AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4
Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10
http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php
http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm

Nancy-Université
Université Henri Poincaré

U.F.R. ESSTIN
École doctorale EMMA, ED409
D.F.D. Mécanique et Énergétique

NANCY Université
Laboratoire d'Énergétique et de Mécanique Théorique et Appliquée

Thèse

présentée en vue d'obtenir le grade de Docteur, spécialité
« Mécanique et Énergétique »

par

Loïc GIROD

Développement et modélisation d'éléments de prothèse pour la main

Thèse soutenue le 14 octobre 2010 devant le jury composé de :

M.	Tarak BEN ZINEB	Professeur, UHP-Nancy I	Président
Mme	Marie-Christine HO BA THO	Professeur, UTC	Rapporteur
Mme	Shabnam ARBAB-CHIRANI	Maître de Conférences HDR, ENIB	Rapporteur
M.	Bernard PRANDI	Directeur Général, Mémométal Technologies	Examinateur
Mme	Valérie BERRY-KROMER	Maître de Conférences HDR, UHP-Nancy I	Directrice
M.	Etienne PATOOR	Professeur, Arts et Métiers ParisTech	Co-directeur
M.	André EBERHARDT	Invité	

Laboratoire d'**É**nergétique et de **M**écanique **T**héorique **A**ppliquée - UMR CNRS 7563
Laboratoire de **P**hysique et **M**écanique des **M**atériaux - UMR CNRS 3236

"Ils ne savaient pas que c'était impossible, alors ils l'ont fait."
Mark TWAIN (1835-1910)

À ma femme, Lauriane, qui n'a jamais cessé de me soutenir et de m'encourager

Remerciements

Je tiens à remercier en premier lieu Madame Valérie Berry-Kromer pour son soutien sans faille, sa bonne humeur et la disponibilité dont elle a fait preuve à mon égard durant ces longues années. Merci également à Monsieur Etienne Patoor pour la patience dont il a su faire preuve.

Mes remerciements vont conjointement à l'ensemble des membres du jury : Mesdames Marie-Christine Ho Ba Tho et Shabnam Arbab-Chirani, qui ont accepté de rapporter mes travaux de thèse, Messieurs Tarak Ben Zineb, Bernard Prandi et André Eberhardt, pour avoir accepté de participer au jury.

Un grand merci à mes collègues de bureau de " l'est " avec qui j'ai passé d'excellents moments : Arnaud Duval, Boris Piotrowski et Wajdi Zouari. Merci également à mes collègues de " l'ouest "pour leur accueil et leur implication et qui ont été contraints et forcés de supporter mes blagues douteuses (et ce n'était que le début) : Gregory Gledel, Amélie Lorant, Franck Day, Julien Borgnard, Hélène Chaillou, Jérôme Trouvé, Rémi Lesbesque, Wilfried Dulin, Guillaume Battas, Gilles Audic, Johanna Ventayol-Gratacos, Christelle Péron, Dougal Bendjaballah et l'ensemble du personnel de Mémométal.

Merci à toute l'équipe Mécanique du Solide à l'ESSTIN : Alain Mikolazjak, Céline Bouby, Christian Ruby, Frédéric Thiébaud, Jean-Marie Génin, Patrice Bacher, Walid Khalil et Marie-Luce Boulet.

Tous mes remerciements à l'ensemble du personnel du Service Commun Informatique de l'ESSTIN et tout particulièrement à Jean-Paul Gobert pour les nombreuses heures passées à mettre en route le cluster du laboratoire.

Merci également à Cédric Pasquier qui, étant passé par là, a su me conseiller dans les moments difficiles.

Je tiens à exprimer mes profonds remerciements à Monsieur Vincent Mollimard, qui porte très bien son surnom de " Coach ", pour son soutien, sa convivialité et son intégrité.

Avec le temps, certains collègues sont devenus des amis. J'aimerais leur dire ô combien

j'ai apprécié leur présence à mes côtés tout au long de ces journées.

Je remercie ceux qui ont veillé sur moi depuis toujours, qui m'ont fait confiance, qui m'ont soutenu sans faille dans tous mes projets et qui ont accepté mes choix : merci à mes parents, Françoise et Michel GIROD ainsi que mon frère Vincent.

Je conclurai en remerciant de tout cœur ma femme Lauriane qui m'a épaulé, encouragé, écouté et a grandement participé au succès de mes travaux. Merci d'avoir relu ce manuscrit pour corriger les fautes persistantes : pour quelqu'un qui n'est pas du domaine, c'est un miracle que tu ne te sois pas endormie en le lisant !

Table des matières

Table des matières vii

Liste des figures ix

Introduction Générale 1

1 État de l'art 3
- 1.1 Anatomie et biomécanique des doigts longs . . . 5
  - 1.1.1 Articulation métacarpophalangienne . . . 5
  - 1.1.2 Articulation interphalangienne proximale . . . 7
  - 1.1.3 Comportement biomécanique de la chaîne digitale . . . 8
  - 1.1.4 Les forces en présence . . . 13
- 1.2 Les pathologies de l'articulation interphalangienne proximale . . . 16
  - 1.2.1 L'IPP, un épicentre . . . 16
  - 1.2.2 Les lésions capsulo-ligamentaires . . . 17
  - 1.2.3 Inflammation et pathologies articulaires . . . 18
- 1.3 Les concepts prothétiques du marché . . . 22
- Conclusion . . . 25

2 Développement des concepts prothétiques 27
- 2.1 Concept de prothèse charnière en NiTi . . . 29
  - 2.1.1 Exigences fonctionnelles et performances de la charnière . . . 29
  - 2.1.2 Choix des matériaux . . . 29
  - 2.1.3 Présentation des alliages à mémoire de forme (AMF) . . . 31
  - 2.1.4 Développement et optimisation de la géométrie . . . 39
  - 2.1.5 Étude du relargage de Nickel . . . 48
- 2.2 Concept de prothèse de resurfaçage . . . 54
  - 2.2.1 Exigences fonctionnelles et performances de l'implant . . . 54
  - 2.2.2 Dimensionnement de l'implant . . . 55
- Conclusion . . . 63

3 Amélioration et validation des concepts prothétiques 65
- 3.1 Prothèse charnière en NiTi . . . 67
  - 3.1.1 Résultats préliminaires . . . 67
  - 3.1.2 Amélioration de la tenue en fatigue . . . 68

3.1.3 Relargage de nickel . . . 72
3.2 Prothèse de resurfaçage . . . 75
3.2.1 Principes de validation des concepts de développement et d'optimisation de la prothèse . . . 75
3.2.2 Étude de la stabilité primaire du dispositif prothétique . . . 88
Conclusion . . . 107

4 Discussion 109
4.1 Charnière en Nickel-Titane . . . 111
4.1.1 Mise en forme et tenue à la fatigue de la charnière . . . 111
4.1.2 Étude du relargage de Nickel . . . 116
4.2 Prothèse de resurfaçage . . . 128
4.2.1 Validation du comportement global de l'implant . . . 128
4.2.2 Modélisations éléments finis de l'interface os/implant . . . 129
Conclusion . . . 136

Conclusion générale et Perspectives 137

A Annexes 141
A.1 Particularités des alliages à mémoire de forme Nickel-Titane . . . 143
A.1.1 Transformation de phase dans un alliage Ni-Ti . . . 143
A.1.2 Effets des traitements thermomécaniques . . . 143
A.1.3 Mécanismes de déformation de la martensite auto-accommodée . . . 144
A.1.4 Effet de la déformation à l'état martensitique sur les températures de transformation . . . 145
A.1.5 Comportement mécanique des alliages NiTi . . . 146
A.2 Loi de comportement des alliages à mémoire de forme développée au laboratoire . . . 148
A.3 Dimensionnement de la machine de fatigue pour le cyclage des charnières . . . 153
A.3.1 Introduction : Principe . . . 153
A.3.2 Équations du modèle . . . 153
A.3.3 Détermination des données géométriques . . . 155
A.3.4 Fonction de transfert angulaire . . . 157
A.4 Tests de relargage de nickel par les alliages NiTi . . . 160
A.4.1 Caractéristiques des séries d'essais . . . 160
A.4.2 Caractéristiques des échantillons et résultats d'analyse . . . 161
A.4.3 Statistiques : analyses de variance à une dimension . . . 167

Bibliographie 173

Liste des figures

1.1 Mobilité de l'articulation MCP [Kapandji et Tubiana 2005] 5
1.2 Environnement fibreux de l'articulation MCP [Kapandji et Tubiana 2005] . . 6
1.3 Vue latérale de l'articulation IPP [Kapandji et Tubiana 2005] 7
1.4 Appareil fibreux de l'articulation IPP [Kapandji et Tubiana 2005] 8
1.5 Tendons des muscles fléchisseurs des doigts [Kapandji et Tubiana 2005] . . . 9
1.6 Tendons des muscles extenseurs des doigts [Kapandji et Tubiana 2005] 10
1.7 Muscles interosseux [Kapandji et Tubiana 2005] 10
1.8 Muscles lombricaux [Kapandji et Tubiana 2005] 11
1.9 Extenseur Commun dans l'extension des doigts [Kapandji et Tubiana 2005] . 12
1.10 Muscles interosseux et lombricaux dans l'extension des doigts [Kapandji et Tubiana 2005] 12
1.11 Ligament réticulaire dans l'extension des doigts [Kapandji et Tubiana 2005] . 13
1.12 Exemples de mesures de forces digitales. a) grip strength, b) tip pinch, c) key pinch, d) palmar pinch [An et al. 1985] 14
1.13 Système de coordonnées établi à chaque articulation de manière à définir la localisation des tendons et les efforts musculaires [An et al. 1985] 15
1.14 Exemple d'entorse latérale de l'IPP [Moutet et al. 2008] 17
1.15 Exemple de luxation postérieure de l'IPP. A. vue de face, B. vue de profil (www-sante.ujf-grenoble.fr) 18
1.16 Tissus impliqués dans la réaction inflammatoire articulaire [Gabay et Berenbaum 2007] 19
1.17 Radiologie d'une articulation IPP montrant des signes d'arthrose (www.institut-main.fr) 21
1.18 Prothèses à charnière totalement contrainte. A. 3S Ortho IPP ; B. Chiropro IPP 22
1.19 Prothèses à charnière partiellement contrainte. VanStraten Accis IPP ; B. SBI IPP DGT 22
1.20 Différents modèles de prothèses à charnière souple en silicone 23
1.21 Exemple de prothèse Swanson cassée (J.M. Meyer, 2008) 23
1.22 Prothèses de resurfaçage à couple de frottement métal/PE. A. SEM Toccata IPP ; B. SBI SR PIP 24
1.23 Prothèse de resurfaçage en pyrocarbone, Ascension PIP 24
1.24 Prothèse de resurfaçage en céramique, Moje IPP 25

2.1 Courbes déformations-durée de vie, à différentes températures pour un alliage NiTi [Miyazaki et al. 1999] . . . 30
2.2 Comparaison des courbes contraintes/déformations entre différents alliages métalliques et des tissus biologiques [Morgan 2004] . . . 31
2.3 Aspect cristallographique de la transformation de l'austénite en variantes de martensite [Duval 2009] . . . 32
2.4 Diagramme de phase de la transformation martensitique [Duval 2009] . . . 32
2.5 Effet mémoire de forme [Peultier 2005] (valeurs typiques d'un alliage NiTi) . 33
2.6 Rupture de liaison par retour mémoire contraint (*http://membres.multimania.fr/planeteamf*) . . . 34
2.7 Bague d'accouplement de tubes (*http://membres.multimania.fr/planeteamf*) . . . 34
2.8 Trajet de chargement pour un comportement superélastique [Duval 2009] . . 35
2.9 Applications exploitant l'effet superélastique . . . 36
2.10 Autres comportements des alliages à mémoire de forme. . . . 37
2.11 Agrafe à mémoire Mémoclip® [Mémométal 2009]. . . . 38
2.12 L'implant SmartToe® [Mémométal 2009] . . . 38
2.13 Fil orthodontique [Svensson 2005] . . . 39
2.14 Implant superélastique X-Fuse® [Mémométal 2009]. . . . 39
2.15 Figures extraites du brevet WO 2005/063149 A1 [Bellemere et Prandi 2005] . 40
2.16 Essais de traction sur fil NiTi superélastique à différentes températures [Peultier 2005] . . . 41
2.17 Principe des conditions aux limites et chargement lors du processus d'optimisation de la charnière . . . 42
2.18 Différentes versions lors du processus d'optimisation de la charnière . . . 43
2.19 Vues de mise en plan de la charnière dans sa version optimisée . . . 43
2.20 Courbe traction-compression du NiTi selon les paramètres utilisés pour les simulations superélastiques . . . 44
2.21 Captures de simulations superélastiques sur la charnière . . . 46
2.22 Aperçu de la machine de fatigue développée pour les essais de fatigue des charnières . . . 47
2.23 Synthèse des différentes interactions cellulaires du nickel [Kasprzak et al. 2003] 49
2.24 Relargage de Nickel par les alliages NiTi dans la littérature . . . 51
2.25 Vues en coupe de l'articulation IPP [Dumont et al. 2008] . . . 57
2.26 Vues en coupe de l'articulation IPP selon le plan transverse [Lawrence et al. 2004] . . . 59
2.27 Aperçu d'une tige de la prothèse IPP de resurfaçage . . . 60
2.28 Design des surfaces articulaires . . . 62
2.29 Prothèse de resurfaçage assemblée (tiges et surfaces articulaires de taille L) . 62

3.1 Gabarit de mise en forme de la charnière . . . 67
3.2 Rupture des premières charnières cyclées . . . 68

3.3 Zones de rupture des charnières testées lors du second essai (mors siliconés) 68
3.4 Charnière en silicone montée sur la machine de fatigue 69
3.5 Différentes matrices en acier utilisées pour la mise en forme de la charnière . 70
3.6 Charnières rompues à différents nombres de cycles 70
3.7 Géométrie de la charnière et calculs éléments finis 71
3.8 Localisation variable des ruptures dans la charnière à 2 spires 72
3.9 Histogramme du relargage de nickel par le NiTi selon le nombre de jours d'immersion 73
3.10 Histogramme du relargage de nickel par l'inox M25W selon le nombre de jours d'immersion 73
3.11 Relargage de nickel par le NiTi : confrontation de nos résultats expérimentaux à ceux de la littérature 74
3.12 Quelques étapes de la technique opératoire de pose de la prothèse IPP 78
3.13 Essais de fatigue de la prothèse de resurfaçage 80
3.14 Modification de la surface proximale S suite aux premiers essais de fatigue : suppression des "ailettes" fragiles en augmentant la quantité de matière en zone palmaire et dorsale 80
3.15 Aperçu de la surface proximale S en UHMWPE après réalisation de 500 000 cycles de fatigue 81
3.16 Aperçu de la surface proximale S en CFR-PEEK après réalisation de 500 000 cycles de fatigue 81
3.17 Simulateur d'usure de prothèse de genou du laboratoire IBV 82
3.18 Schéma de principe du simulateur 83
3.19 Prototype de prothèse IPP montée sur le simulateur 84
3.20 Comparaison du profil de la surface proximale S au début des essais et après l'accomplissement de 3,75 millions de cycles de fatigue 85
3.21 Évolution de la perte de masse des surfaces proximales en UHMWPE au cours de l'essai, mesures réalisées tous les 1,25 millions de cycles 86
3.22 Taux d'usure des surfaces proximales en UHMWPE au cours de l'essai, mesures réalisées tous les 1,25 millions de cycles 87
3.23 Loi de remodelage osseux 88
3.24 Éléments cellulaires du tissu osseux (schéma : J. Poirier & J-M. André) 89
3.25 Architecture du tissu osseux 90
3.26 Coupes tomodensitométriques de fémurs humains à différents âges (*St Côme-CNRS UMR6600*) 91
3.27 Phases du remodelage osseux (*d'après un schéma de l'Université du Michigan, http ://www.umich.edu/*) 91
3.28 Interface métal/tissu osseux et réactions cellulaires précoces [Passuti 1995] . 92
3.29 Modèles numériques simulant le contact primaire d'une prothèse de hanche 94
3.30 Résultats de simulations en contact primaire de prothèses de hanche 95

3.31 Taux de remodelage en fonction de la variation d'énergie de déformation [Huiskes et al. 1987] . . . 96
3.32 Schéma de principe d'un algorithme de remodelage osseux . . . 97
3.33 Exemples de Simulations numériques intégrant des lois de remodelage osseux (remodelage interne) . . . 98
3.34 Processus de création du modèle tridimensionnel de phalange . . . 99
3.35 Reconstruction 3D d'une prothèse Ascension PIP30 . . . 99
3.36 Mise en évidence de la différence des profils des tiges des deux implants évalués . . . 100
3.37 Radiographies montrant la variation d'épaisseur d'os cortical avec l'âge au niveau de l'index [Schulter-Ellis et Lazar 1984] . . . 101
3.38 Reconstruction sous CAO de la répartition corticale/spongieux avec l'âge d'une phalange proximale (plans frontal et sagittal) . . . 101
3.39 Maillages complets des ensembles os/prothèse pour les deux implants considérés . . . 102
3.40 Position des zones de relevé des déformations maximales . . . 103
3.41 Déformations maximales à l'interface os/implant, prothèse Prototype, chargement 200 N (vues en coupe selon le plan sagittal) . . . 104
3.42 Déformations maximales à l'interface os/implant, prothèse Ascension, chargement 200 N (vues en coupe selon le plan sagittal) . . . 104
3.43 Déformations maximales à l'interface os/implant, prothèse Prototype, chargement 500 N (vues en coupe selon le plan sagittal) . . . 104
3.44 Déformations maximales à l'interface os/implant, prothèse Ascension, chargement 500 N (vues en coupe selon le plan sagittal) . . . 105
3.45 Loi de remodelage osseux utilisée pour les simulations numériques [McNamara et Prendergast 2007] . . . 106

4.1 Observations au microscope optique de la surface des charnières . . . 114
4.2 Observations au microscope optique du faciès de rupture de la charnière . . . 115
4.3 Aperçu de la zone de sollicitation, charnière modifiée . . . 116
4.4 Aspect visuel d'échantillons de NiTi traités SE avant et après immersion dans la solution de Ringer . . . 117
4.5 Images MEB de la surface d'échantillons de NiTi avant et après immersion dans la solution de Ringer . . . 118
4.6 Analyse XPS du spectre du titane des échantillons non traités . . . 119
4.7 Analyse XPS du spectre du titane des échantillons traités SE . . . 120
4.8 Analyse XPS du spectre du nickel des échantillons non traités . . . 121
4.9 Analyse XPS du spectre du nickel des échantillons traités SE . . . 121
4.10 Scénario hypothétique expliquant l'origine de la quantité de nickel détectée . . . 123
4.11 Comparatif du relargage à 7 jours, dans la solution de Ringer à 37°C . . . 124

4.12 Images EFTEM (Energy Filtered Transmission Electron Microscopy) des quatre fils étudiés. Les couleurs rouge, bleu et vert indiquent respectivement les éléments O, Ti et Ni [Tian et al. 2009] . . . 125
4.13 Diagramme schématique des énergies de liaison selon différents types de position d'occupation d'un atome de Ni dans une matrice de TiO_2 [Tian et al. 2009] . . . 126
4.14 Profil de concentration de Ni au travers des couches de TiO et TiO_2 au niveau du fil n°2 [Tian et al. 2009] . . . 126
4.15 Aperçu de la surface proximale S après réalisation de 500 000 cycles de fatigue, mise en évidence d'un léger fluage . . . 128
4.16 Évolution de la perte de masse des surfaces proximales en UHMWPE au cours de l'essai . . . 129
4.17 Profils des tiges des deux implants évalués . . . 132
4.18 Déformations maximales à l'interface os/implant, chargement 500N (vues en coupe selon le plan sagittal) . . . 133
4.19 Radiographies d'une arthroplastie avec implant Ascension en pyrocarbone à différentes périodes post-opératoires [Bravo et al. 2007] . . . 134

A.1 Diagramme de phase de l'alliage Nickel-Titane *Massalski, ASM International and Materials* . . . 144
A.2 Les différents stades de comportement de la martensite, pour un alliage NiTi [Liu et al. 1999] . . . 145
A.3 Interface au niveau des mâcles de la martensite autoaccomodée . . . 145
A.4 Différentes étapes de déformation de la martensite auto-accomodée [Liu et al. 1999] . . . 146
A.5 Pseudo diagramme de phase du NiTi [Guenin 1997] . . . 147
A.6 Différentes étapes de déformation de la martensite auto-accomodée [Liu et al. 1999] . . . 149
A.7 Décharge en boucle interne ou après saturation de la transformation martensitique . . . 152
A.8 Principe de la machine de fatigue . . . 153
A.9 Machine en position droite . . . 155
A.10 Machine en position de flexion . . . 156
A.11 Fonction de transfert angulaire de la machine . . . 158
A.12 Machine de fatigue . . . 159

Introduction Générale

L'articulation Interphalangienne proximale, au centre de la chaîne digitale, est la plus importante sur le plan fonctionnel car elle joue un rôle prépondérant dans la majorité des fonctions globales de la main : elle conditionne l'enroulement digital dans la prise digito-palmaire, sa mobilité et sa stabilité sont primordiales pour chaque activité de préhension ... Comme toute articulation fonctionnelle, celle-ci est la cible de lésions capsulo-ligamentaires ou de pathologies articulaires (arthrose, polyarthrite rhumatoïde) pouvant entraîner des douleurs, perte de mobilité et compromettant la fonctionnalité de la main. Au-delà de l'aspect traumatologie, le vieillissement de la population s'accompagne d'une augmentation des pathologies ostéoarticulaires accompagnée d'un refus ou un rejet des personnes de se retrouver pénalisées par la douleur dans leurs activités journalières. Même si des solutions pharmacologiques existent, celles-ci ne peuvent enrayer la dégradation des surfaces articulaires et la perte de fonctionnalité qu'elle induit.

Cette thèse a été réalisée au moyen d'un contrat CIFRE avec la société MEMOMETAL Technologies et en co-tutelle avec les laboratoires LEMTA (CNRS UMR7563) et LPMM (FRE CNRS 3236). L'objectif de cette thèse a été d'évaluer, de développer et tester deux concepts d'implants prothétiques pour l'articulation interphalangienne proximale de la main. Le premier concept se caractérise par une charnière semi-contrainte utilisant un alliage à mémoire de forme en nickel-titane pour ses propriétés mécaniques et sa biocompatibilité. Le second concept est une prothèse dite de resurfaçage, visant à suppléer les surfaces articulaires lésées. Ces deux implants de conception différente doivent répondre aux objectifs communs d'une arthroplastie digitale :

- Restaurer la fonction et la stabilité de l'articulation ;
- Réduire ou supprimer la douleur ;
- Restituer une transmission physiologique des efforts ;
- Être totalement biocompatible, stable à long terme et résister à l'usure ;
- Autoriser une possibilité de reprise chirurgicale en cas de complication et de détérioration d'un élément constituant l'implant.

Le *premier chapitre* présente l'anatomie et la biomécanique des doigts longs de manière à appréhender les fonctions globales de la main et l'importance de l'ensemble des structures musculo-tendineuses. Nous détaillons ensuite les principales pathologies de l'articulation interphalangienne proximale (IPP) et leurs conséquences éventuelles sur les performances fonctionnelles de la main. Enfin, nous terminons par une présentation des principaux concepts de prothèses pour l'articulation IPP présents sur le marché, étape préliminaire à

la définition d'un cahier des charges de l'arthroplastie digitale.

Le *deuxième chapitre* expose de manière détaillée les deux concepts prothétiques développés. Dans un premier temps, nous présentons les caractéristiques principales de la charnière en nickel-titane et les différents moyens mis en oeuvre afin de caractériser ses performances. Des simulations numériques sur code de calcul par éléments finis permettent, en considérant en première approximation le comportement élastique de l'austénite, de définir une géométrie optimisée, et apte à être testée. Le comportement est ensuite vérifié au moyen d'une routine simulant le comportement des alliages à mémoire de forme (AMF) développée au laboratoire. Le dernier aspect étudié sur ce concept est la possibilité de relargage de nickel par l'implant lors des sollicitations répétées. Dans un second temps, nous exposons les méthodes de dimensionnement de la prothèse de resurfaçage et ses principales caractéristiques. En se basant sur un cahier des charges global de l'implant, nous nous appuyons sur des données morphologiques et biomécaniques de la littérature de manière à définir avec précision les caractéristiques géométriques des différents composants.

Dans le *troisième chapitre*, nous nous concentrons sur l'ensemble des résultats d'essais des différents implants : tenue en service, usure ... Des difficultés sont rencontrées avec la prothèse en NiTi qui présente des ruptures à faible nombre de cycles. Nous analysons les différentes causes possibles de rupture et exposons les différents moyens mis en oeuvre pour les pallier. La prothèse de resurfaçage présente d'excellents résultats tant à la tenue en fatigue qu'à l'usure. Les différents protocoles de qualification et les moyens mis en oeuvre sont présentés. Nous présentons également une étude toxicologique de l'alliage nickel-titane face à la possibilité de relargage de nickel et un modèle numérique permettant d'évaluer l'impact de la prothèse de resurfaçage sur l'environnement osseux qui l'entoure en s'intéressant au phénomène de *stress shielding*.

Enfin, le *quatrième chapitre* consiste en une analyse et critique des deux implants. Nous évaluons dans un premier temps la mise en forme et la tenue à la fatigue de la charnière, puis nous discutons des résultats d'études de relargage par les alliages de NiTi. Enfin, nous terminons sur l'interprétation des données fournies par les modélisations aux éléments finis de l'interface os/implant pour les différentes simulations effectuées entre la prothèse de resurfaçage développée au cours de nos travaux et une prothèse de concept identique, présente sur le marché.

État de l'art

1

Sommaire

2.1 Concept de prothèse charnière en NiTi . . . 29
2.1.1 Exigences fonctionnelles et performances de la charnière . . . 29
2.1.2 Choix des matériaux . . . 29
2.1.3 Présentation des alliages à mémoire de forme (AMF) . . . 31
2.1.3.a Introduction . . . 31
2.1.3.b Comportement des alliages à mémoire de forme . . . 31
2.1.3.c Applications des AMF dans le domaine médical . . . 37
2.1.4 Développement et optimisation de la géométrie . . . 39
2.1.4.a Optimisation par éléments finis . . . 40
2.1.4.b Vérification a posteriori du comportement élastique au moyen de la routine AMF . . . 44
2.1.4.c Évaluation de la tenue à la fatigue : développement d'une machine dédiée . . . 47
2.1.5 Étude du relargage de Nickel . . . 48
2.1.5.a État de l'art . . . 48
2.1.5.b Protocole de mesure du relargage de nickel . . . 51
2.1.5.c Quantification de la toxicité du nickel . . . 53
2.2 Concept de prothèse de resurfaçage . . . 54
2.2.1 Exigences fonctionnelles et performances de l'implant . . . 54
2.2.2 Dimensionnement de l'implant . . . 55
2.2.2.a Analyse morphologique des phalanges . . . 55
2.2.2.b Caractéristiques de l'implant . . . 60
Conclusion . . . 63

Ce chapitre introductif vise à présenter l'environnement tissulaire des articulations des doigts longs et plus particulièrement de l'articulation interphalangienne proximale. Après une présentation de l'anatomie et de la biomécanique des articulations digitales (mobilité, efforts intervenant au niveau articulaire...), nous passons en revue les différentes pathologies de ces articulations et l'ensemble des solutions actuellement à disposition pour y remédier ou les atténuer.

1.1 Anatomie et biomécanique des doigts longs

1.1.1 Articulation métacarpophalangienne

1.1.1.a Description et mobilité

L'articulation métacarpophalangienne (MCP) est de type condylien possédant deux degrés de liberté : flexion/extension dans le plan sagittal, inclinaison latérale dans le plan frontal [Kapandji et Tubiana 2005],[Netter et al. 2004], [Olivier et Olivier 1963].
L'ensemble des mobilités de l'articulation MCP est synthétisée dans la Figure 1.1. L'amplitude de flexion est voisine de 90° et va de manière croissante jusqu'au cinquième rayon où elle peut atteindre 100°. L'amplitude de l'extension active est variable suivant les sujets et peut atteindre 30 à 40°. Pour les sujets présentant une forte laxité ligamentaire, l'extension passive peut atteindre 90°.
Le mouvement de latéralité de l'articulation MCP est variable selon le rayon considéré. L'index possède la plus grande amplitude à 30° (c'est à cette amplitude que l'index doit son nom : indicateur). En combinant des mouvements d'abduction-adduction et d'extension-flexion, l'index est à même d'effectuer des mouvements de circumduction.
Enfin, les articulations MCP des quatre derniers rayons ne possèdent pas de rotation longitudinale active. Seul l'index présente une rotation axiale passive de l'ordre de 60° de par la laxité ligamentaire.

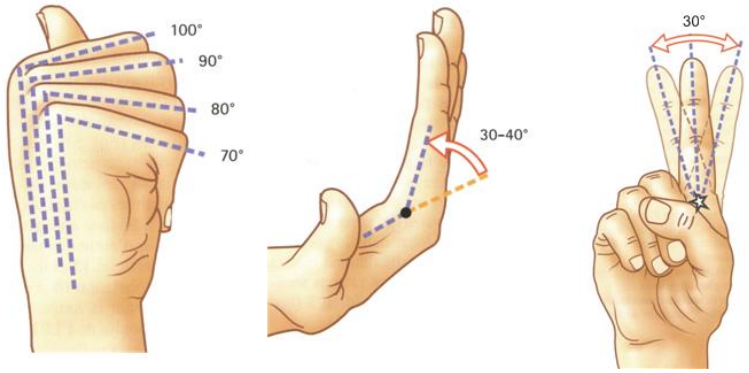


Figure 1.1 – *Mobilité de l'articulation MCP [Kapandji et Tubiana 2005]*

1.1.1.b La stabilité articulaire

La forme des surfaces articulaires, le système capsulo-ligamentaire et le système musculo-tendineux sont les garants de la stabilité articulaire. Le système capsulo-ligamentaire extrêmement puissant plaque palmaire/ligaments latéraux réalise un emboîtement articulaire parfaitement stable et joue le rôle de stabilisateur primaire à la mise en contrainte de l'articulation. Le système musculo-tendineux, quant à lui, assure la stabilité lors de la mise en mouvement de l'articulation.
Cependant, les formes articulaires de l'articulation MCP n'assurent en elles-même qu'une stabilisation minime sauf dans les derniers degrés de flexion ; c'est donc l'adaptation du

système ligamentaire qui va permettre la stabilisation permanente de l'articulation.

Les ligaments latéraux de l'articulation MCP s'intègrent dans un appareil fibreux complexe qui suspend et centre les tendons extenseurs et fléchisseurs. La capsule articulaire, renforcée par le ligament latéral, s'insère sur le tubercule latéral de la tête métacarpienne, excentrée en arrière de la ligne des centres de courbure.
La poulie métacarpienne, qui s'insère sur les bords latéraux du cartilage glénoïdien, joue un rôle très important lors de la flexion de la MCP en maintenant stable la base phalangienne. Tout le long de la chaîne digitale, les poulies maintiennent les tendons au contact de l'arc squelettique formé par le métacarpien et les phalanges.
Une vue détaillée de l'appareil fibreux de l'articulation MCP est présentée dans la Figure 1.2.

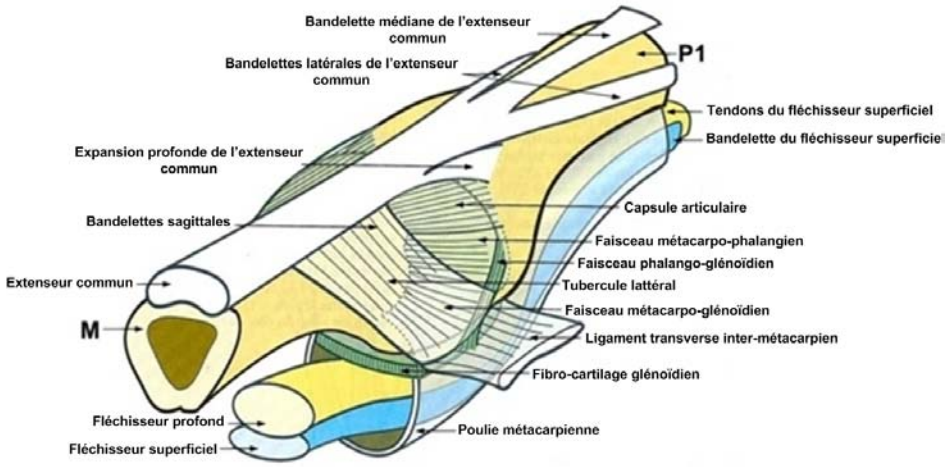


FIGURE 1.2 – *Environnement fibreux de l'articulation MCP [Kapandji et Tubiana 2005]*

Les mouvements d'hyperextension sont limités par le fibro-cartilage glénoïdien ou plaque palmaire, formé de fibres longitudinales et transversales tressées entre elles. Le bord proximal de la plaque palmaire est libre, sa surface articulaire est concave et prolonge en avant la base de P1 (phalange proximale). Cette formation joue un rôle capital dans la stabilité de l'articulation. Les plaques palmaires des quatre doigts longs sont reliées entre elles par le ligament interglénoïdien. Lors des mouvements de flexion-extension, la plaque glisse sur la tête métacarpienne à la façon d'une visière. L'absence d'insertion proximale permet l'hyper-extension de l'articulation. Si cette hyper-extension est forcée, la tête du métacarpien s'échappe en avant, sous la plaque palmaire, réalisant une luxation de l'articulation. En flexion progressive, la plaque reste rigide et perd peu à peu le contact avec la tête du métacarpien.

1.1.2 Articulation interphalangienne proximale

1.1.2.a Description et mobilité

Les articulations interphalangiennes sont de type trochléen (deux condyles) et possèdent un seul degré de liberté : flexion/extension dans le plan sagital [Kapandji et Tubiana 2005],[Netter et al. 2004], [Olivier et Olivier 1963].
L'amplitude de flexion dans les articulations interphalangiennes proximales (IPP) dépasse 90° et croît du deuxième au cinquième doigt pour atteindre 135° au niveau de l'auriculaire. L'amplitude de l'extension active et passive est nulle pour l'IPP.
Cette articulation est naturellement très stable latéralement (pas de mouvement de latéralité). Une rupture d'un ligament latéral provoque une forte gêne au niveau de cette articulation.

1.1.2.b La stabilité articulaire

Tout comme pour l'articulation MCP, le système capso-ligamentaire joue un rôle prépondérant dans la stablisation de l'articulation IPP. De plus, cette fonction est facilitée par la congruence des surfaces articulaires qui, par leur forme, assurent une stabilité primaire à l'articulation.

Sur une vue latérale (Figure 1.3), on distingue outre les ligaments latéraux, les expansions du tendon extenseur et les ligaments phalango-glénoïdiens.

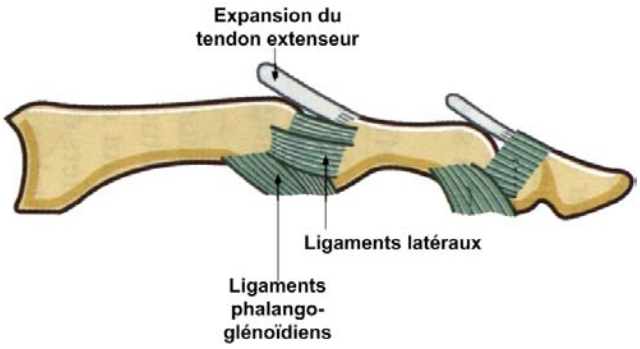


FIGURE 1.3 – *Vue latérale de l'articulation IPP [Kapandji et Tubiana 2005]*

Les ligaments latéraux sont tendus dans la flexion et dans l'extension complète qui représente une position de stabilité latérale absolue. Ces ligaments étant détendus en position de flexion intermédiaire, cette position ne doit jamais être une position d'immobilisation car elle favorise la rétractation des ligaments latéraux, cause d'enraidissement ultérieur.
Comme pour les articulations MCP et pour les mêmes raisons mécaniques, il existe un fibro-cartilage glénoïdien visible en Figure 1.4. Sa fonction de frein de l'hyperextension est assistée par un faisceau de fibres longitudinales (couramment nommées sous le terme de *check rein ligaments*) tendu à la face antérieure de la plaque palmaire de part et d'autre des tendons fléchisseurs profond et superficiel. Dans la flexion, le fibro-cartilage glénoïdien vient glisser sur la face antérieure de la phalange proximale.

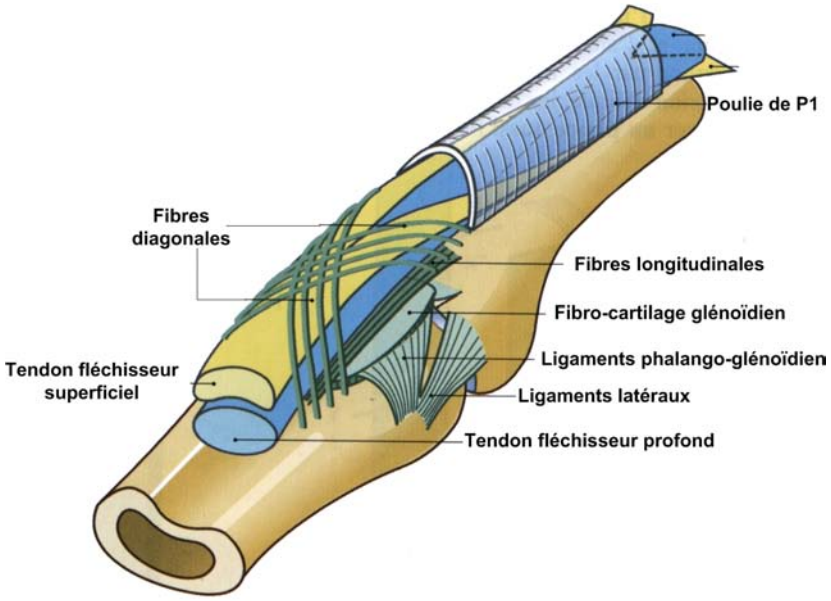


FIGURE 1.4 – *Appareil fibreux de l'articulation IPP [Kapandji et Tubiana 2005]*

1.1.3 Comportement biomécanique de la chaîne digitale

1.1.3.a Les moteurs articulaires

Les moteurs articulaires sont constitués principalement des tendons fléchisseur commun superficiel, fléchisseur commun profond et extenseur commun. Ils jouent un rôle fondamental dans la mobilité de la chaîne digitale et sa stabilité dynamique. Il existe cependant un déséquilibre de moments entre fléchisseurs et extenseurs : 42N.m pour le fléchisseur commun superficiel, 45N.m pour le fléchisseur commun profond contre 17N.m pour l'extenseur commun des doigts [Condamine 1999].
Les muscles fléchisseurs des doigts, très puissants et volumineux, sont situés dans la loge antérieure de l'avant-bras : ce sont des muscles extrinsèques car ils ne sont pas limités à la région de la main.
Le tendon Fléchisseur Commun Profond (FCP) passe au travers du Fléchisseur Commun Superficiel (FCS) (Figure 1.5) ; ce croisement symétrique évite l'apparition d'une composante latérale nuisible.

Le FCS est le fléchisseur de P2 (phalange moyenne) sans action sur P3 (phalange distale). Le FCP est le fléchisseur de P3 mais la flexion de P3 s'accompagne très rapidement de la flexion de P2 car il n'existe pas d'extenseur de cette phalange capable de s'opposer à cette flexion. Il n'est pleinement fonctionnel que lorsque P1 est maintenue en extension par contraction de l'extenseur commun.

Les muscles extenseurs des doigts sont pour la plupart extrinsèques. D'un point de vue physiologique, l'extenseur commun est essentiellement l'extenseur de la première phalange, sur le métacarpien. Par contre, l'action sur P2 au travers de la languette médiane et sur P3 par les deux languettes latérales dépend du degré de tension du tendon et, par

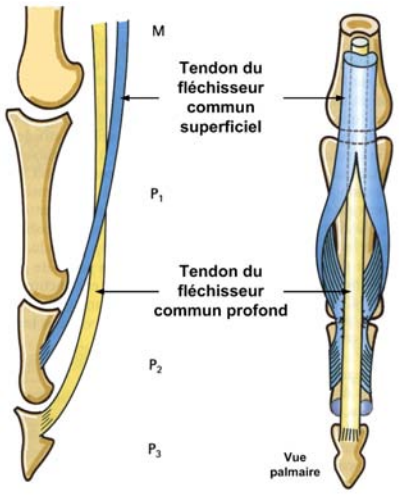


FIGURE 1.5 – *Tendons des muscles fléchisseurs des doigts [Kapandji et Tubiana 2005]*

conséquent, de la position du poignet et aussi du degré de flexion de l'articulation MCP. Cette action est :

- Notable lorsque le poignet est fléchi ;
- Partielle et incomplète lorsqu'il est en réticule (main à plat) ;
- Nulle lorsque le poignet se trouve en extension.

Au niveau de l'index, les tendons ont une action de latéralité. Les tendons des muscles extenseurs des doigts sont présentés en Figure 1.6.

Les muscles interosseux agissent sur la MCP selon deux types d'actions :

- Action de latéralité ;
- Flexion/extension.

Leur action de latéralité est due à l'insertion d'une partie du tendon terminal sur le tubercule latéral de la base de P1 comme présenté Figure 1.7. Les interosseux palmaires sont moins volumineux et moins puissants que les interosseux dorsaux, ce qui explique la moindre efficacité des palmaires dans le rapprochement des doigts. Pour la flexion, leur action dépend du degré de flexion de la MCP et de l'état de tension de l'extenseur commun.

Les muscles lombricaux représentés Figure 1.8 s'insèrent sur les bords des tendons fléchisseurs profonds. Ils sont :

- Fléchisseurs de l'articulation MCP (entre le métacarpe et P1) ;
- Extenseurs des articulations IPP (entre P1 et P2 et entre P2 et P3).

À l'inverse des interosseux, ils déterminent leur action quelle que soit la position de la métacarpophalangienne.

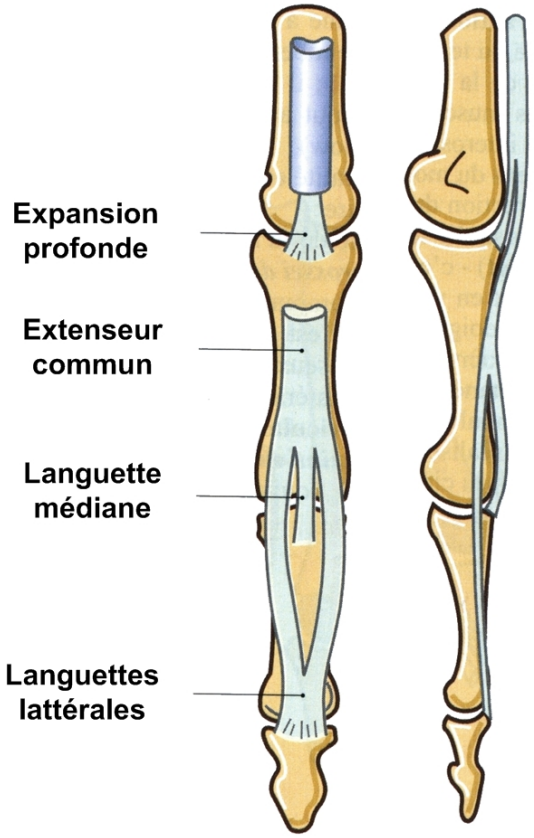


FIGURE 1.6 – *Tendons des muscles extenseurs des doigts [Kapandji et Tubiana 2005]*

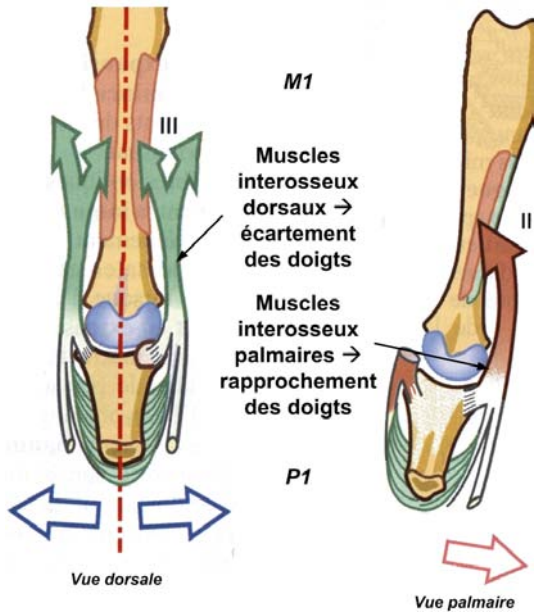


FIGURE 1.7 – *Muscles interosseux [Kapandji et Tubiana 2005]*

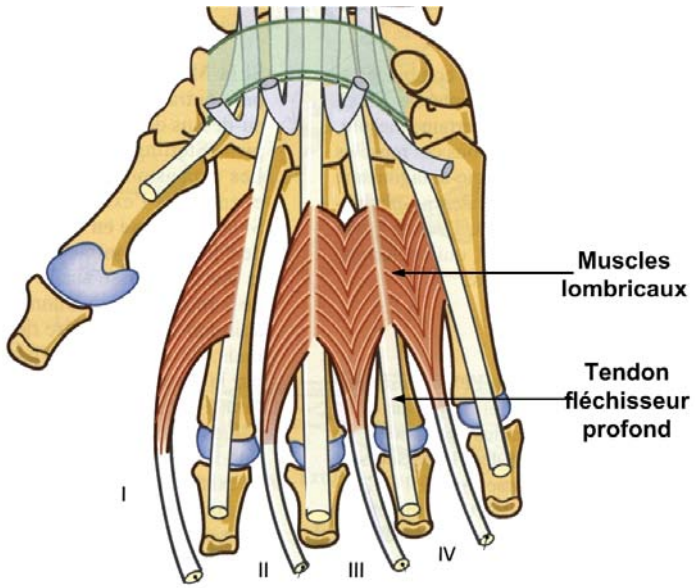


FIGURE 1.8 – *Muscles lombricaux [Kapandji et Tubiana 2005]*

1.1.3.b L'extension des doigts

L'extension des doigts est due à l'action combinée de l'extenseur commun, des muscles interosseux et lombricaux et même du fléchisseur superficiel. Toutes ces structures interviennent dans des rapports de synergie/antagonisme variables suivant la position de la métacarpophalangienne et du poignet.
L'Extenseur Commun est le véritable extenseur de P1 (Figure 1.9) et n'agit sur P2 et P3 que si les fléchisseurs sont détendus par flexion du poignet, flexion de la MCP, ou section des fléchisseurs.

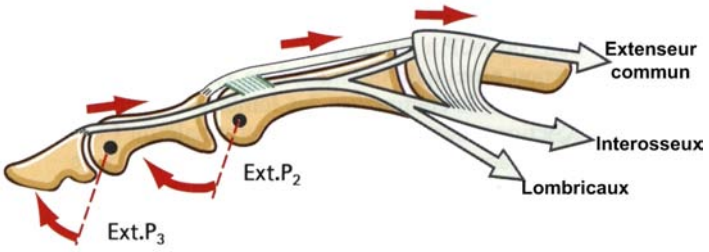


FIGURE 1.9 – *Extenseur Commun dans l'extension des doigts [Kapandji et Tubiana 2005]*

Les muscles interosseux sont fléchisseurs de P1 et extenseurs de P2 et P3. Leur action sur les phalanges dépend du degré de flexion de la MCP et de l'état de tension de l'extenseur commun.
Les muscles lombricaux sont fléchisseurs de P1 et extenseurs de P2 et P3. Ils déterminent ces actions quelle que soit la flexion de la MCP et facilitent l'extension de P2 et P3 en détendant la portion distale des tendons du Fléchisseur Commun Profond (Figure 1.10).

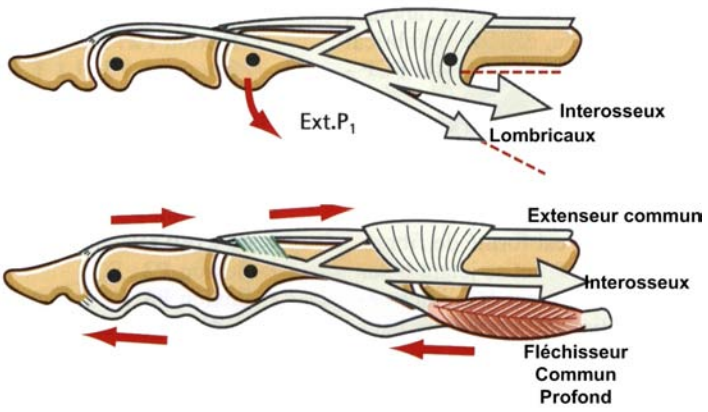


FIGURE 1.10 – *Muscles interosseux et lombricaux dans l'extension des doigts [Kapandji et Tubiana 2005]*

Enfin, nous pouvons noter l'action du ligament réticulaire (Figure 1.11) qui croise l'IPP en avant de son axe, c'est-à-dire en position palmaire. En effet, l'extension de l'IPP tend les fibres du ligament réticulaire et entraîne mécaniquement l'extension de l'interphalangienne distale de la moitié de sa course, qui passe ainsi d'une position de flexion à 80° à une position de flexion à 40°, soit une extension automatique de 40°.

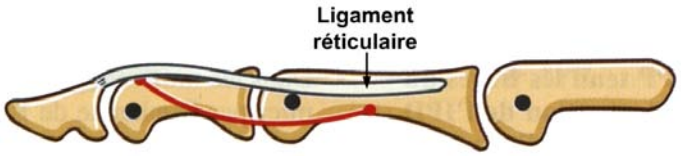


FIGURE 1.11 – *Ligament réticulaire dans l'extension des doigts [Kapandji et Tubiana 2005]*

Nous pouvons résumer l'action des différentes structures musculaires et tendineuses de la façon suivante :
Extension simultanée de P1 + P2 + P3 :

- Synergie de contraction de l'extenseur commun + muscles lombricaux et interosseux ;
- Action passive et antagoniste du ligament réticulaire.

Extension isolée de P1 : contraction de l'extenseur commun

- Avec flexion de P2 $\Longrightarrow$ contraction du fléchisseur commun superficiel, relâchement des interosseux ;
- Avec flexion de P3 $\Longrightarrow$ contraction du fléchisseur commun profond, relâchement des interosseux ;
- Avec extension de P3 $\Longrightarrow$ contraction des muscles lombricaux et interosseux (difficile).

Flexion isolée de P1 : contraction des muscles lombricaux et interosseux (antagonisme extenseur comun/interosseux : relâchement extenseur commun)

- Avec extension de P2 et P3 $\Longrightarrow$ contraction des muscles lombricaux ;
- Avec flexion de P2 $\Longrightarrow$ contraction du fléchisseur commun superficiel ;
- Avec extension de P3 $\Longrightarrow$ contraction des muscles lombricaux (difficile car la flexion de l'IPP relâche les bandelettes latérales) ;
- Avec flexion de P3 $\Longrightarrow$ contraction du fléchisseur commun profond.

1.1.4 Les forces en présence

La détermination des efforts articulaires est une étape indispensable dans la compréhension du fonctionnement de la chaîne digitale [Biggs et Horch 1999]. Il existe de nombreuses études déterminant les efforts générés par les doigts dans des activités calibrées. Les mesures sont réalisées à l'aide d'un dynamomètre de Jamar selon des actions de pincement (tip pinch, key pinch), de saisie (grip strength), de prise palmaire (palmar pinch)... Quelques exemples de prises sont représentés Figure 1.12. De manière à simplifier la correspondance entre les différentes références, nous utilisons les termes anglophones pour définir les différentes méthodes de mesure d'effort. Les valeurs rapportées par les différentes études varient parfois du simple au double pour les mêmes types d'efforts. De nombreux facteurs sont à l'origine de ces écarts, tels la population cible, l'heure des prises

de force, la température ambiante ainsi que la pratique régulière d'une activité physique [Ash et al. 1996].

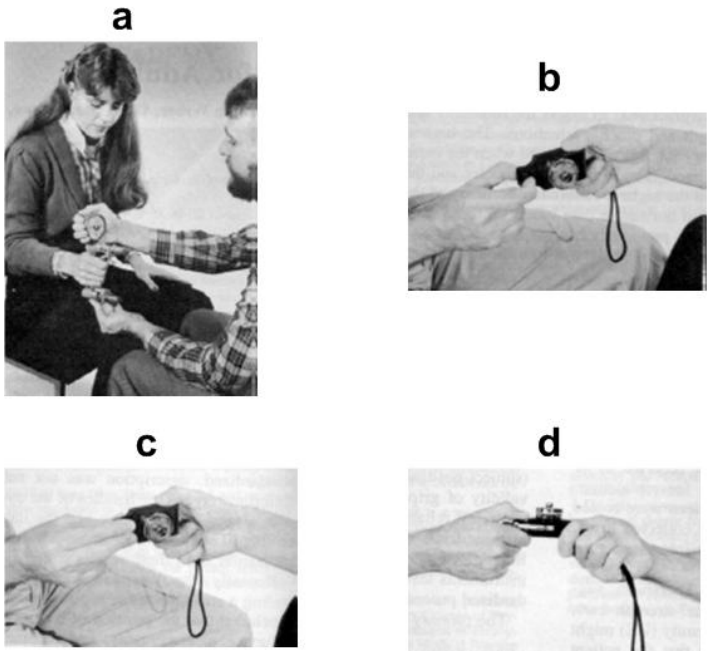


FIGURE 1.12 – *Exemples de mesures de forces digitales. a) grip strength, b) tip pinch, c) key pinch, d) palmar pinch [An et al. 1985]*

Le tableau 1.1 présente les valeurs de forces mesurées lors de l'étude de Mathiowetz [Mathiowetz et al. 1985].

Fonction	Force min	Force max
Grip strength	240 N	464 N
Tip pinch	48 N	76 N
Key pinch	68 N	109 N
Palmar pinch	70 N	104 N

TABLE 1.1 – *Mesures de forces [Mathiowetz et al. 1985]*

Sur le même principe, An rapporte les mesures suivantes [An et al. 1985] (Figure 1.2) :

Fonction	Force min	Force max
Tip pinch	24 N	95 N
Key pinch	37 N	106 N
Pulp pinch [1]	30 N	83 N

TABLE 1.2 – *Mesures de forces [An et al. 1985]*

La résultante des forces exercées par les doigts au niveau articulaire, permettant de cerner la plage de charges appliquées à une articulation, nécessite une étude analytique complexe. Les travaux de An ont décrit les contraintes articulaires résultantes du mouvement de pince pouce/index au moyen d'un modèle mathématique. Les contraintes transmises se font en cisaillement, compression et traction antéro-postérieure (Figure 1.13). Ces forces

1. Doigt pressé contre la pulpe du pouce

sont équilibrées par les surfaces articulaires, l'appareil capsulo-ligamentaire et la balance tendino-musculaire.

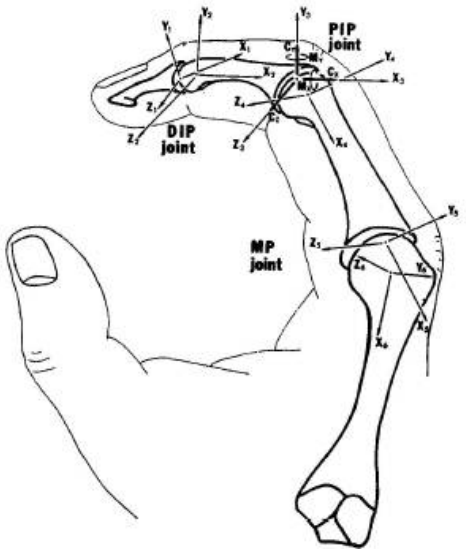


FIGURE 1.13 – *Système de coordonnées établi à chaque articulation de manière à définir la localisation des tendons et les efforts musculaires [An et al. 1985]*

Les forces résultantes sont très importantes. Pour un effort de type *pinch*, les forces de compression sont multipliées par 5 en compression axiale pour l'IPP au niveau de la tête phalangienne proximale et par 4 pour la MCP au niveau de la tête métacarpienne proximale. Les tableaux 1.3 et 1.4 rapportent les efforts transmis au niveau articulaire en fonction de la force générée par l'activité, respectivement pour l'articulation IPP et MCP.

Fonction	Force de compression	Force de cisaillement dorsal	Force de cisaillement radial
Tip pinch	4,4 à 4,9	0,9 à 1,1	0
Key pinch	4,9 à 19,4	1,1 à 4,5	0,3 à 1,1
Pulp pinch	4,8 à 5,8	1,1 à 1,4	0
Grasp [2]	4,5 à 5,3	1,0 à 1,3	0 à -0,1

TABLE 1.3 – *Facteurs de transmission d'effort au niveau de l'IPP [An et al. 1985]*

Fonction	Force de compression	Force de cisaillement dorsal	Force de cisaillement radial
Tip pinch	3,5 à 3,9	2,1 à 2,3	0,1 à 0,2
Key pinch	14,7 à 27,1	3,9 à 5,7	0,0 à 0,1
Pulp pinch	4,0 à 4,6	2,2 à 2,4	0,1
Grasp	3,2 à 3,7	2,9 à 3,1	0,3 à 0,4

TABLE 1.4 – *Facteur de transmission d'effort au niveau de la MCP [An et al. 1985]*

Ce modèle mathématique n'est pas unique dans la littérature mais rend bien compte d'une amplification des efforts au niveau articulaire.

Dans un article très complet sur le développement d'articulations artificielles, Gibson utilise le modèle de An pour déterminer les efforts appliqués réellement aux articulations [Gibson et al. 2008]. En considérant un *tip pinch* de 66N issues de données cliniques, il

2. Grasp = poigne

détermine les forces internes maximales pour un index de 179N, 331N et 299N respectivement pour les articulations InterPhalangienne Distale (IPD), Interphalangienne Proximale (IPP) et MétaCarpoPhalangienne (MCP). La contribution moyenne de chaque doigt lors d'un effort d'agrippement (*grip strength*) est de 30% pour l'index, 30% pour le majeur, 22% pour l'annulaire et 18% pour l'auriculaire. Au travers d'une mesure de *grip* de 55,2kg, la composante d'effort sur la phalange distale de l'index a été calculée à 81N. En transposant cette valeur dans le modèle de An, Gibson montre que la force maximale interne au niveau de l'articulation de l'index est de 281N, 442N et 391N respectivement pour l'IPD, l'IPP et la MCP. Cette étude permet de démontrer que, contrairement à la pensée commune, les efforts articulaires sont plus importants dans l'articulation IPP que dans la MCP.

Le précédent modèle de transmission d'effort s'accompagne d'un relevé des angulations articulaires selon le geste effectué (1.5).

	Articulations		
Fonction	IPD	IPP	MCP
Tip pinch	25°	50°	48°
Key pinch	20°	35°	20°
Pulp pinch	0°	50°	48°
Grasp	23°	48°	62°
Saisie d'une mallette	55°	72°	23°
Tenue d'une verre	20°	48°	5°
Ouverture d'un gros bocal	35°	55°	50°

TABLE 1.5 – *Orientation angulaire des articulations selon différentes fonctions [An et al. 1985]*

1.2 Les pathologies de l'articulation interphalangienne proximale

1.2.1 L'IPP, un épicentre

L'IPP, au centre de la chaîne digitale, en est l'articulation la plus importante sur le plan fonctionnel [Bonnel et al. 2008], [Moutet et al. 2008]. Elle est, du fait de sa situation médiane et superficielle, la plus fragile. Lee W. Milford considère que toutes les fonctions majeures de la main dépendent de l'IPP. L'IPP est en effet un carrefour tendineux (fléchisseur et extenseur), ligamentaire (ligaments latéraux) et fibrocartilagineux (plaque palmaire).
Le rôle des IPP est différent selon les rayons. Il doit être intégré dans le cadre des fonctions globales de la main. Alors que leur mobilité est fondamentale pour les rayons ulnaires [1], c'est sa stabilité qui prime pour l'index dans la prise pollici-digitale.

Nous pouvons synthétiser son implication dans la chaîne digitale de la manière suivante :

– la mobilité de l'IPP, au centre de la chaîne digitale, conditionne l'enroulement digital dans la prise digito-palmaire ;

1. Relatif à l'Ulna ou Cubitus, os postéro-médial de l'avant-bras

- la stabilité latérale de l'IPP de l'index est indispensable pour la prise pollici-digitale ;
- La mobilité et la stabilité de l'IPP jouent un rôle prépondérant dans chaque type de préhension ;
- Lors de prises digito-palmaires, les IPP doivent présenter une mobilité complète en flexion afin d'assurer le verrouillage de la prise.

1.2.2 Les lésions capsulo-ligamentaires

Les lésions capsulo-ligamentaires se manifestent principalement sous la forme d'entorses latérales ou antérieures et de luxations.
Les entorses latérales (Figure 1.14) touchent les ligaments latéraux cubitaux ou radiaux. Cette pathologie s'identifie aisément par une articulation globuleuse et une douleur lors de la pression du ligament incriminé. On distingue parfois un arrachement osseux associé. Les séquelles d'entorse latérale sont :

- une laxité en flexion ;
- une articulation d'aspect globuleux en extension, généralement définitif.

Cependant, cette pathologie n'affecte en rien l'enroulement digital. Dans les rares cas où la laxité présente une gêne fonctionnelle, il est possible, soit de procéder à la reconstruction des ligaments, soit de sectionner le ligament opposé. Compte tenu de leur caractère délicat, ces interventions ne sont effectuées qu'après une discussion précise avec le patient.



FIGURE 1.14 – *Exemple d'entorse latérale de l'IPP [Moutet et al. 2008]*

Les entorses antérieures sont liées à un arrachement de la plaque palmaire et sont des accidents fréquents. Ceux-ci surviennent le plus souvent lors de pratiques sportives dans des activités à sollicitation ou à blocage du doigt en extension (volley-ball, basket-ball). Le diagnostic clinique s'appuie sur un hématome à la face antérieure de l'IPP et d'une douleur à la pression qui l'accompagne. Cette entorse s'accompagne immanquablement de l'arrachement de fragment osseux à la base de P2. La taille du fragment emporté conditionne la stabilité articulaire antéro-postérieure. Si la surface avulsée est supérieure au tiers de la surface articulaire de la base de P2, on observe alors une perte de la stabilité et de la congruence articulaire. Les séquelles de l'arrachement de la plaque palmaire sont des déficit d'extension de l'IPP. En effet, si la mobilisation active immédiate n'a pas été entreprise, la cicatrisation en rétractation de la plaque palmaire entraînera un déficit d'extension plus ou moins marqué.

Les luxations sont, dans la majeure partie des cas, postérieures (exemple Figure 1.15). Leur morbidité est considérable si elles ne sont pas prises en charge rapidement par mobili-

sation active et immédiate. La luxation postérieure se caractérise par une rupture complète de l'appareil capsulo-ligamentaire de l'IPP avec perte des rapports anatomiques des surfaces articulaires entre P1 et P2. La réduction de la luxation est réalisée en poussant sur la base de P2.

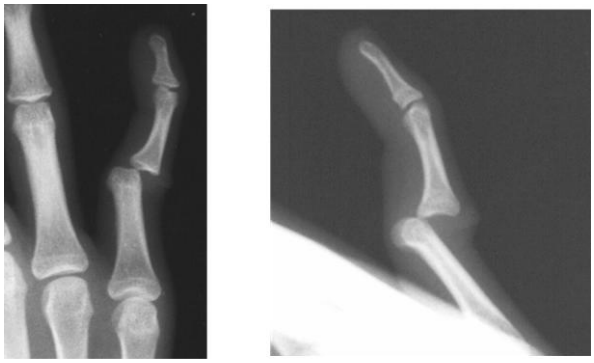


FIGURE 1.15 – *Exemple de luxation postérieure de l'IPP. A. vue de face, B. vue de profil (www-sante.ujf-grenoble.fr)*

Dans certains cas particuliers, il est nécessaire de procéder à une intervention chirurgicale :

- luxation antérieure (rare, se produit en cas de rupture de continuité de l'appareil tendineux à la face dorsale de l'IPP) ;
- fracture-luxation de l'IPP ;
- luxation postérieure irréductible (rare).

1.2.3 Inflammation et pathologies articulaires

Le mot "arthrite" désigne une inflammation des articulations et englobe de manière générale toutes les pathologies articulaires liées à l'inflammation [Gabay et Berenbaum 2007]. Les pathologies articulaires sont présentes chez environ 25% de la population française. Avec le vieillissement de la population (plus de 16% des personnes de plus de 75 ans en France aujourd'hui), la prévalence de l'arthrose augmente. Elle atteint 30% des sujets entre 45 et 64 ans et 70% après 65 ans ; on la situe habituellement au deuxième rang des maladies chroniques. Les maladies ostéoarticulaires représentent 6,2% des dépenses de santé en France. Nous développons ici les principales pathologies articulaires, même si certaines ne concernent pas directement l'articulation IPP.

1.2.3.a Les acteurs de la pathologie articulaire

Les tissus impliqués dans la réaction inflammatoire sont l'os, la membrane synoviale et le cartilage (Figure 1.16).

L'articulation est entourée par la capsule articulaire, elle-même tapissée par la membrane synoviale, richement vascularisée. Le liquide synovial, visqueux, permet le glis-

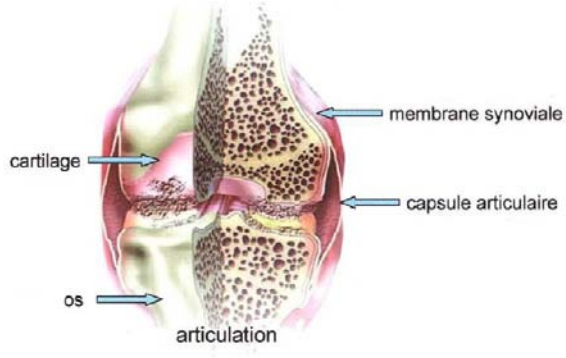


FIGURE 1.16 – *Tissus impliqués dans la réaction inflammatoire articulaire [Gabay et Berenbaum 2007]*

sement des surfaces cartilagineuses et l'alimentation des chondrocytes.
Les cellules respectives de ces trois structures sont :

- les ostéoblastes sous-chondraux et les ostéoclastes ;
- les synoviocytes A (structure proche d'un macrophage) et B (structure proche d'un fibroblaste) qui sont chargés de la synthèse de l'acide hyaluronique, principal constituant du liquide synovial et qui lui confère sa viscosité ;
- les chondrocytes, dispersés dans une matrice extracellulaire riche (collagène de type II, IX, XI, protéoglycanes...).

La réaction inflammatoire au niveau de l'articulation est la réponse à un stimulus soit mécanique (surpoids, traumatisme, anomalie architecturale) soit chimique (cytokines pro-inflammatoires, oxydants...). Actuellement, deux théories s'opposent concernant le tissu d'origine :

- les lésions du cartilage initient le processus inflammatoire et les lésions osseuses résultantes sont dues à une diminution de la qualité du cartilage qui ne joue plus son rôle protecteur ;
- l'os sous-chondral réagit le premier aux pressions excessives et se densifie. Le cartilage, reposant alors sur une base trop rigide, se détériore.

La réaction inflammatoire synoviale semble secondaire à la détérioration du cartilage. Cette dégradation déverse dans le liquide synovial un certain nombre de composants de la matrice qui sont phagocytés et activent une réaction inflammatoire locale.

1.2.3.b Les principales pathologies articulaires

D'un point de vue clinique, on peut classer les pathologies articulaires inflammatoires en trois catégories :

- les pathologies dysimmunitaires (polyarthrite rhumatoïde, spondylarthropathies) ;
- les pathologies microcristallines (goutte, chondrocalcinose articulaire) ;
- l'arthrose, qui est généralement classée dans les pathologies dégénératives.

Les pathologies dysimmunitaires
La polyarthrite rhumatoïde est une maladie auto-immune caractérisée par une atteinte symétrique des articulations, concernant principalement les mains et les pieds. Elle touche

environ 0,5% de la population. Elle provoque une inflammation et une douleur pouvant entraîner une dégradation sévère des articulations. Son signe distinctif est l'hypertrophie de la membrane synoviale avec croissance du tissu de granulation, appelé pannus synovial. Les articulations des mains (IPP et MCP), des poignets, des genoux, des chevilles et des pieds sont les premières touchées, mais les coudes, les épaules, le rachis cervical et les hanches peuvent également être atteints. Les articulations atteintes sont douloureuses, surtout la nuit, et s'accompagnent d'un enraidissement matinal nécessitant un dérouillage matinal parfois de plusieurs heures. Le traitement médicamenteux repose sur l'association de traitements symptomatiques (anti-inflammatoires non stéroïdiens, paracétamol) et de traitements de fond (méthotrexate). De plus, on pratique souvent des infiltrations de corticoïdes dans les articulations qui restent inflammatoires malgré le traitement médicamenteux.

Les spondylarthropathies

Le terme de spondylarthropathie englobe des pathologies comme la spondylarthrite ankylosante, les rhumatismes psoriasiques, les arthrites réactionnelles, certaines formes d'arthrite chronique juvénile. Ces pathologies touchent fréquemment le squelette axial et se caractérisent par une inflammation tendineuse et la formation de ponts osseux intervertébraux. Les manifestations cliniques les plus fréquentes sont des douleurs rachidiennes, cervicales, dorsales ou lombaires, principalement la nuit et pouvant aboutir à une ankylose rachidienne après plusieurs années. Le traitement médicamenteux repose prioritairement sur les anti-inflammatoires non stéroïdiens, particulièrement efficaces dans cette maladie.

1.2.3.c Les pathologies microcristallines

La chondrocalcinose articulaire

Cette pathologie est une arthropathie microcristalline caractérisée par des dépôts intra-articulaires de pyrophosphate de calcium. Elle survient surtout chez les personnes âgées et est responsable d'arthrite brutale et très inflammatoire du genou et du poignet le plus souvent. Le traitement se fait selon le degré d'avancement de la maladie au moyen d'anti-inflammatoires non stéroïdiens, d'injections de corticoïdes allant jusqu'à l'exérèse chirurgicale des zones atteintes. La chirurgie prothétique est indiquée dans les formes destructrices avec handicap fonctionnel et résistance au traitement médical.

La goutte

La goutte se caractérise par la présence anormale d'acide urique circulant dans le sang (hyperuricémie). Cette sur-concentration est liée à une synthèse excessive d'acide urique et/ou à une baisse de son catabolisme et de son excrétion. Les manifestations cliniques sont la conséquence de la formation de cristaux d'urate monosodique qui précipitent et se déposent dans les tissus lorsque les fluides organiques sont saturés. La goutte est la cause principale d'arthrite par dépôt de cristaux et touche majoritairement les hommes. La crise de goutte aiguë se déclare de façon brutale, souvent la nuit, et se manifeste par une

douleur intense, une inflammation et un œdème d'une articulation périphérique. Elle se caractérise par une précipitation de cristaux d'urate monosodique dans la cavité articulaire entraînant une synovite. L'articulation métatarsophalangienne du gros orteil est prioritairement touchée suivie des autres articulations du pied, de la cheville, du poignet et du genou. Le traitement des crises aiguës repose sur un anti inflammatoire non stéroïdien ou sur la colchicine. Le traitement de fond, prescrit à vie, repose sur l'allopurinol qui inhibe l'enzyme responsable de la formation d'acide urique.

1.2.3.d L'arthrose

L'arthrose est une pathologie qui touche environ 19% de la population et est la maladie la plus fréquente des articulations. Chez la femme au-delà de 60 ans, l'arthrose de la main se situe en seconde position (60%) après le rachis (70%) et avant le genou (30%) et la hanche (10%). On a longtemps considéré que le vieillissement était la principale cause de cette maladie. Cependant l'étiologie, qui est encore mal connue, montre l'impact d'altérations de la matrice du cartilage, de malformations minimes de l'os sous-chondral, de perte de souplesse de l'os âgé augmentant la sensibilité du cartilage aux chocs, une non-utilisation des articulations responsable de la diminution de la nutrition du cartilage... Cette pathologie articulaire se caractérise par une destruction du cartilage et plus tardivement de l'os sous-chondral [Mansat et Mansat 2008].

L'arthrose peut évoluer par poussées inflammatoires entraînant une dégradation du cartilage ou sur un mode chronique. L'examen radiologique montre une diminution de l'interligne articulaire (zone radio-translucide entre deux zones radio-opaques qui représentent le cartilage articulaire) comme présenté Figure 1.17 ainsi que la présence d'os exubérant autour de l'articulation (ostéophytes). L'articulation la plus touchée est le genou, mais cette pathologie se rencontre fréquemment dans les articulations digitales. Le traitement médicamenteux est principalement un traitement symptomatique des poussées douloureuses au moyen de paracétamol, d'anti-inflammatoires non stéroïdiens, d'antalgiques... Dans certains cas, des injections locales intra-articulaires de corticoïdes peuvent être effectuées.



FIGURE 1.17 – *Radiologie d'une articulation IPP montrant des signes d'arthrose (www.institut-main.fr)*

1.3 Les concepts prothétiques du marché

L'arthroplastie digitale a pour objectif de reconstruire une articulation stable, indolore, fonctionnelle et ce de façon durable. Les indications sont principalement : arthrose primitive, arthrose post-traumatique, polyarthrite rhumatoïde, destruction des surfaces articulaires, mauvais alignement des phalanges ou encore mobilité réduite. Elle se veut une alternative bien plus confortable et acceptable par le patient que l'arthrodèse, qui consiste à la fusion définitive de l'articulation, souvent considérée comme une intervention "de renoncement et d'échec" [Allieu 2008].
Nous ne cherchons pas dans cette section à hiérarchiser les produits existants selon leur performance mais plutôt à dresser un tableau comparatif des différents concepts [Valverde 2008].

1.3.0.e Prothèse à charnière rigide

Les prothèses à charnière rigide se distinguent en deux catégories : les prothèses contraintes (Figure 1.18) n'autorisant que le mouvement de flexion/extension et les prothèses semi-contraintes (Figure 1.19) présentant généralement un degré de liberté axial.
Ces prothèses assurent une stabilité mécanique indéniable mais de par la transmission d'effort trop importante qu'elles entraînent, il existe un risque important de rupture de la charnière ou de descellement des tiges prothétiques. De plus, un phénomène d'enraidissement secondaire est souvent observé.



Figure 1.18 – *Prothèses à charnière totalement contrainte. A. 3S Ortho IPP ; B. Chiropro IPP*

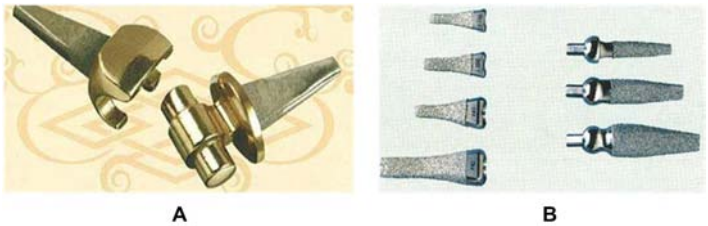


Figure 1.19 – *Prothèses à charnière partiellement contrainte. VanStraten Accis IPP ; B. SBI IPP DGT*

1.3.0.f Prothèse flexible à charnière souple

L'implant flexible (Figure 1.20) est une interposition dynamique permettant de maintenir l'écart articulaire. Un encapsulement fibreux s'organise progressivement autour de

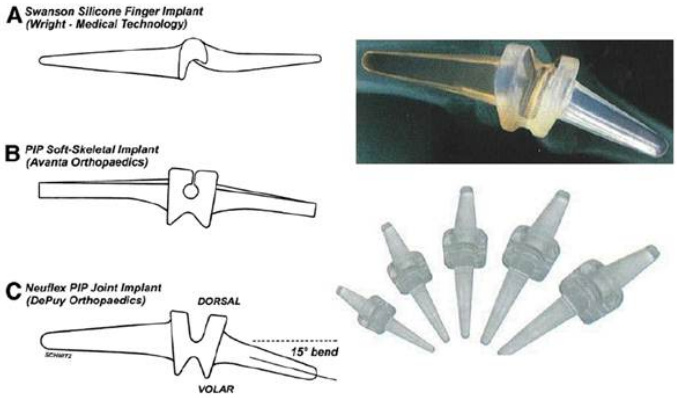


FIGURE 1.20 – *Différents modèles de prothèses à charnière souple en silicone*

l'implant assurant la fonction articulaire. Néanmoins, l'utilisation de silicone n'est pas dénuée de complications. En effet, la littérature rapporte de nombreux cas de rupture [Mares et al. 2008, Merle 2008] (Figure 1.21) de la charnière ou d'usure induisant des réactions inflammatoires (siliconites) parfois violentes.

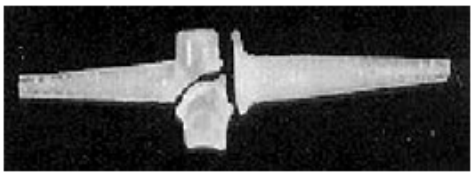


FIGURE 1.21 – *Exemple de prothèse Swanson cassée (J.M. Meyer, 2008)*

1.3.0.g Prothèse de resurfaçage non contrainte

La caractéristique des prothèses de resurfaçage est qu'elle consiste en un remplacement articulaire. Cette caractéristique principale met en avant des couples de frottement articulaires qui peuvent se distinguer en trois familles.

Les prothèses à couple de frottement métal/polyéthylène

Il s'agit de prothèses monoblocs à surface de glissement plus ou moins anatomique avec tiges intramédullaires ostéointégrées (Figure 1.22). Les résultats publiés à court terme montrent des résultats cliniques corrects. Les principaux échecs constatés ayant entraîné des reprises chirurgicales sont essentiellement liés à des mobilisations des tiges d'ancrage (enfoncement, bascule, fluage...), l'apparition de sclérose ou d'ossification ou à une mauvaise restauration de l'appareil capsulo-ligamentaire. Enfin, nous pouvons noter l'apparition fréquente d'ossification péri-articulaire diminuant la mobilité, ainsi que des luxations fréquentes.

Les prothèses de resurfaçage en carbone pyrolitique

Le pyrocarbone déposé en phase vapeur sur un substrat de carbone graphite présente un module d'élasticité très proche de l'os. Cette propriété est censée permettre une trans-

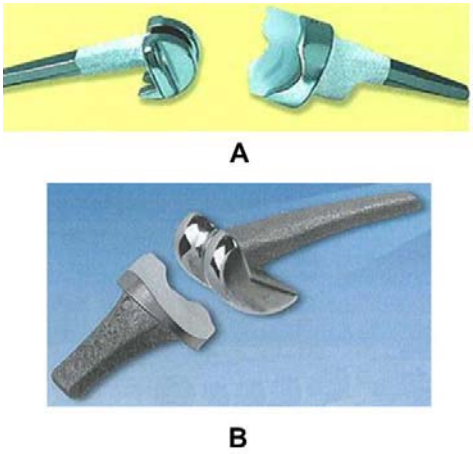


FIGURE 1.22 – *Prothèses de resurfaçage à couple de frottement métal/PE. A. SEM Toccata IPP ; B. SBI SR PIP*



FIGURE 1.23 – *Prothèse de resurfaçage en pyrocarbone, Ascension PIP*

mission de contrainte optimisée entre l'implant et l'os cortical. De plus, il possède d'excellentes propriétés tribologiques limitant fortement les phénomènes d'usure des surfaces articulaires (Figure 1.23).
Cependant, l'absence d'ostéointégration de ce matériau entraîne une mobilisation continue des pièces prothétiques dans leurs logements médullaires avec création d'un "effet piston" associé à un enfoncement des tiges intramédullaires et un agrandissement de la cavité médullaire source d'instabilité prothétique.

Les prothèses de resurfaçage en céramique
Le couple céramique/céramique (Zircone) offre de très bonnes propriétés de résistance à l'usure mais au détriment d'une rigidité de contact importante. La littérature rapporte peu d'éléments concernant les implants destinés à l'articulation IPP (Figure 1.24) ; une référence rapporte des problèmes de perte de l'implant proximal avec des complications comme des luxations ou encore la fracture de l'os cortical [Wesemann et al. 2008]. Quelques publications mettent en garde contre la rupture d'implants destinés à l'articulation métatarsophalangienne [Nixon et Taylor 2008].

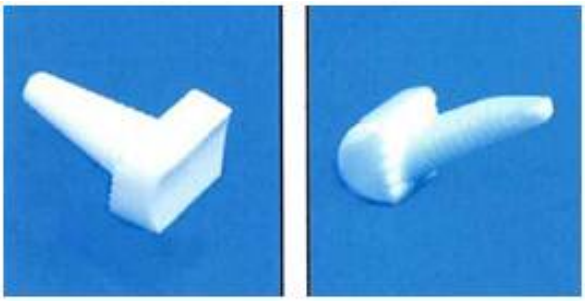


FIGURE 1.24 – *Prothèse de resurfaçage en céramique, Moje IPP*

CONCLUSION DU CHAPITRE

L'articulation interphalangienne proximale, située au centre de la chaîne digitale, est l'articulation la plus importante sur le plan fonctionnel. Toutes les activités majeures de la main dépendent de l'IPP, comme la prise digito-palmaire ou la pince pollici-digitale.
Comme toute articulation fonctionnelle, l'IPP est sujette à des pathologies dégénératives ou inflammatoires ainsi qu'à des traumatismes entraînant douleurs, perte de mobilité et donc de fonction.
Le remplacement prothétique de l'IPP a été développé depuis de nombreuses années et la technique la plus utilisée est la mise en place d'implants d'interposition en silicone, surtout si le terrain ligamentaire est atteint. Ces implants sont introduits dans la cavité médullaire et autorisent une mobilité tant au niveau de la charnière souple qu'à l'interface os/implant. Les résultats de ces prothèses sont variables et il se produit inévitablement une usure, source de perte de mobilité, rupture et instabilité de l'articulation. D'autres arthroplasties ont été développées, certaines de ces prothèses n'ont pas passé l'épreuve du temps [Field 2008], d'autres ont encore un recul faible.
Idéalement, une arthroplastie digitale vise à restituer une articulation stable, indolore, fonctionnelle et durable. Pour satisfaire ces exigences, le dispositif prothétique doit :

- avoir une forme permettant la restitution du mouvement normal et respectant les bras de leviers de l'appareil musculo-tendineux du fait de la force plus importante des fléchisseurs par rapport aux extenseurs ;
- avoir une stabilité propre pour pallier l'insuffisance de l'appareil capsulo-ligamentaire ;
- préserver le capital osseux ;
- être facilement extractible.

Le présent travail de thèse vise à définir, concevoir avec l'aide de modélisations et tester un implant prothétique pour l'arthroplastie de l'articulation IPP respectant les critères suivants :

- intégrer sa propre stabilité considérant que l'appareil capsulo-ligamentaire est atteint dans la majorité des cas ou, le cas échéant, permettre par la technique chirurgicale de préserver et/ou reconstruire cet appareil ;
- restituer le mouvement physiologique de l'articulation avec une amplitude maximale ;

- préserver le capital osseux au travers de résections articulaires minimes ;
- être extractible sans difficulté de manière à autoriser une reprise chirurgicale aisée ;
- présenter une modularité afin de permettre l'adaptation de la prothèse à l'articulation.

Développement des concepts prothétiques

2

Sommaire

3.1 Prothèse charnière en NiTi . . . 67
3.1.1 Résultats préliminaires . . . 67
3.1.1.a Mise en forme et traitements thermiques . . . 67
3.1.1.b Premières séries d'essais de fatigue . . . 67
3.1.2 Amélioration de la tenue en fatigue . . . 68
3.1.2.a Évaluation de la machine de fatigue . . . 68
3.1.2.b Mise en forme et traitements thermiques . . . 69
3.1.3 Relargage de nickel . . . 72
3.1.3.a Résultats et comparatif avec la littérature . . . 72
3.1.3.b Aspect toxicologie . . . 74
3.1.3.c Recherche de l'origine du taux de relargage . . . 75
3.2 Prothèse de resurfaçage . . . 75
3.2.1 Principes de validation des concepts de développement et d'optimisation de la prothèse . . . 75
3.2.1.a Validation fonctionnelle de l'implant et de la technique opératoire : essais sur mains cadavériques . . . 76
3.2.1.b Tenue mécanique de l'assemblage et résistance globale : essais de fatigue . . . 79
3.2.1.c Tenue en service de la zone de contact des surfaces articulaires : essais d'usure . . . 80
3.2.2 Étude de la stabilité primaire du dispositif prothétique . . . 88
3.2.2.a Objectif . . . 88
3.2.2.b État de l'art . . . 89
3.2.2.c Développement du modèle . . . 98
3.2.2.d Résultats . . . 102
Conclusion . . . 107

Dans ce chapitre, nous présentons les deux concepts prothétiques envisagés pour satisfaire l'arthroplastie de l'articulation interphalangienne proximale.

Dans un premier temps, nous nous intéressons à un concept de prothèse charnière semi-contrainte utilisant les propriétés mécaniques des alliages Nickel-Titane. Après une présentation des exigences fonctionnelles de l'implant, nous exposons notre choix de matériau pour satisfaire la fonction de celui-ci nous amenant à une brève présentation des caractéristiques des alliages à mémoire de forme. Nous mettons en avant les étapes de développement et d'optimisation de la géométrie avant de nous intéresser à la possibilité de relargage de nickel par les alliages Nickel-Titane.

Dans un second temps, nous exposons le concept d'un implant de resurfaçage. Selon la même méthodologie, nous présentons les performances requises du dispositif puis nous passons en revue les différentes études bibliographiques conduites permettant de dimensionner l'implant et de définir ses principales caractéristiques.

Pour chaque type d'implant, un cahier des charges est présenté suivi des différentes étapes de dimensionnement permettant d'aboutir à un dispositif apte à être testé.

2.1 Concept de prothèse charnière en NiTi

2.1.1 Exigences fonctionnelles et performances de la charnière

Outre les données de sécurité inhérentes à tout dispositif médical (biocompatibilité, stérilité, préservation des tissus environnants...), nous pouvons classer les exigences du dispositif sous deux catégories :

Exigences fonctionnelles :

- Assurer la jonction articulaire pendant une durée d'environ 10 ans ;
- Réaliser un montage stable, c'est-à-dire ne présentant pas de risque de migration de l'implant sous sollicitations mécaniques, ni de luxation de l'articulation.

Performances médicales principales :

- Possibilité de remplacer la charnière en cas de rupture ou de perte de fonctionnalité ;
- Adaptation au site : après résections et selon l'environnement tissulaire, la zone de l'implant subissant les déformations doit être contenue dans un volume de 6mm x 6mm x 6mm ;
- La charnière doit être à même de subir environ 10 millions de cycles sans rupture ;
- Perturbations liées à la prothèse : aucune force générée en position de repos physiologique de l'articulation, force de réaction faible au cours du mouvement de manière à ne pas limiter l'amplitude articulaire en cas d'atteinte des tendons fléchisseurs ou extenseurs ;
- Résistance aux efforts de cisaillement/torsion de manière similaire aux implants en silicone ;
- Résistance à la transmission de contraintes internes au dispositif et externes (ligaments, tendons) ;
- Restitution de la mobilité de l'articulation IPP : flexion jusque 90°, extension nulle, abduction/adduction nulles.

2.1.2 Choix des matériaux

Afin de satisfaire le nombre important de cycles que doit subir la charnière, une pré-étude de performances de matériaux a été conduite. Afin de présenter une résistance à la fatigue maximale, nous devons réaliser une géométrie apte à se déformer globalement de manière à reproduire la mobilité souhaitée tout en minimisant les déformations et contraintes locales. Dans la mesure où la littérature ne présente que rarement les données relatives à la fatigue (généralement la contrainte maximale pour assurer 10 millions cycles), nous avons concentré nos recherches sur des matériaux déjà qualifiés comme implantables : Titane T60 grade 4 (résistance mécanique maximale pour du titane pur), TA6V ELI, NiTi (superélastique et martensitique), Inox 316LVM. À partir des données matériaux disponibles dans la littérature ou dans les banques de données de matériaux (Matweb, Cambridge Engineering Selector), nous déterminons la déformation maximale de l'élément en considérant une contrainte maximale équivalente à 20% de la limite élastique (2.1).

Matériau	Module élastique (MPa)	Re (MPa)	20%Re (MPa)	Déformation max à 20%Re (%)
Ti60	103000	485	97	0,094
TA6V ELI	112000	780	156	0,139
NiTi superélastique	70000	560	112	0,16
NiTi mémoire	28000	100	20	0,071
Inox 316LVM	195000	450	90	0,046

TABLE 2.1 – *Estimation de déformation admissible pour une tenue en fatigue à long terme*

Cette première estimation nous permet de nous orienter préférentiellement vers le NiTi superélastique ou le TA6V compte-tenu de la faible déformation maximale admissible.
De plus, la courbe de Wöhler de l'alliage NiTi (Figure 2.1) présenté dans [Miyazaki et al. 1999] montre une limite d'endurance supérieure à 10 millions de cycles pour une déformation maximale de 0,5%.

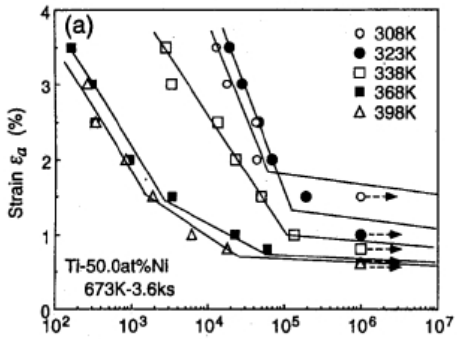


FIGURE 2.1 – *Courbes déformations-durée de vie, à différentes températures pour un alliage NiTi [Miyazaki et al. 1999]*

Quelques valeurs indicatives de la résistance à la fatigue du NiTi à un nombre moyen de cycles sont rapportées dans le rapport du Centre D'animation Régional en Matériaux Avancés de décembre 2001 (Tableau 2.2).

À ces propriétés de fatigue s'ajoute un module élastique proche de celui de l'os cortical (Figure 2.2), laissant présager une meilleure transmission d'efforts à l'interface os/implant qu'avec un matériau plus rigide.

Enfin, le taux de déformation réversible important (jusque 5%) et l'excellente biocompatibilité du NiTi rapporté dans de nombreuses publications ([Ryhänen et al. 1998], [Kapanen

ς^{max} (N = 10^5cycles)	250 MPa
ε^{max} simple effet	8%
N = 10^3	3%
N = 10^4	2%
ε^{max} double effet	5%
N = 10^3	-
N = 10^4	1%

TABLE 2.2 – *Valeurs indicatives de la résistance à la fatigue des alliages NiTi* [CARMA 2001]

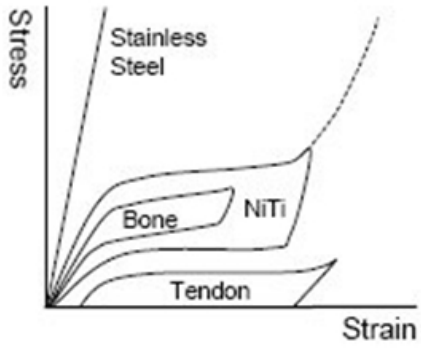


FIGURE 2.2 – *Comparaison des courbes contraintes/déformations entre différents alliages métalliques et des tissus biologiques [Morgan 2004]*

et al. 2001], [Morgan 2004]) en fait un matériau de premier choix pour le développement du concept de charnière.

2.1.3 Présentation des alliages à mémoire de forme (AMF)

2.1.3.a Introduction

La découverte d'un effet mémoire de forme a été initialement rapportée par L.C Chang et T.A Read en 1932 sur un alliage or-cadnium. Cet effet fut par la suite mis en évidence sur un alliage cuivre-zinc en 1938 puis sur un alliage Nickel-Titane en 1963. La première application industrielle de ces alliages s'est fait sur un manchon d'accouplement utilisé dans les avions de chasse F14 en 1971 ([Van Humbeeck 1999]) . Par la suite, de nombreuses applications ont vu le jour dans des domaines variés : domotique, médical, aéronautique.
Les alliages à mémoire de forme sont une famille qui regroupe, entre autres, des alliages à base de nickel (NiTi), cuivre (CuAlBe) ou fer (FeMnSi) qui sont les plus couramment utilisés dans le cadre d'applications industrielles. Tous ces alliages ont en commun de présenter une phase mère dite austénitique pouvant, sous l'effet d'un chargement mécanique ou d'une variation de température, se transformer en une phase fille martensitique. Au niveau cristallographique, ceci se traduit par un passage d'une structure cubique à une structure possédant un degré de symétrie plus faible. La transformation de phase se faisant sans mécanisme de déformation plastique, elle est réversible.

2.1.3.b Comportement des alliages à mémoire de forme

À l'échelle du réseau cristallin, le comportement des alliages à mémoire de forme se traduit par la coexistence de deux phases : une phase mère austénitique et une phase fille martensitique. La transformation de phase ne nécessite pas de diffusion atomique, elle se traduit uniquement par un déplacement des atomes sur une courte distance (on parle de transformation du premier ordre). Les mécanismes de déformation impliqués lors de cette transformation de phase se traduisent par une déformation de Bain entre la phase mère cubique et la phase fille à symétrie plus faible ([Weschler et al. 1953], [Bowles et Mackenzie 1954]). Les deux phases sont séparées par un plan invariant impliquant une

rotation du réseau cristallin ainsi que la formation de mâcles afin d'assurer l'existence de ce plan. La martensite formée se présente sous différentes formes de même structure cristallographique appelées variantes (Figure 2.3)..

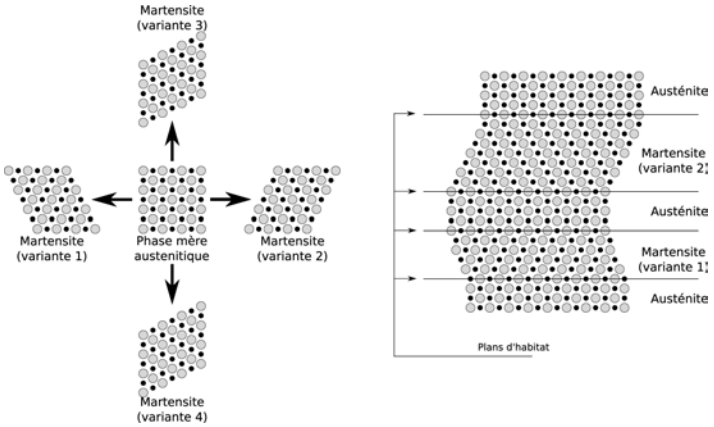


FIGURE 2.3 – *Aspect cristallographique de la transformation de l'austénite en variantes de martensite [Duval 2009]*

La transformation de phase martensitique peut être activée par une variation de température ou l'application d'une contrainte. D'un point de vue thermique, la transformation de l'austénite en martensité débute à une température M_s (*Martensite start*) et se termine à une température M_f (*Martensite finish*). Selon la même logique, la transformation inverse apparaît entre les températures A_s (*Austenite start*) et A_f (*Austenite finish*). Du fait de la non-coïncidence des températures de transformation directe et inverse, il existe un hystérésis de transformation traduisant une dissipation d'énergie. La figure 2.4 met en évidence les limites de transformation. En l'absence de contrainte, aucune variante de martensite n'est privilégiée et la transformation se produit de manière à minimiser l'énergie de déformation ; on parle alors de martensite auto-accommodée. Lors de l'application d'une contrainte, les variantes préférentiellement formées sont celles dont l'orientation correspond à la direction de la contrainte. Une contrainte minimale dite de réorientation est nécessaire pour passer d'une martensite auto-accommodée à une martensite orientée.

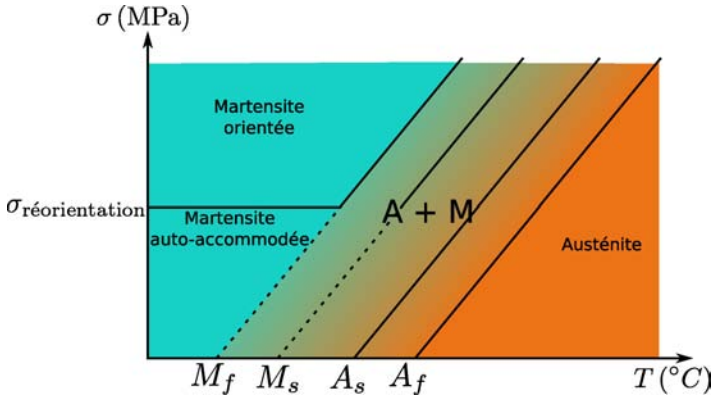


FIGURE 2.4 – *Diagramme de phase de la transformation martensitique [Duval 2009]*

D'un point de vue macroscopique, les déformations de transformation permettent de

caractériser différents comportements propres aux alliages à mémoire de forme selon la température et les chargements appliqués.

L'effet mémoire de forme

C'est généralement le premier type de comportement décrit pour ces alliages. L'effet mémoire de forme s'observe dans un matériau intialement martensitique (T<M_f) présentant des variantes auto-accommodées. Lors d'un chargement mécanique au-delà de la contrainte de réorientation, les variantes s'orientent jusqu'à atteindre leur valeur maximale de cisaillement. Au-delà, le matériau se comporte de manière élastique. Lors de la décharge, les variantes restent orientées et une déformation résiduelle est observée. Si on effectue ensuite un chauffage jusqu'à une température supérieure à A_f, la transformation inverse s'enclenche (martensite vers austénite) permettant de retrouver la structure cristalline de référence. À l'échelle macroscopique, ceci se traduit par un retour vers la géométrie initiale de la structure (géométrie identique que celle obtenue avec les variantes de martensite auto-accommodées) (Figure 2.5).

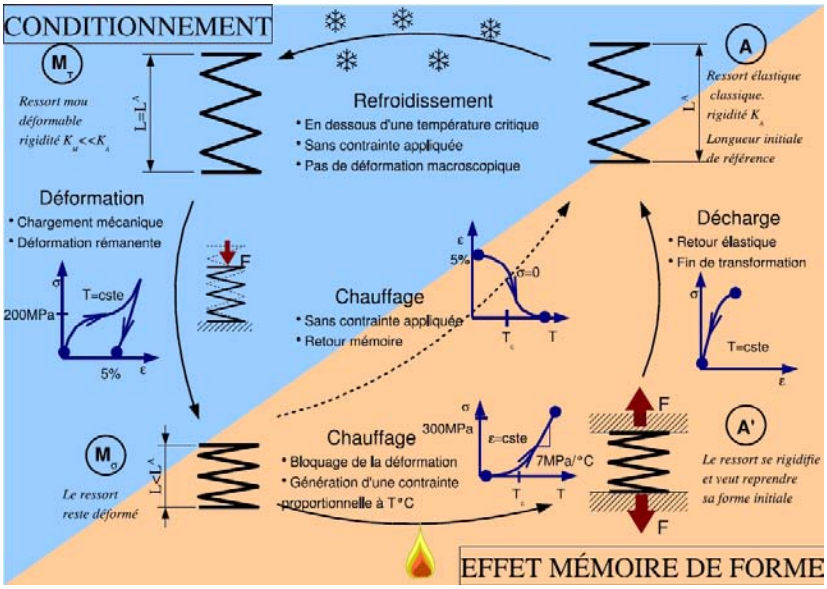


FIGURE 2.5 – *Effet mémoire de forme [Peultier 2005] (valeurs typiques d'un alliage NiTi)*

Au niveau industriel, on utilise cet effet mémoire sous la forme de retour contraint. Pour cela, on bloque le retour vers la phase austénitique lors du chauffage de manière à générer une contrainte élevée. Ceci est exploité notamment pour :

- La rupture de liaison sans explosif (applications dans des satellites) (Figure 2.6) ;
- Des bagues d'accouplement de tubes en titane de manière à pallier à sa mauvaise soudabilité (Figure 2.7).

L'effet mémoire avec retour libre est, quant à lui, utilisé dans des actionneurs simple effet (déploiement de panneau solaire de satellite).

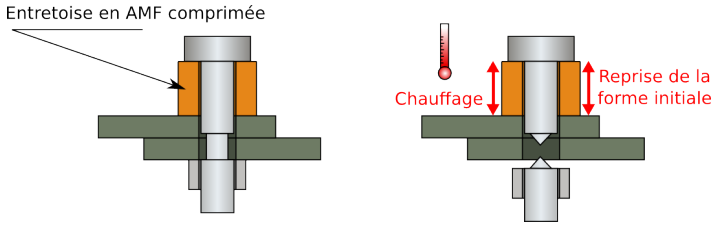


FIGURE 2.6 – *Rupture de liaison par retour mémoire contraint* (http://membres.multimania.fr/planeteamf)

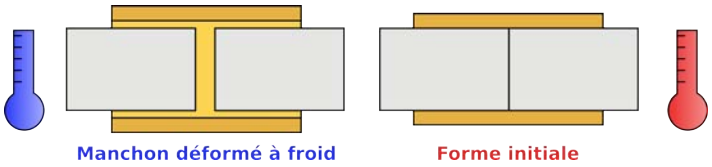


FIGURE 2.7 – *Bague d'accouplement de tubes* (http://membres.multimania.fr/planeteamf)

L'effet mémoire double sens

L'effet mémoire double sens correspond à une capacité du matériau à disposer de deux formes stables : une forme à haute température (état austénitique) et une forme basse température (état martensitique). On distingue deux types d'effet mémoire double-sens :

- Effet mémoire double sens assisté ;
- Effet mémoire double sens non assisté.

L'effet mémoire double sens assisté se produit lorsqu'on applique une contrainte constante produisant une déformation purement élastique à une température supérieure à A_f. Lors du refroidissement, des variantes orientées selon la contrainte apparaissent et engendrent une déformation importante disparaissant au réchauffage en phase austénitique. L'effet mémoire double sens non assisté est observé lorsque le matériau a subi une répétition de traitements thermomécaniques appelée éducation. Ce traitement crée dans le matériau une structure orientée associée aux variantes qui ont été activées. Lors d'un refroidissement sans contrainte, un champ de contraintes internes va apparaître orientant les variantes de martensite. Ainsi, le passage réversible d'une forme haute température à une forme basse température se fera par simple cyclage thermique sans aucune contrainte appliquée.

Superélasticité

L'effet superélastique s'oberve pour un alliage à mémoire de forme initialement austénitique (T>A_f). L'application d'une contrainte provoque la formation de variantes de martensite qui s'orientent dans la direction de la contrainte. La déformation obtenue peut être intégralement récupérée lorsque la contrainte est relâchée, par retour à un matériau totalement austénitique. Ainsi, les AMF superléastiques peuvent présenter des déformations réversibles importantes (jusque 6% pour un polycristal de NiTi et jusque 10% pour un monocristal à base cuivre). La transformation martensitique progresse sous forme de

plateau permettant d'obtenir une grande variation de déformation pour une variation de contrainte minime (Figure 2.8).

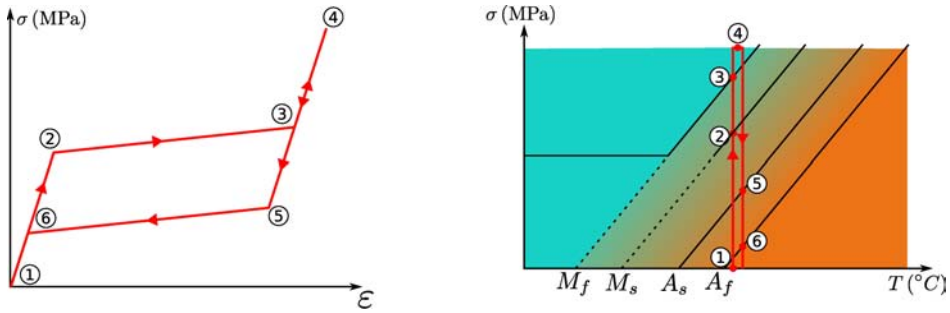
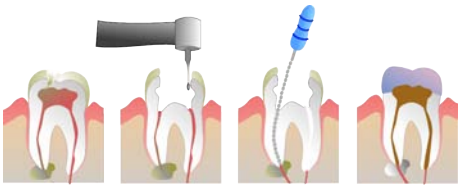


FIGURE 2.8 – *Trajet de chargement pour un comportement superélastique [Duval 2009]*

De par son importante déformation réversible, la superélasticité des alliages à mémoire de forme trouve de nombreuses applications dans la vie courante :

- branche de lunettes (Figure 2.9b) ;
- baleines de soutien-gorge (Figure 2.9c) ;
- lime endodontique (Figure 2.9a) ;
- implants d'arthrodèse (Figure 2.9d).



(a) *Lime endodontique [Kemp 2005]*



(b) *Lunettes à branches SE* (Eschenback Optik)



(c) *Baleines de soutien-gorge* (http://membres.multimania.fr/planeteamf)



(d) *Implant d'arthrodèse X-Fuse* ® *[Mémométal 2009]*

FIGURE 2.9 – *Applications exploitant l'effet superélastique*

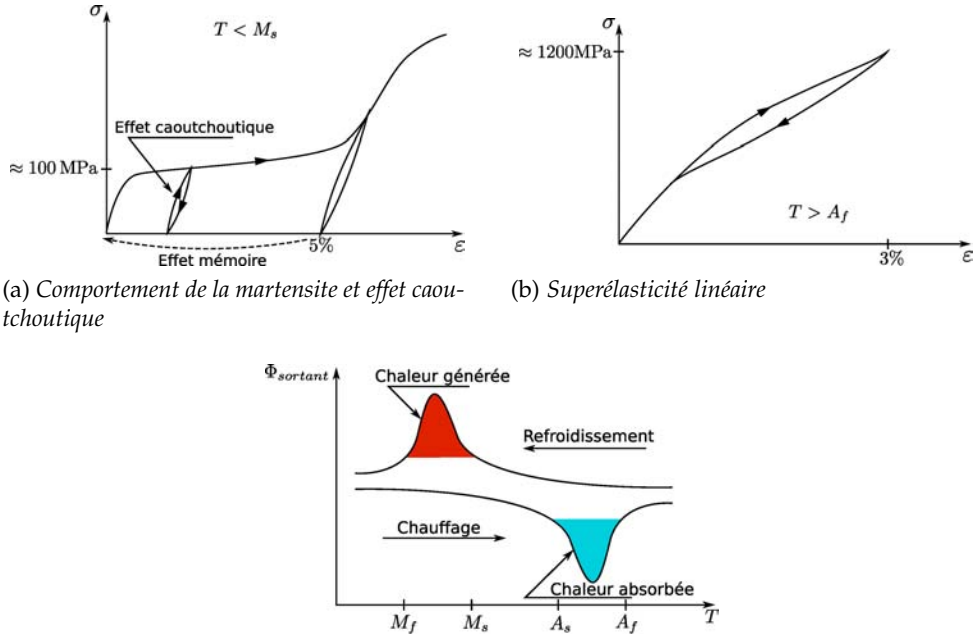
Autres comportements des alliages à mémoire de forme

Les applications usuelles des AMF tirent principalement profit de l'effet mémoire et de la surperélasticité. Néanmoins, d'autres comportements sont également utilisés à une échelle moindre (Figure 2.10).

Effet caoutchoutique : À froid, sous forme martensitique, l'AMF présente une faible rigidité due à l'orientation des variantes sous basse contrainte (Figure 2.10a). Il est alors facile de former le matériau à la main et de faire disparaître la mise en forme par simple chauffage. Cette propriété est notamment utilisée en chirurgie pour former des spatules à la main.

Effet amortissant : En phase martensitique, l'AMF présente un module élastique faible (de l'ordre de 35 GPa) et un hystérésis entre charge et décharge faible (pas de plateau et énergie dissipée plus réduite) (Figure 2.10a). L'hystérésis étant atteint pour de faibles valeurs de déformation, cela confère à la phase martensitique un effet amortissant.
Nous pouvons illustrer cette propriété par l'exemple d'une cloche : sous forme austénitique, elle produit un son tandis que sous forme martensitique, elle absorbe les vibrations mécaniques ne générant donc aucun son.

Superélasticité linéaire : Certains traitements thermiques effectués lors de l'élaboration du matériau permettent de faire disparaître le saut de rigidité observé lors de la transformation de phase durant un chargement superélastique. Il en résulte un comportement quasi-linéaire, avec un faible hystérésis et presque indépendant de la température



(a) *Comportement de la martensite et effet caoutchoutique*

(b) *Superélasticité linéaire*

(c) *Chaleur latente de transformation*

FIGURE 2.10 – *Autres comportements des alliages à mémoire de forme.*

(Figure 2.10b). Ces traitements permettent d'obtenir une déformation réversible de l'ordre de 3% mais nécessite un fort taux d'écrouissage réduisant les géométries réalisables.

Résistivité et chaleur latente : Lors d'essais expérimentaux, il est possible de déterminer l'évolution de la transformation martensitique en mesurant l'évolution de la résistivité électrique de l'AMF. Ces alliages sont également en mesure d'absorber ou de restituer de la chaleur du fait de leur tendance à conserver une température proche de celle d'équilibre de la transformation de phase. Ainsi, si le matériau est refroidi, il va dégager de la chaleur de manière à limiter l'évolution de la température et inversement absorber de la chaleur lorsque celui-ci est chauffé. Pour les alliages en Nickel-Titane, la quantité de chaleur maximale absorbée est d'environ 28kJ/kg (Figure 2.10c).

Les particularités thermomécaniques des alliages à mémoire de forme à base Nickel-Titane sont présentées en Annexe A.1.

2.1.3.c Applications des AMF dans le domaine médical

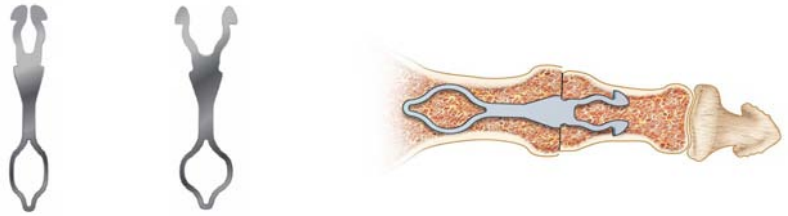
De par leur excellente biocompatibilité, leurs propriétés thermomécaniques spécifiques et leur compatibilité IRM (Imagerie par Résonance Magnétique), les alliages à mémoire de forme à base Nickel-Titane ont trouvé de nombreuses applications dans le domaine médical.



(a) *Agrafe à température ambiante*

(b) *Agrafe après chauffage au bistouri électrique (48°C)*

FIGURE 2.11 – *Agrafe à mémoire Mémoclip® [Mémométal 2009].*



(a) *Implant SmartToe® à 0°C*

(b) *Implant SmartToe® à 37°C*

(c) *SmartToe® dans l'IPP du pied*

FIGURE 2.12 – *L'implant SmartToe® [Mémométal 2009]*

Applications médicales utilisant l'effet mémoire

L'agrafe Mémoclip® (Figures 2.11a et 2.11b) est une agrafe à mémoire de forme chaude qui est utilisée pour la réalisation d'ostéosynthèses de la main et du pied lorsqu'une force de compression est souhaitée. Pour faire reprendre sa forme à l'agrafe, le chirurgien la chauffe au moyen d'un bistouri électrique.

Nous pouvons également mentionner l'implant SmartToe® (Figure 2.12) en NiTi qui est un implant intramédullaire pour l'arthrodèse des articulations interphalangiennes proximales du pied. Il est particulièrement indiqué pour le traitement des orteils en griffe et se veut une alternative à la technique utilisant une broche. Ses principaux avantages sont :

- Contrôle parfait du positionnement de l'arthrodèse (pas de risque de rotation de l'implant) et diminution importante de la douleur et de l'oedème ;
- Diminution très importante du risque d'infection, contrairement à une broche percutanée ;
- Résultats de consolidation excellents ;
- Aucune nécessité de retirer le dispositif : le patient ne subit qu'une seule intervention.

Contrairement à l'implant précédent, celui-ci reprend sa forme à température corporelle (37°C).

Applications médicales utilisant le comportement superélastique

Nous avons déjà évoqué les limes endodontiques (Figure 2.9a) permettant de nettoyer l'intérieur d'une dent et d'éliminer tout tissu vivant infecté ou potentiellement infecté à l'intérieur de celle-ci.
Toujours dans le secteur dentaire, nous pouvons mentionner le fil orthodontique servant à aligner la dentition (Figure 2.13). Cette application utilise l'effet superélastique dans la zone du plateau de transformation permettant de réguler l'application de l'effort.

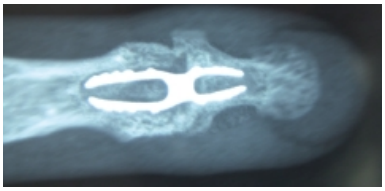


FIGURE 2.13 – *Fil orthodontique [Svensson 2005]*

Pour la chirurgie orthopédique, nous pouvons mentionner l'implant X-Fuse® (Figure 2.14) qui est un implant intramédullaire superélastique pour l'arthrodèse de l'articulation interphalangienne distale de la main, indiqué en cas d'arthrose invalidante et résistante au traitement médical. La superélasticité de l'implant permet de déformer ses pattes de manière à l'introduire dans le canal médullaire. La déformation étant réversible, celui-ci pourra alors s'ancrer efficacement et durablement dans l'os.



(a) *Implant X-Fuse®*



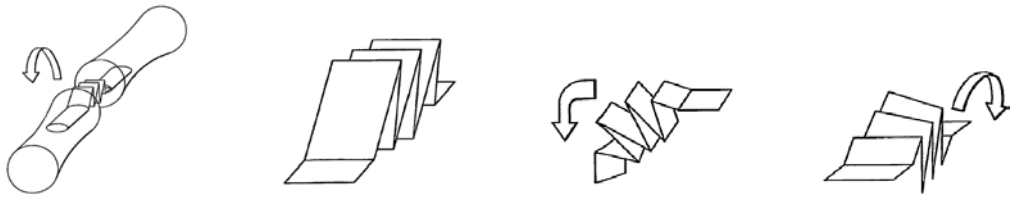
(b) *Radiographie d'une articluation IDP munie de l'implant*

FIGURE 2.14 – *Implant superélastique X-Fuse® [Mémométal 2009].*

Le précédent état de l'art sur les alliages à mémoire de forme, et plus particulièrement les alliages NiTi, met en évidence l'intérêt de leurs propriétés thermomécaniques et de leur biocompatibilité dans des applications biomédicales. Nous pouvons à présent exposer les principes de développement de la charnière en NiTi.

2.1.4 Développement et optimisation de la géométrie

La recherche de géométrie de la charnière a été guidée par l'objectif de présenter une déformation locale minimale lors de la flexion, compatible avec une durée de vie importante. Les recherches de géométries ont été orientées par le brevet déposé par Mémométal Technologies en 2004 [Bellemere et Prandi 2005]. Certaines figures de ce brevet sont présentées Figure 2.15. Les principales revendications du brevet sont :



(a) *Principe de flexion* (b) *Exemple de géométrie* (c) *Déformation en flexion* (d) *Déformation en torsion*

FIGURE 2.15 – *Figures extraites du brevet WO 2005/063149 A1 [Bellemere et Prandi 2005]*

- Prothèse interphalangienne et/ou métacarpophalangienne comportant une portion centrale déformable et deux parties d'ancrage situées de par et d'autre de la zone déformable. La portion centrale comporte au moins deux volets articulés l'un par rapport à l'autre, en faisant office de plis aptes à permettre un mouvement de flexion ;
- Prothèse réalisée dans un matériau à mémoire de forme, pour sa grande élasticité, et composé de titane et de nickel ;
- Chacun des volets de la zone déformable est apte à se déformer en torsion ;
- Les volets de la zone déformable sont ajourés longitudinalement avec une section variable ;
- Les volets peuvent être symétriques ou non entre eux et disposés ou non de manière symétrique par rapport à la zone d'ancrage.

De manière à optimiser le développement, nous avons dans un premier temps effectué par des simulations éléments finis en émettant l'hypothèse que l'alliage NiTi superélastique utilisé ne subissait pas de transformation de phase lors d'un cycle. Cette hypothèse nous permet de réaliser un dimensionnement en ne considérant que les propriétés élastiques de l'austénite. L'hypothèse formulée a été vérifiée a posteriori par calcul au moyen d'une routine AMF développée au sein du laboratoire [Duval 2009]. Enfin, des essais de fatigue sur machine dédiée ont été réalisés de manière à évaluer les géométries.

2.1.4.a Optimisation par éléments finis

Les dessins 3D ont été réalisés sous Catia® P3V5R16/P3V5R17 (Dassault Systèmes) et les simulations éléments finis ont été conduites sous Abaqus® v6.6-2/6.7-1 (Dassault Systèmes). Nous présentons une synthèse des différentes étapes ayant conduit à la mise au point de la géométrie optimisée. Les propriétés matériaux utilisées ont été déduites au moyen d'une courbe de traction à 40°C, réalisée lors des travaux de thèse de Bertrand Peultier [Peultier 2005] lors d'essais thermomécaniques (Figure 2.16). On en déduit, pour une déformation inférieure à 0,5% un module élastique de 70 GPa (le coefficient de Poisson du NiTi est de 0,3).

Pour chaque géométrie simulée en éléments finis, le maillage a été réalisé avec des éléments hexaédriques (C3D8I, élément continu à 8 noeuds) de manière à présenter trois éléments dans l'épaisseur. Les hypothèses de calcul incluent les non linéarités géométriques et

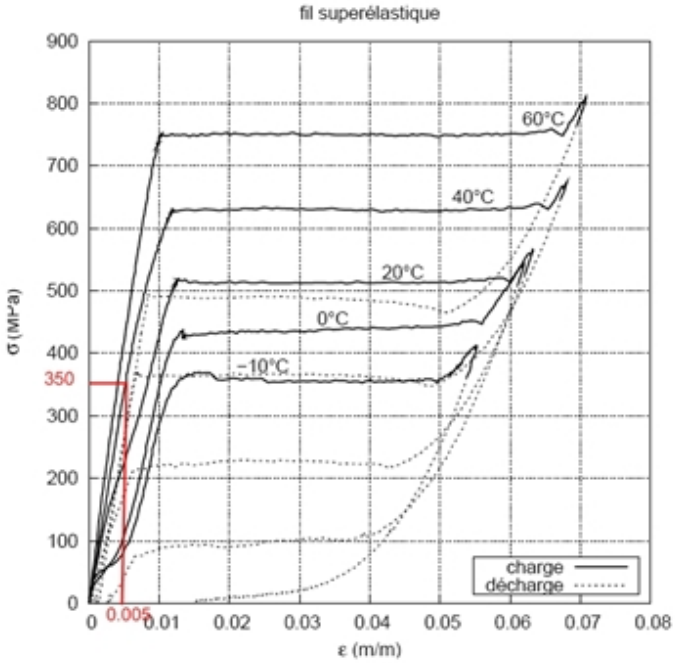


FIGURE 2.16 – *Essais de traction sur fil NiTi superélastique à différentes températures [Peultier 2005]*

les grands déplacements. Une extrémité de la charnière est encastrée et l'autre est soumise à un déplacement permettant d'aboutir à une flexion de 90° (Figure 2.17).

Les caractéristiques du dimensionnement de la charnière sont :

① Géométrie avec sinusoïdes : diminue l'état de déformation et améliore la répartition des efforts et des contraintes (en comparaison avec une plaque) ;

② Amplitude des sinusoïdes : plus celle-ci est élevée, meilleure est la répartition des déformations. On se limite à l'encombrement spatial maximal autorisé de 6mm de hauteur totale ;

③ Nombre de spires maximales en tenant compte de l'encombrement et de la mise en forme : 3 ;

④ Géométrie basée sur un plat de 0,15 mm d'épaisseur et de 5 mm de large ;

⑤ Géométrie pré-inclinée à 30° correspondant à la position de repos de l'articulation et permettant de réduire la déformation maximale ;

⑥ Forme en "8" présentant des rayons de courbure plus important et facilitant la mise en forme.

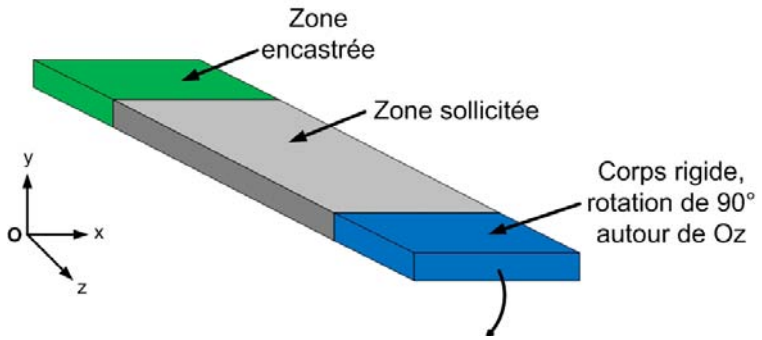
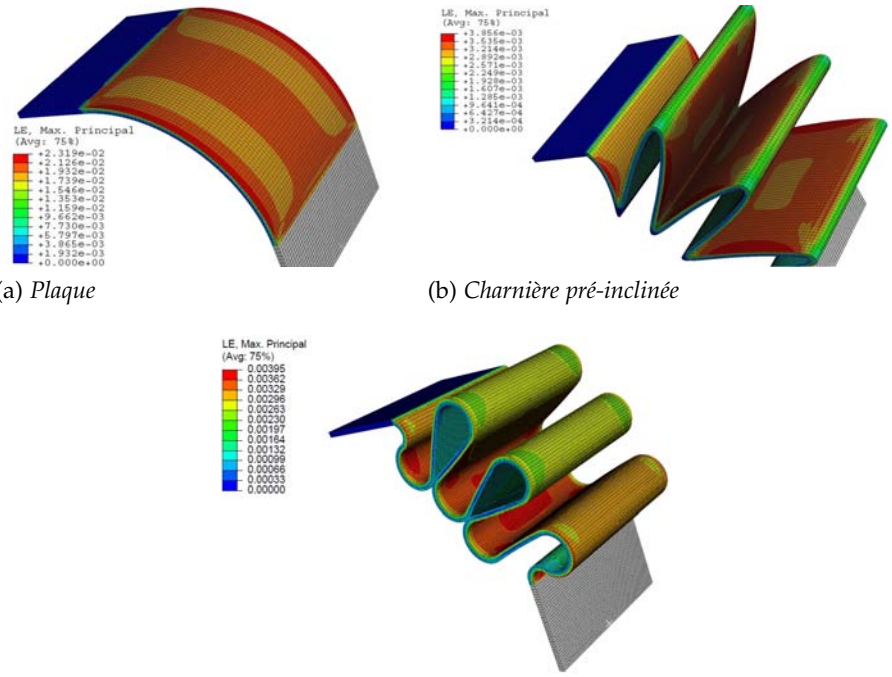


FIGURE 2.17 – *Principe des conditions aux limites et chargement lors du processus d'optimisation de la charnière*

La figure 2.18 présente quelques versions de la charnière au cours de l'optimisation. À partir des résultats de flexion d'une plaque fine, la géométrie a peu à peu évolué de manière à se rapprocher d'une géométrie à replis tout en minimisant les déformations locales. La dernière version de la charnière présente, pour une flexion complète, une déformation maximale de 0,315 % (pour une contrainte de Mises maximale de 220,7 MPa), compatible avec le critère de tenue en fatigue que nous avons supposé (Figure 2.18c). Quelques détails de la mise en plan sont présentés Figure 2.19.



(a) *Plaque* (b) *Charnière pré-inclinée*

(c) *Charnière optimisée*

FIGURE 2.18 – *Différentes versions lors du processus d'optimisation de la charnière*

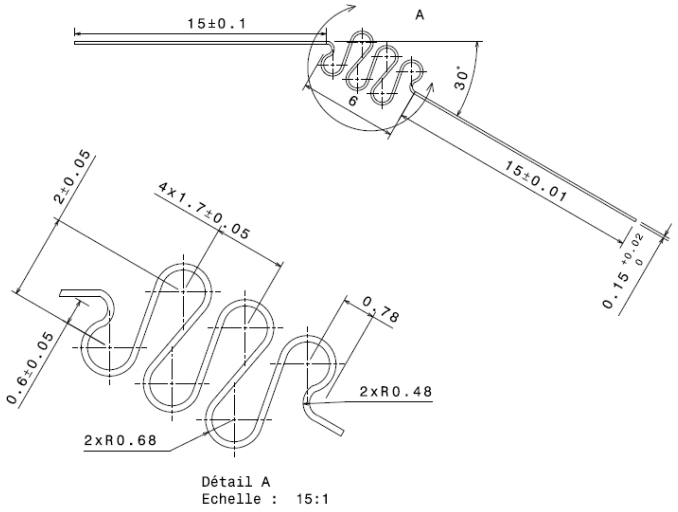


FIGURE 2.19 – *Vues de mise en plan de la charnière dans sa version optimisée*

2.1.4.b Vérification a posteriori du comportement élastique au moyen de la routine AMF

La précédente optimisation a été réalisée en considérant une loi de comportement élastique. L'hypothèse n'est valable que s'il n'existe pas de transformation martensitique au cours du chargement. Le modèle de loi de comportement AMF utilisé est bâti sur une approche micromécanique simplifiée afin d'utiliser un nombre réduit de variables internes. Ce modèle est basé sur un potentiel thermodynamique faisant intervenir trois variables internes définies de façon macroscopique : la fraction volumique de martensite, la déformation de transformation moyenne de la martensite et la déformation moyenne d'accommodation des mâcles au sein de la martensite. Les forces motrices associées à ces variables dérivent de ce potentiel. Nous ne cherchons pas à présenter ici les détails de cette loi de comportement, mais le lecteur intéressé pourra se référer à l'annexe A.2.

Les paramètres matériaux nécessaires au fonctionnement de la routine sont présentés dans le Tableau 2.3. Les valeurs utilisées sont listées dans le Tableau 2.4. Ces valeurs sont majoritairement identifiées sur des courbes d'essais thermomécaniques, sauf pour certaines d'entre elles qui nécessitent des essais particuliers que nous n'avons pas été en mesure de réaliser. Ces valeurs sont alors issues des travaux de A. Duval [Duval 2009] mais n'influent pas sur le résultat final à partir du moment où, seul le comportement superélastique est requis. La courbe traction-compression correspondant aux paramètres matériaux sélectionnés est présentée en Figure 2.20.

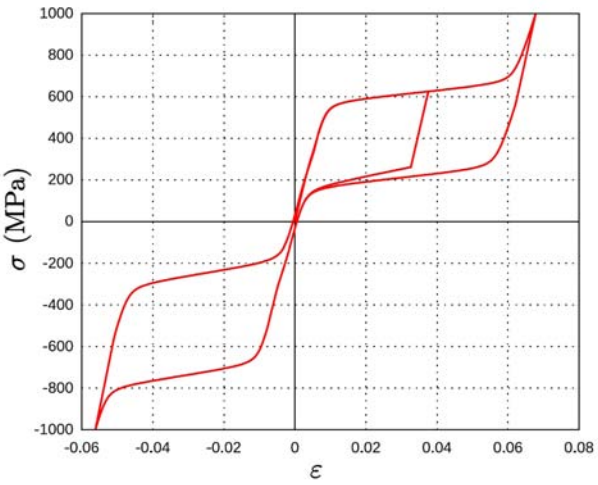


FIGURE 2.20 – *Courbe traction-compression du NiTi selon les paramètres utilisés pour les simulations superélastiques*

Le calcul au moyen de la routine AMF étant coûteux en temps de calcul, nous avons été contraints de réduire le raffinement du maillage mais en prenant soin de conserver trois éléments dans l'épaisseur.

Les résultats retournés par les simulations sont synthétisés dans le Tableau 2.5, pour une flexion complète (Figures 2.21a et 2.21b) :

Les résultats de ces simulations confirment l'hypothèse que nous avions initialement formulée lors de l'étape d'optimisation de la géométrie de la charnière : les contraintes et déformations générées dans la charnière restent dans le domaine de l'élasticité de la mar-

Paramètre	Unité	Signification
E	MPa	Module d'Young
ν		Coefficient de Poisson
α	$^{\circ}C^{-1}$	Coefficient de dilatation thermique
ε^{T}_{trac}		Valeur à saturation de la déformation de transformation en traction
$\varepsilon^{T\,FA}_{trac}$		Valeur à saturation de la déformation de transformation en traction à partir de la martensite présentant une structure auto-accommodée
ε^{T}_{comp}		valeur à saturation de la déformation de transformation en compression
$b_{d\,trac}$	MPa / $^{\circ}$C	Pente de transformation directe en traction dans le pseudo-diagramme de phase
$b_{r\,trac}$	MPa / $^{\circ}$C	Pente de transformation inverse en traction dans le pseudo-diagramme de phase
M_s	$^{\circ}$C	Température de début de transformation austénite $\rightarrow$ martensite
A_f	$^{\circ}$C	Température de fin de transformation martensite $\rightarrow$ austénite
r_f		Coefficient d'amplitude des boucles internes
$F^{max}_{\bar{\varepsilon}^T}$	MPa	Contrainte de réorientation des variantes
H_f	MPa	Coefficient de pseudo-écrouissage de la transformation de phase
$H_{\bar{\varepsilon}^T}$	MPa	Coefficient de pseudo-écrouissage de réorientation
H_{twin}	MPa	Coefficient de pseudo-écrouissage d'accommodation des macles
H_s	MPa	Coefficient de stabilisation de la martensite

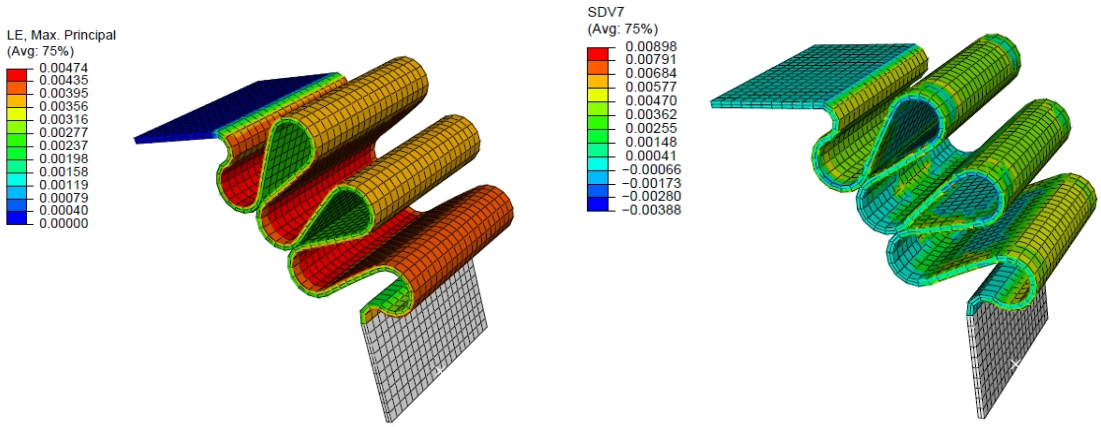
TABLE 2.3 – *Récapitulatif des paramètres de la routine AMF*

E (MPa)	ν	α ($^{\circ}C^{-1}$)	ε^{T}_{trac}	$\varepsilon^{T\,FA}_{trac}$	ε^{T}_{comp}
70 000	0,3	8.10^{-6}	0,05	0,05	0,04
$b_{d\,trac}$ (MPa / $^{\circ}$C)	$b_{r\,trac}$ (MPa / $^{\circ}$C)	M_s ($^{\circ}$C)	A_f ($^{\circ}$C)	r_f	
7	7	-50	12	0,25	
$F^{max}_{\bar{\varepsilon}^T}$ (MPa)	H_f (MPa)	$H_{\bar{\varepsilon}^T}$ (MPa)	H_{twin} (MPa)	H_s (MPa)	
220	5	1635	25 000	68,5	

TABLE 2.4 – *Valeurs des paramètres matériaux utilisées pour les simulations avec routine AMF*

${\sigma_{Mises}}^{max}$	228,7 MPa
ε_{max}	0,323 %
Fraction volumique de martensite (0<f<1)	0,009

TABLE 2.5 – *Résultats des simulations en comportement superélastique sur la charnière*



(a) *Déformation maximale* (b) *Fraction de martensite*

FIGURE 2.21 – *Captures de simulations superélastiques sur la charnière*

tensite (d'où une fraction volumique de martensite quasi négligeable). Le comportement, pour les chargements testés, reste donc purement élastique.

2.1.4.c Évaluation de la tenue à la fatigue : développement d'une machine dédiée

Afin d'évaluer la tenue à la fatigue des charnières, une machine de fatigue dédiée a été conçue et fabriquée (Figure 2.22). Réalisée intégralement en acier inoxydable, son principe repose sur un système bielle-manivelle double. Les détails du dimensionnement géométrique de la machine sont présentés en Annexe A.3.

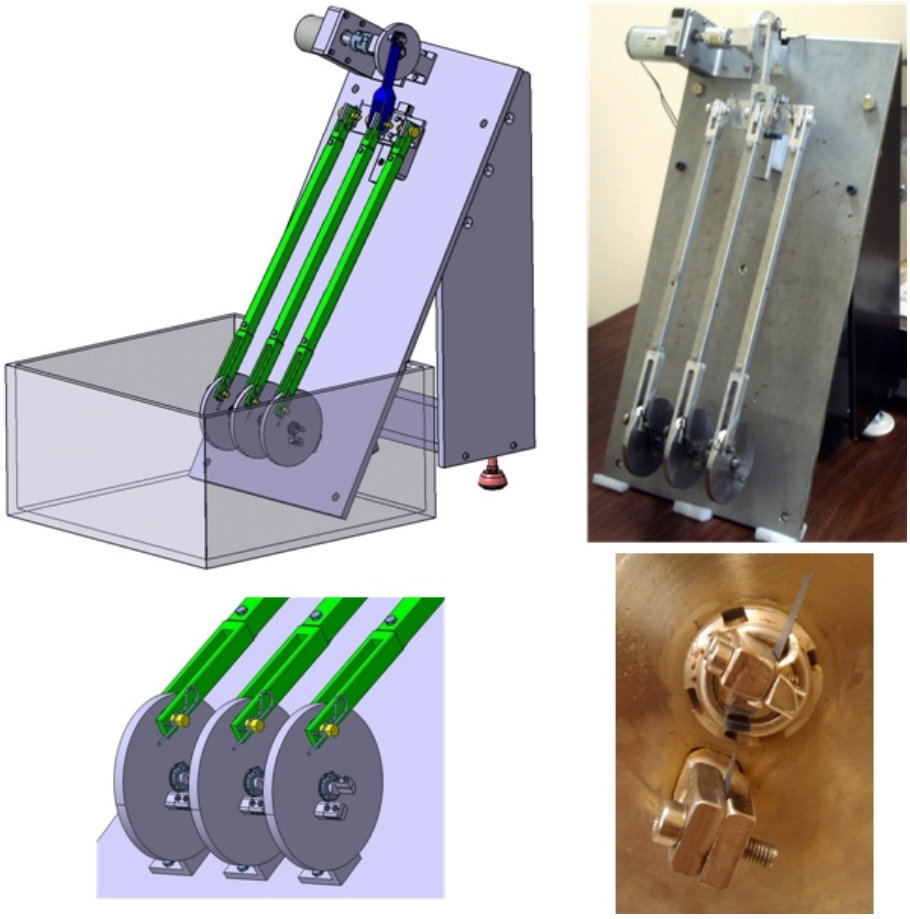


FIGURE 2.22 – *Aperçu de la machine de fatigue développée pour les essais de fatigue des charnières*

Les caractéristiques principales de la machine sont les suivantes :

- Rotation continue en entrée, rotation alternée 0-90° en sortie ;
- Fréquence de cyclage de 0,5 à 5Hz ;
- Possibilité de tester 3 échantillons simultanément ;
- Chaque zone de sollicitation peut être débrayée de manière à ne pas interrompre les cycles des échantillons parallèles.

Pour la conduite des essais, la zone de sollicitation est immergée dans un bac contenant de la solution physiologique de Ringer (MacoPharma, France) dont la température est régulée à 37°C au moyen d'un thermoplongeur Astor 800D. La composition de la solution physiologique est la suivante (poche de 1 litre, Lot 08J18B, date d'expiration 10/2010) :

- NaCl : 8,6 g/1000 mL ;
- KCl : 0,3 g/1000 mL ;
- $CaCl_2$-$(H_2O)_2$: 0,33 g/1000 mL.

L'ensemble du fonctionnement de la machine de fatigue ainsi que la température du milieu d'essai sont surveillés en temps réel au moyen d'une caméra sur réseau ethernet TrendNet TV-IP400.
Initialement, il avait été envisagé d'inclure un dispositif de mesure de résistivité des échantillons permettant de déterminer de manière exacte l'apparition de la rupture. Par manque de temps, un tel dispositif n'a pas pu être élaboré. La rupture est donc déterminée au moyen de la caméra qui, durant chaque campagne d'essai, sauvegarde une image du compteur de cycle et de la zone de sollicitation toutes les minutes.

2.1.5 Étude du relargage de Nickel

2.1.5.a État de l'art

La biocompatibilité traduit la capacité d'un matériau à être utilisé dans une application spécifique d'interaction chez un être vivant avec une réponse appropriée de l'hôte. Pour les matériaux, le milieu biologique est un environnement agressif, à l'origine de phénomènes de dégradation entraînant le relargage de constituants du matériau pouvant conduire à des réactions d'intolérance.
La résistance à la corrosion d'un alliage et la toxicité des métaux qui le composent sont des éléments déterminants de biocompatibilité. La biocompatibilité de l'alliage Nickel-Titane a ses propres caractéristiques, différentes de celles du nickel ou du titane seul. Les ions nickel et titane peuvent cependant être relargués par corrosion à partir de l'alliage NiTi. Il est généralement admis que le titane pur est extrêmement bien toléré par des tissus et n'induit ni effets toxiques, ni réactions inflammatoires. La biocompatibilité du titane est en rapport avec la formation spontanée, à l'air ou en milieu aqueux, d'une couche d'oxyde de surface, constituée de plusieurs oxydes : TiO_2, TiO, Ti_2O_3, Ti_3O_4 [Zitter et Plenk 1987]. Il est reconnu que le nickel pur présente un certain degré de toxicité. L'impact des concentrations élevées est variable selon le mode d'administration (inhalation, ingestion, contact dermique). Au niveau cellulaire, le nickel sous forme ionique est capable de perturber plusieurs mécanismes (Figure 2.23) :

- Inhibition d'enzymes ;
- Interférences avec des protéines de transport ;
- Stress oxydant ;
- Dommages sur l'ADN...

La biocompatibilité du NiTi in vitro et in vivo a été étudiée par de nombreux auteurs. Il en ressort que les résultats sont comparables à ceux du titane pur ou du TA6V mais sont fortement dépendants des différents traitements thermomécaniques que l'alliage a subis. De nombreux travaux sur la biocompatibilité des alliages Nickel-Titane ont été menés par Ryhanen. Sur du tissu musculaire de 75 rats, la réponse inflammatoire du NiTi après implantation de 26 semaines est similaire à celle du TA6V [Ryhänen et al. 1998]. Des tests d'implantation osseux ont également été conduits. Dans un premier temps, une étude histologique autour des tissus mous autour d'un implant déposé au niveau du périoste du

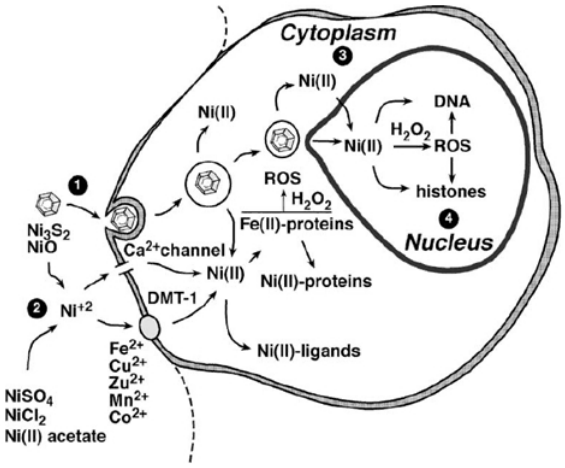


FIGURE 2.23 – *Synthèse des différentes interactions cellulaires du nickel [Kasprzak et al. 2003]*

fémur de 75 rats a été menée. Cette étude ne révèle aucune trace toxique ou d'irritation et l'adhésion cellulaire est semblable au TA6V et à l'Inox. Dans un second temps, des clous intramédullaires en NiTi et acier inoxydable ont été implantés dans le fémur de 40 rats pour une période allant de 2 à 60 semaines. Les résultats des implants en NiTi n'indiquent pas d'altération de la cicatrisation, de la consolidation, de la minéralisation ou du remodelage osseux en comparaison à l'Inox. Cependant, les clous de NiTi et d'Inox présentent de faibles marques de corrosion après 60 semaines d'implantation, mais aucune différence significative de la concentration en nickel dans les organes de rat n'est remarquée entre les deux alliages [Ryhänen 1999].

Même si l'ensemble des études conclue à la très bonne biocompatibilité du NiTi, nous nous intéressons tout particulièrement au risque de relargage de nickel. En effet, à la différence des échantillons testés dans la littérature, sollicités essentiellement de manière statique, notre concept de charnière est destiné à subir des sollicitations dynamiques imposant de grands déplacements. Bien que protégé par une couche d'autopassivation de la même manière que le titane pur, les cycles de flexion/extension appliqués à la charnière peuvent induire une rupture locale de la couche d'oxyde, exposant la surface du matériau à la corrosion. Pour cela, nous avons analysé la littérature traitant de la mesure du relargage in vitro. Les caractéristiques des différents essais sont présentées dans le Tableau 2.6. Les données présentées sont celles exposées dans les publications concernées, ce qui explique l'hétérogénéité des géométries et données d'entrée disponibles.

Référence	Pièces testées	Traitement	Milieu d'essai	Volume	Température	Durée
Shabalovskaya et al. [3]	particules S=98mm^2	autoclave 1H exposé H_2O_2 décapé	RPMI-1640 [1] + serum bovin +L-glutamine + gentamycine	NP [2]	38°C	3 jours
Assad et al. [4]	particules D=250-500μm	NP	RPMI-1640 + serum bovin + glutamine + phyto-haemagglutinine	NP	37°C	24 heures
Thierry et al. [5]	stents long,=300mm S=3,4cm^2	NP	Solution de Hank	40mL	38°C	1,3,9,12 jours
Okazaki et al. [6]	5x40x1mm	NP	Solution de Ringer	50mL	37°C	1 semaine
Esenwein et al. [7]	8x8x0,1mm	SE, grade medical	Phosphate Buffered Saline	75μL	NP	3,7,21,49,56 jours
Shabalovskaya et al. [8]	fils, S=265mm^2	Traitements 500°C niveaux variables d'oxygène et d'argon	Solution 0,9 NaCl	45mL	37°C	15,30,60,120,180 jours

TABLE 2.6 – *Caractéristiques des études de relargage de nickel par les alliages NiTi in vitro dans la littérature*

1. Milieu de culture cellulaire
2. *Non Précisé*
3. [Shabalovskaya 1996]
4. [Assad et al. 1999]
5. [Thierry et al. 2000]
6. [Okazaki et Gotoh 2008]
7. [Esenwein et al. 2008]
8. [Shabalovskaya et al. 2009]

Le graphique présenté Figure 2.24 montre les différents résultats des mesures lorsque l'étude effectue des relevés à plusieurs intervalles de temps. Celui-ci indique clairement des différences notables entre les valeurs de la littérature. Si nous analysons les études où les auteurs n'ont effectué qu'une seule mesure à une date déterminée, la variation est encore plus flagrante :

- *Assad* relève un relargage de 30,17 $\mu g.L^{-1}.mm^{-2}$ en 24h (on suppose que les particules sont des sphères de 500μm de diamètre) ;
- *Okazaki* rapporte un relargage de $2.10^{-4}\mu g.L^{-1}.mm^{-2}$ en une semaine ;
- *Shabalovskaya*, dans l'étude de 1996, note des concentrations de nickel de 4,18 ; 47,86 et 13010 $\mu g.L^{-1}.mm^{-2}$ respectivement pour le NiTi traité en autoclave 1 heure, le NiTi exposé au peroxyde d'hydrogène et le NiTi décapé, après 3 jours d'immersion.

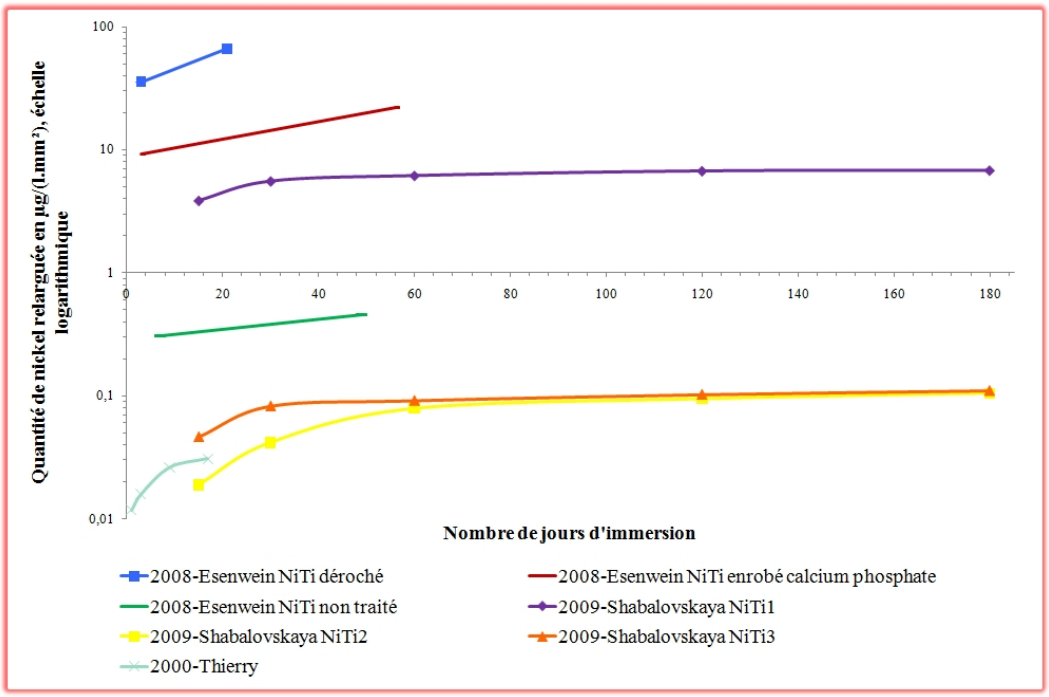


FIGURE 2.24 – *Relargage de Nickel par les alliages NiTi dans la littérature*

Même si les conclusions d'études in vivo ne laissent aucun doute quant à la biocompatibilité du NiTi et sa parfaite aptitude comme biomatériau fonctionnel, les résultats extrêmements variables, voire contradictoires de la littérature nous amènent à considérer la problématique de relargage dans notre application. De plus, l'ensemble de ces tests est réalisé en l'absence de chargement mécanique ce qui ne sera pas le cas pour la charnière. Nous souhaitons donc compléter ces études par des mesures sur échantillons déformés.

2.1.5.b Protocole de mesure du relargage de nickel

Le protocole d'essai permettant de mesurer la quantité de nickel pouvant être relarguée par l'alliage NiTi a été élaboré au moyen des travaux précédemment cités, ainsi qu'en s'appuyant sur la norme NF EN ISO 11885 pour le dosage du nickel.

Ce protocole est le suivant :

1) ***Nombre d'échantillons et caractéristiques***

4 types d'échantillons d'approximativement 10 mm x 10 mm :
- NiTi non traité (Nimesis Technology) ;
- NiTi traité superélastique (Nimesis Technology) ;
- Inox implantable M25W (Stainless) ;
- TMA (Titane béta 3, Nimesis Technology).

2) ***Caractéristiques de l'essai***

- 3 échantillons de chaque specimen afin de disposer d'une mesure fiable ;
- Échantillons immergés dans une solution de liquide physiologique (Ringer) ;
- Deux séries de plats de NiTi sont courbés 10 fois sur un cylindre en POM (PolyOxy-Méthylène) de manière à provoquer une déformation élastique. Ces déformations sont pratiquées à intervalles de temps réguliers pour une durée d'immersion totale de 7 et 90 jours ;
- Température d'essai de 37°C±3°C, ;
- Échantillons immergés dans 40mL de liquide physiologique déversée dans un flacon en HDPE de 250mL préalablement nettoyé au moyen d'une solution d'acide nitrique [NF EN ISO 11885].

3) ***Durée des essais***

Chaque lot d'échantillon est laissé inerte dans son flacon pendant les durées suivantes afin d'évaluer un éventuel phénomène de stabilisation : 3 jours, 1 semaine, 1 mois, 3 mois. À l'issue de la période d'immersion, les échantillons d'alliage sont prélevés au moyen d'une pince en polyoxyméthylène (POM) et les solutions sont portées pour analyse immédiatement.

4) ***Méthode de mesure***

La mesure de la concentration en nickel des solutions est réalisée par une technique de spectroscopie d'émission atomique avec plasma couplé par induction. Les dosages sont effectués par le laboratoire Institut Pasteur de Lille (IPL) à Maxéville (54) selon la norme [NF EN ISO 11885].

5) ***Séries d'essai***

Les caractéristiques des différentes séries d'essai sont synthétisées dans le Tableau 2.7.

Référence	Caractéristiques échantillons	Caractéristiques essai
Série 1	3x NiTi non traité 3x NiTi traité SE 3x TMA 3x Inox	Immersion 3 jours
Série 2	3x NiTi non traité 3x NiTi traité SE 3x TMA 3x Inox	Immersion 7 jours
Série 3	3x NiTi non traité 3x NiTi traité SE	Immersion 7 jours Sollicitations à 3 jours
Série 4	3x NiTi non traité 3x NiTi traité SE 3x TMA 3x Inox	Immersion 30 jours
Série 5	3x NiTi non traité 3x NiTi traité SE 3x TMA 3x Inox	Immersion 90 jours
Série 6	3x NiTi non traité 3x NiTi traité SE 3x TMA 3x Inox	Immersion 90 jours Sollicitations tous les 3 jours

TABLE 2.7 – *Description des séries d'essais*

2.1.5.c Quantification de la toxicité du nickel

Il n'existe pas de norme ou de recommendation sanitaire concernant la quantité de nickel limite acceptable pour le système circulatoire. De manière générale, les auteurs rapprochent leurs résultats de relargage avec la quantité de nickel ingérée de manière journalière. À titre d'exemple, Shabalovskaya se base sur une prise alimentaire de nickel comprise entre 160 et 600 mg par jour [Shabalovskaya 1996] et suppose que la totalité du nickel ingéré se retrouve dans le milieu circulant, ce qui correspond à une concentration de 0,032 à 0,12 μg/L. De plus, la majorité du nickel est éliminée par les selles (258 μg/mL), l'urine (2,6 μg/L) et la transpiration.
Nous proposons une autre méthode pour déterminer la limite de toxicité. D'après le rapport de l'INERIS [INERIS 2006] et de l'*Agency for Toxic Susbtance and Disease Registry* [ATSDR 2005], la dose de référence pour une exposition chronique orale (RFD) journalière limite pour un risque d'induction de réponse carcinogène est de 0,02 mg/kg/jour. Sur cette valeur de RFD, on considère que 27$\pm$17% est absorbée par l'organisme, c'est-à-dire se retrouve dans le milieu circulant. En se basant sur une quantité de 45% de nickel absorbé, la quantité critique circulante majorée est de 0,009 mg/kg/jour. Les études de toxicologie

se basent généralement sur des personnes de 50kg. Ainsi, la dose limite circulante est de 0,45mg/jour soit 450μg/jour.
Cette valeur limite de concentration en nickel nous servira de valeur seuil lors de l'analyse de nos résultats expérimentaux.
Dans la section précédente, nous avons passé en revue l'ensemble des éléments de développement de la prothèse charnière (dimensionnement, optimisation par éléments finis, étude du relargage de nickel). Nous nous intéressons à présent au concept de prothèse de resurfaçage.

2.2 Concept de prothèse de resurfaçage

2.2.1 Exigences fonctionnelles et performances de l'implant

L'ensemble des données présentées au premier chapitre nous conduit à concevoir l'arthroplastie digitale comme un implant à même de restituer les fonctionnalités de l'appareil musculo-tendineux afin de conserver un secteur de mobilité naturel.
Les exigences fonctionnelles et les performances principales sont similaires à celles évoquées pour la prothèse charnière. Néanmoins, compte tenu du fait que le concept implique deux surfaces en contact et frottement, l'implant doit présenter les performances supplémentaires suivantes :

- Résistance à la transmission de contact interne et externe (Force multipliée par un facteur proche de 5 dans l'IPP lors d'un pinch) ;
- Résistance à l'usure des surfaces articulaires sous sollicitations.

Le développement de cet implant a été réalisé en étroite collaboration avec un groupe de 7 chirurgiens de la main en France, Suisse et Belgique.
Les caractéristiques principales de l'implant, regroupant des propriétés biomécaniques et des innovations techniques, sont les suivantes :

- Modularité et interchangeabilité entre les surfaces articulaires et les tiges intramédullaires ;
- Tiges intramédullaires proposant un bon compromis entre répartition de contraintes (design anatomique, press-fit autobloquant, tige à élasticité optimisée...), ancrage et extractibilité (semi-revêtue HAP ou Titane poreux) et anti-enfoncement ;
- Surface de frottement proposant le meilleur compromis entre résistance à l'usure et amortissement élastique des contraintes ;
- Instrumentation adaptée à toute voie d'abord (voie utilisée par le chirurgien pour accéder à une région anatomique), technique opératoire la moins invasive possible et permettant une résection réduite afin de préserver le capital osseux et l'appareil capsulo-ligamentaire.

2.2.2 Dimensionnement de l'implant

2.2.2.a Analyse morphologique des phalanges

De manière à présenter un concept le plus proche de l'anatomie, une étude bibliographique des dimensions générales des phalanges proximale et moyenne a été conduite.

Longueur des phalanges

En 1979, Unsworth & Alexander ont effectué des mesures de 60 articulations MCP sur un projecteur de profil [Unsworth et Alexander 1979]. Les articulations étaient issues de mains cadavériques de 36 hommes et 24 femmes de 72 ans d'âge moyen. Les longueurs de la phalange proximale en fonction du rayon sont reportées dans le Tableau 2.8.

	Longueur en mm (écart-type)
Index	43,2 (2,0)
Majeur	47,0 (3,0)
Annulaire	43,7 (2,3)
Auriculaire	35,0 (1,8)

TABLE 2.8 – *Mesure des longueurs de phalanges proximales [Unsworth et Alexander 1979]*

Une étude plus complète vient préciser le précédent tableau, avec des mesures pour la phalange proximale (Tableau 2.9) et pour la phalange moyenne (Tableau 2.10) avec une distinction main droite/main gauche et différence homme/femme [Ash et Unsworth 1996]. Les mesures ont également été réalisées au moyen d'un projecteur de profil sur 83 articulations IPP issues de 21 mains cadavériques (7 hommes et 4 femmes de 68,27 ans d'âge moyen).

		Index	Majeur	Annulaire	Auriculaire
Main droite	Moyenne	43,95	47,67	45,30	36,77
	Écart-Type	*2,43*	*3,36*	*3,15*	*1,56*
Main gauche	Moyenne	43,50	47,54	44,82	35,98
	Écart-type	*3,00*	*3,33*	*3,33*	*3,47*
Général	Moyenne	43,88	47,61	45,09	36,38
	Écart-type	*2,73*	*3,35*	*3,24*	*2,72*
Homme	Moyenne	44,26	48,56	45,65	36,59
	Écart-type	*2,21*	*2,62*	*2,43*	*1,92*
Femme	Moyenne	42,88	46,06	44,04	35,97
	Écart-type	*3,23*	*3,79*	*4,17*	*3,74*
Différence	%	3,22	5,43	3,66	1,72

TABLE 2.9 – *Mesures des longueurs de phalanges proximales (mm) et différences homme-femme [Ash et Unsworth 1996]*

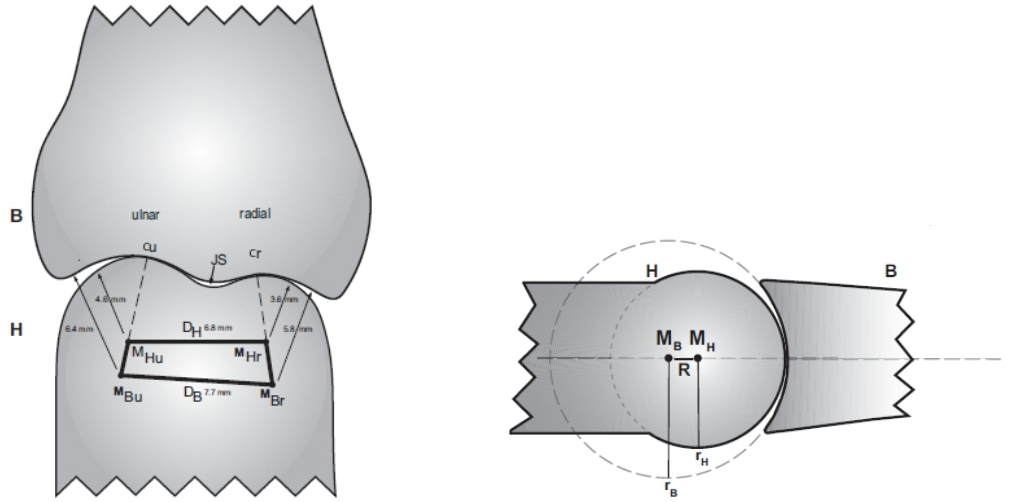
		Index	Majeur	Annulaire	Auriculaire
Main droite	Moyenne	26,35	31,46	29,63	21,70
	Écart-Type	*2,22*	*2,72*	*2,69*	*1,44*
Main gauche	Moyenne	26,26	31,44	30,20	21,81
	Écart-type	*2,13*	*2,84*	*2,83*	*2,66*
Général	Moyenne	26,30	31,45	29,89	21,76
	Écart-type	*2,18*	*2,78*	*2,77*	*2,17*
Homme	Moyenne	26,44	32,28	30,82	21,90
	Écart-type	*1,89*	*2,19*	*1,92*	*1,48*
Femme	Moyenne	26,09	30,13	28,16	21,51
	Écart-type	*2,57*	*3,08*	*3,24*	*2,98*
Différence	%	1,34	7,14	1,09	1,81

TABLE 2.10 – *Mesures des longueurs de phalanges moyennes (mm) et différences homme-femme [Ash et Unsworth 1996]*

Formes et dimensions des surfaces articulaires des phalanges

La tête de la phalange proximale consiste en deux condyles circulaires sagittaux qui se rejoignent pour former une surface articulaire bicondylienne. La surface cartilagineuse de la base de la phalange moyenne est concave et bicondylienne pour s'articuler avec la tête de la phalange proximale. La base de la phalange moyenne a un rayon de courbure plus grand que celui de la tête de la phalange proximale.
Les formes et dimensions des condyles articulaires de l'IPP sont très bien décrites dans la littérature [Ash et Unsworth 1996; 2000, Lawrence et al. 2004, Dumont et al. 2008].

Les travaux de Dumont résument de manière synthétique l'ensemble des mesures dans les plans sagittal (Figure 2.25b et Tableau 2.11) et frontal (Figure 2.25a et Tableau 2.11). Les mesures ont été effectuées sur 40 articulations IPP, réparties de manière homogène entre main droite et main gauche et sans signe apparent d'arthrose.



(a) *Vue en coupe de l'articulation IPP selon le plan frontal (H = tête de P1, B = base de P2)*

(b) *Vue en coupe de l'articulation IPP selon le plan sagittal*

FIGURE 2.25 – *Vues en coupe de l'articulation IPP [Dumont et al. 2008]*

Notations Figure 2.25a :

H : tête de la phalange proximale

B : base de la phalange moyenne

C_u et C_r : contacts ulnaire (vers le pouce) et radial (vers l'ulna)

D_B et D_H : distance entre les centres de courbure de la base de la phalange moyenne et la tête de la phalange proximale

M_{Br} et M_{Bu} : centre de courbure de la base de la phalange moyenne, côtés radial et ulnaire

M_{Hr} et M_{Hu} : centres de courbure de la tête de la phalange proximale, côtés radial et ulnaire

JS : espace inter-articulaire

Notations Figure 2.25b :

H : condyle de la phalange proximale

B : Base de la phalange moyenne

M_B et M_H : centres de courbure de la base et de la tête de l'articulation

r_B et r_H : rayons de courbure de la base et de la tête de l'articulation

R : distance séparant les deux centres de courbure

	Moyenne Générale	Côté	Moy.	Index	Majeur	Annulaire	Auriculaire
r_B (P2)	6,29	ulnaire	6,53 (1,12)	6,40 (0,81)	7,25 (1,65)	6,50 (0,94)	5,95 (0,86)
	(1,27	radial	6,06 (1,21)	5,80 (1,02)	7,05 (1,69)	5,90 (0,98)	5,50 (1,00)
r_H (P1)	4,23	ulnaire	4,56 (1,44)	4,60 (1,24)	5,00 (1,70)	4,45 (1,62)	4,20 (1,13)
	(1,42	radial	3,91 (1,40)	3,55 (1,21)	4,50 (1,90)	3,70 (1,18)	3,90 (1,17)

TABLE 2.11 – *Mesures des rayons de l'articulation IPP dans le plan sagittal (mm) [Dumont et al. 2008]*

	Moyenne Générale	Côté	Moy.	Index	Majeur	Annulaire	Auriculaire
Base P2	5,40	ulnaire	5,34 (0,75)	5,41 (0,67)	5,39 (0,72)	5,45 (0,71)	5,10 (0,89)
	(0,81	radial	5,46 (0,86)	5,95 (1,00)	5,55 (0,75)	5,28 (0,78)	5,06 (0,90)
Tête P1	4,14	ulnaire	4,16 (0,52)	4,15 (0,52)	4,45 (0,48)	4,24 (0,45)	3,78 (0,60)
	(0,53	radial	4,12 (0,54)	4,41 (0,59)	4,40 (0,46)	4,05 (0,49)	3,63 (0,60)

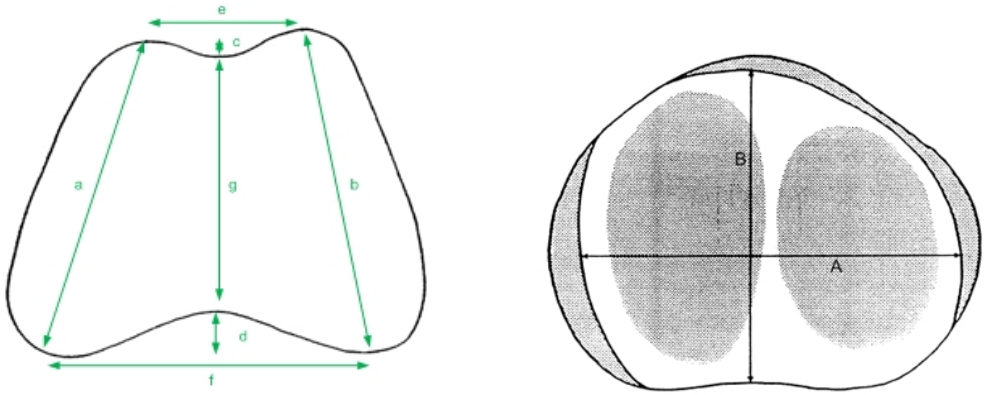
TABLE 2.12 – *Mesures des rayons de l'articulation IPP dans le plan frontal (mm) [Dumont et al. 2008]*

Ce tableau est complété par les mesures des distances entre les centres de courbure (Tableau 2.13).

	Moyenne	Index	Majeur	Annulaire	Auriculaire
D_B	7,30 (0,63)	7,65 (0,53)	8,00 (0,58)	7,45 0,60)	6,10 (0,78)
D_H	6,41 (0,83)	6,75 (0,86)	6,90 (0,78)	6,35 (0,67)	5,65 (0,97)

TABLE 2.13 – *Mesures des distances entre les centres de courbure de l'articulation IPP dans le plan sagittal (mm) [Dumont et al. 2008]*

Enfin, des mesures de la tête de la phalange proximale (Figure 2.26a et Tableau 2.14) et de la base de la phalange moyenne (Figure 2.26b et Tableau 2.15) selon le plan transverse complètent les relevés géométriques.



(a) *Tête de P1* (b) *Base de P2*

FIGURE 2.26 – *Vues en coupe de l'articulation IPP selon le plan transverse [Lawrence et al. 2004]*

Mesures	Index	Majeur	Annulaire	Auriculaire
a	9,2 (0,8)	9,7 (0,6)	9,2 (0,9)	8,0 (0,7)
b	9,8 (1,0)	9,9 (0,6)	9,0 (0,9)	7,7 (0,7)
c	0,3 (0,2)	0,4 (0,3)	0,3 (0,2)	0,4 (0,3)
d	0,9 (0,2)	0,9 (0,2)	,7 (0,1)	0,6 (0,2)
e	5,2 (0,9)	5,3 (1,2)	4,7 (1,1)	4,3 (1,0)
f	9,4 (1,1)	9,6 (1,0)	8,9 (0,6)	7,6 (0,8)
g	7,9 (0,7)	8,0 (0,8)	7,8 (0,9)	6,6 (0,5)

TABLE 2.14 – *Mesures moyennes de la tête de la phalange proximale selon le plan transverse (mm) [Lawrence et al. 2004]*

Mesures	Index	Majeur	Annulaire	Auriculaire
A	12,3 (0,8)	12,7 (0,7)	11,6 (0,9)	10,0 (1,4)
B	7,1 (0,7)	7,8 (1,2)	7,3 (1,0)	6,4 (0,8)

TABLE 2.15 – *Mesures moyennes de la base de la phalange moyenne selon le plan transverse (mm) [Lawrence et al. 2004]*

2.2.2.b Caractéristiques de l'implant

L'ensemble des précédentes mesures et une comparaison avec les gammes des implants concurrents nous ont permis de préciser les caractéristiques de l'implant.

Les tiges intramédullaires

La gamme de tiges se compose de 4 tiges proximales et 4 tiges distales. Elles présentent une géométrie anatomique, avec appui cortical périphérique et occupent au maximum la moitié de la longueur de la phalange de manière à conserver une possibilité d'extraction. Elles présentent à leur surface un revêtement ostéoinducteur d'hydroxyapatite (HAP) selon la moitié de leur longueur. Les tiges présentent une géométrie progressive permettant d'utiliser une râpe unique pour préparer le logement. Ainsi, un mesureur permet de déterminer avec précision la taille de tige adéquate pour le site d'implantation (voir technique de pose en 3.2.1.a).
Chaque tige présente une butée anti-enfoncement, en contact avec l'os cortical, permettant de s'opposer à la migration de celle-ci à l'intérieur de la phalange (Figure 2.27).
Enfin, chaque tige est réalisée dans un alliage de Titane TA6V implantable compte tenu du recul clinique important de l'utilisation de cette matière et son module élastique inférieur à celui de l'inox.
La géométrie des tiges a été optimisée de manière à favoriser la stabilité primaire et la meilleure interaction implant / tissus osseux possible. Les caractéristiques des moyens mis en oeuvre pour réaliser cette étude sont présentés en 3.2.2.

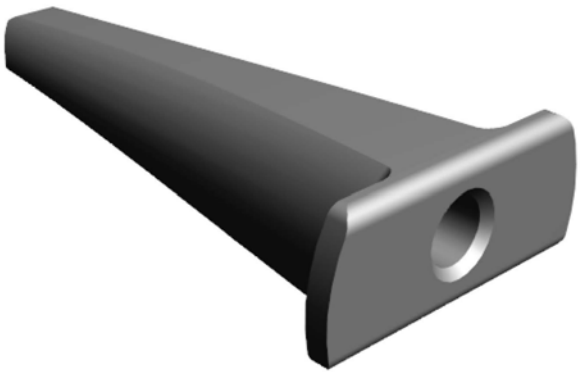


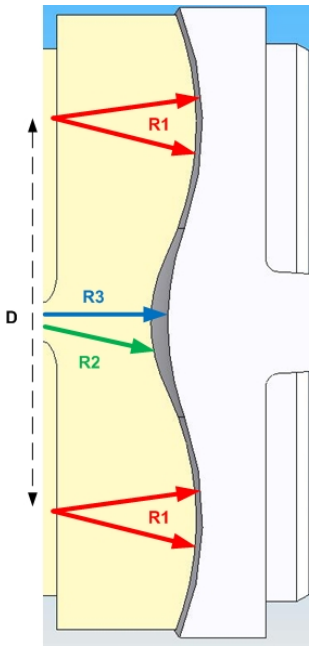
FIGURE 2.27 – *Aperçu d'une tige de la prothèse IPP de resurfaçage*

Les surfaces articulaires

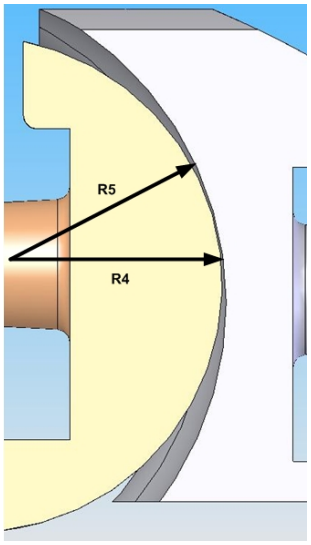
Les surfaces articulaires sont composées d'une gamme de 3 surfaces proximales et de 3 surfaces distales en alliage de Chrome-Cobalt. Les surfaces sont assemblées sur les tiges au moyen d'un cône morse. Les surfaces proximales, pièces d'usure, sont en polyéthylène à haute-densité moléculaire (UHMWPE) avec possibilité d'évolution vers un PEEK chargé

en fibre de carbone (CFR-PEEK) très résistant à l'usure mais moins souple que le polyéthylène. Chaque surface distale est déclinée en 3 tailles d'épaisseurs différentes ($\pm$0,5 mm) permettant de corriger la tension articulaire lors de la pose.
Un travail particulier de design a été effectué sur les surfaces articulaires de manière à associer les caractéristiques techniques suivantes :

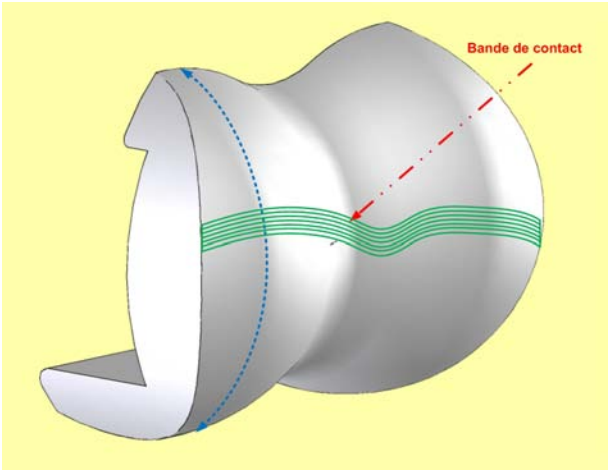
- Possibilité d'associer chaque taille de surface proximale avec chaque taille de surface distale sans impact sur la mobilité ;
- Les surfaces articulaires sont congruentes dans le plan frontal (Figure 2.28a) et non congruentes dans le plan sagittal (Figure 2.28b) afin de favoriser la lubrification et diminuer l'usure. Les précédentes caractéristiques sont associées, du côté proximal, à un matériau souple (UHMWPE ou CFR-PEEK) permettant d'obtenir une congruence maximale sous charge et une "bande" de contact qui répartit les efforts sur une surface maximale (Figure 2.28c).



(a) *Rayons des condyles, plan frontal*

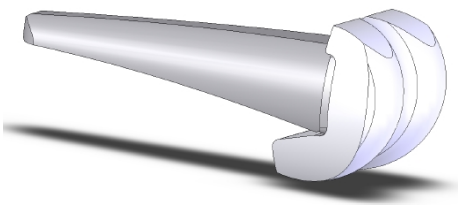


(b) *Rayons des condyles, plan sagittal*

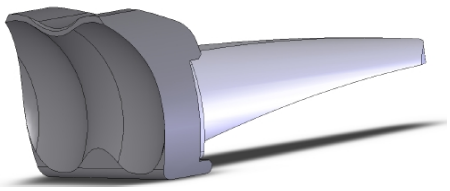


(c) *Congruence maximale sous charge : formation d'une bande de contact*

FIGURE 2.28 – *Design des surfaces articulaires*



(a) *Assemblage proximal*



(b) *Assemblage distal*

FIGURE 2.29 – *Prothèse de resurfaçage assemblée (tiges et surfaces articulaires de taille L)*

Conclusion du chapitre

Au cours de ce chapitre, nous avons présenté les différentes caractéristiques des deux concepts prothétiques envisagés : une prothèse semi-contrainte en NiTi et une prothèse de resurfaçage.
Le premier concept utilise les propriétés superélastiques du NiTi conjuguées à un design permettant de minimiser les déformations, apte à satisfaire une durée de vie importante. La géométrie a été optimisée par calculs éléments finis en admettant un comportement purement élastique de l'austénite. Cette hypothèse a été validée a posteriori au moyen d'une simulation intégrant une loi de comportement adaptée aux alliages à mémoire de forme. L'utilisation d'un alliage contenant 50% de nickel et ayant à subir de nombreux cycles de déformation nous invite à vérifier la possibilité de relargage de nickel et, le cas échéant, de rapprocher le taux mesuré à des valeurs seuils de toxicité.
Le second concept repose sur un principe classique de prothèse de resurfaçage visant à remplacer les surfaces articulaires défaillantes. Les tiges intramédullaires, au design anatomique avec appui cortical périphérique, sont réalisées en alliage de titane TA6V et présentent un revêtement HAP sur la moitié de leur longueur. Le profil des tiges a été optimisé de manière à favoriser le contact primaire et de minimiser interactions néfastes entre l'implant et le tissus osseux environnant. Le couple de frottement des surfaces articulaires est un couple polymère métal (UHMWPE ou CFR-PEEK / CoCr) dont le recul clinique et les données de sécurité sont importantes en orthopédie. Le design des surfaces a été mené en minimisant l'usure tout en assurant une stabilité optimale.

Amélioration et validation des concepts prothétiques

3

Sommaire

4.1 Charnière en Nickel-Titane . . . 111
4.1.1 Mise en forme et tenue à la fatigue de la charnière . . . 111
4.1.1.a Validation de la conception de la machine de fatigue . . . 111
4.1.1.b Élaboration de la charnière . . . 111
4.1.1.c Évolutions possibles de la charnière . . . 113
4.1.2 Étude du relargage de Nickel . . . 116
4.1.2.a Observation des échantillons à l'issue des essais . . . 116
4.1.2.b Observations MEB . . . 116
4.1.2.c Analyse chimique de surface par XPS . . . 117
4.1.2.d Résultats des séries supplémentaires de relargage . . . 122
4.1.2.e Bilan . . . 124
4.2 Prothèse de resurfaçage . . . 128
4.2.1 Validation du comportement global de l'implant . . . 128
4.2.2 Modélisations éléments finis de l'interface os/implant . . . 129
4.2.2.a Synthèse des objectifs et des résultats . . . 129
4.2.2.b Enfoncement de la tige . . . 131
4.2.2.c Déformation induite aux tissus osseux . . . 132
4.2.2.d Bilan . . . 135
Conclusion . . . 136

Le présent chapitre présente l'ensemble des essais qui ont été menés afin d'évaluer les performances des deux concepts prothétiques.

Nous nous intéressons dans un premier temps à la charnière en NiTi en présentant une première tentative de mise en forme réalisée et les résultats des premiers essais de fatigue. Une analyse est ensuite conduite sur le dispositif prothétique (conception, mise en forme...) ainsi que sur le matériel d'essai afin d'augmenter le nombre de cycles à la rupture. Enfin,

nous nous intéressons aux résultats expérimentaux de l'étude de relargage de nickel par les alliages Nickel-Titane. Pour ce faire, nous comparons nos résultats avec ceux publiés dans la littérature avant de les rapprocher des données toxicologiques que nous avons définies dans le précédent chapitre. Enfin, nous proposons des pistes de recherche permettant de déterminer l'origine du taux de relargage mesuré.

Dans un second temps, nous nous penchons sur la qualification de la prothèse de resurfaçage. Une présentation de chacun des essais est effectuée, leurs caractéristiques sont détaillées : essais de pose sur mains cadavériques, essais de fatigue afin d'évaluer la tenue mécanique de l'assemblage et la résistance des surfaces articulaires à des charges répétées puis essais d'usure des surfaces de contact. Nous présentons enfin un modèle numérique permettant d'étudier la stabilité primaire (ancrage mécanique immédiat de l'implant) de la prothèse. Cette modélisation est effectuée en reconstruisant numériquement une phalange munie d'une prothèse et en analysant les variations de répartition d'effort à l'interface os/implant selon différents cas de chargement.

3.1 Prothèse charnière en NiTi

3.1.1 Résultats préliminaires

3.1.1.a Mise en forme et traitements thermiques

Un premier lot de charnière a été mis en forme au moyen d'un gabarit se composant d'un système de plots autour desquels nous enroulons un plat de NiTi de 0,15 mm d'épaisseur (Figure 3.1).



Figure 3.1 – *Gabarit de mise en forme de la charnière*

Les traitements thermiques ont été effectués en deux temps : un premier lorsque l'alliage est contraint par le gabarit (traitement de mise en forme) et un second pour relâcher les contraintes internes du matériau. Nous avons également inclus un plat de NiTi à l'état martensitique (Af = 45°C) de manière à évaluer la différence de comportement à la fatigue par rapport à l'alliage superélastique. Les différents traitements effectués sont présentés dans le tableau 3.1.

Charnière	Traitement mise en forme	Traitement de détente
Superélastique n°1	550°C, 90 minutes	500°C, 20 minutes
Superélastique n°2	500°C, 90 minutes	500°C, 20 minutes
Martensitique	650°C, 90 minutes	650°C, 15 minutes

Table 3.1 – *Traitements de mise en forme des charnières*

3.1.1.b Premières séries d'essais de fatigue

Les essais de fatigue ont été conduits dans un milieu physiologique (solution de Ringer, lot identique à celui des essais de relargage) à 37°C (température corporelle) et à une fréquence de 3Hz (fréquence choisie par rapport au 10 millions de cycles requis et permettant de les accomplir en un peu plus d'un mois).
Une première série d'essai a été conduite sur les 3 types de charnières de manière simultanée. La rupture est survenue, à très peu de cycles près pour chaque type, à environ 62 000 cycles. Chaque charnière présente la même zone de rupture (Figure 3.2), au niveau de la zone de contact avec le mors fixe de la machine de fatigue.

Les mors ont été enrobés de silicone avant de conduire une seconde série d'essais, afin de prévenir tout risque de perturbation de l'essai par cisaillement des échantillons. Le



FIGURE 3.2 – *Rupture des premières charnières cyclées*



(a) *Rupture dans la première boucle*



(b) *Rupture à l'amorce de la première boucle*

FIGURE 3.3 – *Zones de rupture des charnières testées lors du second essai (mors siliconés)*

nombre de cycles à rupture a été légèrement augmenté mais reste toujours très faible par rapport à l'objectif : 89 100 cycles. De plus, la localisation de la rupture est disparate mais reste dans la première spire de la charnière, à proximité du mors (Figure 3.3a) ou dans la zone de transition entre deux spires (Figure 3.3b).

Les ruptures précoces et inattendues des charnières nous ont amené à étudier les causes possibles de rupture et les moyens d'améliorer la tenue à la fatigue.

3.1.2 Amélioration de la tenue en fatigue

Nous pouvons émettre plusieurs hypothèses concernant les sources possibles à l'origine du faible nombre de cycles accomplis :

- Problème cinématique ou mécanique sur la machine de fatigue ;
- Problème de mise en forme et/ou de traitement thermique non adapté ;
- Problème dans le choix du matériau.

3.1.2.a Évaluation de la machine de fatigue

De manière générale, lors d'une arthroplastie, le meilleur résultat attendu par un chirurgien orthopédiste, en terme de mobilité, est une angulation maximale de 60°. Le dimensionnement géométrique de la machine reproduit une angulation de 90° afin de correspondre à la mobilité d'une articulation saine. Compte tenu du fait que l'angulation de la rotation alternée de la roue de sollicitation est fixée par les dimensions géométriques de l'ensemble des constituants de la machine (Annexe A.3), celle-ci n'est pas modifiable sans revoir des éléments importants de la conception.
Nous avons procédé à un ébavurage des mors et nous avons cyclé une prothèse en silicone Depuy Orthopaedics (Figure 3.4a) issue d'un explant, dans les mêmes conditions (milieu



(a) *Prothèse en silicone Depuy Orthopaedics*



(b) *Montage sur la machine de fatigue*

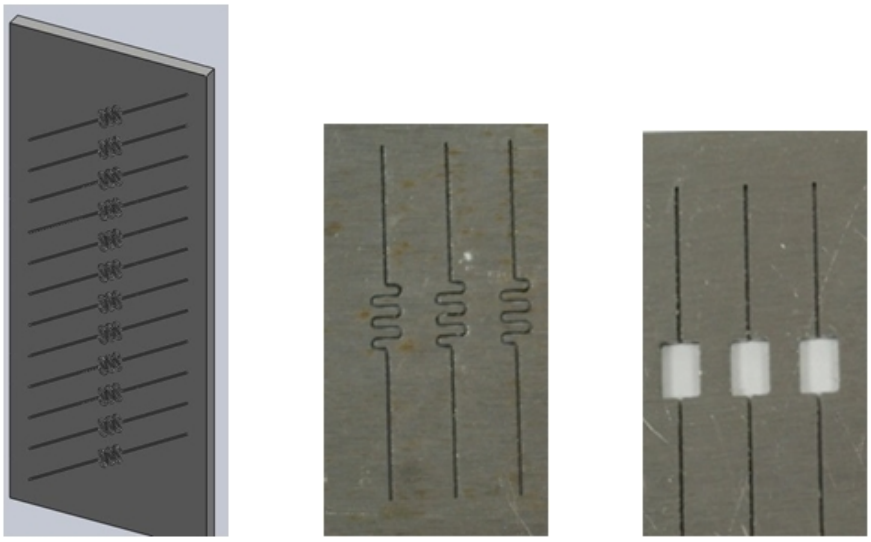
FIGURE 3.4 – *Charnière en silicone montée sur la machine de fatigue*

physiologique, température, fréquence) que lors des essais sur la charnière (Figure 3.4b). Nous avons stoppé la machine après l'accomplissement de 435 000 cycles et les observations de la prothèse en silicone n'ont révélé aucune trace de rupture ou d'amorce de rupture dans la zone subissant les déformations. Nous pouvons donc en déduire que la machine de fatigue n'est vraisemblablement pas à l'origine des ruptures précoces de la charnière en NiTi.

3.1.2.b Mise en forme et traitements thermiques

La solution de mise en forme initiale, avec utilisation de gabarits à plots, est aléatoire : les géométries ne sont pas homogènes et les rayons de courbures sont variables d'une spire à l'autre. Des études de solutions de mise en forme plus précises ont été réalisées en collaboration avec la société Nimesis Technology. Afin de simplifier la réalisation, nous avons choisi de réaliser des charnières sans la pré-orientation à 30°. Des matrices ont été réalisées par découpe laser afin de faciliter la mise en forme.
Sur la première matrice (Figure 3.5a) reproduisant fidèlement les courbures de la charnière, les essais de mise en forme ont été réalisés sur un plat de NiTi type 508 de 0,17mm d'épaisseur. Différents essais de mise en forme ont été réalisés, sans succès :

- Découpe échantillons NiTi ↠ Traitement 350°C, 15 minutes :
  1. Mise en forme à température ambiante = **Rupture** ;
  2. Mise en forme à T°C<-10°C = **Rupture**.
- Découpe échantillons NiTi ↠ Traitement 500°C, 5 minutes :
  1. Mise en forme à température ambiante = **Rupture** ;
  2. Mise en forme à T°C<-10°C = **Rupture**.
- Traitement thermique de ramollissement du NiTi = **Rupture** :
- Mise en solution à T>800°C sous atmosphère = **Rupture**



(a) *Vue 3D de la première matrice*

(b) *Seconde matrice, avec spires écartées*

(c) *Matrice utilisée pour resserrer les spires*

FIGURE 3.5 – *Différentes matrices en acier utilisées pour la mise en forme de la charnière*



(a) *Rupture après 101 000 cycles*

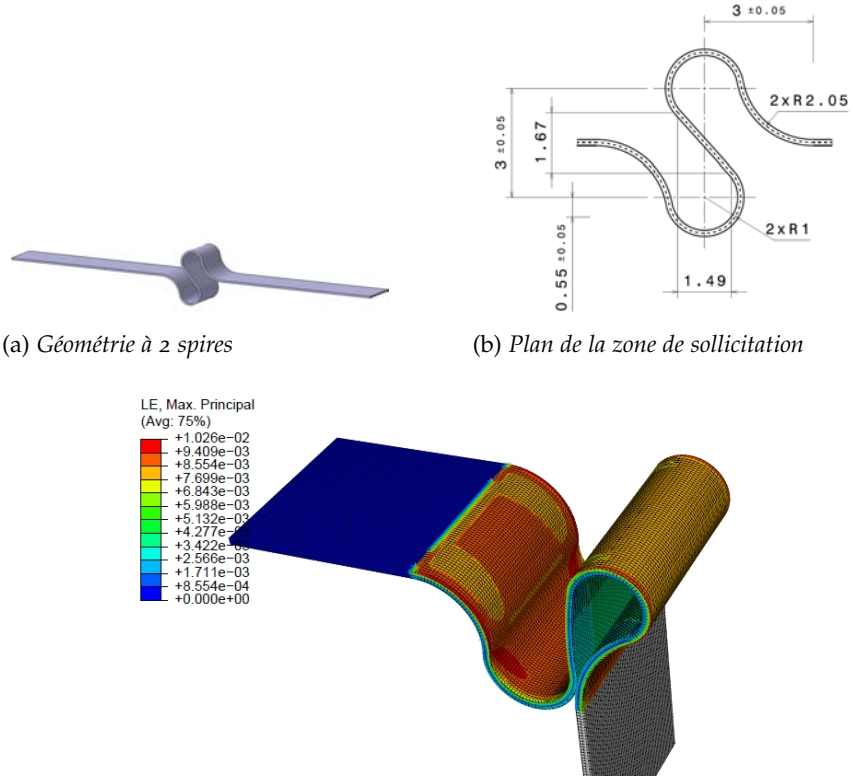
(b) *Rupture après 3 100 cycles*

FIGURE 3.6 – *Charnières rompues à différents nombres de cycles*

Des essais ont également été conduits en utilisant du TMA (alliage de Titane Béta 3 écroui) de 0,17 mm d'épaisseur. La mise en forme a été impossible, des ruptures apparaissant rapidement lors de la mise en place dans la matrice.

Suite à ces échecs, nous nous sommes orientés vers une solution de mise en forme en deux temps. Avec du plat de 0,10 mm, nous avons procédé à une mise en forme dans une matrice avec des spires écartées (Figure 3.5b) avant de les resserrer avec une seconde matrice (Figure 3.5c) et d'effectuer un traitement à 500°C, 5 minutes. Cette technique nous a permis de réaliser quelques échantillons de charnières. La dernière étape étant peu contrainte, les rayons de courbures des spires se sont trouvés très variables d'une charnière à l'autre et la géométrie générale très disparate. Cette variation dans la géométrie entraîne un nombre de cycles à la rupture variable : 101 000 (Figure 3.6a), 32 000, 5 500, 3 600 et enfin 3 100 cycles (Figure 3.6b). Lors de ces essais, les échantillons ont été cyclés à l'air libre à une fréquence de 2Hz.

La variabilité de la géométrie obtenue lors de la mise en forme trouve principalement son origine dans la difficulté à respecter les rayons de courbure des spires (0,68 mm). Une nouvelle recherche de géométrie a été entreprise de manière à présenter uniquement 2



(a) *Géométrie à 2 spires* (b) *Plan de la zone de sollicitation*

(c) *Répartition des déformations*

FIGURE 3.7 – *Géométrie de la charnière et calculs éléments finis*

spires pour le même encombrement spatial (Figure 3.7a), permettant d'avoir des rayons de courbure de spires plus importants (Figure 3.7b). Les simulations par éléments finis en domaine d'élasticité montrent une déformation plus importante (0,82%) que la version optimisée (0,32%) pour une flexion complète de 90° (Figure 3.7c), avec une épaisseur de plat de 0,17mm.

Cette charnière a été mise en forme selon 3 traitements thermiques et a été cyclée sur la machine de fatigue à l'air ambiant, à une fréquence de sollicitation de 2Hz. Les résultats des cycles à la rupture sont présentés dans le Tableau 3.2.

Numéro charnière	Traitement mise en forme	Nombre de cycles à la rupture
1	480°C, 6 minutes	30780
2	480°C, 12 minutes	17180
3	650°C, 6 minutes	12240

TABLE 3.2 – *Nombre de cycles à rupture pour différents traitements de mise en forme*

Le nombre de cycles atteint est une nouvelle fois très faible par rapport aux attentes. De plus, la localisation de la rupture n'est pas identique d'une charnière à l'autre : dans l'amorce de la première boucle proximale (Figure 3.8a) ou au niveau de la zone de contact avec le mors de la machine (Figure 3.8b).



(a) *Charnière N°2, rupture dans la boucle proximale*



(b) *Charnière N°3, rupture au contact du mors*

FIGURE 3.8 – *Localisation variable des ruptures dans la charnière à 2 spires*

Quelque soit les méthodes utilisées pour améliorer la géométrie de la charnière (traitements thermiques, modifications de la géométrie pour faciliter sa mise en forme), le nombre de cycles à la rupture reste bien en deça des 10 millions de cycles requis par le dispositif. La mise en forme, complexe et délicate, conditionne fortement sa résistance mécanique et compromet les possibilités de réalisation dans un contexte industriel.

3.1.3 Relargage de nickel

Nous considérons la problématique de relargage de nickel en raison des fortes sollicitations auxquelles la charnière est soumise et du caractère exposé du site d'implantation. En effet, contrairement à un dispositif intra-médullaire implanté dans un site relativement confiné, une articulation est un milieu dynamique dans lequel les activités et interactions cellulaires sont nombreuses.
Nos essais ont été conduits selon le protocole présenté en 2.1.5.b.

3.1.3.a Résultats et comparatif avec la littérature

La quantité de nickel relargué par les alliages de Nickel-Titane en fonction du temps est synthétisée dans le graphique Figure 3.9.

Contrairement à ce qui est présenté dans la littérature, nous obtenons un relargage continu dans le temps et qui semble évoluer de manière linéaire avec le temps d'immersion. Les analyses ont montré une très faible quantité de nickel relarguée par l'inox M25W (entre 30 et 140 fois inférieure au NiTi à 3 jours, selon le traitement) et relativement stable dans le temps. Pour cet alliage, la majorité du nickel relargué est déjà présente après 3 jours d'immersion (Figure 3.10). Les analyses n'ont révélé aucune trace de nickel avec les solutions issues de l'immersion d'alliage de TMA. Les données complètes de chaque série d'essai figurent à l'Annexe A.4.

Une confrontation de nos résultats avec ceux présentés dans la littérature est visible en Figure 3.11.

Alors que les conditions expérimentales sont relativement proches (température, milieu d'immersion physiologique), nous relevons, à 90 jours, des quantités de nickel environ 40 fois supérieures aux résultats les plus proches en terme de quantité. La quantité de nickel

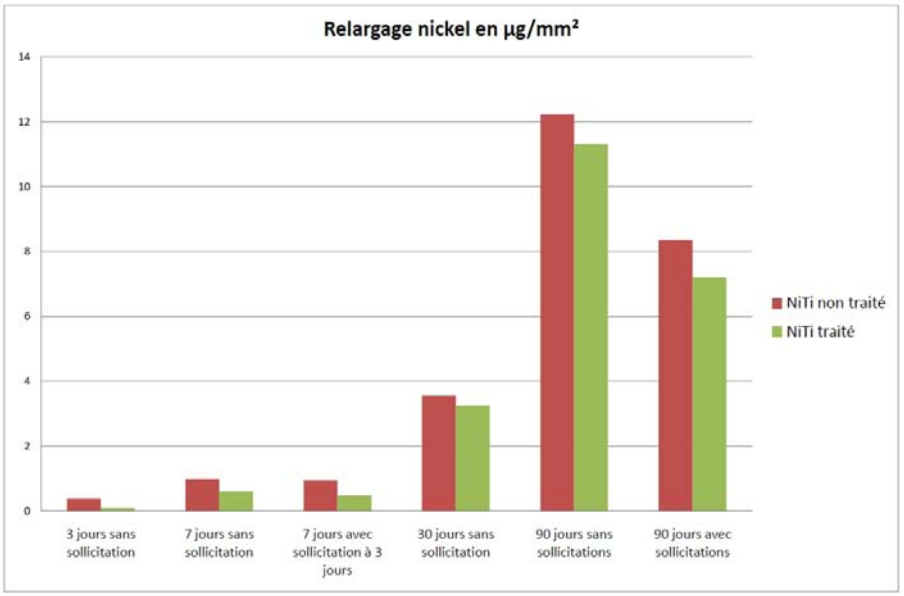


FIGURE 3.9 – *Histogramme du relargage de nickel par le NiTi selon le nombre de jours d'immersion*

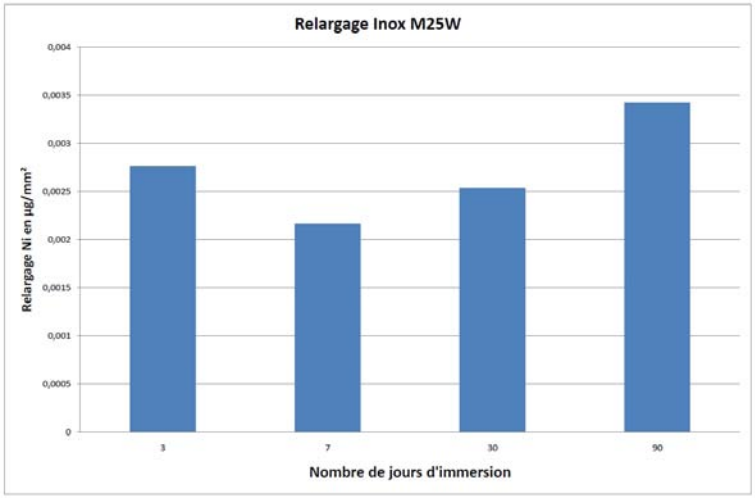


FIGURE 3.10 – *Histogramme du relargage de nickel par l'inox M25W selon le nombre de jours d'immersion*

relargué croît linéairement avec le nombre de jours d'immersion alors que le relargage a tendance à se stabiliser dans les résultats de la littérature.
L'histogramme Figure 3.9 montre que les échantillons ayant été sollicités relarguent moins de nickel dans le milieu que ceux restés inertes, ce qui s'oppose au résultat que nous attendions, l'hypothèse étant que les sollicitations provoqueraient la rupture de la couche d'autopassivation, exposant directement l'alliage et augmentant donc le relargage. Une analyse de variance à une dimension (intervalle de confiance à 95%, Annexe A.4) confirme l'influence des sollicitations (avec respectivement pour l'alliage non traité et traité SE, $F_{NT90jours} = 45,85$ *et* $F_{SE90jours} = 56,78 > F_{1-\alpha;P-1;N-P}$ [1] $= 7,71$). Nous considérons cependant ce résultat avec prudence car nous ne pouvons quantifier la quantité de nickel qui aurait pu se déposer sur le cylindre en POM, et donc être soustraite de la solution, lors des sollicitations.

1. Facteur de Fisher-Snedecor

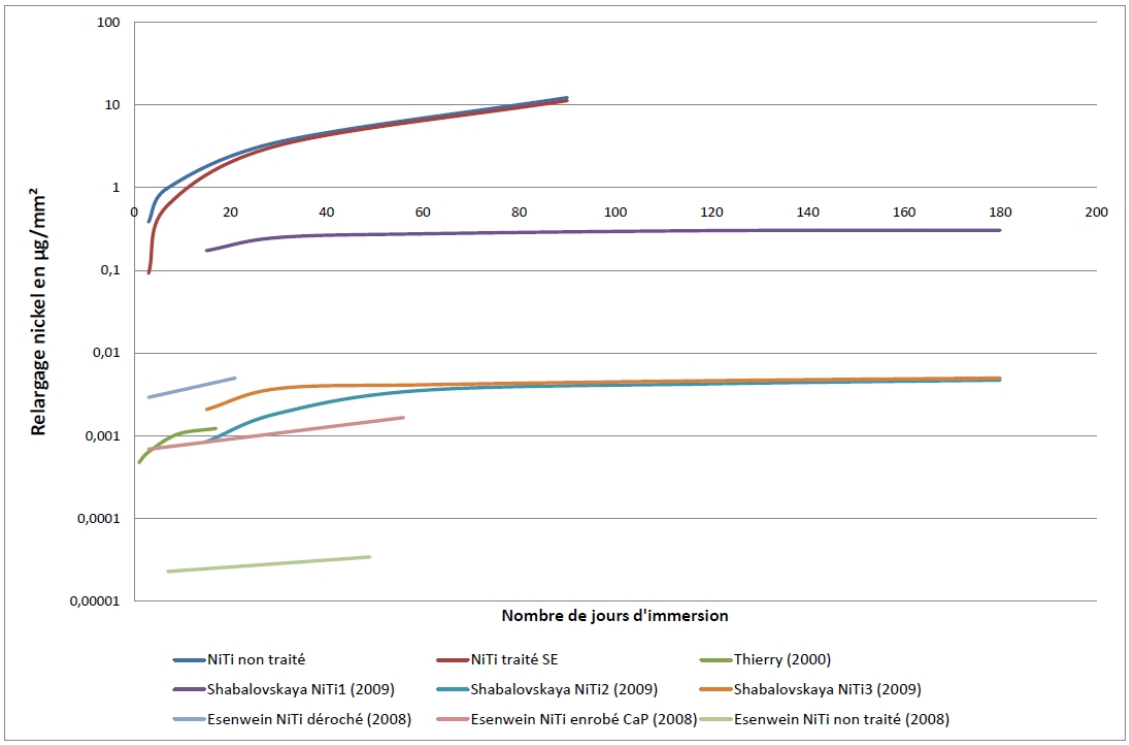


FIGURE 3.11 – *Relargage de nickel par le NiTi : confrontation de nos résultats expérimentaux à ceux de la littérature*

Enfin, concernant le traitement thermique, une analyse de variance à 1D montre (intervalle de confiance à 95%, Annexe A.4) :

- Le traitement superélastique diminue le relargage de nickel à 3 jours ($F_{3jours} = 9646{,}8 > F_{1-\alpha;P-1;N-P} = 7{,}71$) ;
- Aucun effet du traitement superélastique à 90 jours ($F_{90jours} = 5{,}978 < F_{1-\alpha;P-1;N-P} = 7{,}71$).

3.1.3.b Aspect toxicologie

Afin d'effectuer un parallèle avec la dose limite circulante de 450 μg/jour calculée en 2.1.5.c, on suppose que le relargage se produit de manière linéaire. On considère les quantités mesurées à 30 et 60 jours (Tableau 3.3). À partir de ces valeurs, nous obtenons un relargage journalier de :

- NiTi état fournisseur = 0,145 μg/(mm^2.jour) ;
- NiTi traité SE = 0,134 μg/(mm^2.jour).

En considérant un implant de 1 000 mm^2 de surface exposée (ce qui est largement supérieur aux implants en NiTi couramment utilisés) nous déterminons un rapport entre la dose fournie et la dose admissible journalière d'environ 30% (Tableau 3.4). Cette première approche indique qu'il n'existe pas de risque de déclenchement de réaction carcinogène avec les quantités que nous avons relevées (à pondérer toutefois avec la superficie de l'implant considéré et/ou le nombre d'implants).

	30 jours	60 jours
NiTi état fournisseur	88,98 $\mu g/(l.mm^2)$ soit 3,56 $\mu g/mm^2$	305,77 $\mu g/(l.mm^2)$ soit 12,23 $\mu g/mm^2$
NiTi traité SE	80,90 $\mu g/(l.mm^2)$ soit 3,24 $\mu g/mm^2$	282,36 $\mu g/(l.mm^2)$ soit 11,29 $\mu g/mm^2$

TABLE 3.3 – *Résultats du relargage de Ni entre 30 et 60 jours*

	Quantité relarguée	Dose fournie/Dose admissible
NiTi état fournisseur	144,5 μg	32,1%
NiTi traité SE	134,3 μg	29,8%

TABLE 3.4 – *Rapport entre la dose journalière admissible et la quantité de nickel relarguée de manière journalière pour un implant de 1 000 mm^2, selon nos résultats expérimentaux*

3.1.3.c Recherche de l'origine du taux de relargage

Le protocole que nous avons utilisé est proche de celui rapporté par les auteurs de la littérature. Nous nous sommes attachés à respecter scrupuleusement notre protocole ainsi que les normes encadrant les procédures de collecte et de dosage des échantillons afin d'éviter toute perturbation et contamination (flacons fournis par l'IPL préalablement rincés à l'acide nitrique, maintien de la température à 37°C...).
La biocompatibilité des alliages à mémoire de forme en Nickel-Titane a été confirmée par de nombreux essais d'implantations et les spécifications de ces alliages à usage médical sont encadrés par une norme internationale [ASTM F2063].
Des essais supplémentaires ont donc été conduits afin de rechercher l'origine de ce taux de relargage supérieur à ceux de la littérature :

- ➜ Mesure de la quantité de nickel relargué par des agrafes mémoires et superélastiques stériles, à 7 jours ;
- ➜ Mesure du relargage à 2 mois d'échantillons de NiTi immergés dans de l'eau distillée, à température ambiante ;
- ➜ Mesure du relargage à 2 mois d'échantillons de NiTi immergés dans de la solution de Ringer, à température ambiante.

Les résultats de ces essais supplémentaires sont présentés et commentés dans le chapitre 4.

3.2 Prothèse de resurfaçage

3.2.1 Principes de validation des concepts de développement et d'optimisation de la prothèse

La validation des concepts de développement et d'optimisation de la prothèse de resurfaçage se fait au moyen de trois essais principaux :

- Essais sur mains cadavériques ;
- Essais de fatigue ;
- Essais d'usure.

Ces deux derniers essais sont réalisés dans des laboratoires extérieurs pour des raisons d'accréditation.

3.2.1.a Validation fonctionnelle de l'implant et de la technique opératoire : essais sur mains cadavériques

Durant la phase de développement de la prothèse, six séances d'essais sur mains cadavériques ont été conduites avec des chirurgiens concepteurs. Ces essais ont pour objectifs :

- De vérifier l'adaptation de l'implant avec le site et suggérer les corrections à apporter (dimensions, géométrie...) : ceci nécessite de tester plusieurs rayons articulaires de taille et degré d'atteinte arthrosique différents ;
- De s'assurer de la bonne performance de l'implant : reproduction de la cinématique articulaire, mobilité, stabilité ;
- De définir et valider la technique opératoire utilisée et le matériel (ancillaire) associé.

Au cours de ces essais, les principales modifications ont porté sur :

- Implant : ajout d'une taille de tige intermédiaire entre la plus petite et la taille moyenne, réduction du débord dorsal (hauteur) de la surface articulaire proximale de plus grande taille, adaptation de la plus petite référence pour les cinquièmes rayons de petite taille ;
- Ancillaire : optimisation de la performance des râpes, choix d'une technique opératoire s'appuyant sur le contrôle par rayons X et adaptation de l'ancillaire en conséquence (râpes guidées sur broche), évolutions ergonomiques.

La technique opératoire, selon une voie d'abord dorsale, se décompose ainsi :

1) ***Résection des surfaces articulaires à la scie oscillante, sans guide***
   La coupe proximale (Figure 3.12a) s'effectue selon des repères anatomiques (limite = insertion des ligaments latéraux), la coupe distale s'effectue a minima (dans certains cas, un surfaçage au moyen d'une fraise sera effectué). On effectue une vérification de la distance inter-articulaire (ou GAP) au moyen d'un guide adapté (Figure 3.12b) et on procède à l'ajustement des coupes si nécessaire ;
2) ***Préparation du logement proximal***
   On utilise un poinçon de pré-perçage afin de repérer l'axe de la phalange selon le plan sagittal (Figure 3.12c). On introduit ensuite une broche qui va guider une râpe canulée et amorcer le logement ; le bon positionnement de cette broche dans la phalange est contrôlé sous rayons X (Figure 3.12d). Enfin, une râpe est introduite (Figure 3.12e), permettant d'adapter le logement à la taille de tige adéquate, vérifiée au moyen d'un mesureur (Figure 3.12f). L'ensemble de ces opérations permet d'introduire un fantôme de tige (tige temporaire) dans la phalange proximale ;
3) ***Préparation du logement distal***
   Cette étape se réalise de manière identique à la précédente, avec des guides et râpes adaptés à la phalange moyenne ;

4) ***Résection palmaire proximale***
   Cette résection s'effectue au moyen d'un guide monté sur le fantôme de tige (Figure 3.12g) et permet de supprimer l'os palmaire pouvant entrer en conflit avec la partie inférieure du condyle de la surface articulaire ;
5) ***Mise en place des surfaces articulaires fantômes***
   Les fantômes de surfaces articulaires sont montés sur leur tige respective (Figure 3.12h). Un test de mobilité permet de s'assurer de la bonne cinématique articulaire. La tension articulaire peut être ajustée avec des surfaces distales d'épaisseur variable ;
6) ***Mise en place des implants définitifs***
   Les surfaces et tiges fantômes sont retirées au moyen d'extracteurs adaptés et les pièces définitives sont impactées.



(a) *Coupe de la tête de la phalange proximale à la scie oscillante*



(b) *Vérification du GAP articulaire*



(c) *Poinçon de pré-perçage*



(d) *Contrôle de la position de la broche aux Rayons X*



(e) *Préparation du logement de la tige*



(f) *Détermination de la taille de tige adaptée*



(g) *Réalisation de la coupe proximale palmaire*



(h) *Test de l'implant*

FIGURE 3.12 – *Quelques étapes de la technique opératoire de pose de la prothèse IPP*

3.2.1.b Tenue mécanique de l'assemblage et résistance globale : essais de fatigue

Les essais de fatigue permettent d'évaluer la tenue en service de la prothèse IPP. Lors de chargements répétés, elle ne doit pas se démonter et aucune détérioration ne doit être produite au niveau des surfaces articulaires (rayures, délamination du polymère).

Les tiges sont encastrées à approximativement 2/3 de leur longueur et inclinées de 45° selon leur axe principal (configuration de *pinch*). La force répétée est appliquée au niveau de la pièce distale (Figures 3.13a et 3.13b).

Nous choisissons de tester les surfaces articulaires en polymère (UHMWPE et CFR-PEEK) de plus petite dimension (taille S) afin de se placer dans la configuration de résistance mécanique la plus critique.
Les essais sont réalisés au CRITT-MDTS de Charleville-Mézière [CRITT-MDTS 2010].
Des essais préliminaires ont été menés en mai 2009 avec des pièces prototypes. Les échantillons ont supporté 150 000 cycles sous un effort sinusoïdal de 50 à 300 N (fréquence = 2 Hz) puis 50 000 cycles avec un effort de 50 à 500 N. Il n'a pas été constaté de rupture ou d'altération de la liaison mécanique entre la tige et la surface proximale en polymère.
Des observations au microscope n'ont révélé aucune altération de la pièce en UHMWPE alors qu'une fissure a été localisée en zone palmaire de la pièce en CFR-PEEK.
La géométrie de la surface a été corrigée de manière à renforcer cette zone sensible (Figure 3.14) et supprimer ainsi les deux "ailettes" fragiles.

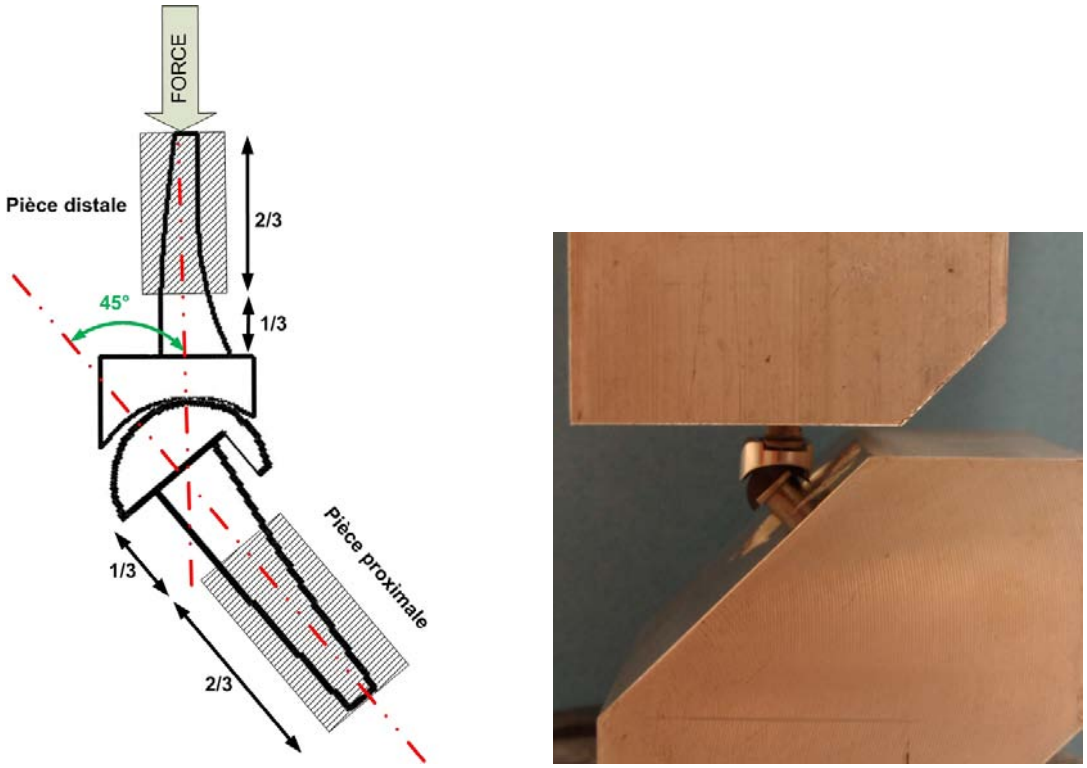
Les essais de qualification sur les pièces de pré-série sont réalisés selon le protocole suivant :

- Chargement dynamique 50 N < F < 350 N pendant 500 000 cycles ;
- Fréquence de sollicitation = entre 1 Hz et 4 Hz ;
- La variation de la force d'essai produite par l'équipement doit être de forme sinusoïdale. S'il est certifié qu'une forme sinusoïdale n'est pas possible, la forme de l'onde doit être lissée et sans pics ;
- Test de trois échantillons de chaque surface en polymère (total de six assemblages complets).

La conduite des essais se fait de la manière suivante :

- Réalisation de 100000 cycles ;
- Contrôle de la surface en polymère à la recherche de tout signe de dégradation ;
- Poursuite du cyclage jusque 500 000 cycles.

La charge de 350 N appliquée sur la surface S (dimension la plus critique et destinée principalement au cinquième rayon) se situe au-delà du chargement in vivo rapporté par la littérature pour une population saine que peut supporter cette pièce prothétique sur un 4ème ou 5ème rayon digital.
La durée de vie cible du dispositif est de 10 ans. Nous effectuerons les essais de fatigue sur 500 000 cycles, ce qui correspond à 50 000 gestes de pince en force par an, soit plus de 130 efforts par jour ce qui semble bien au-delà de l'utilisation normale des fonctions digitales



(a) *Schéma du montage expérimental* (b) *Photo du montage*

FIGURE 3.13 – *Essais de fatigue de la prothèse de resurfaçage*

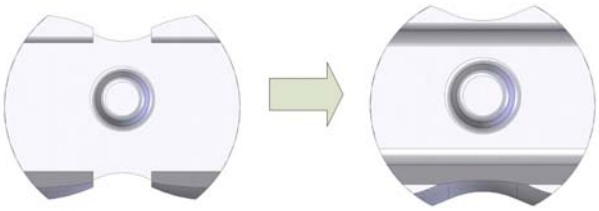


FIGURE 3.14 – *Modification de la surface proximale S suite aux premiers essais de fatigue : suppression des "ailettes" fragiles en augmentant la quantité de matière en zone palmaire et dorsale*

mais nous permet de justifier d'un facteur de sécurité conséquent (Cf. 1.1.4).

Après la réalisation de 500 000 cycles sous une charge de 350 N de la surface articulaire en UHMWPE, aucune rupture ou altération de l'assemblage entre la tige et la surface articulaire n'est constatée. Un léger fluage dorsal d'environ 0,2 mm est mis en évidence (Figures 3.15a et 3.15b).

Les mêmes essais conduits sur les surfaces en CFR-PEEK ne montrent aucune altération de l'assemblage ni de modification géométrique de la pièce (Figures 3.16a et 3.16b).

3.2.1.c Tenue en service de la zone de contact des surfaces articulaires : essais d'usure

Le test d'usure des surfaces articulaires de la prothèse de resurfaçage vise à étudier le comportement de ces surfaces lors de leur glissement (mouvement de flexion/extension)



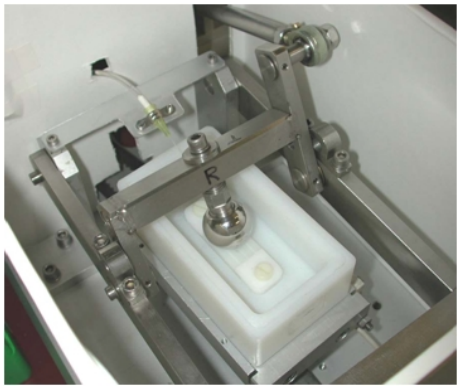
(a) *Vue de côté* (b) *Vue de face*

FIGURE 3.15 – *Aperçu de la surface proximale S en UHMWPE après réalisation de 500 000 cycles de fatigue*

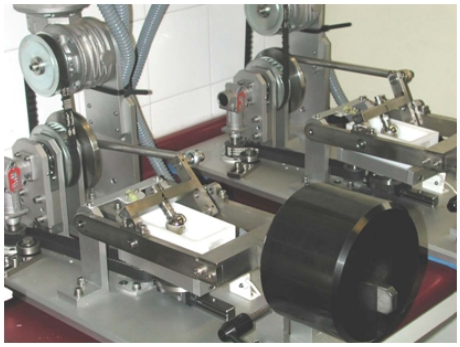


(a) *Vue de côté* (b) *Vue de face*

FIGURE 3.16 – *Aperçu de la surface proximale S en CFR-PEEK après réalisation de 500 000 cycles de fatigue*



(a) *Vue de la zone de sollicitation*



(b) *Vue générale*



(c) *Vue d'ensemble des stations d'essai, en milieu clôt*

FIGURE 3.17 – *Simulateur d'usure de prothèse de genou du laboratoire IBV*

dans des conditions proches des conditions in vivo. De plus, cet essai permet de visualiser la différence de résistance à l'usure entre l'UHMWPE et le CFR-PEEK. Il n'existe pas de norme guidant les caractéristiques des tests à effectuer pour qualifier une prothèse digitale. Néanmoins, plusieurs normes concernant les essais d'usure sur des pièces en polymère [ISO 17853 : 2003, ASTM G190, ASTM F732] ou sur la qualification d'autres implants chirurgicaux [NF EN ISO 21534, NF EN ISO 21534, NF EN ISO 14243-1, NF EN ISO 14243-2] fournissent des éléments essentiels pour la mise au point d'un protocole d'usure de prothèse digitale.
Les essais d'usure sont réalisés sur un simulateur de genou (Figure 3.17) modifié pour la simulation de prothèses digitales au laboratoire de Biomécanique de Valence en Espagne [IBV 2010].

Les essais sont réalisés en utilisant les surfaces proximales de taille S en UHMWPE et CFR-PEEK.
Pour chaque modèle, quatre échantillons de l'implant sont testés sur des cycles de flexion/extension pendant 5 millions de cycles, à une fréquence de 2,1 Hz sous une charge constante de 30 N (Figure 3.18). Les surfaces proximales sont pesées tous les 1,25

millions de cycle afin de mesurer leur perte de masse.



FIGURE 3.18 – *Schéma de principe du simulateur*

Lors de l'essai, les pièces articulaires sont immergées dans du serum de sang bovin afin de se rapprocher des conditions in-vivo. Des échantillons de solution contenant des particules d'usure seront analysés à 2,5 et 5 millions de cycles.
Deux assemblages sont utilisés en tant que pièces de contrôle pour les mesures gravitométriques ; ceux-ci ne sont soumis qu'au chargement en immersion dans du serum de sang bovin.
L'isolation, la quantification et la caractérisation des particules sont des étapes réalisées intégralement à l'IBV. Les particules sont analysées par SEM (*Scanning Electron Microscopy*) et les images obtenues traitées à l'aide d'un logiciel de traitement d'images pour caractériser leur taille et leur morphologie. Parallèlement, la surface des échantillons est inspectée (microsocope, profilométrie) et toutes les caractéristiques de l'usure sont reportées.
Un implant monté sur le simulateur adapté (suppression du mouvement de latéralité existant pour le genou) est présenté en Figure 3.19.

Les différentes mesures réalisées au cours de l'essai sont synthétisées dans le Tableau 3.5.

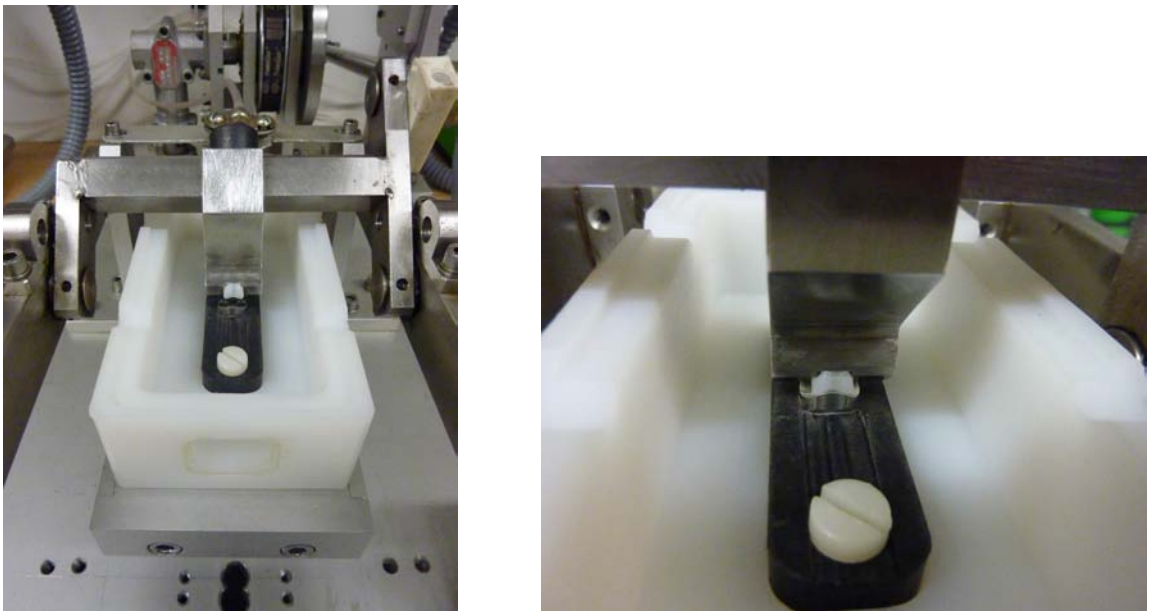
Mesure	0Mc	1,25Mc	2,5Mc	3,75Mc	5Mc
Rugosité des surfaces	X				X
Profil des surfaces	X				X
Perte de masse		X	X	X	X
Analyse des particules			X		X

TABLE 3.5 – *Synthèse des mesures effectuées au cours de l'essai d'usure (Mc = Millions de cycles)*

Les mesures de rugosité sont présentées dans le Tableau 3.6. Les valeurs initiales de rugosité des surfaces articulaires sont conformes avec les exigences de la norme NF EN ISO 21534 (Ra < 0,1 μm pour les surfaces en CoCr et Ra < 2 μm pour les surfaces en UHMWPE). La rugosité des surfaces polymériques diminue au cours de l'essai, par nivellement de la surface au fur et à mesure des cycles. Une très faible augmentation de rugosité est constatée sur les surfaces en CoCr.

	Ra avant essai	Ra après 5Mc
Surface proximale	0,75 ± 0,06	0,17 ± 0,06
Surface distale	0,026 ± 0,003	0,032 ± 0,010

TABLE 3.6 – *Rugosité des surfaces articulaires avant l'essai et à l'issue des 5 millions de cycles (Ra, µm)*



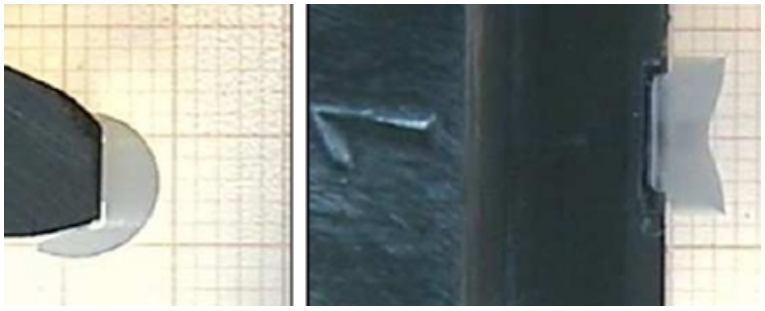
(a) *Vue d'ensemble* (b) *Vue détaillé de l'implant dans la zone de sollicitation*

FIGURE 3.19 – *Prototype de prothèse IPP montée sur le simulateur*

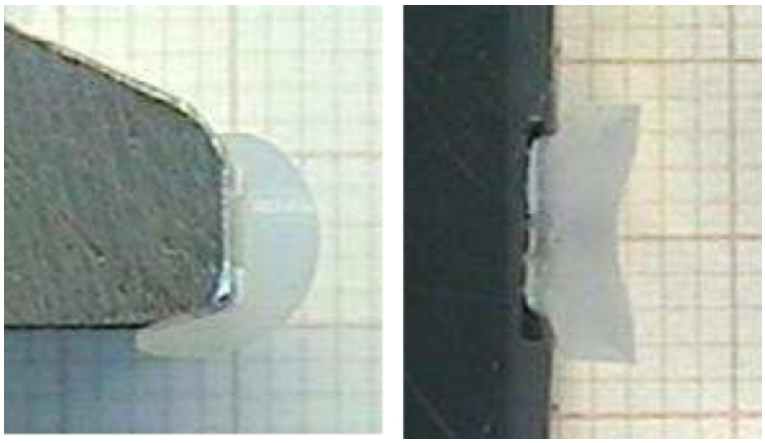
Le profil de la surface articulaire est relevé au moyen de photographies avant l'essai (Figure 3.20a) et comparé au profil en cours d'essai (Figure 3.20b). Aucune déformation majeure du profil n'a été décelée, ce qui permet de conclure à la très bonne stabilité géométrique de la surface articulaire.

L'évolution de la masse des surfaces articulaires est réalisée par pesée et comparée avec la surface témoin qui ne subit pas de cycle de flexion/extension. L'évolution de la perte de masse des surfaces articulaires en UHMWPE est présentée dans la Figure 3.21. À l'issue des 5 millions de cycles, la perte de masse moyenne des surfaces proximales est de 1,86 mg ce qui représente 2,7% de perte par rapport à la masse initiale (67,75 mg). La perte de masse moyenne est linéaire au cours de l'essai et l'écart-type augmente avec le nombre de cycles. Le taux d'usure (Figure 3.22) présente une tendance à diminuer au fur et à mesure du nombre de cycles et se stabilise après 3,75 millions de cycles.

L'analyse des particules d'usure montre que leurs dimensions sont comprises entre 0,1 μm et 0,5 μm (Tableau 3.7). Les particules sont de géométrie arrondie durant la totalité du test alors que le périmètre et le diamètre équivalent diminuent de manière significative entre la première et la seconde période d'analyse. Le nombre de particules collectées (Tableau 3.8) augmente entre 2,5 et 5 millions de cycles.
La dimension maximale des débris collectés (0,5 μm) est inférieure à la taille limite des particules pouvant être ingérées par les macrophages (9 μm), variété de globule blanc ayant la propriété d'absorber et de détruire des particules cellulaires ou des corps étrangers [Fang et al. 2006]. De plus, Kaufman rapporte dans une étude de mesure de réaction de macrophages humains à différentes particules (UHMWPE, TA6V, CoCr, Alumine) que des particules de polyéthylène de taille inférieure à 1 μm étaient peu inflammatoires (les particules



(a) *Profil de la surface proximale, avant le début des essais de fatigue*



(b) *Profil de la surface proximale après 5 millions de cycles*

FIGURE 3.20 – *Comparaison du profil de la surface proximale S au début des essais et après l'accomplissement de 3,75 millions de cycles de fatigue*

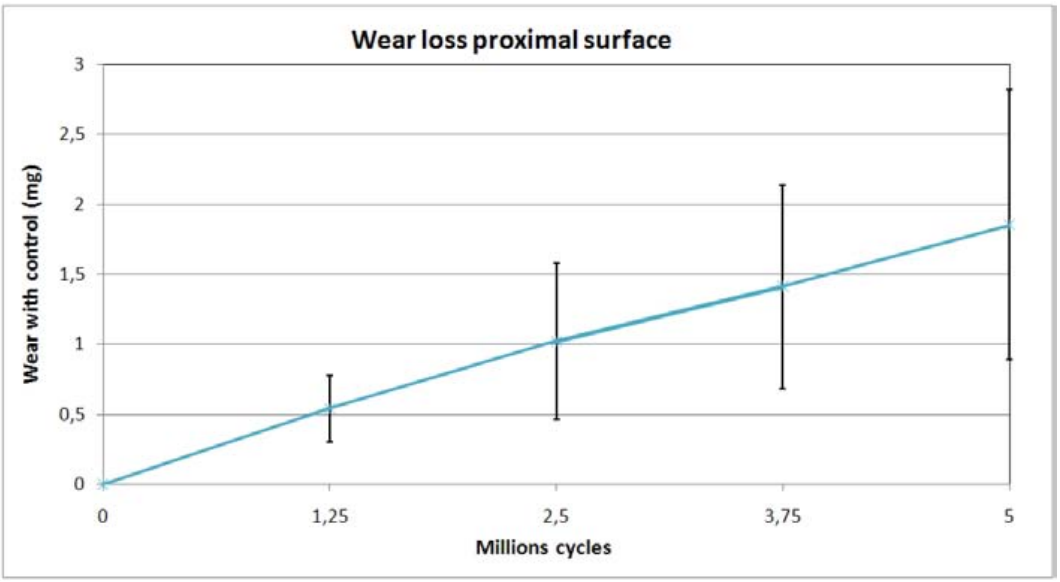


FIGURE 3.21 – *Évolution de la perte de masse des surfaces proximales en UHMWPE au cours de l'essai, mesures réalisées tous les 1,25 millions de cycles*

d'usure stimulent les macrophages résidents à sécréter des substances pro-inflammatoires afin de recruter le système immunitaire) et présentaient une très faible différence par rapport au test de contrôle [Kaufman et al. 2008].

Période	Paramètre	25 % inf.	Médiane	75 % sup.
2,5 Mc	Aire (μm^2)	0,025	0,065	0,187
	Périmètre (μm)	0,668	1,223	3,387
	Diamètre équivalent (μm)	0,180	0,288	0,488
	Facteur de forme	0,236	0,626	0,810
5 Mc	Aire (μm^2)	0,016	0,029	0,104
	Périmètre (μm)	0,520	0,785	1,705
	Diamètre équivalent (μm)	0,143	0,193	0,363
	Facteur de forme	0,396	0,665	0,812

TABLE 3.7 – *Caractéristiques des particules d'usure collectées*

Période	Nombre de particules perdues
2,5 Mc	$9{,}37 \pm 1{,}39$
5 Mc	$14{,}51 \pm 6{,}21$

TABLE 3.8 – *Nombre de particules d'usure collectées au cours de l'essai ($x10^8$ particules/ml)*

Les essais d'usure sur les surfaces articulaires en CFR-PEEK seront réalisée ultérieurement, selon la disponibilité du banc d'essai. Cependant, ces résultats sur les surfaces en UHMWPE mettent en évidence une perte de masse très faible et une excellente stabilité géométrique. Nous pouvons conclure à d'excellentes performances à l'usure de la prothèse de resurfaçage dans sa dimension la plus critique.
De plus, la charge de 350N appliquée lors des essais de fatigue sur la surface de taille S (dimension la plus critique et destinée principalement au cinquième rayon) se situe au-delà du chargement in vivo rapporté par la littérature pour une population saine que peut sup-

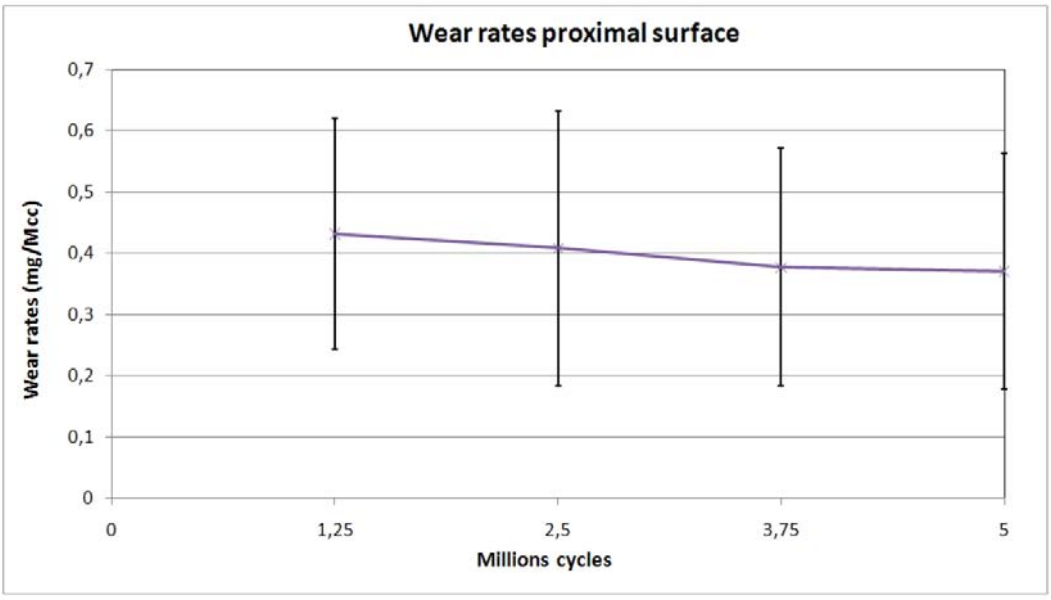


FIGURE 3.22 – *Taux d'usure des surfaces proximales en UHMWPE au cours de l'essai, mesures réalisées tous les 1,25 millions de cycles*

porter cette pièce prothétique sur un 4^{me} et 5^{me} rayon digital. Cette charge permet ainsi de valider l'ensemble de la gamme.

3.2.2 Étude de la stabilité primaire du dispositif prothétique

Les différents essais présentés précédemment ont permis de valider la conception de la prothèse de resurfaçage : les essais de fatigue montrent que l'implant peut supporter des charges physiologiques, les essais d'usure valident la tenue à long terme des surfaces articulaires et la technique de pose garantie un positionnement correct de la prothèse.
Nous nous intéressons à présent à l'interaction entre la prothèse et le tissus osseux auquel elle est confrontée afin d'étudier sa stabilité primaire, c'est à dire son ancrage immédiat.

3.2.2.a Objectif

La performance d'un implant peut être évaluée par sa capacité à satisfaire deux stabilités :

- la stabilité primaire qui assure un ancrage mécanique immédiat de l'implant ;
- la stabilité secondaire, après colonisation osseuse de la surface de l'implant, qui assure sa tenue à long terme.

La qualité de la stabilité primaire est évaluée sur la base de la répartition des contraintes et des micro-mouvements à l'interface os/prothèse. L'évaluation de la stabilité primaire est le premier pas dans l'établissement des critères de performance de l'implant. Il est établi que le premier paramètre qui conditionne une bonne intégration osseuse est le tissu receveur qui doit obéir aux règles de remodelage osseux (Figure 3.27). Les propriétés mécaniques et géométriques de l'implant et les modifications de chargement qu'il va induire au niveau de l'interface os/implant vont conditionner le remodelage osseux autour de celui-ci et, à long terme, son intégration [Rubin et al. 2000, McNamara et Prendergast 2007, Hobatho 2009] (Figure 3.23).

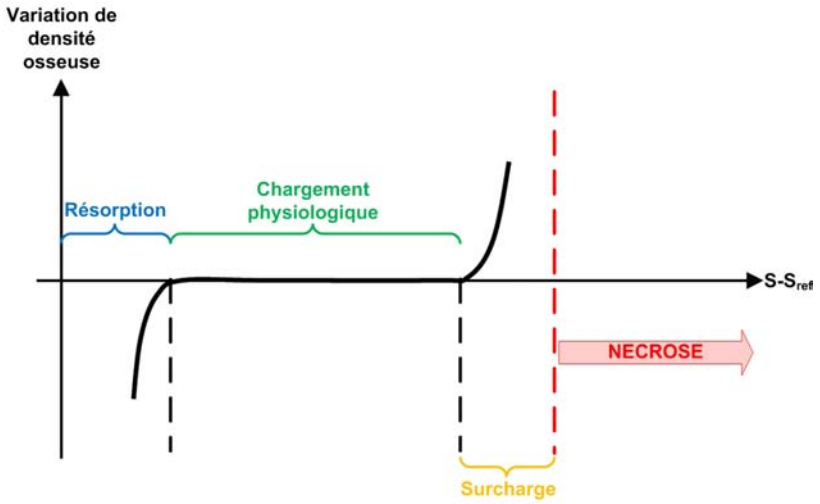


FIGURE 3.23 – *Loi de remodelage osseux*

Le but de cette étude est d'établir un modèle numérique aux éléments finis de la stabilité primaire de la prothèse intégrée dans la phalange. Nous nous intéressons tout particulière-

ment à l'interaction entre la tige et le tissu osseux environnant afin d'évaluer l'évolution du comportement de l'os face à la nouvelle répartition de contrainte engendrée par la présence de la prothèse.

3.2.2.b État de l'art

Propriétés mécaniques du tissu osseux

La matière osseuse est constituée de deux composantes principales :
- une composante organique appelée matrice de collagène qui représente 90 à 95% de la composition totale. Elle se présente sous la forme de longues fibres orientées de collagène de type I qui servent de matrice pour le dépôt de cristaux osseux ;
- une composante minérale constituée de cristaux d'apatite (hydroxyapatite).

Les éléments cellulaires du tissu osseux sont représentés par trois cellules (Figure 3.24) :
- **les ostéocytes**, qui assurent le passage des liquides intersticiels transsudés des canaux de Havers vers la substance osseuse. Ces cellules génèrent une activité de résorption osseuse et une activité d'apposition d'os nouveau ;
- **les ostéoblastes**, cellules mononuclées qui élaborent la trame protéique (avant calcification) ;
- **les ostéoclastes**, cellules polynuclées qui interviennent activement dans la résorption osseuse.

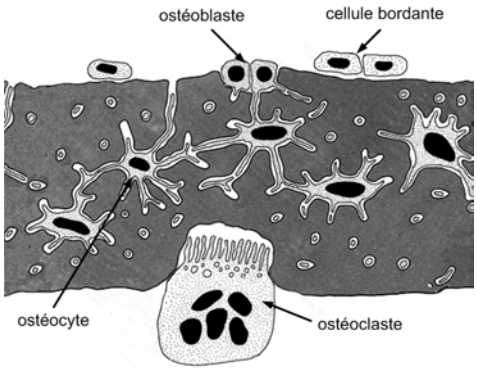
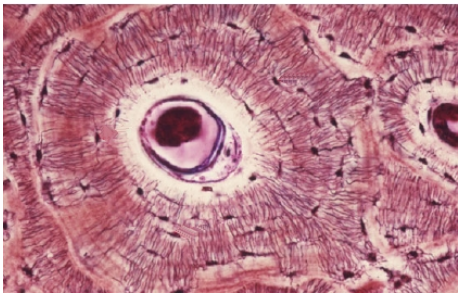


FIGURE 3.24 – *Éléments cellulaires du tissu osseux (schéma : J. Poirier & J-M. André)*

L'os est organisé en deux types de tissu osseux : l'os cortical (Figure 3.25a) situé à la périphérie de l'os et l'os spongieux (Figure 3.25b) plus interne.

Ces deux types d'os partagent le même matériau avec des propriétés identiques. Leurs propriétés structurales sont différentes du fait de leur organisation et de leur degré de porosité (variant avec la charge appliquée, l'âge ou des processus pathologiques) : 10% pour l'os cortical et 75 à 95 % pour le spongieux. Du fait de ces propriétés structurales, le comportement du tissu osseux est anisotrope. Les Tableaux 3.9 et 3.10 justifient les hypothèses communément admises d'isotropie transverse pour l'os cortical et d'orthotropie pour l'os spongieux [Hobatho et al. 1992]. Les orientations des directions de mesures sont :



(a) *Os cortical (DESC Paris 2009)*



(b) *Os spongieux (DESC Paris 2009)*

FIGURE 3.25 – *Architecture du tissu osseux*

- 1 = direction radiale pour l'os cortical et direction antéro-postérieure pour l'os spongieux ;
- 2 = direction tangentielle et direction médio-latérale pour l'os spongieux ;
- 3 = direction axiale pour l'os cortical et direction supérieure-inférieure pour l'os spongieux.

Os cortical	E_1 (GPa)	E_2 (GPa)	E_3 (GPa)	ρ (kg/m^3)
Fémur	11,7 ± 1,9	12,3 ± 2,0	19,9 ± 2,7	1821 ± 183
Humérus	10,7 ± 2,0	11,6 ± 2,1	20,0 ± 2,7	1779 ± 153
Tibia	11,7 ± 1,3	12,2 ± 1,4	20,7 ± 1,9	1840 ± 111

TABLE 3.9 – *Mesures des propriétés mécaniques de l'os cortical [Hobatho et al. 1992]*

Os spongieux	E_1 (MPa)	E_2 (MPa)	E_3 (MPa)	ρ (kg/m^3)
Fémur distal	760 ± 589	707 ± 555	1698 ± 993	395 ± 180
Fémur proximal	713 ± 783	769 ± 734	1267 ± 888	350 ± 190
Humérus proximal	397 ± 215	438 ± 245	813 ± 401	255 ± 91
Tibia proximal	202 ± 154	232 ± 180	769 ± 534	198 ± 94

TABLE 3.10 – *Mesures des propriétés mécaniques de l'os spongieux [Hobatho et al. 1992]*

Le remaniement osseux

Quelque soit le type d'os considéré, le tissu osseux est en constant renouvellement : ce phénomène est appelé le *remodelage* ou remaniement. Chez l'adulte, la durée du cycle de remodelage est d'environ 4 mois. Le remaniement osseux est cependant ralenti au fil des années par le vieillissement osseux et la fragilisation de l'os (Figure 3.26).

L'observation du tissu osseux a amené à la conception d'*unité fonctionnelle de remodelage* qui est constituée de deux équipes de cellules comprenant un sous-groupe ostéoclastique et un sous-groupe ostéoblastique dont les activités métaboliques sont étroitement couplées dans l'espace et dans le temps.

Le processus de remodelage se déroule en quatre phases (Figure 3.27) :

- **Phase d'activation** : un stimulus local ou hormonal entraîne la progression de préostéoclastes le long de la surface osseuse ;

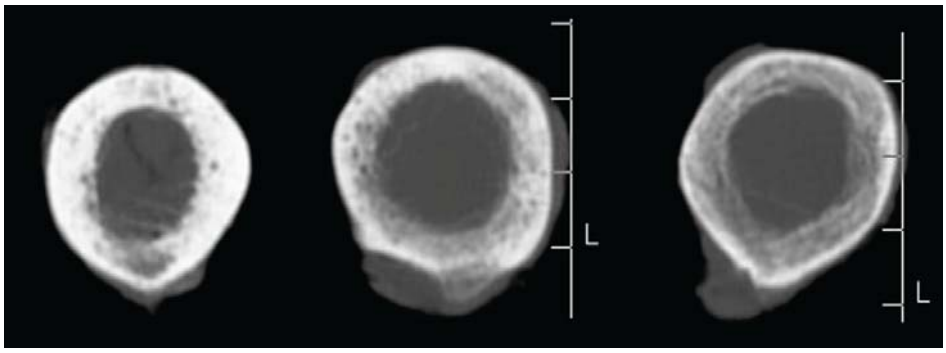


FIGURE 3.26 – *Coupes tomodensitométriques de fémurs humains à différents âges (*St Côme-CNRS UMR6600*)*

- **Phase de résorption** : les cellules ostéoclastiques différenciées résorbent l'os ancien et forment une lacune. Des enzymes protéolytiques sont déversées sur les membranes cellulaires entraînant la destruction de la matrice organique du tissu osseux. Une fois la lacune créée, les ostéoclastes meurent par apoptose (mort cellulaire programmée) ;
- **Phase d'inversion** : les ostéoclastes sont remplacés par des cellules mononuclées de type macrophagique qui vont "lisser" le fond de la lacune ;
- **Phase de formation** : les ostéoblastes sont recrutés au fond de la lacune (appelée *ligne cémentée*) et comblent celle-ci en apposant une nouvelle matrice de collagène. Cette matrice sera ensuite minéralisée afin de lui conférer sa solidité.

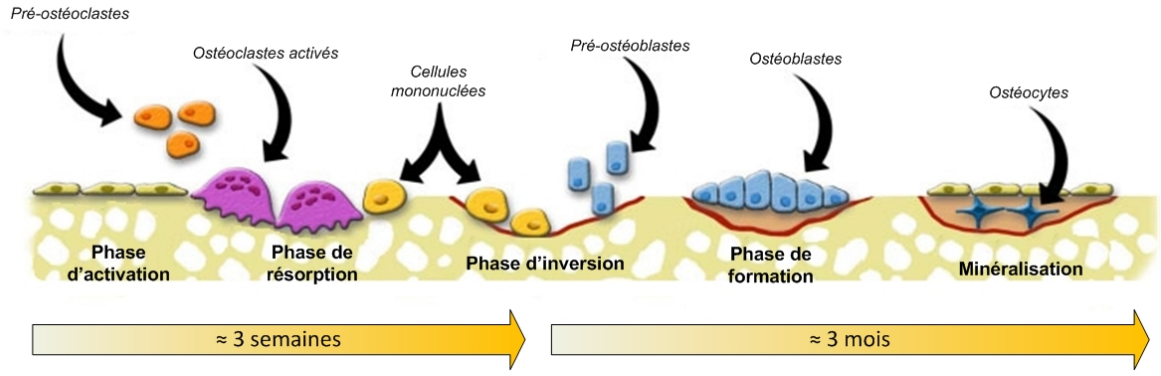


FIGURE 3.27 – *Phases du remodelage osseux (*d'après un schéma de l'Université du Michigan, http ://www.umich.edu/*)*

Interface tissu osseux/implant et principes d'ostéointégration

La mise en place d'un implant prothétique va provoquer une lésion tissulaire avec apparition immédiate en surface d'une matrice extracellulaire riche en eau, ions et protéines [Passuti 1995]. Dès les premières heures se produit une réaction inflammatoire avec absorption des protéines plasmatiques, phagocytose de débris par des macrophages, activation et sécrétion de médiateurs inflammatoires (Figure 3.28). Après quelques jours, des conditions locales favorables permettront la cicatrisation par un tissu osseux différencié. Nous pouvons définir l'ostéo-intégration comme une liaison structurelle et fonctionnelle qui existe entre l'os vivant et la surface d'un implant mis en charge.

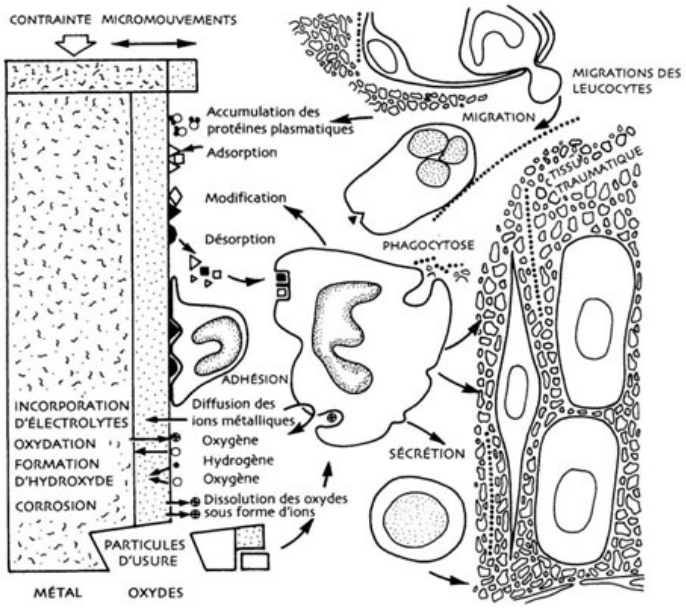


FIGURE 3.28 – *Interface métal/tissu osseux et réactions cellulaires précoces [Passuti 1995]*

Simulations numériques de l'impact d'une prothèse sur son environnement osseux dans la littérature

La modélisation du remaniement osseux et de l'ostéointégration permet de prédire l'évolution du tissu osseux sous l'influence de l'implant. Cette étude permet d'optimiser les caractéristiques de l'implant (choix de matériau, géométrie) de telle sorte que l'état mécanique qu'il engendre se rapproche le plus possible des conditions physiologiques. La méthode des éléments finis est un outil de modélisation bien adapté pour ce faire.
L'utilisation des éléments finis couplés à une loi de remodelage est rapportée depuis quelques années dans la littérature. Les premières simulations rapportées concernent le fémur avec le développement de lois de comportement permettant de prédire l'évolution de la densification osseuse selon des cas de charges simples [Fyhrie et Carter 1986, Carter et al. 1987, Huiskes et al. 1987, Stülpner et al. 1997]. Très vite, avec l'émergence de l'informatique et l'augmentation croissante des capacités de calcul, de nouvelles simulations

plus complètes apparaissent, focalisées sur l'interaction entre un implant et son environnement osseux. Ces simulations concernent en grande majorité les prothèses de hanche. Nous pouvons distinguer ces différentes études en deux catégories :

- Étude du contact primaire de l'implant afin d'éclaircir les problèmes d'instabilité post-opératoire immédiate ;
- Prise en compte des lois de remodelage afin de déterminer la performance à long terme du dispositif prothétique.

➥ Étude du contact primaire

Ces études ont été réalisées suite au constat que la cause la plus fréquente à l'origine des descellements des prothèses de hanche impactées (non cimentées) est le manque de stabilité primaire [Hu et al. 2008]. Le principe de ces études est similaire : à partir de reconstruction CT (Computed Tomography) [Andreaus et al. 2008] ou numérisation laser de fémur, un travail sous CAO est réalisé de manière à intégrer la prothèse de hanche dans son logement (Figures 3.29a et 3.29b). Ensuite, différents cas de chargement (chargement de l'implant, actions musculaires) sont simulés sous un code de calcul par éléments finis en considérant les efforts musculaires ou les contraintes générées par la marche.

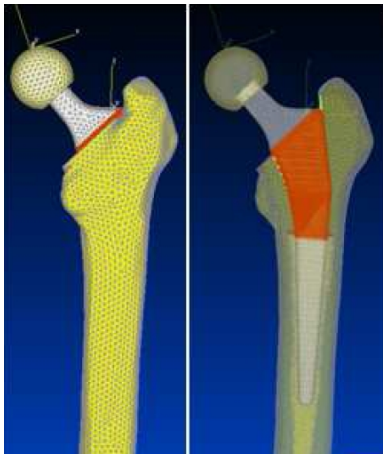
Les informations relevées à partir des simulations sont :

- L'enfoncement relatif de l'implant par rapport au fémur (Figure 3.30a) ;
- La déformation de la zone osseuse en contact avec l'implant (Figure 3.30b) ;
- L'évolution de la répartition des contraintes (Figure 3.30c).

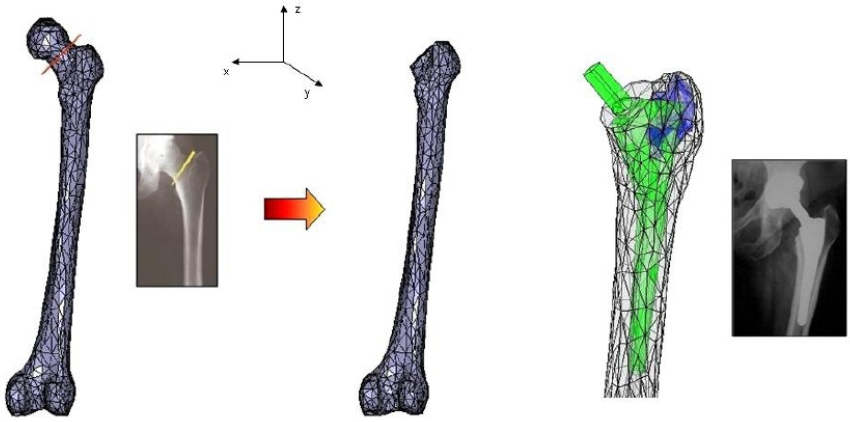
Ces simulations offrent la possibilité d'évaluer des design d'implants en terme de tenue mécanique et de transmission d'effort au niveau des os. L'objectif est de réduire au minimum le phénomène de *stress shielding* ou *déviation de contraintes* rencontré lorsque deux matériaux de rigidité différentes interagissent, se traduisant par une variation de la densité osseuse résultant des modifications de la répartition des efforts.

➥ Étude du remodelage osseux

L'os étant un matériau vivant, il réagit face à la nouvelle répartition de contrainte qui lui est imposée. En effet, l'os se densifie dans les zones où la contrainte a augmenté, et se relâche là où celle-ci a diminué (remodelage interne) ou modifie sa géométrie par apposition de matière sur sa surface (remodelage externe). Ce phénomène de remodelage osseux obéit à la loi de *Wolff* (1836-1902) qui établit le lien entre le stimulus (forces extérieures, influences hormonales...) S-S_{ref}, la variation de la densité osseuse en fonction du temps et l'architecture du tissu osseux (travées...). Le stimulus est souvent identifié comme la différence des énergies de déformation entre la configuration post-opératoire (S) et physiologique (S_{ref}) [Doblaré et García 2001, Ledoux 2003] (d'autres stimulus sont aussi utilisés, comme l'état de déformation). Cette loi est résumée par le schéma présenté Figure 3.23. La relation entre les propriétés mécaniques et la densité osseuse obéit à la loi de Huiskes [Huiskes et al. 1987]. L'os est considéré comme un matériau continu auquel s'applique la théorie de l'élasticité linéaire. Cette loi a été développée à partir des travaux de Wolff [Wolff 1869] et de Carter [Carter 1984] : l'os cortical est assimilé à un os spongieux "densifié" (les

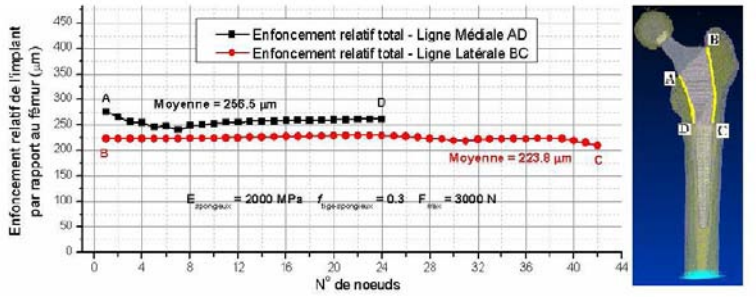


(a) *Modèle aux éléments finis de la prothèse Depuy®Corail [Hu et al. 2008]*

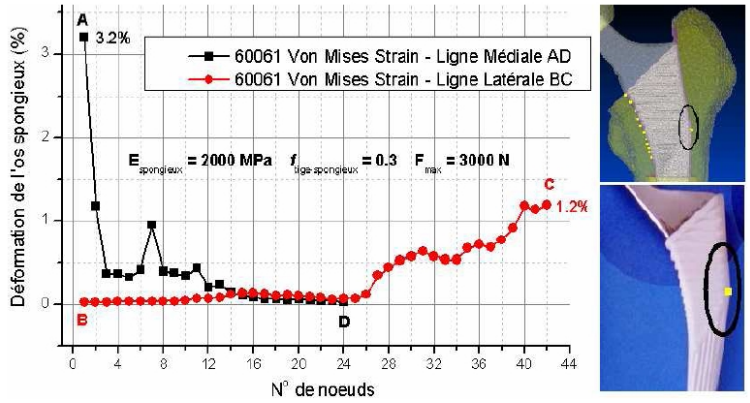


(b) *Mise en place de la prothèse dans le fémur virtuel [Andreaus et al. 2008]*

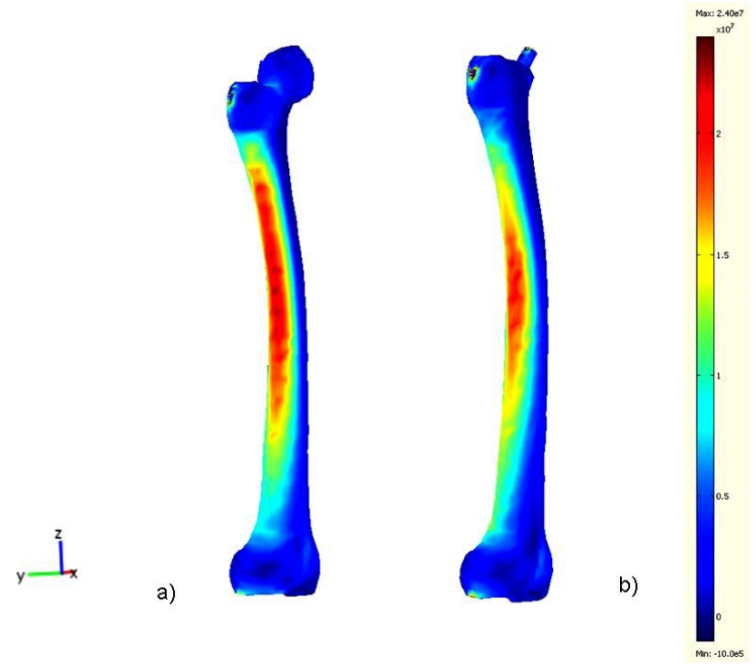
FIGURE 3.29 – *Modèles numériques simulant le contact primaire d'une prothèse de hanche*



(a) *Enfoncement relatif de l'implant par rapport au fémur [Hu et al. 2008]*



(b) *Déformations de l'os spongieux dues à la migration de la prothèse [Hu et al. 2008]*



(c) *Variation des contraintes selon Mises entre a) fémur sain et b) fémur muni d'une prothèse [Andreaus et al. 2008]*

FIGURE 3.30 – *Résultats de simulations en contact primaire de prothèses de hanche*

deux types d'os diffèrent alors de par leur porosité) ; le tissu osseux est un matériau auto-adaptatif qui oriente ses travées dans la même direction que les contraintes principales en modifiant sa densité. Le modèle pour le remodelage interne, implémenté dans un code de calcul par éléments finis, est défini par :

$$\frac{dE}{dt} = \begin{cases} C(U-(1+s)U_n) & \text{si } U > (1+s)U_n \\ 0 & \text{si } (1-s)U_n \leq U \leq (1+s)U_n \\ C(U-(1-s)U_n) & \text{si } U < (1-s)U_n \end{cases} \tag{3.1}$$

où E est le module élastique du point considéré, s représente la stimulation minimale pour entraîner une réaction du tissu osseux, C est le taux d'adaptation (Figure 3.31) et U est la densité d'énergie de déformation définie par :

$$U = \frac{1}{2}\sigma_{ij}\varepsilon_{ij}$$

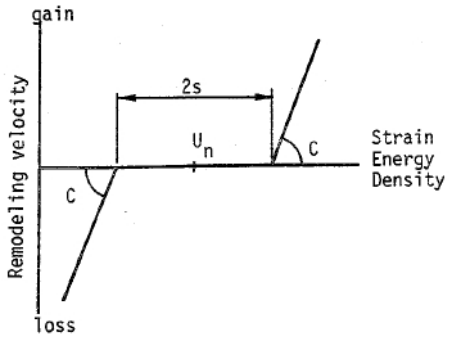


FIGURE 3.31 – *Taux de remodelage en fonction de la variation d'énergie de déformation [Huiskes et al. 1987]*

Un modèle basé sur le même principe est défini pour le remodelage externe traduisant la variation de surface osseuse.

Nous ne cherchons pas ici à faire un état de l'ensemble des modèles et des simulations faisant intervenir le remodelage osseux lors d'une interaction avec un élément prothétique, mais à en présenter les principes généraux.
Les différents algorithmes de remodelage se basent sur le principe présenté Figure 3.32.

Les modèles développés diffèrent sur quelques aspects qui interviennent dans ce schéma général :

- Le critère d'activation ;
- Les propriétés mécaniques initiales du tissu osseux ;
- Les propriétés mécaniques de l'os qui sont réévaluées à chaque itération (densité, anisotropie...).

La majorité des simulations concernent des prothèses de hanche (Figure 3.33a), largement documentées, mais nous avons relevé un exemple de simulation sur une prothèse de l'articulation métacarpo-phalangienne (Figure 3.33b). À notre connaissance, aucune simulation de ce type n'a été relevée dans la littérature sur l'articulation interphalangienne

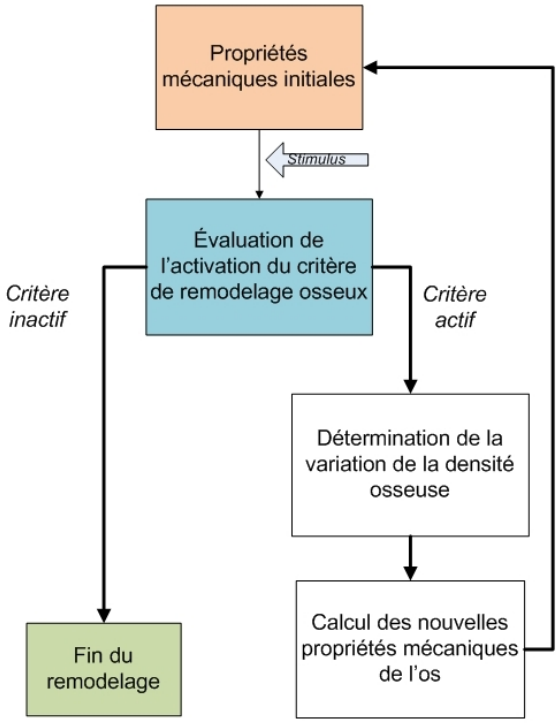


FIGURE 3.32 – *Schéma de principe d'un algorithme de remodelage osseux*

proximale. L'intérêt particulier porté à cette articulation constitue donc une originalité de notre travail.



(a) *Évolution de la densité osseuse d'un fémur soumis à un chargement physiologique à 300 jours et après résection et intégration d'une prothèse (100, 200 et 300 jours après intervention) ([Doblaré et García 2001]*



(b) *Évolution de la masse spécifique osseuse en fonction du temps après intégration d'une prothèse trapézo-métacarpienne [Ledoux 2003]*

FIGURE 3.33 – *Exemples de Simulations numériques intégrant des lois de remodelage osseux (remodelage interne)*

3.2.2.c Développement du modèle

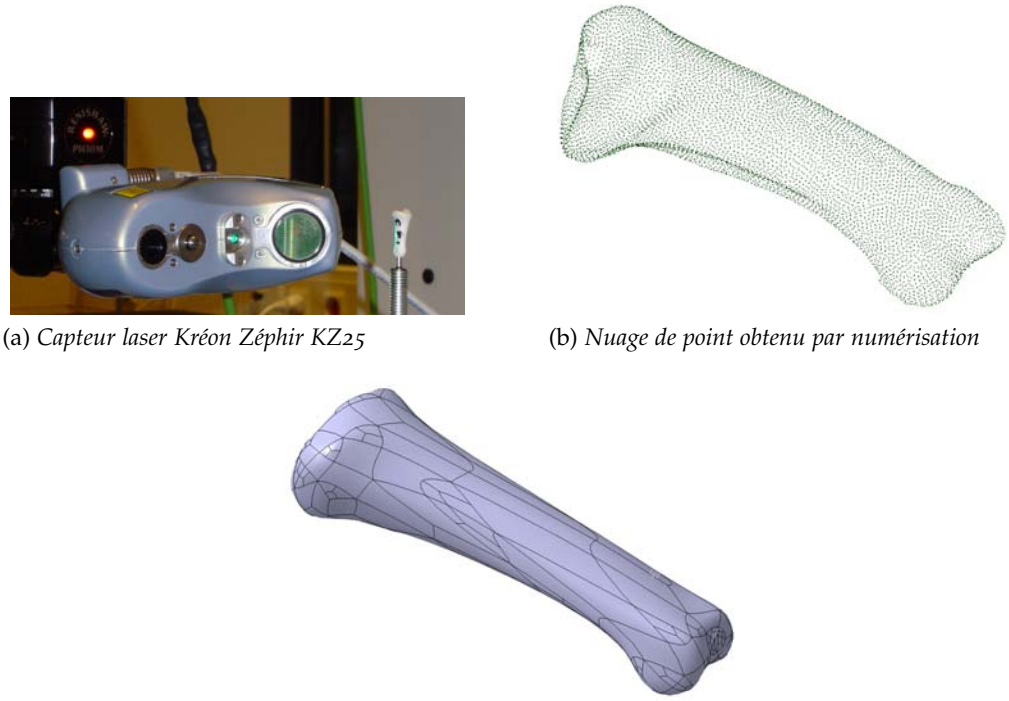
Nous proposons d'établir un modèle éléments finis d'une phalange proximale munie d'une prothèse. Selon différents cas de chargement, nous établissons des critères de performance au contact primaire de deux implants : la prothèse de resurfaçage dont le développement est présenté dans le présent manuscrit (prothèse prototype) et une prothèse Ascension PIP (Ascension Orthopaedics). La prothèse Ascension PIP offre la particularité d'être constituée de carbone graphite revêtu d'une fine couche de pyrocarbone déposé en phase vapeur. Ces caractéristiques lui permettent d'offrir des propriétés tribologiques exceptionnelles (faible coefficient de frottement, usure très faible) et un module apparent proche de l'os cortical, censé réduire le phénomène de *stress-shielding*.
Nous proposons de déterminer le comportement de l'environnement osseux à l'interface os/implant en étudiant l'influence des paramètres suivants :

- Orientation de chargement en configuration doigt tendu et doigt plié à 45° (pinch) ;
- Deux efforts extrêmes de chargement (200 N et 500 N) selon les forces et les facteurs de transmission exposés dans le premier chapitre [An et al. 1985, Mathiowetz et al. 1985] ;
- Prise en compte de la différence de répartition os cortical / os spongieux entre une personne jeune et une personne âgée.

L'étude de ces différents paramètres va nous permettre de comparer le comportement de notre implant à celui d'une prothèse du marché.

Création d'un modèle tridimensionnel de phalange

De manière à disposer d'une géométrie la plus proche possible de la réalité, nous avons procédé à la numérisation d'une phalange proximale d'index issue d'une main artificielle (*Sawbones* ref. 5142). Cette numérisation a été réalisée sur une machine de mesure tridi-



(a) *Capteur laser Kréon Zéphir KZ25*

(b) *Nuage de point obtenu par numérisation*

(c) *Reconstruction volumique de la phalange*

FIGURE 3.34 – *Processus de création du modèle tridimensionnel de phalange*

mensionnelle DEA 1203 munie d'un capteur laser Kréon Zéphir KZ25 (Figure 3.34a) à l'AIP-Primeca Lorraine. Le nuage de points obtenu a été filtré (Figure 3.34b) et le volume de la pièce a été reconstitué (Figure 3.34c) au moyen du logiciel de CAO Catia®P3V5R17 (Dassault Systèmes).

La procédure a été appliquée à la numérisation d'un implant Ascension PIP en pyrocarbone taille 30 (Figure 3.35). Cet implant présente des surfaces de contact anatomiques et des tiges à appui cortical (géométrie non anatomique). Une vue de profil de chaque implant proximal (Figures 3.36a et 3.36b) permet de visualiser la différence de géométrie des tiges.

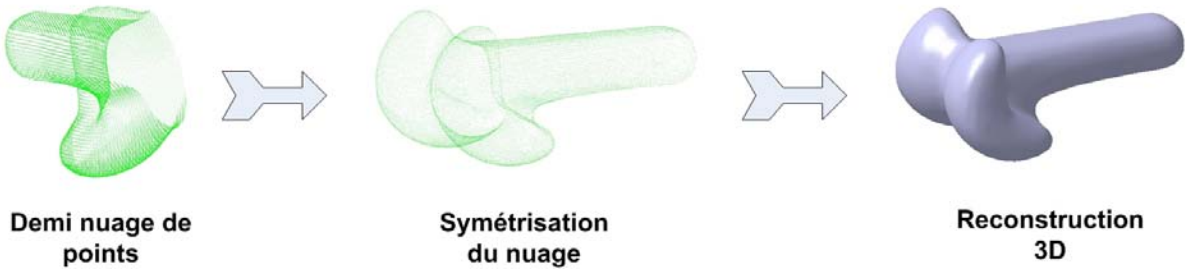


FIGURE 3.35 – *Reconstruction 3D d'une prothèse Ascension PIP30*



(a) *Prothèse de resurfaçage prototype* (b) *Prothèse Ascension pyrocarbone*

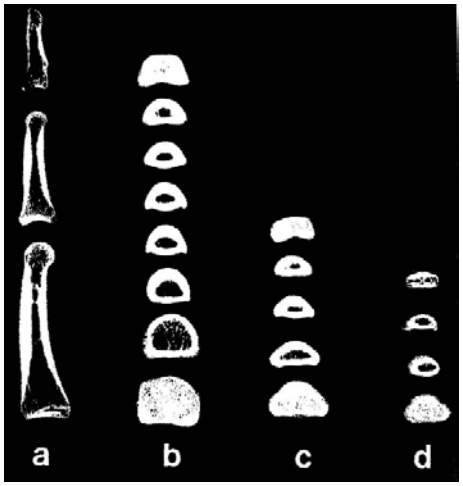
FIGURE 3.36 – *Mise en évidence de la différence des profils des tiges des deux implants évalués*

Prise en compte de l'âge du patient

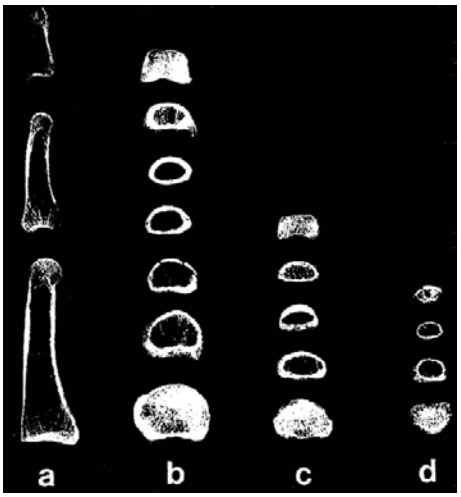
Nous avons pu précédemment constater l'évolution de la morphologie d'un fémur en fonction de l'âge (Figure 3.26). De nombreuses données figurent dans la littérature à propos de ce phénomène qui se traduit, dans les os longs, par une diminution de l'épaisseur de l'os cortical au profit de l'os spongieux accompagnée d'une légère augmentation de section.
Au niveau des phalanges, le comportement est différent selon le sexe [Kalichman et al. 2008] :

- Hommes : la longueur des phalanges diminue avec l'âge ; l'épaisseur de la diaphyse se réduit à partir de 22 ans alors que la superficie de la phalange ne semble pas corrélée avec le vieillissement ;
- Femmes : la superficie ainsi que l'épaisseur de la diaphyse augmentent jusque 40 ans avant de diminuer, alors que la longueur des phalanges ne semble pas liée au vieillissement. La corrélation de la variation de la morphologie des phalanges est clairement établie avec la période de la ménopause [Maalouf et al. 2007]. En effet, le rapport entre l'épaisseur de la corticale et la largeur de la phalange diminue à partir de 40 ans d'environ 0,4 % par an. Ce même rapport connaît un taux très élevé pendant une courte période post-ménopause (1 à 8 ans) où le rapport atteint 2,05 % par an, puis diminue avant de se stabiliser à 0,7 % à partir de 70 ans [Huachou et al. 2001].

Afin de simplifier la géométrie, nous considérons pour notre modèle uniquement l'évolution de la répartition os cortical / os spongieux. À partir de radiographies de mains de personnes de 28 ans (Figure 3.37a) et 71 ans (Figure 3.37b), et à l'aide de mesures morphologiques, nous avons déterminé le rapport entre l'épaisseur de corticale et la largeur de l'os, à différentes coupes le long de la phalange de l'index [Schulter-Ellis et Lazar 1984]. De manière à obtenir un modèle 3D facilement exploitable, nous avons choisi de reproduire l'os spongieux au moyen d'une esquisse ovale que nous avons adapté à la largeur de la phalange en fonction du rapport précédemment déterminé. La distinction os cortical/os spongieux en fonction de l'âge a été réalisée sous Catia P3V5R17 (Figures 3.38a et 3.38b)

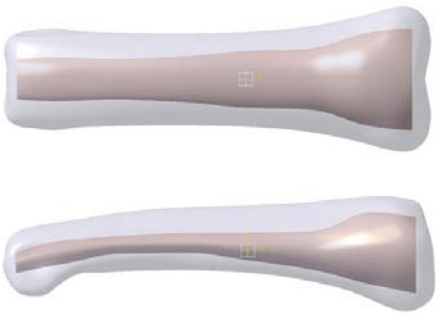


(a) *Radiographie de l'index d'une personne de 28 ans. a) coupe selon plan sagittal, b-d) sections selon le plan transverse*

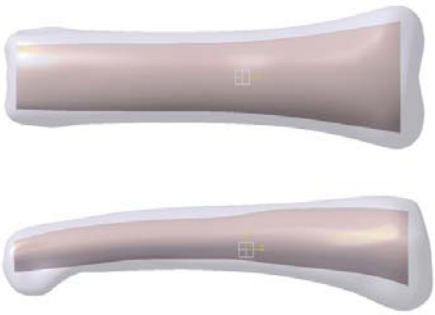


(b) *Radiographie de l'index d'une personne de 71 ans. a) coupe selon plan sagittal, b-d) sections selon le plan transverse*

FIGURE 3.37 – *Radiographies montrant la variation d'épaisseur d'os cortical avec l'âge au niveau de l'index [Schulter-Ellis et Lazar 1984]*

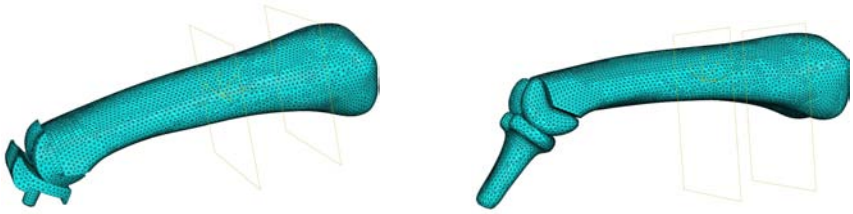


(a) *Modèle 3D d'une phalange proximale jeune*



(b) *Modèle 3D d'une phalange proximale âgée*

FIGURE 3.38 – *Reconstruction sous CAO de la répartition corticale/spongieux avec l'âge d'une phalange proximale (plans frontal et sagittal)*



(a) *Prothèse de resurfaçage prototype* (b) *Prothèse Ascension pyrocarbone*

FIGURE 3.39 – *Maillages complets des ensembles os/prothèse pour les deux implants considérés*

Caractéristiques des simulations

Les implants ont été intégrés dans les phalanges et le positionnement a été validé par un chirurgien de la main. Les modèles ainsi créés ont été importés dans le logiciel de calcul par éléments finis Abaqus® (Dassault Systèmes) version 6.7-1. L'ensemble des pièces a été maillé avec des tétraèdres de 0,4 mm de côté (éléments tétrahédriques, linéaires, continus et isoparamétriques C3D4, Figures 3.39a et 3.39b). Les interactions spécifiées sont les suivantes [Abaqus a;b] :

- Encastrement de l'extrémité de la phalange (épiphyse proximale et métaphyse proximale) à 1/4 de la longueur de la phalange ;
- Contact sans frottement entre la pièce distale et la pièce proximale ;
- Contact frottant (coefficient 0,3) entre l'implant et l'os en contact (cortical ou spongieux) ;
- Fusion des degrés de libertés à l'interface os cortical et os spongeiux.

Devant la forte variabilité des propriétés mécaniques du tissu osseux rapporté dans la littérature, nous faisons l'hypothèse que le matériau est homogène et isotrope avec des caractéristiques indépendantes de l'âge (Tableau 3.11).

	E (MPa)	ν
Os cortical	18000	0,2
Os spongieux	1000	0,2

TABLE 3.11 – *Propriétés mécaniques du tissus osseux pour les simulations*

Pour les deux orientations de l'articulation précédemment exposées, nous choisissons d'appliquer des efforts de 200 N et 500 N, en rapport avec la force maximale au niveau de l'IPP en configuration de *pinch* (cf. 1).

3.2.2.d Résultats

Les deux paramètres que nous prenons en considération sont l'enfoncement relatif de la tige par rapport à l'os et les valeurs des déformations maximales engendrées au niveau de l'interface os/implant que nous avons choisi comme stimulus de remodelage. Ces déformations sont relevées au niveau de 3 sections (Figure 3.40) :

- L'extrémité métaphysaire de l'implant (zone A) ;

– La demi-longueur de l'implant (zone B) ;
– L'extrémité diaphysaire de l'implant (queue) (zone C).

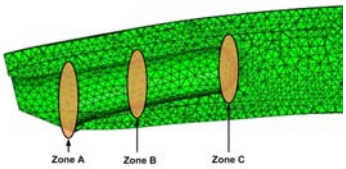
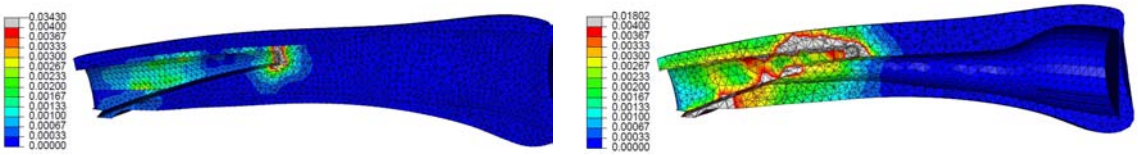
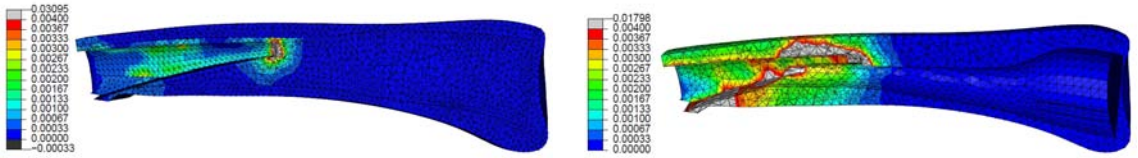


FIGURE 3.40 – *Position des zones de relevé des déformations maximales*

Les déformations maximales sont relevées au niveau de la zone osseuse de contact majoritaire, c'est-à-dire au niveau de l'os spongieux pour le profil âgé et au niveau de l'os cortical pour le profil jeune. Des captures des déformations maximales, pour un chargement de 200 N et 500 N, majorées au seuil de nécrose, sont présentées respectivement Figures 3.41 et 3.43 pour la prothèse prorotype et Figures 3.42 et 3.44 pour la prothèse Ascension.

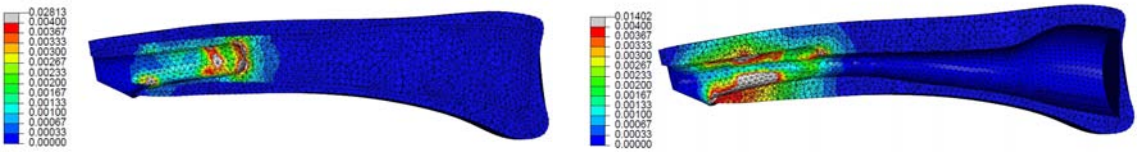


(a) *Chargement droit, profil âgé* (b) *Chargement droit, profil jeune*

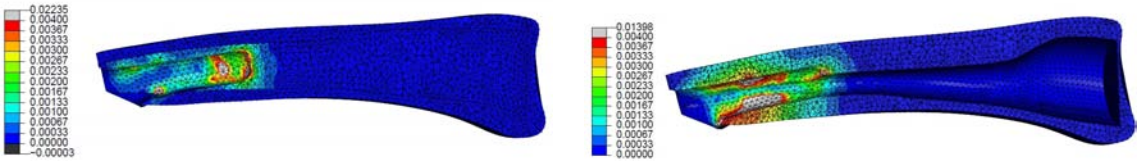


(c) *Chargement à 45°, profil âgé* (d) *Chargement à 45°, profil jeune*

FIGURE 3.41 – *Déformations maximales à l'interface os/implant, prothèse Prototype, chargement 200 N (vues en coupe selon le plan sagittal)*

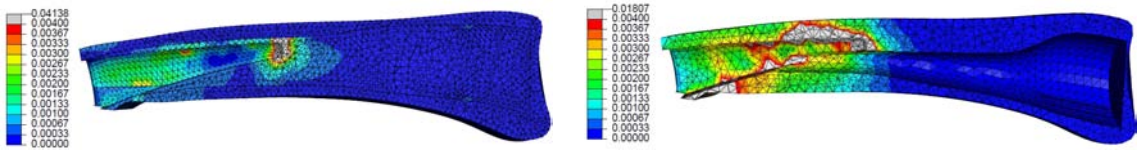


(a) *Chargement droit, profil âgé* (b) *Chargement droit, profil jeune*

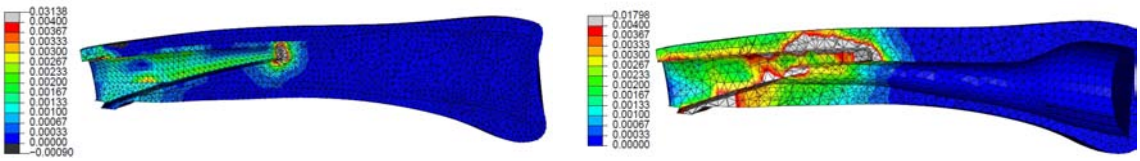


(c) *Chargement à 45°, profil âgé* (d) *Chargement à 45°, profil jeune*

FIGURE 3.42 – *Déformations maximales à l'interface os/implant, prothèse Ascension, chargement 200 N (vues en coupe selon le plan sagittal)*

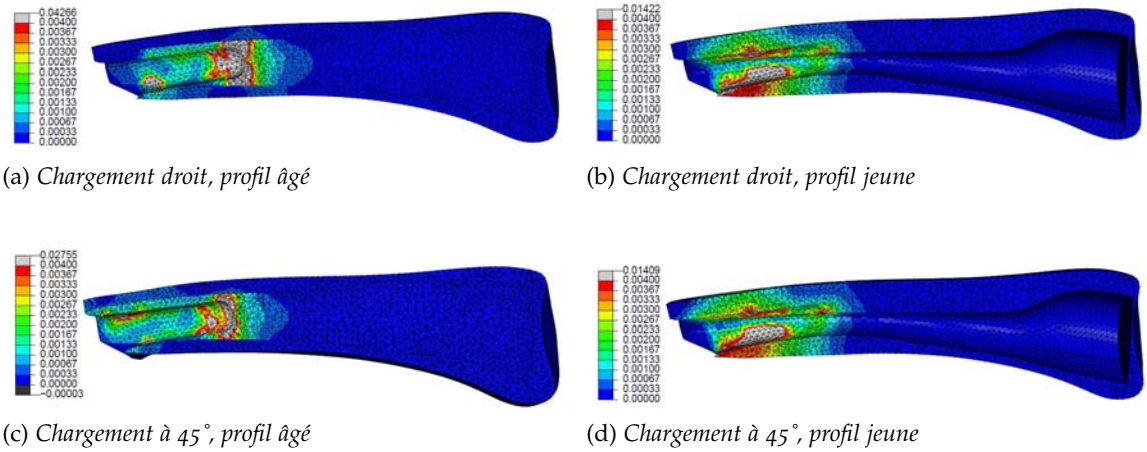


(a) *Chargement droit, profil âgé* (b) *Chargement droit, profil jeune*



(c) *Chargement à 45°, profil âgé* (d) *Chargement à 45°, profil jeune*

FIGURE 3.43 – *Déformations maximales à l'interface os/implant, prothèse Prototype, chargement 500 N (vues en coupe selon le plan sagittal)*



(a) *Chargement droit, profil âgé* (b) *Chargement droit, profil jeune*

(c) *Chargement à 45˚, profil âgé* (d) *Chargement à 45˚, profil jeune*

FIGURE 3.44 – *Déformations maximales à l'interface os/implant, prothèse Ascension, chargement 500 N (vues en coupe selon le plan sagittal)*

Les résultats des simulations sont présentés dans les tableaux 3.12 et 3.13 respectivement, pour les chargements à 200 N et 500 N. En dessous de chaque valeur de déformation est précisée la zone correspondante en terme de remodelage. Cette zone est définie à partir de la courbe de remodelage Figure 3.45, sur laquelle sont indiqués les seuils de déformation définissant le remodelage.

Modèle	Orientation	Profil	ε zone A	ε zone B	ε zone C	Enfoncement (μm)
Ascension	Droit	Jeune	0,0065 *N*	0,0058 *N*	0,0051 *N*	14,8
		Âgé	0,0160 *N*	0,0014 *CP*	0,0134 *N*	25,0
	45˚	Jeune	0,0061 *N*	0,0069 *N*	0,0051 *N*	14,2
		Âgé	0,0153 *N*	0,0012 *CP*	0,0135 *N*	21,4
Prototype	Droit	Jeune	0,0042 *N*	0,0059 *N*	0,0123 *N*	24,1
		Âgé	0,0014 *CP*	0,0022 *CP*	0,0192 *N*	32,7
	45˚	Jeune	0,0038 *S*	0,0057 *N*	0,0126 *N*	20,6
		Âge	0,0008 *CP*	0,0029 *CP*	0,0175 *N*	23,5

TABLE 3.12 – *Résultats des simulations pour un chargement à 200 N* (CP = Chargement Physiologique - S = Surcharge - N = Nécrose)

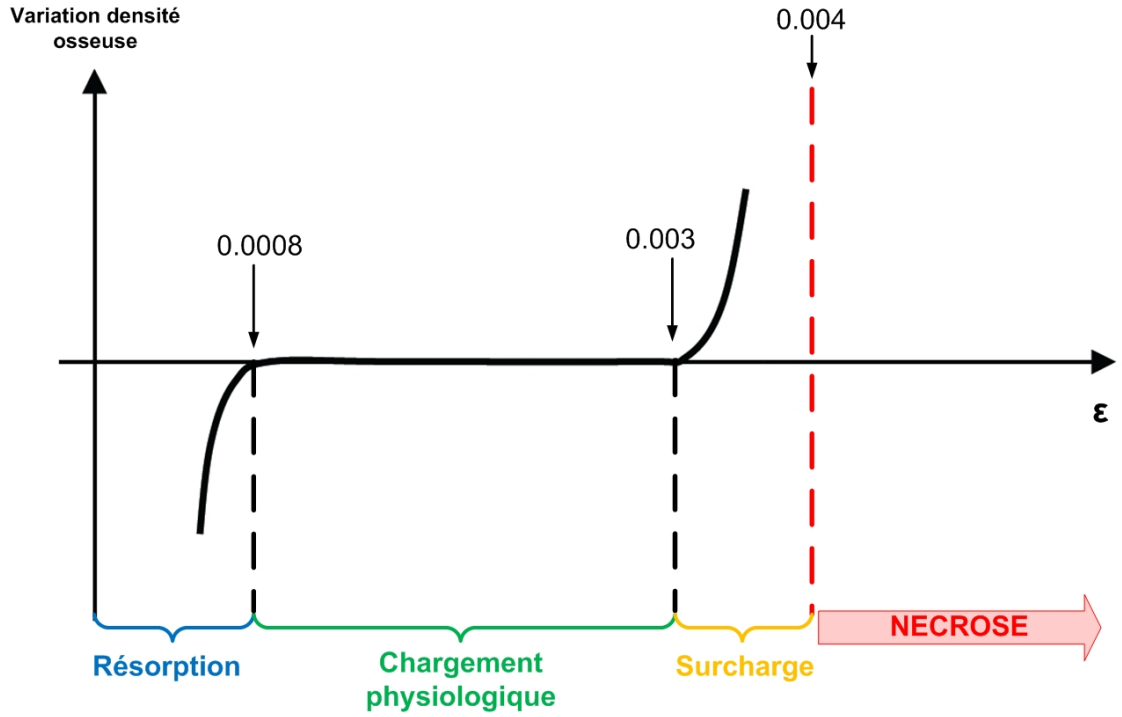


FIGURE 3.45 – *Loi de remodelage osseux utilisée pour les simulations numériques [McNamara et Prendergast 2007]*

Modèle	Orientation	Profil	ε zone A	ε zone B	ε zone C	Enfoncement (μm)
Ascension	Droit	Jeune	0,0071 *N*	0,0071 *N*	0,0110 *N*	35,2
		Âgé	0,0158 *N*	0,0016 *CP*	0,0185 *N*	53,7
	45°	Jeune	0,0048 *N*	0,0096 *N*	0,0056 *N*	32,6
		Âgé	0,0109 *N*	0,0014 *CP*	0,0141 *N*	42,3
Prototype	Droit	Jeune	0,0040 *N*	0,0058 *N*	0,0124 *N*	30,6
		Âgé	0,0029 *CP*	0,0015 *CP*	0,0122 *N*	47,1
	45°	Jeune	0,0038 *S*	0,0048 *N*	0,0123 *N*	22,0
		Âge	0,0020 *CP*	0,0031 *S*	0,0177 *N*	24,9

TABLE 3.13 – *Résultats des simulations pour un chargement à 500 N* (CP = Chargement Physiologique - S = Surcharge - N = Nécrose)

Une discussion plus approfondie de ces résultats est présentée au Chapitre 4 . Néanmoins, nous pouvons relever les points suivants :

- L'enfoncement des tiges est moins important dans un os jeune en raison de la rigidité plus importante de l'os cortical ;
- En configuration "jeune", les niveaux de déformations relevés sont trop importants, quelque soit l'effort appliqué, et entraînent majoritairement une nécrose de la zone en contact ;
- En configuration âgée se dégage une différence d'interaction entre l'implant Ascension et l'implant Prototype. Ce dernier engendre un niveau de déformation moins pénalisant pour l'environnement osseux.

Conclusion du chapitre

La charnière en NiTi présente un nombre de cycles à la rupture très faible. Sa mise en forme est complexe et délicate et conditionne fortement sa résistance mécanique. Différents essais de mise en forme ont été conduits de manière à améliorer le nombre de cycles à la rupture, sans succès. Les études de relargage de nickel montrent des taux supérieurs à ceux présentés dans la littérature mais restent toutefois inférieurs à la dose limite acceptable que nous avons déterminée. Des essais supplémentaires sont proposés et seront discutés dans le chapitre suivant de manière à déterminer l'origine de cette différence et de formuler une hypothèse sur le mécanisme de relargage.
Les différents essais menés sur la prothèse de resurfaçage (essais de fatigue et d'usure) ont permis d'améliorer le design des surfaces articulaires ainsi que la tenue mécanique de l'ensemble. Les essais sur mains cadavériques ont permis de valider la technique opératoire et d'améliorer l'efficacité et l'ergonomie de l'ancillaire. Le modèle numérique de l'interaction os/implant développé souligne l'importance de la géométrie de l'implant sur le comportement et le remodelage du tissu osseux environnant.

Discussion

4

Au cours de ce chapitre, nous nous intéressons tout d'abord à l'analyse de la rupture des charnières en NiTi. L'objectif est de déterminer l'origine des ruptures précoces rencontrées et de proposer des solutions pour tenter d'y remédier. Nous faisons d'abord un point sur la conception de la machine de fatigue de manière à écarter son fonctionnement comme source possible de rupture. Nous menons ensuite une recherche sur les causes propres au concept de charnière en observant les surfaces des charnières rompues et en proposant une géométrie alternative à la pièce optimisée.

Nous nous penchons ensuite sur les résultats expérimentaux du relargage de nickel par les alliages nickel-titane. Nous avons recours à plusieurs moyens d'observations (MEB, XPS) nous permettant d'analyser la surface des échantillons et nous amenant à proposer un mécanisme de relargage. Les résultats des séries d'essais supplémentaires (agrafes mémoires et superélastiques, influence du milieu d'essai et de la température) sont présentés et critiqués.

Enfin, nous analysons les différentes données issues de simulations de l'interaction os/implant afin d'évaluer le design de la tige de la prothèse de resurfaçage par rapport à un produit du marché disposant d'un recul clinique important. Différentes caractéristiques de l'interaction os/implant sont comparées et évaluées.

4.1 Charnière en Nickel-Titane

4.1.1 Mise en forme et tenue à la fatigue de la charnière

4.1.1.a Validation de la conception de la machine de fatigue

Nous avons présenté en 3.1.2.a les essais réalisés sur la machine de fatigue de manière à s'assurer de son bon fonctionnement :

– Ébavurage des mors ;

– Cyclage d'un spacer en silicone pendant 435 000 cycles sans rupture.

À partir du moment où le comportement à la fatigue est dépendant de la fréquence de sollicitation, nous avons effectué plusieurs essais sur des charnières en NiTi avec des fréquences d'essai de 1,5, 1 et 0,5 Hz. Cette variation de fréquence n'a pas montré de modification significative dans la durée de vie, qui restait très nettement inférieure au nombre de cycles requis.

4.1.1.b Élaboration de la charnière

À propos de la tenue en fatigue des alliages à mémoire de forme

La résistance à la fatigue est un des problèmes majeurs rencontrés avec les alliages à mémoire de forme car elle modifie sensiblement le comportement de ces alliages. De plus, le maintien des AMF à température constante sans transformation peut être à l'origine d'une dérive des propriétés.

Les AMF sont très sensibles à la fatigue. Ils présentent des mécanismes liés aux changements de phase qui les caractérisent, en plus de subir les phénomènes rencontrés sur les matériaux cristallins classiques (augmentation de densité de dislocations, formation d'arrangements de dislocations, présence de joints de grains dans les matériaux polycristallins constituant une source supplémentaire d'initiation de fissures...).

Ces mécanismes sont regroupés en un mode de fatigue thermique et trois modes de fatigue mécanique qui sont présentés dans le Tableau 4.1.

	$T < M_f$	$A_f < T < M_s$	$T > M_s$
Mécanique	Réorientation des variantes de martensite	Formation sous contrainte de la martensite	Fatigue classique en phase austénitique
Thermique	Cyclage thermique entre les domaines de stabilité des deux phases		

Table 4.1 – *Modes de fatigue des AMF [CARMA 2001]*

Les différents mécanismes peuvent intervenir de manière couplée et il devient nécessaire de prendre en compte plusieurs paramètres : température, contrainte appliquée, déformation imposée, température de transformation M_s.

Lors d'une transformation Austénite → Martensite, la formation des plaquettes de martensite génère des défauts sous la forme de dislocations qui font évoluer le comportement du matériau au cours des cycles. Le type de rupture rencontrée dépend fortement du mode de fatigue mécanique sollicité. En superélasticité, la rupture est généralement d'origine intergranulaire alors que dans le cas de déformations obtenues par réorientation des variantes de martensite, les ruptures intragranulaires prédominent.
L'amélioration de la durée de vie des alliages à mémoire de forme nécessite une réduction de la contrainte interne dans les joints de grains et une augmentation de leur résistance à la fissuration. Ceci peut être réalisé au travers de différents processus :

- Réduction de la taille des grains, réduisant la taille des plaquettes de martensite et donc la déformation à accommoder dans les joints ;
- Création d'une texture de laminage qui diminue les incompatibilités de déformation en réduisant les différences d'orientation entre les grains ;
- Possibilité d'obtenir des déformations plastiques au niveau des joints de grains accomodant plus efficacement les déformations.

Transformation de phase de la charnière au cours de la flexion

Comme nous l'avons présenté précédemment, la transformation de phase Austénite ↔ Martensite peut s'avérer pénalisante pour la tenue mécanique de la charnière, au fur et à mesure des cycles, par "piégeage" de plaquettes de martensite à l'origine de dislocations puis de fissures.
Le dimensionnement de la charnière a été effectué en supposant le comportement purement élastique de l'austénite. Nous avons présenté en 2.1.4.b une vérification de cette hypothèse au moyen de la routine AMF développée au laboratoire. Cette simulation met en évidence un comportement purement élastique et une très faible transformation martensitique se produit (Tableau 4.2). Néanmoins, cette simulation ne prend pas en compte l'effet du cyclage sur l'évolution du comportement du matériau. Il est donc possible que celui-ci finisse par transformer de plus en plus avec le nombre de cycles.

${\sigma_{Mises}}^{max}$	228,7 MPa
ε_{max}	0,323 %
Fraction volumique de martensite (0<f<1)	0,009

TABLE 4.2 – *Résultats des simulations en comportement superélastique de la charnière*

Mise en forme et traitements thermiques

Afin de satisfaire totalement la géométrie optimisée, différentes méthodes de traitements thermomécaniques ont été testées (cf. 3.1.2.b). Devant les échecs constatés, nous avons opté pour une mise en forme progressive, au moyen de plats plus fins et avec des

matrices présentant des rayons de courbures plus grands. Les spires étaient ensuite resserrées pour correspondre à l'encombrement global autorisé pour la charnière. Du fait de la disparité de la géométrie des différents échantillons, la durée de vie des charnières testées s'est montrée très variable : 101 000, 32 000, 5 500, 3 600 et 3 100 cycles.
Des observations de la surface et du faciès de rupture de la charnière ayant cassé à 101 000 cycles ont été conduites au moyen d'un microscope ZEISS AXIO Imager M1m (grossissement maximal x500).
De manière générale, on constate la présence de stries linéaires d'environ 25 μm de large à de nombreux emplacements de l'éprouvette (Figure 4.1a) ainsi qu'au niveau de la zone d'encastrement sur la machine de fatigue (Figure 4.1b). Une observation d'éprouvettes non encore sollicitées montre les mêmes éraflures (Figure 4.1c). Compte tenu de leur localisation, ces rayures sont très probablement des conséquences de frottements sur la matrice lors du processus de mise en forme.

L'observation du faciès de rupture ne révèle pas de ligne d'arrêt de fissure permettant de remonter au point d'amorce (Figure 4.2a). Un certain nombre de stries rappellent des bandes persistantes de glissement pouvant être à l'origine de micro-fissures (Figures 4.2b et 4.2c). De nombreuses stries sont orientées à 45° par rapport à l'axe de la contrainte principale provoquée par la flexion de la pièce. Nous pouvons alors émettre deux hypothèses :

① Les stries correspondent à des microfissures qui se propagent par scission selon un plan incliné à 45° de la contrainte principale ;

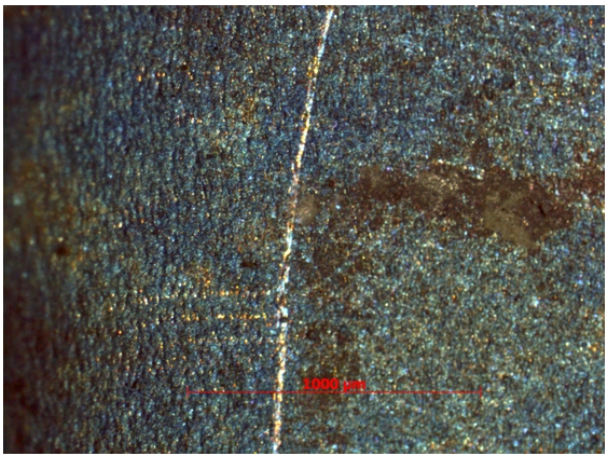
② Les stries correspondent à des microfissures se propageant de manière orthogonale à l'axe de la contrainte principale dans le cas où l'éprouvette a été préalablement contrainte lors de son positionnement sur la machine de fatigue. En effet, nous avons pu constater que les charnières testées n'étaient pas parfaitement rectilignes et leur mise en position dans la machine a pu engendrer des contraintes de cisaillement, puis de torsion au cours du cyclage, source de modification de l'orientation de la contrainte principale.

L'ensemble de ces observations nous permet d'affirmer que les stries linéaires présentes à la surface des éprouvettes prennent vraisemblablement leur origine lors de la mise en forme, par frottement mécanique avec la matrice. Néanmoins, nous ne disposons pas d'élément concluants permettant de déterminer avec certitude l'origine de la rupture de l'éprouvette.

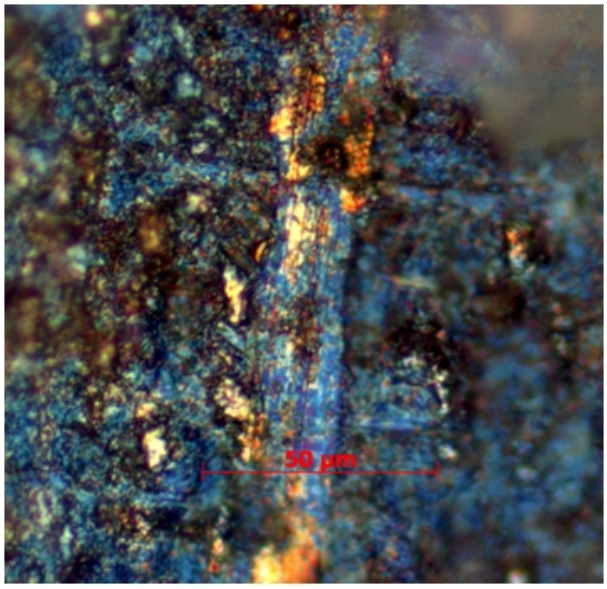
4.1.1.c Évolutions possibles de la charnière

Les évolutions possibles de la charnière ont été de deux ordres :
– Essai avec un autre matériau ;
– Modification de la géométrie afin de faciliter la mise en forme.

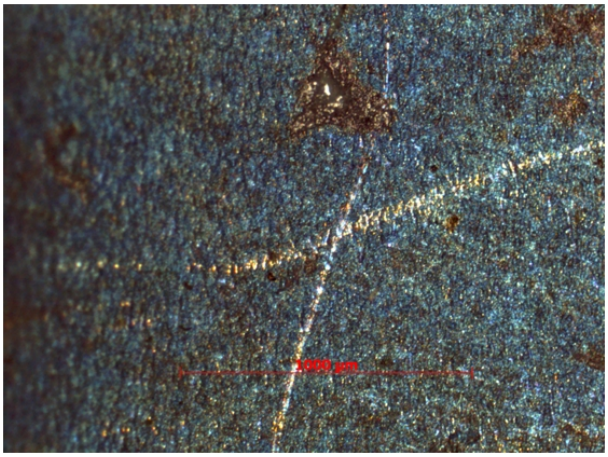
Des essais de mise en forme ont été conduits sur du TMA (Titane béta 3 écroui) de 0,17 mm d'épaisseur. Le processus de mise en forme s'est avéré plus critique qu'avec du Ni-Ti, des ruptures précoces des plats apparaissant avant la fin du montage sur la matrice.



(a) *Ensemble de rayures au niveau de la surface de l'éprouvette*

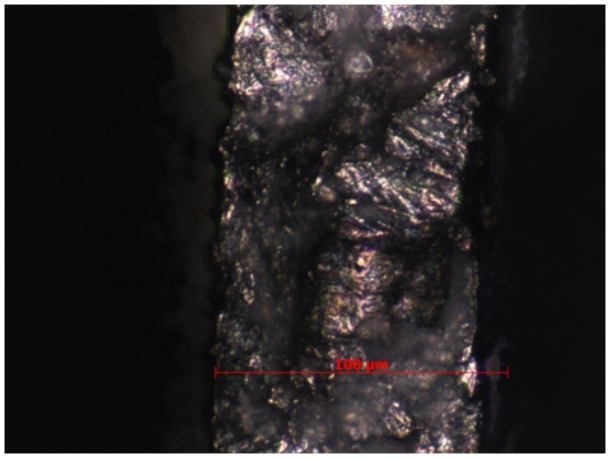


(b) *Rayures au niveau de la zone d'encastrement de l'éprouvette*

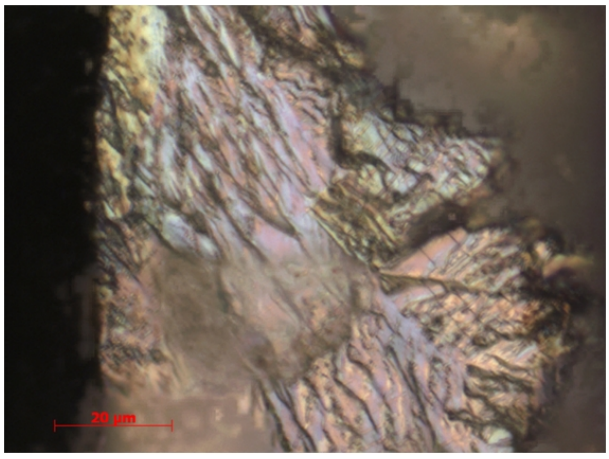


(c) *Rayures sur la surface d'une éprouvette non sollicitée*

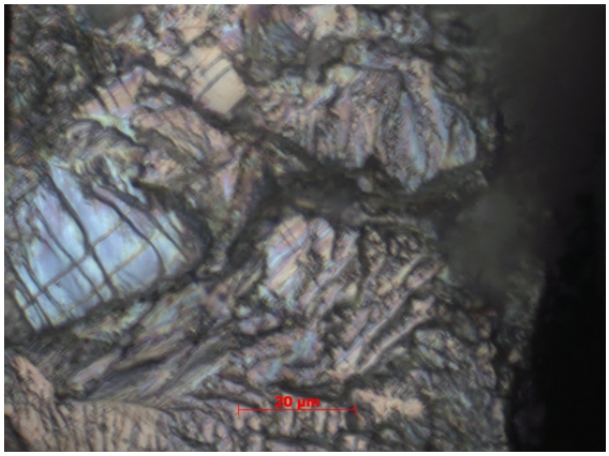
FIGURE 4.1 – *Observations au microscope optique de la surface des charnières*



(a) *Faciès de rupture, aperçu global*



(b) *Faciès de rupture, aperçu détaillé n°1*



(c) *Faciès de rupture, aperçu détaillé n°2*

FIGURE 4.2 – *Observations au microscope optique du faciès de rupture de la charnière*

La géométrie de la charnière a été modifiée de manière à présenter des rayons de courbure plus importants permettant une mise en forme plus aisée. Cette modification implique de réduire le nombre de spires. Plusieurs esquisses ont été simulées sur code de calcul par éléments finis afin de conserver la géométrie présentant la plus faible déformation (Figure 4.3).

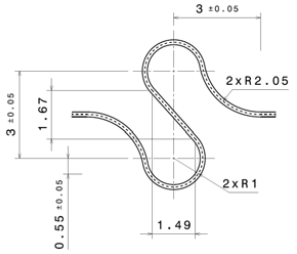


FIGURE 4.3 – *Aperçu de la zone de sollicitation, charnière modifiée*

Les différents traitements thermiques testés (cf. 3.1.2.b) n'ont pas permis d'obtenir un nombre de cycles à la rupture élevé (environ 30 000 au maximum). De plus, la localisation de la zone de rupture était très disparate.

Au regard de ces éléments et des différents échecs des solutions visant à améliorer la durée de vie, le concept de charnière a été abandonné. De plus, la tenue à la fatigue expérimentale étant fortement dépendante du parfait respect de la géométrie optimisée par calculs éléments finis, la fabrication aurait été coûteuse et difficile dans une optique de rendement industriel.

4.1.2 Étude du relargage de Nickel

4.1.2.a Observation des échantillons à l'issue des essais

Au-delà des résultats de relargage présentés en 3.1.3, nous avons constaté, dès 30 jours d'immersion, une modification de couleur des échantillons de NiTi (Figures 4.4a et 4.4b). Cette modification n'était visible que sur les échantillons de NiTi ayant subi un traitement superélastique de par leur couleur brune initiale. Cette modification de couleur laisse supposer une "attaque" de la surface de l'alliage par le milieu d'immersion. Afin d'identifier le phénomène mis en jeux, nous avons procédé à trois analyses :

- Observations de la surface d'échantillons immergés et non immergés au MEB (Microscope Électronique à Balayage) ;
- Analyse chimique de surface par XPS (X-ray Photoelectron Spectroscopy) ;
- Résultats des séries de relargage supplémentaires présentées en 3.1.3.c.

4.1.2.b Observations MEB

Les observations ont été réalisées sur un Microscope Électronique à Balayage JEOL JSM-5800LV à l'ENSAM de Metz. Les échantillons considérés sont :

- NiTi non traité, non utilisé (Figure 4.5a) ;



(a) *Échantillon de NiTi SE avant immersion*



(b) *Échantillon de NiTi SE après 30 jours d'immersion*

FIGURE 4.4 – *Aspect visuel d'échantillons de NiTi traités SE avant et après immersion dans la solution de Ringer*

- NiTi traité SE, non utilisé (Figure 4.5b) ;
- NiTi non traité immergé (Figures 4.5c et 4.5e) ;
- NiTi traité SE immergé (Figures 4.5d et 4.5f).

Les échantillons immergés sont issus des séries 5 et 6 de l'étude de relargage (2.1.5.b) et ont donc été immergés dans 40 mL de solution de Ringer pendant 90 jours, à une température de 37°C.

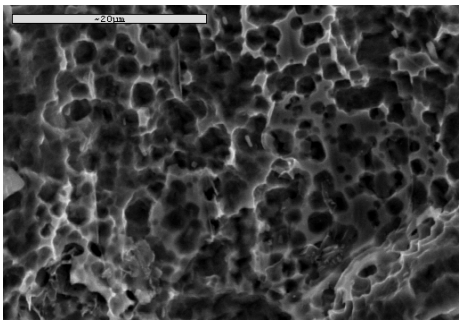
Quelque soit l'échantillon considéré, la surface présente des alvéoles d'environ 1 μm de diamètre. L'immersion dans la solution de Ringer tend à niveler la surface : les alvéoles sont encore visibles mais présentent des contours émoussés. Aucune différence n'est visible entre les échantillons sollicités et ceux restés inertes. Cet aspect alvéolaire peut laisser à penser que l'alliage n'est pas homogène, source de ségragation entre le titane et le nickel. Ainsi, nous pouvons supposer l'existence de zones riches en nickel à la surface desquelles ne pourrait pas se former de couche d'oxyde de titane, exposant le matériau au relargage de nickel.

L'analyse en spectrométrie EDS (Energy Dispersive Spectrometry) des échantillons non immergés révèle la présence, à la surface de l'échantillon, d'oxygène et de titane en proportions stoechiométriques compatibles avec du TiO_2 formant la couche protectrice d'autopassivation. La même analyse conduite sur des échantillons immergés ne révèle pas de présence d'oxygène en surface. Nous pouvons donc supposer que la couche d'autopassivation a été détruite par le contact avec le milieu d'essai.

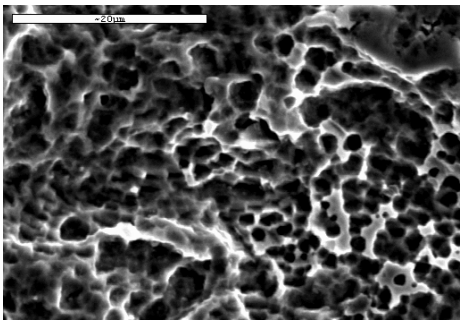
4.1.2.c Analyse chimique de surface par XPS

L'analyse chimique par XPS (X-Ray Photoelectron Spectroscopy) permet de déterminer la nature des éléments à l'extrême surface (environ 5 à 10 nm) et donne accès aux degrés d'oxydation des éléments détectés.

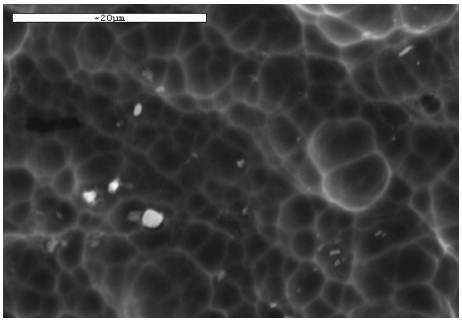
Le principe consiste en l'irradiation de l'échantillon par des rayons X monochromatiques qui provoque l'ionisation de ses atomes par effet photoélectrique. Chaque photon X incident présente la même énergie : $E = h\nu$ (Avec h la constante de Planck et ν la fréquence



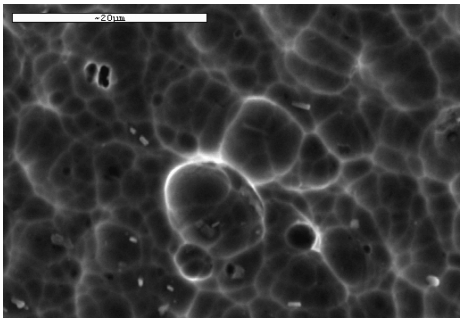
(a) *NiTi non traité, non immergé*



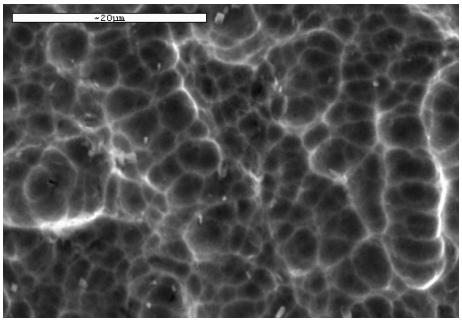
(b) *NiTi traité SE, non immergé*



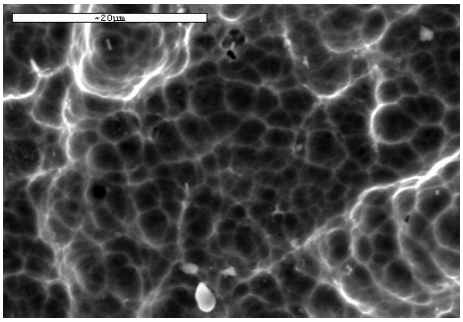
(c) *NiTi non traité, non sollicité, après 90 jours dans le milieu d'essai*



(d) *NiTi traité SE, non sollicité, après 90 jours dans le milieu d'essai*

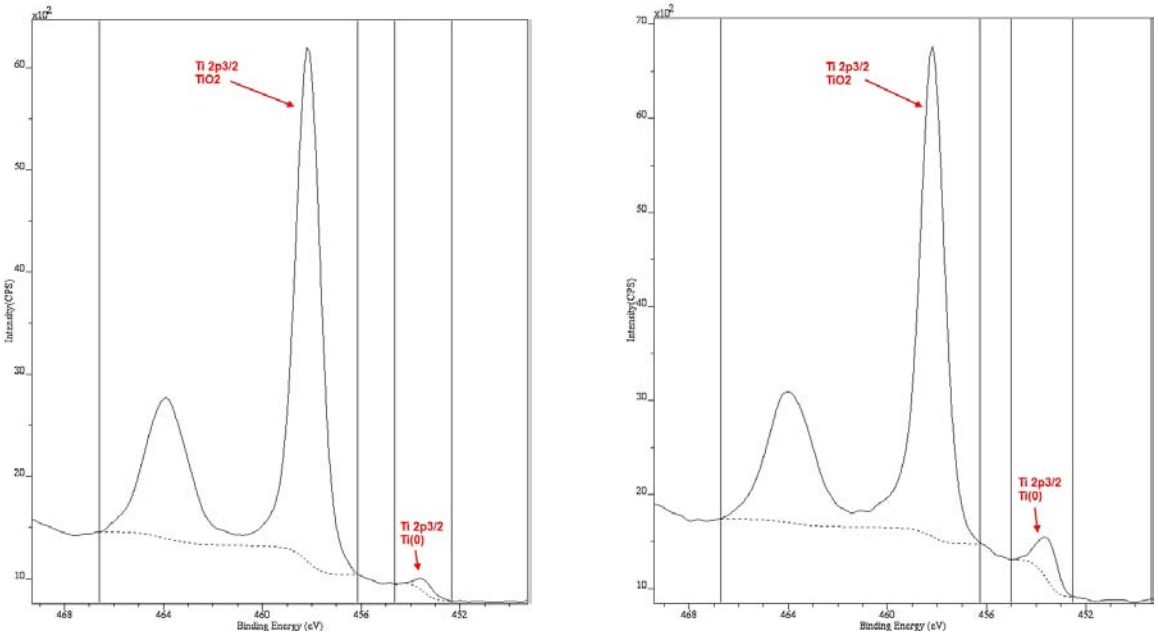


(e) *NiTi non traité, sollicité, après 90 jours dans le milieu d'essai*



(f) *NiTi traité SE, sollicité, après 90 jours dans le milieu d'essai*

FIGURE 4.5 – *Images MEB de la surface d'échantillons de NiTi avant et après immersion dans la solution de Ringer*



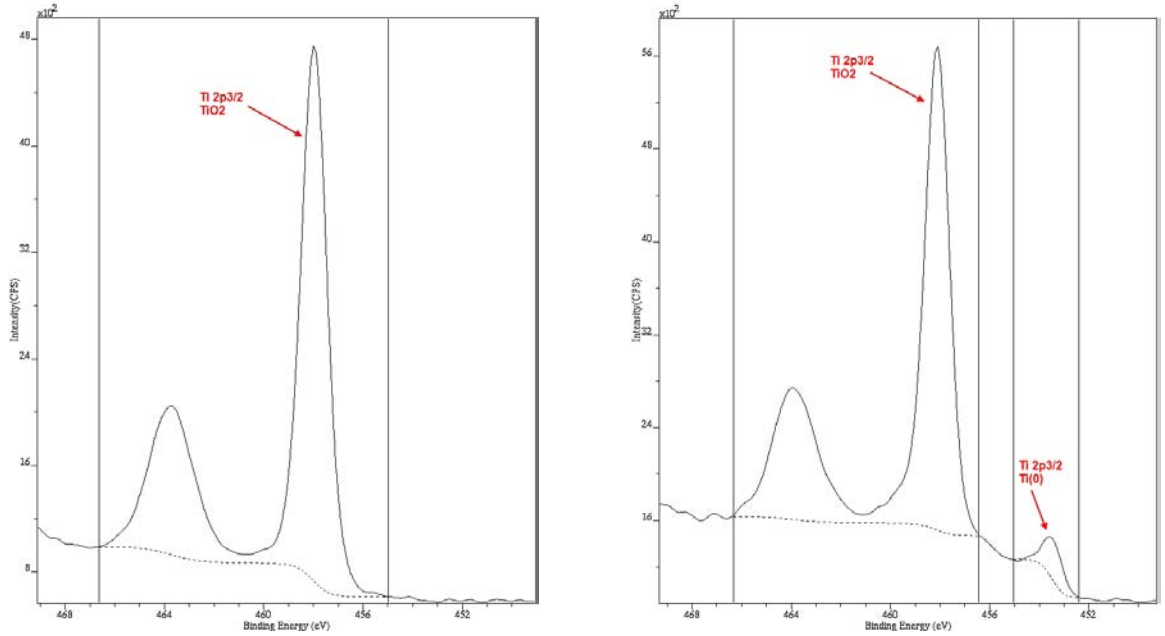
(a) *Échantillon non immergé* (b) *Échantillon immergé 90 jours*

FIGURE 4.6 – *Analyse XPS du spectre du titane des échantillons non traités*

de l'onde incidente). Lors de l'interaction avec l'atome, une partie de l'énergie provoque une rupture de la liaison atomique et le reste est transféré à l'électron sous forme d'énergie cinétique. Le spectre en énergie cinétique présente ainsi des pics permettant de déterminer l'énergie de liaison correspondant à chaque pic et d'identifier l'atome à son origine. Les petits déplacements du pic XPS corrélatifs à la variation énergétique entre les couches de valence électronique donnent accès au degré d'oxydation de l'atome.
Cette technique est beaucoup plus sensible que l'analyse EDS présentée précedemment. Les analyses ont été menées au Laboratoire de Chimie Physique et Microbiologie pour l'Environnement (LCPME, CNRS UMR 7564) sur un analyseur KRATOS AXIS Ultra DLD (Delay Line Detector), en collaboration avec le Pr. Christian Ruby.

L'analyse XPS du spectre du titane sur un échantillon état fournisseur avant et après immersion dans la solution physiologique (respectivement Figures 4.6a et 4.6b) confirme la présence de la couche d'oxyde d'autopassivation TiO_2 dans les deux cas. Le même constat peut être effectué sur les échantillons ayant subi un traitement superélastique (Figures 4.7a et 4.7b). Dans le cas de l'échantillon immergé, l'aire sous la courbe du spectre de Ti(0) est plus importante ; le TiO_2 diminue mais ne disparaît pas. L'analyse XPS s'effectuant sur l'extrême surface, la plus importante quantité de matériau sous-jacent détectée traduit une dissolution partielle de la couche de passivation. Il existe donc bien un effet du milieu d'essai sur la couche d'oxyde de titane.

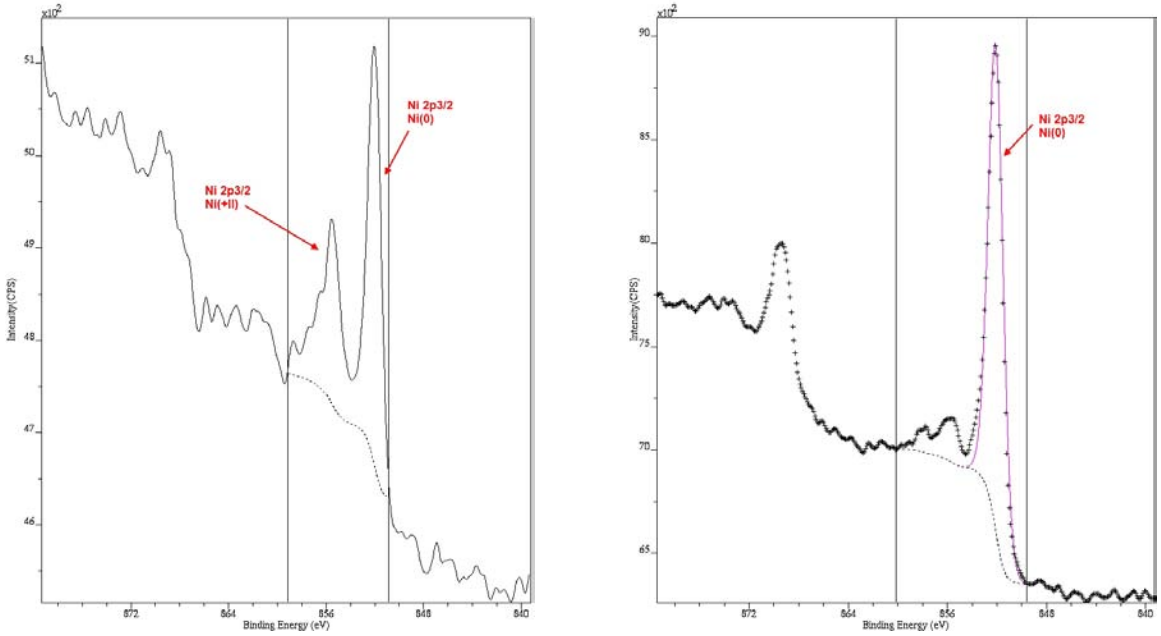
En comparant les spectres respectifs de l'alliage non traité (Figure 4.6a) et de l'alliage traité superélastique (Figure 4.7a) non plongés dans le milieu d'essai, nous pouvons



(a) *Échantillon non immergé* (b) *Échantillon immergé 90 jours*

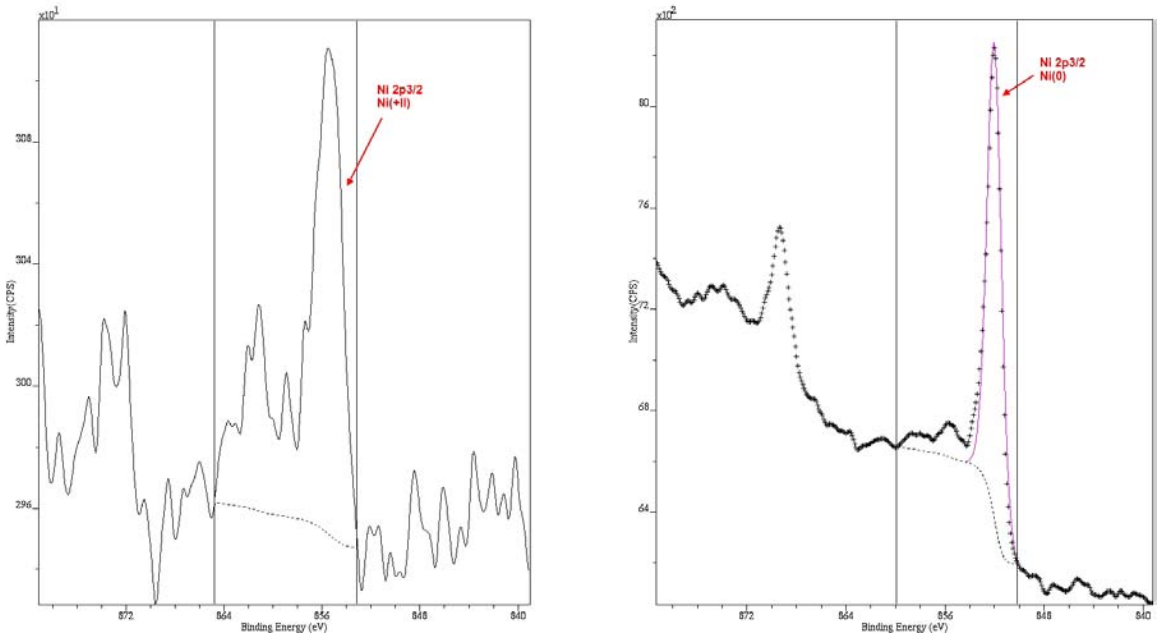
FIGURE 4.7 – *Analyse XPS du spectre du titane des échantillons traités SE*

constater que ce dernier ne présente pas de pic caractéristique du titane Ti(0). La majorité du spectre du titane se compose de Ti^{4+} mettant en évidence une couche d'oxyde de titane bien supérieure à celle de l'alliage non traité et qui masque la matrice de titane sous-jacente.



(a) *Échantillon non immergé* (b) *Échantillon immergé 90 jours*

FIGURE 4.8 – *Analyse XPS du spectre du nickel des échantillons non traités*



(a) *Échantillon non immergé* (b) *Échantillon immergé 90 jours*

FIGURE 4.9 – *Analyse XPS du spectre du nickel des échantillons traités SE*

Enfin, l'analyse comparative du spectre du nickel entre l'alliage non traité non immergé (Figure 4.8a) et immergé (Figure 4.8b) ou entre l'alliage traité SE non immergé (Figure 4.9a) et immergé (Figure 4.9b) met en évidence la présence de Ni^{2+} dans de faibles quantités lorsque le matériau n'a pas été déposé dans le milieu d'essai. Après immersion de 90 jours dans la solution physiologique, le pic de Ni^{2+} n'est plus détectable au profit de celui du Ni(0). La présence d'ions nickel peut trouver son origine dans une pollution de la surface du matériau, très sensible au procédé de fabrication.

La couche d'oxyde de titane TiO_2 étant peu soluble, il est peu probable que celle-ci soit attaquée directement par le milieu d'essai. Nous pouvons cependant proposer un scénario compatible avec les observations expérimentales des traces de Ni^{2+} détectées en XPS dans le matériau initial :

① L'échantillon de NiTi, protégé par la couche d'oxyde de titane, présente des ions Ni^{2+} à sa surface, relativement mobiles (Figure 4.10a) ;

② Les ions Ni^{2+} quittent la surface de l'alliage pour se déplacer vers le milieu d'essai. Le départ de ces ions provoque un arrachement local de la couche d'oxyde (Figure 4.10b) ;

③ La couche d'oxyde de titane présente des défauts, exposant directement la matrice sous-jacente avec le milieu d'essai, à l'origine de phénomènes de corrosion accentuant le relargage de nickel (Figure 4.10c).

Ce scénario nécessite des expériences complémentaires pour être ou non validé. En tout état de cause, compte tenu de la sensibilité de la technique de mesure XPS, les procédés d'élaboration des alliages et des différents traitements et conditions expérimentales appliqués devront être connus avec précision de manière à éviter toute pollution.

4.1.2.d Résultats des séries supplémentaires de relargage

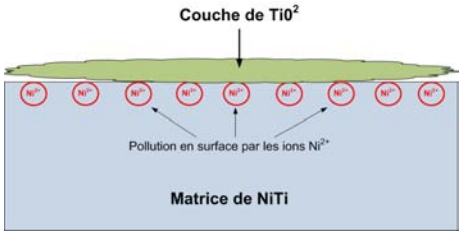
Série 7 : agrafes stériles immergées 7 jours

À l'issue de la période d'immersion, les agrafes ne présentaient pas de trace de corrosion ou de dégradation de la surface (loupe binoculaire). Les résultats des mesures de quantité de nickel sont comparés à ceux de la série 2 précédemment présentée (Figure 4.11).

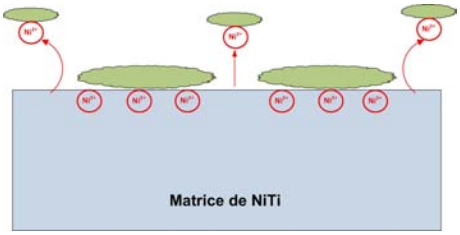
Nous constatons que :

- Les plats non traités relarguent environ 4,4 fois davantage que la moyenne des agrafes ;
- Il n'y a pas de différence significative dans la quantité de nickel relargué entre les agrafes mémoire et les agrafes superélastiques ;
- À traitement thermique équivalent, les agrafes stériles relarguent 2,75 fois moins de nickel que les plats.

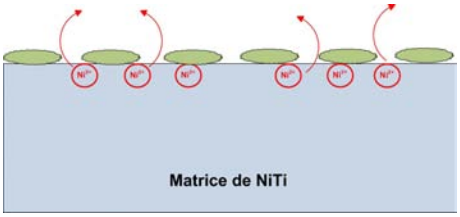
En supposant qu'il n'existe pas de différence significative entre les alliages constituants plats et agrafes, les résultats de cette série montrent que l'état de surface des agrafes (polissage) ajouté au processus de stérilisation réduisent de manière sensible le relargage de



(a) *État initial, le matériau présente une pollution en Ni^{2+} à sa surface*



(b) *Les ions Ni^{2+} sous-jacents se dissolvent dans le milieu en arrachant un morceau de couche d'oxyde*



(c) *la couche d'oxyde devient irrégulière laissant la matrice de NiTi en contact avec le milieu*

FIGURE 4.10 – *Scénario hypothétique expliquant l'origine de la quantité de nickel détectée*

nickel.

Concernant l'aspect toxicologique, en supposant que le relargage se déroule de manière linéaire, nous pouvons établir un rapport avec la dose limite acceptable en suivant la méthode présentée en 3.1.3 (Tableau 4.3). Le rapport entre la dose admissible et la dose fournie est, en moyenne, 4,3 fois plus faible que les résultats précédents. Le processus de polissage et la stérilisation réduisent donc de manière significative le relargage de nickel.

	Quantité relarguée	Dose admissible/dose fournie
NiTi type agrafe mémoire	32,8μg	7,3%
NiTi type agrafe SE	31,8μg	7,1%

TABLE 4.3 – *Rapport entre la dose journalière admissible et la quantité de nickel relargué de manière journalière selon nos résultats expérimentaux*

Séries 8 et 9 : influence du milieu d'essai et de la température

Les séries 8 et 9 se distinguent essentiellement par le milieu d'essai : eau distillée ou solution de Ringer. Ces deux essais ont été conduits sur une durée de 60 jours, à température ambiante. Pour ces deux séries, les agrafes utilisées sont celles de la série 7 préalablement abondamment rincées à l'eau distillée puis séchées à l'air.

Dans l'eau distillée, les analyses ne révèlent aucune trace de nickel pour les échantillons de plat. Les résultats des analyses des agrafes révèlent de très faibles quantités de nickel : 0,00116 $\mu g/mm^2$ et 0,00374 $\mu g/mm^2$ respectivement pour l'agrafe mémoire et l'agrafe superélastique. En comparant le relargage journalier des agrafes immergées 7 jours dans la solution de Ringer à 37°C (Série 7) à celui de la Série 8, le relargage dans cette dernière est plus de 2 300 fois inférieur pour l'agrafe mémoire et 700 fois inférieur pour l'agrafe SE.

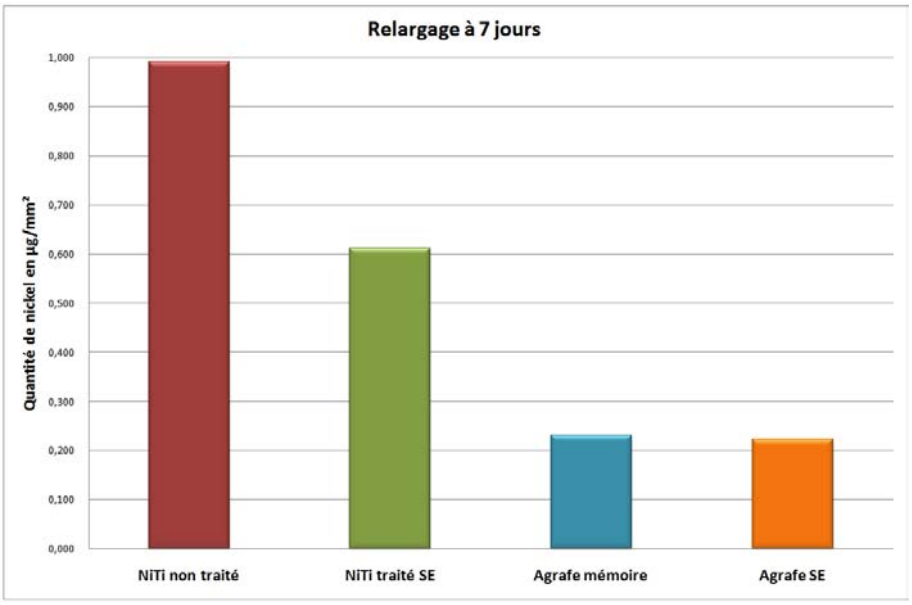
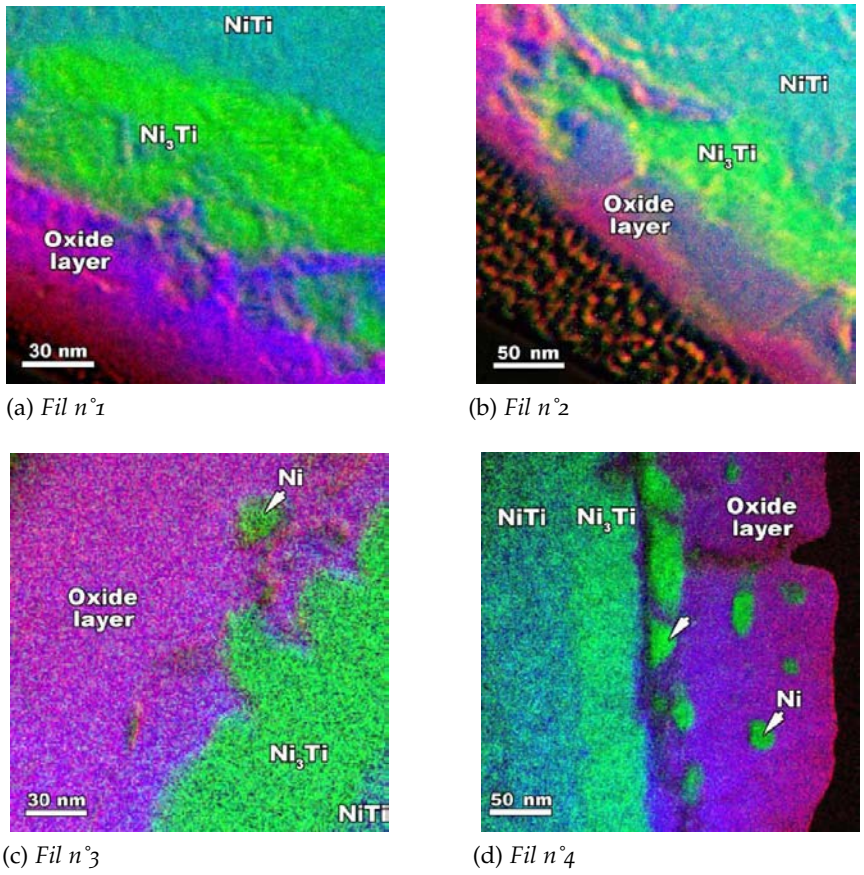


FIGURE 4.11 – *Comparatif du relargage à 7 jours, dans la solution de Ringer à 37°C*

Nous pouvons donc juger ce taux de relargage comme négligeable.
La série 9 ne révèle, quant à elle, aucune trace de nickel dans le milieu d'essai à 60 jours.
Compte tenu de ces éléments, nous pouvons conclure qu'il n'existe pas de différence entre l'eau distillée et la solution de Ringer. Cependant, il y a une très forte influence de la température du milieu qui accentue le relargage dès les premiers jours d'essai.

4.1.2.e Bilan

L'ensemble des études menées permettent d'affirmer que la température joue un rôle prépondérant dans la quantité de nickel relarguée par les pièces en NiTi, dans la solution physiologique de Ringer. Les analyses de surface par XPS montrent clairement une diminution de l'épaisseur de la couche d'oxyde de titane TiO_2 avec l'immersion à 37°C. Nous pouvons de plus supposer, comme présenté en Figure 4.10, que la couche d'oxyde devient irrégulière à la surface du matériau, laissant ainsi la matière en contact direct avec le milieu d'immersion et favorisant les phénomènes de corrosion.
Néanmoins, ces analyses ne permettent toujours pas d'expliquer l'écart important entre nos résultats et ceux présentés dans la littérature, le protocole d'essai étant sensiblement identique (milieu d'essai, matériaux, température du milieu). Cette étude complémentaire soulève finalement davantage de questions qu'elle n'apporte de réponses, et mérite ainsi de poursuivre les recherches sur ce sujet.
Une étude de Tian [Tian et al. 2009] rapporte des analyses de fils de NiTi au moyen de différentes techniques de TEM (Transmission Electron Microscopy). L'analyse des surfaces (Figure 4.12) montre que dans les quatre fils étudiés (obtenus par différents traitements thermiques), la phase NiTi s'est enrobée d'une couche riche en nickel (Ni_3Ti), d'une épaisseur d'environ 20 à 25 nm. Les deux premiers fils (1 et 2) présentent ensuite, une couche de TiO d'environ 25 nm d'épaisseur, suivie d'une couche de TiO_2 d'environ 45 nm



(a) *Fil n°1* (b) *Fil n°2*

(c) *Fil n°3* (d) *Fil n°4*

FIGURE 4.12 – *Images EFTEM (Energy Filtered Transmission Electron Microscopy) des quatre fils étudiés. Les couleurs rouge, bleu et vert indiquent respectivement les éléments O, Ti et Ni [Tian et al. 2009]*

d'épaisseur. À la surface des deux autres (3 et 4), la couche TiO est absente, et l'épaisseur de la couche TiO_2 est plus importante (entre 120 et 190 nm).

Lorsque la couche TiO est absente (fils 3 et 4), on constate la présence dans la couche de Tio_2 de nanocristaux de nickel, de taille comprise entre 5 et 80 nm, les plus volumineux étant à proximité de l'interface avec Ni_3Ti (fil n°4). Ces nanocristaux sont par contre absents dans les fils 1 et 2.

Il semblerait que, de par cette analyse, la couche de TiO empêche la formation de nanocristaux de Ni au sein de la couche externe de TiO2.

Les simulations numériques entreprises par Tian montrent en outre que l'introduction de nickel dans la phase TiO_2 ne peut se faire que par double substitution : la substitution d'un ion Ti^{4+} par un ion Ni^{2+} ne peut pas avoir lieu si en même temps il n'y a pas substitution de l'un des ions O^{2-}, premiers voisins de l'ion Ti^{4+} concerné, par un ion Ni^{2+} (Figure 4.13). Chaque paire d'ion $Ni^{2+}Ni^{2+}$ constituerait le germe indispensable à la

croissance d'un nanocristal de nickel pur dans la phase TiO_2, provoquant ainsi le relargage.

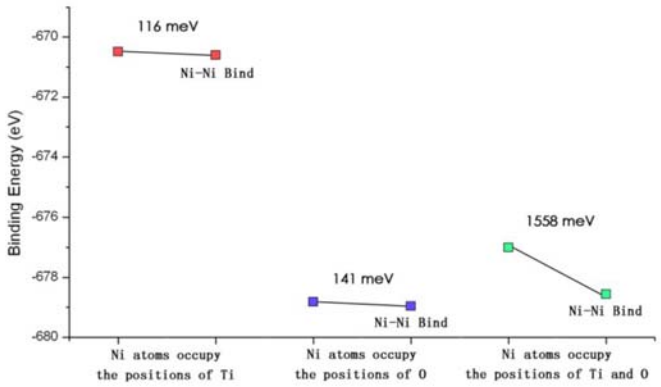


FIGURE 4.13 – *Diagramme schématique des énergies de liaison selon différents types de position d'occupation d'un atome de Ni dans une matrice de TiO_2 [Tian et al. 2009]*

Cette double substitution ne peut s'opérer que si la phase en contact avec TiO_2 est suffisamment riche en nickel. C'est, toujours d'après les observations entreprises par Tian, le cas lorsque TiO_2 est en contact direct avec Ni_3Ti, mais cela ne l'est plus lorsque TiO_2 est en contact avec la phase TiO, qui ne peut accepter que 8% de nickel contre maximum 1% pour le TiO_2 (Figure 4.14).

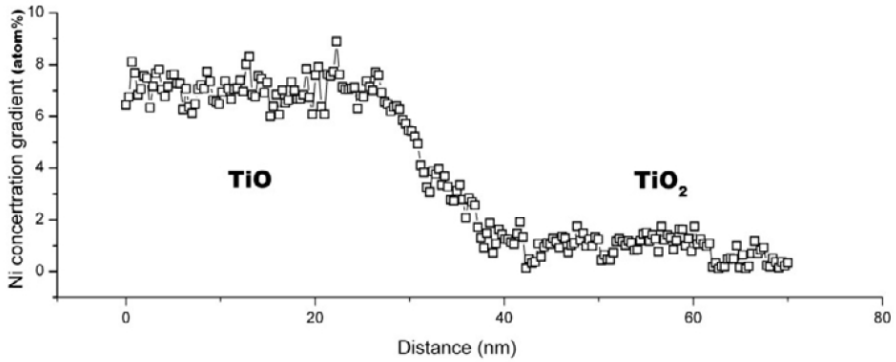


FIGURE 4.14 – *Profil de concentration de Ni au travers des couches de TiO et TiO_2 au niveau du fil n°2 [Tian et al. 2009]*

La présence d'une couche de TiO, intermédiaire entre la couche interne Ni_3Ti et la couche externe TiO_2, semble, au vu de ces observations, la clé permettant d'annihiler le processus de relargage.

Nous pouvons donc en déduire que pour réduire le risque de relargage de Ni, il faut :

1. Couche sous-jacente de TiO empêchant la formation de précipités de Ni ;
2. Couche de TiO_2 au-dessus stabilisant le Ni par formation de nanocristaux.

Enfin, dernier point intéressant relevé, le relargage d'un des fils (correspondant au fil n°1 de l'étude de Shabalovskaya [Shabalovskaya et al. 2009]) présente un taux environ 100 fois supérieur aux autres fils. Les observations des échantillons montrent de nombreuses

fissures dans la couche d'oxyde, jusque la couche de Ni_3Ti, l'exposant directement à l'environnement d'immersion. Ces observations peuvent donc se rapprocher de nos résultats, dans l'hypothèse où la couche d'oxyde est détériorée ou détruite.

4.2 Prothèse de resurfaçage

4.2.1 Validation du comportement global de l'implant

L'intégralité des fonctions principales et des performances de la prothèse de resurfaçage a été validée au moyen de différents essais :

- Essais de pose sur mains cadavériques ;
- Essais de tenue mécanique à la fatigue ;
- Essais de résistance à l'usure.

Les différentes séances de pose sur mains cadavériques ont permis de valider et d'optimiser l'ensemble des instruments de l'ancillaire (efficacité, ergonomie) mais aussi de définir avec précision une technique opératoire efficace et claire. La pose de l'implant se fait par voie d'abord dorsale, avec utilisation du contrôle par rayons X afin de s'assurer, tout au long de la procédure, de la parfaite orientation des différents instruments et fantômes (broches, râpes...), gage du bon positionnement de la prothèse et donc de sa parfaite fonctionnalité. Ce dernier point est contrôlé par une bonne reproduction de la cinématique articulaire, une mobilité sans difficulté ainsi qu'une parfaite stabilité de la prothèse.

Les essais de fatigue, caractérisés par un chargement dynamique de la prothèse en position de *pinch* (45°) sous une force comprise entre 50 N et 350 N, ont montré des résultats prometteurs après accomplissement de 500 000 cycles. Le protocole d'essai mis en place est pourtant extrêmement sévère : charge de 350N au-delà des configurations in vivo, surface de taille Small constituant le cas de contrainte résultante maximale, 500 000 cycles, chargement uniaxial. Malgré un léger fluage dorsal de la surface proximale de taille S en UHMWPE d'environ 0,4 mm (Figure 4.15), il n'a pas été constaté de rupture de l'assemblage tige/surface articulaire, témoin de la bonne tenue mécanique de l'implant. Les essais de fatigue sont toujours en cours de réalisation : surfaces proximales S en UHMWPE et intégralité des surfaces en CFR-PEEK.



Figure 4.15 – *Aperçu de la surface proximale S après réalisation de 500 000 cycles de fatigue, mise en évidence d'un léger fluage*

Le test d'usure des surfaces articulaires de la prothèse de resurfaçage vise à étudier le comportement de ces surfaces lors de leur glissement (mouvement de flexion/extension) dans des conditions proches des conditions in vivo. Les essais d'usure consistent en la réalisation de 5 millions de cycles de flexion/extension (0-90°), à une fréquence de 2,1 Hz, sous une charge de contact constante de 50 N. Les implants sont immergés dans une solution de serum de sang bovin et les particules d'usure y sont prélevées, analysées et quantifiées à la fin des essais. Les résultats sur les surfaces proximales S en UHMWPE, après accomplissement de 5 millions de cycles sont excellents. Aucune déformation critique du profil des surfaces n'a été décelée soulignant une très bonne stabilité géométrique des pièces en polymère. La mesure de perte de masse, réalisée par pesée comparative entre un implant cyclé et un implant témoin, rapporte une perte de masse moyenne de 1,86 mg (Figure 4.16), ce qui représente 2,7% de la masse initiale de la surface articulaire.
L'analyse des particules d'usure montre que leurs dimensions sont comprises entre 0,1 μm et 0,5μm. Les particules présentent une géométrie arrondie avec un diamètre équivalent qui a tendance à diminuer de manière significative au cours des cycles. Les dimensions maximales et la géométrie des particules collectées sont compatibles avec une intégration dans les macrophages.
Nous pouvons donc conclure à d'excellentes performances à l'usure de la surface articulaire en polymère dans ses dimensions les pus critiques.

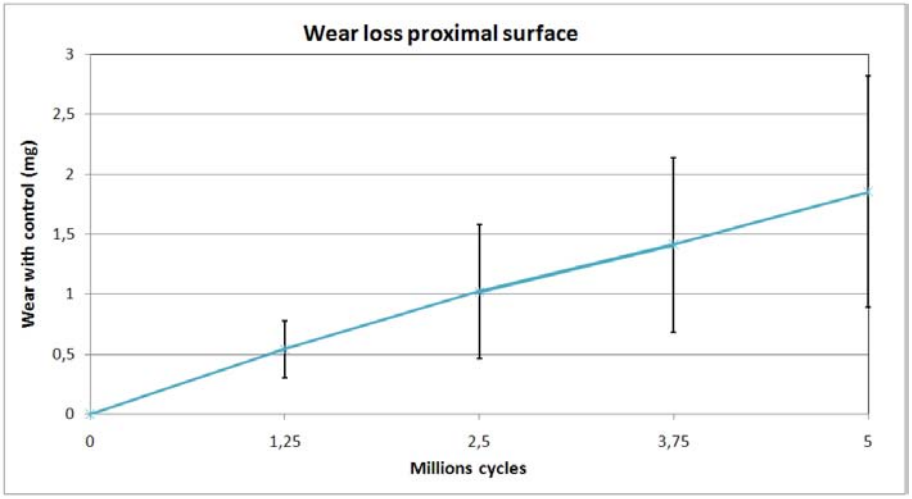


FIGURE 4.16 – *Évolution de la perte de masse des surfaces proximales en UHMWPE au cours de l'essai*

4.2.2 Modélisations éléments finis de l'interface os/implant

4.2.2.a Synthèse des objectifs et des résultats

Les simulations par éléments finis visent à étudier l'influence de l'implant sur l'évolution immédiate des propriétés mécaniques de l'os et d'estimer la stabilité primaire de l'implant, condition indissociable de sa tenue à long terme. Une étude comparative a été réalisée entre deux implants : une prothèse Ascension en pyrocarbone et la prothèse de re-

surfaçage développée au cours de nos recherches. Les paramètres pris en compte au cours de cette étude sont :

- L'intensité du chargement appliqué sur la partie distale de l'implant (200 N et 500 N) ;
- La configuration du doigt (tendu ou plié à 45°) ;
- L'âge du patient (profil d'os âgé, avec corticale de faible épaisseur et profil d'os jeune, avec corticale plus épaisse).

Les tableaux 4.4 et 4.5 permettent de comparer l'état de déformation en zone métaphysaire (A), médiane (B) et diaphysaire (C), de même que l'enfoncement des deux prothèses, en fonction des paramètres précédemment rappelés.

Orientation	Profil	Modèle	ε zone A	ε zone B	ε zone C	Enfoncement (μm)
Droit	Jeune	Ascension	0,0065 *N*	0,0058 *N*	0,0051 *N*	14,8
		Prototype	0,0042 *N*	0,0059 *N*	0,0123 *N*	24,1
	Âgé	Ascension	0,0160 *N*	0,0014 *CP*	0,0134 *N*	25,0
		Prototype	0,0014 *CP*	0,0022 *CP*	0,0192 *N*	32,7
45°	Jeune	Ascension	0,0061 *N*	0,0069 *N*	0,0051 *N*	14,2
		Prototype	0,0036 *S*	0,0057 *N*	0,0126 *N*	20,7
	Âgé	Ascension	0,0153 *N*	0,0012 *CP*	0,0135 *N*	21,4
		Prototype	0,0008 *CP*	0,0029 *CP*	0,0175 *N*	23,5

TABLE 4.4 – *Résultats des simulations pour un chargement à 200 N (*CP = Chargement Physiologique - S = Surcharge - N = Nécrose*)*

Orientation	Profil	Modèle	ε zone A	ε zone B	ε zone C	Enfoncement (μm)
Droit	Jeune	Ascension	0,0071 *N*	0,0071 *N*	0,0110 *N*	35,2
		Prototype	0,0040 *N*	0,0058 *N*	0,0124 *N*	30,7
	Âgé	Ascension	0,0158 *N*	0,0016 *CP*	0,0185 *N*	53,7
		Prototype	0,0029 *CP*	0,0015 *CP*	0,0122 *N*	47,1
45°	Jeune	Ascension	0,0048 *N*	0,0096 *N*	0,0056 *N*	32,6
		Prototype	0,0038 *S*	0,0048 *N*	0,0123 *N*	22,0
	Âgé	Ascension	0,0109 *N*	0,0014 *CP*	0,0141 *N*	42,3
		Prototype	0,0020 *CP*	0,0031 *S*	0,0177 *N*	24,9

TABLE 4.5 – *Résultats des simulations pour un chargement à 500 N* (CP = Chargement Physiologique - S = Surcharge - N = Nécrose)

4.2.2.b Enfoncement de la tige

La mesure de l'enfoncement de la tige est le moyen le plus immédiat de déterminer la stabilité primaire d'un implant, selon l'axe de la phalange. Les simulations nous indiquent d'abord qu'en toute logique, l'enfoncement des tiges est moins important dans un os jeune que dans un os âgé, en raison du contact cortical majoritaire, plus rigide (Tableau 4.6). Par ailleurs, l'enfoncement est moins important lors d'un chargement à 45°, en raison de la composante de force axiale qui est réduite par rapport à la configuration droite.

Modèle	Orientation	Variation enfoncement 200N	Variation enfoncement 500N
Ascension	droit	+40,8%	+34,5%
	45°	+33,8%	+23,0%
Prototype	droit	+26,3%	+35,0%
	45°	+14,2%	+11,9%

TABLE 4.6 – *Variation de l'enfoncement de la tige entre profil âgé par rapport au profil jeune*

Nous constatons également qu'à 200 N, la prothèse Ascension s'enfonce moins que la prothèse Prototype mais que cette tendance s'inverse à 500N. En effet, la géométrie de la prothèse Ascension (Figure 4.17b) présente une surface de contact quasi-constante avec l'os quelque soit le chargement. On s'attend donc à trouver un rapport d'enfoncement compris entre 2 et 2,5 entre 200 N et 500 N (Tableau 4.7). De par sa géométrie conique, la tige de la prothèse prototype présente, au fur et à mesure qu'elle s'enfonce sous l'action de la charge appliquée, une surface de contact résistante de plus en plus importante. Ainsi, le rapport d'enfoncement entre 200 et 500N est inférieur à 2 (Tableau 4.7). De plus, la géométrie de la prothèse entraîne un effet de bascule lors d'un chargement orienté à 45°, phénomène mis en évidence par un rapport d'enfoncement proche de 1 entre 200 N et 500 N.

Modèle	Orientation	Profil	Rapport enfoncement 500/200
Ascension	droit	jeune	2,38
		âgé	2,15
	45°	jeune	2,30
		âgé	1,98
Prototype	droit	jeune	1,27
		âgé	1,44
	45°	jeune	1,07
		âgé	1,06

TABLE 4.7 – *Variation de l'enfoncement de la tige entre 200N et 500N*



(a) *Prothèse Prototype* (b) *Prothèse Ascension*

FIGURE 4.17 – *Profils des tiges des deux implants évalués*

4.2.2.c Déformation induite aux tissus osseux

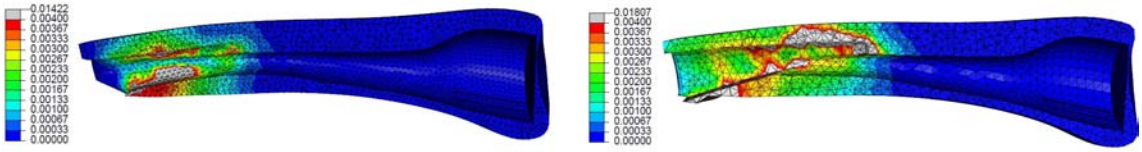
Il est important de rappeler que, même si la position des implants a été validée par un chirurgien de la main, le modèle CAO est réalisé en soustrayant la matière de l'espace occupée par les implants au travers d'une opération booléenne. Cette opération ne correspond pas exactement au logement qui est réalisé lors de la procédure chirurgicale (utilisation de râpes...). De ce fait, le niveau de déformation relevé en zone C (queue de prothèse) n'est probablement pas représentatif du comportement réel. En effet, des débris osseux sont compactés dans cette zone et ne participent pas au processus d'adhérence osseuse. Enfin, ces simulations sont à considérer comme un "cliché" de l'articulation munie d'une prothèse à un temps t : ce modèle ne tient pas compte de la compression de l'os résultante de la phase de préparation du logement avant mise en place de l'implant, ni des phénomènes de remodelage mis en jeux. En cas clinique, cela reviendrait à appliquer, juste après le temps opératoire, une charge élevée sur l'articulation.

Pour les niveaux de déformation supérieurs à 0,004 %, en comparant les déformations induites au tissu osseux dans les zones A et B entre la prothèse Ascension et notre implant, nous remarquons une diminution de la déformation maximale de 17 % à 94 % selon le cas de chargement considéré (Tableau 4.8). Comparativement à la prothèse Ascension, notre implant permet de réduire le niveau de déformation dans le profil jeune, même si les déformations maximales restent élevées. Cela signifie que la géométrie de notre implant permet de réduire le phénomène de *Stress Shielding*.

La prothèse Ascension présente un fort taux de déformation en début et bout de tige quelque soit l'effort qu'on lui applique. Seule la zone intermédiaire de la tige se situe dans une plage de déformation correspondante à un chargement physiologique.

Cas de chargement	Orientation	Profil	Zone A	Zone B
200N	droit	jeune	-35,5%	+1,8%
		âgé	-90,8%	N.A.
	45°	jeune	-40,6%	-17,0%
		âgé	-94,4%	N.A.
500N	droit	jeune	-43,7%	-18,9%
		âgé	-81,4%	N.A.
	45°	jeune	-20,2%	-49,8%
		âgé	-81,6%	N.A.

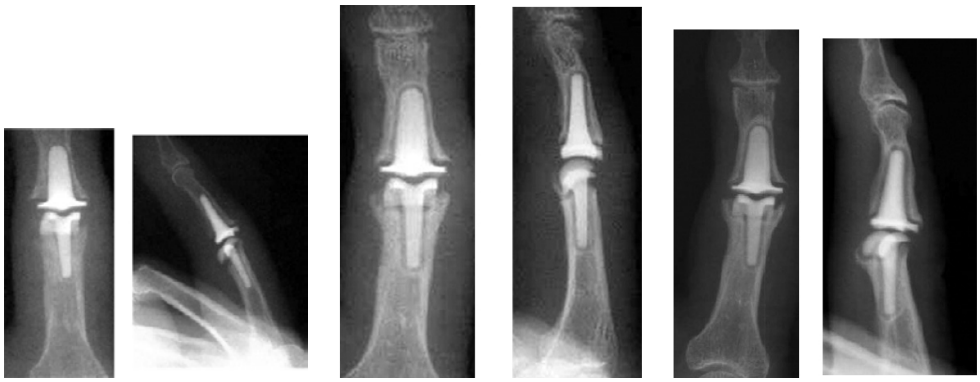
TABLE 4.8 – *Diminution de l'état de déformation maximal conféré par notre implant par rapport à la prothèse Ascension, pour les niveaux de déformations supérieurs à 0,004%* (N.A. = non applicable, > 0,004%)



(a) *Prothèse Ascension* (b) *Prothèse Prototype*

FIGURE 4.18 – *Déformations maximales à l'interface os/implant, chargement 500N (vues en coupe selon le plan sagittal)*

Il ne fait aucun doute que le pyrocarbone est un excellent matériau de contact, de par ses excellentes propriétés tribologiques. Cependant, la performance de l'implant Ascension pyrocarbone est modérée par plusieurs études récentes. À ce stade, il est important de rappeler que les prothèses Ascension en pyrocarbone ne présentent ni revêtement type HAP (Hydroxyapatite), ni des propriétés d'état de surface susceptibles de satisfaire un ancrage secondaire.



(a) *Radiographies à 3 mois après chirurgie* (b) *Radiographies à 1 an après chirurgie* (c) *Radiographies à 3 ans après chirurgie*

FIGURE 4.19 – *Radiographies d'une arthroplastie avec implant Ascension en pyrocarbone à différentes périodes post-opératoires [Bravo et al. 2007]*

En 2006, une étude de Herren D.B. met en évidence des problèmes de stabilité de l'implant en pyrocarbone [Herren et al. 2006]. Cette étude porte sur 17 poses avec un recul moyen de 20,5 mois. Les critères d'évaluation radiologiques sont les suivants :

① Un implant est jugé stable s'il présente un liseré radio-luminescent constant autour des tiges à l'issue de la période de suivi. Un liseré de 0,5 mm autour de l'implant est attendu pour chaque cas dans la mesure où la prothèse Ascension se compose d'un noyau de carbone graphite contenant 1% de tungstène radio-opaque et une couche de 0,5 mm de pyrocarbone radio-luminescent ;

② La présence d'un liseré radio-luminescent supérieur à 0,5 mm autour d'au moins un des implants traduisant une résorption osseuse mais sans migration de pièce prothétique ;

③ La migration de un ou des deux composants de l'implant à l'issue de la période de suivi.

Cette classification est désormais utilisée sous le terme de *Classification de Herren*. Au total, 16/17 implants montrent un liseré supérieur à 0,5 mm dont 50 % sont jugés instables.

En 2007, César J. Bravo rapporte une série de 50 arthroplasties par implant Ascension pyrocarbone avec un suivi minimum de 27 mois [Bravo et al. 2007]. Il constate une modification de l'environnement osseux autour de l'implant dans 40 % des cas avec modification de position de l'implant sans entraîner de perte apparente. Ce processus est en accord avec la loi de Wolff de remodelage osseux et conforme avec sa durée :

- Les radiographies à 3 mois post-opératoire montrent un implant bien en place (Figure 4.19a) ;
- À 1 an post-opératoire, un espace (ou chambre de mobilité) se forme autour de l'implant et une modification de position est visible (Figure 4.19b) ;
- Les clichés à 3 ans après chirurgie montrent un implant stable dans sa nouvelle position (Figure 4.19c).

Enfin, en 2008, Lille R. rapporte des résultats à 29 mois de recul moyen sur une série de 24 prothèses en pyrocarbone [Lille et al. 2008]. L'analyse radiologique a été effectuée selon la classification de Herren et montre 58,3% d'implants proximaux et 95,8% d'implants distaux stables. En fonction du recul, ils relèvent :

- Moins de 24 mois = 22% d'implants instables ;
- Plus de 24 mois = 53% d'implants instables.

Sur cette partie de l'étude, les auteurs concluent que les implants proximaux sont majoritairement instables et que cette instabilité augmente avec le temps.
Les résultats de nos simulations sont donc en accord avec la littérature et les constations cliniques confortent l'apparition d'une chambre de mobilité, provoquée par une déformation trop importante transmise au tissu osseux périphérique.
Au niveau de la prothèse Prototype, les simulations mettent en évidence des déformations importantes en bout de tige correspondantes à la zone de nécrose, quelque soit le chargement. En faisant un parallèle avec la théorie des poutres et compte tenu de la géométrie terminale de l'implant, nous comprenons qu'une section de faible inertie soit à l'origine de déformations élevées (le modèle en queue de tige est cependant assez éloigné de la réalité clinique). Néanmoins, le reste du corps de l'implant génère des déformations dans la zone de chargement physiologique, traduisant une certaine transparence de la prothèse vis-à-vis de l'environnement osseux (modification de la répartition des efforts entre la configuration saine et prothésée modérée). Un chargement à 45° montre un phénomène de surcharge (probablement provoqué par le phénomène de bascule précédemment évoqué) dans la zone métaphysaire de l'implant. Selon la loi de remodelage, cette surcharge va entraîner une densification osseuse dans cette zone.

Cette étude comparative de la stabilité primaire de deux prothèses pour l'articulation IPP a fait l'objet d'une publication dans *International Journal on Interactive Design and Manufacturing* [Girod et al. 2010].

4.2.2.d Bilan

Le phénomène de *stress-shielding* dépend étroitement de la différence de rigidité des matériaux mis en contact. Nous avons pu constater que, malgré le fait que les implants en pyrocarbone présentent un module élastique apparent faible se rapprochant de celui de l'os cortical, ceci n'est vraisemblablement pas suffisant pour satisfaire un contact osseux transparent en terme de remodelage.
La prothèse développée au cours de nos travaux, de par son inertie de section variable le long du profil de la tige, permet de répartir davantage les déformations sur l'ensemble de la zone de contact. Ces constatations laissent présager une intégration primaire suffisante et un taux de déformation global apte à satisfaire l'ancrage secondaire au travers d'un revêtement ostéointégrateur adéquat. Bien entendu, des investigations cliniques à court et moyen termes devront être conduites de manière à apporter une validation clinique à ces simulations.

Conclusion du chapitre

Les différentes observations et modifications de design de la charnière n'ont pas permis d'accroître le nombre de cycles à la rupture de manière significative. Nous avons pu constater que la tenue en service dépend très fortement du respect de la géométrie optimisée lors de la mise en forme. Or, aucune méthode efficace et rentable n'a été trouvée pour satisfaire cette condition critique. Ce concept de prothèse charnière en NiTi est ainsi abandonné.
Le relargage de nickel par les alliages NiTi est fortement influencé par le traitement que l'alliage a préalablement subi, la température et le milieu d'immersion. La stérilisation et la présence d'une surface de contact polie diminuent clairement le taux de relargage. Une température d'immersion élevée, ajout à un milieu physiologique de Ringer, provoque une augmentation du relargage.
Les simulations numériques de l'interface os/implant mettent en évidence l'importance que joue la géométrie de la prothèse sur l'intensité du phénomène de *stress shielding*. Au travers de son inertie de section variable, selon un profil conique, la tige de la prothèse de resurfaçage permet de diminuer le niveau de déformation maximal induit au tissu osseux environnant, laissant présager un comportement apte à satisfaire un ancrage secondaire de qualité.

Conclusion générale et Perspectives

Ce travail de recherche a eu pour objectif d'évaluer conjointement deux concepts prothétiques pour l'arthroplastie de l'articulation interphalangienne proximale. Comme toute articulation fonctionnelle, l'IPP est sujette à des pathologies dégénératives ou inflammatoires ainsi qu'à des traumatismes pouvant compromettre la fonction globale de la main. Le développement d'implants aptes à soulager la douleur et restituer la mobilité et la stabilité articulaire est un sujet d'actualité dans la mesure où il n'existe pas de prothèse idéale assurant une fonctionnalité parfaite.
Le développement des deux implants a été effectué en gardant à l'esprit le respect des caractéristiques principales suivantes :

- Intégrer sa propre stabilité considérant que l'appareil capsulo-ligamentaire est atteint dans la majorité des cas où, le cas échéant, permettre par une technique chirurgicale adaptée, de préserver ou reconstuire cet appareil ;
- Restituer le mouvement physiologique de l'articulation avec une amplitude maximale ;
- Préserver le capital osseux en procédant à des résections minimales ;
- Autoriser une extraction d'un ou de l'ensemble des composants de manière à autoriser une reprise chirurgicale aisée ;
- Être modulaire, de manière à s'adapter de la meilleure façon possible au site de pose et au patient.

Le concept de charnière souple en NiTi, de par les particularités mécaniques du matériau la constituant et au travers d'une géométrie minimisant les déformations maximales, devait permettre une parfaite fonctionnalité et une tenue en service apte à satisfaire l'arthroplastie pendant environ 10 ans. Les différents essais de mise en forme, de traitements thermomécaniques, de matériaux et de modification de géométrie n'ont pas permis de réaliser un nombre de cycles suffisant pour envisager la poursuite de son développement.

Les études de relargage de nickel dans un environnement biologique simulé rapportent un taux de nickel mesuré supérieur à ceux présentés dans les études similaires de la littérature. Cependant, nous n'avons décelé aucun risque toxicologique en raison de l'infériorité de la dose rejetée par rapport à la dose limite circulante acceptable, calculée selon une méthodologie originale. Des essais supplémentaires ont montré une forte influence de la température sur la résistance de la couche d'autopassivation $Ti0_2$ aux attaques de la so-

lution de Ringer utilisée. À partir d'observations de la surface d'échantillons immergés et non immergés et par mesure des espèces chimiques présentes à la surface de l'alliage, nous proposons un mécanisme de relargage de nickel par les alliages Nickel-Titane compatible avec nos constatations expérimentales. Néanmoins, nos différentes expérimentations n'ont pas permis de déterminer si le taux de relargage élevé trouvait sa source dans un milieu d'essais inadéquat ou en raison d'un défaut de qualité de la matière utilisée.

La prothèse de resurfaçage a, quant à elle, présenté de bons résultats aux différents essais (mains cadavériques, essais préliminaires de fatigue) et les résultats des essais d'usure à 5 millions de cycles de flexion / extension mettent en évidence une usure très faible (perte de masse moyenne de 2,7 %). Cette prothèse est totalement modulaire, de par la variabilité de taille des surfaces articulaires et des tiges disponibles couvrant la grande majorité des cas cliniques possibles, mais également au travers de la possibilité originale de combiner n'importe quelle taille de surface proximale avec n'importe quelle surface distale. Nous gardons toutefois à l'esprit que le succès d'un implant ne repose pas uniquement sur ses concepts novateurs, mais également sur la technique chirurgicale et les moyens mis à disposition des chirurgiens. L'ensemble des outils chirurgicaux (ancillaire) assurant le bon positionnement et le choix de la taille d'implant adéquat a été développé en parallèle du concept de la prothèse de resurfaçage même si le détail de celui-ci n'a pas été mis en avant dans ce manuscrit.

Enfin, le dernier aspect original de nos travaux concerne la modélisation au moyen d'outils numériques de l'interaction entre une prothèse articulaire et l'environnement osseux auquel elle est confrontée. Pour cela, nous avons comparé un modèle numérique d'un implant du marché rencontrant un succès en raison de ses performances tribologiques avec un modèle de notre implant. Nous avons ainsi démontré que le module élastique apparent n'est pas la condition ultime de la bonne transmission et répartition d'effort entre deux corps en contact et que le design y joue un rôle prépondérant.

Perspectives

Dans la continuité directe de notre travail de thèse, deux études complémentaires pourraient être menées de manière à approfondir davantage les résultats présentés dans ce manuscrit.
En premier lieu, le mécanisme d'interaction de l'alliage Nickel-Titane avec le milieu biologique n'est pas parfaitement compris. Même si le taux de relargage mesuré ne présente pas de risque toxicologique, une meilleure compréhension des phénomènes mis en jeux par les différents mécanismes effecteurs (composition du milieu d'immersion, conditions environnementales, caractéristiques et traitements des échantillons d'alliage) permettrait d'accroître la biocompatibilité de ces alliages aux propriétés exceptionnelles et d'étendre ainsi leur champ d'application dans le domaine médical. Á la suite des observations des

espèces présentes en surface, nous proposons un mécanisme de relargage du nickel qui nécessite des expérimentations complémentaires pour être validé et/ou précisé.
Dans un second temps, même si les modélisations de l'interaction implant/tissus osseux sont bien documentées pour des prothèses articulaires courantes (hanche), le travail réalisé au cours de nos travaux nous invite à poursuivre les recherches de modélisation. Cette étude pourrait s'organiser selon deux axes convergents :

- Optimisation du design de l'implant de manière à offrir, quelque soit le profil de patient considéré (que nous avons vulgarisé sous les termes "jeune" ou "âgé"), une transmission optimale des déformations de sorte que la présence de l'implant soit la moins traumatisante possible pour le tissu osseux ;
- Perfectionnement du modèle numérique en intégrant une loi de comportement permettant de prédire l'évolution de la densité osseuse en fonction de la modification de répartition d'effort induite par la présence de la prothèse. Cette évolution majeure permettrait de prédire la stabilité à long terme de la prothèse en fonction de cas de chargements usuels.

Annexes

A

A.1 Particularités des alliages à mémoire de forme Nickel-Titane

Le Nickel-Titane est l'alliage à mémoire de forme le plus utilisé, en raison de ses excellentes propriétés mécaniques et de sa biocompatibilité. Bien que certains effets soient encore mal compris, on a déterminé l'impact des conditions d'élaboration sur l'état microstructural du matériau, directement lié aux effets macroscopiques observés.

A.1.1 Transformation de phase dans un alliage Ni-Ti

L'austénite de l'alliage Nickel-Titane est une phase de structure B2, qui peut se transformer soit en phase R (rhombohédrique), soit en une martensite monoclinique B19'. Deux séquences de transformation sont possibles, B2 $\mapsto$ R $\mapsto$ B19' ou B2 $\mapsto$ B19'. La déformation de réseau associée à la formation de la phase R est faible : la déformation macroscopique résultante observée est de l'ordre de 1% tandis que celle de la martensite B19' varie entre 4 et 7%. Les séquences de transformation observées dépendent fortement des traitements thermomécaniques appliqués a l'alliage. Otsuka et Ren [Otsuka et Ren 2005] ont montré que les transformations multiples ne peuvent apparaître que dans l'ordre croissant des amplitudes de déformations de transformations associées, car cette dernière est reliée à la variation d'entropie liée à la transformation de phase. La phase R peut apparaître dans un NiTi sans éléments d'addition lorsqu'un traitement thermique a induit la formation de précipités Ni_4Ti_3, ou pour un matériau fortement écroui.

A.1.2 Effets des traitements thermomécaniques

À l'état recuit, la limite d'élasticité des NiTi est faible. Un fort écrouissage à froid est nécessaire afin d'augmenter cette limite élastique et obtenir un effet superélastique [Miyazaki et al. 1982]. Un traitement thermique de revenu est ensuite nécessaire, afin de relaxer les contraintes internes tout en conservant une densité de dislocations suffisante. La température du revenu doit alors être inférieure à la température de recristallisation, qui se situe aux alentours de 600°C. Le taux d'écrouissage a une influence significative sur les températures de transformation des alliages NiTi [Abujudom et al. 1990] : plus le taux d'écrouissage est important, plus les températures de transformation sont basses. Le diagramme de phase du NiTi (Figure A.1) et le diagramme TTT (Temps-Température-Transformation) montrent que lors du traitement de revenu, une nouvelle phase peut précipiter sous certaines conditions. C'est en particulier le cas pour des alliages dont la teneur en Nickel est supérieure à 50,2% at. Ni. La composition de cette phase correspond à une maille élémentaire de type rhombohédrique, formée de huit atomes de nickel et six de titane. Il s'agit de précipités de type Ni_4Ti_3, qui apparaissent sous forme lenticulaire. Ces précipités, généralement de petite taille, sont dits cohérents et engendrent des contraintes internes au voisinage de l'interface précipité/matrice. Étant riches en nickel, ces précipités vont engendrer une diminution de la concentration en nickel de la matrice environnante. La croissance de ces derniers est régulée par un mécanisme de diffusion, la fenêtre thermique de croissance se

situe entre 350°C et 550°C [Wurzel 1999]. Les températures de transformation étant fortement reliées à la composition chimique, le comportement macroscopique des NiTi traités thermiquement est alors modifié par la présence de ce gradient de concentration autour de la phase Ni_4Ti_3.

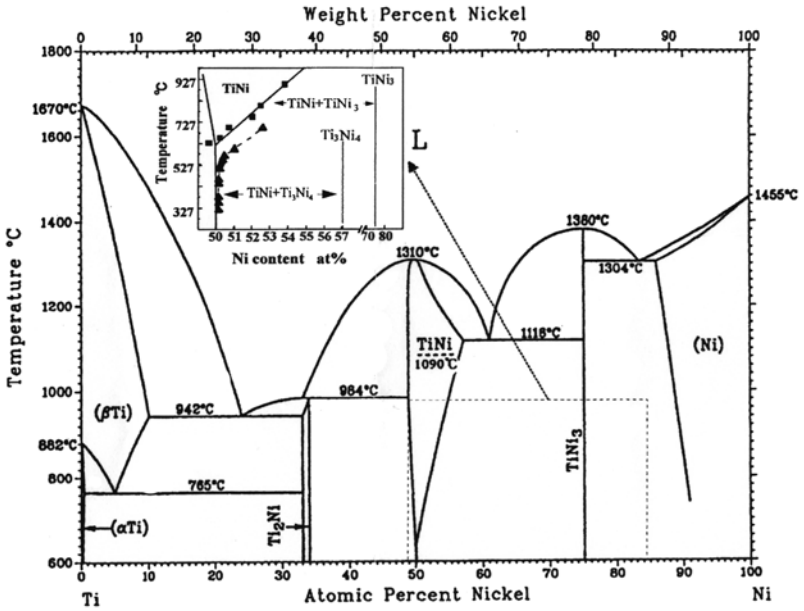


FIGURE A.1 – *Diagramme de phase de l'alliage Nickel-Titane* Massalski, ASM International and Materials

A.1.3 Mécanismes de déformation de la martensite auto-accommodée

L'analyse de la courbe contrainte-déformation à une température inférieure à M_f (zone de la martensite de structure initialement auto-accommodée) fait apparaître plusieurs stades de comportement : ceux-ci sont reportés sur la Figure A.2 . Le premier stade correspond à un mécanisme d'accommodation des mâcles, suivi d'un plateau correspondant à la réorientation des variantes de martensite. La dernière partie de la courbe coïncide avec la déformation élastique de la martensite, combinée à d'autres mécanismes (démâclage et plasticité). Le mécanisme correspondant au premier stade a été décrit par Liu [Liu et al. 1999].

La théorie de Wechsler [Wechsler 1954] suppose que, pour obtenir des variantes à plan d'habitat, il est nécessaire qu'une composition de trois déformations à l'échelle du réseau cristallin s'applique : une déformation de Bain (cisaillement), une rotation du réseau et l'apparition de mâcles. Lors de la formation de martensite auto-accommodée, les variantes sont mâclées mais ces mâcles ne sont pas en relation les unes par rapport aux autres à l'interface entre deux variantes. L'interface est perturbée et met en évidence un contraste de déformation dans cette zone (Figure A.3a). Lorsqu'une contrainte extérieure est appliquée, les mâcles vont se réorganiser afin d'obtenir un système cohérent de part et d'autre de l'interface (Figure A.3b). Ce mouvement, antérieur au mouvement proprement dit de l'interface, permet de réduire l'énergie d'interface entre deux variantes et favorise ainsi le

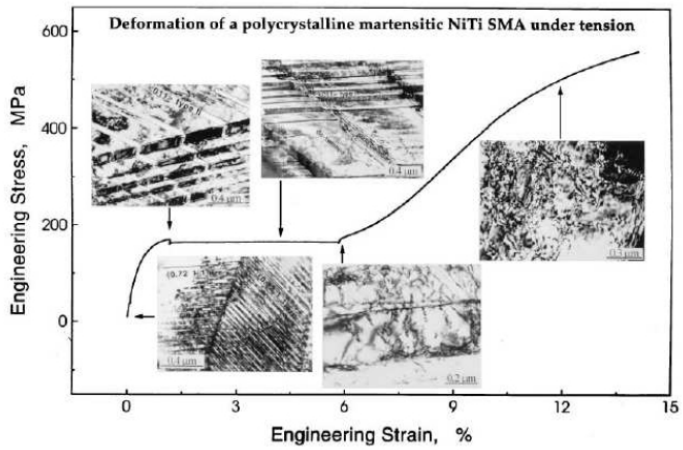
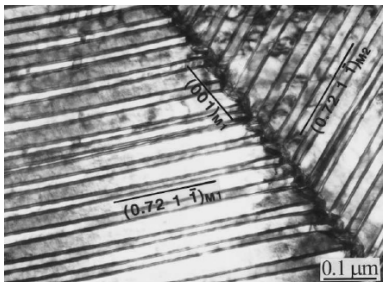
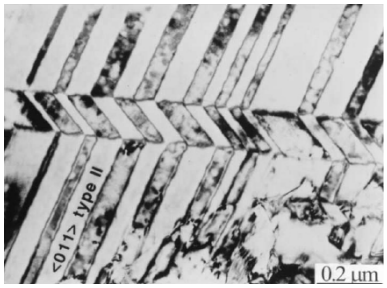


FIGURE A.2 – *Les différents stades de comportement de la martensite, pour un alliage NiTi [Liu et al. 1999]*



(a) *État autoaccomodé non déformé [Xie et al. 1998]*



(b) *État déformé à 2% : mise en évidence de la formation d'interfaces cohérentes [Liu et al. 1998]*

FIGURE A.3 – *Interface au niveau des mâcles de la martensite autoaccomodée*

mécanisme de réorientation. La Figure A.4 précise l'évolution de la structure mâclée de deux variantes auto-accommodées. Le stade 2 correspond à l'accommodation inélastique des mâcles dans la martensite. Lorsque les variantes sont totalement orientées (avant l'apparition de déformations plastiques) les variantes se démâclent (stades 4 et 5). Le stade 6 correspond à l'apparition de dislocations traduisant le régime plastique.
Le mécanisme d'accommodation des mâcles se produit à faible contrainte, dans le premier stade du comportement de la martensite. La déformation liée à ce mécanisme d'accommodation est dépendante de l'orientation moyenne des variantes de martensite lors de sa formation.

A.1.4 Effet de la déformation à l'état martensitique sur les températures de transformation

En considérant l'aspect cristallographique, la martensite auto-accommodée et la martensite orientée par la contrainte sont indiscernables. Elles se distinguent cependant par la fraction volumique de chaque variante et leur disposition (groupes auto-accomodants ou non). Les températures de transformation doivent donc être sensiblement identiques à contrainte nulle. Néanmoins, plusieurs essais ont montré que les températures de transfor-

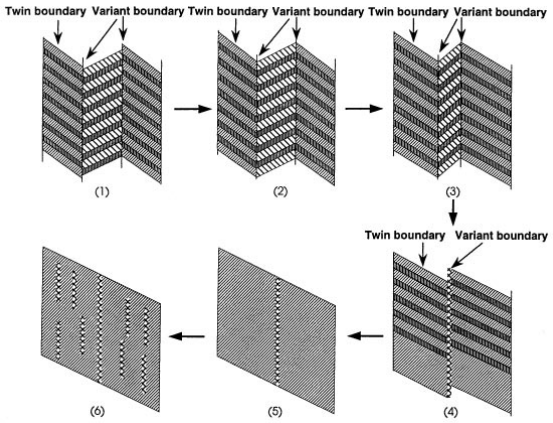


FIGURE A.4 – *Différentes étapes de déformation de la martensite auto-accomodée [Liu et al. 1999]*

mation inverses dépendent de la déformation macroscopique appliquée à froid, dans l'état martensitique. Les températures de retour austénitique sont plus élevées lorsque la martensite est orientée. Cette différence peut s'expliquer par une relaxation de l'énergie élastique générée lors de la formation de variantes auto-accomodées, éventuellement couplée à un frottement interne lors de la transformation inverse en présence de martensite orientée.

A.1.5 Comportement mécanique des alliages NiTi

L'apparition d'une phase R est une des particularités de l'alliage NiTi mettant en évidence toute une variété de comportements selon la température d'essai.

Réorientation de la martensite auto-accomodée

Ce comportement est observé lors d'un chargement mécanique en dessous de la température M_f : les mécanismes de déformation présents sont ceux décrits précédemment. Après une charge quasi-linéaire, qui combine élasticité et accommodation des mâcles, la réorientation se caractérise par la présence d'un plateau de déformation. La déformation macroscopique n'est pas recouvrée à la décharge.

Réorientation de la phase R, transformation R $\rightarrow$ B19'

Lorsque le matériau est à l'état de phase R, on peut observer un plateau de faible amplitude correspondant à la réorientation de cette phase. Un second plateau correspond à la transformation de la phase R $\rightarrow$B19'. Il n'existe pas de transformation inverse, la déformation n'est pas recouvrée à la décharge.

Transformations multiples A $\rightarrow$ R $\rightarrow$ B19'

Le matériau, initialement austénitique, a un comportement linéaire durant le premier stade du chargement. Pourtant le module apparent est faible, ce qui traduit la présence d'un mécanisme de déformation autre que l'élasticité. Ce stade correspond à une transformation Austénite $\rightarrow$ phase R. Cette transformation n'est jamais totale si elle est induite

mécaniquement. Les transformations R → B19′ et B2 → B19′ vont alors se produire de manière simultanée à partir d'un seuil de contrainte. Les sites privilégiés qui se transforment en phase R sont les zones fortement contraintes, de par la présence de précipités ou d'une distorsion de réseau (joints de grain, zones fortement écrouies). Il n'y a pas de plateau de transformation, contrairement à celui observé lors de la transformation martensitique. La transformation est généralement réversible et se produit selon 2 scénarios : transformation inverse unique Martensite → Austénite ou transformation inverse multiple Martensite → phase R → Austénite.

Transformation Austénite → Martensite

Lorsque la température d'essai est suffisamment haute, la transformation en phase R ne se produit plus (ou presque), on observe alors une phase de charge élastique.

Transformation Austénite → Martensite, déformation résiduelle

En augmentant davantage la température, le plateau de transformation peut s'accompagner d'un mécanisme de déformation plastique qui va induire une déformation résiduelle qui découle d'une fraction de martensite stabilisée et d'une déformation plastique.

Ces essais permettent de réaliser un pseudo diagramme de phase. La Figure A.5 présente un diagramme réalisé à partir d'essais de refroidissement-chauffage à contrainte constante. Il montre une multitude de possibilités de comportement couplés entre les mécanismes de réorientation et de transformation.

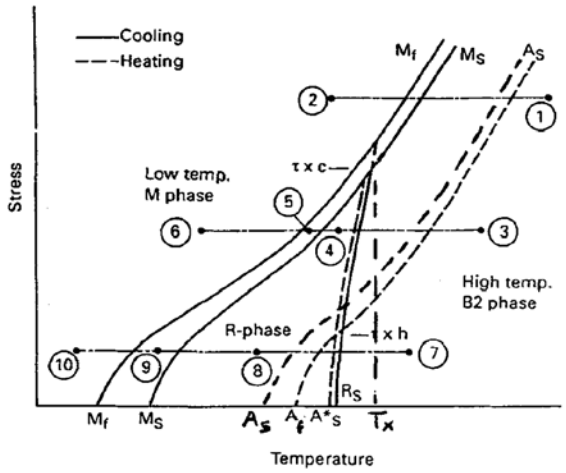


FIGURE A.5 – *Pseudo diagramme de phase du NiTi [Guenin 1997]*

A.2 Loi de comportement des alliages à mémoire de forme développée au laboratoire

Les éléments présentés ici sont issus des travaux de Thèse de M. Arnaud DUVAL [Duval 2009]

A.2.0.a Introduction

Les matériaux dits "intelligents" ont conduit au développement d'applications innovantes basées sur leurs propriétés inédites. Dans la perspective de prédire le comportement de structures complexes en NiTi, un modèle thermomécanique a été développé au sein du laboratoire.
Les modèles existants peuvent être classés en deux catégories : les modèles phénoménologiques et les modèles micromécaniques. Les modèles du premier type utilisent des variables définies de façon macroscopique pour décrire les effets de la transformation réversible de l'austénite en martensite et la réorientation des variantes de martensite lors d'un chargement thermomécanique. Les variables choisies sont, par exemple, les fractions de martensite thermique ou auto-accommodée et orientée, ou la fraction de martensite et son orientation propre. Ces modèles sont bien adaptés à une implémentation en éléments finis. Les modèles du second type sont basés sur une approche micromécanique de la transformation martensitique. Les comportements caractéristiques des alliages à mémoire de forme (superélasticité, effet mémoire) sont décrits en 3 dimensions de façon intrinsèque. Ces modèles présentent l'inconvénient d'être très coûteux en terme de temps de calcul, ce qui les rend inadaptés au calcul de structures par éléments finis.
Le modèle développé lors des travaux d'Arnaud Duval est construit autour d'une approche micromécanique simplifiée de manière à réduire le nombre de variables internes. Le potentiel thermodynamique utilisé fait intervenir trois variables internes définies de façon macroscopique : la fraction volumique de martensite, la déformation de transformation moyenne de la martensite et la déformation moyenne d'accomodation des mâcles au sein de la martensite. Les forces associées à ces variables dérivent de ce potentiel. L'activation des mécanismes associés aux trois variables internes est contrôlée par un potentiel de dissipation.
Le modèle obtenu est implémenté dans le code de calcul par éléments finis Abaqus®.

A.2.0.b Loi de comportement thermomécanique

On considère un volume élémentaire représentatif (VER) d'un alliage à mémoire de forme. Le tenseur des déformations totales au sein du milieu peut se décomposer de la manière suivante :

$$E_{ij} = E^e_{ij} + E^\alpha_{ij} + E^T_{ij} + E^{twin}_{ij} \tag{A.1}$$

où :

- E^e_{ij} est la déformation élastique ;

- E^{α}_{ij} est la déformation induite par la dilatation thermique ;
- $E^{T}_{ij} = f\bar{\varepsilon}^{T}_{ij}$ est la déformation de transformation, où f est la fraction volumique de martensite et $\bar{\varepsilon}^{T}_{ij}$ est la déformation de transformation moyenne de la martensite ;
- $E^{twin}_{ij} = f^{FA}\bar{\varepsilon}^{twin}_{ij}$ est la déformation par accommodation inélastique des mâcles où f^{FA} est la fraction volumique de martensite présentant des mâcles et $\bar{\varepsilon}^{twin}_{ij}$ est la déformation moyenne par mâclage de cette partie de la martensite.

Ainsi, le comportement macroscopique de la martensite auto-accomodée peut être décomposé en quatre phases lors de l'application d'une contrainte (Figure A.6) : l'accomodation inélastique des mâcles (2), le déplacement des interfaces entre les variantes ou réorientation (3), l'accomodation des mâcles une fois la martensite totalement orientée (4 et 5) et enfin la génération de dislocations (6). L'observation de ce type de comportement dans de la martensite auto-accomodée et dans de la martensite formée sous contrainte montre que dans ce dernier cas, les mâcles ne sont pas présentes. On peut donc en déduire que la fraction de martensite présentant des mâcles évolue avec la fraction de martensite auto-accomodée :

$$\dot{f^{FA}} = \dot{f}\frac{\bar{\varepsilon}^{T}_{sat} - \bar{\varepsilon}^{T}_{eq}}{\bar{\varepsilon}^{T}_{sat}} \tag{A.2}$$

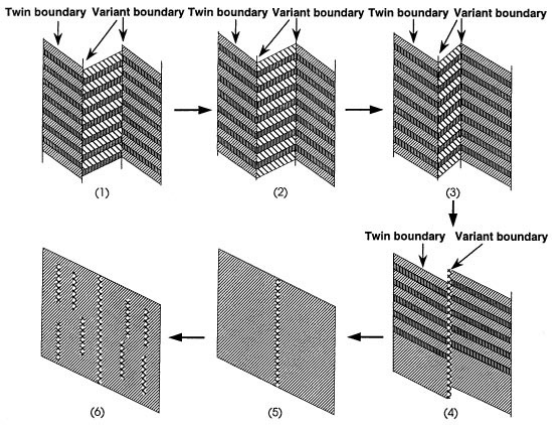


FIGURE A.6 – *Différentes étapes de déformation de la martensite auto-accomodée [Liu et al. 1999]*

La variable $\bar{\varepsilon}^{T}_{sat}$ représente la valeur macroscopique maximale de la déformation moyenne de transformation équivalente $\bar{\varepsilon}^{T}_{eq}$ lorsque les variantes de martensite sont orientées à saturation. Les observations expérimentales montrent que cette quantité dépend de la direction de la déformation de transformation et présente un phénomène de dissymétrie traction-compression. L'expression de $\bar{\varepsilon}^{T}_{sat}$ est basée sur une formulation de Prager modifiée :

$$\bar{\varepsilon}^{T}_{sat} = K\left(1 + \beta\frac{J_3\left(\bar{\varepsilon}^{T}_{ij}\right)}{\left(J_2\left(\bar{\varepsilon}^{T}_{ij}\right)\right)^{\frac{3}{2}}}\right)^{\frac{1}{n}} \tag{A.3}$$

où K, β et n sont des paramètres matériaux pouvant être identifiés au moyen d'essais en traction-compression. Les trois variables internes f, $\bar{\varepsilon}^{T}_{ij}$ et $\bar{\varepsilon}^{T}_{tw}$ sont utilisées afin de construire

le potentiel thermodynamique. Celui-ci correspond à la différence d'énergie libre de Gibbs entre l'état initial austénitique et un état biphasé. Il est écrit en tenant compte des incompatibilités de déformation au sein du VER par le biais d'une approche micromécanique simplifiée :

$$\begin{aligned}\Delta G^{\text{biphasé}} = &- \Delta T S^A + B(T-T_0)f - \frac{1}{2}\Sigma_{ij}S_{ijkl}\Sigma kl - \Sigma_{ij}f\bar{\varepsilon}^T_{ij} - \Sigma_{ij}\alpha\delta_{ij}(T-T_{\text{réf}}) \\ &- \Sigma_{ij}f^{FA}\bar{\varepsilon}^T_{tw} + \frac{1}{2}fH_\varepsilon\bar{\varepsilon}^T_{ij}\bar{\varepsilon}^T_{ij} + \frac{1}{2}H_f f^2 + \frac{1}{2}f^{FA}H^{twin}_{ijkl}\bar{\varepsilon}^{tw}_{kl}\bar{\varepsilon}^{tw}_{ij}\end{aligned} \tag{A.4}$$

Les paramètres matériaux sont les suivants :
- B, la pente contrainte/température des limites de transformation ;
- T_0, la température d'équilibre de la transformation martensitique ;
- S_{ijkl}, le tenseur de souplesse ;
- α, le coefficient de dilatation thermique ;
- $T_{\text{réf}}$, la température de référence pour la dilatation thermique ;
- H_ε, H_f et H_{ijkl}, respectivement les coefficients d'interaction en orientation, transformation de phase et accomodation inélastique des mâcles.

En considérant ce potentiel, on peut écrire l'inégalité de Clausius-Duhem de la manière suivante :

$$-\frac{\delta\Delta G^{\text{biphasé}}}{\delta\Sigma} : \dot{\Sigma} - \frac{\delta\Delta G^{\text{biphasé}}}{\delta T}\cdot\dot{T} - A_k\cdot\dot{V}_k - \dot{\Sigma} : E - \overrightarrow{q}\cdot\frac{\overrightarrow{grad}T}{T} \geq 0 \tag{A.5}$$

Les forces thermodynamiques A_k associées aux variables internes V_k sont extraites de A.4 et A.5. On ajoute des termes non linéaires afin de créer des pénalités permettant de respecter les limitations physiques suivantes :

$$\begin{aligned}&0 < f < 1 \\ &\bar{\varepsilon}^T_{kk} = 0 \\ &\bar{\varepsilon}^T_{eq} < \bar{\varepsilon}^T_{sat}\end{aligned} \tag{A.6}$$

Les forces thermodynamiques motrices associées aux variables internes f, $\bar{\varepsilon}^T_{ij}$ et $\bar{\varepsilon}^T_{tw}$ sont respectivement :

$$\begin{aligned}F_f =& \Sigma_{ij}\bar{\varepsilon}^T_{ij} - B(T-T_0) - \frac{1}{2}H_\varepsilon\bar{\varepsilon}^T_{ij}\bar{\varepsilon}^T_{ij} - H_f f - \alpha_0\frac{f-1}{f} - \alpha_1\frac{f}{1-f} \\ F_{\bar{\varepsilon}^T_{ij}} =& \Sigma_{ij} - \frac{\Sigma_{kk}}{3}\delta_{ij} - H_\varepsilon - \alpha_\varepsilon\frac{\bar{\varepsilon}^T_{ij}}{\bar{\varepsilon}^T_{sat} - \bar{\varepsilon}^T_{eq}} \\ F_{\bar{\varepsilon}^T_{tw}} =& \Sigma_{ij} - \frac{\Sigma_{kk}}{3}\delta ij - H^{twin}_{ijkl}\bar{\varepsilon}^{tw}_{kl}\end{aligned} \tag{A.7}$$

L'activation des mécanismes présentés précédemment au niveau du VER est gérée en définissant des surfaces de charge pour les forces motrices correspondantes. Ainsi, pour

l'orientation et le mâclage, une force critique scalaire est introduite de façon à modéliser une dissipation du type "frottement sec" :

$$|F_{\bar{\varepsilon}_{ij}^T}| \leq F_{\bar{\varepsilon}^T}^{crit} \qquad \text{et} \qquad |F_{\bar{\varepsilon}_{ij}^{tw}}| \leq F_{\bar{\varepsilon}^{tw}}^{crit} \tag{A.8}$$

en utilisant la norme $|X_{ij}|_\sigma = \sqrt{\frac{3}{2} X_{ij} X_{ij}}$.

La force critique d'accomodation inélastique des mâcles $F_{\bar{\varepsilon}^{tw}}^{crit}$ prend une valeur nulle afin de faire démarrer ce processus de déformation dès l'apparition d'une contrainte.
Le processus de transformation doit être décrit en tenant compte du phénomène de boucles internes observé expérimentalement lorsque le chargement n'a pas lieu jusqu'à saturation de la transformation martensitique (Figure A.7). Ainsi, le critère d'activation de la transformation s'écrit :

$$|F_f - \kappa_f| \leq \Gamma_f \tag{A.9}$$

où κ_f et Γ_f décrivent respectivement la position du centre de la surface de charge et son rayon lors de l'évolution du chargement. Une variable d'évolution γ_f est introduite afin de rendre compte de l'état de la transformation de phase. Cette dernière prend la valeur 0 lorsque débute une nouvelle transformation de phase et vaut 1 lorsque la transformation arrive à saturation. κ_f et Γ_f s'écrivent alors :

$$\kappa_f = (1 - \gamma_f) F_f^{\text{mém}} \qquad \text{et} \qquad \Gamma_f = (1 - \gamma_f) F_f^{\min} + \gamma_f F_f^{\max} \tag{A.10}$$

$F_f^{\min}$ et $F_f^{\max}$ sont des paramètres matériaux représentant les minimum et maximum pouvant être atteints par la surface de charge. $F_f^{\text{mém}}$ correspond au centre de la surface de charge lorsque le début de la transformation de phase en cours a été constaté.
Une loi de normalité est nécessaire pour les variables tensorielles $\bar{\varepsilon}_{ij}^T$ et $\bar{\varepsilon}_{ij}^{tw}$:

$$\dot{\bar{\varepsilon}}_{ij}^T = \dot{\lambda}_{\bar{\varepsilon}^T} \frac{3}{2} \frac{F_{\bar{\varepsilon}_{ij}^T}}{|F_{\bar{\varepsilon}_{ij}^T}|_\sigma} \qquad \text{et} \qquad \dot{\bar{\varepsilon}}_{ij}^{tw} = \dot{\lambda}_{\bar{\varepsilon}^{tw}} \frac{3}{2} \frac{F_{\bar{\varepsilon}_{ij}^{tw}}}{|F_{\bar{\varepsilon}_{ij}^{tw}}|_\sigma} \tag{A.11}$$

L'ensemble de ces équations constitue la loi de comportement. Celle-ci est implémentée au sein du code de calcul par éléments finis Abaqus® au moyen d'une routine utilisateur (UMat = User Material) programmée en C++.

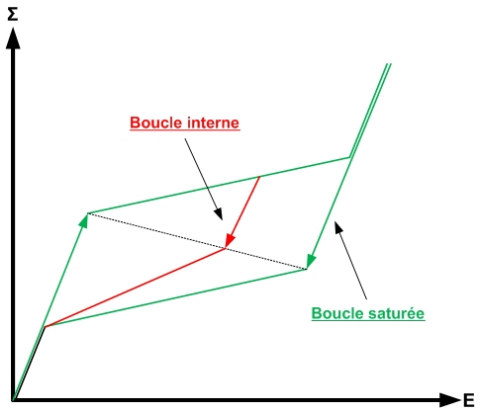


FIGURE A.7 – *Décharge en boucle interne ou après saturation de la transformation martensitique*

A.3 Dimensionnement de la machine de fatigue pour le cyclage des charnières

A.3.1 Introduction : Principe

Le principe de la machine de fatigue repose sur un modèle de double bielle-manivelle adapté de manière à fournir, en entrée, une rotation constante et d'obtenir, en sortie, une rotation alternée de 90°(Figure A.8).

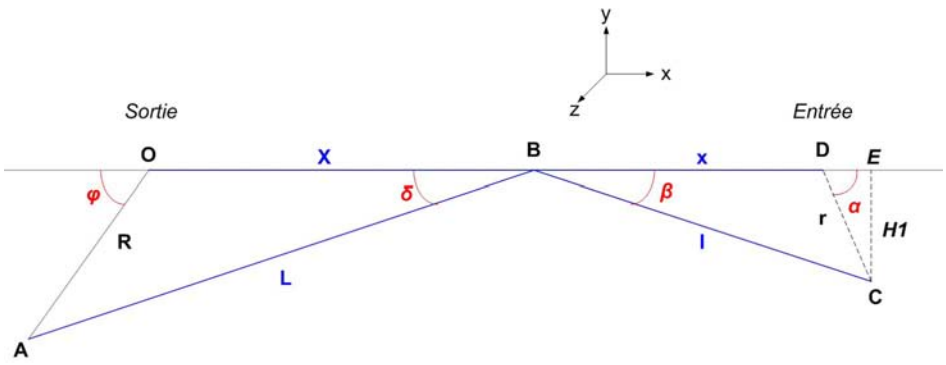


Figure A.8 – *Principe de la machine de fatigue*

A.3.2 Équations du modèle

Les notations utilisées sont les suivantes :

- x=BD ;
- X=OB ;
- r=DC ;
- R=OA ;
- l=BC ;
- L=BA ;
- φ=angle de rotation de la grande roue (sortie) ;
- δ=$\widehat{OBA}$;
- β=$\widehat{DBC}$;
- α=angle de rotation de la petite roue (entrée).

On cherche φ=f(α,L,l,r,R).

$$EC = H_1 = l \sin\beta = r \sin\alpha \tag{A.12}$$

$$BE = x + DE = l \cos\beta = x + r \cos\alpha \tag{A.13}$$

d'où :

$$\begin{aligned} l^2 &= BE^2 + EC^2 \\ &= (x + r\cos\alpha)^2 + (r\sin\alpha)^2 \\ &= x^2 + r^2\cos^2\alpha + 2xr\cos\alpha + r^2\sin^2\alpha \\ &= x^2 + r^2 + 2xr\cos\alpha \end{aligned}$$

ce qui équivaut à :

$$x^2 + 2xr\cos\alpha + r^2 - l^2 = 0 \tag{A.14}$$

de même, par symétrie, on obtient :

$$X^2 + 2XR\cos\varphi + R^2 - L^2 = 0 \tag{A.15}$$

on calcule le discriminant de l'équation A.14 :

$$\begin{aligned} \Delta &= (2r\cos\alpha)^2 - 4 \times (1 \times (r^2 - l^2)) \\ &= 4r^2\cos^2\alpha - 4(r^2 - l^2) \end{aligned}$$

avec l>r (Δ>o) et x $\geq$ o, on obtient :

$$\begin{aligned} x &= \frac{-2r\cos\alpha + \sqrt{4r^2\cos^2\alpha - 4(r^2 - l^2)}}{2} \\ &= \frac{-2r\cos\alpha + 2\sqrt{r^2\cos^2\alpha - r^2 + l^2}}{2} \\ &= -r\cos\alpha + \sqrt{r^2(\cos^2\alpha - 1) + l^2} \\ &= -r\cos\alpha + \sqrt{-r^2\sin^2\alpha + l^2} \end{aligned}$$

avec

$$l^2 - r^2\sin^2\alpha > 0$$

d'où

$$x = \sqrt{l^2 - r^2\sin^2\alpha} - r\cos\alpha \tag{A.16}$$

On obtient de même par symétrie

$$X = \sqrt{L^2 - R^2\sin^2\varphi} - R\cos\varphi$$

avec

$$L^2 - R^2\sin^2\varphi > 0$$

Soit D = OD, l'entraxe entre la grande et la petite roue.

$$X + x = D$$

on reporte dans l'équation A.14 :

$$(D - x)^2 + 2(D - x)R\cos\varphi + R^2 - L^2 = 0$$

ce qui amène à :

$$\cos\varphi = \frac{L^2 - R^2 - (D - x)^2}{2(D - x)R} \tag{A.17}$$

En reportant A.16 dans l'équation A.17, on obtient l'angle φ en fonction des données géométriques de la machine L,l,r,R et de l'angle de rotation de la petite roue α.

A.3.3 Détermination des données géométriques

Nous souhaitons appliquer à la charnière une rotation de 90° de manière alternée. Afin d'éviter les phénomènes de retournement du système mécanique, nous nous plaçons dans le cas où φ évolue de 45° (φ_{min}) à 135° (φ_{max}) (sens horaire).

A.3.3.a Cas n°1 : position droite

Cette position est exposée dans la figure A.9.

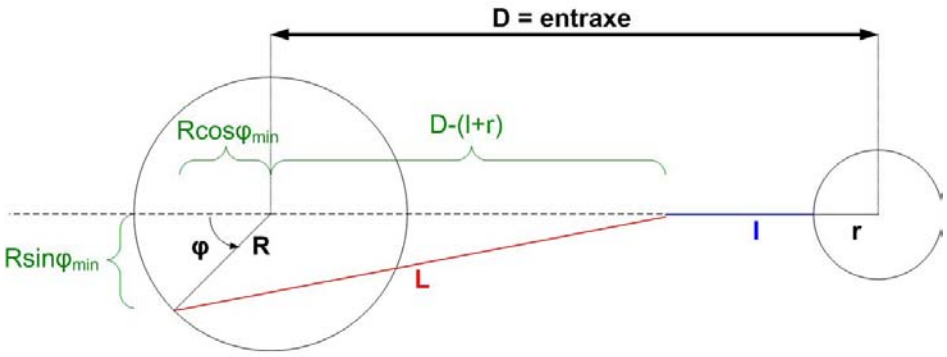


FIGURE A.9 – *Machine en position droite*

$$L^2 = (R\sin\varphi_{min})^2 + [R\cos\varphi_{min} + D - (l + r)]^2$$

soit :

$$L^2 = R^2\sin^2\varphi_{min} + (R\cos\varphi_{min} + D - l - r)^2 \tag{A.18}$$

A.3.3.b Cas n°2 : position de flexion

Cette position est exposée dans la figure A.10.

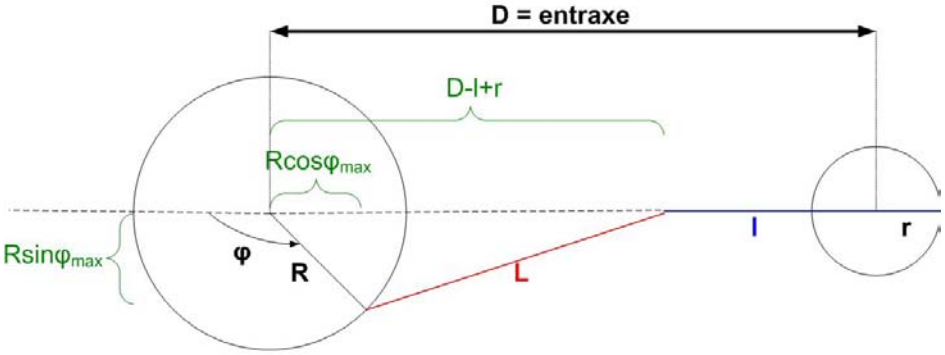


FIGURE A.10 – *Machine en position de flexion*

$$L^2 = (R\sin\varphi_{max})^2 + [R\cos\varphi_{max} + D - (l - r)]^2$$

soit :

$$L^2 = R^2\sin^2\varphi_{max} + (R\cos\varphi_{max} + D - l + r)^2 \tag{A.19}$$

A.3.3.c Relations entre les paramètres géométriques

On souhaite obtenir un système symétrique de manière à ne jamais se situer dans la zone où φ=0 où le système présente un risque de retournement mécanique. Il en découle :

$$\sin\varphi_{max} = \sin\varphi_{min} = \sin\varphi$$
$$\cos\varphi_{min} = -\cos\varphi_{max}$$

En écrivant l'égalité des équations A.18 et A.19, on a :

$$R^2\sin^2\varphi + (R\cos\varphi + D - l - r)^2 = R^2\sin^2\varphi + (-R\cos\varphi + D - l + r)^2$$
$$\Longleftrightarrow R\cos\varphi + D - l - r = \pm(-R\cos\varphi + D - l + r)$$

et comme D≠l, on obtient :

$$R\cos\varphi + D - l - r = -R\cos\varphi + D - l + r$$
$$\Longleftrightarrow 2R\cos\varphi = 2r$$

soit :

$$R\cos\varphi = r \tag{A.20}$$

en reportant l'équation A.20 dans l'équation A.18, et avec D>l et L>R, il vient :

$$
\begin{aligned}
L^2 &= (R^2 \sin^2 \varphi) + (R\cos\varphi + D - l - R\cos\varphi)^2 \\
\Longleftrightarrow L^2 &= R^2 \sin^2 \varphi + (D-l)^2 \\
\Longleftrightarrow (D-l)^2 &= L^2 - R^2 \sin^2 \varphi \\
\Longleftrightarrow D - l &= \sqrt{L^2 - R^2 \sin^2 \varphi}
\end{aligned}
$$

soit :

$$l = D - \sqrt{L^2 - R^2 \sin^2 \varphi} \tag{A.21}$$

A.3.4 Fonction de transfert angulaire

A.3.4.a Méthode

On se fixe les paramètres suivants :
- R, rayon de la grande roue (en mm) ;
- Amplitude de rotation de la grande roue (en radians) ;
- Entraxe (en mm avec D/R≥1) ;
- L, longueur de la grande bielle (en mm avec L>R et L<D).

On calcule successivement :

$$r = R\cos\left(\frac{\pi - amplitude}{2}\right)$$

$$l = D - \sqrt{L^2 - R^2 \sin^2 \varphi}$$

$$x = \sqrt{l^2 - r^2 \sin^2 \alpha} - r\cos\alpha$$

et enfin,

$$\varphi = \arccos\left(\frac{L^2 - R^2 - (D-x)^2}{2(D-x)R}\right)$$

On peut ainsi obtenir la fonction de transfert angulaire φ=f(α).

A.3.4.b Exemple

On réalise une feuille de calcul dans un tableur permettant de déterminer les paramètres précédents et on trace la fonction de transfert angulaire.
Le graphique figure A.11 représente l'évolution de la fonction de transfert angulaire en fonction de la longueur de la grande bielle. Les paramètres utilisés sont les suivants :
- R=5 mm ;
- Amplitude de rotation de la grande roue = 90° (π) ;
- Entraxe=70 mm.

L'amplitude de la rotation est fixée par le mouvement effectué par la prothèse. Le choix d'un entraxe de 70 mm permet de limiter l'angle des bielles au cours du mouvement.

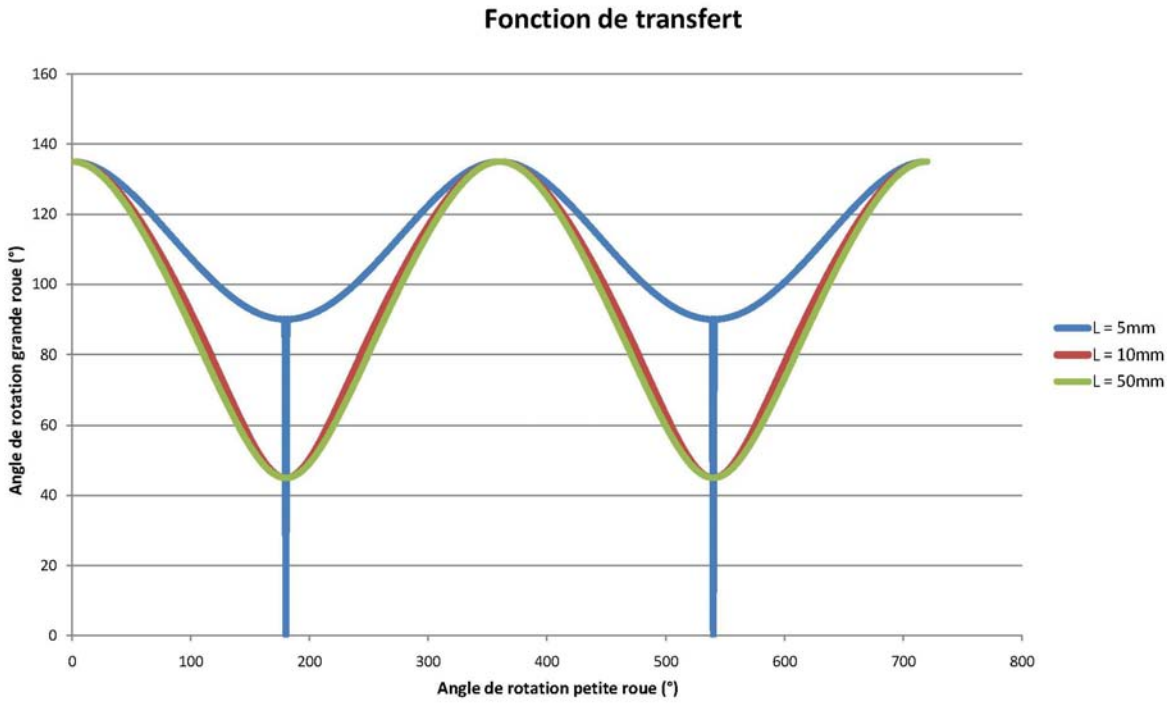


FIGURE A.11 – *Fonction de transfert angulaire de la machine*

Remarque : on constate que si la grande bielle est de même longueur que le rayon de la grande roue, le système présente des accélérations importantes lorsque l'angle α est égal à kπ avec k>0 et impair.

Des vues CAO ainsi qu'une photo de la machine assemblée sont rassemblées figure A.12

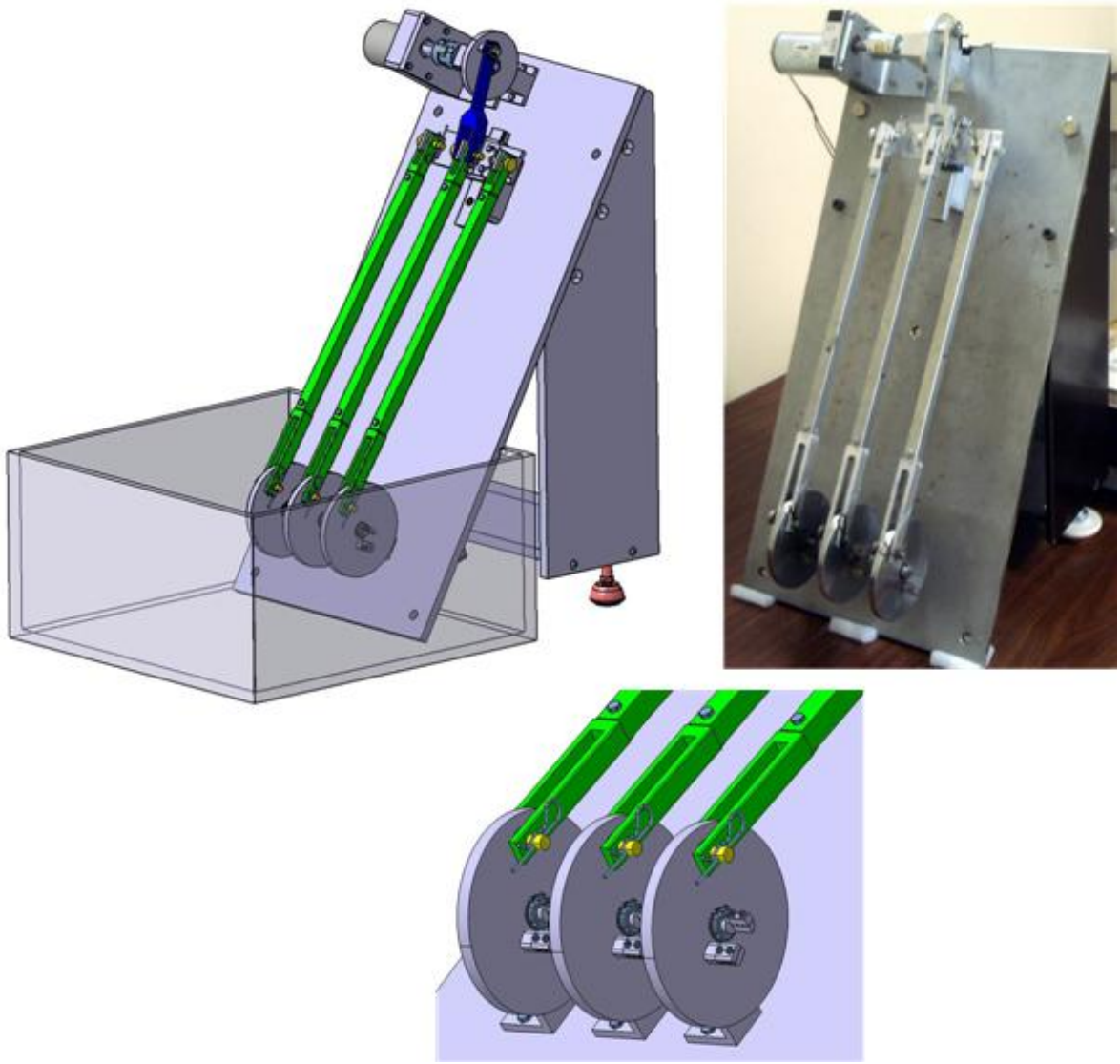


FIGURE A.12 – *Machine de fatigue*

A.4 Tests de relargage de nickel par les alliages NiTi

A.4.1 Caractéristiques des séries d'essais

A.4.1.a Protocole initial

La première série d'essai correspond aux résultats présentés en 3.1.3 (Tableau A.1).

Référence	Caractéristiques échantillons	Caractéristiques essai
Série 1	3x NiTi non traité 3x NiTi traité SE 3x TMA 3x Inox	Immersion 3 jours
Série 2	3x NiTi non traité 3x NiTi traité SE 3x TMA 3x Inox	Immersion 7 jours
Série 3	3x NiTi non traité 3x NiTi traité SE	Immersion 7 jours Sollicitations à 3 jours
Série 4	3x NiTi non traité 3x NiTi traité SE 3x TMA 3x Inox	Immersion 30 jours
Série 5	3x NiTi non traité 3x NiTi traité SE 3x TMA 3x Inox	Immersion 90 jours
Série 6	3x NiTi non traité 3x NiTi traité SE 3x TMA 3x Inox	Immersion 90 jours Sollicitations tous les 3 jours

Table A.1 – *Description des séries d'essais*

A.4.1.b Essais supplémentaires

La seconde série correspond aux essais additionnels dont les résultats sont présentés en 4.1.2 (Tableau A.2).

Référence	Caractéristiques échantillons	Caractéristiques essai
Série 7	3x Memoclip® 3x Easyclip®	Immersion 7 jours Solution de Ringer, 37°C
Série 8	1x Memoclip® 1x Easyclip® 1x NiTi non traité 1x NiTi traité SE	Immersion 60 jours eau distillée température ambiante
Série 9	1x Memoclip® 1x Easyclip® 1x NiTi non traité 1x NiTi traité SE	Immersion 60 jours Solution de Ringer température ambiante

TABLE A.2 – *Description des séries d'essais supplémentaires*

A.4.2 Caractéristiques des échantillons et résultats d'analyse

Chaque échantillon a été individuellement mesuré au moyen d'un pied à coulisse et d'un micromètre (NiTi, TMA et Inox). Les surfaces exposées indiquées pour les agrafes à mémoire et les agrafes superélastiques sont issues de mesures sur les fichiers 3D CAO. L'ensemble des essais a été réalisé conformément au protocole décrit en 2.1.5.b. Pour les séries 8 et 9, le volume d'immersion a été de 30 mL au lieu des 40 mL des séries précédentes en raison d'un changement de flaconnage.

A.4.2.a Série 1

Les échantillons de la série 1 ont été immergés 3 jours dans le liquide de Ringer, à 37°C. Les caractéristiques des échantillons et les mesures de concentrations en Ni^{2+} sont présentées dans le tableau A.3. Les moyennes et écart-types de chaque type d'échantillon sont présentés dans le tableau A.4.

Référence diffusée	Référence interne	Superficie exposée (mm^2)	Concentration nickel ($\mu g/L$)	Relargage nickel (μ/mm^2)
EchA-S1-1	NiTi-NT-1 [1]	212,34	2040	0,3842
EchA-S1-2	NiTi-NT-2	214,37	2090	0,3899
EchA-S1-3	NiTi-NT-3	211,07	2010	0,3809
EchB-S1-1	NiTi-T-1 [2]	211,44	470	0,0889
EchB-S1-2	NiTi-T-2	213,40	500	0,0937
EchB-S1-3	NiTi-T-3	207,16	475	0,0917
EchC-S1-1	TMA-1	117,95	0	0
EchC-S1-2	TMA-2	118,12	0	0
EchC-S1-3	TMA-3	120,22	0	0
EDhD-S1-1	Inox-1	674,87	51	0,0030
EDhD-S1-2	Inox-2	669,81	41	0,0024
EDhD-S1-3	Inox-3	684,27	48	0,0028

TABLE A.3 – *Caractéristiques et mesures de nickel, Série 1*

Échantillon	Moyenne ($\mu g/mm^2$)	Écart-type
NiTi non traité	0,3850	0,0045
NiTi traité SE	0,0914	0,0024
TMA	0	0
Inox M25W	0,0027	0,0002

TABLE A.4 – *Moyenne et écart-type pour chaque échantillon, série 1*

A.4.2.b Série 2

Les échantillons de la série 2 ont été immergés 7 jours dans le liquide de Ringer, à 37°C. Les caractéristiques des échantillons et les mesures de concentrations en Ni^{2+} sont présentées dans le tableau A.5. Les moyennes et écart-types de chaque type d'échantillon sont présentés dans le tableau A.6.

Référence diffusée	Référence interne	Superficie exposée (mm^2)	Concentration nickel ($\mu g/L$)	Relargage nickel ($\mu g/mm^2$)
EchA-S2-1	NiTi-NT-10 [1]	227,08	5850	1,0304
EchA-S2-2	NiTi-NT-11	213,12	5200	0,9759
EchA-S2-3	NiTi-NT-12	211,07	5100	0,9664
EchB-S2-1	NiTi-T-10 [2]	221,21	2950	0,5334
EchB-S2-2	NiTi-T-11	212,51	3550	0,6681
EchB-S2-3	NiTi-T-12	221,14	3500	0,6330
EchC-S2-1	TMA-8	116,14	0	0
EchC-S2-2	TMA-9	116,00	0	0
EchC-S2-3	TMA-10	120,22	0	0
EchD-S2-1	Inox-7	685,71	36	0,0021
EchD-S2-2	Inox-8	676,32	42	0,0024
EchD-S2-3	Inox-9	671,26	32	0,0019

TABLE A.5 – *Caractéristiques et mesures de nickel, Série 2*

Échantillon	Moyenne ($\mu g/mm^2$)	Écart-type
NiTi non traité	0,9909	0,0345
NiTi traité SE	0,6115	0,0699
TMA	0	0
Inox M25W	0,0021	0,0002

TABLE A.6 – *Moyenne et écart-type pour chaque échantillon, série 2*

1. *NT = Non Traité ; Alliage tel que reçu par le fournisseur*
2. *T = Traité : Alliage traité superélastique*

A.4.2.c Série 3

Les échantillons de la série 3 ont été immergés 10 jours dans le liquide de Ringer, à 37°C. Chaque échantillon a été sollicité 10 fois après 3 jours d'immersion sur un cylindre en POM. Les caractéristiques des échantillons et les mesures de concentrations en Ni^{2+} sont présentées dans le tableau A.7. Les moyennes et écart-types de chaque type d'échantillon sont présentés dans le tableau A.8.

Référence diffusée	Référence interne	Superficie exposée (mm^2)	Concentration nickel ($\mu g/L$)	Relargage nickel ($\mu g/m^2$)
EchA-S3-1	NiTi-NT-16 [1]	312,34	7260	0,9297
EchA-S3-2	NiTi-NT-17	343,24	8080	0,9416
EchA-S3-3	NiTi-NT-18	312,85	7560	0,9665
EchB-S3-1	NiTi-T-16 [2]	325,45	3500	0,4301
EchB-S3-2	NiTi-T-17	319,42	5400	0,6762
EchB-S3-3	NiTi-T-18	324,95	2520	0,3102

TABLE A.7 – *Caractéristiques et mesures de nickel, Série 3*

Échantillon	Moyenne ($\mu g/mm^2$)	Écart-type
NiTi non traité	0,9459	0,0188
NiTi traité SE	0,4721	0,1865

TABLE A.8 – *Moyenne et écart-type pour chaque échantillon, série 3*

A.4.2.d Série 4

Les échantillons de la série 4 ont été immergés 30 jours dans le liquide de Ringer, à 37°C. Les caractéristiques des échantillons et les mesures de concentrations en Ni^{2+} sont présentées dans le tableau A.9. Les moyennes et écart-types de chaque type d'échantillon sont présentés dans le tableau A.10.

Référence diffusée	Référence interne	Superficie exposée (mm^2)	Concentration nickel ($\mu g/L$)	Relargage nickel ($\mu g/mm^2$)
EchA-S4-1	NiTi-NT-13 [1]	210,86	19100	3,6232
EchA-S4-2	NiTi-NT-14	212,51	18000	3,3880
EchA-S4-3	NiTi-NT-15	221,46	20300	3,6664
EchB-S4-1	NiTi-T-13 [2]	209,43	17000	3,2469
EchB-S4-2	NiTi-T-14	217,04	17800	3,2804
EchB-S4-3	NiTi-T-15	210,04	16700	3,1802
EchC-S4-1	TMA-7	116,89	0	0
EchC-S4-2	TMA-11	114,78	0	0
EchC-S4-3	TMA-12	116,29	0	0
EchD-S4-1	Inox-10	677,04	41	0,0024
EchD-S4-2	Inox-11	676,32	50	0,0029
EchD-S4-3	Inox-12	680,65	38	0,0022

TABLE A.9 – *Caractéristiques et mesures de nickel, Série 4*

Échantillon	Moyenne ($\mu g/mm^2$)	Écart-type
NiTi non traité	3,5592	0,1498
NiTi traité SE	3,2358	0,0509
TMA	0	0
Inox M25W	0,0025	0,0003

TABLE A.10 – *Moyenne et écart-type pour chaque échantillon, série 4*

A.4.2.e Série 5

Les échantillons de la série 5 ont été immergés 90 jours dans le liquide de Ringer, à 37°C. Les caractéristiques des échantillons et les mesures de concentrations en Ni^{2+} sont présentées dans le tableau A.11. Les moyennes et écart-types de chaque type d'échantillon sont présentés dans le tableau A.12.

Référence diffusée	Référence interne	Superficie exposée (mm^2)	Concentration nickel ($\mu g/L$)	Relargage nickel ($\mu g/mm^2$)
EchA-S5-1	NiTi-NT-4 [1]	214,57	69500	12,955
EchA-S5-2	NiTi-NT-5	220,97	68000	12,309
EchA-S5-3	NiTi-NT-6	213,51	61000	11,427
EchB-S5-1	NiTi-T-4 [2]	206,15	61500	11,932
EchB-S5-2	NiTi-T-5	218,99	57000	10,411
EchB-S5-3	NiTi-T-6	216,65	62500	11,539
EchC-S5-1	TMA-4	118,11	0	0
EchC-S5-2	TMA-5	114,78	0	0
EchC-S5-3	TMA-6	120,66	0	0
EchD-S5-1	Inox-4	681,38	62	0,0036
EchD-S5-2	Inox-5	674,87	63	0,0037
EchD-S5-3	Inox-6	674,15	49	0,0029

TABLE A.11 – *Caractéristiques et mesures de nickel, Série 5*

Échantillon	Moyenne ($\mu g/L.mm^2$)	Écart-type
NiTi non traité	12,230	0,7668
NiTi traité SE	11,294	0,7897
TMA	0	0
Inox M25W	0,0034	0,0004

TABLE A.12 – *Moyenne et écart-type pour chaque échantillon, série 5*

A.4.2.f Série 6

Les échantillons de la série 6 ont été immergés 90 jours dans le liquide de Ringer, à 37°C. Chaque échantillon a été sollicité 10 fois tous les 3 jours d'immersion sur un cylindre en POM. Les caractéristiques des échantillons et les mesures de concentrations en Ni^{2+} sont présentées dans le tableau A.13. Les moyennes et écart-types de chaque type d'échantillon sont présentés dans le tableau A.14.

Référence diffusée	Référence interne	Superficie exposée (mm^2)	Concentration nickel ($\mu g/L$)	Relargage nickel ($\mu g/mm^2$)
EchA-S3-1	NiTi-NT-7 [1]	305,14	69000	9,0450
EchA-S3-2	NiTi-NT-8 [1]	322,44	63000	7,8151
EchA-S3-3	NiTi-NT-9	310,65	63500	8,1761
EchB-S3-1	NiTi-T-7	349,49	58500	6,6953
EchB-S3-2	NiTi-T-8	340,36	61000	7,1687
EchB-S3-3	NiTi-T-9	321,15	62000	7,7221

TABLE A.13 – *Caractéristiques et mesures de nickel, Série 6*

Échantillon	Moyenne ($\mu g/mm^2$)	Écart-type
NiTi non traité	8,3454	0,6321
NiTi traité SE	7,1954	0,5138

TABLE A.14 – *Moyenne et écart-type pour chaque échantillon, série 6*

A.4.2.g Série 7

La série 7 correspond à l'immersion des agrafes mémoires et superélastiques pendant 7 jours dans le liquide de Ringer, à 37°C. Les caractéristiques des échantillons et les mesures de concentrations en Ni^{2+} sont présentées dans le tableau A.15. Les moyennes et écart-types de chaque type d'échantillon sont présentés dans le tableau A.16.

Référence diffusée	Référence interne	Superficie exposée (mm^2)	Concentration nickel ($\mu g/L$)	Relargage nickel ($\mu g/mm^2$)
EchA-S7-1	Memoclip-1	154,88 [1]	1330	0,3434
EchA-S7-2	Memoclip-2	154,88	1130	0,2918
EchA-S7-3	Memoclip-3	154,88	1100	0,2840
EchB-S7-1	Easyclip-1	144,33	740	0,2050
EchB-S7-2	Easyclip-2	144,33	1210	0,3353
EchB-S7-3	Easyclip-3	144,33	1260	0,3492

TABLE A.15 – *Caractéristiques et mesures de nickel, Série 7*

	Moyenne ($\mu g/mm^2$)	Écart-type
Mémoclip	0,3064	0,0322
Easyclip	0,2965	0,0795

TABLE A.16 – *Moyenne et écart-type pour chaque échantillon, série 7*

A.4.2.h Série 8

Les échantillons de la série 8 ont été immergés 60 jours dans de l'eau distillée, à température ambiante ($\simeq$ 20°C). Les caractéristiques des échantillons et les mesures de concentrations en Ni^{2+} sont présentées dans le tableau A.17. Compte tenu de la faible dispersion des mesures constatée avec les séries précédentes, nous avons choisi de n'immerger qu'un seul échantillon de chaque référence. Nous avons utilisé les mêmes agrafes que celles de la Série 7, après nettoyage à plusieurs reprises à l'eau distillée et séchage à l'air comprimé.

1. Mesures réalisée sur le dessin 3D

Référence diffusée	Référence interne	Superficie exposée (mm^2)	Concentration nickel ($\mu g/L$)	Relargage nickel ($\mu g/mm^2$)
EchA-S8	Mémoclip EchA-S7-2	154,88	6	0,0011
EchB-S8	Easyclip EchB-S7-52	144,33	18	0,0037
EchC-S8	NiTi-T-20	211,88	0	0
EchD-S8	NiTi-NT-20	211,68	0	0

TABLE A.17 – *Caractéristiques et mesures de nickel, Série 8*

A.4.2.i Série 9

Les échantillons de la série 9 ont été immergés 60 jours dans la solution de Ringer, à température ambiante ($\simeq$ 20°C). Les caractéristiques des échantillons et les mesures de concentrations en Ni^{2+} sont présentées dans le tableau A.18. Le nombre d'échantillons testés est identique à la série 8. Les échantillons testés sont identiques à ceux de la série 8 selon la même méthodologie de nettoyage.

Référence diffusée	Référence interne	Superficie exposée (mm^2)	Concentration nickel ($\mu g/L$)	Relargage nickel ($\mu g/mm^2$)
EchA-S8	Mémoclip EchA-S7-2	154,88	0	0
EchB-S8	Easyclip EchB-S7-52	144,33	0	0
EchC-S8	NiTi-T-20	211,88	0	0
EchD-S8	NiTi-NT-20	211,68	0	0

TABLE A.18 – *Caractéristiques et mesures de nickel, Série 9*

A.4.3 Statistiques : analyses de variance à une dimension

A.4.3.a Objectifs et hypothèses

Les calculs statistiques sont effectués de manière à déterminer l'hypothèse des facteurs suivants sur la quantité de nickel relargué lors des essais :

- Influence des sollicitations à 90 jours d'immersion, sur l'alliage non traité et l'alliage traité SE ;
- Influence du traitement superélastique à 3 jours ;
- Influence du traitement superélastique à 90 jours.

Nous recourons à l'analyse de la variance à une dimension, avec les hypothèses suivantes :

- Le facteur évalué, noté F, agit seulement sur la moyenne μ ;
- Le facteur F agit de façon additive ;
- La valeur mesurée, notée X, suit une loi normale de variance σ^2 indépendante des modalités du facteur F ;
- Σ est appelée erreur expérimentale ;

– Les effets α_i des modalités des facteurs contrôlés sont certains.

Nous sommes en présence d'un seul facteur de variabilité à 2 variantes (sollicité ou non sollicité pour la première étude, et traité SE ou non traité SE pour la seconde étude).

A.4.3.b Étude de l'influence des sollicitations à 90 jours sur l'alliage non traité

Les données sont calculées à partir des résultats présentés en A.4.2.e et A.4.2.f selon les mesures de relargage en $\mu g/mm^2$.

Hypothèse testée Ho : effet des sollicitations nul sur l'alliage non traité.

Les calculs sont synthétisés dans les Tableaux A.19 et A.20.

Groupe	Nb. échantillon	Somme	Moyenne	Variance
Échantillon non traité non sollicité	3	36,696	12,231	0,588
Échantillon non traité sollicité	3	25,036	8,345	0,400

TABLE A.19 – *Échantillons non traités à 90 jours d'immersion : somme, moyenne et écart-type*

Origine variation	SCE [1]	DL [2]	CM [3]	F	Prob. associée à F	$F_{1-\alpha}$ [4]
Entre variantes	22,645	1	22,645	45,852	5%	7,71
Erreur aléatoire	1,975	4	0,494			
Total	24,620	5				

TABLE A.20 – *Échantillons non traités à 90 jours d'immersion : analyse de variance*

$F > F_{1-\alpha} \Longrightarrow$ refus de Ho. **Il existe un effet des sollicitations sur l'alliage non traité**

A.4.3.c Étude de l'influence des sollicitations à 90 jours de l'alliage traité superélastique sur la quantité de nickel relargué

Les données sont calculées à partir des résultats présentés en A.4.2.e et A.4.2.f selon les mesures de relargage en $\mu g/mm^2$.

Hypothèse testée Ho : effet des sollicitations nul sur l'alliage traité SE.

Les calculs sont synthétisés dans les Tableaux A.21 et A.22.

Groupe	Nb. échantillon	Somme	Moyenne	Variance
Échantillon traité non sollicité	3	33,883	11,294	0,624
Échantillon traité sollicité	3	21,586	7,195	0,264

TABLE A.21 – *Échantillons traités SE à 90 jours d'immersion : somme, moyenne et écart-type*

1. Somme des Carrés des Écarts
2. Degrés de Liberté
3. CM = SCE / DL
4. Facteur de Fisher-Snedecor

Origine variation	SCE	DL	CM	F	Prob. associée à F	$F_{1-\alpha}$
Entre variantes	25,203	1	25,203	56,777	5%	7,71
Erreur aléatoire	1,776	4	0,444			
Total	26,978	5				

TABLE A.22 – *Échantillons traités SE à 90 jours d'immersion : analyse de variance*

$F > F_{1-\alpha} \Longrightarrow$ refus de Ho. **Il existe un effet des sollicitations de l'alliage traité superélastique sur la quantité de nickel relargué**

A.4.3.d Étude de l'influence du traitement superélastique à 3 jours

Les données sont calculées à partir des résultats présentés en A.4.2.a selon les mesures de relargage en $\mu g/mm^2$.

Hypothèse testée Ho : effet du traitement superélastique nul à 3 jours.
Les calculs sont synthétisés dans les Tableaux A.23 et A.24.

Groupe	Nb. échantillon	Somme	Moyenne	Variance
Échantillon non traité	3	1,555	0,385	$2{,}098.10^{-5}$
Échantillon traité SE	3	0,274	0,091	$5{,}825.10^{-6}$

TABLE A.23 – *Échantillons traités SE à 3 jours d'immersion : somme, moyenne et écart-type*

Origine variation	SCE	DL	CM	F	Prob. associée à F	$F_{1-\alpha}$
Entre variantes	0,129	1	0,129	9646,793	5%	7,71
Erreur aléatoire	$5{,}362.10^{-5}$	4	$1{,}340.10^{-5}$			
Total	0,129	5				

TABLE A.24 – *Échantillons traités SE à 3 jours d'immersion : analyse de variance*

$F > F_{1-\alpha} \Longrightarrow$ refus de Ho. **Il existe un effet du traitement superélastique sur la quantité de nickel relargué**

A.4.3.e Étude de l'influence du traitement superélastique à 90 jours

Les données sont calculées à partir des résultats présentés en A.4.2.e selon les mesures de relargage en $\mu g/mm^2$.

Hypothèse testée Ho : effet du traitement superélastique nul à 90 jours.
Les calculs sont synthétisés dans les Tableaux A.25 et A.26.

Groupe	Nb. échantillon	Somme	Moyenne	Variance
Échantillon non traité	3	25,036	8,345	0,400
Échantillon traité SE	3	21,586	7,195	0,264

TABLE A.25 – *Échantillons traités SE à 90 jours d'immersion : somme, moyenne et écart-type*

$F < F_{1-\alpha} \Longrightarrow$ acceptation de Ho. **Il n'existe pas d'effet du traitement superélastique sur la quantité de nickel relargué**

Origine variation	SCE	DL	CM	F	Prob. associée à F	$F_{1-\alpha}$
Entre variantes	1,984	1	1,984	5,978	5%	7,71
Erreur aléatoire	1,327	4	0,332			
Total	3,311	5				

TABLE A.26 – *Échantillons traités SE à 90 jours d'immersion : analyse de variance*

Bibliographie

Abaqus. Abaqus analysis user's manual - prescribed conditions, constraints & interactions (v6.7), a. (Cité page 102.)

Abaqus. Abaqus CAE user's manual (v6.7), b. (Cité page 102.)

D.N. Abujudom, P.E. Thoma, et S. Fariabi. The effect of cold work and heat treatment on the phase transformations of near equiatomic NiTi. *Materials Science Forum*, 56-58 : 565–570, 1990. (Cité page 143.)

Y. Allieu. Arthrodèse et arthroplasties de l'IPP. IPP et les fonctions globales de la main. Dans Sauramps médical, éditeur, *Arthropathies des métacarpo-phalangiennes et inter-phalangiennes de la main, actualités thérapeutiques, 2èmes rencontres de l'IMM*, pages 89–93. 2008. (Cité page 22.)

K. N. An, E. Y. Chao, W. P. Cooney, et R. L. Linscheid. Forces in the normal and abnormal hand. *J Orthop Res*, 3(2) :202–11, 1985. (Cité pages ix, 14, 15, 16 et 98.)

U. Andreaus, M. Colloca, et A. Toscano. Mechanical behaviour of physiological and prosthesized human femurs during single leg stance : a comparative analysis via 3-D numerical simulation, 2008. http://padis.uniroma1.it/. (Cité pages 93, 94 et 95.)

H. A. Ash, T. J. Joyce, et A. Unsworth. Biomechanics of the distal upper limb. *Current Orthopaedics*, 10(1) :25–36, 1996. (Cité page 14.)

H.E. Ash et A. Unsworth. Proximal interphalangeal joint dimensions for the design of a surface replacement prosthesis. *Proceedings of the Instituion of Mechanical Engineers. Part H, Journal of engineering in medecine*, 210(2) :95–108, 1996. (Cité pages 55 et 56.)

H.E. Ash et A. Unsworth. Design of a surface replacement prosthesis for the proximal interphalangeal joint. *Proceedings of the Instituion of Mechanical Engineers. Part H, Journal of engineering in medecine*, 214(2) :151–163, 2000. (Cité page 56.)

M. Assad, N. Lemieux, C. H. Rivard, et L. H. Yahia. Comparative in vitro biocompatibility of nickel-titanium, pure nickel, pure titanium, and stainless steel : genotoxicity and atomic absorption evaluation. *Biomed Mater Eng*, 9(1) :1–12, 1999. (Cité page 50.)

ASTM F2063. Standard specification for wrought nickel-titanium shape memomry alloys for medical devices and surgical implants. (Cité page 75.)

ASTM F732. Standard test method for wear testing of polymeric materials used in total joint prostheses. (Cité page 82.)

ASTM G190. Standard guide for developping and selecting wear tests. (Cité page 82.)

ATSDR. Toxicological profile for nickel, 2005. (Cité page 53.)

P. Bellemere et B. Prandi. Prothèse interphalangienne et/ou métacarpophalangienne, 2005. WO 2005/063149 A1. (Cité pages x, 39 et 40.)

J. Biggs et K. Horch. A three-dimensional kinematic model of the human long finger and the muscles that actuate it. *Med Eng Phys*, 21(9) :625–39, 1999. (Cité page 13.)

F. Bonnel, J. Teissier, S. Barthès, et P. Teissier. Anatomie et biomécanique des articulations des doigts longs (métacarpo-phalangiennes et inter-phalangiennes). Dans Sauramps médical, éditeur, *Arthropathies des métacarpo-phalangiennes et inter-phalangiennes de la main, actualités thérapeutiques, 2èmes rencontres de l'IMM*, pages 15–37. 2008. (Cité page 16.)

J. Bowles et J. Mackenzie. The crystallography of martensite transformations. *Acta Metall.*, 2 :129–137, 1954. (Cité page 31.)

CJ. Bravo, M. Rizzo, KB. Hormel, et RD. Beckenbaugh. Pyrolytic carbon proximal interphalangeal joint arthroplasty : Results with minimum two-year follow-up evaluation. *The Journal of Hand Surgery*, 32(1) :1–11, 2007. (Cité pages xiii et 134.)

CARMA. Alliages à mémoire de forme, 2001. http://www.materiatech-carma.net/html/fond_doc_index.php. (Cité pages 30 et 111.)

D. R. Carter, D. P. Fyhrie, et R. T. Whalen. Trabecular bone density and loading history : Regulation of connective tissue biology by mechanical energy. *Journal of Biomechanics*, 20 (8) :785–787, 789–794, 1987. (Cité page 92.)

D.R. Carter. Mechanical loading histories and cortical bone remodeling. *Calcified Tissue International*, 36 :S19–S24, 1984. (Cité page 93.)

JL. Condamine. L'arthroplastie digitale en 1999, 1999. (Cité page 8.)

CRITT-MDTS. Centre régional d'innovation et de transfert de technologie - spécialisé dans les matériaux, dépôts et traitements de surface, 2010. http://www.critt-mdts.com/. (Cité page 79.)

M. Doblaré et J. M. García. Application of an anisotropic bone-remodelling model based on a damage-repair theory to the analysis of the proximal femur before and after total hip replacement. *Journal of Biomechanics*, 34(9) :1157–1170, 2001. (Cité pages 93 et 98.)

C. Dumont, G. Albus, D. Kubein-Meesenburg, J. Fanghänel, KM. Stürmer, et H. Nägerl. Morphology of the interphalangeal joint surface and its functional relevance. *The Journal of Hand Surgery*, 33(1) :9–18, 2008. (Cité pages x, 56, 57 et 58.)

A. Duval. *Modélisation du comportement thermomécanique d'alliages à mémoire de forme. Application au dimensionnement de microsystèmes et extension en non local*. Thèse de doctorat, Nancy Université, 2009. (Cité pages x, 32, 35, 40, 44 et 148.)

S. A. Esenwein, D. Bogdanski, T. Habijan, M. Pohl, M. Epple, G. Muhr, et M. Köller. Influence of nickel ion release on leukocyte activation : a study with coated and non-coated NiTi shape memory alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 481-482 :612–615, 2008. (Cité page 50.)

H. W. Fang, C. B. Yang, C. H. Chang, C. H. Huang, H. L. Liu, et S. B. Fang. The potential role of phagocytic capacity in the osteolytic process induced by polyethylene wear particles. *J Int Med Res*, 34(6) :655–64, 2006. (Cité page 84.)

J. Field. Two to five year follow-up of the lpm ceramic coated proximal interphalangeal joint arthroplasty. *J Hand Surg Eur Vol.*, 33(1) :38–44, 2008. (Cité page 25.)

D. P. Fyhrie et D. R. Carter. A unifying principle relating stress to trabecular bone morphology. *Journal of Orthopaedic Research*, 4(3) :304–317, 1986. (Cité page 92.)

O. Gabay et F. Berenbaum. Inflammation and joint diseases. *Inflammation et pathologies articulaires*, 2007(389) :37–42, 2007. (Cité pages ix, 18 et 19.)

I. Gibson, S. P. Chow, K. W. Lam, W. W. Lu, A. H. W. Ngan, W. Y. Yip, et K. Y. Chiu. The development of an artificial finger joint. Dans *Bio-Materials and Prototyping Applications in Medicine*, pages 157–190. 2008. (Cité page 15.)

L. Girod, V. Berry-Kromer, T. Ben Zineb, A. Eberhardt, E. Patoor, et B. Prandi. Evaluation of the immediate post-operative bone-implant condition of a proximal interphalangeal joint prosthesis by a comparative fea modeling. *International Journal on Interactive Design and Manufacturing*, 4(3) :157–167, 2010. (Cité page 135.)

G. Guenin. Shape memory and pseudoelastic properties of Fe-Mn-Si and Ti-Ni based alloys. *Journal de physique*, 7(5) :467–476, 1997. (Cité pages xiii et 147.)

D. B. Herren, S. Schindele, J. Goldhahn, et B. R. Simmen. Problematic bone fixation with pyrocarbon implants in proximal interphalangeal joint replacement : short-term results. *The Journal of Hand Surgery : Journal of the British Society for Surgery of the Hand*, 31(6) : 643–651, 2006. (Cité page 134.)

M.C. Hobatho. Comportement mécanique des tissus biologiques, 2009. http://eliot.utc.fr. (Cité page 88.)

M.C. Hobatho, J.Y. Rho, et R.B. Ashman. Atlas of mechanical properties of human cortical and cancellous bone. Dans G Van der Perre, G Lowet, et A Borgwardt, éditeurs, *In vivo assessment of bone quality by vibration and wave propagation techniques. Part II*, pages 7–38, ACCO, Leuven, 1992. (Cité pages 89 et 90.)

X.S. Hu, G. Barbarat, et F. Labesse-Jied. Création d'un modèle éléments finis du système couplé « fémur-prothèse impactée » en vue de l'étude de la stabilité primaire des prothèses. Dans *14ème Colloque National de la Recherche en IUT*, Lyon-Villeurbanne, 2008. (Cité pages 93, 94 et 95.)

Z. Huachou, A. Kitazawa, Z. Kushida, et A. Nagano. Longitudinal study of age- and menepause-related metacarpal index changes in japanese adult females. *Journal of Clinical Densitometry*, 4(1) :43–49, 2001. (Cité page 100.)

R. Huiskes, H. Weinans, H.J. ; Grootenboer, M. Dalstra, B. Fudala, et T.J. Sloof. Adaptative bone-remodeling theory applied to prosthetic-design analysis. *Journal of Biomechanics*, 20 (11/12) :1135–1150, 1987. (Cité pages xii, 92, 93 et 96.)

IBV. Instituto de biomecanica de valencia, 2010. http://www.ibv.org. (Cité page 82.)

INERIS. Nickel et ses dérivés, 2006. (Cité page 53.)

ISO 17853 : 2003. Wear of implants materials - polymer and metal wear particles - isolation, characterization and quantification. (Cité page 82.)

L. Kalichman, I. Malkin, M. J. Seibel, E. Kobyliansky, et G. Livshits. Age-related changes and secular trends in hand bone size. *HOMO - Journal of Comparative Human Biology*, 59 (4) :301–315, 2008. (Cité page 100.)

IA. Kapandji et R. Tubiana. *Physiologie articulaire schémas commentés de mécanique humaine 1 Epaule, coude, prono-supination, poignet, main 805 dessins originaux de l'auteur*. Maloine, Paris, 6e édition édition, 2005. (Cité pages ix, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 11, 12 et 13.)

A. Kapanen, J. Ryhänen, A. Danilov, et J. Tuukkanen. Effect of nickel-titanium shape memory metal alloy on bone formation. *Biomaterials*, 22(18) :2475–2480, 2001. (Cité page 30.)

K. S. Kasprzak, Jr. Sunderman, F. W., et K. Salnikow. Nickel carcinogenesis. *Mutat Res*, 533 (1-2) :67–97, 2003. (Cité pages x et 49.)

A. M. Kaufman, C. I. Alabre, H. E. Rubash, et A. S. Shanbhag. Human macrophage response to uhmwpe, tialv, cocr, and alumina particles : analysis of multiple cytokines using protein arrays. *J Biomed Mater Res A*, 84(2) :464–74, 2008. (Cité page 86.)

J. Kemp. Root canal illustration with molars, 2005. http://fr.wikipedia.org/wiki/Fichier:Root_Canal_Illustration_Molar.svg. (Cité page 36.)

T. Lawrence, I. A. Trail, et J. Noble. Morphological measurements of the proximal interphalangeal joint. *The Journal of Hand Surgery : British & European Volume*, 29(3) :244–249, 2004. (Cité pages x, 56 et 59.)

P. Ledoux. Quand un ingénieur serre la main d'un chirurgien...optimisation d'une prothèse trapézo-métacarpienne, 2003. http://www.gcms.fpms.ac.be. (Cité pages 93 et 98.)

R. Lille, P. Schiele, J.F. Fredenucci, et X. Gueffier. Prothèses IPP en pyrocarbone. résultats à moyen terme d'une série homogène de 24 cas. Dans Sauramps médical, éditeur, *Arthropathies des métacarpo-phalangiennes et inter-phalangiennes de la main, actualités thérapeutiques, 2èmes rencontres de l'IMM*, pages 143–150. 2008. (Cité page 135.)

Y. Liu, Z. Xie, J. Van Humbeeck, et L. Delaey. Asymmetry of stress-strain curves under tension and compression for NiTi shape memory alloys. *Acta Materialia*, 46(12) :4325–4338, 1998. (Cité page 145.)

Y. Liu, Z. Xie, J. Van Humbeeck, et L. Delaey. Some results on the detwinning process in NiTi shape memory alloys. *Scripta Materialia*, 41(12) :1273–1281, 1999. (Cité pages xiii, 144, 145, 146 et 149.)

G. Maalouf, J. Wehbe, G. Farah, D. Sawan, Z. Tannous, A. Nehme, RM. Chidiac, MH. Gannage Yared, et S. Jalkh. Phalangeal osteosonogrammetry age-related changes and assessment of a lebanese reference population. *Bone*, 40(6) :1650–1654, 2007. (Cité page 100.)

P. Mansat et C. Mansat. L'arthrose de la main comme méthode d'évaluation des traitements anti-arthrosiques. Dans Sauramps médical, éditeur, *Arthropathies des métacarpo-phalangiennes et inter-phalangiennes de la main, actualités thérapeutiques, 2èmes rencontres de l'IMM*, pages 39–45. 2008. (Cité page 21.)

O. Mares, G. Wavreille, C. Chantelot, et C. Fontaine. Implants en silastic de swanson pour atteinte rhumatoïde des IPP. résultats de 17 implants au recul moyen de 5,3 ans. Dans Sauramps médical, éditeur, *Arthropathies des métacarpo-phalangiennes et inter-phalangiennes de la main, actualités thérapeutiques, 2èmes rencontres de l'IMM*, pages 89–93. 2008. (Cité page 23.)

V. Mathiowetz, N. Kashman, G. Volland, K. Weber, M. Dowe, et S. Rogers. Grip and pinch strength : normative data for adults. *Arch Phys Med Rehabil*, 66(2) :69–74, 1985. (Cité pages 14 et 98.)

LM. McNamara et PJ. Prendergast. Bone remodelling algorithms incorporating both strain and microdamage stimuli. *Journal of Biomechanics*, 40(6) :1381–1391, 2007. (Cité pages xii, 88 et 106.)

M. Merle. Les arthroplasties MCP neuflex dans la polyarthrite rhumatoïde. Dans Sauramps médical, éditeur, *Arthropathies des métacarpo-phalangiennes et inter-phalangiennes de la main, actualités thérapeutiques, 2èmes rencontres de l'IMM*, pages 89–93. 2008. (Cité page 23.)

S. Miyazaki, K. Mizukoshi, T. Ueki, T. Sakuma, et Yinong Liu. Fatigue life of Ti-50 at. percent Ni and Ti-40Ni-10Cu (at.percent) shape memory alloy wires. *Materials Science and Engineering A*, 273-275 :658–663, 1999. (Cité pages x et 30.)

S. Miyazaki, Y. Ohmi, K. Otsuka, et Y. Suzuki. Characteristics of deformation and transformation pseudoelasticity in Ti-Ni alloys. *Journal de Physique*, 43 :C4–255, 1982. (Cité page 143.)

Mémométal. Technology for hand and foot surgery, 2009. www.memometal.com. (Cité pages x, 36, 38 et 39.)

N. B. Morgan. Medical shape memory alloy applications–the market and its products. *Materials Science and Engineering A*, 378(1-2) :16–23, 2004. (Cité pages x et 31.)

F. Moutet, A. Forli, D. Corcella, et Ph. Pradel. L'IPP : un épicentre ? Dans Sauramps médical, éditeur, *Arthropathies des métacarpo-phalangiennes et inter-phalangiennes de la main, actualités thérapeutiques, 2èmes rencontres de l'IMM*, pages 75–87. 2008. (Cité pages ix, 16 et 17.)

FH. Netter, JT. Hansen, et P. Kamina. *Atlas d'anatomie humaine*. Masson Icon Learning Systems, Paris Terterboro (N.J.), 3e Â édition, 2004. (Cité pages 5 et 7.)

NF EN ISO 11885. Qualité de l'eau, dosage de 33 éléments par spectroscopie d'émission atomique avec plasma couplé par induction. (Cité page 52.)

NF EN ISO 14243-1. Implants chirurgicaux - usure des prothèses totales de l'articulation du genou. Partie 1 : paramètres de charge et de déplacement pour machines d'esai d'usure avec contrôle de la charge et des conditions environnementales correspondantes d'esai. (Cité page 82.)

NF EN ISO 14243-2. Implants chirurgicaux - usure des prothèses totales de l'articulation du genou. Partie 2 : méthodes de mesurage. (Cité page 82.)

NF EN ISO 21534. Implants chirurgicaux non actifs. implants de remplacement d'articulation. exigences particulières. (Cité page 82.)

M. F. Nixon et G. J. S. Taylor. Early failure of the moje implant when used to treat hallux rigidus : The need for regular surveillance. *The Foot*, 18(1) :1–6, 2008. (Cité page 24.)

Y. Okazaki et E. Gotoh. Metal release from stainless steel, Co-Cr-Mo-Ni-Fe and Ni-Ti alloys in vascular implants. *Corrosion Science*, 50(12) :3429–3438, 2008. (Cité page 50.)

G. Olivier et C. Olivier. *Mécanique articulaire*. Vigot,, Paris, 1963. (Cité pages 5 et 7.)

K. Otsuka et X. Ren. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys. *Progress in Materials Science*, 50(5) :511–678, 2005. (Cité page 143.)

N. Passuti. Ostéoconduction et ostéo-induction à la surface des prothèses. Dans *Conférences d'enseignement de la SOFCOT*, pages 35–50, 1995. (Cité pages xi et 92.)

B. Peultier. *Alliages à mémoire de forme : modélisation et calcul de structures*. Thèse de doctorat, 2005. (Cité pages x, 33, 40 et 41.)

PJ. Rubin, PF. Leyvraz, et LR. Rakotomanana. Intérêt de la modélisation numérique dans l'évaluation pré-clinique d'une prothèse fémorale de la hanche. *Maîtrise Orthopédique*, 93 :22–27, 2000. (Cité page 88.)

J. Ryhänen. *Biocompatibility evaluation of nickel-titanium shape memory metal alloy*. PhD thesis, Oulu, 1999. (Cité page 49.)

J. Ryhänen, M. Kallioinen, J. Tuukkanen, J. Junila, E. Niemelä, P. Sandvik, et W. Serlo. In vivo biocompatibility evaluation of nickel-titanium shape memory metal alloy : Muscle and perineural tissue responses and encapsule membrane thickness. *Journal of biomedical materials research*, 41(3) :481–488, 1998. (Cité pages 30 et 48.)

F.P. Schulter-Ellis et G.T. Lazar. Internal morphology oh human phalanges. *The Journal of Hand Surgery*, 9A(4) :490–495, 1984. (Cité pages xii, 100 et 101.)

S. A. Shabalovskaya. On the nature of the biocompatibility and on medical applications of NiTi shape memory and superelastic alloys. *Biomed Mater Eng*, 6(4) :267–89, 1996. (Cité pages 50 et 53.)

SA. Shabalovskaya, H. Tian, JW. Anderegg, DU. Schryvers, WU. Carroll, et JV. Humbeeck. The influence of surface oxides on the distribution and release of nickel from Nitinol wires. *Biomaterials*, 30(4) :468–477, 2009. (Cité pages 50 et 126.)

M. A. Stülpner, B. D. Reddy, G. R. Starke, et A. Spirakis. A three-dimensional finite analysis of adaptive remodelling in the proximal femur. *Journal of Biomechanics*, 30(10) :1063–1066, 1997. (Cité page 92.)

H. Svensson. Brackets for orthodontics, 2005. http://fr.wikipedia.org/wiki/Fichier:Brackets06.jpg. (Cité pages x et 39.)

B. Thierry, M. Tabrizian, C. Trepanier, O. Savadogo, et L. Yahia. Effect of surface treatment and sterilization processes on the corrosion behavior of NiTi shape memory alloy. *J Biomed Mater Res*, 51(4) :685–93, 2000. (Cité page 50.)

H Tian, D Schryvers, S Shabalovskaya, et J Van Humbeeck. Tem study of the mechanism of ni ion release from nitinol wires with original oxides. Dans *ESOMAT 2009*, 2009. (Cité pages xiii, 124, 125 et 126.)

A. Unsworth et W. J. Alexander. Dimensions of the metacarpo-phalangeal joint with particular reference to joint prostheses. *Engineering in Medicine*, 8(2) :75–80, 1979. (Cité page 55.)

M. Valverde. Les prothèses digitales MP, IPP - familles et exemples des plus couramment utilisées de nos jours. Dans Sauramps médical, éditeur, *Arthropathies des métacarpo-phalangiennes et inter-phalangiennes de la main, actualités thérapeutiques, 2èmes rencontres de l'IMM*, pages 109–114. 2008. (Cité page 22.)

J. Van Humbeeck. Non-medical applications of shape memory alloys. *Materials Science and Engineering A*, 273-275 :134–148, 1999. (Cité page 31.)

M. Wechsler. *On the Theory of the Formation of Martensite.* Phd thesis, Columbia University, 1954. (Cité page 144.)

M. Weschler, D. Lieberman, et T. Read. On the theory of the formation of martensite. *Trans. AIME*, 197 :1503, 1953. (Cité page 31.)

A. Wesemann, M. Flugel, et M. Mamarvar. [moje prosthesis for the proximal interphalangeal joint]. *Handchir Mikrochir Plast Chir*, 40(3) :189–96, 2008. (Cité page 24.)

J. Wolff. Über die bedeutung der architektur der spongiösen substanz. *Zent bl. med. Wiss.*, VI :223–234, 1869. (Cité page 93.)

D. Wurzel. Marforming and tempering of binary Ni-Ti alloys including precipitation effects. *Materials Science and Engineering A*, 273-275 :634–638, 1999. (Cité page 144.)

Z. Xie, Y. Liu, et J. Van Humbeeck. Microstructure of NiTi shape memory alloy due to tension-compression cyclic deformation. *Acta Materialia*, 46(6) :1989–2000, 1998. (Cité page 145.)

H. Zitter et H. Plenk. The electrochemical behavior of metallic implant materials as an indicator of their biocompatibility. *Journal of Biomedical Materials Research*, 21 :881–896, 1987. (Cité page 48.)

Ce document a été préparé à l'aide de l'éditeur de texte WinEdt et du logiciel de composition typographique LaTeX 2ε. Compilé le 3 novembre 2010

Titre Développement et modélisation d'éléments de prothèse pour la main

Résumé Comme toute articulation fonctionnelle, l'articulation interphalangienne proximale (IPP) est la cible de lésions ou de pathologies pouvant compromettre les fonctions globales de la main. Les principaux objectifs d'une arthroplastie digitale sont de restituer la fonction et la stabilité de l'articulation et de réduire ou supprimer la douleur de manière durable. Le présent travail de thèse porte sur le développement et la modélisation de deux concepts prothétiques pour l'articulation IPP : une prothèse semi-contrainte en alliage de nickel-titane et une prothèse de resurfaçage. Outre le travail de dimensionnement, des essais de fatigue et d'usure sont conduits sur les deux implants. Des études complémentaires à chaque concept sont présentées. Celles-ci portent en premier lieu sur la mise en forme et les traitements thermiques de la prothèse semi-contrainte accompagné d'une étude de relargage de nickel et une investigation sur les mécanismes mis en jeu. Enfin, une modélisation par éléments finis de l'interaction entre une prothèse articulaire et son environnement osseux est présentée de manière à évaluer la stabilité primaire des implants.

Mots-clés Articulation Interphalangienne Proximale, Prothèse articulaire, Éléments finis, Modélisation

Title Development and modelisation of elements of prosthesis for the hand

Abstract As any functional joint, the proximal interphalangeal joint (PIP) is the target of hurts or of pathologies which can compromise the global functions of the hand. The main objectives of a digital arthroplasty are to restore the function and the stability of the joint and to reduce or suppress the pain in a long-lasting way. The present work of thesis concerns the development and the modeling of two concepts of PIP prostheses : a semi-constrained prosthesis made of nickel-titanium alloy and a resurfacing prosthesis. Besides the work of sizing, fatigue and wear tests are done on both implants. Additional studies are presented for each concept. First, we focus on the shaping and the heat treatments of the semi-constrained prosthesis accompanied with a study nickel ion release and an investigation on the involved mechanisms. Eventually, a finite element modeling of the interaction between the prosthesis and the surrounding bone is presented to estimate the primary stability of implants.

Keywords Proximal Interphalangeal Joint, Joint Prosthesis, Finite Elements, Modelisation