE LA PROPORTION DE NICKEL (EN % AT.). DONNEES ISSUES DE DIFFERENTES PUBLICATIONS (26)

2. Par des traitements thermiques

Les traitements thermiques sont des procédés industriels de cycles thermiques utilisés pour modifier les propriétés des matériaux, afin de les adapter aux conditions de mise en oeuvre ou d'emploi (27).

Ces traitements thermiques sont dit thermomécaniques lorsqu'ils sont effectués sous contrainte.

Pour les petites pièces, et c'est le cas en endodontie, le traitement thermique concerne toute la pièce : c'est un traitement dans la masse (en opposition aux traitements superficiels, ou traitements de surface). Les principaux traitements dans la masse sont le recuit, la tempe et le revenu.

Otsuka et Ren (5) et Frick et al. (28), et avant eux Miyazaki et al. (25,29), montrent que le recuit et le vieillissement permettent d'augmenter les propriétés de mémoire de forme et de superélasticité des alliages NiTi, mais également d'obtenir une transformation en deux étapes ($A \leftrightarrow R \leftrightarrow M$). Seules ces deux techniques seront décrites ci-dessous.

Les types de traitement thermique

Le recuit (30) est un traitement thermique de chauffage suivi d'un refroidissement lent et il s'effectue après la mise en forme à froid (tréfilage, laminage,...). Une mise en forme à froid entraîne une forte proportion de dislocations (défauts entre les atomes) et de contraintes internes (31) ; cela a pour effet d'induire un durcissement du matériau et d'interférer avec la transformation martensitique (31) (les variantes de martensite s'orientent difficilement à cause du nombre trop important de dislocations qui gênent les mouvements). Le recuit permet de diminuer ce nombre de dislocations et de réduire les contraintes internes (25), et a également pour conséquence une augmentation des températures de transformation (31). Il s'utilise préférentiellement sur les alliages NiTi dit équiatomiques.

Le vieillissement (30) ou revenu, est un traitement thermique de chauffage lent suivi d'un refroidissement lent. Ce type de traitement thermique est utilisé sur les alliages riches en nickel. Il entraîne la formation de précipités Ti_3Ni_4 dans la phase austénitique, ce qui a pour conséquence de diminuer la proportion de nickel dans la solution solide et donc d'augmenter M_s (26). Également, la formation de précipités Ti_3Ni_4 permet d'obtenir une phase R au cours de la transformation martensitique. Si la compréhension de ce type de traitement thermique et de ses conséquences n'est pas encore bien connue, et que chaque industriel s'adapte de manière empirique afin d'obtenir les propriétés souhaitées (30), Miyazaki et al. montre qu'un vieillissement à faible température permet d'obtenir une superélasticité au dessus de A_f (alors qu'un alliage vieilli à haute température montre difficilement une superélasticité) (25).

Les caractéristiques des traitements thermiques

Selon Otsuka et Ren (5), le traitement thermique permet de modifier les températures de transition pour pouvoir favoriser l'apparition de martensite orientée, et donc d'augmenter la superélasticité. Il permet aussi d'éduquer le matériau afin d'obtenir une mémoire de forme à double sens (8).

Le traitement thermique idéal, en termes de temps et de température, dépend de la composition de l'alliage (25) et des applications souhaitées.

Cependant, nous pouvons retrouver quelques chiffres convergents dans la littérature. Miyazaki et al. (25) conclut qu'un vieillissement ou qu'un recuit à 673K, soit 400°C, permet d'augmenter la superélasticité de manière la plus efficace possible.

Stoeckel et al. (24) montre que l'alliage NiTi atteint une superélasticité maximale après un traitement thermiquement à des températures comprises entre 400°C et 600°C.

Et Frick et al. (28) observe qu'avec un traitement thermique à 450°C, le matériau présente à la fois une superélasticité (qui n'est cependant pas totale) et un effet mémoire de forme, et que M_s augmente avec l'augmentation des températures du traitement thermique.

Un traitement thermique à une température trop basse ne sera pas suffisant pour supprimer les dislocations générées par une mise en forme à froid (32). À l'inverse, un traitement thermique à trop haute température entraînera des modifications importantes dans le comportement avec des propriétés de superélasticité et mémoire de forme incomplètes et une diminution des températures de transformation (29).

Liu et al. (31) explique qu'à partir de 600°C, le volume des précipités produits est plus important, ce qui gêne la réorientation des variantes de martensite et a pour effet d'augmenter la contrainte critique nécessaire à la formation de martensite orientée.

L'explication apportée par Frick et al. (28) serait qu'à partir de 550°C, il existerait une croissance de précipités inhomogènes de type Ti_3Ni_4 , ce qui entraverait le mouvement des dislocations, et entraînerait une diminution des températures de transformation (M_s).

En résumé, il existe deux températures critiques et deux phénomènes :

- un traitement thermique en dessous de 300°C ne permet pas de diminuer le nombre de dislocations ; le phénomène de restauration ne peut avoir lieu (32). Le matériau restera dur et rigide.
- un traitement thermique au dessus de 600°C entraîne le phénomène de recristallisation ; le volume des précipités formés augmente et gêne le mouvement des dislocations et donc l'orientation des variantes de martensite (28,29,31). La rigidité du matériau augmentera.
- un traitement thermique entre 300°C et 600° permet de diminuer le nombre de dislocations, et donc de favoriser l'orientation des variantes de martensite. De plus, cela entraîne la formation de précipités Ti_3Ni_4 de petite taille qui permettent d'abaisser la contrainte critique nécessaire à la formation de martensite (augmentation de M_s) (28).

II. Instruments endodontiques : propriétés essentielles recherchées

L'arrivée des instruments mécanisés en nickel-titane a permis la simplification des protocoles (rapidité) tout en améliorant les résultats cliniques (efficacité) (33) : moins d'erreurs iatrogènes, taux de succès augmenté (34).

Toutefois, le problème majeur des instruments en NiTi est la fracture instrumentale, qui apparaît sans prévenir, c'est à dire sans défaut visible de déformation permanente (35). La prévention de la fracture devient donc complexe (12,33,36) car l'inspection des instruments n'est pas une technique fiable de prédiction de risque de fracture instrumentale (35).

A. Le nickel-titane et l'évolution des propriétés instrumentales

1. Composition chimique de l'alliage nickel-titane en endodontie

En endodontie, l'alliage nickel-titane utilisé est composé de 56% en poids de nickel et 44% en poids de titane (9). En pourcentage atomique, cela représente environ 50,8% de nickel, soit un alliage quasiment équiatomique.

Une substitution de moins de 2% de nickel par du cobalt peut se faire (9), mais il faut garder à l'esprit qu'une variation de 1% de nickel (% at.) a des conséquences importantes sur le comportement de phases de l'alliage (5).

En 2010, Zinelis et al. (37) a étudié la composition de 10 limes NiTi commercialisées. 9 limes présentent un résultat de 54,2-56,2% en poids de nickel, et 1 lime fait exception avec un pourcentage faible de nickel (52,1% en poids).

Les résultats sont semblables à ceux de Schäfer et al. (38).

2. Flexibilité

Comme vu précédemment, en 1988, Walia et al. (3) utilise des fils orthodontiques en Nitinol pour fabriquer des limes endodontiques. Il fabrique des limes de diamètre 15/100 et de section triangulaire pour pouvoir les comparer avec les limes en acier. Il effectue un test de flexion et un test de torsion (sens horaire et anti-horaire). Les résultats montrent que les limes en Nitinol ont une plus grande flexibilité que les limes en acier, que ce soit en flexion (Figure 13), en torsion dans le sens horaire et en torsion dans le sens anti-horaire. Walia et al. conclut que les instruments en Nitinol ont une flexibilité 2 à 3 fois plus grande que les instruments en acier.

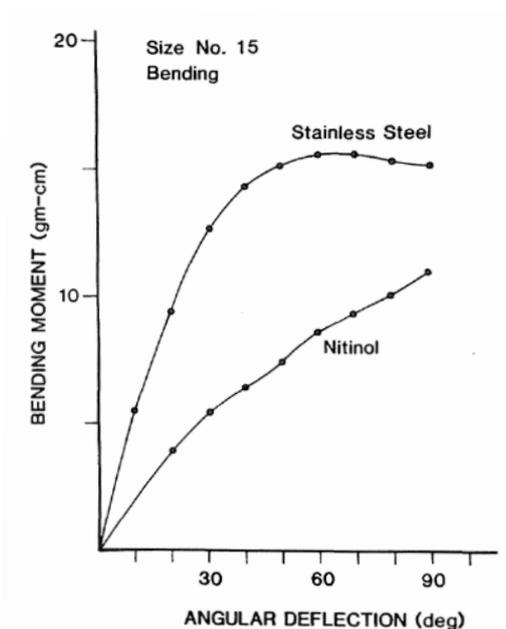


FIGURE 13 - ESSAI DE FLEXION, FORCE APPLIQUEE (MOMENT) EN FONCTION DE LA DEFORMATION (ANGLE FORME AVEC LA VERTICALE) (3)

Cette flexibilité est liée à la combinaison de deux propriétés (39) :

- un module de Young faible
- un phénomène de superélasticité du NiTi

Le module de Young de l'alliage nickel-titane est plus faible que celui de l'acier (3,9,40) ; il est estimé à environ 1/4 - 1/5 de celui de l'acier (3).

De plus, le NiTi est un alliage dont la superélasticité est environ 10 fois plus grande que l'élasticité d'un alliage classique (24). Ainsi un instrument NiTi en austénite

présente une déformation élastique d'environ 8% en traction, alors qu'un instrument en acier ne peut atteindre 1% de déformation élastique (6,9,39).

Un instrument en NiTi pourra donc subir une déformation plus importante plus facilement.

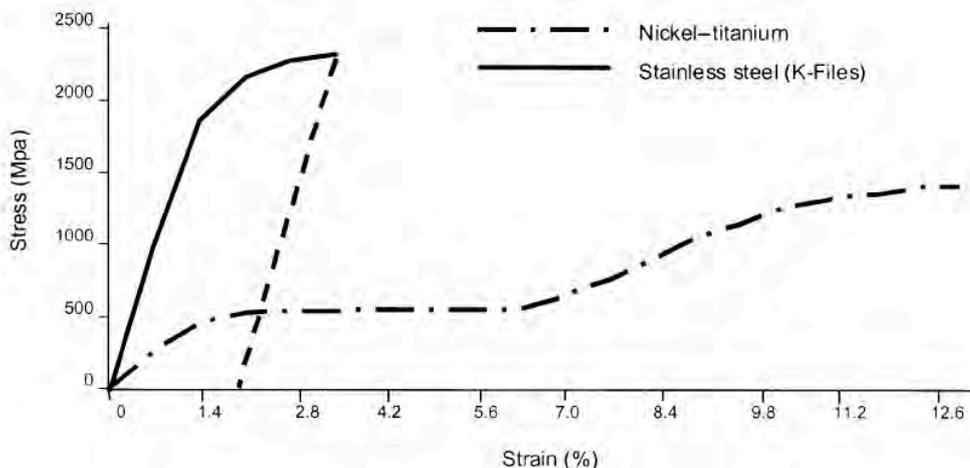


FIGURE 14 - COURBE CONTRAINTE EN FONCTION DE LA DEFORMATION (9)

3. Résistance à la fatigue en torsion

Walia et al. (3) trouve que la résistance en torsion du NiTi est plus grande que celle de l'acier (voir paragraphe précédent). L'angle de distorsion du NiTi est plus important : avant fracture, la lime en NiTi est capable de faire 2 tours 1/2 avant rupture dans le sens horaire, alors que la lime en acier ne peut réaliser qu'1 tour 3/4. Il conclut que les limes NiTi sont plus résistantes à la fatigue en torsion. Il observe également que les limes NiTi présentent un torque maximal plus important.

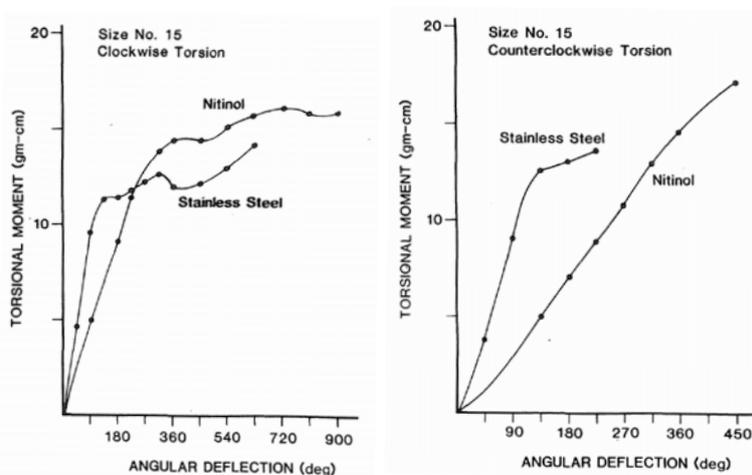


FIGURE 15 - COURBE DU TORQUE EN FONCTION DE L'ANGLE DE DISTORSION, EN SENS HORAIRE (CLOCKWISE) ET ANTIHORAIRE (COUNTERCLOCKWISE) (3)

Si Camps et al. (41) trouve des résultats similaires, d'autres auteurs trouvent des résultats inverses avec une moins bonne résistance à la torsion pour les instruments NiTi (42–45) ou une absence de différence significative (46).

Concernant l'angle de distorsion, Rowan et al. (46), tout comme Canalda-Sahli et al. (47), trouve des résultats contredisant ceux de Walia et al. avec, dans le sens horaire, un angle de distorsion plus grand pour les limes en acier, alors que Tepel et al. (43) ne trouve pas de différence entre les limes NiTi et les limes en acier.

4. Résistance à la fatigue cyclique

Cette notion de fatigue cyclique apparaît avec l'usage des limes mécanisées, le mouvement manuel de rotation des limes en acier étant différent. La comparaison NiTi / acier ne pouvant se faire, la résistance à la fatigue cyclique des instruments NiTi sera développée plus loin.

Cependant, nous pouvons dès lors noter que le nombre de cycles effectués par la lime NiTi avant rupture est variable et dépend de plusieurs facteurs, comme l'anatomie canalaire, la géométrie de l'instrument, ...

5. Efficacité de coupe

Les résultats montrant l'efficacité de coupe des instruments en NiTi sont aussi controversés.

Ainsi, Haïkel et al. (40) étudie l'efficacité de coupe à l'aide de deux 'assiettes' en résine amenées contre l'instrument. Ses résultats montrent que les limes NiTi ont une moins bonne efficacité de coupe que les limes en acier. Les résultats de Schäfer et al. (48) concordent avec ceux de Haïkel et al..

Coleman et al. (49) montre que les limes en NiTi enlèvent plus de résine (en termes de surface) que les limes en acier, mais que le temps de préparation est plus long.

À l'inverse, Kazemi et al. (50), qui évalue l'efficacité de coupe sur des blocs de dentine, montre que les limes en NiTi sont aussi efficaces, voire plus efficaces, que les limes en acier.

Cependant, l'utilisation de limes en NiTi de plus grande conicité (grâce à la flexibilité du NiTi), et l'association à la rotation motorisée, permettent d'augmenter l'efficacité de coupe tout en diminuant le temps de travail.

6. Bilan

En conclusion, si les auteurs s'accordent sur le fait que les limes en NiTi sont plus flexibles que les limes en acier (module de Young, superélasticité), leurs résultats concernant la résistance à la fatigue en torsion et l'efficacité de coupe sont discordants.

Toutefois, l'évolution des limes en NiTi repose surtout sur l'augmentation de la flexibilité.

Par rapport aux limes en acier, les limes NiTi flexibles permettent (3,38) :

- de limiter les erreurs de préparation (butées, transport apical, ...) dans les canaux courbes ;
- d'obtenir une préparation plus centrée et plus respectueuse du trajet canalaire dans les canaux courbes ;
- d'augmenter la conicité de la préparation.

Par extension, ces avancées permettent d'obtenir une meilleure désinfection du système endocanalaire avec une amélioration de la désinfection mécanique (conicité majorée) et une amélioration de la désinfection chimique (solutions d'irrigation amenées plus près de l'apex grâce à la conicité augmentée).

Cependant, cette flexibilité n'empêche pas les fractures instrumentales.

B. Les fractures des instruments en nickel-titane

Comme introduit précédemment, le problème majeur des instruments en NiTi reste la fracture instrumentale. Les limes fracturant sans signe précurseur et sans déformation plastique préalable, la prévention reste compliquée.

1. Types de fracture

Il existe deux types de fracture des instruments NiTi : les fractures suite à une fatigue cyclique et les fractures suite à une fatigue en torsion.

Classiquement, un instrument possède une certaine résistance ou limite d'élasticité et lorsque la contrainte est supérieure à la limite d'élasticité, c'est la rupture. Cependant, lors d'une utilisation mécanisée, la lime subit des contraintes répétées et la fracture intervient à une contrainte inférieure à la limite d'élasticité ; c'est la fracture en fatigue (51).

Fracture par fatigue cyclique

La fracture par fatigue cyclique, également appelée fracture en flexion ou fracture ductile, est définie par Plotino et al. (52) comme étant une fracture survenant suite à l'alternance des cycles de tension/compression au niveau du point maximum de flexion. Dans une courbure, un instrument va présenter au niveau du point maximum de flexion des zones de tension (moitié extérieure de la courbure instrumentale) et des zones de compression (moitié intérieure de la courbure instrumentale). En dynamique, avec la rotation mécanisée, il se crée une alternance des zones de tension/compression. C'est cette répétition qui conduit à la fatigue en flexion.

Cependant, Alapati et al. (53) soutient une théorie différente selon laquelle la fracture arriverait suite à une seule surcharge plutôt qu'à cause d'un grand nombre de cycles de rotation.

La fracture par fatigue cyclique s'effectue en trois stades (35). Le stade 1 correspond à la phase d'initiation de fêlures (en anglais, *cracks*) ; ces fêlures se forment en périphérie de l'instrument. Le stade 2 correspond à la propagation des fêlures sous

l'effet des tensions provoquées par la rotation de l'instrument ; la visualisation de ce phénomène se fait grâce aux stries se propageant de la périphérie vers le centre de la lime. Enfin le stade 3, qui correspond à la fracture.

Un instrument ayant subi une fracture par flexion expose une rupture nette, sans défaut associé (33). La surface fracturée observée au microscope électronique à balayage (en anglais *Scanning Electron Microscope*, SEM) est typique : fossettes et micro-cratères sont présents sur toute la surface.

Ce type de fracture a préférentiellement lieu dans les canaux courbes (54,55).

La résistance à la fracture par fatigue cyclique est évaluée par des tests purement mécaniques, *in vitro*, et non standardisés.

Le principe est le suivant : un instrument est mis en rotation jusqu'à ce que la fracture survienne. Le temps jusqu'à la fracture est chronométré et le nombre de cycles avant fracture (NCF) est calculé grâce à la formule suivante : $NCF = \text{temps (sec)} * \text{rotation (rpm)}$. Ce NCF permet de s'affranchir de la vitesse de rotation qui peut être différente d'un instrument testé à l'autre.

Afin de limiter les biais liés à l'anatomie, les essais de fatigue cyclique sont réalisés *in vitro*, à l'aide de dispositifs artificiels. Cependant, ces dispositifs sont multiples (52) : canal artificiel en acier, en résine, 3 axes, 2 axes, surface convexe associée à une surface concave,

Les comparaisons entre les études sont alors difficiles pour des raisons évidentes :

- biais liés à l'instrument : conicité, diamètre, géométrie, traitement thermique, ...
- biais liés au dispositif : rayon de courbure, angle de courbure, diamètre du canal artificiel, hauteur du point de flexion maximum, trajectoire empruntée par la lime, ...

La nécessité d'une standardisation internationale est un point très souvent relevé par les auteurs des publications. Un dispositif standard permettrait de pouvoir comparer les instruments en limitant les biais liés au modèle d'essai.

Fracture par fatigue en torsion

La fracture par fatigue en torsion est définie par Plotino et al. (52) comme une fracture survenant lorsque la pointe de la lime est bloquée mais que l'instrument continue de tourner. Une fois le torque trop élevé et la limite élastique atteinte, l'instrument cède. Les instruments fracturés montrent souvent des signes spécifiques de déformation plastique (33). Les défauts peuvent être uniques ou combinés, localisés à proximité de la fracture ou plus éloignés : lime dévillée, lime vrillée en sens inverse et/ou lime vrillée avec des spires resserrées.

Observées au SEM, les surfaces des instruments fracturés par torsion sont typiques : elles présentent des marques d'abrasion au niveau du centre de rotation.

Ce type de fracture a préférentiellement lieu dans les canaux minéralisés ou étroits (54,55).

La résistance à la fatigue en torsion est évaluée à l'aide de deux paramètres : le torque maximum (N.cm) et l'angle de distorsion (°). Ce test est standardisé (norme ANSI/ADA n°28 (56) et norme ISO 3630-1 (57)) et est réalisé à l'aide d'un torsiomètre. Toutefois, il a été conçu pour les tests en torsion des limes en acier à 2%, et il n'existe pas à ce jour de test standardisé pour les limes NiTi de plus forte conicité ; les chercheurs continuent donc de l'utiliser pour mesurer la résistance en torsion des instruments NiTi.

Le test se déroule ainsi : la pointe de l'instrument est immobilisée (inclusion dans de la résine), l'instrument est mis en rotation, dans le sens horaire, à une vitesse de 2 rpm. Les données sont enregistrées par des capteurs reliés à un système informatique.

Certains auteurs calculent la ténacité qui représente la capacité de l'instrument à se déformer plastiquement et à absorber l'énergie avant le phénomène de fracture (58). La ténacité s'oppose à la fragilité. Certains auteurs (58,59) calculent cette valeur à l'aide de la surface située sous la courbe contrainte/déformation, et d'autres (60,61) à l'aide de la formule suivante : ténacité = torque * angle.

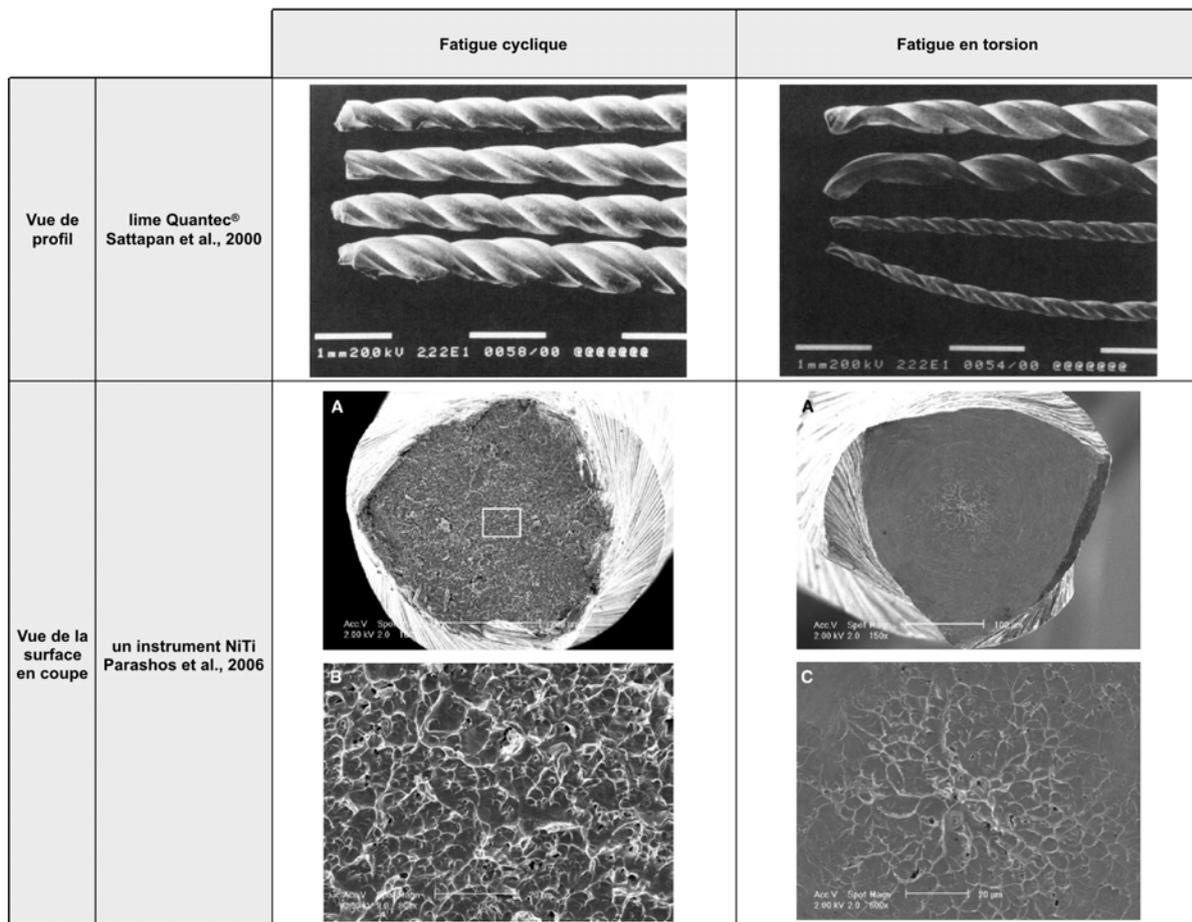


FIGURE 16 - VUES LATÉRALES ET VUES EN COUPE DE LIMES AYANT SUBI UNE FRACTURE PAR FATIGUE PUREMENT CYCLIQUE OU PUREMENT EN TORSION (33,62)

2. Prévalence des fractures instrumentales

La fracture instrumentale est liée à l'utilisation des limes. Sa prévalence en pratique clinique a été estimée par Parashos et al. (36) à environ 5%. Son étude portait sur un échantillon de 7159 instruments écartés après utilisation clinique et recueillis auprès de 14 endodontistes de 4 pays différents. 12% de ces instruments présentaient un dévissage, et 5% étaient fracturés.

En 2009, Cheung (34) suite à une revue de la littérature, estime le taux de fracture entre 0,4 et 23% en se basant sur les instruments utilisés et écartés. En prenant en compte le nombre de dents présentant un instrument fracturé, le taux est de 0,2–2,4%. Cependant, ce dernier chiffre est sûrement sous-estimé il ne tient pas compte des instruments fracturés mais retirés.

Il existe un débat sur la prévalence du type de fracture (en torsion ou en flexion).

Ainsi, dans l'étude de Parashos et al. (36), parmi les instruments fracturés, 70% l'étaient par fatigue cyclique et 30% par fatigue en torsion.

À l'inverse, Sattapan et al. (33) estime que les fractures par torsion dans les canaux étroits (56%) sont plus fréquentes que les fractures par flexion dans les canaux courbes (44%).

Enfin, d'autres auteurs comme Campbell et al. (63) estiment que la fracture est la résultante d'une fatigue cyclique et d'une fatigue en torsion.

En conclusion, nous pouvons citer Parashos et al. (62) qui rappelle que les fractures des NiTi sont des processus complexes et multi-factoriels, et que le facteur le plus important est l'opérateur et son expérience.

3. Facteurs des fractures instrumentales

Les différents facteurs anatomiques et instrumentaux seront exposés ici de manière synthétique.

Facteurs anatomiques

La courbure canalaire est un facteur important de risque de fracture par fatigue cyclique. Initialement mesurée par la méthode de Schneider (64) à l'aide de l'angle formé entre une ligne définissant le grand axe de la dent et une ligne reliant le début de la courbure à l'apex, Pruett et al. (35) introduit en plus la notion de rayon. Cette nouvelle méthode définit la courbure par un angle et un rayon ; elle permet d'évaluer le caractère abrupt de la courbure. Un angle élevé signale une courbure importante et un rayon faible signale une courbure franche. Plus une courbure est importante et franche, plus le NCF diminue (35,62). De plus, si la courbure est double, ce NCF diminue significativement (65).

Évaluer la largeur canalaire est important pour évaluer le risque de fracture par fatigue en torsion. Un canal minéralisé ou étroit augmente le risque de fracture par torsion, de même que les anatomies particulières (62).

Une cavité d'accès mal réalisée entraîne non seulement des contraintes précoces sur l'instrument mais également une courbure instrumentale. L'élimination des éperons dentinaires (interférences) doit être soignée lors de l'ouverture de chambre et de l'accès aux canaux, afin de ne pas augmenter le risque de fracture instrumentale par fatigue.

Facteurs instrumentaux

Avant d'évoquer les facteurs liés à l'instrument même, il ne faut pas oublier de parler du praticien. Le respect du protocole en termes de vitesse et torque (recommandations du fabricant), le respect de la dynamique instrumentale (par exemple, pression apicale, temps de travail intracanalair, immobilité instrumentale, ...), ou encore le respect de la séquence instrumentale sont essentiels pour réduire le risque de fracture. De même, le nombre d'utilisations de chaque instrument doit être limité, notamment si l'instrument a fortement travaillé (minéralisation, courbure).

Le lien entre la vitesse de rotation et la fatigue cyclique reste controversé (62). Pruett et al. conclut que si la vitesse augmente, le NCF reste inchangé mais la durée de vie de l'instrument diminue (35).

La contrainte subie par l'instrument tout entier est proportionnelle au couple. Un instrument avec un couple élevé aura tendance à fracturer plus rapidement en cas de contrainte en torsion qu'un instrument utilisé avec un couple plus faible (51).

Le comportement en fatigue est lié au diamètre de pointe : la fatigue cyclique intervient plus vite avec un diamètre important car la rigidité de l'instrument est augmentée (39,62).

Un instrument à conicité importante sera moins flexible et donc résistera moins en fatigue cyclique (33,38). Cependant, l'instrument sera plus résistant à la fatigue en torsion avec un torque avant fracture élevé (66). Pour augmenter la flexibilité sans perdre en résistance en torsion, les industriels ont développé des instruments à conicité variable.

Le lien entre le design de section et la résistance à la fatigue est également sujet à controverses. Certains auteurs concluent qu'un instrument avec une section triangulaire aura une meilleure flexibilité et résistance à la fatigue cyclique mais une moins bonne résistance à la torsion (38,55) ; d'autres observent que la résistance à la fatigue cyclique sera plus importante avec un instrument de section rectangulaire qu'un instrument triangulaire (67).

Tout comme les instruments à conicité variable, les industriels ont développé des limes à section variable pour augmenter la flexibilité.

L'aire de section a aussi son importance. Elle est liée à la conicité, au diamètre et au design de section. Un instrument avec une aire de section large, comme une lime carrée de gros diamètre et de conicité importante, aura une flexibilité diminuée (38,39,62) et donc une résistance à la fatigue cyclique plus faible ; cependant, la résistance à la torsion sera augmentée (34,55,62).

Le nombre de spires peut influencer sur la résistance à la fatigue. Plus il y a de spires (longueur de pas diminuée), plus l'instrument sera résistant à la fatigue en torsion (55,60) et à la fatigue cyclique (60).

L'action de l'hypochlorite de sodium ne semble pas affecter la résistance à la fatigue des instruments (44,67–69).

De même, les cycles de stérilisation ne semblent pas diminuer la résistance des instruments. Mais certains auteurs montrent que la stérilisation pourrait augmenter la résistance à la fatigue. Encore une fois, les résultats semblent contradictoires (34,51,62).

Les traitements de surface, comme l'électro-polissage, semblent améliorer la résistance à la fatigue, tant en fatigue cyclique (70,71) qu'en fatigue en torsion (70). Une seule étude, celle de Bui et al (72), rapporte que l'électro-polissage diminuerait significativement la résistance à la fatigue cyclique et l'angle de distorsion, mais que le torque maximal avant fracture ne serait pas modifié.

En conclusion de cette partie, nous pouvons citer Shen et al. (15,73) qui rappelle qu'un instrument flexible aura une bonne résistance à la fatigue cyclique mais une moins bonne résistance à la torsion.

III. Apport du traitement thermique aux instruments endodontiques en nickel-titane

A. Principes généraux

Les traitements thermiques en endodontie ont également pour but de modifier les températures de transformation pour pouvoir contrôler la microstructure des limes et ainsi contrôler leur comportement mécanique.

Nous pouvons distinguer deux grands types de traitement thermique : les traitements thermiques intervenant lors de la fabrication des fils de NiTi (9,74) (Figure 17) et les traitements thermiques supplémentaires intervenant lors de la fabrication des limes.

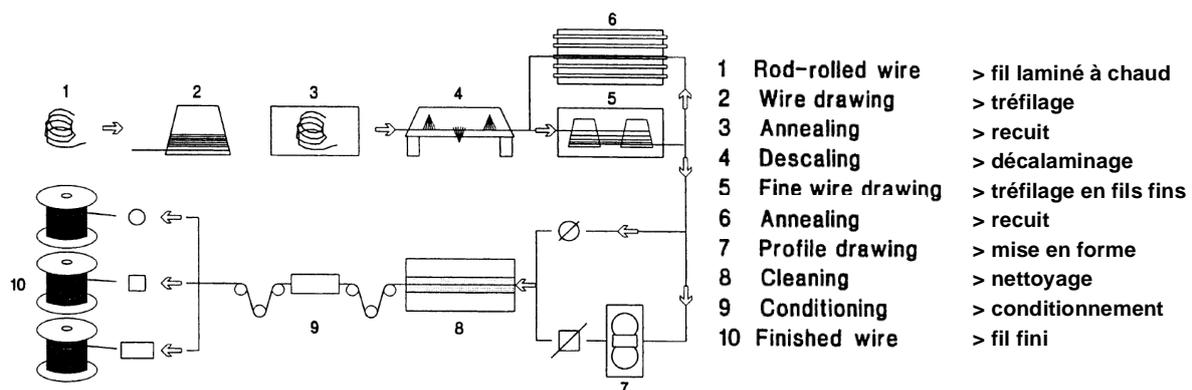


FIGURE 17 - SCHEMA DU PROCEDE DE FABRICATION DES FILS NITI AVANT USINAGE (9) : LE DIAMETRE DU FIL NITI EST REDUIT PAR TREFILAGE PUIS UN RECUI EST APPLIQUE POUR SUPPRIMER LES EFFETS LIES A L'ECROUISSAGE ; LE FIL EST ALORS DECALAMINE, C'EST A DIRE QUE LA COUCHE D'OXYDE PRESENTE EN SURFACE APRES LE RECUI EST ELIMINEE ; CETTE PROCEDURE EST REPETEE JUSQU'A OBTENIR UN FIL AVEC LE DIAMETRE VOULU ; PUIS LA FORME GLOBALE EST OBTENUE PAR LAMINAGE ET, UNE FOIS NETTOYE, LE FIL EST CONDITIONNE SOUS FORME DE BOBINE DE FIL

1. Secret industriel

Les procédés de traitements thermiques des limes endodontiques sont la propriété des industriels (23,74–78) et il est difficile de savoir quand et comment ils sont réalisés. Seules quelques données sont disponibles via les brevets déposés, comme le brevet de Berendt en 2007 sur le M-wire® (79).

Les données de la littérature nous apprennent cependant que les traitements thermiques supplémentaires peuvent s'effectuer avant et/ou pendant et/ou après fabrication des limes endodontiques (74,77).

2. Traitements thermiques supplémentaires

Les traitements thermiques supplémentaires sont de deux types :

- les traitements thermiques nécessaires d'un point de vue métallurgique pour accommoder les contraintes internes induites par la mise en forme ; ils sont réalisés après l'usinage des limes ;
- les traitements thermiques additionnels visant à améliorer substantiellement les propriétés des limes (résistance et flexibilité) ; ce sont eux qui sont réalisés avant, pendant ou après la mise en forme.

Tout comme les procédés de mise en forme des fils NiTi, l'usinage à froid des limes entraîne une augmentation des contraintes internes et des défauts de type dislocations dans la structure cristalline (77,80), ce qui agit négativement sur la superélasticité, en limitant la mobilité des variantes de martensite. Cela provoque également une augmentation de la dureté des limes et une diminution de leur ductilité (80). Le traitement thermique post-usinage permet d'induire l'effet inverse et de retrouver la superélasticité : diminution des dislocations, accommodation des contraintes internes, diminution de la dureté, augmentation de la ductilité ; c'est le phénomène de restauration (73,77,80).

Les traitements thermiques additionnels ont pour but de produire un meilleur arrangement cristallin pour augmenter la résistance et la flexibilité (74,77,81,82). Ils sont de type recuit, avec ou sans contrainte, et permettent d'obtenir un instrument avec une certaine proportion d'austénite (donnant la superélasticité), de martensite et de phase R (donnant la souplesse et la flexibilité) (18,83).

B. Propriétés théoriques selon les phases en présence

Suivant la phase en présence à température d'utilisation de la lime, l'instrument développera :

- sa propriété mémoire de forme ou sa propriété de superélasticité
- sa rigidité ou sa flexibilité

	AUSTÉNITE	MARTENSITE	PHASE R
SUPERÉLASTICITÉ	+++	++	+
MÉMOIRE DE FORME	+	+++	++
FLEXIBILITÉ	+	++	+++

TABLEAU 1 - TABLEAU DES PROPRIETES EXPRIMEES EN FONCTION DE LA STRUCTURE CRISTALLINE

Un instrument en austénite sera superélastique (environ 8% (9)). En effet, une fois dans le canal courbe, l'instrument va subir des contraintes, et la transformation martensitique va être induite par le stress. Une fois la lime retirée du canal, la contrainte cesse et l'instrument va reprendre sa forme grâce à la transformation inverse ; cet effet est nommé 'effet rebond' (en anglais, *spring-back*). Cependant, la contrainte permettant d'induire une transformation martensitique devra être importante, et l'instrument ne sera pas rapidement flexible (module de Young élevé (9)).

Un instrument en martensite va exprimer une mémoire de forme. Lors de son insertion dans le canal, la lime va être facilement déformée grâce à la réorientation martensitique sous faible contrainte, et elle va prendre la forme du canal courbe. Lorsque la lime est retirée du canal, elle va conserver sa forme « canalaire », mais après un réchauffage (plus ou moins important), la lime va reprendre sa forme originale, généralement rectiligne. La martensite présente une limite d'élasticité inférieure à celle de l'austénite (9), à cause de la déformation irréversible entre la martensite auto-accommodée et la martensite orientée. Elle présente un module de Young inférieur (9). L'instrument en martensite sera donc moins superélastique qu'en austénite (2 à 3% selon Otsuka et Ren (5)), mais présentera une flexibilité plus importante. De plus, il sera moins dur (16) et plus ductile (9).

Un instrument en phase R va exprimer une petite élasticité (environ 1% (20) car la limite d'élasticité est faible (17)), une mémoire de forme et une grande flexibilité grâce à son module d'élasticité très faible (18–20).

En réalité, les instruments sont souvent un mélange de différentes phases, austénite et/ou martensite et/ou phase R, et présentent donc à la fois des propriétés superélastique et de mémoire de forme, de résistance et de flexibilité.

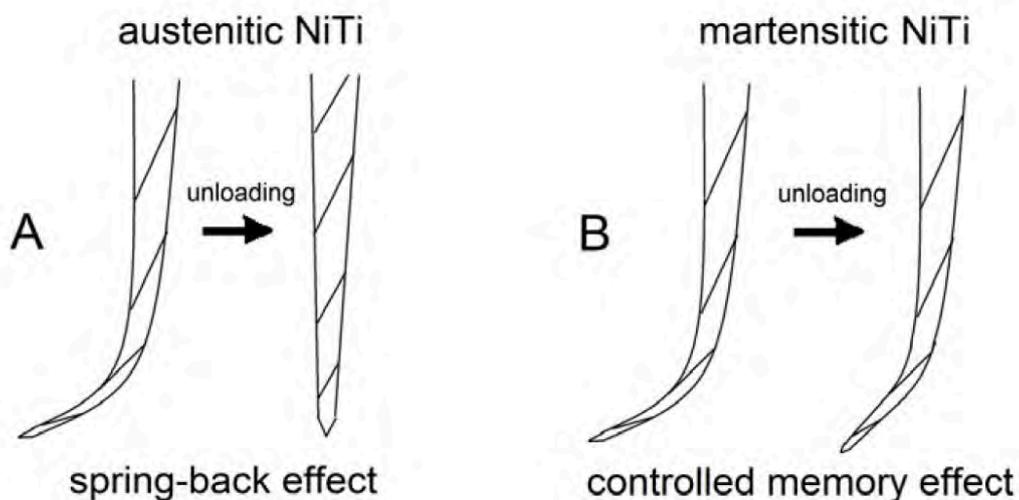


FIGURE 18 - SCHEMA, A L'ARRET DE LA CONTRAINTE, DE L'EFFET REBOND POUR UN INSTRUMENT EN PHASE AUSTENITIQUE (A), ET DU MAINTIEN DE LA FORME D'UN INSTRUMENT EN PHASE MARTENSITIQUE (B) (21)

C. Effets des traitements thermiques appliqués aux instruments endodontiques

Plusieurs auteurs (16,18,32,80,84–86) ont étudié la température idéale des traitements thermiques (HT ou *heat treatment* en anglais), c'est à dire celle permettant d'augmenter les températures de transformation et d'optimiser au maximum les propriétés de flexibilité et de résistance (73).

Les études sont résumées dans le tableau A en annexes (Tableau A).

1. Températures de transformation selon le traitement thermique

Les études suivantes montrent que le HT appliqué à un instrument endodontique ou à un spécimen NiTi modifie les températures de transformation.

Kuhn et al. (18) trouve que la température de transition, initialement à 35°C pour un ProFile® non traité thermiquement, est augmentée à 40°C avec un HT à 400°C mais diminue avec un HT supérieur à 400°C. De plus, il observe des différences de température de transformation entre la partie active (usinée) de la lime et la partie inactive (non usinée), respectivement à 35°C et 41°C pour le ProFile® ; Kuhn et al. conclut que l'usinage affecte les températures de transformation.

Alapati et al. (16) montre qu'un HT à 400°C d'un ProFile® ou à 500°C d'un ProTaper®, sous atmosphère d'azote et pendant 15 min, permet d'obtenir un A_f supérieur à environ 37°C (A_f à 15°C pour le ProTaper® sans HT). Cependant, un HT à 600°C et à 850°C diminue radicalement A_f (respectivement, -14°C et -6°C). De plus, un HT à 850°C entraîne un changement considérable du comportement de phase.

En 2009, Yahata et al. (32) compare un groupe contrôle avec quatre groupes : HT à 440 ou 500°C, et temps de HT de 10 ou 30 minutes. Il observe que M_s (environ 35°C) et A_f (supérieur à 37°C) sont significativement plus élevés avec un HT à 440 qu'avec un HT à 500 (ou même sans HT).

En 2014, Miyara et al. (85) observe des résultats similaires avec un M_s à environ 37° et un A_f supérieur à 37°C avec des HT à 400 ou 450 (au lieu de 21°C et 29°C respectivement pour le groupe contrôle sans HT).

Enfin, Chi et al. (86) détermine qu'un HT à 400°C permet d'augmenter les températures de transformation (M_s à 44°C et A_f à 50°C) mais le HT à 600°C les diminue (M_s à 0°C et A_f à 35°C). Cependant, le A_f de l'instrument HT à 600°C est plus élevé que celui de l'instrument contrôle non HT (A_f à 26°C).

Ces cinq études montrent des valeurs similaires : un HT entre 400 et 500°C permet d'augmenter M_s à la température du corps humain et A_f au dessus de 37°C. Ces valeurs permettent de savoir qu'à 37°C, les instruments HT seront à la fois en phase austénitique et martensitique. Cela aura pour conséquence d'apporter à l'instrument les propriétés liées à la martensite : flexibilité, ductilité, réorientation martensitique sous l'effet d'une contrainte faible...

En conclusion, grâce à un traitement thermique adapté (environ 400°C), A_f et M_s sont augmentés, et l'instrument présente à température d'utilisation une plus grande proportion de phase martensitique qu'un instrument non traité thermiquement. Les propriétés mécaniques de cet instrument traité thermiquement sont alors modifiées.

	M_s (°C)	M_f (°C)	A_s (°C)	A_f (°C)
300	20.0±4.4 ^a	-18.7±2.3 ^a	-19.3±2.2 ^a	34.8±2.7 ^{ac}
400	39.4±2.3 ^b	8.5±2.4 ^b	-0.4±1.6 ^b	52.6±1.1 ^b
450	35.3±2.1 ^b	12.2±2.6 ^b	2.0±1.3 ^b	47.8±3.2 ^b
500	24.5±1.8 ^a	8.3±1.2 ^b	-1.9±1.2 ^b	38.7±3.5 ^a
600	-8.5±9.9 ^c	-67.0±6.7 ^c	-22.7±4.2 ^a	30.2±4.3 ^{cd}
control	20.9±11.4 ^a	-26.3±4.7 ^d	-23.2±2.7 ^a	28.7±4.2 ^d

FIGURE 19 - TABLEAU DES RESULTATS ISSU DE L'ETUDE DE MIYARA ET AL. MONTRANT LES TEMPERATURES DE TRANSITION EN FONCTION DES TEMPERATURES DE HT. LES RESULTATS AVEC DIFFERENTES LETTRES SONT SIGNIFICATIVEMENT DIFFERENTS (85)

2. Comportement de phase selon le traitement thermique

Deux des critères pour obtenir une transformation en deux étapes est de vieillir l'instrument ou de réaliser un recuit. Dans les deux cas, ce sont des traitements thermiques. La transformation intermédiaire se repère sur une courbe DSC grâce au nombre de pic ; un seul pic signale une transformation en une étape ($A \leftrightarrow M$) alors que deux pics signalent la présence de la phase R. Ces deux pics peuvent être présents au chauffage ($M > R$ puis $R > A$) et/ou au refroidissement ($A > R$ puis $R > M$).

Kuhn et al. (18) observe une température critique : un HT sous 600°C permettra d'obtenir une phase R alors que cette phase R est supprimée si le HT est supérieur à 600°C. Cette phase R est présente lors de la transformation martensitique ($A > R$ puis $R > M$) et lors de la transformation inverse ($M > R$ puis $R > A$).

Pour Alapati et al. (16), la transformation $M > R$ puis $R > A$ est observée avec des HT à 500, 600 et 850°C.

Yahata et al. (32) observe des transformations en deux étapes sur tous les spécimens traités thermiquement (440 et 500°C).

Chi et al. (86) observe au refroidissement une transformation en 2 étapes qu'il nomme 'transformation prolongée' pour le groupe HT 600, alors qu'il n'observe qu'un seul pic pour le groupe non HT et le groupe HT à 400°C.

Toutefois, il est parfois difficile d'observer un 2ème pic, notamment lors du refroidissement, car il peut être dissimulé (18) et il peut donc être difficile de repérer une transformation en deux étapes.

En conclusion, un traitement thermique adapté permet d'induire une transformation pré-martensitique, avec l'apparition d'une phase R. Cette phase R modifie les propriétés mécaniques de l'alliage, en améliorant notamment sa flexibilité.

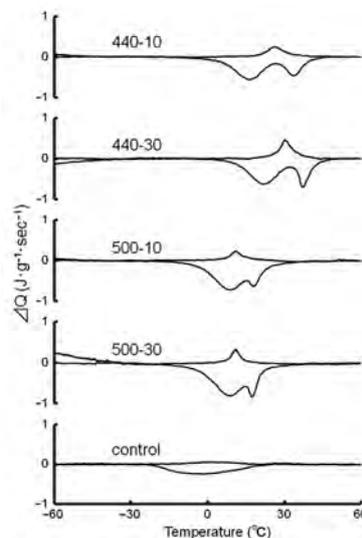


FIGURE 20 - COURBES DSC TYPIQUES AVEC TRANSFORMATION EN 2 ETAPES, $M > R$ PUIS $R > A$ (32)

3. Flexibilité selon le traitement thermique

Kuhn et al. (18) situe la température critique à 600°C (température à laquelle s'effectue le processus de recristallisation). Un HT sous 600°C augmente généralement la flexibilité, alors qu'un HT au-dessus augmente la rigidité. Il explique ce phénomène par le fait qu'un HT à des températures trop élevées entraîne une dissolution des précipités riches en nickel ce qui conduit à une augmentation de la proportion de nickel dans l'alliage et donc à une diminution des températures de transition.

Pour étudier la flexibilité, Yahata et al. (32) relève le moment de flexion nécessaire pour que la pointe de la lime effectue un déplacement de 0,5mm et de 2mm ; ces deux mesures correspondent respectivement à une déformation élastique et superélastique. Le test est effectué à 37°C. Les résultats montrent que le groupe 440-30 présente la plus grande flexibilité à 0,5 et 2mm et que dans le domaine superélastique, le spécimen non HT montre la plus grande rigidité. Yahata et al. conclut alors qu'un HT à 440°C semble être adapté à l'augmentation de la flexibilité d'un spécimen NiTi.

Ebihara et al. (84) réalise le même type d'essai en flexion, cette fois ci avec un instrument K3[®]. Ces résultats sont similaires à ceux de Yahata et al. (32). Dans le domaine élastique, le HT à 400 et 450°C s'accompagne d'une diminution de la rigidité. Dans le domaine superélastique, les K3[®] traités thermiquement montrent une plus grande flexibilité que les K3[®] non traités thermiquement. Il explique que le K3[®] non HT présente une M_s basse et qu'il faut donc une contrainte importante pour induire la transformation martensitique. Il conclut qu'un HT améliore la flexibilité et souligne l'intérêt en pratique clinique (préparation des canaux courbes).

Enfin, Miyara et al. (85) ne teste la flexibilité que dans le domaine superélastique (à 2mm), et trouve que celle-ci est augmentée avec un HT à 400, 450 ou 500 par rapport à un HT à 300 ou au groupe contrôle.

La relation entre le traitement thermique et la flexibilité s'explique ainsi : le HT augmente M_s et permet l'apparition d'une phase R (voir les paragraphes précédents).

En conséquence, l'alliage NiTi possède une proportion plus importante de martensite et une certaine proportion de phase R. Or ces deux phases possèdent un module de Young faible, ce qui rend l'alliage très flexible.

En effet, si M_s est basse, la phase stable en présence est l'austénite et il faut une certaine quantité de contrainte pour entrainer une transformation martensitique (flexibilité) (19,84,85). Alors que si M_s est élevée, il existera une certaine proportion de martensite et une contrainte plus faible permettra d'obtenir une réorientation martensitique (24).

En conclusion, un instrument traité thermiquement à une température adaptée sera plus rapidement flexible qu'un instrument non traité thermiquement.

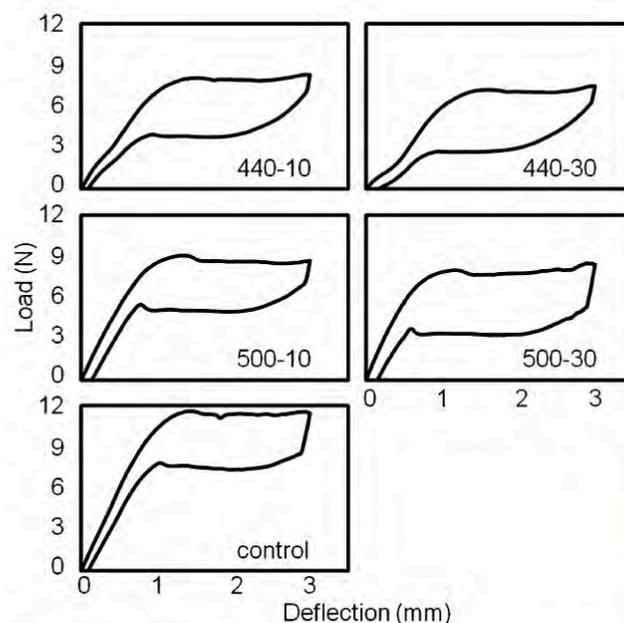


FIGURE 21 - COURBES CONTRAINTE/DEFORMATION TYPIQUES SELON LES HT (32)

4. Résistance à la fatigue cyclique selon le traitement thermique

Zinelis et al., Miyara et al. et Chi et al. ont étudié les effets de différents traitements thermiques sur la résistance à la fatigue cyclique.

Zinelis et al. (80) applique le traitement thermique sur la pointe instrumentale (5mm), et les instruments subissent un test de fatigue cyclique à une vitesse de 200rpm. Les résultats montrent que la résistance à la fatigue cyclique est significativement

supérieure suite à un HT à 430 ou 440°C. De plus, cette résistance à la fatigue cyclique augmente avec l'augmentation de la température jusqu'à 550°C ; cela est dû au phénomène de restauration qui a habituellement lieu à des températures entre 450°C et 550°C. Cependant, à partir de 550°C, la résistance à la fatigue diminue avec l'augmentation de la température (ce résultat est mis en relation avec le phénomène de recristallisation). Zinelis et al. explique que le traitement thermique entraînant une diminution de la dureté, les instruments devraient être plus susceptibles à la fracture ; or la diminution de la dureté est associée à l'augmentation de la ductilité, ce qui fait que les instruments HT vont développer un nombre plus important de déformations plastiques mais ils seront plus résistants à la séparation.

À noter également que Zinelis et al. réalise le HT uniquement au niveau de la pointe instrumentale. Il explique cela par le fait que l'augmentation de la résistance à la fatigue s'accompagne d'une diminution de la dureté, et donc d'une diminution de l'efficacité de coupe. Un HT sur la pointe permet d'augmenter la résistance à la fatigue cyclique au niveau de la partie instrumentale soumise cliniquement à de fortes contraintes (courbures apicales) tout en maintenant une efficacité de coupe maximale au niveau du reste de l'instrument (tiers coronaire et moyen).

En conclusion, Zinelis et al. suggère que la résistance à la fatigue des instruments NiTi peut être significativement augmentée par un traitement thermique approprié.

Miyara et al. (85) étudie la relation entre traitement thermique, flexibilité et résistance à la fatigue cyclique. Il trouve que la résistance à la fatigue cyclique est plus importante après un HT à 500 pour une courbure moyenne (rayon de 10mm et angle de 15°) et après un HT à 400, 450 ou 500 pour une courbure sévère (rayon de 5mm et angle de 20°). En conclusion, Miyara et al. suggèrent que l'augmentation de la flexibilité grâce au traitement thermique semble avoir un effet positif sur la résistance à la fatigue cyclique des instruments NiTi.

Chi et al. (86) expérimente plusieurs types de courbures. Globalement les résultats montrent qu'un ProTaper[®] HT à 600°C permet d'augmenter de 1,7 à 5,5 fois la résistance à la fatigue cyclique par rapport à un ProTaper[®] non traité thermiquement, et un HT à 400 permet de l'augmenter de 2,1 à 2,8 fois. Sa conclusion est la suivante : un HT à 400°C permet d'augmenter la résistance à la fatigue cyclique.

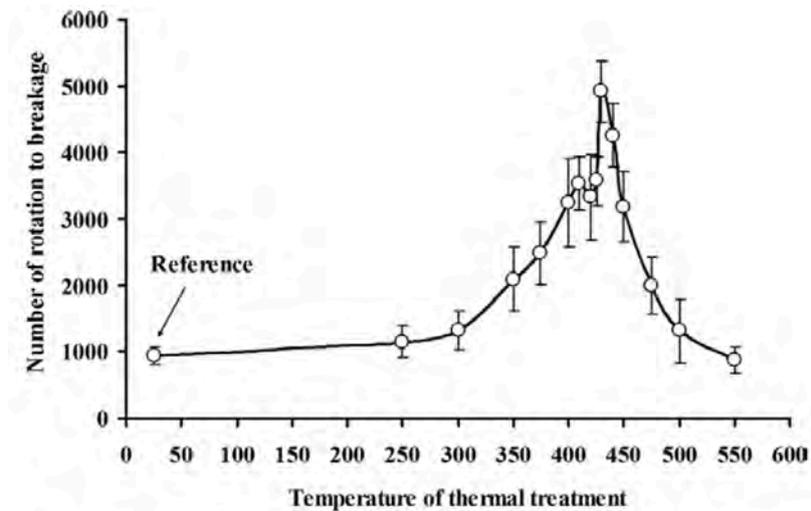


FIGURE 22 - COURBE DU NCF EN FONCTION DES TEMPERATURES DE HT (80)

Miyara et al. (85) et Chi et al. (86) expliquent que la résistance à la fatigue cyclique est liée à la présence de martensite stable à température d'utilisation.

Miyara et al. (85) parle d'un lien direct entre la flexibilité et la résistance à la fatigue cyclique.

Pour Zinelis et al. (80), la résistance à la fatigue cyclique se fait grâce à l'augmentation de la ductilité et grâce à la résistance à la propagation des fêlures (*cracks*). Cette théorie sur le mécanisme de propagation des micro-*cracks* est suivie par Figueiredo et al. (2). Un NiTi en martensite va présenter un nombre plus important de sites d'initiation de *cracks* car il existe un nombre important d'interfaces entre les variantes de martensite. Cependant, la propagation et la croissance des *cracks* va être lente car l'énergie est dissipée dans les multiples interfaces (ramifications multiples entre les interfaces). Au contraire, un NiTi en austénite va développer un nombre de *cracks* limité mais la propagation et la croissance sera plus rapide car le nombre d'interfaces est restreint. Par conséquent, la résistance à la fatigue de la martensite est 100 fois supérieure à celle de l'austénite.

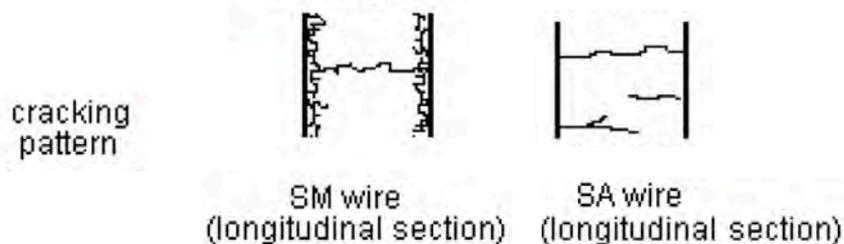


FIGURE 23 - SCHEMA DE LA THEORIE DE LA PROPAGATION DES *CRACKS*, ISSU DE L'ARTICLE DE FIGUEIREDO ET AL. - SM POUR MARTENSITE STABLE ET SA POUR AUSTENITE STABLE (2)

Cependant, il faut noter que dans ces études, les essais de fatigue cyclique sont sûrement réalisés à température ambiante (température des essais non précisée) alors que les essais en flexion sont réalisés à 37°C. Il faut pourtant bien distinguer les études observant les propriétés à température ambiante (20-25°C) des études réalisées à température dite d'utilisation (35-37°C) car la proportion des phases en présence peut être différente.

En conclusion, un traitement thermique adapté permet d'augmenter la résistance à la fatigue cyclique d'un instrument endodontique.

D. Bilan des traitements thermiques appliqués aux limes endodontiques

Les traitements thermiques additionnels visant à modifier les températures de transition vont avoir pour conséquence :

- de contrôler les phases en présence ;
- de diminuer la contrainte nécessaire à la transformation martensitique ;
- d'induire une transformation martensitique et inverse en deux étapes, A <> R <> M.

En résumé, un traitement thermique permet d'élever les températures de transformation (16,18,32,85,86). Ces températures de transformation élevées permettent d'améliorer les propriétés mécaniques avec une augmentation de la flexibilité (18,32,84,85), ce qui a un effet positif sur la résistance à la fatigue cyclique (80,85,86).

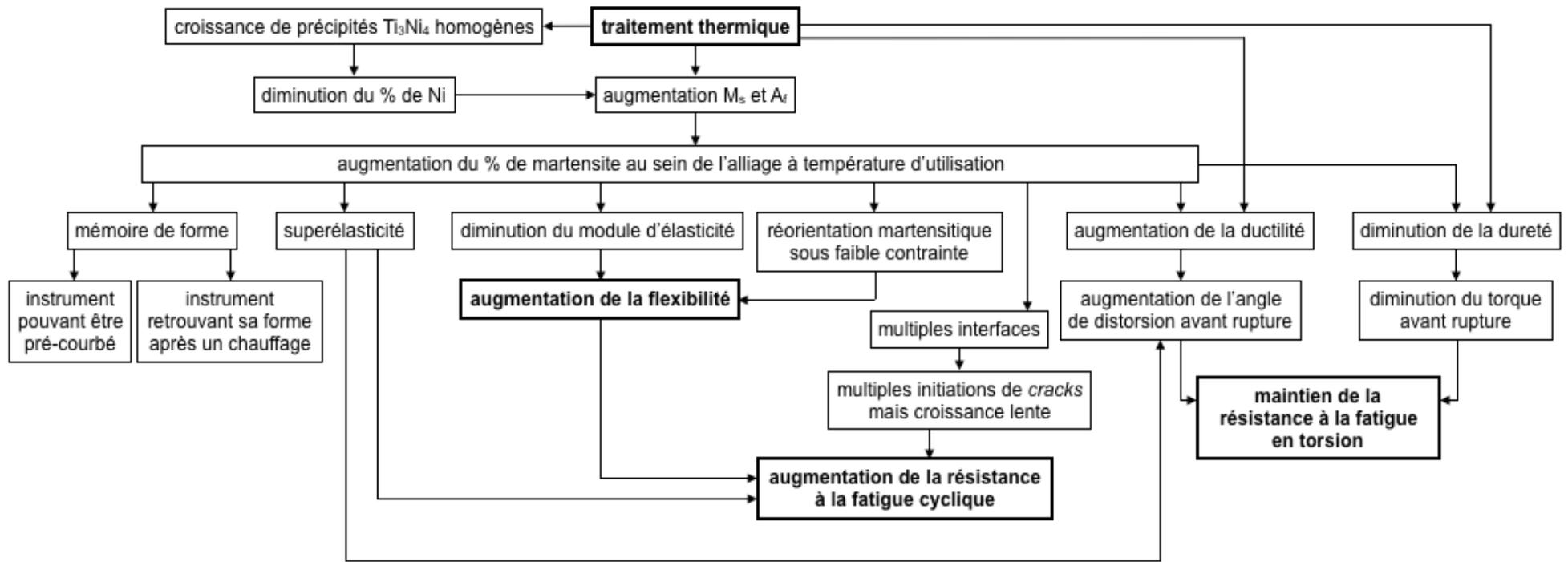


FIGURE 24 - SCHEMA RECAPITULATIF DES CONSEQUENCES D'UN TRAITEMENT THERMIQUE SUR LES PROPRIETES DES INSTRUMENTS ENDODONTIQUES

IV. Évolution des instruments endodontiques en nickel-titane traités thermiquement et disponibles sur le marché

Afin d'augmenter la flexibilité et la résistance à la fatigue cyclique des instruments endodontiques, les traitements thermiques ont donc été appliqués aux limes endodontiques. S'en est suivi l'apparition de nouveaux noms d'alliages avec, dès 2007, l'alliage nickel-titane M-Wire[®] (Sportswire L.L.C., Langley, OK, USA), jusqu'à aujourd'hui avec le dernier alliage nickel-titane commercialisé, le C-Wire (MicroMega, Besançon, FR).

Zupanc et al. (21) distingue deux grandes familles en fonction de la phase dominante présente à température ambiante et à température du corps humain : les instruments principalement en austénite (le NiTi conventionnel, le M-wire[®] et le R-Phase[™] Technology) et ceux principalement en martensite (le CM-wire, le Blue Treatment, le Gold Treatment). Les technologies T-wire et C-wire n'ont pas encore été étudiées. Une autre famille d'instruments utilise une technologie différente, le MaxWire[®]. Les limes austénitiques exprimeront principalement la propriété de superélasticité alors que les limes martensitiques auront une flexibilité augmentée.

PHASE PRINCIPALE	ALLIAGE NiTi	DATE	DÉVELOPPEMENT	INSTRUMENTS COMMERCIALISÉS
AUSTÉNITE	NiTi CONVENTIONNEL			<ul style="list-style-type: none"> - ProFile[®] (Dentsply Maillefer - Dentsply Sirona DS) - ProTaper[®] Universal (DS) - Mtwo[®] (VDW) - K3[™] (SybronEndo-Kerr) - RevoS[™] (MicroMega MM) - Endosequence[®] (Brasseler) - F6 Skytaper[®] (Komet) - F360[®] (Komet) - V-Taper[™] 2 (SS White) - famille des RaCe (FKG) : iRace, BioRace, BTRace - ProFile[®] GT (DS) - One Shape[®] (MM)
	M-WIRE [®]	2007	Sportswire L.L.C., Langley, OK, USA Dentsply Tulsa Dental Specialties, Orange, CA, USA	<ul style="list-style-type: none"> - GT[®] Series X[™] (DS) - ProFile[®] Vortex (DS) - ProTaper[®] Next[™] (DS) - WaveOne[®] (DS) - Reciproc[®] (VDW)
	R-PHASE [™] TECHNOLOGY	2008	Sybron Dental Specialties, Orange, CA, USA	<ul style="list-style-type: none"> - Twisted File[™] (SybronEndo-Kerr) - K3[™] XF (SybronEndo-Kerr) - Twisted File[™] Adaptive (SybronEndo-Kerr)

PHASE PRINCIPALE	ALLIAGE NiTi	DATE	DÉVELOPPEMENT	INSTRUMENTS COMMERCIALISÉS
MARTENSITE	CM-WIRE	2010	D&S Dental, Johnson City, TN, USA Coltene Whaledent, Cuyahoga Falls, OH, USA Clinician's Choice Dental Products, New Milford, CT, USA	<ul style="list-style-type: none"> - HyFlex™ CM (Coltene) - HyFlex™ EDM (Coltene) - Typhoon™ Infinite Flex NiTi Files (Clinician's Choice) - famille des ProDesign® (Easy Equipamentos Odontologicos) : ProDesign® Logic, ProDesign® R, ProDesign® S - V-Taper™ 2H (SS White) - Proflexendo (Nexden)
	BLUE WIRE TREATMENT	2011	Dentsply Tulsa Dental Specialties, Tulsa, OK, USA	<ul style="list-style-type: none"> - Vortex Blue® (DM) - Reciproc® Blue (VDW)
	GOLD WIRE TREATMENT	2014	Dentsply Tulsa Dental Specialties, Tulsa, OK, USA	<ul style="list-style-type: none"> - ProTaper® Gold (DS) - WaveOne® Gold (DS)
	TECHNOLOGIE T•WIRE	2016	MicroMega, Besançon, FR	<ul style="list-style-type: none"> - 2Shape (MM)
	RECHNOLOGIE C•WIRE	2018	MicroMega, Besançon, FR	<ul style="list-style-type: none"> - One Curve (MM)
MARTENSITE à 20°C AUSTÉNITE à 35°C	MAXWIRE®	2016	FKG, La Chaud de Fond, CH	<ul style="list-style-type: none"> - famille des XP-Endo® (FKG) : XP-Endo® Shaper, XP-Endo® Finisher, XP-Endo® Finisher Retreatment

TABLEAU 2 - TABLEAU (NON EXHAUSTIF) DES INSTRUMENTS PRINCIPALEMENT RETROUVES DANS LA LITTÉRATURE, ET COMMERCIALISÉS EN FONCTION DE LEUR ALLIAGE ET TRAITEMENT THERMIQUE

Pour chaque nouvelle génération d'instruments NiTi, les propriétés mécaniques suivantes seront étudiées à l'aide de la littérature :

- la flexibilité,
- la résistance à la fatigue cyclique,
- la résistance à la fatigue en torsion (torque maximal et angle de distorsion maximal avant fracture).

Par soucis de clarté et de synthèse, seules les quelques études les plus pertinentes ou intéressantes seront détaillées. Le lecteur peut se référer au tableau B des études en annexes (Tableau B) pour plus de détails (types d'instruments testés, résultats).

A. L'alliage nickel-titane conventionnel

Par soucis de simplicité, l'alliage nickel-titane conventionnel sera abrégé NiTi-C.

1. Historique et composition chimique

L'alliage NiTi conventionnel (NiTi-C) est un alliage dit superélastique, souvent abrégé SE NiTi (87). De composition quasiment équiatomique, c'est l'alliage NiTi historiquement utilisé pour la fabrication des limes endodontiques en NiTi.

Les instruments en NiTi-C forment la 1^{ère} génération des NiTi.

2. Comportement de phase et composition cristallographique

Le A_f des instruments en NiTi-C est globalement proche de la température ambiante, aux environs de 20-25°C (75,78,88–92), voire même inférieur à ces températures (15,73,88,91,93–95). Certains instruments en NiTi-C montrent toutefois un A_f proche des 30°C (88).

En résumé, un instrument en NiTi-C a un A_f inférieur à 35-37°C et donc est principalement en phase austénitique à température d'utilisation (15,21,93).

3. Principe d'utilisation

Sans contrainte, l'instrument est en austénite, donc rigide. Suite à l'application d'une contrainte, il devient plus flexible grâce à la transformation martensitique. Comme la martensite est instable à température d'utilisation, une fois la contrainte stoppée, la transformation inverse se produit, l'instrument revient en austénite et retrouve sa forme initiale (61).

4. Flexibilité, résistance à la fatigue et résistance à la fatigue en torsion

Comme vu plus haut, les instruments en NiTi-C sont plus flexibles que les instruments en acier (3,9,44) et plus élastiques (24).

Nous pouvons citer l'étude de Gao et al. (96) qui étudie la flexibilité, la résistance à la fatigue cyclique et la résistance en torsion de limes ProFile® Vortex fabriquées à l'aide de différents alliages ; ce modèle permet d'éliminer les biais liés à la géométrie instrumentale.

Son étude montre que, par rapport à l'acier, le ProFile® Vortex en NiTi-C est plus flexible et plus résistant à la fatigue cyclique ; que le torque maximum avant fracture est plus faible, mais que l'angle de distorsion avant fracture n'est pas significativement différent.

Cette étude de Gao et al. sera souvent citée par la suite car il compare l'acier, le NiTi-C, le M-Wire® et enfin le Blue-Wire.

TABLE 1. Statistical Analysis of Testing Results (n = 15 for fatigue test and n = 10 for all other tests)

	S-S	SE-wire
Fatigue life (cycle)	67 ± 11 ^A	331 ± 102 ^B
Peak torque in twist (N·cm)	1.74 ± 0.19 ^E	1.00 ± 0.10 ^F
Degree of rotation (°)	368 ± 69 ^H	385 ± 32 ^H
Flexibility (N·cm)	2.87 ± 0.30 ^J	1.10 ± 0.08 ^K
Vickers microhardness (VHN)	559.5 ± 9.1 ^N	352.6 ± 10.5 ^O

Data are expressed as mean ± standard deviation.

Values with different superscript letters indicate a statistically significant difference ($P < .05$).

FIGURE 25 - EXTRAIT DU TABLEAU DES RESULTATS, S-S POUR ACIER, ET SE-WIRE POUR NITI CONVENTIONNEL. IL EXISTE UNE DIFFERENCE SIGNIFICATIVE POUR LA FLEXIBILITE, LE FATIGUE CYCLIQUE, LE TORQUE MAXIMAL, ET LA DURETE VICKERS. IL N'EXISTE PAS DE DIFFERENCE SIGNIFICATIVE POUR L'ANGLE MAXIMAL AVANT FRACTURE (96)

B. L'alliage M-Wire®

Les instruments NiTi en M-Wire® forment la 2ème génération des instruments NiTi.

1. Historique

En 2007, un brevet est déposé par Berendt pour la société Sportswire L.L.C. (Sportswire L.L.C., Langley, OK, USA). Il concerne un procédé de fabrication appliqué au Nitinol dont le but d'obtenir un alliage NiTi superélastique contenant de la martensite stable à température d'utilisation ; cet alliage pouvant être utile en endodontie pour améliorer la résistance à la fatigue (79). Ce procédé de fabrication utilise le traitement thermique.

Cet alliage est nommé M-Wire® par Dentsply Tulsa Dental Specialties (Dentsply Tulsa Dental Specialties, Orange, CA, USA) en raison de la présence d'une phase martensitique (M) stable à température d'utilisation (75,93).

Le 1er instrument en M-Wire® est commercialisé en 2008 ; il s'agit du GT® Series X™ (Dentsply Maillefer, aujourd'hui Dentsply Sirona) (12,15,97). Suivront le ProFile® Vortex (Dentsply Sirona) en 2009 (98), le ProTaper® Next™ (Dentsply Sirona) en 2013, et avec la réciprocité en 2011, le WaveOne® (Dentsply Sirona) et le Reciproc® (VDW).

2. Composition chimique

L'alliage M-Wire® présente la même composition chimique qu'un alliage NiTi conventionnel (79,82,83), c'est à dire du 508 Nitinol.

Da Cunha Peixoto et al. (99) étudie la composition du GT® Series X™ et montre que la composition est identique à celle du ProFile® GT avec 51% atomique de nickel.

Pereira et al. (75) trouve des résultats identiques en comparant un échantillon de NiTi-C avec un échantillon de NiTi en M-Wire®.

3. Développement du M-Wire®

Le processus de fabrication du M-Wire® est partiellement connu grâce au brevet déposé par Berendt et Sportwire L.L.C..

Le principe phare est le suivant : le fil de NiTi subit des cycles de chauffe et de refroidissement sous contrainte mécanique pour entraîner ce fil NiTi à rester en phase martensitique. Le but est d'utiliser ce nouvel alliage pour la fabrication d'instruments endodontiques dont la flexibilité et la résistance à la fatigue cyclique seraient améliorées.

Le procédé est décrit comme suit (79) :

- le NiTi, en phase austénitique, est travaillé à froid (à 45°C +/- 5) pour réduire le diamètre du fil ;
- puis un recuit est réalisé, à 500-600°C pendant 60 à 120 secondes ;
- un nouveau travail à froid du NiTi (à 35°C +/- 5), en phase martensitique cette fois, est effectué pour diminuer encore le diamètre du fil dans le but d'obtenir le diamètre final ;
- puis un nouveau recuit (recuit final) est réalisé, à 400-475°C pendant 120 à 300 secondes ;
- puis le fil NiTi subit 3 à 5 cycles thermiques sous contrainte d'allongement de 1 à 4%, avec une alternance de bains froids (0 à 10°C) et de bains chauds (100 à 180°C) ;
- le fil NiTi obtenu à l'issue de ce procédé est le NiTi M-Wire® ;
- ce fil NiTi M-Wire® est alors utilisé pour l'usinage de limes endodontiques.

Ce type de traitement thermique s'effectue donc avant la fabrication des limes, contrairement aux autres traitements thermiques de type Blue et Gold-Wire, C· et T·Wire, ... (68,100–102).

Le brevet expose également les résultats obtenus suite à des tests de résistance à la fatigue cyclique (température ambiante ou d'utilisation, avec une rotation à 300rpm), en comparant la durée de vie de limes en M-Wire® et de limes en NiTi-C. Le M-Wire® montre sa supériorité, avec une durée de vie 7 fois plus longue que le NiTi-C à température ambiante, et une durée de vie 3 fois plus longue à 37°C.

4. Comportement de phase et composition cristallographique

Le A_f des instruments en M-Wire[®], en avoisinant les 47°-50°C (75,95,103), est supérieur au A_f des instruments en NiTi-C.

Par exemple, le A_f du ProFile[®] Vortex est estimé à 50-53°C (88,91,98) ; seul Braga et al. (78) trouve un A_f de 43°C.

Même si la phase austénitique est majoritaire au sein du M-Wire[®] (21,75,103), le M-wire[®] contient également une certaine proportion de martensite et de phase R à température d'utilisation (75,93,95,103) car le A_f du M-Wire[®] est supérieur à 37°C. La martensite serait présente sous forme auto-accommodée et orientée (93).

Ainsi, les observations en XRD montrent que le GT[®] Series X[™] est principalement en austénite (99), que le ProFile[®] Vortex contient de la martensite et de la phase R (78) et que le ProTaper[®] Next[™] contient une certaine proportion de martensite (104).

5. Principe d'utilisation

La propriété de superélasticité est exprimée grâce à la présence majoritaire d'austénite (A) au sein de l'alliage M-Wire[®], et cela à température d'utilisation.

La plus grande flexibilité est expliquée par la présence, même en faible proportion, de martensite (M) et de phase R (R), selon les deux principes suivants (21) :

- le module d'élasticité des phases M et R est plus faible que celui de la phase A, donc le module de Young du M-Wire[®] est plus faible que celui du NiTi-C (105) ;
- l'obtention de martensite orientée à partir de martensite auto-accommodée ou à partir de phase R nécessite moins de contrainte que l'obtention d'une phase martensitique à partir d'une phase austénitique (95).

Cela est visible sur les courbes de 'contrainte en fonction de la déformation' (*stress-strain diagram* en anglais) obtenues lors des tests de traction, comme celles présentées dans les articles de Pereira et al. (75,105).

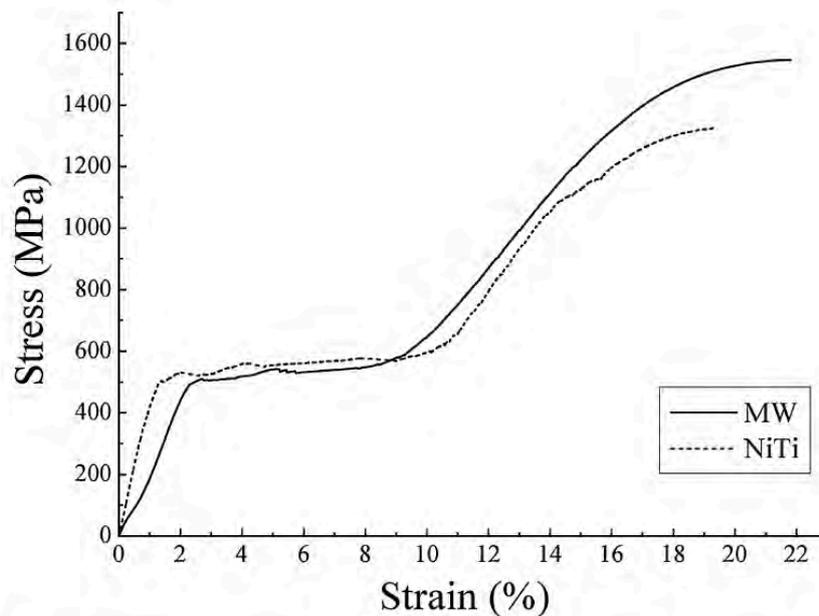


FIGURE 26 - COURBE DE CONTRAINTE EN FONCTION DE LA DEFORMATION, AVEC MW POUR M-WIRE[®] ET NITI POUR L'ALLIAGE NITI-C (105)

L'augmentation de la flexibilité et la meilleure résistance à la fatigue sont deux points mis en avant par les industriels.

Grâce au M-Wire[®], les industriels annoncent que :

- le GT[®] Series X[™] aurait une flexibilité augmentée (106) ;
- le ProFile[®] Vortex serait plus flexible et plus résistant à la fatigue cyclique qu'un alliage en nickel-titane conventionnel (107) ;
- le ProTaper[®] Next[™] serait plus souple, aurait une résistance à la fatigue cyclique augmentée et un maintien de l'efficacité de coupe (108) ;
- le Reciproc[®] aurait une grande résistance à la fatigue cyclique et une grande flexibilité (109) ;
- les performances du WaveOne[®] seraient améliorées (110).

6. Flexibilité

Pereira et al. (105) étudie des échantillons (limes lisses) fabriqués en M-Wire[®] et en NiTi-C. Ces échantillons sont en fait des tubes pleins, de conicité et diamètre choisis ; ce modèle permet de s'affranchir des biais liés au design instrumental tels la forme et l'aire de section, le nombre de spires... Les résultats montrent que le M-Wire[®] est plus flexible que le NiTi-C.

Gao et al (96) trouve des résultats identiques en étudiant un ProFile® Vortex fabriqué en NiTi-C et en M-Wire®. Ce modèle d'étude s'affranchi également des biais dus au design instrumental et la différence est donc directement liée au matériau de fabrication (NiTi-C ou M-Wire®).

Quant à Santos et al. (95), il utilise un modèle informatique (méthode des éléments finis) en comparant un ProTaper® Universal fabriqué en NiTi-C et en M-Wire®. En montrant que le ProTaper® Universal en M-Wire® est plus flexible que son homologue en NiTi-C, il confirme les résultats précédents.

Nous pouvons détailler ici l'étude de Montalvao et al. (111) qui utilise la également une modélisation par éléments finis pour étudier la flexibilité d'un ProFile® GT et d'un GT® Series X™. Il conclut que le GT® Series X™ (M-Wire®) est plus flexible, et à une moindre contrainte, que le ProFile® GT (NiTi-C). Cependant, si à première vue, le GT® Series X™ semble être un ProFile® GT doté d'un traitement thermique, le design instrumental change (99), notamment au niveau des méplats (112) et surtout au niveau du nombre de spires (111). Cela peut influencer les propriétés et il devient alors difficile d'attribuer la supériorité à un seul facteur comme le traitement thermique ; le GT® Series X™ est-il plus flexible grâce au traitement thermique et/ou grâce au nombre de spires réduit par rapport au ProFile® GT ?

Certaines études montrent que les instruments commercialisés et fabriqués en M-Wire® sont plus flexibles que ceux en NiTi-C (61,113,114).

D'autres études ne montrent pas de différence significative (76) ou alors une différence selon les diamètres et conicités testées (66). En effet, dans l'étude de Ninan et al. (66) comparant entre autres, le ProFile®, le ProFile® Vortex et le GT® Series X™, le classement en termes de flexibilité change en fonction des diamètres (20/100, 30/100 et 40/100).

Les études citées dans ce paragraphe (61,66,76,113,114) comparent des instruments aux design pouvant être très variés, et il convient de rester prudent sur ces résultats.

7. Résistance à la fatigue cyclique

Les articles étudiant la résistance à la fatigue cyclique (RFC) sont beaucoup plus nombreux. Toutes les études utilisent un modèle *in vitro*, sous forme d'un canal artificiel, et calculent le nombre de cycles avant fracture pour comparer les différents systèmes ou groupes.

Les quatre études suivantes étudient la RFC entre le NiTi-C et le M-Wire[®] : Pereira et al. (105) avec des échantillons lisses, Gao et al. (96,115) avec un ProFile[®] Vortex, et Johnson et al. (83) avec un ProFile[®].

Elles montrent que le M-Wire[®] serait de 2,5 fois (105,115) à 5 fois (83) plus résistant à la fatigue cyclique par rapport au NiTi-C. Ces résultats corroborent ceux exposés par Berendt (79) qui montrait que le M-Wire[®] était 3 fois plus résistant que le NiTi-C à 37°C.

Cependant, les résultats d'études comparant les instruments divers commercialisés en M-Wire[®] et NiTi-C ne sont pas tous identiques.

Les études montrant une supériorité en RFC du M-Wire[®] par rapport au NiTi-C sont les suivantes : Larsen et al. (97), Al-Hadlaq et al. (116), da Cunha Peixoto et al. (99), Bouska et al. (117), Pongione et al. (76), Braga et al. (78), Elnaghy et al. (118), Pérez-Higuera et al. (119), Nguyen et al. (120), Aminsobhani et al. (121), Uygun et al. (122), Topçuoğlu et al. (123), Özyürek et al. (124), et AlShwaimi et al. (125).

D'autres études montrent une absence de différence significative : Gambarini et al. (126), et deux études de Plotino et al. (77,127).

Enfin, au sein d'une même étude, les résultats peuvent montrer à la fois une supériorité, une infériorité ou encore une absence de différence significative entre le M-Wire[®] et le NiTi-C ; cela dépend des paramètres et des instruments étudiés. Il s'agit des études suivantes : Kramkowski et al. (128), Lopes et al. (113), Arias et al. (112), Tsujimoto et al. (91) et enfin Capar et al. (129).

Al-Sudani et al. (65) est le premier à tester *in vitro* la RFC au sein d'une double courbure. Il montre que le RFC du ProFile[®] (NiTi-C) est supérieure à celle du ProFile[®] Vortex (M-Wire[®]) au sein d'une simple courbure, et est identique au sein d'une double courbure.

Les études sur la RFC des instruments en réciprocité (Reciproc[®] et WaveOne[®]) n'a pas été étudié en raison de l'impact de la réciprocité sur cette résistance à la fatigue cyclique. En effet, comparer un instrument en réciprocité et M-Wire[®] avec un instrument en rotation continue et NiTi-C n'a que peu de sens.

8. Résistance à la fatigue en torsion

Cette résistance à la fatigue en torsion (RFT) est étudiée grâce au torque et à l'angle de distorsion maximaux avant fracture.

Comme pour la résistance à la fatigue cyclique, nous pouvons commencer par détailler les trois études comparant des instruments fabriqués avec différents alliages : Johnson et al. (83), Gao et al. (96) et Santos et al. (95).

Johnson et al. montre que le ProFile[®] en M-Wire[®] a un torque avant fracture inférieur à celui du ProFile[®] en NiTi-C ; cependant, l'angle de distorsion avant fracture est plus grand. Il conclut donc que le M-Wire[®] permet de maintenir une résistance à la torsion comparable à celle du NiTi-C.

Gao et al. expose des résultats un peu différent. Le ProFile[®] Vortex en fabriqué en M-Wire[®] montre un torque maximal plus grand que celui fabriqué en NiTi-C, et un angle de distorsion similaire.

Enfin, Santos et al. montre que l'angle de distorsion d'un M-Wire[®] est plus grand que celui d'un NiTi-C. Il conclut qu'en général, un instrument flexible aura une résistance à la torsion faible.

Ces trois études ont des conclusions différentes et la diversité des résultats se retrouve dans les études comparant entre eux les instruments commercialisés (Tableau 3).

M-Wire® par/ NiTi-C	angle supérieur	angle inférieur	angle similaire
torque supérieur	/	/	Wycoff et al. (54) Pereira et al. (114)
torque inférieur	Montalvão et al. (111)	/	Da Cunha Peixoto et al. (99)
torque similaire	/	Alcalde et al. (130)	Kramkowski et al. (128) Ninan et al. (66)
pas d'information significative sur le torque	/	/	Kell et al. (131) Lopes et al. (113)

TABLEAU 3 - RESISTANCE A LA FATIGUE EN TORSION DU M-WIRE® PAR RAPPORT AU NITI-C

Il convient de détailler 2 études, celle de Kell et al. (131) et celle de Lopes et al. (113).

Pour Kell et al., les ProFile® GT neufs sont un peu plus résistants à la fatigue en torsion que les GT® Series X™ neufs ; cependant, après un nombre donné d'utilisations, le GT® Series X™ présente un torque maximal plus grand que le ProFile® GT (avec un angle de distorsion similaire). Selon ces conclusions, un instrument en M-Wire® serait donc plus résistant lors d'une utilisation répétée.

Pour Lopes et al., le ProFile® Vortex a un torque inférieur au K3™ mais supérieur au RevoS®, alors que l'angle de distorsion est similaire pour ces 3 instruments. Il ne peut donc conclure à la supériorité du M-Wire® sur le NiTi-C en termes de torque maximal avant fracture.

9. Conclusion

En conclusion, nous pouvons estimer que :

- les limes en M-Wire® sont plus flexibles que celles en NiTi-C ;
- les limes en M-Wire® paraissent globalement un peu plus résistantes à la fatigue cyclique que celles en NiTi-C ;
- les limes en M-Wire® semblent avoir une résistance à la fatigue en torsion similaire à celles en NiTi-C. Cependant, leur angle de distorsion avant fracture étant plus grand que celui des instruments en NiTi-C, le praticien peut plus facilement repérer un instrument fatigué et en changer avant que celui-ci ne se fracture.

C. L'alliage R-Phase™ Technology

1. Historique

En 2008, Sybron Dental Specialties (Sybron Dental Specialties, Orange, CA, USA) met au point la technologie R-Phase™.

La même année, un 1^{er} instrument est commercialisé ; il s'agit du Twisted File™ (SybronEndo, aujourd'hui Kerr) (15). Suivra le K3™ XF (Kerr) en 2011, défini comme un K3™ avec un traitement thermique (73,132). Puis, avec l'apparition du mouvement de réciprocité, le Twisted File™ Adaptive (Kerr) est lancé sur le marché.

Avec les instruments en M-Wire®, les instruments en R-Phase™ Technology forment la 2^{ème} génération des NiTi.

Chacun instrument cité ci-dessus est fabriqué à l'aide d'un ensemble de technologies (21,59,97,133–135) qui sont : la technologie R-Phase™ (traitement thermique), la technologie Twisted File™ (fabrication par torsion) et la technologie Adaptive Motion™ (mouvement de réciprocité particulier).

Ainsi :

- le Twisted File™ est un instrument en R-Phase™, fabriqué par torsion, en rotation continue ;
- le K3™ XF est un instrument en R-Phase™, fabriqué par usinage, en rotation continue ;
- le Twisted File™ Adaptive est un instrument en R-Phase™, fabriqué par torsion, et fonctionnant avec un mouvement de réciprocité particulier.

Toutes ces limes possèdent en plus un traitement de surface.

À ce stade, nous pouvons déjà comprendre qu'il sera compliqué d'attribuer l'amélioration des performances mécaniques au seul traitement thermique ; le traitement de surface et le processus de fabrication peuvent également jouer un rôle.

2. Composition chimique

La composition chimique de ces instruments en R-Phase™ est identique à la composition des instruments en NiTi-C : environ 51% (pourcentage atomique) de nickel (88,90,104).

Cependant, Shen et al. (73) montre que le K3™ XF est riche en titane avec un pourcentage atomique de 51% en titane, tout comme le K3™.

3. Développement de la R-Phase™ Technology

La littérature nous permet de connaître partiellement le processus de fabrication des Twisted File™ (12,21,23,104,126,136,137).

L'alliage NiTi en phase austénitique est usiné afin d'obtenir une barre de section particulière et non torsadée. Puis cette « lime » est traitée thermiquement (cycles thermiques) jusqu'à ce que la phase R de l'alliage soit identifiée et stabilisée. La « lime » est, à ce moment là, torsadée à partir de la pointe pour obtenir la nouvelle forme (aspect d'une lime endodontique classique). Puis un nouveau traitement thermique est appliqué à la lime pour maintenir sa nouvelle forme et convertir l'instrument en phase austénitique.

Un traitement thermique serait également appliqué pendant le processus de torsion (19).

Les instruments peuvent être torsadés car la limite d'élasticité et le module de Young de la phase R sont très faibles ; une faible torsion appliquée peut donc entraîner très rapidement une déformation plastique.

Il est dit que cette fabrication par torsion présente l'avantage d'obtenir une surface instrumentale lisse, indemne de défauts de surfaces induits par l'usinage. Cette absence des stries d'usinage permettrait d'augmenter la résistance à la fracture en limitant le nombre de zones d'initiations des fêlures. Cependant, avant d'être torsadée, la lime est tout de même usinée afin d'obtenir cette section asymétrique.

4. Comportement de passe et composition cristallographique

Le A_f des instruments en R-Phase™ est inférieur à 37°C, tout comme les instruments en NiTi-C. Il est compris entre 17°C et 27°C selon les instruments et les études (73,88–91).

Les instruments en R-Phase™ Technology sont donc principalement en phase austénitique à température ambiante et température d'utilisation (73,88,90,104). Aminsobhani et al. (104) et Shen et al. (88) identifient une petite proportion de martensite à température ambiante.

Toutes les études étudiant le comportement de phase retrouvent une transformation austénitique en 2 phases, de la martensite vers la phase R, puis de la phase R vers l'austénite. Cela se traduit par une représentation en 2 pics sur une courbe DSC lors du chauffage (73,88,90,91,104).

5. Principe d'utilisation

Comme l'instrument est principalement en phase austénitique à température d'utilisation (19,21,88), c'est la propriété de superélasticité qui s'exprime (23,126) avec une formation de martensite sous l'effet de la contrainte.

Cependant, sur une courbe contrainte/déformation, le plateau correspondant à la transformation $A > M$ d'un instrument en R-Phase™ est situé plus bas qu'un instrument en NiTi-C (19,73,90), ce qui signifie qu'il faut moins de contrainte pour induire la transformation martensitique (et donc induire une déformation) avec un R-Phase™ qu'avec un NiTi-C.

La brochure sur le Twisted File™ (138) rapporte ces chiffres :

- le Twisted File™ aurait une résistance à la fatigue cyclique 2 à 3 fois plus élevée que les limes NiTi traditionnelles ; sa résistance à la fatigue cyclique serait significativement plus élevée comparativement au GT® Series X™ ;
- sa résistance à la fatigue en torsion serait supérieure avec une augmentation de 60% du torque maximal avant fracture par rapport aux limes NiTi traditionnelles ;

- une amélioration de 70% de la flexibilité par rapport aux autres limes en NiTi.

SybronEndo apporte l'explication suivante : l'amélioration de la flexibilité et de la résistance à la fracture proviennent d'une modification de la structure cristalline par la technologie R-Phase™ (138).

6. Flexibilité

La flexibilité des instruments en R-Phase™ est supérieure à celle des instruments en NiTi-C (19,73,90,113,136,139–142).

Gambarini et al. (139) conclut même que le Twisted File™ est 100 à 250% plus flexible que le NiTi-C (Mtwo® et Hero 642®) ; cette amélioration serait liée certes, au design instrumental, mais surtout au traitement thermique.

Deux études montrent que cette flexibilité est également augmentée par rapport aux instruments en M-Wire® (113,143).

7. Résistance à la fatigue cyclique

Certaines études montrent que la résistance à la fatigue cyclique du R-Phase™ est supérieure au NiTi-C : Gambarini et al. (126,140), Testarelli et al. (133), Kim et al. (20), Rodrigues et al. (141), Plotino et al. (127), Bhagabati et al. (144), Bouska et al. (117), Ha et al. (59), Lopes et al. (113), Pérez-Higuera et al. (145), Shen et al. (146), Elnaghy et al. (147), Shen et al. (148), Zhao et al. (132).

D'autres études montrent cependant une absence de différence significative avec le NiTi-C (91,142), ou alors une différence ne pouvant être appliquée à toute une famille de NiTi (97,121,149). Par exemple, Larsen et al. (97) montre que le Twisted File™ est plus résistant que l'Endosequence® mais autant résistant que le ProFile®.

Comparé au M-Wire®, les résultats sont contradictoires, avec tantôt une supériorité du R-Phase™ (113,127,134,147), tantôt une infériorité (97).

Les résultats peuvent également dépendre du type d'instrument testé (117,150).

8. Résistance à la fatigue en torsion

Gambarini et al. (137) étudie la résistance à la fatigue en torsion d'un même instrument fabriqué soit par usinage, soit par torsion. Le torque maximal avant fracture est plus élevé pour l'instrument torsadé que pour l'instrument usiné. Comme les biais liés au design instrumental sont écartés, il conclut que la différence ne peut s'expliquer que par le processus de fabrication.

Cependant, les études comparant entre eux les instruments disponibles sur le marché montrent des résultats moins homogènes. Elles sont résumées ci-dessous.

R-Phase™ par/ NiTi-C	angle supérieur	angle inférieur	angle similaire
torque supérieur	/	/	/
torque inférieur	Park et al. (151) Yum et al. (58) Wycoff et al. (54) Lopes et al. (113)	/	/
torque similaire	Choi et al. (142)	/	Shen et al. (73,148) Ha et al. (59)

TABLEAU 4 - RESISTANCE A LA FATIGUE EN TORSION DU R-PHASE™ PAR RAPPORT AU NITI-C

Par rapport au M-Wire®, les études montrent un torque avant fracture plus faible (54,143,152) mais un angle de distorsion plus élevé (54,152).

9. Conclusion

Les instruments en R-Phase™, comparés au NiTi-C et au M-Wire®, sont plus flexibles. Ils semblent également plus résistants à la fatigue cyclique que les instruments en NiTi-C, mais les résultats ne permettent pas de conclure à une supériorité ou une infériorité par rapport au M-Wire®.

La résistance à la fatigue en torsion semble diminuée avec un torque maximal faible et souvent inférieur au torque maximal des instruments en NiTi-C et M-Wire® ; cependant, l'angle de distorsion avant fracture des instruments en R-Phase™ étant important, le praticien peut alors plus facilement repérer la fatigue instrumentale et écarter l'instrument avant que la fracture ne survienne (comme pour le M-Wire®).

D. L'alliage CM NiTi Technology™

1. Historique

Développé en 2010 par DS Dental™ (D&S Dental, Johnson City, TN, USA) (15,153), cet alliage NiTi traité thermiquement est conçu pour contrôler la propriété de mémoire de forme ; il est alors nommé C.M. NiTi Technology™ (C.M. pour *Controlled Memory* en anglais). Par la suite, plusieurs autres industriels ont mis au point des instruments NiTi avec une propriété de mémoire de forme.

À partir de ce paragraphe, l'alliage sera nommé CM-Wire, car il s'agit du terme retrouvé dans la littérature.

Les instruments en CM-Wire forment la 3^{ème} génération des instruments NiTi.

Le premier instrument commercialisé est le HyFlex™ CM (Coltène) en 2011 (15). Dans le même temps, Clinician's Choice commercialise le Typhoon™ Infinite Flex NiTi Files (par la suite appelé Typhoon™ CM) (15). Suivront d'autres instruments, dont la liste n'est pas exhaustive : les instruments ProDesign® (Easy Equipamentos Odontologicos), le V-Taper™ 2H (SS White) ou encore le Proflexendo (Nexden).

En 2015, Coltene commercialise le HyFlex™ EDM, un instrument unique de mise en forme canalaire, en CM-Wire, et fabriqué par électro-érosion (*Electrical Discharge Machining* en anglais). Dans ce travail, cet instrument n'a pas été étudié précisément ; il ne sera donc que partiellement évoqué.

2. Composition chimique

Les instruments en CM-Wire semblent avoir une composition chimique pouvant différer des NiTi équiatomiques.

Le CM-Wire provenant de la société D&S Dental présente une composition chimique similaire au NiTi-C (89).

Le HyFlex™ CM présenterait une proportion en poids de nickel inférieure à la majorité des instruments NiTi. Ce pourcentage de nickel est de 52% en poids (au lieu de 56% pour les autres NiTi) (15,74). Cependant, une étude montre que le HyFlex™ CM aurait une composition similaire au NiTi-C avec 51%at.Ni (78).

Le Typhoon™ CM semble quant à lui montrer une composition chimique similaire à la plupart des instruments NiTi (78,88).

3. Développement

Les données relatives au traitement thermique C.M. NiTi Technology™ sont peu disponibles. Le traitement thermique semblerait être appliqué à l'alliage après l'usinage de la lime (77).

4. Comportement de phase et composition cristallographique

Le A_f des instruments en CM-Wire serait supérieur à 37°C (15,89).

Celui de l'HyFlex™ CM est estimé entre 31°C et 44°C (78,94).

Shen et al. (153) a étudié le A_f de HyFlex™ CM neufs et utilisés ; il observe que le A_f des limes neuves est de 47°C et celui des limes utilisées de 32-33°C. Il conclut que le A_f de ces instruments diminue avec leur utilisation.

Cependant, Iacono et al. (154) trouve des résultats inverses, avec un A_f de limes neuves (32-37°C) inférieur au A_f des limes utilisées (54-60°C).

Le A_f du Typhoon™ CM est estimé entre 44°C et 55°C (78,88), et celui du V-Taper™ 2H (155) est estimé à 45°C.

Le A_f étant élevés, les auteurs s'accordent sur le fait que les instruments en CM-Wire possèdent une proportion importante de phase martensitique à température d'utilisation (15,21,78,88,89). Ces instruments présentent également une phase l'austénitique et une phase R peut aussi être retrouvée (78,88,89,94,114,153,154).

5. Principe d'utilisation

Comme les instruments en CM-Wire sont principalement en phase martensitique, il n'expriment pas ou peu la propriété de superélasticité, contrairement aux instruments en NiTi-C ou en M-Wire® (89). En effet, la propriété de superélasticité n'apparaît qu'à haute température (environ 60°C, une fois l'alliage en phase austénitique totale) et non à température ambiante ou à température d'usage comme pour les instruments en NiTi-C et en M-Wire® (89).

Pour ces instruments en CM-Wire, la déformation instrumentale est donc possible grâce au phénomène de réorientation martensitique.

Ces instruments ont également plusieurs autres caractéristiques :

- ils n'ont pas d'effet rebond car les limes sont en phase martensitique stable à température ambiante (Figure 19) ;
- ils peuvent être précourbés avant leur insertion dans le canal car une faible contrainte (pression du doigt) peut entraîner une déformation ;
- ils peuvent retrouver leur forme initiale après une déformation plastique grâce à l'application d'une température élevée, de type cycle de stérilisation (61,156,157) (Figure 28) ; cela est possible grâce à la propriété de mémoire de forme.

Zhou et al. (89) montre que le niveau critique pour entraîner une réorientation martensitique est de 128MPa à température ambiante et de 251MPa à 37°C pour un alliage CM-Wire ; pour un alliage en NiTi-C, ces valeurs sont de 490 et 582 MPa (respectivement). Il faut donc beaucoup moins de contrainte pour entraîner une déformation avec un CM-Wire qu'avec un NiTi-C.

Cependant, il existe après relâchement de la contrainte, une déformation résiduelle de 5% pour un instrument en CM-Wire, au lieu de 0,6% pour un instrument en NiTi-C ; mais cette déformation plastique est récupérable à l'aide d'un cycle de stérilisation (cycle de chauffe pour récupérer la forme initiale).

Peters et al. (156) montre que sur 60 HyFlex™ CM (différentes tailles et conicités) testés sur un modèle artificiel en plastique, 82% des instruments ont présenté une déformation plastique après utilisation ; ces déformations ont pu être récupérées dans plus de 60% des cas après un cycle de stérilisation à 121°C.

Régénération par traitement thermique



FIGURE 27 - LE TRAITEMENT THERMIQUE APPLIQUE POUR RECUPERER LA FORME ORIGINALE DE LA LIME EST DE TYPE CYCLE DE STERILISATION (157)

Les fabricants évoquent des propriétés mécaniques améliorées (157) :

- le HyFlex™ CM serait 2 fois plus résistant à la fatigue cyclique que le Twisted File™ et que le ProTaper® Next™ ;
- le Typhoon™ CM serait plus résistant en fatigue cyclique de 600% par rapport aux limes NiTi traditionnelles.

6. Flexibilité

Les auteurs s'accordent sur le fait que les instruments en CM-Wire sont plus flexibles que ceux en NiTi-C (61,74,76,114,158) et en M-Wire® (61,76,114).

Santos et al. (158), qui a travaillé sur un modèle par éléments finis avec un modèle unique en CM-Wire et en NiTi-C, conclut que la nouvelle technologie CM-Wire permet d'améliorer de façon considérable la flexibilité par rapport au NiTi-C.

Une étude (159) sur les instruments en réciprocité montre que le ProDesign® R est aussi flexible que le Reciproc® mais est plus flexible que le WaveOne®. Le Reciproc® et le WaveOne® étant en M-Wire®, la différence est peut être liée au design instrumental (plutôt similaire entre le ProDesign® R et le Reciproc® avec une section en S et différent pour le WaveOne® avec une section triangulaire modifiée).

L'étude de Ninan et al. (66) montre toutefois que les différences significatives ou non, entre les instruments en CM-Wire, M-Wire® et NiTi-C dépendent de leur conicité (2% ou 4%) et de leur taille (20, 30 ou 40/100).

7. Résistance à la fatigue cyclique

Toutes les études relevées comparant les instruments en CM-Wire avec les instruments en NiTi-C montrent une supériorité nette des limes en CM-Wire (61,63,67,76–78,87,94,123,125,129,130,132,147,160).

Shen et al. (67,87) montre que un instrument en CM-Wire a une résistance à la fatigue cyclique 3 à 9 fois supérieure au même instrument en NiTi-C. Campbell et al. (63) trouve un résultat similaire avec un Typhoon™ CM 7 fois plus résistant à la fatigue cyclique qu'un Typhoon™ en NiTi-C.

Comparé au M-Wire®, le CM-Wire semble également avoir une résistance à la fatigue cyclique supérieure (61,77,78,125,129,130,159).

Cependant, certaines études ne montrent pas de différence significative entre le CM-Wire et le M-Wire® (76,123,147).

Une étude montre que le CM-Wire aurait une résistance à la fatigue cyclique similaire au R-Phase™ (132), et une étude montre que le R-Phase™ serait plus résistant à la fatigue cyclique que le CM-Wire (147).

Au même titre que le HyFlex™ CM, le HyFlex™ EDM est aussi plus flexible, et plus résistant à la fatigue cyclique que les instruments en NiTi-C et en M-Wire® (61,102,161,162). Le HyFlex™ EDM semble même avoir des propriétés améliorées par rapport à l'HyFlex™ CM (61,154) ; cependant il présente une section de coupe rectangulaire alors que le HyFlex™ CM présente une section de coupe triangulaire.

8. Résistance à la fatigue en torsion

Quelques études permettent de comparer de manière un peu plus précise les différences en termes de torque et d'angle de distorsion avant fracture entre les instruments en CM-Wire et en NiTi-C.

Celle de Campbell et al. (63) compare un Typhoon™ en NiTi-C et un Typhoon™ CM. Il conclut que le torque maximal entre ces 2 limes est similaire mais que l'angle de

distorsion est plus grand pour la lime en CM-Wire. Chang et al. (155) trouve des résultats identiques en comparant un V-Taper™ 2 (en NiTi-C) et un V-Taper™ 2H (en CM-Wire). Santos et al. (158), avec sa modélisation par éléments finis, montre que le torque maximal avant fracture est similaire pour un instrument en NiTi-C ou en CM-Wire.

L'étude de Ninan et al. (66) montre que, tout comme pour la flexibilité, la résistance à la fatigue en torsion (torque et angle de distorsion) est variable selon la conicité et la taille des instruments testés. Par exemple, un HyFlex™ CM en 30.04 aura un angle de distorsion significativement plus grand qu'un GT® Series X™ en 30.04, mais il n'existe pas de différence significative en prenant les mêmes instruments en 20.04 ; par conséquent, il devient difficile d'en tirer une règle. Il remarque toutefois que les instruments en CM-Wire auraient tendance à avoir un angle de distorsion avant fracture plus important que les limes en NiTi-C et en M-Wire®.

CM-Wire par/ NiTi-C	angle supérieur	angle inférieur	angle similaire	pas d'information significative sur l'angle	pas d'information sur l'angle
torque supérieur	/	/	/	/	/
torque inférieur	/	/	Alcade et al. (130)	Goo et al. (61)	/
torque similaire	Campbell et al. (63) Pereira et al. (114) Chang et al. (155)	/	/	/	Santos et al. (158)
pas d'information significative sur le torque	/	/	/	Ninan et al. (66)	/

TABLEAU 5 - RESISTANCE A LA FATIGUE EN TORSION DU CM-WIRE PAR RAPPORT AU NITI-C

Comparé au R-Phase™, le CM-Wire semble montrer un torque maximal supérieur mais un angle de distorsion avant fracture inférieur (152).

CM-Wire par/ M-Wire®	angle supérieur	angle inférieur	angle similaire	pas d'information significative sur l'angle
torque supérieur	/	/	/	/
torque inférieur	Pereira et al. (114) Alcade et al. (130)	/	/	/
torque similaire	Casper et al. (152)	/	/	/
pas d'information significative sur le torque	Goo et al. (61)	/	/	Ninan et al. (66)

TABLEAU 6 - RESISTANCE A LA FATIGUE EN TORSION DU CM-WIRE PAR RAPPORT AU M-WIRE®

9. Conclusion

De part leur microstructure contenant principalement de la martensite stable à température ambiante (et d'utilisation), les instruments en CM-Wire sont plus flexibles et plus résistants à la fatigue cyclique que les instruments en NiTi-C et en M-Wire®. Leur résistance à la fatigue en torsion semble améliorée par le fait que, même si le torque maximal n'est pas plus élevé, l'angle de distorsion avant fracture est plus important que les autres instruments commercialisé ; cela permet, encore une fois, d'alerter le chirurgien dentiste sur un risque de fracture imminent (114).

Cependant, il est difficile d'attribuer les améliorations des propriétés mécaniques au seul traitement thermique, sachant que la composition chimique de l'HyFlex™ CM semble unique (faible pourcentage en poids de nickel). De plus, l'HyFlex™ CM n'étant pas une évolution d'un autre instrument, il est difficile de le comparer avec un instrument semblable mais d'une ancienne génération de NiTi.

L'autre nouveauté de ces instruments réside dans le fait que après avoir subi une déformation plastique suite à une utilisation clinique, l'instrument peut retrouver sa forme originale après un cycle de stérilisation et peut à nouveau être utilisé. Cependant, Shen et al. (153) rappelle que pour limiter le risque de fracture, ces instruments devraient être jetés après 3 utilisations.

E. L'alliage Blue Technology

1. Historique et développement

Développé par Dentsply (Dentsply Tulsa Dental Specialties, Tulsa, OK, USA), le premier instrument à être commercialisé sous le nom « *blue* » est le Vortex Blue[®] (Dentsply Maillefer) en 2011 (98).

Le 2^{ème} instrument « *blue* » est apparu en 2016 : le Reciproc[®] Blue (VDW). Il s'agit d'une évolution du Reciproc[®].

Cet alliage est nommé Blue-Wire (163) en raison de sa couleur. Après le traitement thermique, l'instrument prend une couleur bleutée.

Cette couleur bleue est liée à une couche d'oxyde de titane (96) présente à la surface de l'instrument. Cette couche présente une dureté élevée, et a pour but de compenser la faible dureté de l'instrument (majoritairement en martensite, donc peu dur). Cette dureté relative permet également d'obtenir une efficacité de coupe suffisante, ainsi qu'une certaine résistance à l'usure (96,98).

L'obtention de cette couche résulte d'un procédé de fabrication particulier, de type traitement thermique (21,82,91,96,114,120,164–167).

Le Reciproc[®] Blue ayant un design identique au Reciproc[®] (164,165,167), les différences en termes de flexibilité, fatigue cyclique et fatigue en torsion, dans les études comparant ces instruments entre eux, peuvent être directement attribuées au traitement thermique « *blue* » (ou Blue-Wire).

Le Vortex Blue[®] aurait un design similaire au ProFile Vortex[®] (98), et les améliorations mécaniques peuvent être également attribuées au traitement thermique « *blue* ».

2. Composition chimique, comportement de phase et composition cristallographique

Les instruments en Blue-Wire seraient fabriqués à partir de Nitinol traité thermiquement (98,114). Le traitement thermique est appliqué après l'usinage des limes (114).

Le Blue-Wire semble donc être un alliage issu d'un traitement thermique particulier ; cependant, Duke et al. (168), ainsi que Shen et al. (15) avancent que les Vortex Blue[®] seraient fabriqués à partir de M-Wire[®] auquel s'ajoute un traitement de surface pour obtenir la couche de surface d'oxyde de titane.

Aucune étude n'étudie le comportement de phase du Reciproc[®] Blue. Toutes les études concernent le Vortex Blue[®]. Son A_f est proche de la température du corps humain, environ 35-38°C (91,94,98).

Le A_f des instruments en Blue-Wire est donc inférieur au A_f des instruments en M-Wire[®] et CM-Wire. Cependant, le comportement de ces instruments Blue-Wire à température ambiante (par exemple, possibilité de précurber l'instrument) laisse supposer qu'ils contiennent plus de martensite stable que les instruments en M-Wire[®] (21).

La transformation austénitique s'effectue en 2 étapes, M vers R puis R vers A (91,94,98), contrairement au M-Wire[®] dont la transformation s'effectue en 1 seule étape (M vers A).

À ce jour, il n'existe pas d'étude évaluant la composition de phases (étude en XRD) des instruments en Blue-Wire (21).

3. Principe d'utilisation

Le traitement thermique Blue du Vortex Blue[®] a pour but d'augmenter la résistance à la fatigue (cyclique et en torsion), la flexibilité, l'efficacité de coupe et le centrage instrumental (96).

Selon le fabricant (169), le Vortex Blue[®] aurait :

- une amélioration de la résistance à la fatigue cyclique de minimum 65% par rapport au M-Wire[®], et de minimum 99% (maximum 353%) par rapport au NiTi-C ;
- une amélioration de la résistance à la fatigue en torsion de minimum 42% par rapport au M-Wire[®] (maximum 126%).

Selon le fabricant (170), le Reciproc[®] Blue serait :

- aussi performant en efficacité de coupe que le Reciproc[®] ;
- plus flexible que le Reciproc[®] et cela de 40% ;
- 2,3 fois plus résistant à la fatigue cyclique que le Reciproc[®].

4. Flexibilité

En reprenant l'étude de Gao et al. (96) qui utilise un ProFile[®] Vortex fabriqué en NiTi-C, M-Wire[®] et Blue-Wire, le Blue-Wire montre une supériorité en termes de flexibilité sur les autres alliages. La flexibilité du Blue-Wire est améliorée d'environ 13% par rapport au M-Wire[®], et d'environ 30% par rapport au NiTi-C.

Pour le NiTi-C, ces résultats concordent avec ceux de Pereira et al. (114) et pour le M-Wire[®], ces résultats sont confirmés par ceux de Duke et al. (168), Pereira et al. (114) et de De-Deus et al. (166).

Une étude montre que le CM-Wire serait plus flexible que le Blue-Wire (Typhoon[™] CM comparé au Vortex Blue[®]) (114).

5. Résistance à la fatigue cyclique

Les études suivantes montrent que le Blue-Wire est plus résistant à la fatigue cyclique que le NiTi-C : Nguyen et al. (120), de Vasconcelos et al. (94), Elnaghy et al. (160) et Gundogar et al. (102).

Cependant, l'étude de Tsujimoto et al. (91) montre que suivant la conicité, 25.04 ou 25.06, les résultats sont différents avec tantôt une supériorité du Blue-Wire par rapport au NiTi-C, tantôt une absence de différence significative.

La majorité des études montrent que le Blue-Wire est plus résistant à la fatigue cyclique lorsqu'il est comparé au M-Wire[®] (82,96,120,165,166,171).

Toutefois, l'étude de Duke et al. (168) montre que dans une simple courbure (canal artificiel), le Vortex Blue[®] est plus résistant à la fatigue cyclique que le ProFile[®] Vortex, mais qu'au sein d'une double courbure, il n'y a pas de différence significative

entre ces deux instruments. Une autre étude montre une absence de différence significative en fatigue cyclique entre le Vortex Blue[®] et le ProFile[®] Vortex (91).

Une étude montre que le Vortex Blue[®] est plus résistant en fatigue cyclique que le K3[™] XF en R-Phase[™] (91).

Par rapport au CM-Wire, certaines études montrent que le Blue-Wire est moins résistant en fatigue cyclique que le CM-Wire (102,163,172), d'autres l'inverse (162) et d'autres encore, une absence de différence significative à 37°C (94,160).

6. Résistance à la fatigue en torsion

Peu d'études ont été publiées sur la résistance à la fatigue en torsion. Elles sont classées dans les tableaux suivants en fonction de leurs résultats.

Blue-Wire par/ NiTi-C	angle supérieur	angle inférieur	angle similaire
torque supérieur	/	/	Pereira et al. (114)
torque inférieur	/	/	/
torque similaire	Gao et al. (96)	/	/

TABLEAU 7 - RESISTANCE A LA FATIGUE EN TORSION DU BLUE-WIRE PAR RAPPORT AU NITI-C

Blue-Wire par/ M-Wire [®]	angle supérieur	angle inférieur	angle similaire
torque supérieur	/	/	/
torque inférieur	Gao et al. (96) Silva et al. (167)	/	/
torque similaire	/	/	Pereira et al. (114)

TABLEAU 8 - RESISTANCE A LA FATIGUE EN TORSION DU BLUE-WIRE PAR RAPPORT AU M-WIRE[®]

Blue-Wire par/ CM-Wire	angle supérieur	angle inférieur	angle similaire
torque supérieur	Silva et al. (163)	Alcade et al. (130) Pereira et al. (114)	/
torque inférieur	/	/	/
torque similaire	/	/	/

TABLEAU 9 - RESISTANCE A LA FATIGUE EN TORSION DU BLUE-WIRE PAR RAPPORT AU CM-WIRE

7. Conclusion

En ne prenant en compte que les études comparant le Vortex Blue[®] avec le ProFile[®] Vortex, et le Reciproc[®] Blue avec le Reciproc[®], les auteurs sont unanimes sur le fait que le Blue-Wire rend l'instrument plus flexible et plus résistant à la fatigue cyclique par rapport au M-Wire[®] (ou du moins tout autant résistant). Concernant la résistance à la fatigue en torsion, le torque maximal semble plutôt réduit, mais l'angle de distorsion avant fracture semble augmenté, constituant là encore, un signe d'alerte en pratique clinique.

Ajouté à ce traitement thermique Blue, l'apparition du concept de l'instrument à usage unique permet de diminuer encore un peu plus le risque de fracture instrumentale ; cela est valable pour le Vortex Blue[®], étant donné que le Reciproc[®] était déjà conçu pour un usage unique.

En conclusion, nous pouvons citer l'étude de Gao et al. (96) qui utilise un diagramme en radar afin de comparer l'acier, le NiTi-C, le M-Wire[®] et le Blue-Wire en flexibilité, fatigue cyclique et résistance au torque.

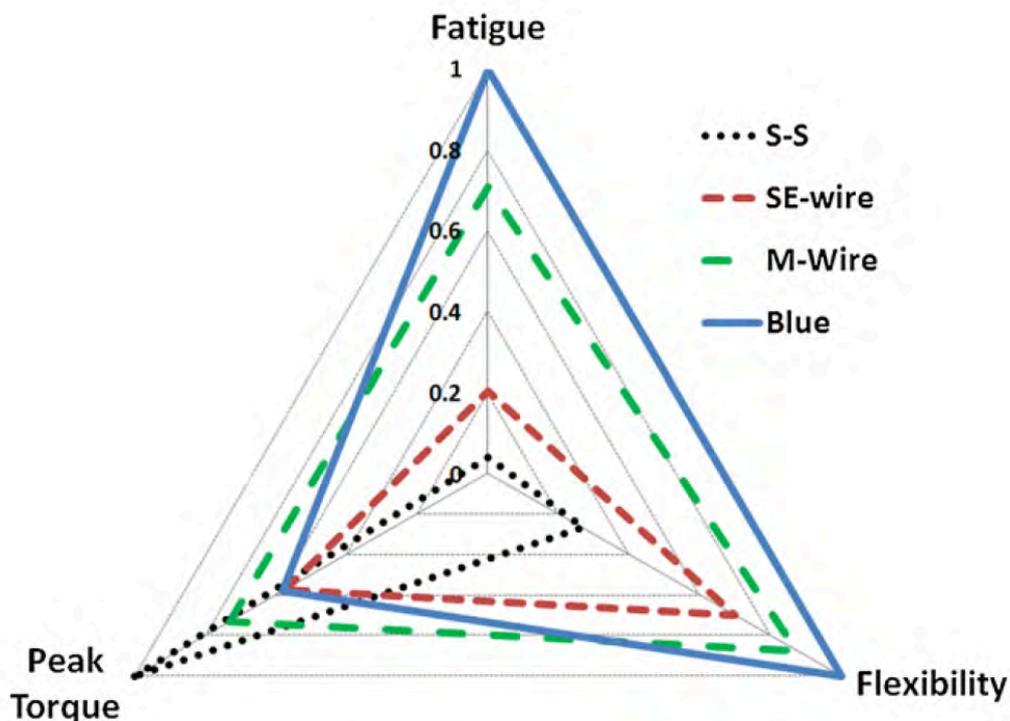


FIGURE 28 - COMPARAISON ENTRE L'ACIER (S-S), LE NITI-C (SE-WIRE), LE M-WIRE[®] ET LE BLUE-WIRE EN FLEXIBILITE, EN RESISTANCE A LA FATIGUE CYCLIQUE, ET EN RESISTANCE EN TORSION (TORQUE) (96)

F. L'alliage Gold Technology

1. Historique et développement

Avec le lancement du ProTaper® Gold (Dentsply Sirona) en 2014, un nouveau traitement thermique, dit Gold-Wire (163), fait son apparition. Développée par Dentsply (Dentsply Tulsa Dental Specialties, Tulsa, OK, USA), cette technologie sera utilisée dans la fabrication d'un 2^{ème} instrument : le WaveOne® Gold (Dentsply Sirona) en 2015.

Ce traitement thermique « *gold* » (ou Gold-Wire) est appliqué après usinage de la lime (68,100–102).

De manière identique au Blue-Wire, la couleur dorée des instruments en Gold-Wire est le résultat du traitement thermique appliqué aux limes (101) et lui donne son nom « *gold* ». Cette couleur est obtenue suite au traitement thermique et est liée à la couche de surface. Cette couche superficielle aurait une dureté augmentée afin de compenser la diminution de l'efficacité de coupe (21) ; efficacité de coupe elle-même diminuée à cause de l'augmentation de la flexibilité.

Cependant, il convient de noter ici :

- que le ProTaper® Gold a une géométrie identique au ProTaper® Universal, et que l'amélioration des propriétés mécaniques peut être directement attribuée au traitement thermique « *gold* » (92,122,124,161,173,174) ;
- que le ProTaper® Gold a une géométrie différente du ProTaper® Next™ (122,124) ; il sera donc difficile de savoir à quelle innovation (traitement thermique et/ou conception instrumentale) sont liées les performances améliorées du ProTaper® Gold.
- que le WaveOne® Gold a une géométrie très différente du WaveOne®. Apicalement, le WaveOne® Gold a une section quadrangulaire excentrée avec 2 arêtes de coupe, alors que le WaveOne® possède une section triangulaire modifiée (100,101,175). De ce fait, l'amélioration des propriétés mécaniques peut être liée au traitement thermique Gold et/ou au nouveau design instrumental.

2. Comportement de phase et composition cristallographique

À ce jour, seul Hieawy et al. (92) a étudié le comportement de phase du ProTaper[®] Gold. Son A_f est de 50°C, et la transformation austénitique s'effectue en 2 étapes (M vers R puis R vers A).

Il est donc vraisemblable que, au vu du A_f et du comportement de phase, le ProTaper[®] Gold contienne une grande proportion de martensite stable à 35-37°C (21).

3. Principe d'utilisation

Le traitement Gold a pour but d'augmenter la flexibilité.

Dentsply Sirona affirme que le ProTaper[®] Gold (176) :

- aurait une flexibilité accrue de 24% ;
- aurait une résistance à la fatigue cyclique 2,6 fois plus importante que le ProTaper[®] Universal ;
- aurait une géométrie similaire au ProTaper[®] Universal, une séquence de travail et un protocole identique.

Concernant le WaveOne[®] Gold, le fabricant vante une flexibilité améliorée de 34% par rapport au WaveOne[®] (177).

4. Flexibilité

Ces instruments étant récents, il y a encore peu d'études publiées.

Par rapport au NiTi-C (ProTaper[®] Universal), le ProTaper[®] Gold est plus flexible (92,173).

Par rapport au M-Wire[®] et au R-Phase[™], l'étude de Elsaka et al. (143) montre que le WaveOne[®] Gold est plus flexible que le Reciproc[®] et Twisted File[™] Adaptive.

Concernant le Blue-Wire, Özyürek et al. (164) ne trouve pas de différence significative entre le Reciproc® Blue et le WaveOne® Gold.

5. Résistance à la fatigue cyclique

Toutes les études comparant le ProTaper® Gold au ProTaper® Universal montrent une différence significative en résistance à la fatigue cyclique en faveur du ProTaper® Gold (92,122,124,161,173,174). Comparé au ProTaper® Next™, le ProTaper® Gold semble avoir une aussi bonne résistance à la fatigue cyclique, voire une meilleure (122,124).

De même, toutes les études montrent une résistance en fatigue cyclique plus élevée pour le WaveOne® Gold lorsqu'il est comparé au WaveOne® (68,100,101,175). Les résultats sont identiques lorsqu'il est comparé au Reciproc® (100,165,175).

Certains auteurs ont comparé des instruments en CM-Wire avec les instruments Gold (en réciprocité ou non). Il en ressort que les instruments en CM-Wire semblent plus résistants à la fatigue cyclique (102,161–163,172,178).

Lorsque le WaveOne® Gold est comparé au Blue-Wire (Reciproc® Blue), la majorité des études montrent une supériorité du Reciproc® Blue en résistance à la fatigue cyclique (102,162,163,165,172). Actuellement, une seule étude, de Özyürek et al. (164), ne montre pas de différence significative entre ces deux instruments.

6. Résistance à la fatigue en torsion

Tout comme pour le Blue-Wire, peu d'études sont disponibles.

Par rapport au NiTi-C (ProTaper® Gold *versus* ProTaper® Universal), le Gold-Wire semble présenter un torque avant fracture identique (161) ou inférieur (173). L'angle de distorsion du ProTaper® Gold est supérieur (161).

Par rapport au M-Wire[®] et R-Phase[™], une étude compare la résistance au torque du WaveOne[®] Gold, Reciproc[®] et Twisted File[™] Adaptive. Le torque maximal est plus grand pour le WaveOne[®] Gold (143).

Il n'y a pas, à ce jour, d'étude comparant la résistance à la torsion du WaveOne[®] Gold au WaveOne[®].

Comparé au ProDesign[®] R (en CM-Wire), le WaveOne[®] Gold présente un torque avant fracture supérieur (163,172), et un angle de distorsion similaire (163) voire inférieur (172).

Comparé à l'HyFlex[™] EDM, le ProTaper[®] Gold présente un torque maximal supérieur mais un angle de distorsion inférieur (161).

Enfin, lorsque le WaveOne[®] Gold est comparé au Reciproc[®] Blue, une étude montre qu'il supporte un torque maximal avant fracture similaire au Reciproc[®] Blue mais que son angle de distorsion avant fracture est inférieur (172). Inversement, une autre étude montre qu'avant fracture, le WaveOne[®] Gold possède un torque avant fracture inférieur mais un angle de distorsion similaire (163).

7. Conclusion

Le Gold-Wire semble plus flexible que les traitements thermiques de type M-Wire[®] et R-Phase[™]. Cependant, la flexibilité semble identique au Blue-Wire.

Il semble également plus résistant à la fatigue cyclique que le NiTi-C, et le M-Wire[®]. Cependant, le CM-Wire semble mieux résister à la fatigue cyclique.

Comme pour les instruments en CM-Wire et Blue-Wire, les instruments en Gold-Wire ont un torque maximal peu élevé mais un angle de distorsion plutôt important.

Il faut donc retenir que le Gold-Wire, tout comme le Blue-Wire et le CM-Wire, présente une flexibilité accrue et une meilleure résistance à la fatigue cyclique que le NiTi-C ou le M-Wire[®]. Sa résistance à la fatigue en torsion est tout à fait correcte pour une utilisation clinique.

G. Les alliages T·Wire et C·Wire

1. Historique et principe d'utilisation

Ces deux alliages, le T·Wire et le C·Wire, ont été développés par MicroMega, et sont apparus respectivement en 2016 et 2018.

La technologie T·Wire est appliquée au 2Shape (MicroMega) et la technologie C·Wire au One Curve (MicroMega).

Les améliorations suivantes sont exposées par MicroMega (179,180) :

- une augmentation de la flexibilité, avec un One Curve 2 fois plus flexible que le One Shape[®] ;
- une augmentation de la résistance à la fatigue cyclique, avec un 2Shape en T·Wire 1,4 fois plus résistant qu'un 2Shape sans traitement thermique, et un One Curve 2,4 fois plus résistant qu'un One Shape[®].

Il n'existe pas, à ce jour, d'étude sur la composition cristallographique, la flexibilité et la résistance à la fatigue en torsion. Une seule étude a été publiée, et concerne le 2Shape (162).

2. Résistance à la fatigue cyclique

L'étude de Özyürek et al. (162) étudie la résistance à la fatigue cyclique du Reciproc[®] Blue, du 2Shape TS2, de l'HyFlex[™] EDM et du WaveOne[®] Gold, dans 2 canaux artificiels à 45° et 90° de courbure (le rayon étant de 5mm pour les deux courbures). Le 2Shape semble aussi résistant à la fatigue cyclique que le HyFlex[™] CM et le WaveOne[®] Gold au sein des deux courbures, mais moins résistant que le Reciproc[®] Blue.

L'interprétation de ces résultats permet d'avancer que les instruments en T·Wire et le C·Wire possèderaient une grande proportion de martensite à température du corps humain, leurs permettant d'être précourbés, d'être très flexibles et très résistants à la fatigue cyclique.

3. Conclusion

Un nombre plus important d'études est nécessaire afin d'évaluer et de comparer le 2Shape et le One Curve aux autres instruments. Cependant, au même titre que les NiTi de 3^{ème} génération (CM-Wire, Blue-Wire et Gold-Wire), ces deux traitements thermiques permettent de rendre les instruments plus flexibles et plus résistants à la fatigue cyclique que les deux premières générations de NiTi.

H. L'alliage MaxWire[®]

Cet alliage diffère, par son principe, des autres NiTi traités thermiquement. Au lieu de chercher à obtenir un instrument en phase martensitique lors de son utilisation, cet instrument a été conçu pour être complètement en phase austénitique à 37°C.

Avec leur apparition en 2016, les instruments en MaxWire[®] forment actuellement la dernière génération des instruments NiTi.

1. Historique et principe d'utilisation

Conçu et développé par FKG, l'alliage MaxWire[®] (pour *Martensite-Austenite electropolish fleX* (181)) est utilisé pour les instruments XP-Endo[®] Shaper, XP-Endo[®] Finisher et XP-Endo[®] Finisher Retreatment. Seul l'instrument XP-Endo[®] Shaper sera abordé dans ce travail.

Cet alliage exploite à la fois la superélasticité et la mémoire de forme (21). La mémoire de forme s'exprime lorsque l'instrument est inséré dans le canal : l'instrument passe alors en phase austénitique et prend alors une forme prédéfinie ondulée (Figure 29). En fonctionnement, le mouvement d'expansion (ou de reptation, en anglais *snake-shaped*) de cette lime est également nouveau, et est possible grâce à la grande flexibilité et la superélasticité de l'instrument : la lime, en rotation continue, se dilate ou se contracte en fonction de l'anatomie canalaire afin de préparer les canaux à l'anatomie complexe et d'obtenir une préparation apicale en 30.04 minimum (182). Cela est également permis grâce à la faible conicité de la lime (1%).

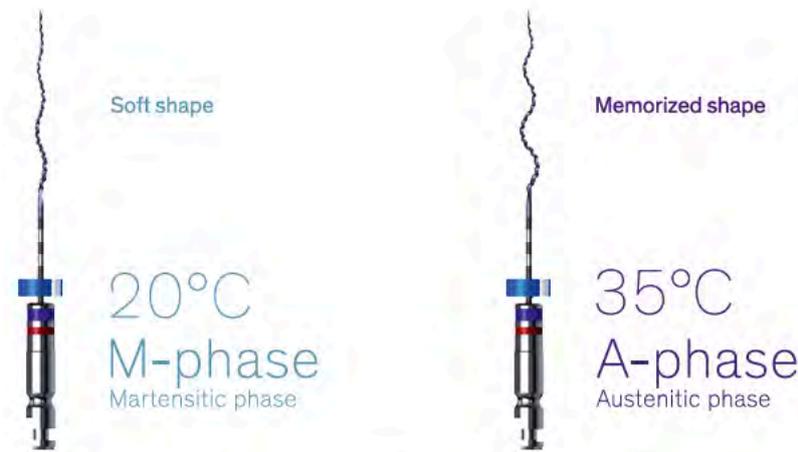


FIGURE 29 - A TEMPERATURE AMBIANTE, L'INSTRUMENT EST DANS SA FORME SERPENTIN RELACHEE ET A TEMPERATURE D'UTILISATION, L'INSTRUMENT PREND UNE FORME PREDEFINIE EN SERPENTIN RIGIDE (182)

Il n'existe pas, à ce jour, d'étude sur la composition cristallographique et la flexibilité de l'alliage MaxWire®.

2. Résistance à la fatigue cyclique et résistance à la fatigue en torsion

Dans la littérature, le XP-Endo® Shaper est comparé au TRUShape® 3D Conforming File (Dentsply Sirona). Ce dernier instrument n'est pas commercialisé en France. Il est également traité thermiquement, et au même titre que le XP-Endo® Shaper, il effectue un mouvement de reptation intra-canalair (181). À température d'utilisation, l'instrument prend une forme en S (183). Toutefois, contrairement au XP-Endo® Shaper, le TRUShape® 3D Conforming File est en 6%.

Donc, comparé au TRUShape® 3D Conforming File, le XP-Endo® Shaper est plus résistant en fatigue cyclique (160,181). Le torque maximal du XP-Endo® Shaper est plus faible mais l'angle de distorsion est plus élevé.

Elnaghy et al. a comparé le XP-Endo® Shaper à d'autres instruments. Il serait plus résistant à la fatigue cyclique que le HyFlex™ CM, le Vortex Blue® ou encore un iRace (160). Cependant, il présente la plus faible résistance en torsion par rapport au FlexMaster® et au ProFile® Vortex (118).

3. Conclusion

Tout comme les instruments en T·Wire et C·Wire, la commercialisation récente des XP-Endo® n'a pas encore permis la publication d'un grand nombre d'articles.

Le concept de cet instrument est nouveau et il serait intéressant de suivre l'évolution dans les années à venir.

I. Discussion

Avec l'apparition des nouveaux instruments fabriqués à l'aide de traitements thermiques, les études publiées ces dernières années sont nombreuses et variées.

Cependant, et comme dans toutes les études, des biais inhérents aux instruments et aux méthodes d'évaluation sont retrouvés ; ces biais peuvent expliquer les différences remarquées dans les résultats.

Nous classerons ici les biais en deux familles : les biais intrinsèques aux instruments testés et les biais liés au modèle expérimental.

1. Les biais liés aux instruments testés

La composition chimique

Les instruments endodontiques sont tous fabriqués à partir d'un alliage nickel-titane. Il semble que peu de modifications aient été apportées à la composition de cet alliage depuis les premiers instruments en NiTi ; ceux-ci contiennent environ 56% de nickel (en poids). Seul le HyFlex™ CM présenterait un faible pourcentage de nickel, estimé à 52% (en poids) (74). Testarelli et al. conclut que si la flexibilité est influencée par le design instrumental, il est difficile de déterminer si la flexibilité de l'HyFlex™ CM est également liée au procédé de fabrication et/ou au faible pourcentage de nickel (74).

Le design instrumental

Les biais instrumentaux sont surtout liés au design instrumental.

Les auteurs peuvent être amenés à comparer des instruments aux designs très différents. Il devient alors complexe de déterminer quel facteur permet d'améliorer la flexibilité et la résistance à la fatigue.

Concernant la forme de section, nous pouvons citer l'exemple du WaveOne® et du WaveOne® Gold. L'évolution de cet instrument s'est faite grâce au traitement thermique mais également grâce au design instrumental. Le WaveOne® présente ainsi une section triangulaire modifiée alors que le WaveOne® Gold présente une section rectangulaire censée améliorer la flexibilité de l'instrument. L'amélioration des propriétés mécaniques du WaveOne® Gold par rapport au WaveOne® peut donc être due au nouveau traitement thermique Gold mais également au design de section (101).

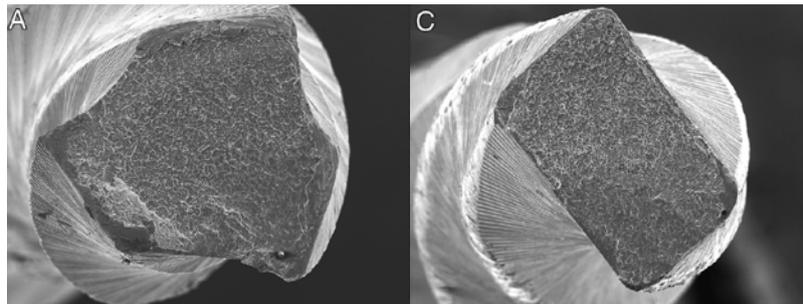


FIGURE 30 - SECTION DU WAVE ONE® (A GAUCHE) ET DU WAVEONE® GOLD (A DROITE) (68)

Les évolutions d'une famille d'instrument ne porte donc pas toujours uniquement sur le traitement thermique, mais peut également porter sur le design instrumental. C'est le cas du ProTaper® Universal et ProTaper® Next, du ProFile® Vortex et du Vortex® Blue, du WaveOne® et du WaveOne® Gold, du ProFile® GT et du GT® Series X™, ... Seuls le K3™ et le K3™ XF, le ProTaper® Universal et le ProTaper® Gold, le Reciproc® et le Reciproc® Blue doivent leur évolution uniquement sur la base du traitement thermique de l'alliage NiTi.

Cependant, la plupart des études essayent de comparer des instruments aux sections dites « similaires » afin de diminuer ce biais. Par exemple, l'étude de Braga et al. évalue des instruments ayant tous une section triangulaire et un diamètre de section à 3mm de la pointe quasiment similaire (78).

Le nombre de spires et la longueur des pas sont des éléments du design instrumental qui peuvent être soulignés avec les instruments ProFile® GT (en NiTi conventionnel) et GT® Series X™ (en M-Wire®). Si à première vue seul le traitement thermique de l'alliage change, une analyse du design instrumental permet de savoir que le GT® Series X™ possède un nombre de spires réduit et une longueur de pas augmentée par rapport au ProFile® GT, alors même que le design de section est comparable.

Ainsi, si Da Cunha Peixoto et al. suggère que l'augmentation de la résistance à la fatigue cyclique du GT® Series X™ par rapport au ProFile® GT est principalement liée au traitement thermique (99), nous savons qu'une diminution du nombre de spires permet également d'augmenter la flexibilité d'un instrument. À ce propos, il conclut que la diminution de la résistance à la fatigue en torsion du GT® Series X™ est probablement liée à l'augmentation de la longueur des pas (99).

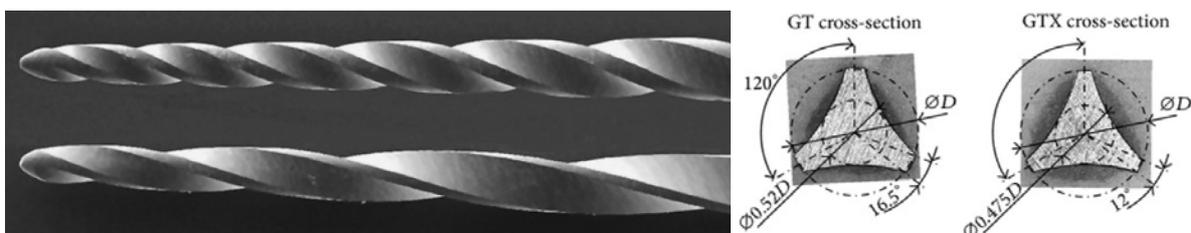


FIGURE 31 - A GAUCHE : NOMBRE DE SPIRES DU PROFILE® GT (EN HAUT) ET DU GT® SERIES X™ (EN BAS) (99) ; A DROITE : SECTION (184)

La taille des instruments testés est très variable selon les études. Si de nombreuses études comparent des instruments à la conicité et au diamètre de pointe identiques, certains auteurs choisissent de privilégier une conicité, alors que d'autres privilégient le diamètre de pointe.

Par exemple, certains auteurs comparent le ProTaper® Universal F1 en 20/100 et 7% à des instruments de conicité 6% mais de diamètre apical de 25/100 (20,58,114,147,151).

Lorsque les auteurs choisissent des instruments au diamètre de pointe identique, les conicités comparées peuvent alors être très différentes. Par exemple, des instruments présentant un diamètre de pointe de 25/100 et une conicité de 6% peuvent être comparés à des instruments en 25/100 mais en 8% (61,94,102,104,121–124,162,163). Un autre exemple est l'étude de AlShwaimi et al. (125) qui compare un ProTaper® Universal F3 en 30/100 et 9% à un ProFile® Vortex et un Proflexendo en 30/100 et 4%.

Plus récemment, les études de Elnaghy et al. (118,160) et de Silva et al. (181) comparent le XP-Endo® Shaper en 30/100 et 1% au TRUShape® en 30/100 mais en 6%.



FIGURE 32 - TRUSHAPE® EN 30.06 (EN HAUT) ET XP-ENDO® SHAPER EN 30.01 (EN BAS) (182,183)

2. Les biais liés aux conditions expérimentales

Le modèle de canal artificiel

À l'heure actuelle, il n'existe pas de modèle expérimental standard permettant d'évaluer la résistance à la fatigue cyclique. Dès lors, de nombreux modèles sont retrouvés dans la littérature.

Dans son article, Plotino et al. (52) conclut que les différences de méthodologie et de modèles expérimentaux affectent le comportement en fatigue des instruments NiTi et donc les résultats des différentes études. De plus, il souligne que les résultats des études en fatigue sont issus d'études *in vitro*, à partir d'essais purement mécaniques, et que la « pertinence clinique des résultats de ces tests est difficile à évaluer ». En effet, en pratique clinique, la fracture est très certainement la résultante de plusieurs facteurs (fatigue cyclique, fatigue en torsion, dynamique instrumentale, ...) et non d'un seul et unique facteur.

Ainsi, les paramètres des canaux artificiels sont variés (les études suivantes sont citées en exemple) :

- courbure de 60° et rayon de 3mm (161) ou courbure de 60° et rayon de 5mm (155) ;
- rayon de 5mm et courbure de 60° (166) ou rayon de 5mm et courbure de 45° (147) ;
- diamètre de 1,5mm (100) ou diamètre adapté à la conicité et au diamètre instrumental (174) ;
- modèle en tube (115) ou modèle en 3 axes (94) ;
- simple courbure (91) ou double courbure (65) ;
- ...

La température des tests

La température de réalisation des tests est un paramètre très important. Malheureusement, cette variable est trop peu renseignée dans la littérature. Nous pouvons supposer que la majorité des tests sont alors réalisés à température ambiante, et non à température intra-canalair (estimée à 35°C-37°C).

Quatre études récentes ont étudié la relation entre la résistance à la fatigue cyclique et la température de réalisation des tests (94,174,185,186). De Vasconcelos et al. (94), Dosanjh et al. (185) et Grande et al. (186) s'accordent sur le fait que plus la température de l'environnement lors des tests est élevée, plus la résistance à la fatigue cyclique diminue, quelque soit l'alliage (NiTi conventionnel ou NiTi traité thermiquement). Seul Plotino et al. (174) conclut que la température (20°C et 35°C) influence significativement la résistance à la fatigue cyclique du ProTaper[®], mais pas celle du ProTaper[®] Gold.

Les hypothèses avancées sont les suivantes :

- un instrument au A_f faible aura une même proportion de phase austénitique entre 20°C et 35°C, donc sa résistance à la fatigue cyclique ne sera pas beaucoup affectée ;
- un instruments au A_f élevé, comme les instruments traités thermiquement, aura une proportion de martensite beaucoup moins grande à 35°C qu'à 20°C, et la propagation des *cracks* se fera plus facilement ; sa résistance à la fatigue cyclique sera plus affectée. Toutefois, cette théorie est contraire aux résultats obtenus par Plotino et al. (174).
- à 35°C, un instrument au A_f élevé aura toujours plus de martensite qu'un instrument en NiTi conventionnel ; donc à 20°C ou à 35°C, un NiTi traité thermiquement sera plus résistant à la fatigue cyclique qu'un instrument en NiTi conventionnel.

En conclusion, les auteurs recommandent le fait que les futures études devraient prendre en compte le paramètre de la température lors des tests mécaniques.

Le calcul de la résistance à la fatigue cyclique

Le calcul de la résistance à la fatigue cyclique s'effectue grâce au nombre de cycles par minute jusqu'à la fracture (NCF) ; il permet de s'affranchir de la vitesse de rotation. Cependant, ce type de calcul a été conçu lorsque les limes endodontiques étaient utilisées en rotation continue. Avec l'apparition de la réciprocité, le calcul du NCF peut être remis en question.

Ainsi, Özyürek et al. (162) compare des instruments en réciprocité et en rotation continue grâce au temps avant fracture. Il ne calcule le NCF que pour comparer entre eux les instruments en rotation continue ; pour comparer les instruments en réciprocité, il mesure le temps de la mise en rotation à la fracture. À l'inverse, Gündoğar et al. (102) calcule le NCF pour les instruments en rotation continue et également pour ceux en réciprocité.

CONCLUSION

Les progrès techniques ont permis la commercialisation de limes endodontiques de plus en plus performantes et de plus en plus sûres, afin de limiter les erreurs iatrogènes et le risque de fracture instrumentale. Ces fractures instrumentales apparaissant souvent sans prévenir et sont justement encore un point non négligeable en pratique endodontique.

Si les évolutions sont nombreuses et variées, les limes endodontiques mécanisées partagent encore actuellement toutes une même propriété : elles sont fabriquées à partir d'un alliage en nickel-titane. Cet alliage permet déjà d'obtenir des limes endodontiques plus flexibles que leurs homologues en acier.

Depuis déjà de nombreuses années, les industriels ont modifié la conception des instruments, c'est à dire leur design (aire de la masse centrale, conicité, diamètre, nombre de spires, ...) afin d'augmenter encore plus la flexibilité et surtout la résistance à la fatigue.

Aujourd'hui, l'amélioration des propriétés mécaniques des limes endodontiques passe par la réalisation de traitements de surface (de type électropolissage) mais aussi de traitements thermiques. Parler de résistance à la fracture et d'évolution instrumentale ne peut se faire sans associer ces trois éléments : le design instrumental, les traitements de surface et les traitements thermiques.

Les traitements thermiques ont pour but de modifier les propriétés intrinsèques du nickel-titane en modifiant la microstructure cristalline. Ils permettent donc de définir et de contrôler les phases cristallines en présence (austénite, martensite, phase R) à la température d'utilisation (35-37°C). La mise en œuvre s'effectue par des cycles alternés de chauffage et de refroidissement de l'alliage, avec ou sans contrainte mécanique.

Ces traitements thermiques peuvent être appliqués avant, pendant ou après usinage des limes. Dans le cas du M-Wire[®], les industriels fabriquant les limes reçoivent un nickel-titane déjà traité thermiquement. Dans les autres cas (R-Phase[™], CM-Wire, Blue-Wire, Gold-Wire, T-Wire, C-Wire, MaxWire[®]), les industriels appliquent eux-mêmes le traitement thermique souhaité. Chaque fabricant utilise son procédé, et le protège en le gardant comme secret industriel.

D'après l'analyse de la littérature sur les propriétés mécaniques, ces nouveaux instruments traités thermiquement présentent une flexibilité accrue et une meilleure résistance à la fatigue cyclique que les instruments en nickel-titane conventionnel, c'est à dire non traités thermiquement. Cela permet, lorsque l'instrument travaille dans une courbure radiculaire prononcée, de diminuer le risque de fracture instrumentale, de maintenir un meilleur centrage de l'instrument afin de respecter le trajet canalaire, et enfin de diminuer le risque de butées.

Cependant, ces traitements thermiques ont globalement tendance à diminuer la résistance à la fatigue en torsion, et également à réduire l'efficacité de coupe des instruments.

Concernant la résistance à la fatigue en torsion, si le torque maximal supporté avant fracture par la lime traitée thermiquement est plus faible que pour une lime en nickel-titane conventionnel, la flexibilité permet d'augmenter le phénomène de désérialisation de l'instrument (angle de distorsion avant fracture) ; cela créer alors un signe d'alerte pour le praticien qui peut écarter une lime trop sollicitée avant qu'elle ne fracture.

L'efficacité de coupe réduite peut être compensée par un traitement de surface adapté permettant de durcir la surface instrumentale afin que l'instrument soit plus actif.

Ce travail a permis d'étudier les propriétés mécaniques pures des limes endodontiques, et leurs modifications par les traitements thermiques. Toutefois, une lime endodontique ne peut se résumer à sa flexibilité et sa résistance à la fatigue. Comme abordé un peu plus haut, d'autres notions doivent être mises en parallèle, comme l'efficacité de coupe, le centrage instrumental, ou encore l'extrusion de débris apicaux. D'autres études ont été publiées à ces sujets mais n'ont pas été étudiées ici.

Les nouveaux instruments disponibles sur le marché sont nombreux. S'ils trouvent tous leurs indications dans le traitement endodontique, le choix de l'instrument devra tout de même se faire en fonction du cas clinique. Par exemple, si une dent présente une courbure très prononcée (canal mésio-vestibulaire coudé à 90° par exemple), le choix s'orientera plutôt vers un instrument très flexible, et donc un instrument

principalement en phase martensitique. Au contraire, un canal étroit et minéralisé sera plutôt négocié à l'aide d'un instrument plus résistant en torsion et donc plutôt un instrument principalement en phase austénitique.

Le praticien devra aussi travailler à l'aide d'instruments dont il maîtrise la dynamique, la maniabilité et l'ergonomie.

La fracture instrumentale est un sujet vaste et non encore résolu. Que les innovations concernent le dessin instrumental, les traitements de surface, les traitements thermiques ou que de nouveaux concepts émergent comme celui de l'instrument à usage unique, le risque de fracture se réduit de plus en plus mais ne sera probablement jamais égal à zéro.

Si les endodontistes ont déjà pris en main ces nouveaux instruments traités thermiquement et à usage unique, ces nouvelles générations de limes, au coût relativement élevé, peinent encore à se faire une place au sein des cabinets d'omnipraticien.

ANNEXES

.

TABLEAU A - Tableau des études sur les traitements thermiques

ANNÉE	AUTEUR	TITRE	INSTRUMENTS	TRAITEMENT THERMIQUE			PARAMÈTRES ÉTUDIÉS				
				Température	Temps	Environnement	Température de transformation	Comportement de phase	Flexibilité	Résistance à la fatigue cyclique	Autre
2002	Kuhn	Fatigue and mechanical properties of nickel titanium endodontic instrument	ProFile® (20 et 30/100, 4 et 6%) Hero® (30/100, 2, 4 et 6%)	0, 350, 400, 450, 510, 600 et 700°C	10min	eau salée	X	X	X	/	/
2007	Zinelis	The effect of thermal treatment on the resistance of nickel titanium rotary files in cyclic fatigue	NRT® 30/100, 4%	0, 250, 300, 350, 375, 400, 410, 420, 425, 430, 440, 450, 475, 500 et 550°C	30min	air ambiant	/	/	/	X	/
2009	Alapali	Micro-XRD and temperature-modulated DSC investigation of nickel titanium rotary endodontic instruments	ProFile® (20/100, 4% et 6%) ProTaper® Universal (25/100) K3® Quantec®	0, 400, 500, 600 et 850°C	/	atmosphère d'azote	X	X	/	/	/
2009	Yahata	Effect of heat treatment on transformation temperatures and bending properties of nickel titanium endodontic instruments	spécimen lisse 30/100, 6% 50,8%at.Ni	0, 440 et 500°C	10 ou 30min	bain de nitrates	X	X	X	/	/
2011	Ebihara	Heat treatment of nickel-titanium rotary endodontic instruments : effects on bending properties and shaping abilities	K3® 30/100, 6%	0, 400, 450 et 500°C	30min	bain de nitrates	/	/	X	/	- temps de préparation - centrage
2014	Miyara	The influence of heat treatment on the mechanical properties of NiTi file materials	spécimen lisse 30/100, 6% 50,9%at.Ni	0, 300, 400, 450, 500 et 600°C	30min	10-3Pa	X	/	X	X	/
2017	Chi	Influence of heat treatment on cyclic fatigue and cutting efficiency of ProTaper Universal F2 instruments	ProTaper® Universal F2	0, 400 et 600°C	/	bain de nitrates	X	X	/	X	efficacité de coupe

TABLEAU B - Tableau des études sur les évolutions des instruments NiTi

ANNÉE	AUTEUR	TITRE	INSTRUMENTS	MODÈLE EXPERIMENTAL	PARAMETRES ETUDIÉS					RÉSULTATS	MOTS CLEF
					Composition chimique	Comportement de phase	Flexibilité	Résistance à la fatigue cyclique	Résistance à la fatigue en torsion		
2017	Adigüzel	Comparison of cyclic fatigue resistance of WaveOne and WaveOne Gold small, primary, and large Instruments	WaveOne® (WO) 21.6, 25.8, 40.8 WaveOne® Gold (WOG) 20.7, 25.7, 45.5	canal artificiel en acier, 90°, R=5mm 60°, R=3mm				X		- RFC: WOG > WO quelque soit la taille ou le type de courbure 60° > 90° - WOG 2 fois + RFC que WO avec courbure à 60°; WOG 3 fois + RFC que WO avec courbure à 90°	Gold-Wire
2010	Al-Hadlaq	Evaluation of cyclic flexural fatigue of M wire nickel titanium rotary instruments	GT® Series X™ (GTX) ProFile® GT (GT) ProFile® (PF) 30.4	canal artificiel en acier, 51°, R=5mm				X		- RFC: GTX > GT = PF	M-Wire
2012	Al-Sudani	Cyclic fatigue of nickel-titanium rotary instrument in a double (S-shaped) simulated curvature	ProFile® (PF) ProFile® Vortex (PFV) 25.6	canal artificiel en acier, Simple: 60°, R=5mm Double coronaire: 60°, R=5mm apicale: 70°, R=2mm				X		- RFC: simple courbure > double courbure double courbure: PFV = PF simple courbure: PFV < PF - double courbure: fracture apicale puis coronaire (toujours)	M-Wire
2009	Alapali / b	Metallurgical characterization of a new nickel titanium wire for rotary endodontic instruments	échantillon de M-wire® et de NITI-C			X				- M-Wire®: content de la martensite - proportion des différentes phases: dépend des conditions de traitement thermique	NITI-C M-Wire
2017	Alcalde	Cyclic and torsional fatigue resistance of reciprocating single files manufactured by different nickel-titanium alloys.	Reciproc® Blue (RB) 25.8 ProDesign® R (PDR) 25.6 Unicone® (Uni) 25.6	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm			X	X		- RFC: PDR > R > Uni - RFT torque: R = Uni > PDR angle: PDR = Uni > R	M-Wire CM-Wire
2018	Alcalde / a	Cyclic fatigue and torsional strength of three different thermally treated reciprocating nickel-titanium instruments	ProDesign® R (PDR) 25.6 Reciproc® Blue (RB) 25.8 WaveOne® Gold (WOG) 25.7	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm			X	X		- RFC: PDR > RB > WOG - RFT: torque: RB = WOG > PDR angle: PDR = RB > WOG - aire de section: à 3 mm: PDR < WOG < RB à 5mm: PDR < RB < WOG	Blue-Wire Gold-Wire
2018	AlShwami	Cyclic fatigue resistance of a novel rotary file manufactured using controlled memory NiTi technology compared to a file made from M-Wire file	Proflexendo (Pflex) 30.4 ProFile® Vortex (PFV) 30.4 ProTaper® Universal F3 (PTU) 30.9	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm, 1mm de diamètre			X			- RFC: Pflex > PFV > PTU avec Pflex = 1.5*PFV	M-Wire CM-Wire
2015	Aminsobhani	Comparison of cyclic fatigue resistance of five nickel-titanium rotary file systems with different manufacturing techniques	Neon® A1 (NN) 25.8 Race® (Race) 25.6 MWire® (MT) 25.6 Twisted File™ (TF) 25.6 Pro Taper® Next™ X2 (PTN) 25.6	canal artificiel en acier, 90°, R=6mm médian 120, R=6mm 90°, R=6mm apical			X			- RFC: NN > MT = PTN = TF > Race courbure coronaire < courbure apicale - angle formé par la lime: Race > MT = PTN = TF > NN - rayon formé par la lime: NN > MT = PTN = Race > TF	M-Wire R-Phase
2016	Aminsobhani	Evaluation of the fractured surface of five endodontic rotary instruments: a metallurgical study	Neon® A1 (NN) 25.8 MWire® (MT) 25.6 Race® (Race) 25.6 Twisted File™ (TF) 25.6 Pro Taper® Next™ (PTN) 25.6		X	X				- composition chimique: similaire - précipités - riches en Ni: dans le NN riches en Ti: autres - phases en présence: à 37°C: ont tous de l'austénite phase R: seulement chez NN - MT et Race: pas de transformation austénitique dans la fourchette de T° étudiée Après HT: - T° de transformation identiques - NN: contient des précipités Ni+ et Ti+ - de martensite chez PTN que chez TF	M-Wire R-Phase
2014	Arias	Influence of clinical usage of GT an GTX files on cyclic fatigue resistance	GT® Series X™ (GTX) ProFile® GT (GT) 30.6	molaire in vivo canal artificiel en acier, 60°, R=3mm			X			- RFC limes: - neuves: GTX > GT neuves+sté: GTX > GT utilisées 3 molaires: GT > GTX utilisées 4 molaires: GT > GTX - RFC GT: neuves ou neuves+sté > utilisées neuves+sté > neuves 3 molaires > 4 molaires - RFC GTX: neuves ou neuves+sté > utilisées neuves+sté = neuves 3 molaires = 4 molaires	M-Wire
2007	Berendt	Method of preparing nitinol for use in manufacturing instruments with improved fatigue resistance	NITI-C M-Wire®		X		X			- composition chimique: M-Wire® = NITI-C = Nitinol - RFC: M-Wire® > NITI-C à 20°C: M-Wire® = 7*NITI-C à 37°C: M-Wire® = 3*NITI-C	M-Wire
2012	Bhagabati	An in vitro cyclic fatigue analysis of different endodontic nickel-titanium rotary instruments	ProFile® (PF) MWire® (MT) K3™ (K3) Twisted File™ (TF) 25.6	canal artificiel en métal, 45°, R=5mm 90°, R=5mm			X			- RFC 45 et 90: TF > PF = K3 > MT	R-Phase
2012	Bouska	Resistance to cyclic fatigue failure of a new endodontic rotary file	ProFile® Vortex (PFV) Twisted File™ (TF) ProFile® (PF) GT® Series X™ (GTX) EndoSequence (ES) 30.6	canal artificiel en acier, 60°, R=3mm			X			- RFC: GTX > TF = PFV > PF > ES	M-Wire R-Phase
2013	Braga	Physical and mechanical properties of twisted or ground nickel-titanium instruments	Twisted File™ (TF) 24.5, 25.6, 25.8 Race® (Race) 25.4, 25.6		X	X	X		X	- composition chimique: similaire - structures cristallines: similaire - Af = similaire - microdureté-Vickers: TF < Race - D3: TF 25.6 = Race 25.4 TF 25.8 = Race 25.6 - flexibilité: TF 25.6 > Race 25.4 > TF 25.8 > Race 25.6 - RFT torque: TF 25.8 = Race 25.6 > TF 25.6 > Race 25.4	NITI-C R-Phase

ANNÉE	AUTEUR	TITRE	INSTRUMENTS	MODÈLE EXPERIMENTAL	PARAMÈTRES ETUDIÉS				RÉSULTATS	MOTS CLÉF	
					Composition chimique	Comportement de phase	Flexibilité	Résistance à la fatigue cyclique			Résistance à la fatigue en torsion
2014	Braga	Impact of heat treatments on the fatigue resistance of different rotary nickel titanium instruments	EndoWave® (EW) 30.6 HyFlex™ CM (HF-CM) 30.6 Profile® Vortex (PFV) 30.5 Typhoon™ Infinite Flex Niti Files (TYPCM) 30.6 ProTaper® Universal F2 (PTU) 25.8	canal artificiel en acier, 45°, R=5mm		X		X	- même composition chimique : 51% al. Ni, 49%al. Ti - Af : EW < PTU < 25°C enviro < HF-CM = 31°C < PFV = TYPCM = 43°C - même D3 pour PTU, PFV et TYPCM, D3 1 pour EW, HF-CM - RFC : HF-CM > TYPCM > PFV > PTU > EW TYPCM = 1,5*PFV HF-CM = 4*EW	Niti-C M-Wire CM-Wire	
2013	Bulent	Experimental evaluation of cyclic fatigue resistance of four different nickel-titanium instruments after immersion in sodium hypochlorite and/or sterilization	Twisted File™ (TF) Mtwor® (MT) Profile® (PF) Flexmaster® (FlexM) 25.6	canal artificiel en acier, 60°, R=2.5mm				X	- RFC : MT > TF > FlexM = PF pas d'influence de l'hypochlorite et de l'autoclave sur la RFC	R-Phase	
2014	Campbell	Effect of fatigue on torsional failure of nickel titanium controlled memory instruments	Typhoon™ (TYP) Typhoon™ CM (TYPCM) 25.4 et 40.4	canal artificiel en 3 points, 48°, R=9.5mm, 23°C				X	X	- RFC : TYPCM > TYP avec TYPCM = 7* TYP 25.4 > 40.4 - RFT torque : TYP = TYPCM pour 25.4 et 40.4 40.4 > 25.4 TYP 40.4 : torque à 0% du NCF > torque à 75% du NCF / sinon les pré-contraintes n'entraînent pas une diminution du torque max (TYP 25.4 et TYPCM en 25.4 et 40.4) - RFT angle : TYPCM 40.4 : utilisation réduit l'angle max de distorsion 25.4 et 40.4 : TYPCM > TYP	CM-Wire
2015	Capar	Comparison of cyclic fatigue resistance of novel nickel-titanium rotary instruments	ProTaper® Next™ (PTN) HyFlex™ CM (HF-CM) One Shape® (OS) Reciproc® (Rs) 25.6	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm, 1,5mm de diamètre, 23°C				X		- RFC : HF-CM > PTN = OS > Rs	M-Wire CM-Wire
2011	Caspur	Comparison of autoclaving effects on torsional deformation and fracture resistance of three innovative endodontic file systems	Twisted File™ (TF) HyFlex™ CM (HF-CM) Profile® Vortex (PFV) 25.4						X	- pas d'influence des cycles d'autoclave sur la RFT - RFT : torque : HF-CM > PFV > TF angle : TF > HF-CM > PFV - TF : peuvent se déviller et se vriller dans l'autre sens sans fracturer	R-Phase CM-Wire
2016	Chang	Cyclic fatigue resistance, torsional resistance, and metallurgical characteristics of V Taper 2 and V Taper 2H rotary files	V-Taper™ 2 (VT) V-Taper™ 2H (VTH) 25.6	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm, 1,5mm de diamètre		X		X	X	- Af : V2 = -0.3°C, V2H = 33°C - composition : V2 : totalement en A V2H : A + phase R - RFC : V2H > V2 - RFT : torque : V2H = V2 angle : V2H > V2	CM-Wire
2016	Choi	Fracture resistance of K3 nickel-titanium files made from different thermal treatments	K3™ (K3) K3™ XF (K3XF) K3 avec un traitement thermique (K3H) 25.6	canal artificiel en acier, 60°			X	X	X	- flexibilité : K3XF = K3H > K3 - RFC : K3H > K3 > K3XF - RFT : torque : K3 = K3H = K3XF angle : K3XF > K3 et K3H = K3 et K3H = K3XF	R-Phase
2010	da Cunha Peixoto	Flexural fatigue and torsional resistance of Profile GT and Profile GTX instruments	Profile® GT (GT) GT® Series X™ (GTX) 20.4 et 20.6		X	X		X	X	- composition chimique : GTX = GT - intensité pic au XRD : GTX > GT - microdureté Vickers : GTX > GT - diamètre instrumental : 20.4 : de D6 à D9 pour GTX par GT 20.6 : de D4 à D7 pour GTX par GT - longueur des pas : 1 sur la partie active pour GTX et GT masse : + marque pour le GTX - RFC 20.6 : GTX > GT - RFT 20.4 : GTX < GT torque GTX < GT angle GTX = GT	M-Wire
2017	de Menezes	Cyclic fatigue resistance of WaveOne Gold, ProDesign R and ProDesign Logic Files in curved canals in vitro	WaveOne® Gold (WOG) 25.7 ProDesign® R (PDR) 25.6 ProDesign® L (PDL) 25.6	canal artificiel en résine, 60°, R=5mm en acier, 30°, R=5mm, 1,5mm de diamètre 1 instruments pour 3 canaux				X		- temps de préparation : PDL < PDR = WOG - RFC : WOG < PDL = PDR	Gold-Wire
2016	de Vasconcelos	Evidence for reduced fatigue resistance of contemporary rotary instruments exposed to body temperature	HyFlex™ CM (HF-CM) 25.6 TRUShape® (TS) 25.6 Vortex Blue® (VB) 25.6 ProTaper® Universal F2 (PTU) 25.8	canal artificiel en 3 points, 60°, R=3mm		X		X		- étapes de transformation : PTU : M > A TS, HF-CM, VB : M > R > A - Af : HF-CM = 44°C VB = TS = 30°C PTU = 10°C - RFC : 20°C : HF-CM > TS = VB > PTU 37°C : HF-CM = VB > TS = PTU avec 1 de 33% (PTU), 74% (VB) à 85% (HF-CM, TS) par à la RFC à 20°C	Niti-C CM-Wire Blue-Wire
2017	De-Deus	Blue thermomechanical treatment optimizes fatigue resistance and flexibility of the Reciproc files	Reciproc® Blue (RB) Reciproc® (R) 25.8	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm			X	X		- flexibilité : RB > R - RFC : RB > R - absence de Diff Sign sur les irrégularités de surface - micro-durété : RB < R	Blue-Wire
2015	Duke	Cyclic fatigue of Profile Vortex and Vortex Blue nickel-titanium files in single and double curvatures	Profile® Vortex (PFV) Vortex Blue® (VB) 25.4	canal artificiel en acier, diamètre 30.6, Simple (S1) : 60°, R=5mm Double : coronaire : 60°, R=5mm apical : 30°, R=2mm (G2) ou 60°, R=2mm (G3)			X	X		- flexibilité : VB > PFV - RFC PFV et VB : simple courbure : double courbure G2 > G3 - RFC : simple courbure : VB > PFV double courbure : VB = PFV - PFV et VB ne suivent pas la même trajectoire dans le canal artificiel	Blue-Wire
2014	Ehaghy	Cyclic fatigue resistance of Protaper Next nickel titanium rotary files	ProTaper® Next™ (PTN) 25.6 Twisted File™ (TF) 25.6 HyFlex™ CM (HF-CM) 25.6 ProTaper® Universal F1 (PTU) 20.7	canal artificiel en acier, 45°, R=5mm				X		- RFC : TF > PTN = HF-CM > PTU	M-Wire R-Phase CM-Wire

ANNÉE	AUTEUR	TITRE	INSTRUMENTS	MODELE EXPERIMENTAL	PARAMÈTRES ÉTUDIÉS					RÉSULTATS	MOTS CLEF
					Composition chimique	Comportement de phase	Flexibilité	Résistance à la fatigue cyclique	Résistance à la fatigue en torsion		
2016	Elnaghy	Mechanical properties of ProTaper Gold nickel-titanium rotary instruments	ProTaper® Universal (PTU) ProTaper® Gold (PTG) 25.6	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm			X	X	X	- flexibilité : PTG > PTU - RFC : PTG > PTU - RFT torque : PTU > PTG - microdurété : PTU > PTG	Gold Wire
2018	Elnaghy / a	Cyclic fatigue resistance of XP-endo Shaper compared with different nickel-titanium alloy instruments	XP-Endo® Shaper (XPS) 30.1 TRUshape® (TRUS) 30.6 HyFlex™ CM (HF-CM) 30.4 Vortex Blue® (VB) 30.4 iRace (Race) 30.4	canal artificiel en acier, 60°, R=3mm				X		- RFC : XP > HF-CM = PVB > TRUS > iRace	CM-Wire Blue-Wire MaxWire
2018	Elnaghy / b	Torsional resistance of XP-endo Shaper et body temperature compared with several nickel-titanium alloy instruments	XP-Endo® Shaper (XP) 30.1 TRUshape® (TRUS) 30.6 Profil® Vortex (PV) 30.4 FlexMaster® (FlexM) 30.4						X	- RFT torque : FlexM = PV > TRUS > XP	MaxWire
2017	Elsaka	Torsional and bending resistance of WaveOne Gold, Reciproc and Twisted File Adaptive instruments	WaveOne® Gold (WOG) 25.7 Reciproc® (R) 25.8 Twisted File™ Adaptive (TFA) 25.8				X		X	- flexibilité : WOG > TFA > R - RFT torque : WOG > R > TFA	R-Phase Gold-Wire
2008	Gambarni / a	Mechanical properties of a new and improved nickel titanium alloy for endodontic use : an evaluation of file flexibility	Prototype (Twisted File™) (TF) ProFile®				X			- flexibilité : TF > PF	R-Phase
2008	Gambarni / b	Fatigue resistance of engine driven rotary nickel titanium instruments produced by new manufacturing methods	Twisted File™ (TF) 25.6 GT® Series X™ (GTX) 20.6 K3™ (K3) 25.6 et 20.6	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm				X		- NCF 25.6 : TF > K3 - NCF 20.6 : K3 = GTX	M-Wire R-Phase
2008	Gambarni / c	Bonding properties of nickel titanium instruments : a comparative study	Twisted File™ (TF) Mivo® (MT) Hero42® (Hero)				X			- TF : instrument le + flexible - améloration : TF = 100 à 250% par/ au MT et Hero	R-Phase
2009	Gambarni	An initial investigation on torsional properties of nickel titanium instruments produced with a new manufacturing method	prototype fabriqué par torsion même prototype fabriqué par usinage						X	- RFT torque : prototype torsion > prototype usinage	R-Phase
2011	Gambarni	Mechanical properties of nickel-titanium rotary instruments produced with a new manufacturing technique	K3™ (K3) K4 = K3 + traitement thermique (K4) Le K4 est le futur K3™ X2	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm			X	X		- flexibilité : K4 > K3 - RFC : K4 > K3	R-Phase
2013	Gambarni	Cyclic fatigue resistance of newly manufactured rotary nickel titanium instruments used in different rotational directions	ProFile® Vortex (PVF) K3™ XF (K3XF) 25.4	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm, diamètre adapté en conicité et taille				X		- RFC : K3XF > PVF - RFC : rotation horaire = rotation anti-horaire	R-Phase
2010	Gao	Effects of raw materials and rotational speed on the cyclic fatigue of Profile Vortex rotary instruments	ProFile® Vortex (PVF) en M-Wire® et en NITI-C 30.4 et 30.6	canal artificiel en acier, 90°, R=5mm, 300 ou 500 rpm				X		- RFC = M-Wire® > NITI-C avec M-Wire® = 150% de NITI-C - RFC vitesse 300 rpm = 500 rpm mais à 4% : 500 rpm = 7 à 10% de 300 rpm et à 6% : 500 rpm = 2% de 300 rpm - RFC conicité 4% = 6% mais 300.4 = 37 à 39% du 300.6 et 500.4 = 44 à 49% du 500.6 - fragments NITI-C = multiples cracks M-Wire® = crack unique	M-Wire
2012	Gao	Evaluation of the impact of raw materials on the fatigue and mechanical properties of Profile Vortex rotary instruments	ProFile® Vortex en acier, en NITI-C, en M-Wire® et en Blue Wire	canal artificiel en acier, 90°, R=5mm, 500 rpm			X	X	X	- flexibilité : Blue-W > M-Wire® > NITI-C > acier - RFC : Blue-W > M-Wire® > NITI-C > acier - RFT torque : acier > M-Wire® > Blue-W = NITI-C angle : Blue-W > M-Wire® = NITI-C = acier microdurété-Vickers : acier > M-Wire® > Blue-W = NITI-C	NITI-C M-Wire Blue-Wire
2017	Gao	Mechanical properties of various heat treated nickel titanium rotary instruments	V-Taper™ 2 (VT) 25.8 V-Taper™ 2H (VTH) 25.6 HyFlex™ CM (HF-CM) 25.6 HyFlex™ EDM (HF-EDM) 25.8 ProTaper® Next™ X2 (PTN) 25.6	canal artificiel en acier, 35°, R=7mm			X	X	X	- flexibilité : HF-CM > VTH > HF-EDM > PTN > VT angle résiduel après flexion : HF-CM = HF-EDM > VTH > PTN > VT - RFC : HF-EDM > VTH > HF-CM > PTN = VT - RFT torque : VT > HF-EDM > PTN = VTH > HF-CM avec arc section VT > autres angle : VTH = HF-EDM > VT = HF-CM > PTN ténacité : VT = HF-EDM > VTH > HF-CM > PTN - microdurété-Vickers : HF-EDM = VT > VTH > HF-CM = PTN	NITI-C M-Wire CM-Wire
2017	Gündoğar	Cyclic fatigue resistance of Oneshape, Hyflex EDM, WaveOne Gold and Reciproc Blue nickel titanium instruments	Reciproc® Blue (RB) 25.8 HyFlex™ EDM (HF-EDM) 25.8 WaveOne® Gold (WOG) 25.7 One Shape® (OS) 25.6	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm, 1,5mm de diamètre				X		- RFC : HF-EDM > RB > WOG > OS	CM-Wire Blue-Wire Gold-Wire
2013	Ha	Effect of R-Phase heat treatment on torsional resistance and cyclic fatigue fracture	K3™ (K3) K3™ XF (K3XF) 30.4 et 30.6	canal artificiel en acier, 45°, R=6mm				X	X	- RFC : K3XF > K3 - RFT torque : K3XF = K3 angle : K3XF = K3 ténacité : K3XF = K3	R-Phase
2015	Heawy	Phase transformation behavior and resistance to bending and cyclic fatigue of Protaper Gold et Protaper Universal instruments	ProTaper® Universal (PTU) ProTaper® Gold (PTG) S1, S2, F1, F2, F3	canal artificiel en 3 points, 40°, R=5mm		X	X	X		- AT : instrument fracturé = instrument non utilisé AT PTG = 50°C AT PTU = 21°C - étapes de transformation : PTU : M > A PTG : M > R > A - flexibilité : PTG > PTU - RFC : toutes tailles : PTG > PTU S1 et S2 > F1, F2 et F3 PTG S1 > autres > PTU F3 PTU : F1 = F2	NITI-C Gold-Wire
2015	Higuera	Cyclic fatigue resistance of 3 different nickel-titanium reciprocating instruments in artificial canals	WaveOne® (WO) Twisted File™ Adaptive (TFA) Reciproc® (R) 25.8	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm				X		- RFC : TFA = R > WO	R-Phase

ANNÉE	AUTEUR	TITRE	INSTRUMENTS	MODELE EXPERIMENTAL	PARAMÈTRES ÉTUDIÉS				RÉSULTATS	MOTS CLÉF	
					Composition chimique	Comportement de phase	Flexibilité	Résistance à la fatigue cyclique			Résistance à la fatigue en torsion
2011	Hou	Phase transformation behavior and bending property of twisted nickel-titanium endodontic instruments	K3™ (K3) Twisted File™ (TF) 30.6			X	X			- T° de transformation de phase : TF > K3 - flexibilité : TF > K3 à la fois en zone élastique et en zone superélastique	R-Phase
2017	Iacono	Structural analysis of HyFlex EDM instruments	HyFlex™ EDM (HFEDM) HyFlex™ CM (HFCM)			X				- composition HFEDM : M + A + phase R HFCM : A + M + phase R en + grande quantité que dans le HFEDM - Af HFEDM > HFCM Af neufs = 32-36°C < Af utilisés = 54-60°C - diamètre EDM neuf > CM neufs, CM : neufs = utilisés, EDM : neufs > utilisés - module d'élasticité neufs : EDM < CM, utilisé : EDM < CM, EDM : neufs > utilisés, CM : neufs = utilisés	CM-Wire
2008	Johnson	Comparison between a novel nickel titanium alloy and 508 nitinol on the cyclic fatigue life of Profile 25.4 rotary instruments	ProFile® (PF) fabriqué à l'aide de différents NTI 25.4	canal artificiel en acier, 50°, R=5mm				X	X	- RFC : M-Wire® = 400% NTI-C - RFT : - torque : M-Wire® < NTI-C angle : M-Wire® > NTI-C	M-Wire
2016	Kaval	Evaluation of the cyclic fatigue and torsional resistance of novel nickel-titanium rotary files with various alloy properties	HyFlex™ EDM (HFEDM) ProTaper® Gold F2 (PTG) ProTaper® Universal F2 (PTU) 25.8	canal artificiel en acier, 60°, R=3mm, 1,5mm de diamètre, 23°C				X	X	- RFC : HFEDM > PTG > PTU - RFT : - torque : PTG > HFEDM, PTU = PTG, PTU = HFEDM angle : HFEDM > PTG > PTU	CM-Wire Gold-Wire
2009	Kell	Torsional profiles of new and used 20.6 GT Series X and GT rotary endodontic instruments	GT® Series X™ (GTX) ProFile® GT (GT) 20.6	canal artificiel en résine, 45°, Ø 0,15mm de diamètre					X	- RFT torque GTX : ↑ avec 2 et 6 utilisations GT : ↓ avec 1 des utilisations donc GTX > GT avec 1 des utilisations - RFT angle : neufs : GTX = GT GTX et GT : ↓ avec 1 des utilisations sauf pour GT 2 utilisations - RFT conclusion neufs : GT > GTX RFT : ↓ si le nombre d'utilisations ↓	M-Wire
2017	Keskin	Cyclic fatigue resistance of Reciprocal Blue, Reciproc, and WaveOne Gold reciprocating instruments	Reciproc® Blue (RB) 25.8 Reciproc® 25.8 WaveOne® Gold (WOG) 25.7	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm				X		- RFC : RB > WOG > R	Blue-Wire Gold-Wire
2010	Kim	Cyclic fatigue and fracture characteristics of ground and twisted nickel titanium rotary files	Twisted File™ (TF) 25.6 Race (Race) 25.6 Helix™ (Helix) 25.6 ProTaper® Universal F1 (PTU) 20.7	canal artificiel en acier, 40°, R=5mm				X		- RFC : TF > Race > PTU > Helix - relation entre : RFC et site de propagation des fissures	R-Phase
2009	Kramkowski	An in vitro comparison of torsional stress and cyclic fatigue resistance of Profile GT and Profile GT series X rotary nickel titanium files	GT® Series X™ (GTX) ProFile® GT (GT) 4 et 6%, 20 et 30/100	canal artificiel en acier, 45°, R=5mm et 60°, R=5mm				X	X	- RFT - torque : GTX = GT angle : GTX < GT sauf pour 20.4, GT = GTX - RFC : 45° : GTX = GT 60° : GTX < GT pour 30.4, 30.6, 20.6 et GTX = GT pour 20.4	M-Wire
2009	Larsen	Cyclic fatigue analysis of a new generation of nickel titanium rotary instruments	Endosequence® (ES) 25.4 et 6 ProFile® (PF) 25.4 et 6 Twisted File™ (TF) 25.4 et 6 GT® Series X™ (GTX) 20.4 et 6	canal artificiel en métal, 60°, R=3mm				X		- RFC GTX > TF = PF > ES (à cause de l'↓ de la flexibilité des 20/100 par / 25/100) 4% > 6%	M-Wire R-Phase
2013	Lopes	Comparison of the mechanical properties of rotary instruments made of conventional nickel titanium wire, M-wire, or nickel titanium in R-Phase	K3™ (K3) Reciproc® (R) ProFile® Vortex (PFV) K3™ XF (K3XF) 25.6	canal artificiel en acier, R=5mm, 1,4mm de diamètre, 310 rpm			X	X	X	- flexibilité : K3XF > R > PFV > K3 - RFC : K3XF > K3 = PFV > R - RFT - torque : K3 > K3XF > PFV > R angle : K3XF > R > K3 = PFV	M-Wire R-Phase
2011	Montalvão	Numeric comparison of the static mechanical behavior between ProFile GT and ProFile GT Series X rotary nickel-titanium files	ProFile® GT (GT) GT® Series X™ (GTX) 20.6	informatique			X		X	- performance : GTX > GT - déformation du GTX : ↓ de 28,5% avec une contrainte ↓ de 13,2% par / au GT donc flexibilité GTX > GT - RFT : - torque : GTX < GT angle : GTX > GT	M-Wire
2014	Nguyen	Evaluation of the resistance to cyclic fatigue between ProTaper Next, ProTaper Universal, and Vortex Blue rotary instruments	ProTaper® Next™ X1 au X5 (PTN) ProTaper® Universal S1 au F5 (PTU) Vortex Blue® (VB) 20.4 au 50.4	canal artificiel en acier, 90°, R=5mm				X		- RFC : PVB 20.4-30.4 > PTU S1-F5 = PTN X1-X5 PVB 35.4-45.4 > PTU S2-F5 = PTN X2-X5 PTN X1 > PTU S2-F5 PTN X2 > PTU F2-F5	M-Wire Blue-Wire
2013	Ninan	Torsion and bending properties of shape memory and superplastic nickel titanium rotary instruments	CM-Wire (DS Dental) (CM) HyFlex™ CM (HFEDM) Phoenix Flex (PFlex) GT® Series X™ (GTX) ProFile® Vortex (PFV) K3™ (K3) ProFile® (PF)			X			X	- les différences significatives ou non dépendent grandement des conicités et diamètres instrumentaux - en général : les limes en CM-Wire (PFlex, CM et HFEDM) montrent un angle de distorsion plus grand par rapport aux autres limes (K3, PF, PFV, GTX) mais la différence n'est pas significative - les limes en CM-Wire (PFlex, CM et HFEDM) sont plus flexibles que les autres limes (K3, PF, PFV, GTX), avec une différence significative	Niti-C M-Wire CM-Wire
2016	Özyürek	Cyclic fatigue resistance of Reciproc, WaveOne, and WaveOne Gold nickel titanium instruments	Reciproc® (R) 25.8 WaveOne® (WO) 25.8 WaveOne® Gold (WOG) 25.7	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm, 1,5mm de diamètre				X		- RFC : WOG > R > WO	Gold-Wire
2017	Özyürek / a	Bending resistance and cyclic fatigue life of Reciproc Blue, WaveOne Gold and Genus files in a double (S-shaped) curved canal	Reciproc® Blue (RB) 25.8 WaveOne® Gold (WOG) 25.7 Genus® (G) 25.4	canal artificiel en acier, double coronaire : 60°, R=5mm apical : 70°, R=2mm		X	X			- flexibilité : WOG = RB > G - aire de section : RB > WOG > G - RFC en apical et coronaire : Genus > WOG = RB	Blue-Wire Gold-Wire
2017	Özyürek / b	The effects of autoclave sterilization on the cyclic fatigue resistance of Protaper Universal, Protaper Next and Protaper Gold nickel titanium instruments	ProTaper® Universal F2 (PTU) 25.8 ProTaper® Next™ X2 (PTN) 25.6 ProTaper® Gold F2 (PTG) 25.6	canal artificiel 60°, R=5mm				X		- RFC : PTG > PTN > PTU la stérilisation avant le test ↓ la RFC du PTN et PTG	M-Wire Gold-Wire
2018	Özyürek	Cyclic fatigue resistance of Hyflex EDM, WaveOne Gold, Reciproc Blue and 2Shape Niti rotary files in different artificial canals	HyFlex™ EDM (HFEDM) 25.8 WaveOne® Gold (WOG) 25.7 Reciproc® Blue (RB) 25.8 2Shape (2S) 25.6	canal artificiel en acier, 45° et 90°, R=5mm, 1,5mm de diamètre				X		- RFC (temps) : à 45° : RB > HFEDM > WOG, 2S = HFEDM, 2S = WOG à 90° : RB > HFEDM = 2S = WOG - RFC (NCF) à 45 et 90° : HFEDM > 2Shape - RFC : 90° < 45°	CM-Wire Blue-Wire Gold-Wire T-Wire

ANNÉE	AUTEUR	TITRE	INSTRUMENTS	MODELE EXPERIMENTAL	PARAMÈTRES ÉTUDIÉS					RÉSULTATS	MOTS CLEF
					Composition chimique	Comportement de phase	Flexibilité	Résistance à la fatigue cyclique	Résistance à la fatigue en torsion		
2010	Park	Dynamic torsional resistance of nickel titanium rotary instruments	Twisted File™ (TF) 25.6 Race® (Race) 25.6 Helix™ (Helix) 25.6 ProTaper® Universal F1 (PTU) 20.7 Flexmaster® (FlexM) 25.6						X	- RFT longue : TF < Race = PTU < Helix = FlexM	R-Phase
2012	Perera	Physical and mechanical properties of a thermomechanically treated NiTi wire used in the manufacture of rotary endodontic instruments	échantillon de 1mm de diamètre de M-Wire® et NiTi-C		X	X	X			- même composition chimique (1:1) - phase austénitique = phase prédominante - M-Wire® contient martensite et phase R, en accord avec la haute température de transformation module d'élasticité : le + petit hystérésis : le + petit courbe déformation/contrainte : plateau de stress + bas et + uniforme - NiTi-C : température de transformation sous la température ambiante - microduréé Vickers : NiTi-C = M-Wire®	NiTi-C M-Wire
2013	Perera	Mechanical behavior of M wire and conventional NiTi wire used to manufacture rotary endodontic instruments	échantillon de 1,2mm de diamètre de M-Wire® et NiTi-C	banc de fatigue par flexion rotative			X	X		- résistance à la traction : M-Wire® > NiTi-C - microduréé Vickers : M-Wire® > NiTi-C - module de young : M-Wire® < NiTi-C - flexibilité : M-Wire® > NiTi-C - RFC : M-Wire® > NiTi-C	M-Wire
2015	Perera	Behavior of nickel titanium instruments manufactured with different thermal treatments	ProTaper® Universal F1 (PTU) 20.7 ProFile® Vortex (PFV) 25.6 Vortex Blue® (VB) 25.6 Typhoon™ Infinite Flex NiTi Files (TYPCM) 25.6				X		X	- flexibilité : TYPCM > VB > PFV > PTU - RFT : longue : PFV = VB > TYPCM = PTU angle : TYPCM > VB = PFV = PTU - RFT dynamique longue : TYPCM > VB = PTU > PFV - force moyenne : PTU > PFV = VB > TYPCM	M-Wire CM-Wire Blue-Wire
2013	Pérez-Higuera	Cyclic fatigue resistance of K3, K3 XF, and Twisted File nickel titanium files under continuous rotation or reciprocating motion	K3™ (K3) K3™ XF (K3XF) Twisted File™ (TF) 30.6	canal artificiel en acier, 60°, R=3mm				X		- RFC : K3, K3XF, TF : réciproqué > continue continue : K3XF > TF > K3 réciproqué : K3XF = TF > K3 TF : 300 rpm > 500 rpm	R-Phase
2014	Pérez-Higuera	Difference in cyclic fatigue resistance between Protaper Next and Protaper Universal instruments at different levels	ProTaper® Universal (PTU) S1, F1, F2, F3 ProTaper® Next™ (PTN) X1, X2, X3	canal artificiel en acier, 60°, R=3mm				X		- RFC : PTN > PTU sauf pour S1, qui est le + résistance à 6mm - RCF : pointe > reste de l'instrument ; si diamètre instrumental 1	M-Wire
2012	Plotino	Experimental evaluation on the influence of autoclave sterilization on the cyclic fatigue of new nickel titanium rotary instruments	K3™ (K3) Mtwo® (MT) ProFile® Vortex (PFV) K3™ XF (K3XF) 40.4					X		- NCF : K3XF : stérilité > non stérilisé autres instruments : stérilisé = non stérilisé - NCF : stérilité et non stérilisé : K3XF > K3 = PFV = MT	M-Wire R-Phase
2014	Plotino / a	Fatigue resistance of rotary instruments manufactured using different nickel-titanium alloys: a comparative study	HyFlex™ CM (HFCM) ProFile® Vortex (PFV) ProFile® (PF) 6.25 et 4.40	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm, diamètre adapté en concité et en taille				X		- RFC : HFCM en 25.6 et 40.4 > PFV = PF en 25.6 et 40.4 - 25.6 et 40.4 : PFV = PF	M-Wire CM-Wire
2014	Plotino / b	Blue treatment enhances cyclic fatigue resistance of Vortex nickel titanium rotary files	Vortex Blue® (VB) ProFile® Vortex (PFV) 15-25-40.4, 20-25-30-35.6	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm, diamètre adapté en concité et en taille				X		- RFC : VB > PFV (sauf pour 15.4)	Blue-Wire
2017	Plotino	Influence of temperature on cyclic fatigue resistance of Protaper Gold and Protaper Universal rotary files	ProTaper® Universal (PTU) ProTaper® Gold (PTG) 18.2, 25.6	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm, diamètre adapté en concité et en taille				X		- RFC : PTG > PTU PTG 20°C = PTG 35°C PTU 20°C > PTU 35°C	Gold-Wire
2012	Pongione	Flexibility and resistance to cyclic fatigue of endodontic instruments made with different nickel-titanium alloys - a comparative test	HyFlex™ CM (HFCM) ProFile® Vortex (PFV) Endosequence (ES) 25.6	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm, diamètre adapté en concité et en taille			X	X		- flexibilité : HFCM > PFV = ES - RFC : HFCM = PFV > ES	M-Wire CM-Wire
2011	Rodrigues	Influence of different manufacturing methods on the cyclic fatigue of rotary nickel titanium endodontic instruments	RaCe (Race) Twisted File™ (TF) 25.6	canal artificiel en acier, 86°, R=6mm			X	X		- flexibilité : TF > Race - fracture instrumentale : au point max de flexion - RFC : statique + dynamique : TF > Race TF + Race : dynamique > statique	R-Phase
2013	Santos	Comparison of the mechanical behavior between controlled memory and superplastic nickel-titanium files via finite element analysis	modèle : HyFlex™ 30.6 en NiTi-C et en CM-Wire	informatique			X		X	- flexibilité : CM-Wire > NiTi-C - RFT longue : CM-Wire = NiTi-C	CM-Wire
2016	Santos	Effets of R Phase on mechanical responses of a nickel titanium endodontic instrument : structural characterization and finite element analysis	échantillon de 1mm de diamètre de NiTi-C (austénite), de M-Wire® (austénite + phase R) et de Phase R™ (phase R) et un modèle : ProTaper® Universal	informatique		X	X		X	- flexibilité : phase R > phase R + austénite > austénite avec phase R + austénite : plus rapidement flexible plus rapidement - RFT : angle : phase R > phase R + austénite > austénite	NiTi-C M-Wire
2011	Shen / a	Metallurgical characterization of controlled memory wire nickel-titanium rotary instrument	Endosequence® (ES) ProFile® (PF) ProFile® Vortex (PFV) Twisted File™ (TF) Typhoon™ (TYP) Typhoon™ Infinite Flex NiTi Files (TYPCM) 25.4	canal artificiel en 3 points, 35°, R=5mm et 45°, R=4,7mm	X	X				- composition chimique : similaire - Af : TYP < PF < TF < ES < 37°C < PFV < TYPCM - TYPCM à température ambiante : austénite + martensite - à température ambiante : tous les instruments présentent des microstructures de martensite	NiTi-C M-Wire R-Phase CM-Wire
2011	Shen / b	Fatigue testing of controlled memory wire nickel titanium rotary instruments	ProFile® (PF) Typhoon™ (TYP) Typhoon™ CM (TYPCM) Nevy® (NEVY) Nevy® CM (NEVYCM) 25.4	canal artificiel en 3 points, 35°, R=5mm 45°, R=4,7mm				X		- RFC 35 et 45° : NEVYCM = TYPCM > TYP = NEVY = PF avec CM-Wire = 3 à 8° NiTi-C section carré NEVY CM > section triangle TYPCM - RFC : 35° > 45°	CM-Wire
2012	Shen	Effect of environment on fatigue failure of controlled memory wire nickel titanium rotary instruments	ProFile® (PF) Typhoon™ (TYP) Typhoon™ CM (TYPCM) Nevy® (NEVY) Nevy® CM (NEVYCM) 25.4	canal artificiel en 3 points, 35°, R=5mm				X		- RFC sous le même environnement : NEVYCM = TYPCM > TYP = NEVY = PF - RFC TYPCM et NEVYCM : liquide > air - RFC section carré (NEVY CM) > section triangulaire (TYPCM)	CM-Wire

ANNEE	AUTEUR	TITRE	INSTRUMENTS	MODELE EXPERIMENTAL	PARAMETRES ETUDIÉS					RESULTATS	MOTS CLEF
					Composition chimique	Comportement de phase	Flexibilité	Résistance à la fatigue cyclique	Résistance à la torsion		
2013	Shen / b	Phase transformation behavior and mechanical properties of thermomechanically treated K3XF nickel titanium instrument	K3™ (K3) K3™ XF (K3XF) 25.4 et 40.4			X	X	X	X	- composition chimique : similaire avec 48-49%at Ni - AF K3XF = 24°C K3 = 17°C - flexibilité : à 0.5mm : K3 = K3XF à 3mm : K3XF > K3 K3 et K3XF : 25.4 > 40.4 - RFT torque : 40.4 > 25.4 torque et angle : K3 = K3XF	NITI-C R-Phase
2013	Shen / c	HyFlex nickel-titanium rotary instruments after clinical use metallurgical properties	HyFlex™ CM (HFCM)				X			- AF : neufs > utilisés neufs : 47-51°C utilisés : 52-53°C - AF sans défaut = avec défaut - absence de fracture, déformation dans 3,4% des cas	CM-Wire
2014	Shen	Fatigue and nano mechanical properties of K3XF nickel-titanium instruments	K3™ (K3) K3™ XF (K3XF) 25.4 et 40.4	canal artificiel en 3 points, 42°				X		- RFC en 25.4 et 40.4 : dans l'air : K3XF > K3 dans l'eau : K3XF > K3 - RFC : K3XF eau > air K3 : eau > air - dureté instruments utilisés : K3 > K3XF - module d'élasticité : K3 > K3XF	R-Phase
2015	Shen / a	Effect of a combination of torsional and cyclic fatigue preloading on the fracture behavior of K3 and K3 XF instruments	K3™ (K3) K3™ XF (K3XF) 25.4	canal artificiel en 3 points, 45°, R=7mm				X	X	- RFC : K3XF > K3 K3XF = 2°K3 - RFT : torque : K3XF = K3 angle : K3XF = K3 - RFC après une pré-contrainte en torsion de 0%, 25%, 50% et 75% de l'angle max de distorsion : K3XF et K3 : 25, 50 et 75% < 0% - RFT torque et angle après une pré-contrainte en fatigue cyclique de 0%, 25%, 50% et 75% du NCF : K3 75% < K3 0% K3XF 0% = K3XF 25% = K3XF 50% = K3XF 75%	R-Phase
2015	Shen / b	Profile Vortex and Vortex Blue nickel-titanium rotary instruments after clinical use	ProFile® (PF) Vortex Blue® (VB)	utilisation clinique : 1 dent = complexe > ou 3 dents = simples >				X		- PFV : 0 fractures, 6,1% déformé ou émoussé - VB : 2 fractures près du mandrin, par torsion, 1,8% déformé - AF PFV neuf = PFV utilisé > 50°C VB neuf = utilisé = 38-39°C < PFV - étapes de transformation : VB : M > R > A, neuf = utilisé PFV : M > A	M-Wire Blue-Wire
2016	Silva	Bending resistance and cyclic fatigue of a new heat-treated reciprocating instrument	ProDesign® R traité thermiquement (PDR TT) 25.6 (= ProDesign® en CM-Wire) ProDesign® R non traité thermiquement (PDR NTT) 25.6 Recipro® (R) 25.8 WaveOne® (WO) 25.8	canal artificiel en acier, R=5mm, 1,4mm de diamètre			X	X		- flexibilité : PDR NTT < WO < PDR TT = R - RFC : PDR TT > R > WO = PDR NTT	CM-Wire
2018	Silva / a	Cyclic fatigue using severely curved canals and torsional resistance of thermally treated reciprocating instruments	ProDesign® R (PDR) 25.6 Recipro® Blue (RB) 25.8 WaveOne® Gold (WOG) 25.7	canal artificiel en acier, 80°, R=3mm				X	X	- RFC : PDR > RB > WOG - RFT : torque : RB > WOG > PDR angle : RB > PDR, RB = WOG, WOG = PDR	Blue-Wire Gold-Wire
2018	Silva / b	Torsional fatigue resistance of Blue-treated reciprocating instruments	Recipro® Blue (RB) Recipro® (R) 25.8						X	- RFT : torque : R > RB angle : RB > R	Blue-Wire
2018	Silva / c	Cyclic and torsional fatigue resistance of XP-Endo Shaper and TRUShape instruments	XP-Endo® Shaper (XP) 30.1 TRUShape® (TRUS) 30.6	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm				X	X	- RFC : XP > TRUS - RFT : torque : XP < TRUS angle : XP > TRUS	MaxWire
2009	Testarelli	Cyclic fatigue of different nickel titanium rotary instruments : a comparative study	Twisted File™ (TF) Mtwo® (MT) ProFile® (PF) Flexmaster® (FlexM) 25.6	canal artificiel en acier, 60°, R=5mm				X		- RFC : TF > Mtwo = PF = FlexM	R-Phase
2011	Testarelli	Bending properties of a new nickel titanium alloy with a lower percent by weight of nickel	HyFlex™ CM (HFCM) Endosequence® (ES) ProFile® (PF) HeroK42® (Hero) Flexmaster® (FlexM) 25.6					X		- flexibilité : HFCM > ES > PF = Hero = FlexM	CM-Wire
2016	Topcuoglu	In vitro comparison of cyclic fatigue resistance of Protaper Next, HyFlex CM, OneShape, and Protaper Universal instruments in a canal with double curvature	ProTaper® Next™ (PTN) 25.6 HyFlex™ CM (HFCM) 25.6 OneShape® (OS) 25.6 ProTaper® Universal (PTU) 25.8	canal artificiel en acier, double courbure : coronaire : 60°, R=5mm apicale : 70°, R=2mm				X		- RFC : apical : PTN = HFCM > OS = PTU coronaire : PTN = HFCM = OS = PTU	M-Wire CM-Wire
2017	Topcuoglu / a	Laboratory comparison of cyclic fatigue resistance of WaveOne Gold, Recipro, and Wave One files in canals with a double curvature	Recipro® (R) 25.8 WaveOne® (WO) 25.8 WaveOne® Gold (WOG) 25.7	canal artificiel en acier, double courbure : coronaire : 60°, R=5mm apical : 70°, R=2mm 1,4mm de diamètre				X		- RFC : apical : WOG > R25 > WO coronaire : WOG > R25 = WO	Gold-Wire
2017	Topcuoglu / b	Cyclic fatigue resistance of Recipro Blue and Recipro files in an S-shaped canal	Recipro® Blue (RB) Recipro® (R) 25.8 et 40.6	canal artificiel en acier, double courbure : coronaire : 60°, R=5mm apical : 70°, R=2mm				X		- RFC 25 et 40, apical et coronaire : RB > R	Blue-Wire

ANNÉE	AUTEUR	TITRE	INSTRUMENTS	MODÈLE EXPÉRIMENTAL	PARAMÈTRES ÉTUDIÉS					RÉSULTATS	MOTS CLÉF
					Composition chimique	Comportement de phase	Flexibilité	Résistance à la fatigue cyclique	Résistance à la fatigue en torsion		
2014	Tsujimoto	Comparison of conventional and new generation nickel titanium files in regard to their physical properties	ProFile® (PF) K3™ (K3) ProFile® Vortex (PFV) K3™ XF (K3XF) Vortex Blue® (VB) 25.4 et 25.5	canal artificiel en acier, 60°, R=3mm		X		X		- état de surface : sillons sur la surface PF : surface extrêmement lisse par autres limes K3XF : nombreux creux peu profonds - étapes de transformation : PF, K3 et PFV : M > A VB et K3XF : M > R > A - AT : PFV > 37°C = VB > K3XF > PF > K3 - RFC 4% > 6% pour tous les instruments 4% : PFV = VB > PF = K3 = K3XF 6% : PF = PFV = VB > K3 = K3XF - SEM: cracks le long des rainures d'usinage sauf pour K3XF début des cracks dans la concavité en U pour PF, sur les arêtes de coupe pour PFV et VB, sur les méplats pour K3 et K3XF	NiTi-C M-Wire R-Phase Blue-Wire
2018	Uski	Effect of dynamic immersion in sodium hypochlorite and EDTA solutions on cyclic fatigue resistance of WaveOne and WaveOne Gold reciprocating nickel-titanium files	WaveOne® (WO) 25.8 WaveOne® Gold (WOG) 25.7	canal artificiel en acier, 60°, R=3mm				X		- RFC : WOG > WO - RFC selon les conditions : sec 20° = NaOCl 37°C = EDTA 37°C	Gold-Wire
2016	Uygun	Variations in cyclic fatigue resistance among Protaper gold, Protaper next and Protaper universal instruments at different levels	ProTaper® Gold F2 (PTG) 25.8 ProTaper® Next™ X2 (PTN) 25.5 ProTaper® Universal F2 (PTU) 25.8	canal artificiel en acier, 60°, R=3mm				X		- à 5mm : PTG > PTN > PTU - à 8mm : PTG = PTN > PTU	M-Wire Gold-Wire
1988	Walia	An initial investigation of the bending and torsional properties of Nitinol root canal files	Ime en 15.2, section triangulaire, en NiTi-C et en acier				X		X	- flexibilité et RFT : Nitinol = 2 à 3 * acier	NiTi-C
2012	Wycoff	An in vitro comparison of torsional stress properties of three different rotary nickel titanium files with a similar cross sectional design	Twisted File™ (TF) Endosequence® (ES) ProFile® Vortex (PFV) 25.5 et 30.5						X	- RFT torque : 30.5 > 25.5 PFV > ES > TF - RFT angle : 30.5 = 20.5 TF > ES > PFV	M-Wire R-Phase
2012	Ye	Metallurgical characterization of M wire nickel titanium shape memory alloy used for endodontic rotary instruments during low cycle fatigue	échantillon de 1mm de diamètre en M-Wire®	canal artificiel en acier, 45°, R=5mm		X				- AT : neuvs = 30% = 60% = 90% - durée : neuvs = 30% < 60% = 90% - composition neuvs = 30% : austénite + martensite 60% : + stabilisateurs de martensite et de martensite accommodée 90% : déformations sévères avec croissance de dislocations dans la martensite - coïncidence : croissance de martensite accommodée si durée de vie > 60% et durée de vie > 60%	M-Wire
2011	Yum	Torsional strength and toughness of nickel titanium rotary files	Twisted File™ (TF) 25.6 Mwo® (MT) 25.6 ProFile® (PF) 25.6 ProTaper® Universal F1 (PTU) 20.7 RaCe (Race) 25.6						X	- limite d'élasticité en torsion : TF = Race < PTU = PF = MT - RFT avant fracture : torque : MT > PF = PTU = Race > TF angle : PF > TF > PTU = MT = Race ténacité : PF > PTU = MT > Race = TF	R-Phase
2016	Zhao	Effect of autoclave sterilization on the cyclic fatigue resistance of thermally treated nickel titanium instruments	HyFlex™ CM (HFCM) Twisted File™ (TF) K3™ XF (K3XF) RaCe (Race) K3™ (K3) 30.5	canal artificiel en acier, 60°, R=3mm				X		- RFC neuvs : HFCM = TF = K3XF > Race = K3 HFCM et K3XF : neuvs < 10 cycles de stérilisation	R-Phase CM-Wire
2012	Zhou	Mechanical properties of controlled memory and superplastic nickel titanium wires used in the manufacture of rotary endodontic instruments	échantillon de 1,2mm et 0,54mm de diamètre de NiTi-C et de CM-Wire		X	X	X			- composition : 50.75at.Ni pour CM-Wire 50.85at.Ni pour NiTi-C - AT et As : CM-Wire > NiTi-C - plateau critique et traction ultime : CM-Wire < NiTi-C - contrainte max avant fracture : CM-Wire > NiTi-C avec CM-Wire = 3°NiTi-C - déformation max à 23°C : CM-Wire = 84% - déformation résiduelle à T° ambiante : NiTi-C : 0,6% CM-Wire : 5% - superélasticité du CM-Wire-Wire : à T° ambiante et à 37°C : CM-Wire n'est pas superélastique à 60°C : CM-Wire est superélastique	NiTi-C CM-Wire

TABLE DES ILLUSTRATIONS

.

FIGURE 1 - STRUCTURE DE L'AUSTÉNITE B2 (5)	20
FIGURE 2 - STRUCTURE DE LA MARTENSITE B19' (5)	21
FIGURE 3 - AUSTENITE : AUSTÉNITE EN TREILLIS ; <i>TWINNED MARTENSITE</i> : MARTENSITE AUTO-ACCOMMODÉE SANS DÉFORMATION MACROSCOPIQUE ; <i>DETWINNED MARTENSITE</i> : MARTENSITE ORIENTÉE AVEC DÉFORMATION MACROSCOPIQUE (9)	21
FIGURE 4 - STRUCTURE DE LA PHASE R (5)	22
FIGURE 5 - EXEMPLE D'UNE COURBE OBTENUE PAR DSC AVEC LES TEMPÉRATURES DE TRANSITION M_s , M_f , A_s ET A_f (6)	23
FIGURE 6 - SCHÉMA DE LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE INDUITE PAR LA TEMPÉRATURE	24
FIGURE 7 - SCHÉMA DE LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE INDUITE PAR LA CONTRAINTE (6)	25
FIGURE 8 - SCHÉMA DE LA RÉORIENTATION MARTENSITIQUE (6)	27
FIGURE 9 - SCHÉMA DE L'EFFET MÉMOIRE DE FORME (6)	28
FIGURE 10 - SCHÉMA DE L'EFFET SUPERÉLASTIQUE (6)	30
FIGURE 11 - SCHÉMA DE LA MÉMOIRE DE FORME (A) ET DE LA SUPERÉLASTICITÉ (B) EXPLIQUÉES À PARTIR D'UN SCHÉMA D'OTSUKA ET REN (5)	31
FIGURE 12 - TEMPÉRATURE M_s (EN KELVIN) EN FONCTION DE LA PROPORTION DE NICKEL (EN % AT.). DONNÉES ISSUES DE DIFFÉRENTES PUBLICATIONS (26)	32
FIGURE 13 - ESSAI DE FLEXION, FORCE APPLIQUÉE (MOMENT) EN FONCTION DE LA DÉFORMATION (ANGLE FORMÉ AVEC LA VERTICALE) (3)	37
FIGURE 14 - COURBE CONTRAINTE EN FONCTION DE LA DÉFORMATION (9)	38
FIGURE 15 - COURBE DU TORQUE EN FONCTION DE L'ANGLE DE DISTORSION, EN SENS HORAIRE (CLOCKWISE) ET ANTIHORAIRE (COUNTERCLOCKWISE) (3)	38
FIGURE 16 - VUES LATÉRALES ET VUES EN COUPE DE LIMES AYANT SUBI UNE FRACTURE PAR FATIGUE PUREMENT CYCLIQUE OU PUREMENT EN TORSION (33,62)	44
FIGURE 17 - SCHÉMA DU PROCÉDÉ DE FABRICATION DES FILS NITI AVANT USINAGE (9)	49

FIGURE 18 - SCHÉMA, À L'ARRÊT DE LA CONTRAINTE, DE L'EFFET REBOND POUR UN INSTRUMENT EN PHASE AUSTÉNITIQUE (A), ET DU MAINTIEN DE LA FORME D'UN INSTRUMENT EN PHASE MARTENSITIQUE (B) (21)	52
FIGURE 19 - TABLEAU DES RÉSULTATS ISSU DE L'ÉTUDE DE MIYARA ET AL. MONTRANT LES TEMPÉRATURES DE TRANSITION EN FONCTION DES TEMPÉRATURES DE HT. LES RÉSULTATS AVEC DIFFÉRENTES LETTRES SONT SIGNIFICATIVEMENT DIFFÉRENTS (85)	54
FIGURE 20 - COURBES DSC TYPIQUES AVEC TRANSFORMATION EN 2 ÉTAPES, M > R PUIS R > A (32)	55
FIGURE 21 - COURBES CONTRAINTE/DÉFORMATION TYPIQUES SELON LES HT (32)	57
FIGURE 22 - COURBE DU NCF EN FONCTION DES TEMPÉRATURES DE HT (80)	59
FIGURE 23 - SCHÉMA DE LA THÉORIE DE LA PROPAGATION DES <i>CRACKS</i> , ISSU DE L'ARTICLE DE FIGUEIREDO ET AL. - SM POUR MARTENSITE STABLE ET SA POUR AUSTÉNITE STABLE (2)	59
FIGURE 24 - SCHÉMA RÉCAPITULATIF DES CONSÉQUENCES D'UN TRAITEMENT THERMIQUE SUR LES PROPRIÉTÉS DES INSTRUMENTS ENDODONTIQUES	61
FIGURE 25 - EXTRAIT DU TABLEAU DES RÉSULTATS, S-S POUR ACIER, ET SE-WIRE POUR NITI CONVENTIONNEL (96)	65
FIGURE 26 - COURBE DE CONTRAINTE EN FONCTION DE LA DÉFORMATION, AVEC MW POUR M-WIRE® ET NITI POUR L'ALLIAGE NITI-C (105)	69
FIGURE 27 - LE TRAITEMENT THERMIQUE APPLIQUÉ POUR RÉCUPÉRER LA FORME ORIGINALE DE LA LIME EST DE TYPE CYCLE DE STÉRILISATION (157)	82
FIGURE 28 - COMPARAISON ENTRE L'ACIER (S-S), LE NITI-C (SE-WIRE), LE M-WIRE® ET LE BLUE-WIRE EN FLEXIBILITÉ, EN RÉSISTANCE À LA FATIGUE CYCLIQUE, ET EN RÉSISTANCE EN TORSION (TORQUE) (96)	90
FIGURE 29 - À TEMPÉRATURE AMBIANTE, L'INSTRUMENT EST DANS SA FORME SERPENTIN RELÂCHÉE ET À TEMPÉRATURE D'UTILISATION, L'INSTRUMENT PREND UNE FORME PRÉDÉFINIE EN SERPENTIN RIGIDE (182)	97

FIGURE 30 - SECTION DU WAVE ONE® (A GAUCHE) ET DU WAVEONE® GOLD (A DROITE) (68)	99
FIGURE 31 - A GAUCHE : NOMBRE DE SPIRES DU PROFILE® GT (EN HAUT) ET DU GT® SERIES X™ (EN BAS) (99) ; A DROITE : SECTION (184)	100
FIGURE 32 - TRUSHAPE® EN 30.6 (EN HAUT) ET XP-ENDO® SHAPER EN 30.1 (EN BAS) (182,183)	101
TABLEAU 1 - TABLEAU DES PROPRIÉTÉS EXPRIMÉES EN FONCTION DE LA STRUCTURE CRISTALLINE	51
TABLEAU 2 - TABLEAU (NON EXHAUSTIF) DES INSTRUMENTS PRINCIPALEMENT RETROUVÉS DANS LA LITTÉRATURE, ET COMMERCIALISÉS EN FONCTION DE LEUR ALLIAGE ET TRAITEMENT THERMIQUE	63
TABLEAU 3 - RÉSISTANCE À LA FATIGUE EN TORSION DU M-WIRE® PAR RAPPORT AU NITI-C	73
TABLEAU 4 - RÉSISTANCE À LA FATIGUE EN TORSION DU R-PHASE™ PAR RAPPORT AU NITI-C	78
TABLEAU 5 - RÉSISTANCE À LA FATIGUE EN TORSION DU CM-WIRE PAR RAPPORT AU NITI-C	84
TABLEAU 6 - RÉSISTANCE À LA FATIGUE EN TORSION DU CM-WIRE PAR RAPPORT AU M-WIRE®	85
TABLEAU 7 - RÉSISTANCE À LA FATIGUE EN TORSION DU BLUE-WIRE PAR RAPPORT AU NITI-C	89
TABLEAU 8 - RÉSISTANCE À LA FATIGUE EN TORSION DU BLUE-WIRE PAR RAPPORT AU M-WIRE®	89
TABLEAU 9 - RÉSISTANCE À LA FATIGUE EN TORSION DU BLUE-WIRE PAR RAPPORT AU CM-WIRE	89

BIBLIOGRAPHIE

.

1. Schilder H. Cleaning and shaping the root canal. *Dent Clin North Am.* 1974;18(2):269-96.
2. Figueiredo A, Modenesi P, Buono V. Low-cycle fatigue life of superelastic NiTi wires. *Int J Fatigue.* 2009;31(4):751-8.
3. Walia H. An initial investigation of the bending and properties of nitinol root canal files. *J Endod.* 1988;14(7):346-51.
4. Mac Spadden J. Une nouvelle approche pour la préparation et l'obturation canalaire : les instruments mécanisés en NiTi. *Rev Fr Endo.* 1993;12(1):9-19.
5. Otsuka K, Ren X. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys. *Prog Mater Sci.* 2005;50(5):511-678.
6. Jordan L, Rocher P. Les alliages Nickel-Titane (NiTi). Société Francophone des Biomatériaux Dentaires; 2009. <http://www.cfbd.asso.fr/>
7. Buehler WJ, Wang FE. A summary of recent research on the nitinol alloys and their potential application in ocean engineering. *Ocean Eng.* 1968;1:105-20.
8. Delobelle V. Contributions à l'étude thermomécanique des alliages à mémoire de forme NiTi et à la réalisation par soudage de matériaux architecturés NiTi [Internet]. [Thèse de doctorat]. [Grenoble, France]: Université de Grenoble. Laboratoire Sols-Solides-Structures et Risques. École doctorale IMEP2; 2012. <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00982218/document>
9. Thompson SA. An overview of nickel-titanium alloys used in dentistry. *Int Endod J.* 2000;33(4):297-310.
10. Andreasen GF, Hilleman TB. An evaluation of 55 cobalt substituted nitinol wire for use in orthodontics. *J Am Dent Assoc.* 1971;82(6):1373-5.
11. DeviceMed.fr. Nitinol, un marché toujours en forte croissance [Internet]. 2016 [consulté en mai 2018]. <https://www.devicemed.fr/dossiers/materiaux/metaux/nitinol-un-marche-toujours-en-forte-progression/5785>
12. Gutmann JL, Gao Y. Alteration in the inherent metallic and surface properties of nickel-titanium root canal instruments to enhance performance, durability and safety: a focused review: Treatment of NiTi instruments. *Int Endod J.* 2012;45(2):113-28.
13. Lebreton C. Alliages à mémoire de forme de type nickel titane - Fiches matériaux. *Tech Ing.* 2004;M-532:1-8.

14. Laheurte P, Elmay W, Prima F, Gloriant T. Titane et alliages - Des matériaux de choix pour les applications médicales. *Tech Ing.* 2014;M4781:1-20.
15. Shen Y, Zhou H, Zheng Y, Peng B, Haapasalo M. Current challenges and concepts of the thermomechanical treatment of nickel-titanium instruments. *J Endod.* 2013;39(2):163-72.
16. Alapati SB, Brantley WA, Iijima M, Schricker SR, Nusstein JM, Li U-M, et al. Micro-XRD and temperature-modulated DSC investigation of nickel–titanium rotary endodontic instruments. *Dent Mater.* 2009;25(10):1221-9.
17. Duerig TW, Bhattacharya K. The influence of the R-phase on the superelastic behavior of NiTi. *Shape Mem Superelasticity.* 2015;1(2):153-61.
18. Kuhn G, Jordan L. Fatigue and mechanical properties of nickel-titanium endodontic instruments. *J Endod.* 2002;28(10):716-20.
19. Hou X, Yahata Y, Hayashi Y, Ebihara A, Hanawa T, Suda H. Phase transformation behaviour and bending property of twisted nickel-titanium endodontic instruments. *Int Endod J.* 2011;44(3):253-8.
20. Kim H-C, Yum J, Hur B, Cheung GS-P. Cyclic fatigue and fracture characteristics of ground and twisted nickel-titanium rotary files. *J Endod.* 2010;36(1):147-52.
21. Zupanc J, Vahdat-Pajouh N, Schäfer E. New thermomechanically treated NiTi alloys - a review. *Int Endod J* [Internet]. 2018.
<http://doi.wiley.com/10.1111/iej.12924>
22. Khelifaoui F. Effet des traitements thermomécaniques sur les transformations displacives de l'alliage Ti-Ni [Internet]. [Thèse de doctorat]. [Lyon, France]: Institut National des Sciences Appliquées de Lyon. Laboratoire GEMPPM.
<http://theses.insa-lyon.fr/publication/2000ISAL0080/these.pdf>
23. Peters OA, de Azevedo Bahia MG, Pereira ESJ. Contemporary root canal preparation. *Dent Clin North Am.* 2017;61:37-58.
24. Stoeckel D, Yu W. The transformational superelasticity in Ni-Ti wire is about ten times higher than the elasticity in ordinary materials. *Wire J Int.* 1991;45-50.
25. Miyazaki S, Ohmi Y, Otsuka K, Suzuki Y. Characteristics of deformation and transformation pseudoelasticity in Ti-Ni alloys. *J Phys Colloq.* 1982;43(C4):C4-255-C4-260.

26. Tang W. Thermodynamic study of the low-temperature phase B19' and the martensitic transformation in near-equiatomic Ti-Ni shape memory alloys. *Metall Mater Trans A*. 1997;28(3):537-44.
27. Desalos Y. Introduction aux traitements thermiques des métaux et alliages. *Tech Ing*. 2003;M1105:1-19.
28. Frick CP, Ortega AM, Tyber J, Gall K, Maier HJ, Maksound AEM, et al. Thermal processing of polycrystalline NiTi shape memory alloys. *Mater Res Soc Symp Proc*. 2005;405:W1.9.1-W.1.9.6.
29. Miyazaki S, Otsuka K. Development of shape memory alloys. *ISIJ Int*. 1989;29(5):353-77.
30. Do TD. Etude des liaisons entre éléments nickel-titane en vue d'élaboration de matériaux architecturés: réalisation, caractérisation, métallurgique et mécanique [Internet]. [Thèse de doctorat]. [Grenoble, France]: Université de Grenoble. Laboratoires TIMC-IMAG et SIMAP. École doctorale IMEP2; 2014. <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-01292244/document>
31. Liu Y, Van Humbeeck J, Stalmans R, Delaey L. Some aspects of the properties of NiTi shape memory alloy. *J Alloys Compd*. 1997;247:115-21.
32. Yahata Y, Yoneyama T, Hayashi Y, Ebihara A, Doi H, Hanawa T, et al. Effect of heat treatment on transformation temperatures and bending properties of nickel-titanium endodontic instruments. *Int Endod J*. 2009;42(7):621-6.
33. Sattapan B, Nervo G, Palamara J, Messer H. Defects in rotary nickel-titanium files after clinical use. *J Endod*. 2000;26(3):161-5.
34. Cheung GSP. Instrument fracture: mechanisms, removal of fragments, and clinical outcomes. *Endod Top*. 2009;16:1-26.
35. Pruett JP, Clement DJ, Carnes DL. Cyclic fatigue testing of nickel-titanium endodontic instruments. *J Endod*. 1997;23(2):77-85.
36. Parashos P. Factors influencing defects of rotary nickel-titanium endodontic instruments after clinical use. *J Endod*. 2004;30(10):722-5.
37. Zinelis S, Eliades T, Eliades G. A metallurgical characterization of ten endodontic Ni-Ti instruments: assessing the clinical relevance of shape memory and superelastic properties of Ni-Ti endodontic instruments. *Int Endod J*. 2010;43(2):125-34.

38. Schäfer E, Dzepina A, Danesh G. Bending properties of rotary nickel-titanium instruments. *Oral Surg Oral Med Oral Pathol Oral Radiol Endodontology*. 2003;96(6):757-63.
39. Viana ACD, Chaves Craveiro de Melo M, Guiomar de Azevedo Bahia M, Lopes Bueno VT. Relationship between flexibility and physical, chemical, and geometric characteristics of rotary nickel-titanium instruments. *Oral Surg Oral Med Oral Pathol Oral Radiol Endodontology*. 2010;110(4):527-33.
40. Haïkel Y, Serfaty R, Wilson P, Speisser JM, Allemann C. Cutting efficiency of nickel-titanium endodontic instruments and the effect of sodium hypochlorite treatment. *J Endod*. 1998;24(11):736-9.
41. Camps J, Pertot WJ. Torsional and stiffness properties of canal master U stainless steel and nitinol instruments. *J Endod*. 1994;20(8):395-8.
42. Wolcott J, Himel VT. Torsional properties of nickel-titanium versus stainless steel endodontic files. *J Endod*. 1997;23(4):217-20.
43. Tepel J, Schäfer E, Hoppe W. Properties of endodontic hand instruments used in rotary motion. Part 3. Resistance to bending and fracture. *J Endod*. 1997;23(3):141-5.
44. Haïkel Y, Serfaty R, Wilson P, Speisser JM, Allemann C. Mechanical properties of nickel-titanium endodontic instruments and the effect of sodium hypochlorite treatment. *J Endod*. 1998;24(11):731-5.
45. Nakagawa RKL, Alves JL, Bueno VTL, Bahia MGA. Flexibility and torsional behaviour of rotary nickel-titanium PathFile, RaCe ISO 10, Scout RaCe and stainless steel K-File hand instruments. *Int Endod J*. 2014;47(3):290-7.
46. Rowan MB, Nicholls JI, Steiner J. Torsional properties of stainless steel and nickel-titanium endodontic files. *J Endod*. 1996;22(7):341-5.
47. Canalda-Sahli C, Brau-Aguade E, Berastegui-Jimeno E. A comparison of bending and torsional properties of K-files manufactured with different metallic alloys. *Int Endod J*. 1996;29(3):185-9.
48. Schäfer E, Tepel J. Cutting efficiency of Hedstrom, S and U files made of various alloys in filing motion. *Int Endod J*. 1996;29(5):302-8.
49. Coleman CL, Svec TA. Analysis of Ni-Ti versus stainless steel instrumentation in resin simulated canals. *J Endod*. 1997;23(4):232-5.

50. Kazemi RB, Stenman E, Spngberg LSW. Machining efficiency and wear resistance of nickel-titanium endodontic files. *Oral Surg Oral Med Oral Pathol Oral Radiol Endodontology*. 1996;81(5):596-602.
51. Taschieri S, Necchi S, Rosano G, Del Fabbro M, Weinstein R, Machtou P. Avantages et limites des instruments en nickel-titane pour la préparation canalaire endodontique. *Rev Mens Suisse Odontostomatol*. 2005;115:1000-5.
52. Plotino G, Grande NM, Cordaro M, Testarelli L, Gambarini G. A review of cyclic fatigue testing of nickel-titanium rotary instruments. *J Endod*. 2009;35(11):1469-76.
53. Alapati S, Brantley W, Svec T, Powers J, Nusstein J, Daehn G. SEM observations of nickel-titanium rotary endodontic instruments that fractured during clinical use. *J Endod*. 2005;31(1):40-3.
54. Wycoff RC, Berzins DW. An in vitro comparison of torsional stress properties of three different rotary nickel-titanium files with a similar cross-sectional design. *J Endod*. 2012;38(8):1118-20.
55. Baek S-H, Lee C-J, Versluis A, Kim B-M, Lee W, Kim H-C. Comparison of torsional stiffness of nickel-titanium rotary files with different geometric characteristics. *J Endod*. 2011;37(9):1283-6.
56. Norme ANSI/ADA Specifications N° 28-2002. Root canal files and reamers, type K for hand use. Chicago: American Dental Association, 2002.
57. Norme ISO 3630-3631:2008. Dentistry - Root canal instruments - Part 1 : General requirements and test methods. 2008.
<https://www.iso.org/fr/standard/37702.html>
58. Yum J, Cheung GS-P, Park J-K, Hur B, Kim H-C. Torsional strength and toughness of nickel-titanium rotary files. *J Endod*. 2011;37(3):382-6.
59. Ha J-H, Kim SK, Cohenca N, Kim H-C. Effect of R-phase heat treatment on torsional resistance and cyclic fatigue fracture. *J Endod*. 2013;39(3):389-93.
60. Kwak SW, Ha J-H, Lee C-J, El Abed R, Abu-Tahun IH, Kim H-C. Effects of pitch length and heat treatment on the mechanical properties of the glide path preparation instruments. *J Endod*. 2016;42(5):788-92.
61. Goo H-J, Kwak SW, Ha J-H, Pedullà E, Kim H-C. Mechanical properties of various heat-treated nickel-titanium rotary instruments. *J Endod*. 2017;43(11):1872-7.

62. Parashos P, Messer HH. Rotary NiTi instrument fracture and its consequences. *J Endod.* 2006;32(11):1031-43.
63. Campbell L, Shen Y, Zhou H, Haapasalo M. Effect of fatigue on torsional failure of nickel-titanium controlled memory instruments. *J Endod.* 2014;40(4):562-5.
64. Schneider SW. A comparison of canal preparations in straight and curved root canals. *Oral Surg Oral Med Oral Pathol.* 1971;32(2):271-5.
65. Al-Sudani D, Grande NM, Plotino G, Pompa G, Di Carlo S, Testarelli L, et al. Cyclic fatigue of nickel-titanium rotary instruments in a double (S-shaped) simulated curvature. *J Endod.* 2012;38(7):987-9.
66. Ninan E, Berzins DW. Torsion and bending properties of shape memory and superelastic nickel-titanium rotary instruments. *J Endod.* 2013;39(1):101-4.
67. Shen Y, Qian W, Abtin H, Gao Y, Haapasalo M. Effect of environment on fatigue failure of controlled memory wire nickel-titanium rotary instruments. *J Endod.* 2012;38(3):376-80.
68. Uslu G, Özyürek T, Yılmaz K, Plotino G. Effect of dynamic immersion in sodium hypochlorite and EDTA solutions on cyclic fatigue resistance of WaveOne and WaveOne Gold reciprocating nickel-titanium files. *J Endod.* 2018;44(5):834-7.
69. Pedullà E, Benites A, La Rosa GM, Plotino G, Grande NM, Rapisarda E, et al. Cyclic fatigue resistance of heat-treated nickel-titanium instruments after immersion in sodium hypochlorite and/or sterilization. *J Endod.* 2018;44(4):648-53.
70. Anderson ME, Price JWH, Parashos P. Fracture resistance of electropolished rotary nickel-titanium endodontic instruments. *J Endod.* 2007;33(10):1212-6.
71. Condorelli GG, Bonaccorso A, Smecca E, Schäfer E, Cantatore G, Tripi TR. Improvement of the fatigue resistance of NiTi endodontic files by surface and bulk modifications: fatigue resistance of NiTi files. *Int Endod J.* 2010;43(10):866-73.
72. Bui TB, Mitchell JC, Baumgartner JC. Effect of electropolishing ProFile nickel-titanium rotary instruments on cyclic fatigue resistance, torsional resistance, and cutting efficiency. *J Endod.* 2008;34(2):190-3.

73. Shen Y, Zhou H, Wang Z, Campbell L, Zheng Y, Haapasalo M. Phase transformation behavior and mechanical properties of thermomechanically treated K3XF nickel-titanium instruments. *J Endod.* 2013;39(7):919-23.
74. Testarelli L, Plotino G, Al-Sudani D, Vincenzi V, Giansiracusa A, Grande NM, et al. Bending properties of a new nickel-titanium alloy with a lower percent by weight of nickel. *J Endod.* 2011;37(9):1293-5.
75. Pereira ESJ, Peixoto IFC, Viana ACD, Oliveira II, Gonzalez BM, Buono VTL, et al. Physical and mechanical properties of a thermomechanically treated NiTi wire used in the manufacture of rotary endodontic instruments: properties of a thermomechanically treated NiTi wire. *Int Endod J.* 2012;45(5):469-74.
76. Pongione G, Pompa G, Milana V, Carlo SD, Giansiracusa A, Nicolini E, et al. Flexibility and resistance to cyclic fatigue of endodontic instruments made with different nickel-titanium alloys: a comparative test. *Ann Stomatol (Roma).* 2012;3(3-4):119-22.
77. Plotino G, Testarelli L, Al-Sudani D, Pongione G, Grande NM, Gambarini G. Fatigue resistance of rotary instruments manufactured using different nickel-titanium alloys: a comparative study. *Odontology.* 2014;102:31-5.
78. Braga LCM, Faria Silva AC, Buono VTL, de Azevedo Bahia MG. Impact of heat treatments on the fatigue resistance of different rotary nickel-titanium instruments. *J Endod.* 2014;40(9):1494-7.
79. Berendt CJ. Method of preparing nickel titanium alloy for use in manufacturing instruments with improved fatigue resistance. Brevet n° US7648599B2, 2007. <https://patents.google.com/patent/US7648599B2/en>
80. Zinelis S, Darabara M, Takase T, Ogane K, Papadimitriou GD. The effect of thermal treatment on the resistance of nickel-titanium rotary files in cyclic fatigue. *Oral Surg Oral Med Oral Pathol Oral Radiol Endodontology.* 2007;103(6):843-7.
81. Hayashi Y, Yoneyama T, Yahata Y, Miyai K, Doi H, Hanawa T, et al. Phase transformation behaviour and bending properties of hybrid nickel-titanium rotary endodontic instruments. *Int Endod J.* 2007;40(4):247-53.
82. Plotino G, Grande NM, Cotti E, Testarelli L, Gambarini G. Blue treatment enhances cyclic fatigue resistance of Vortex nickel-titanium rotary files. *J Endod.* 2014;40(9):1451-3.

83. Johnson E, Lloyd A, Kuttler S, Namerow K. Comparison between a novel nickel-titanium alloy and 508 Nitinol on the cyclic fatigue life of ProFile 25/.04 rotary instruments. *J Endod.* 2008;34(11):1406-9.
84. Ebihara A, Yahata Y, Miyara K, Nakano K, Hayashi Y, Suda H. Heat treatment of nickel-titanium rotary endodontic instruments: effects on bending properties and shaping abilities. *Int Endod J.* 2011;44(9):843-9.
85. Miyara K, Yahata Y, Hayashi Y, Tsutsumi Y, Ebihara A, Hanawa T, et al. The influence of heat treatment on the mechanical properties of Ni-Ti file materials. *Dent Mater J.* 2014;33(1):27-31.
86. Chi C-W, Lai EH-H, Liu C-Y, Lin C-P, Shin C-S. Influence of heat treatment on cyclic fatigue and cutting efficiency of ProTaper Universal F2 instruments. *J Dent Sci.* 2017;12:21-6.
87. Shen Y, Qian W, Abtin H, Gao Y, Haapasalo M. Fatigue testing of controlled memory wire nickel-titanium rotary instruments. *J Endod.* 2011;37(7):997-1001.
88. Shen Y, Zhou H, Zheng Y, Campbell L, Peng B, Haapasalo M. Metallurgical characterization of controlled memory wire nickel-titanium rotary instruments. *J Endod.* 2011;37(11):1566-71.
89. Zhou H, Shen Y, Zheng W, Li L, Zheng Y, Haapasalo M. Mechanical properties of controlled memory and superelastic nickel-titanium wires used in the manufacture of rotary endodontic instruments. *J Endod.* 2012;38(11):1535-40.
90. Braga LC, Magalhães RRS, Nakagawa RKL, Puente CG, Bueno VTL, Bahia MGA. Physical and mechanical properties of twisted or ground nickel-titanium instruments. *Int Endod J.* 2013;46(5):458-65.
91. Tsujimoto M, Irifune Y, Tsujimoto Y, Yamada S, Watanabe I, Hayashi Y. Comparison of conventional and new-generation nickel-titanium files in regard to their physical properties. *J Endod.* 2014;40(11):1824-9.
92. Hieawy A, Haapasalo M, Zhou H, Wang Z, Shen Y. Phase transformation behavior and resistance to bending and cyclic fatigue of ProTaper Gold and ProTaper Universal instruments. *J Endod.* 2015;41(7):1134-8.
93. Alapati SB, Brantley WA, Iijima M, Clark WAT, Kovarik L, Buie C, et al. Metallurgical characterization of a new nickel-titanium wire for rotary endodontic instruments. *J Endod.* 2009;35(11):1589-93.

94. de Vasconcelos RA, Murphy S, Carvalho CAT, Govindjee RG, Govindjee S, Peters OA. Evidence for reduced fatigue resistance of contemporary rotary instruments exposed to body temperature. *J Endod.* 2016;42(5):782-7.
95. Santos L de A, Resende PD, Bahia MG de A, Buono VTL. Effects of R-phase on mechanical responses of a nickel-titanium endodontic instrument : structural characterization and finite element analysis. *Sci World J.* 2016;2016:1-11.
96. Gao Y, Gutmann JL, Wilkinson K, Maxwell R, Ammon D. Evaluation of the impact of raw materials on the fatigue and mechanical properties of ProFile Vortex rotary instruments. *J Endod.* 2012;38(3):398-401.
97. Larsen CM, Watanabe I, Glickman GN, He J. Cyclic fatigue analysis of a new generation of nickel titanium rotary instruments. *J Endod.* 2009;35(3):401-3.
98. Shen Y, Zhou H, Coil JM, Aljazaeri B, Buttar R, Wang Z, et al. ProFile Vortex and Vortex Blue nickel-titanium rotary instruments after clinical use. *J Endod.* 2015;41(6):937-42.
99. da Cunha Peixoto IF, Pereira ÉSJ, da Silva JG, Viana ACD, Buono VTL, Bahia MG de A. Flexural fatigue and torsional resistance of ProFile GT and ProFile GT Series X instruments. *J Endod.* 2010;36(4):741-4.
100. Özyürek T. Cyclic fatigue resistance of Reciproc, WaveOne, and WaveOne Gold nickel-titanium instruments. *J Endod.* 2016;42(10):1536-9.
101. Adıgüzel M, Capar ID. Comparison of cyclic fatigue resistance of WaveOne and WaveOne Gold Small, Primary, and Large instruments. *J Endod.* 2017;43(4):623-7.
102. Gündoğar M, Özyürek T. Cyclic fatigue resistance of OneShape, HyFlex EDM, WaveOne Gold, and Reciproc Blue nickel-titanium instruments. *J Endod.* 2017;43(7):1192-6.
103. Ye J, Gao Y. Metallurgical characterization of M-Wire nickel-titanium shape memory alloy used for endodontic rotary instruments during low-cycle fatigue. *J Endod.* janv 2012;38(1):105-7.
104. Aminsobhani M, Khalatbari MS, Meraji N. Evaluation of the fractured surface of five endodontic rotary instruments : a metallurgical study. *Iran Endod J.* 2016;11(4):286-92.

105. Pereira ESJ, Gomes RO, Leroy AMF, Singh R, Peters OA, Bahia MGA, et al. Mechanical behavior of M-Wire and conventional NiTi wire used to manufacture rotary endodontic instruments. *Dent Mater*. 2013;29(12):e318-24.
106. Dentsply Sirona. Brochure GT Series X [Internet].
https://www.dentsplysirona.com/content/dam/dentsply/pim/manufacture/Endodontics/Glide_Path__Shaping/Rotary__Reciprocating_Files/Shaping/GT_Series_X_Rotary_Files/GT-Series-X-Rotary-File-gulqoi0-en-1402
107. Dentsply Sirona. Brochure ProFile Vortex [Internet].
https://www.dentsplysirona.com/content/dam/dentsply/pim/manufacture/Endodontics/Glide_Path__Shaping/Rotary__Reciprocating_Files/Shaping/Vortex_Rotary_Files/Vortex-Rotary-Files-cromwqh-en-1402
108. Dentsply Sirona. Brochure ProTaper Next [Internet].
http://www.protapernext.com/downloads/A6607den_protaper_next_brochure_FR_LR-1.pdf
109. VDW. Brochure Reciproc [Internet].
<https://www.vdw-dental.com/fileadmin/Dokumente/Sortiment/Aufbereitung/Reziproke-Aufbereitung/RECIPROC/VDW-Dental-RECIPROC-product-brochure-EN.pdf>
110. Dentsply Sirona. Brochure WaveOne [Internet].
http://www.dentsplymailefer.com/wp-content/uploads/2015/07/WAVEONE-LR-0412_Brochure_EN.pdf
111. Montalvão D, Alçada FS. Numeric comparison of the static mechanical behavior between ProFile GT and ProFile GT Series X rotary nickel-titanium files. *J Endod*. 2011;37(8):1158-61.
112. Arias A, Perez-Higuera JJ, de la Macorra JC. Influence of clinical usage of GT and GTX files on cyclic fatigue resistance. *Int Endod J*. 2014;47(3):257-63.
113. Lopes HP, Gambarra-Soares T, Elias CN, Siqueira JF, Inojosa IFJ, Lopes WSP, et al. Comparison of the mechanical properties of rotary instruments made of conventional nickel-titanium wire, M-Wire, or nickel-titanium alloy in R-phase. *J Endod*. 2013;39(4):516-20.
114. Pereira ESJ, Viana ACD, Buono VTL, Peters OA, Azevedo Bahia MG de. Behavior of nickel-titanium instruments manufactured with different thermal treatments. *J Endod*. 2015;41(1):67-71.

115. Gao Y, Shotton V, Wilkinson K, Phillips G, Ben Johnson W. Effects of raw material and rotational speed on the cyclic fatigue of ProFile Vortex rotary instruments. *J Endod.* 2010;36(7):1205-9.
116. Al-Hadlaq SMS, AlJarbou FA, AlThumairy RI. Evaluation of cyclic flexural fatigue of M-Wire nickel-titanium rotary instruments. *J Endod.* 2010;36(2):305-7.
117. Bouska J, Justman B, Williamson A, DeLong C, Qian F. Resistance to cyclic fatigue failure of a new endodontic rotary file. *J Endod.* 2012;38(5):667-9.
118. Elnaghy AM, Elsaka SE. Torsional resistance of XP-endo Shaper at body temperature compared with several nickel-titanium rotary instruments. *Int Endod J.* 2018;51(5):572-6.
119. Pérez-Higuera JJ, Arias A, de la Macorra JC, Peters OA. Differences in cyclic fatigue resistance between ProTaper Next and ProTaper Universal instruments at different levels. *J Endod.* 2014;40(9):1477-81.
120. Nguyen HH, Fong H, Paranjpe A, Flake NM, Johnson JD, Peters OA. Evaluation of the resistance to cyclic fatigue among ProTaper Next, ProTaper Universal, and Vortex Blue rotary instruments. *J Endod.* 2014;40(8):1190-3.
121. Aminsobhani M, Meraji N, Sadri E. Comparison of cyclic fatigue resistance of five nickel titanium rotary file systems with different manufacturing techniques. *J Dent Tehran Iran.* 2015;12(9):636-46.
122. Uygun AD, Kol E, Topcu MKC, Seckin F, Ersoy I, Tanriver M. Variations in cyclic fatigue resistance among ProTaper Gold, ProTaper Next and ProTaper Universal instruments at different levels. *Int Endod J.* 2016;49(5):494-9.
123. Topçuoğlu HS, Topçuoğlu G, Akti A, Düzgün S. In vitro comparison of cyclic fatigue resistance of ProTaper Next, HyFlex CM, OneShape, and ProTaper Universal instruments in a canal with a double curvature. *J Endod.* 2016;42(6):969-71.
124. Özyürek T, Yılmaz K, Uslu G. The effects of autoclave sterilization on the cyclic fatigue resistance of ProTaper Universal, ProTaper Next, and ProTaper Gold nickel-titanium instruments. *Restor Dent Endod.* 2017;42(4):301.
125. AlShwaimi E. Cyclic fatigue resistance of a novel rotary file manufactured using controlled memory Ni-Ti technology compared to a file made from M-wire file. *Int Endod J.* 2018;51:112-7.

126. Gambarini G, Grande NM, Plotino G, Somma F, Garala M, De Luca M, et al. Fatigue resistance of engine-driven rotary nickel-titanium instruments produced by new manufacturing methods. *J Endod.* 2008;34(8):1003-5.
127. Plotino G, Costanzo A, Grande NM, Petrovic R, Testarelli L, Gambarini G. Experimental evaluation on the influence of autoclave sterilization on the cyclic fatigue of new nickel-titanium rotary instruments. *J Endod.* 2012;38(2):222-5.
128. Kramkowski TR, Bahcall J. An in vitro comparison of torsional stress and cyclic fatigue resistance of ProFile GT and ProFile GT Series X rotary nickel-titanium files. *J Endod.* 2009;35(3):404-7.
129. Capar ID, Ertas H, Arslan H. Comparison of cyclic fatigue resistance of novel nickel-titanium rotary instruments : cyclic fatigue of novel instruments. *Aust Endod J.* 2015;41:24-8.
130. Alcalde MP, Tanomaru-Filho M, Bramante CM, Duarte MAH, Guerreiro-Tanomaru JM, Camilo-Pinto J, et al. Cyclic and torsional fatigue resistance of reciprocating single files manufactured by different nickel-titanium alloys. *J Endod.* 2017;43(7):1186-91.
131. Kell T, Azarpazhooh A, Peters OA, El-Mowafy O, Tompson B, Basrani B. Torsional Profiles of new and used 20/.06 GT Series X and GT rotary endodontic instruments. *J Endod.* 2009;35(9):1278-81.
132. Zhao D, Shen Y, Peng B, Haapasalo M. Effect of autoclave sterilization on the cyclic fatigue resistance of thermally treated nickel-titanium instruments. *Int Endod J.* 2016;49(10):990-5.
133. Testarelli L, Grande NM, Plotino G, Lendini M, Pongione G, De Paolis G, et al. Cyclic fatigue of different nickel-titanium rotary instruments : a comparative study. *Open Dent J.* 2009;3:55-8.
134. Gambarini G, Gergi R, Grande NM, Osta N, Plotino G, Testarelli L. Cyclic fatigue resistance of newly manufactured rotary nickel titanium instruments used in different rotational directions. *Aust Endod J.* 2013;39(3):151-4.
135. Zhao D, Shen Y, Peng B, Haapasalo M. Micro-computed tomography evaluation of the preparation of mesiobuccal root canals in maxillary first molars with Hyflex CM, Twisted Files, and K3 instruments. *J Endod.* 2013;39(3):385-8.

136. Gambarini G, Gerosa R, De Luca M, Garala M, Testarelli L. Mechanical properties of a new and improved nickel-titanium alloy for endodontic use : an evaluation of file flexibility. *Oral Surg Oral Med Oral Pathol Oral Radiol Endodontology*. 2008;105(6):798-800.
137. Gambarini G, Pompa G, Di Carlo S, De Luca M, Testarelli L. An initial investigation on torsional properties of nickel-titanium instruments produced with a new manufacturing method. *Aust Endod J*. 2009;35(2):70-2.
138. SybronEndo. Brochure Twisted File [Internet].
<http://www.endodonziamauventuri.it/Preparazione%20rotante%20Ni-Ti/Twisted%20Files%20-%20Brochure.pdf>
139. Gambarini G, Pongione G, Rizzo F, Testarelli L, Cavalleri G, Gerosa R. Bending properties of nickel-titanium instruments: a comparative study. *Minerva Stomatol*. 2008;57(9):393-8.
140. Gambarini G, Plotino G, Grande NM, Al-Sudani D, De Luca M, Testarelli L. Mechanical properties of nickel-titanium rotary instruments produced with a new manufacturing technique. *Int Endod J*. 2011;44(4):337-41.
141. Rodrigues RCV, Lopes HP, Elias CN, Amaral G, Vieira VTL, De Martin AS. Influence of different manufacturing methods on the cyclic fatigue of rotary nickel-titanium endodontic instruments. *J Endod*. 2011;37(11):1553-7.
142. Choi J, Oh S, Kim Y-C, Jee K-K, Kum K, Chang S. Fracture resistance of K3 nickel-titanium files made from different thermal treatments. *Bioinorg Chem Appl*. 2016;2016:1-6.
143. Elsaka SE, Elnaghy AM, Badr AE. Torsional and bending resistance of WaveOne Gold, Reciproc and Twisted File Adaptive instruments. *Int Endod J*. 2017;50(11):1077-83.
144. Bhagabati N, Yadav S, Talwar S. An in vitro cyclic fatigue analysis of different endodontic nickel-titanium rotary instruments. *J Endod*. 2012;38(4):515-8.
145. Pérez-Higueras JJ, Arias A, de la Macorra JC. Cyclic fatigue resistance of K3, K3XF, and Twisted File nickel-titanium files under continuous rotation or reciprocating motion. *J Endod*. 2013;39(12):1585-8.
146. Shen Y, Zhou H, Campbell L, Wang Z, Wang R, Du T, et al. Fatigue and nanomechanical properties of K3XF nickel-titanium instruments. *Int Endod J*. 2014;47(12):1160-7.

147. Elnaghy AM. Cyclic fatigue resistance of ProTaper Next nickel-titanium rotary files. *Int Endod J.* 2014;47(11):1034-9.
148. Shen Y, Riyahi AM, Campbell L, Zhou H, Du T, Wang Z, et al. Effect of a combination of torsional and cyclic fatigue preloading on the fracture behavior of K3 and K3XF instruments. *J Endod.* 2015;41(4):526-30.
149. Bulem UK, Kececi AD, Guldaz HE. Experimental evaluation of cyclic fatigue resistance of four different nickel-titanium instruments after immersion in sodium hypochlorite and/or sterilization. *J Appl Oral Sci.* 2013;21(6):505-10.
150. Higuera O, Plotino G, Tocci L, Carrillo G, Gambarini G, Jaramillo DE. Cyclic fatigue resistance of 3 different nickel-titanium reciprocating instruments in artificial canals. *J Endod.* 2015;41(6):913-5.
151. Park S-Y, Cheung GSP, Yum J, Hur B, Park J-K, Kim H-C. Dynamic torsional resistance of nickel-titanium rotary instruments. *J Endod.* 2010;36(7):1200-4.
152. Casper RB, Roberts HW, Roberts MD, Himel VT, Bergeron BE. Comparison of autoclaving effects on torsional deformation and fracture resistance of three innovative endodontic file systems. *J Endod.* 2011;37(11):1572-5.
153. Shen Y, Coil JM, Zhou H, Zheng Y, Haapasalo M. HyFlex nickel-titanium rotary instruments after clinical use : metallurgical properties. *Int Endod J.* 2013;46(8):720-9.
154. Iacono F, Pirani C, Generali L, Bolelli G, Sassatelli P, Lusvardi L, et al. Structural analysis of HyFlex EDM instruments. *Int Endod J.* 2017;50(3):303-13.
155. Chang SW, Shim KS, Kim YC, Jee KK, Zhu Q, Perinpanayagam H, et al. Cyclic fatigue resistance, torsional resistance, and metallurgical characteristics of V taper 2 and V taper 2H rotary NiTi files. *Scanning.* 2016;38(6):564-70.
156. Peters OA, Gluskin AK, Weiss RA, Han JT. An in vitro assessment of the physical properties of novel Hyflex nickel-titanium rotary instruments. *Int Endod J.* 2012;45(11):1027-34.
157. Coltene. Brochure Hyflex CM et EDM [Internet].
<https://www.coltene.com/pim/DOC/BRO/docbro6847-03-18-fr-hyflex-cm-edm-a4sfraindv1.pdf>
158. Santos L de A, Bahia MG de A, Las Casas EB de, Bueno VTL. Comparison of the mechanical behavior between controlled memory and superelastic nickel-titanium files via finite element analysis. *J Endod.* 2013;39(11):1444-7.

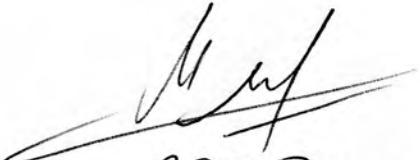
159. Silva EJNL, Rodrigues C, Vieira VTL, Belladonna FG, De-Deus G, Lopes HP. Bending resistance and cyclic fatigue of a new heat-treated reciprocating instrument. *Scanning*. 2016;38(6):837-41.
160. Elnaghy A, Elsaka S. Cyclic fatigue resistance of XP-endo Shaper compared with different nickel-titanium alloy instruments. *Clin Oral Investig*. 2018;22(3):1433-7.
161. Kaval ME, Capar ID, Ertas H. Evaluation of the cyclic fatigue and torsional resistance of novel nickel-titanium rotary files with various alloy properties. *J Endod*. 2016;42(12):1840-3.
162. Özyürek T, Gündoğar M, Uslu G, Yılmaz K, Staffoli S, Nm G, et al. Cyclic fatigue resistances of Hyflex EDM, WaveOne gold, Reciproc blue and 2shape NiTi rotary files in different artificial canals. *Odontology*. 2018;1-6.
163. Silva EJNL, Vieira VTL, Hecksher F, dos Santos Oliveira MRS, dos Santos Antunes H, Moreira EJL. Cyclic fatigue using severely curved canals and torsional resistance of thermally treated reciprocating instruments. *Clin Oral Investig* [Internet]. 2018. [Epub ahead of print].
<http://link.springer.com/10.1007/s00784-018-2362-9>
164. Özyürek T. Bending resistance and cyclic fatigue life of Reciproc Blue, WaveOne Gold, and Genius files in a double (S-shaped) curved canal. *J Dent Res Dent Clin Dent Prospect*. 2017;11(4):241-6.
165. Keskin C, Inan U, Demiral M, Keleş A. Cyclic fatigue resistance of Reciproc Blue, Reciproc, and WaveOne Gold reciprocating instruments. *J Endod*. 2017;43(8):1360-3.
166. De-Deus G, Silva EJNL, Vieira VTL, Belladonna FG, Elias CN, Plotino G, et al. Blue thermomechanical treatment optimizes fatigue resistance and flexibility of the Reciproc files. *J Endod*. 2017;43(3):462-6.
167. Silva EJNL, Hecksher F, Antunes H dos S, De-Deus G, Elias CN, Vieira VTL. Torsional fatigue resistance of blue-treated reciprocating instruments. *J Endod*. 2018;44(6):1038-41.
168. Duke F, Shen Y, Zhou H, Ruse ND, Wang Z, Hieawy A, et al. Cyclic fatigue of ProFile Vortex and Vortex Blue nickel-titanium files in single and double curvatures. *J Endod*. 2015;41(10):1686-90.

169. Dentsply Sirona. Brochure Vortex Blue [Internet].
https://www.dentsplysirona.com/content/dam/dentsply/pim/manufacture/Endodontics/Glide_Path__Shaping/Rotary__Reciprocating_Files/Shaping/Vortex_Blue_Rotary_Files/Vortex-Blue-bng4uld-en-1402
170. VDW. Brochure Reciproc Blue [Internet].
<https://www.vdw-dental.com/fileadmin/Dokumente/Service/Informationsmaterial/Kataloge-Broschueren/EN/VDW-Dental-RECIPROCBblue-EN.pdf>
171. Topçuoğlu HS, Topçuoğlu G. Cyclic fatigue resistance of Reciproc Blue and Reciproc files in an S-shaped canal. *J Endod.* 2017;43(10):1679-82.
172. Alcalde MP, Duarte MAH, Bramante CM, de Vasconcelos BC, Tanomaru-Filho M, Guerreiro-Tanomaru JM, et al. Cyclic fatigue and torsional strength of three different thermally treated reciprocating nickel-titanium instruments. *Clin Oral Investig.* 2018;22(4):1865-71.
173. Elnaghy AM, Elsaka SE. Mechanical properties of ProTaper Gold nickel-titanium rotary instruments. *Int Endod J.* 2016;49(11):1073-8.
174. Plotino G, Grande NM, Mercadé Bellido M, Testarelli L, Gambarini G. Influence of temperature on cyclic fatigue resistance of ProTaper Gold and ProTaper Universal rotary files. *J Endod.* 2017;43(2):200-2.
175. Topçuoğlu HS, Düzgün S, Aktı A, Topçuoğlu G. Laboratory comparison of cyclic fatigue resistance of WaveOne Gold, Reciproc and WaveOne files in canals with a double curvature. *Int Endod J.* 2017;50(7):713-7.
176. Dentsply Sirona. Brochure ProTaper Gold [Internet].
https://www.dentsplysirona.com/content/dam/dentsply/web/France/Support/Brochure/2016/033_1604_brochure%20Protaper_Gold.pdf
177. Dentsply Sirona. Brochure WaveOne Gold [Internet].
https://www.dentsplysirona.com/content/dam/dentsply/web/France/Support/Brochure/2015/120_1507_brochure_Wave_One_gold.pdf
178. de Menezes SEAC, Batista SM, Lira JOP, Monteiro GQ de M. Cyclic fatigue resistance of WaveOne Gold, ProDesign R and ProDesign Logic files in curved canals in vitro. *Iran Endod J.* 2017;12(4):468-73.
179. MicroMega. Brochure 2Shape [Internet].
<http://micro-mega.com/wp-content/uploads/2018/03/Brochure-2Shape-FR-1.pdf>

180. MicroMega. Brochure One Curve [Internet].
<http://micro-mega.com/wp-content/uploads/2018/03/Brochure-One-Curve-FR-1.pdf>
181. Silva EJNL, Vieira VTL, Belladonna FG, Zuolo A de S, Antunes H dos S, Cavalcante DM, et al. Cyclic and torsional fatigue resistance of XP-endo Shaper and TRUShape instruments. *J Endod.* 2018;44(1):168-72.
182. FKG. Brochure XP-Endo Shaper [Internet].
http://www.fkg.ch/sites/default/files/201704_fkg_xp_endo_shaper_brochure_v4_fr_web.pdf
183. Dentsply Sirona. Brochure TRUShape [Internet].
https://www.dentsply.com/content/dam/dentsply/pim/manufacturers/Endodontics/Glide_Path__Shaping/Rotary__Reciprocating_Files/3D_Conforming/TRUShape_3D_Conforming_Files/TRUShape-3D-Conforming-Files-Brochure-2vkhxu-en-1504.pdf
184. Montalvão D, Shengwen Q, Freitas M. A study on the influence of Ni-Ti M- Wire in the flexural fatigue life of endodontic rotary files by using finite element analysis. *Mater Sci Eng C.* 2014;40:172-9.
185. Dosanjh A, Paurazas S, Askar M. The effect of temperature on cyclic fatigue of nickel-titanium rotary endodontic instruments. *J Endod.* 2017;43(5):823-6.
186. Grande NM, Plotino G, Silla E, Pedullà E, DeDeus G, Gambarini G, et al. Environmental temperature drastically affects flexural fatigue resistance of nickel-titanium rotary files. *J Endod.* 2017;43(7):1157-60.

UNIVERSITÉ DE NANTES
UNITÉ DE FORMATION ET DE RECHERCHE D'ODONTOLOGIE

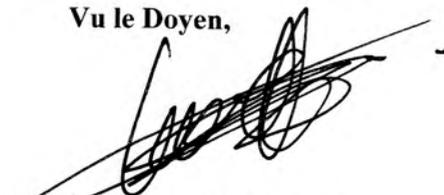
Vu le Président du Jury,



Mr F. Perez.

Vu et permis d'imprimer

Vu le Doyen,



Pr Bernard GIUMELLI

HEMMING (Cécile). – Apport du traitement thermique du nickel-titane aux propriétés mécaniques des instruments endodontiques – 137 f. ; 41 ill. ; tabl. ; 186 ref. ; 30cm (Thèse : Chir. Dent. ; Nantes ; 2018)

RÉSUMÉ

Fabriquées initialement en acier inoxydable, les limes endodontiques ont subi une évolution grâce à l'utilisation du nickel-titane. Cet alliage est utilisé pour ses propriétés de superélasticité et de mémoire de forme. Cependant, le risque de fracture instrumentale persiste et, afin d'augmenter la flexibilité et la résistance des limes endodontiques, les industriels ont développé des traitements thermiques du nickel-titane. Ce travail étudie les améliorations des propriétés mécaniques de ces nouvelles limes endodontiques traitées thermiquement.

RUBRIQUE DE CLASSEMENT : Odontologie – Endodontie

MOTS CLEFS MESH

Endodontie – Endodontics

Instruments dentaires – Dental instruments

Alliage dentaire – Dental alloys

Nickel-Titane – Nickel Titanium

JURY

Présidente et Directrice : Professeur PÉREZ F.

Assesseur : Docteur BADRAN Z..

Assesseur : Docteur HOUCHMAND-CUNY M.

Assesseur : Docteur AUBEUX D.

Membre invité : Docteur PRUDHOMME T.

ADRESSE DE L'AUTEUR

3 Rue Alain Barbe Torte, 44200 Nantes

cecile.hemming@hotmail.fr