

**République Algérienne Démocratique et Populaire**  
**Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique**  
**Université des Sciences et de la Technologie Houari Boumediene**  
**(USTHB)**

Faculté de Génie Mécanique et Génie de Procédés



**MEMOIRE**

Présenté pour obtenir le diplôme de **MAGISTER** en :

**GENIE MECANIQUE**

**Spécialité** : Matériaux Avancés en Construction

Par : **Fatima Zohra ARZOUR**

Sujet

**Caractérisation mécanique des Tiges Fémorales des Prothèses Totales de Hanche : Influence du mode de fabrication et de la forme**

Soutenu publiquement le 09/03/ 2015 devant le jury composé de

**Ali AHMED BENYAHIA**

Président

Professeur à l'USTHB

**Kamel NECIB**

Examineur

Professeur à l'EMP, Bordj-El-Bahri

**Ramdane BOULAHIA**

Examineur

Maître de Conférences/A à l'USTHB

**Nourdine OUALI**

Direct. de Mémoire

Professeur à l'USTHB

## **Remerciements**

Ce sont pour vous les premières lignes à lire avant bien d'autres. Pour moi, ce sont les dernières à écrire. Celles-ci pour rappeler qu'un travail de recherche n'est pas seulement un mémoire de plus de cents pages mais avant tout un travail qui n'aurait pu être mené à bien sans l'aide de nombreuses personnes.

Celles-ci n'apparaissent pas forcément toutes dans le manuscrit. Je vais donc essayer ici de les remercier. Avant de commencer, je tiens à préciser que je vais sans doute involontairement en oublier certaines. D'avance, je le prie de bien vouloir m'en excuser.

Je n'aurai jamais pu mener à bien ce travail sans l'aide de mon directeur de thèse, le Professeur Nourdine OUALI. C'est avec plaisir que je tiens à le remercier pour ce qu'il m'a apporté.

Ce travail s'est déroulé au Laboratoire de Mécanique Avancée "LMA" de l'USTHB, dans un environnement de travail exceptionnel. Pour m'avoir accueillie en ce lieu, je remercie tous les membres du LMA, enseignants et doctorants.

Mes remerciements vont aussi naturellement aux personnes qui ont accepté de lire et d'examiner mon travail. Ainsi, je remercie le Professeur Ali Ahmed Benyahia d'avoir accepté de présider mon jury de soutenance. J'exprime aussi ma gratitude au Professeur Kamel NECIB de l'Ecole Militaire Polytechnique "EMP" de Bordj-El-Bahri, le Docteur Ramdane BOULAHIA de l'USTHB qui ont accepté d'être examinateurs.

Je tiens à remercier particulièrement Messieurs Naceredine Titouche du Laboratoire des Etudes Mécaniques et Matériaux Nucléaires "LEMMN" du Centre de Recherche Nucléaire de Birine "CRNB" et Ramzi LECHLAH du LMA de l'USTHB pour leur aide précieuse lors de mon travail sur les essais de traction et les essais de fatigue.

Mes plus vifs remerciements vont à Monsieur Mustapha TOUMI, de la faculté de génie mécanique & génie des procédés de l'USTHB, pour son aide dans le processus de l'usinage des éprouvettes des essais de traction et de fatigue.

Je ne saurais terminer sans remercier chaleureusement tous mes anciens collègues en particulier messieurs Rabah SIAD, Secrétaire Général de l'USTHB et Miloud AKDIF sous Directeur du Contrôle et Budget de l'USTHB, pour leur soutien moral.

Sur un registre plus personnel, je voudrais témoigner mes sincères remerciements et ma profonde gratitude à tous ceux qui ont aidé à l'aboutissement de ce travail. Même si les chemins de la vie sont parfois entravés, il existe toujours un moyen de contourner les obstacles.

Voilà, mission accomplie, mais pour vous, c'est maintenant que les choses sérieuses commencent, bonne lecture et bon courage, ...

Je dédie cette thèse à mon défunt père.

A ma famille

A mes amis

Tous ceux qui travaillent avec moi depuis si longtemps.

Fatima Zohra ARZOUR

## **Introduction Générale**

Au cours d'une arthroplastie totale de la hanche de première intention, le chirurgien remplace les deux surfaces de l'articulation naturelle réalisée par l'emboîtement de la tête fémur dans l'acetabulum de l'os iliaque par deux composants prothétiques, dénommés communément par :

- ☒ La cupule, placée dans l'acetabulum après retrait du cartilage : c'est la partie fixe de l'articulation.
- ☒ L'implant fémoral ancré dans le canal médullaire après résection (ablation chirurgicale) du col du fémur et évidement partielle du canal : c'est la partie mobile de l'articulation (tige fémorale), objet de notre travail de magister.

Deux types de tiges fémorales sont utilisés dans la chirurgie d'implantation fémorale, avec ou sans ciment chirurgical, le choix étant fait par le chirurgien en fonction de l'âge du patient et de la qualité du support osseux.

Si les débuts de l'arthroplastie de la hanche remontent au 19<sup>ème</sup> siècle, ce n'est que vers la fin des années 50, lorsqu'un chirurgien anglais, Sir John Charnley, utilisa une résine acrylique polymérisant à froid, le polyméthacrylate de méthyle (PMMA) de qualité chirurgicale, pour la fixation des prothèses dans l'os support, que la stabilité à long terme d'implants métalliques fut réalisée.

Cette intervention est devenue aujourd'hui la plus fréquente des procédures chirurgicales réalisées dans le monde, soulageant des millions de personnes d'une douleur handicapantes.

Cette opération est une intervention chirurgicale majeure associée à un certain nombre de complications. Son échec conduit généralement à une arthroplastie de révision, procédure difficile comportant les mêmes risques que l'intervention de première intention, auxquels s'ajoute celui d'endommager le capital osseux lors du retrait des deux pièces prothétiques (la cupule et la tige). Pour ces raisons, une prothèse totale de la hanche devrait remplir sa fonction pendant toute la durée de vie postopératoire du patient, sans gêne ni complications. Or quel que soit le mode de fixation, avec ou sans ciment, la durée de vie moyenne d'une prothèse de hanche in-vivo est actuellement d'environ 8 à 10 ans.

En d'autres termes, la technique d'implantations et le choix du type de prothèse et de sa fixation, relèvent à la fois de la responsabilité du chirurgien et de celle du patient, pour ce dernier : la réponse biologique et physiologique vis-à-vis de l'implant, son état de santé, la qualité de l'os support, son comportement (prise de poids, transport de charges lourdes, niveau d'activité physique élevé, etc.

Malgré l'amélioration progressive à la fois, des matériaux, de la conception, des techniques de fabrication et des techniques chirurgicales au cours de la dernière décennie, de

nombreux problèmes restent à résoudre. Un des problèmes persistant, la rupture des tiges fémorales in-vivo. Ceci est dû à notre sens à la non maîtrise du comportement in-vitro de ce type d'implant. La non prise en considération, par exemple, du pré écrouissage provoquant la variation des propriétés mécaniques le long de la tige in-vivo est un phénomène à ne pas négliger.

La question qui reste posée, comment assurer aujourd'hui à un implant un faible coefficient de frottement, une plus grande résistance à l'usure et un faible endommagement par fatigue. C'est sur ce dernier point que nous allons travailler.

Le but de ce travail est d'analyser l'effet de l'écrouissage cyclique sur les propriétés mécaniques des tiges fémorales, dont nous pensons que ces derniers sont différents le long de l'axe de chargement de cette tige fémorale. Nous pensons que cette différence est le résultat à la fois du mode de fabrication par forgeage et de la forme de la tige.

Le procédé de fabrication des d'implants fémoraux fait appel à différents traitements thermiques, qui ne peuvent pas être sans conséquence sur les propriétés initiales du matériau.

Le travail dans sa première étape consiste à identifier à partir d'un essai de traction la courbe rationnelle de l'acier inoxydable le 316L rentrant dans la fabrication des tiges fémorales. Dans une seconde étape consiste à quantifier l'effet d'un pré-écrouissage cyclique à déformation imposée.

Le manuscrit est composé de trois chapitres.

Le premier chapitre regroupe un certain nombre de définitions, liées à l'arthroplastie et les procédures de la mise en forme des tiges fémorales. Ces définitions permettent de cerner la complexité du comportement in-vivo de l'articulation artificielle dont un des facteurs clés, est le choix du matériau, les dimensions géométriques et la forme d'implant.

Le second chapitre est consacré essentiellement à un certain nombre de travaux bibliographiques portant sur la détermination de la Courbe Rationnelle suite à un essai de traction, et sur l'effet de l'érouissage sur la durée de vie des aciers inoxydables austénitiques.

Le troisième chapitre regroupe nos résultats expérimentaux. Dans ce chapitre sera exposé la procédure expérimentale, puis seront présentés les résultats et leurs discussions de notre matériau d'étude, il s'agit de l'acier 316L austénitique définir son comportement monotone, cyclique.

Nous terminons ce manuscrit par une conclusion générale et des perspectives.

## *Chapitre I: Définitions, Buts d'une Arthroplastie & Procédure de la Mise en Forme des Tiges Fémorales*

### **I-1 Introduction**

Une arthroplastie est une opération destinée à restituer le mouvement à une articulation et leur fonction aux muscles, ligaments et autres structures constitués de tissus mous qui contrôlent cette articulation en créant un nouvel espace articulaire. Elle a pour objectifs de soulager le patient d'une douleur invalidante, de lui redonner un mouvement stable, et parfois, de corriger une malformation.

A cette intervention majeure sont associées un certain nombre d'indications et de contre-indications.

Les prothèses sont issues d'un cycle de conception et réalisation dans lequel les caractéristiques initiales sont conditionnées par la géométrie des pièces et surfaces en contact, les propriétés mécaniques et physico-chimiques des matériaux et le contrôle des spécifications imposées par les exigences fonctionnelles. Ces dernières sont fonction de l'environnement vivant. L'expérience acquise dans les secteurs de la mécanique et la métallurgie est utilisée dans le domaine de la biomécanique pour mieux décrire et prendre en compte les interactions Mécanique / Géométrie / Matériaux.

Le comportement in-vivo de l'articulation artificielle dépend de plusieurs facteurs, on invoque :

1. le choix du matériau, les dimensions géométriques et la forme de l'implant.
2. l'état des surfaces en contact dans les prothèses orthopédiques.
3. La variabilité de la pose d'une prothèse comme élément important dans la tenue en service de cette dernière.
4. le comportement du sujet post-implantation.

## ***I-2 Indications et Contre - Indications***

### ***I-2.1. Indications d'une arthroplastie totale de la hanche***

A l'origine, l'indication principale d'une arthroplastie totale de la hanche était la réduction d'une douleur invalidante, chez les patients âgés, qui ne pouvait pas être soulagée de manière efficace par des moyens non chirurgicaux et pour lesquels la seule possibilité chirurgicale était la résection de l'articulation de la hanche. L'amélioration de la fonction articulaire était alors de moindre importance.

Après que le succès remarquable de l'opération a été rapporté pour des patients souffrant d'arthrite rhumatoïde, d'arthrose (ostéoarthrite, arthrite hypertrophique), de nécrose vasculaire de la tête fémorale, de fracture du col du fémur, et après l'acquisition d'une expérience plus grande de la procédure chirurgicale introduisant des modifications de celle-ci, les indications se sont étendues à d'autres affections. Aux patients plus jeunes atteints des mêmes lésions, incluant la luxation congénitale de la hanche et les pathologies rhumatismales, ainsi qu'aux patients ayant eu une hanche infectée, se sont ajoutés un certain nombre de sujets chez lesquels la procédure de reconstruction de l'articulation y compris l'arthroplastie totale, a échoué et qui requièrent une révision.

La révision consécutive à l'échec d'une arthroplastie totale de la hanche est maintenant une opération courante, mais souvent difficile.

### ***I-2.2 Contre- indications d'une arthroplastie totale de la hanche***

Les contre – indications spécifiques d'une arthroplastie totale de la hanche incluent :

- Une infection active de l'articulation de la hanche ou un foyer infectieux actif (vessie, peau, dentaire, des voies respiratoires ou toute autre région).
- Une pathologie neurotrophique (tabès). Les patients souffrant de cette pathologie ont généralement une destruction osseuse extensive et une tendance à la formation d'ossifications exubérantes.
- L'absence ou l'insuffisance des muscles abducteurs.
- Une pathologie neurologique progressive.

Le capital osseux du pelvis et du fémur doit être suffisant pour permettre une fixation adéquate des composants. C'est parfois un facteur limitatif de cette procédure dans le cas de tumeurs bénignes ou malignes de faible grade de la région de la hanche ayant entraîné une destruction osseuse massive ou nécessitant une importante résection osseuse.

### **1-3 Histoire de la Prothèse de la Hanche**

« Those who cannot remember the past are condemned to repeat it »

Les débuts de l'arthroplastie remontent au milieu du 19<sup>ème</sup> siècle, lorsque des chirurgiens tentèrent de créer une pseudarthrose (fausse articulation) extra-articulaire par simple résection (ablation chirurgicale) d'articulations ankylosées.

Parce qu'une mobilité durable d'amplitude fonctionnelle ne pouvait pas être obtenue par cette approche, certains chirurgiens se tournèrent, au début du 20<sup>ème</sup> siècle, vers l'arthroplastie d'interposition. Dans cette procédure, différentes substances biologiques ou inorganiques étaient utilisées comme matériau d'interpositions entre surfaces réséquées de l'articulation déformée ou ankylosée, dont les contours avaient été redessinés, afin de prévenir la réapparition d'une ankylose osseuse ou fibreuse et de permettre le mouvement. Ces substances devaient se substituer à la couverture cartilagineuse des surfaces articulaires. Des greffes de fascia latta et de tissus péri-articulaires mous étaient abondamment utilisées dans le monde. Sir Robert Jones employa une feuille d'or comme membrane d'interposition en 1912. L'utilisation de telles techniques et substances améliora les résultats des hanches ankylosées mais se révéla inopérante dans le cas de hanches arthritiques, en raison d'une raideur et de douleurs persistantes.

EN 1923, Smith-Petersen introduisit le concept «d'arthroplastie moulé» comme autre possibilité que la membrane d'interposition. La procédure était destinée à restituer des surfaces articulaires congruentes. Le verre fut le premier matériau moulé utilisé, à la suite de la découverte fortuite, par Smith-Petersen d'une membrane synoviale lisse entourant un corps étranger en verre extrait du dos d'un patient. Tous les implants en verre furent brisés au bout de quelques mois, mais les résultats initiaux étaient encourageants et suscitérent la recherche de matériaux plus durables. Des matériaux tels que le Pyrex, le viscaloïd (un dérivé du celluloïd) et la bakélite furent écartés en raison de leur fragilité ou d'importantes réactions à corps étranger.

Après le développement, en 1937, du vitallium (alliage de cobalt) la fabrication d'implants de durabilité suffisante devint possible.

A la fin des années quarante, quelques chirurgiens commencèrent à développer des endoprothèses (implants comportant une tige ancrée dans une cavité médullaire) destinées à remplacer une des deux surfaces de l'articulation (hémiarthroplasties) : la partie fémorale.

Les endoprothèses métalliques, constituées d'une tête métallique ancrée dans le canal médullaire au moyen d'une tige fémorale, devinrent bientôt les implants de choix. Les prothèses de Moore et Thompson furent largement utilisées.

Des tiges fémorales plus longues permirent une transmission des efforts le long de l'axe du fémur alors que des tiges courtes implantées dans le col du fémur génèrent des contraintes de cisaillement élevées.

L'ère moderne de l'arthroplastie totale de la hanche commença dans les années soixante avec le travail de pionnier que Sir Jhon Charnley réalisa dans tous les domaines de l'arthroplastie totale de la hanche, incluant son concept d'arthroplastie à faible moment de frottement, de modification chirurgicale de la biomécanique de la hanche, la lubrification, les matériaux, la conception des implants et l'environnement de la salle d'opération.

Ces études conduisirent à de nombreuses modifications dans les conceptions, le choix et la qualité des matériaux utilisés pour la fabrication de la prothèse fémorale, l'utilisation du ciment, les approches et techniques chirurgicales.

Parallèlement, de nombreux auteurs, essentiellement américains, encouragés par le refus de F.D.A. (Food Drug Administration) d'autoriser l'utilisation du ciment jusqu'en 1970, travaillèrent sur les implants non cimentés.

La recherche s'est orientée depuis suivant deux axes principaux, l'un visant à supprimer l'utilisation de ciment dont les particules produites par son effritement ou sa fissuration provoquent des réactions tissulaires intenses, l'autre au contraire à améliorer l'ancrage des prothèses de hanche cimentées.

Des implants fémoraux de section plus importante, plus résistants et plus longs ont été conçus pour éviter la rupture de la tige fémorale et pour diminuer les contraintes dans le ciment péri prothétique.

D'autre au contraire utilisent des sections de tiges plus faibles constituées d'alliages de titane, dont le module d'élasticité, moins élevé que celui de l'acier inoxydable 316L ou des alliages de cobalt – chrome, conduit au transfert de contraintes plus élevées dans le ciment et dans l'os.

Les systèmes modulaires étaient initialement destinés à assurer un grand choix de diamètres de têtes fémorales et de longueurs de col. Des innovations plus récentes permettent de faire varier indépendamment les dimensions de différentes parties de la tige. Une gamme importante de tailles d'implants peut ainsi être obtenue à partir d'un stock limité de composants.

La durabilité des implants modulaires est en question et la méthode optimale d'assemblage des différentes pièces reste à déterminer.

Le succès de l'arthroplastie totale de la hanche s'appuie essentiellement sur la création de surfaces portantes stables, avec un faible coefficient de frottement entre les deux composants solidement fixés dans l'os.

L'amélioration de la conception des implants, des matériaux et des techniques continue, mais les concepts fondamentaux établis par Charnley demeurent valables. Certaines exigences pratiques doivent être prises en compte lors de la conception de nouveaux implants ou de nouvelles procédures chirurgicales. Elles sont exposées dans le paragraphe suivant.

#### ***I-4 Exigences Requises pour une Articulation Artificielle***

La fonction d'une articulation artificielle doit s'approcher autant que possible de celle de l'articulation naturelle pendant toute la durée de vie postopératoire du patient, sans gêne et sans complications.

Ni la prothèse ni les matériaux de fixation ne devraient induire de réactions tissulaires indésirables, telles que la nécrose ou la résorption osseuse. Ils devraient avoir des caractéristiques de frottement et d'usure acceptables et ne pas se corroder.

La procédure chirurgicale devrait être relativement simple et rapide, standardisée et reproductible, avec un trauma chirurgical minimal.

La géométrie de la prothèse, le choix des matériaux, et particulièrement les propriétés de Résistance et de rigidité, devraient garantir les performances mécaniques adéquates de telle manière que toute concentration de contraintes soit évitée et que l'implant, le ciment et l'os ainsi que leurs interfaces ne soient pas chargés au-delà de leurs limites de résistance ou de fatigue.

L'implant devrait avoir un bon potentiel de « sauvetage » dans ce sens qu'en cas d'échec de la procédure, une autre solution reste possible.

La mobilisation précoce, la stérilisation des composants et des coûts de production des implants raisonnables devraient être possibles.

Il est à noter que ces exigences concernent essentiellement la phase de service de la prothèse, alors que la plupart des problèmes qui peuvent conduire au descellement d'un implant acétabulaire prennent naissance pendant l'intervention, au moment de la construction de l'articulation prothétique.

## **I-5 Procédures de la Mise en Forme de Tiges Fémorales**

Nous estimons que le procédé de mise en forme d'une pièce mécanique influence sur le niveau des contraintes résiduelles engendrées lors du procédé de fabrication.

La mise en forme d'une tige fémorale, sujet de mon étude, passe par douze étapes que nous allons relater dans ce qui suit.

Dans un premier temps la géométrie des tiges sera décrite par des outils paramétrés de CAO qui permettent à la fois de spécifier les exigences fonctionnelles et d'adapter les dimensions à la morphologie du patient, ceci afin d'abaisser les coûts de conception et de réalisation. Il faudra ainsi définir les paramètres principaux permettant d'optimiser la forme de la prothèse en fonction des observations cliniques sur scanner ou sur radiographie (figure I-1).

Cette méthodologie fournira également un ensemble de maquettes numériques des prothèses, utilisable pour les simulations cinématiques et le calcul des pressions de contact et des efforts permettant de dimensionner les pièces en fonction de la morphologie et du mode de vie du patient (personne sédentaire, sportif, etc.).

Une fois les données techniques sont validées par le client, sous forme d'un fichier informatique en 3D, débutera la phase de la fabrication de la tige fémorale, composée de neuf étapes, qui commence par la réalisation d'un outillage c'est à dire un moule.



Figure I-1. Etape de validation des données techniques

Cette étape nécessite l'utilisation d'une fraiseuse à grande vitesse, pour réaliser sur deux blocs d'acier des gravures pour la forge (figure I-2, à gauche). La figure (I-2, à droite) montre l'aspect de l'outillage (moule) terminé dans lequel va se faire la phase d'estampage. Il est noté que les deux gravures ne sont pas identiques. L'une est une gravure d'ébauche et l'autre de demi-finition.



Figure I-2. Etape d'usinage d'une gravure pour moulage

Les tiges fémorales les plus utilisées sont forgées dans des alliages à base de Chrome & Nickel ou bien dans du titane pur, qui offrent une résistance mécanique exceptionnelle. C'est des implants très fiables et quand un problème survient, la tige est extractible sans difficultés majeures. Nous donnons un exemple sur la mise en forme d'une tige fémorale en titane.



La matière première est livrée sous forme de barres de 3 à 6 mètres de longueur (figure I-3, à droite). Les barres sont débitées sur une ciseleuse ou sur une scie mécanique pour obtenir des lopins (figure I-3, à gauche).



Figure I-3. Etape de découpe des lopins

Suite à ça vient l'étape, de la première opération de préformage à chaud, sur une machine à marteler robotisée. On voit le lopin rougi car il a été chauffé dans un four à induction figure (I-4, à gauche). Le lopin est tenu par des mors et il va être introduit dans une machine pour être déformé par quatre marteaux figure (I-4, à droite). L'aspect des lopins après déformation (ou préformage) dans la machine à marteler est montré dans la figure (I-5).

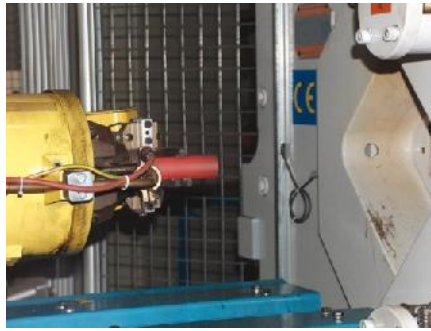


Figure I-4. Etape de la première opération à chaud



Figure I-5. Forme des lopins après déformation à chaud

La première étape, est celle de l'estampage, le lopin est de nouveau chauffé dans un four (Figure I-6) puis écrasé dans l'outillage par une presse (gravure d'ébauche).



Figure I-6. Etape d'estampage

La deuxième étape est celle de forgeage utilisant la même chauffe. La pièce est estampée dans la seconde gravure (gravure de demi-finition) comme la montre la figure I-7a. Ainsi, nous obtenons des pièces comportant tout autour de larges bavures (figure I-7b). Une opération d'ébavurage par cisaillement est alors effectuée afin d'éliminer les bavures (figure I-8a) pour obtenir les ébauches montrés dans la figure (I-8b).



Figure I-7. Deuxième étape de forgeage

L'étape de tribo-finition, qui consiste à introduire les pièces ébavurées dans un bac tournant et vibrant contenant de l'eau et des corps abrasifs, comme montré dans la figure (I-9), est destinée à retirer la calamine qui s'est formé par oxydation sur la couche superficielle lors des opérations de chauffe

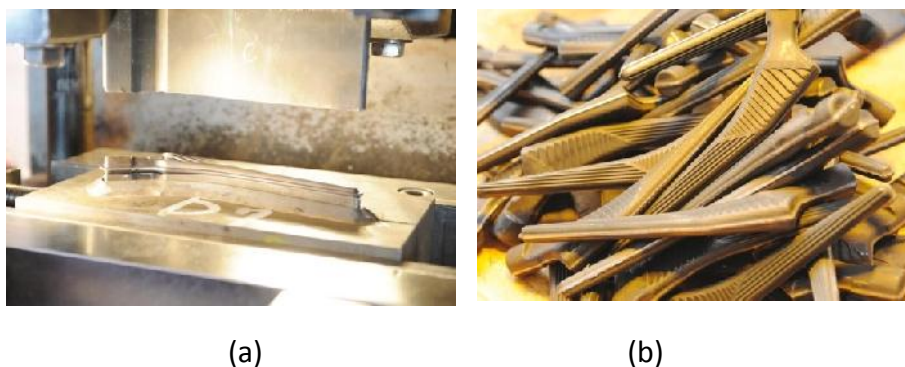


Figure I-8. Aspect semi-final de la tige fémorale



Figure I-9. Etape de tribo-finition

Par la suite vient l'étape de calibrage (mettre aux côtes définitives) à l'aide d'une nouvelle opération de forgeage à chaud (figure I-10).



Figure I-10. Etape de calibrage

Cette opération permet aussi de réaliser sur les pièces les stries et les crans permettant de garantir un bon encrage de la tige dans la cavité de l'os fémoral (figure (I-11)).

Une fois refroidies, les tiges fémorales calibrées subiront une opération d'ébavurage par cisailage suivie d'une opération de tribo-finition.



Figure I-11. Etape de calibrage de la tige fémorale

Un liquide pénétrant très fluide est appliqué sur la pièce, c'est l'étape de contrôle de surface (figure I-12a). Le liquide pénétrera dans tous les petits défauts de surface (petites cavités) et une fois la pièce nettoyée il ne restera du produit que dans les éventuelles zones de défaut. En cas de défaut les pièces sont retouchées.

Puis sur une machine de mesure tridimensionnelle (figure I-12b) pour vérifier les dimensions des pièces par rapport au plan de définition. Le palpeur de la machine de mesure tridimensionnelle saisi les dimensions de la pièce (figure I-12c).

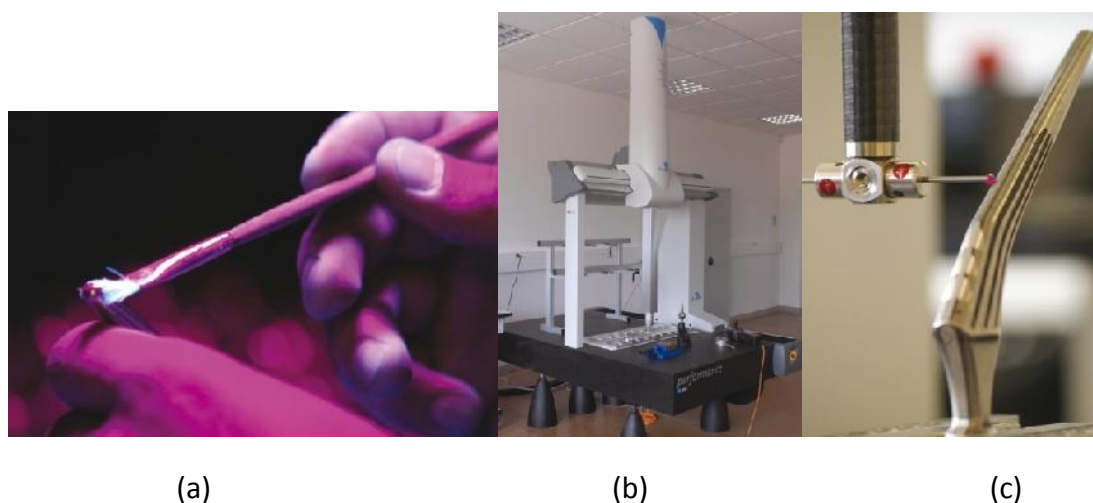


Figure I-12. Etapes de contrôle de surface

Un cône morse va être réalisé par usinage sur un tour à commande numérique, c'est l'étape de tournage (figure I-13a). Une mesure tridimensionnelle sera réalisée ensuite. Une opération de polissage manuel du col (poli brillant) clôturera cette étape d'usinage par enlèvement de matière (figure I-13b).



Figure I-13. Etape de l'usinage par enlèvement de matière

Plusieurs pièces d'un même lot sont testées jusqu'à rupture pour vérifier la qualité métallurgique du produit et sa conformité par rapport aux normes (figure I-14, à gauche). Par la suite la pièce va être finie, polie et contrôlée avant de recevoir un éventuel revêtement d'hydroxyapatite (figure I-14, à droite).



Figure I-14. Etape de contrôle en laboratoire et de finition.

## **I-6 Conclusion**

Dans les pays industrialisés, les progrès de la science ont considérablement allongé la durée de vie des hommes et des femmes. Nous sommes aujourd'hui confrontés à un problème majeur concernant les arthropathies et particulièrement l'arthrose. L'articulation de la hanche est une des articulations les plus touchées par le phénomène arthrosique. En effet, c'est une articulation de grande mobilité servant essentiellement à la marche, mais elle se trouve être aussi un point de conflit important entre la pesanteur et la poussée réactionnelle du sol (Sandy ALBERTINI, 2004).

Les grandes révolutions techniques sont étroitement associées au développement de nouveaux matériaux. C'est le cas notamment des progrès spectaculaires réalisés durant ces dernières années en chirurgie orthopédique. On produit actuellement des prothèses qui remplacent des parties importantes et vitales de l'organisme humain (M'hamed KADI, 2005).

Chaque année, le nombre de prothèses totales de hanche implantées dans le monde s'élève à plus de 600 000 (Sandy ALBERTINI, 2004). Depuis plus de 25 ans les travaux sont tous orientés par une commune préoccupation, rejeter les matériaux qui semblent incompatible à la fois sur le plan biologique et mécanique, améliorer le comportement mécanique de ceux qui sont retenus ou tout simplement tester de nouveaux.

Des exigences extrêmement sévères sont imposées aux matériaux utilisés pour la fabrication des prothèses. Il faut en particulier que les matériaux soient biocompatibles, c'est-à-dire qu'ils ne soient ni toxiques pour l'organisme, ni cancérogènes, et qu'ils n'induisent aucune réaction de rejet. Ils doivent, en plus, satisfaire à une série d'exigences au niveau du comportement mécanique et de la longévité. Ils doivent en particulier avoir une bonne résistance à la fatigue et aux chocs répétés, ainsi qu'une bonne tenue à l'usure et à la corrosion en milieu agressif (Dominique FOUCAT 2003).

Malgré la qualité des matériaux utilisés au cours de la dernière décennie, de la précision dans la conception des implants aux progrès techniques et de la qualité des interventions chirurgicales, de nombreux problèmes restent à résoudre.

## *Chapitre II \_ Courbe Rationnelle, Effet de l'Ecrouissage et Durée de Vie des Inox Austénitiques*

### **II-1 Introduction**

La dégradation progressive des propriétés des matériaux passe de la phase de naissance des microfissures jusqu'à l'apparition d'une fissure macroscopique, une discontinuité de matière suffisamment grande par rapport aux hétérogénéités microscopiques. Pour les matériaux métalliques, la référence de 1mm semble un bon compromis (BATHIAS 1978).

La caractérisation mécanique du comportement des matériaux, en statique ou en fatigue, passe forcément par la réalisation des essais de laboratoire. Ces essais sont rendus complexes quand à la fois, le milieu, les charges et la forme de la structure eux-mêmes sont complexes.

Le terme fatigue désigne en général la dégradation lente des matériaux due à l'application des cycles d'efforts répétés dans le temps. En fatigue, les matériaux sont caractérisés par des essais semblables à celui présenté par la figure (II-1) où une éprouvette est soumise à un chargement alterné sinusoïdal d'amplitude constante jusqu'à ce que l'amorçage d'une fissure soit observé.

Le nombre de cycles à l'amorçage obtenu, expérimentalement est alors comparé au nombre de cycles à rupture de la structure. De tels essais sont répétés pour différents niveaux d'amplitudes de chargement afin d'établir la courbe de Wöhler du matériau, donnant en ordonnée l'amplitude de la contrainte notée  $\sigma_a$  ou  $\sigma$  (suivant le rapport de chargement R) en fonction du cycle à l'amorçage ou à la rupture (en échelle logarithmique).

En laboratoire, on impose généralement des contraintes sinusoïdales pouvant avoir des amplitudes constantes ou variables, on parlera de cycle de contrainte pour désigner une période de sollicitation. Ce cycle peut être défini par ses valeurs extrêmes, moyennes, alternées ou encore le rapport (R) de la contrainte minimale à la contrainte maximale (figure II-2).

L'objectif des essais de fatigue est en général de déterminer une "résistance limite", à la fois pour une sollicitation et une durée donnée.

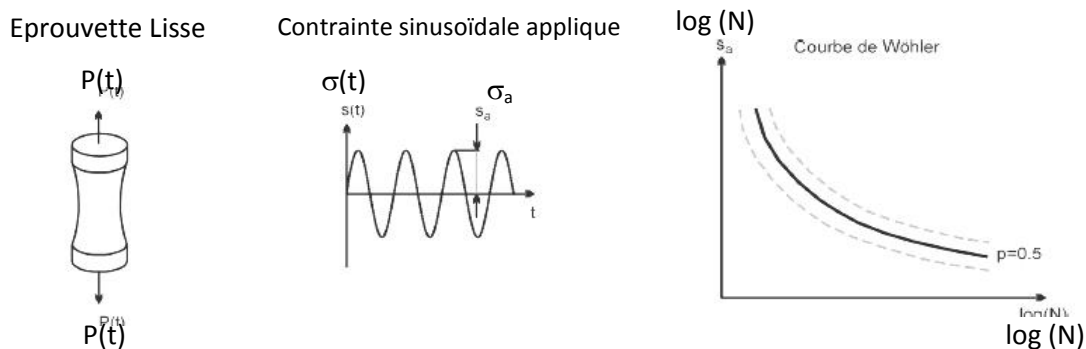


Figure II-1. Conduite d'essais de fatigue et courbe de Wöhler.

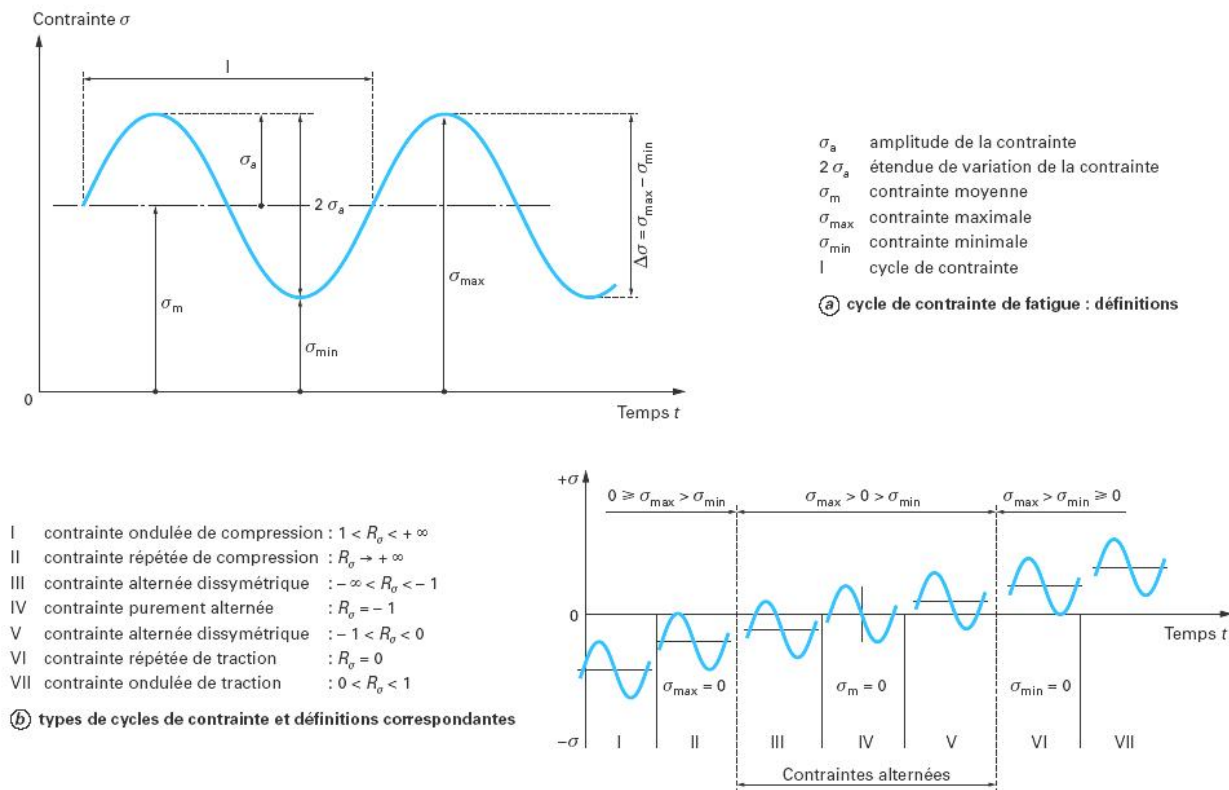


Figure II-2. Cas de sollicitation sinusödale.

On parle souvent de limite d'endurance qui représente, pour une contrainte moyenne donnée, la plus grande amplitude de contrainte pour laquelle le matériau résiste indéfiniment. Les nombres de cycles considérés sont alors supérieurs à  $10^7$  cycles pour la plupart des aciers.

Mais le fonctionnement en service de pièces ou de structures ne nécessite pas toujours un dimensionnement pour des durées de vie illimitées.

Il faut alors considérer la limite d'endurance conventionnelle, qui pour une contrainte moyenne donnée, est l'amplitude de contrainte pour laquelle on admet une probabilité (P%) de ruptures après un nombre très grand, mais fini, de cycles.

## **II-2 Courbe Rationnelle**

Les inox austénitiques ont tendance à créer, lors des déformations une grande quantité, selon les nuances, de la martensite appelée martensite d'écrouissage ou martensite de déformation. Un inox dont l'austénite évolue au profit d'une martensite est considéré comme instable. En revanche, si la nuance forme peu ou pas de martensite d'écrouissage, elle est considérée comme stable, c'est le cas du 316L. Ci-dessous les courbes rationnelles de traction :

### **II-2.1 Austénitiques instables**

Dans le cas des inox austénitiques instables LACOMBE, BAROUX, BERANGER, 1990) et (BARRALIS, MAEDER, 2010) et (Manuel Technique des Aciers Inoxydables, 1982), la courbe rationnelle de traction se décompose en deux domaines linéaires et deux domaines non linéaires (figure II-3).

1/ Les deux domaines non linéaires :

- Le premier domaine se situe vers les 15% de déformation plastique.
- Le second domaine apparaît juste avant le seuil d'instabilité plastique (striction).

2/ Les deux domaines linéaires :

- Le premier domaine est représenté par la pente  $n^1$  correspondant aux déformations faibles (comprises entre 5 et 10%).
- Le second domaine est représenté par la pente  $n^2$  correspondant à l'écrouissage maxi et dépend fortement de la composition chimique de l'acier.

Pour les austénitiques instables, cette pente se situe entre 0,5 pour les moins instables, jusqu'à 0,95 pour les nuances très instables.

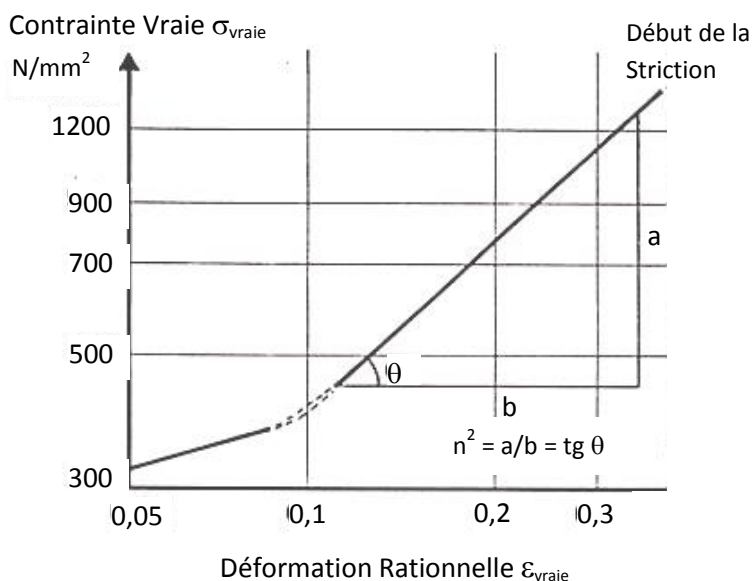


Figure II-3. Schématisation de la courbe rationnelle de traction d'un Inox austénitique instable (LACOMBE, BAROUX, BERANGER, 1990) et (BARRALIS, MAEDER, 2010) et (Manuel Technique des Aciers Inoxydables, 1982).

### II-2.2 Austénitiques stables

Dans le cas des inox austénitiques stables, la courbe rationnelle de traction se décompose en deux domaines linéaires plus un domaine non linéaire (figure II-4). Le domaine non linéaire se situe vers les 15% de déformation plastique. Les deux domaines linéaires (LACOMBE, BAROUX, BERANGER, 1990) et (BARRALIS, MAEDER, 2010) et (Manuel Technique des Aciers Inoxydables, 1982):

- Le premier domaine est représenté par la pente  $n^1$  correspondant aux déformations faibles (comprises entre 5 et 10%).
- Le second domaine est représenté par la pente  $n^2$  correspondant à l'écrouissage maxi et dépend fortement de la composition chimique de l'acier. Cette pente est comprise entre 0,4 et 0,5 dans le cas d'un inox austénitique stable.

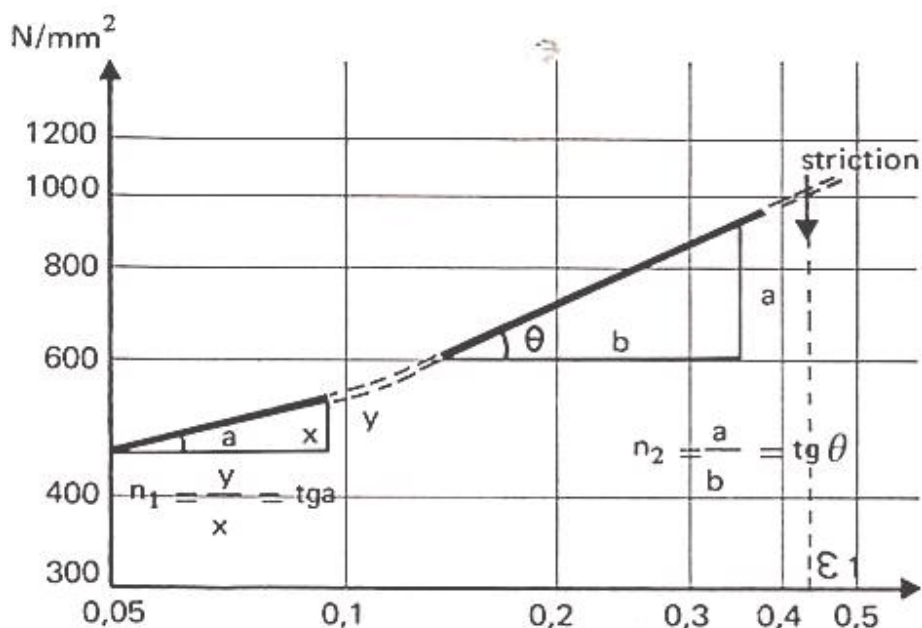


Figure II-4. Schématisation de la courbe rationnelle de traction d'un Inox austénitique stable (LACOMBE, BAROUX, BERANGER, 1990) et (BARRALIS, MAEDER, 2010) et (Manuel Technique des Aciers Inoxydables, 1982).

### II-3 Effet de l'Ecrouissage

Dans le cas des inox austénitiques, l'écrouissage provoque une modification de la structure cristalline. L'austénite, qui constitue la phase métallurgique prépondérante des aciers inoxydables austénitiques, présente une structure cristallographique cubique à faces centrées (CFC).

En fonction de l'analyse chimique de certaines nuances, l'austénite peut présenter un caractère métastable (ou instable) donnant lieu à un durcissement structural par transformation en martensite  $\alpha'$  appelée martensite d'écrouissage (ou de déformation). On l'appelle martensite  $\alpha'$  pour la distinguer de la martensite  $\alpha$  qui se forme dans les aciers contenant du carbone.

A la différence de la martensite  $\alpha$ , la martensite  $\alpha'$  possède de bonnes possibilités de déformations. Cette martensite ne peut pas apparaître au-dessus d'une certaine température appelée  $M_d$ . Elle est ferromagnétique (prend l'aimant) ce qui explique que les nuances austénitiques, lorsqu'elles sont écrouies, peuvent être plus ou moins magnétiques

### II-3.1 Paramètres d'écrouissage

L'aptitude à l'écrouissage des nuances austénitiques dépend de trois facteurs :

- la composition chimique.
- la température.
- le taux de déformation.

#### II-3.1.1 Effet de la composition chimique

La martensite d'écrouissage ou de déformation  $\alpha'$  ne peut plus se former au-dessus d'une température  $M_d$ , supérieure d'environ 150°C à 200°C à la température  $M_s$  (point de départ de la martensite  $\alpha$ ). Cette température est spécifique de chaque nuance et permet d'en déduire la stabilité.

Tous les éléments d'alliage contribuent à abaisser la température de  $M_d$  donc à rendre les nuances plus stables.

- I. Le nickel : un inox à bas nickel est plus instable qu'un inox à haut nickel. L'inox à bas nickel a tendance, sous l'effet d'une déformation, à se transformer progressivement en martensite d'écrouissage ou de déformation. Une telle nuance durcit donc plus par écrouissage qu'une nuance à haut nickel.
- II. Le carbone : C'est un élément gammagène, si sa teneur est élevée, la nuance est plus stable.
- III. Les autres éléments :

Silicium	Limite la formation de martensite d'écrouissage.
Azote	Limite la formation de martensite d'écrouissage.
Chrome	Limite la formation de martensite d'écrouissage.
Manganèse	Limite la formation de martensite d'écrouissage.
Molybdène	Limite la formation de martensite d'écrouissage.
Cuivre	Diminue le durcissement par écrouissage.

#### II-3.1.2 Effet de la température (température de conformation)

Un chauffage permet de ralentir la formation de la martensite de déformation pour les nuances austénitiques instables. Plus la température est élevée, plus le coefficient d'écrouissage diminue. Le tableau (II-1) donne un exemple de trois nuances de l'inox 316.

Tableau II-1. Effet de la température sur l'écrouissage.

Nuance d'Inox	Coefficient d'écrouissage ( $n^2$ )		
	20°C	50°C	100°C
17 Cr - 7 Ni - 0,07 (C + N) Instable	0,96	0,87	0,47
18 Cr - 7 Ni - 0,07 (C + N) Instable	0,60	0,53	0,43
17 Cr - 12 Ni - 0,02 (C + N) Sable	0,40	0,40	0,40

### *II-3.1.3 Effet du taux de déformation et de la vitesse de déformation*

Plus le taux ou la vitesse de la déformation est important(e), plus le taux de martensite formée dans les inox austénitiques instables est élevé.

### *II-3.2 Conclusion*

Il est donc possible de prévoir l'écrouissabilité d'un acier inoxydable austénitique à partir de sa composition.

## **II-4 Effet de l'Ecrouissage Cyclique**

Les essais uni-axiaux permettent de mettre en évidence les principaux phénomènes, ie, **Effet BAUSCHINGER**. Ce phénomène mis en évidence par BAUSCHINGER (BAUSCHINGER, 1881), est une manifestation simple de l'anisotropie engendrée par les déformations permanentes au sein du matériau (LEMAITRE & CHABOCHE, 2004, p. 20). D'après LEMAITRE et CHABOCHE, les déformations permanentes sont hétérogènes d'un cristal à l'autre mais leur compatibilité aux joints de grains est assurée par des microdéformations élastiques qui engendrent des micro-contraintes résiduelles autos équilibrées. Ce sont ces micro contraintes qui sollicitent les cristaux à l'état neutre de différentes manières suivant différentes directions et engendrent une anisotropie du matériau.

L'effet BAUSCHINGER se traduit par une décroissance de la valeur absolue de la limite d'élasticité en compression après un chargement en traction : le matériau se plastifie sous une contrainte plus faible lorsque le sens de la sollicitation est inversé suite à une pré-déformation plastique en traction ou en compression (figure II-5). L'effet BAUSCHINGER induit un déplacement du centre du domaine élastique correspondant ainsi à un écrouissage cinématique du matériau.

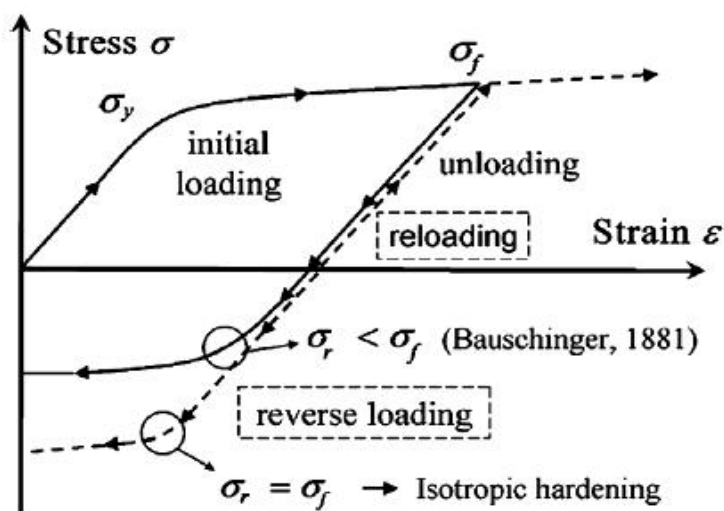


Figure II-5. Mise en évidence de l'effet BAUSCHINGER (XIANG& VLASSAK, 2005)

De nombreux paramètres ont été définis en contrainte, en déformation, ou en énergie pour quantifier ce phénomène (CACERES, GRIFFITHS, & REINER, 1996), (CHOTEAU, QUAEGEBEUR, & DEGALLAIX, 2005), (JORDON, HORSTEMEYER, SOLANKI, & XUE, 2007), (XIANG& VLASSAK, 2005). Une modélisation de l'effet BAUSCHINGER basée sur les variables d'écrouissage cinématique et isotrope a été utilisée par (MOLLICA, RAJAGOPAL& SRINIVASA, 2001), (CHOTEAU, QUAEGEBEUR& DEGALLAIS, 2005) pour les matériaux ductiles comme l'acier 316L. D'autres modèles plus complexes existent. Ils tiennent compte non seulement de l'état des variables internes mais aussi de l'état du dommage du matériau (HORSTEMEYER, 1999), (JORDON, HORSTEMEYER, SOLANKI, & XUE, 2007).

**Durcissement et Adoucissement Cycliques** : on parle de durcissement cyclique du matériau lorsque :

- l'amplitude de contrainte croît avec le nombre de cycles au cours d'un essai en déformation imposée,
- l'amplitude de déformation décroît cycle après cycle au cours d'un essai en contrainte imposée.

Dans une gamme d'amplitudes de déformation imposée de 0,35% à 1%, LIM, HONG et LEE, ont observé sur l'acier 316L, un durcissement cyclique initial rapide, puis une stabilisation de l'amplitude de contrainte suivie d'un durcissement cyclique secondaire (figure II-6) jusqu'à la rupture (LIM, HONG, & LEE, 2005). JIANG et ZHANG dans un retour d'expérience, confirment que le durcissement et l'adoucissement cyclique dépendent non seulement du matériau mais aussi de l'amplitude du chargement qu'on lui impose (JIANG& ZHANG, 2008).

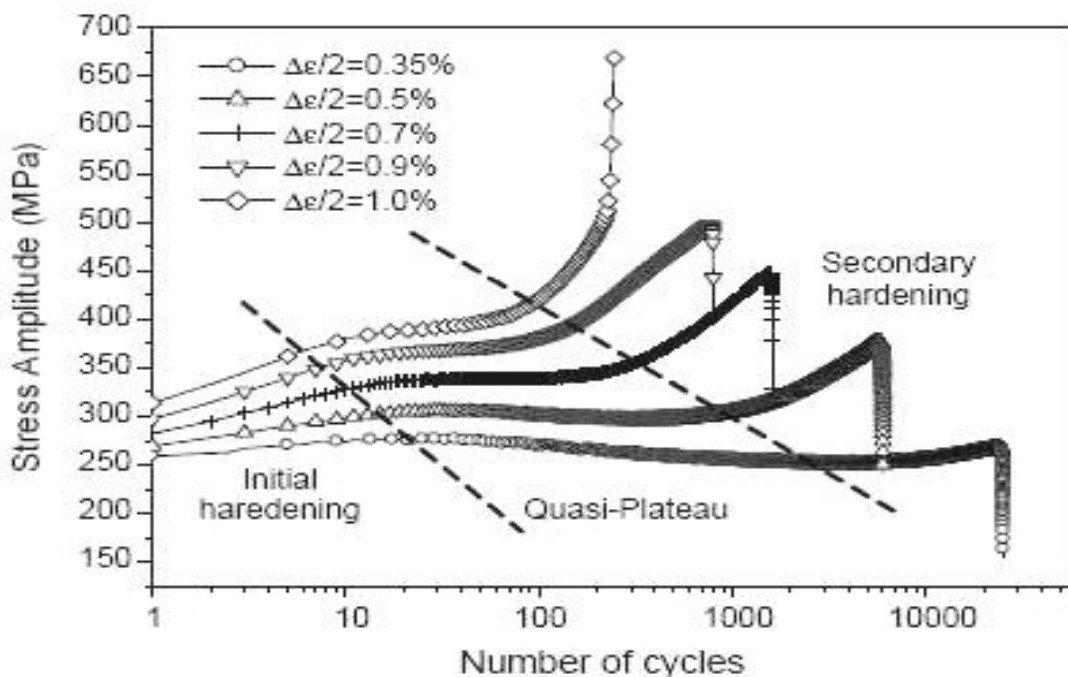


Figure II-6 : Evolutions de l'amplitude de contrainte d'un acier 316L en fonction du nombre de cycles et de l'amplitude de déformation imposée (LIM, HONG, & LEE, 2005).

Les aciers inoxydables austénitiques sont très utilisés dans les domaines industriels alimentaire, ménager, médical, automobile, aéronautique, nucléaire et le bâtiment. La nuance 304 (X5CrNi18-10 ou 1.4301) est la plus répandue des aciers inoxydables austénitiques. La figure (II-7) présente les nuances dérivées de la nuance de base 304.

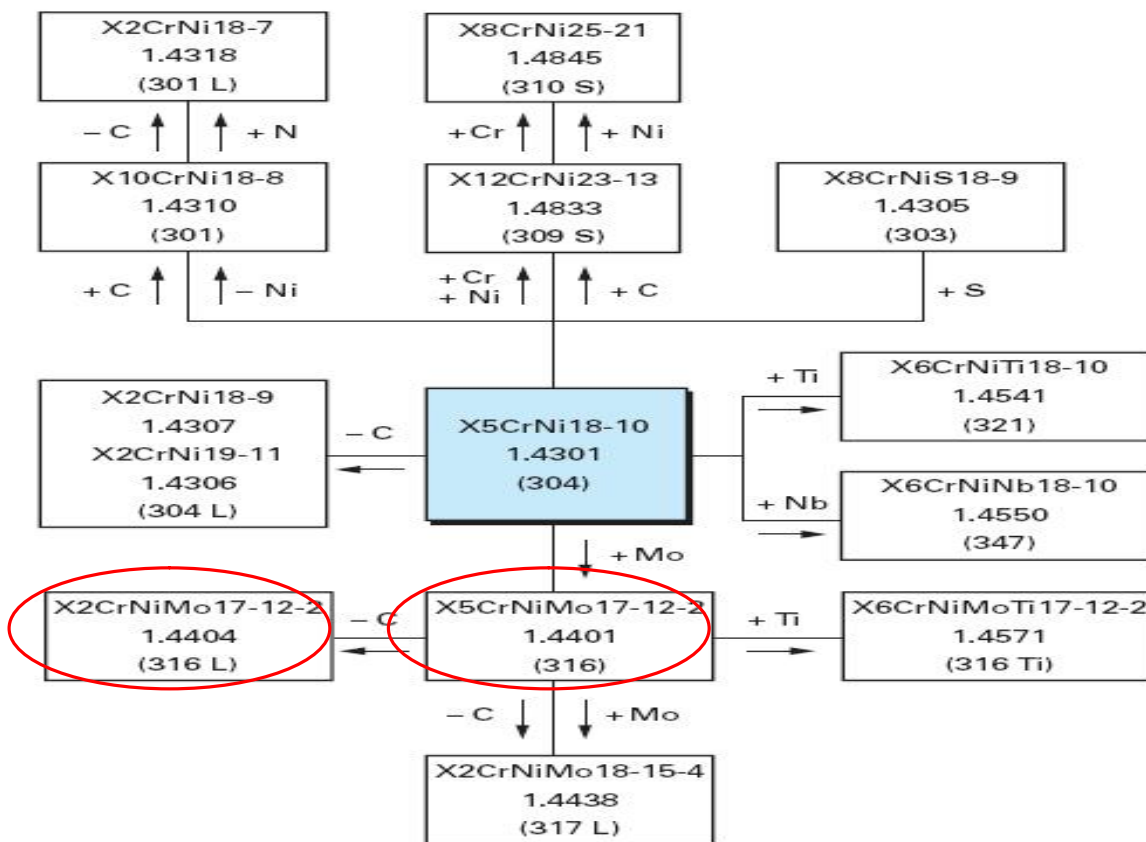


Figure II-7. Aciers inoxydables austénitiques dérivés de la nuance de base 304 (CUNAT, 2000).

Une parmi elles, nous intéresse particulièrement, il s'agit du 316L qui a fait l'objet de nombreuses publications ayant servi de base à notre bibliographie. Les compositions chimiques similaires de ces deux aciers présentent néanmoins, les différences fondamentales suivantes :

- l'acier 316L contient 2% de molybdène alors que l'acier 304L n'en contient pas. Le molybdène améliore la résistance à la corrosion, en particulier en présence de certains acides.
- la teneur en nickel de l'acier 316L ( $\approx 12\%$ ) est plus élevée que celle de l'acier 304L ( $\approx 9\%$ ). Le nickel améliore la formabilité de l'acier.

L'acier 316L présente une meilleure résistance à la corrosion et une meilleure aptitude à la mise en œuvre au cours des procédés de fabrication. Toutefois, en fonction des besoins, l'acier 304L, peut présenter un meilleur rapport qualité prix.

Les éléments d'addition contenus dans les aciers inoxydables sont classés en deux grandes familles : les éléments alphas et les éléments gamma.

- Le chrome est alpha. Un accroissement de la teneur massique en chrome favorise la formation et la stabilité de la ferrite  $\delta$  au détriment de l'austénite  $\gamma$  (figure II-8a). Le molybdène, le titane, le silicium, et le niobium sont aussi alpha.
- Le nickel, gamma, élargit le domaine de l'austénite  $\gamma$  (figure II-8b) au détriment de la ferrite et facilite la mise en œuvre des aciers inoxydables par déformation plastique. Le manganèse, le carbone, et l'azote sont aussi gamma.

(304 est la désignation AISI, la désignation selon la norme AFNOR EN 10027 et le Code numérique correspondant, selon la norme EN 10088, sont donnés entre parenthèses).

Un élément de volume au sens de la mécanique des solides, il faut entendre : un volume suffisamment important par rapport aux hétérogénéités de la matière pour qu'il soit représentatif du matériau et suffisamment petit pour que les dérivées partielles des équations de la mécanique des milieux continus aient un sens.

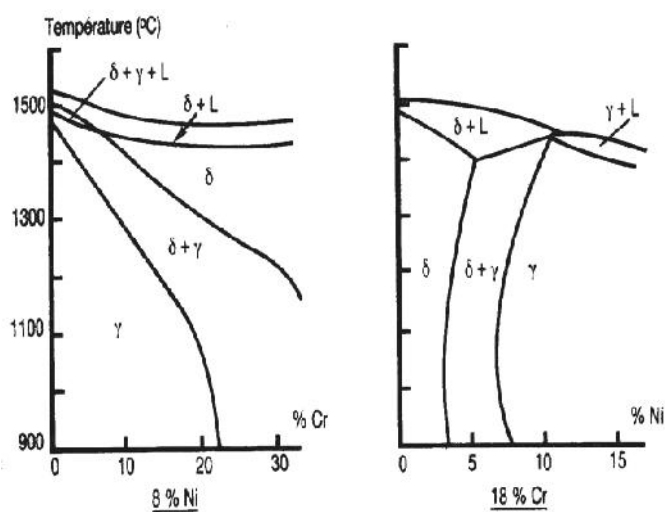


Figure II-8 : Coupes à concentration définie du diagramme d'équilibre à haute température des alliages ternaires Fe-Cr-Ni : (a) mise en évidence des caractères alpha du chrome, (b) gamma du nickel (BAVAY, 1990).

## **II-5 Estimations de la Limite d'Endurance**

La fissuration par fatigue se produit lorsque la variable d'endommagement "D" choisie, atteint sa valeur critique (souvent 1). La plus utilisée aujourd'hui est la loi de cumul d'endommagement linéaire de PALMGREN-MINER (PALMGREN-MINER, 1996) qui reste le meilleur compromis entre la simplicité d'application et la qualité des prévisions pour de grandes durées de vie (PALIN-LUC, T. 2006).

YOSHIMITSUO kazaki et EMIKO Gotoh (YOSHIMITSU, EMIKO, 2011) ont essayé de mettre en évidence l'effet de la géométrie de l'échantillon sur la résistance à la fatigue d'un alliage à base de titane, le Ti-15Zr-4Nb-4Ta. Les essais de fatigue réalisés par ces auteurs répondent aux normes, JIS T0309 (JIS T 0309, 2009), ASTM F1801 (ASTM F 1801, 2004), JIS T0310 (JIS T 0310, 2009) et ISO 7206-4 (ISO 7206-4, 2002). Ces normes cadrent essentiellement les études de la durabilité des prothèses de hanches artificielles.

Deux formes de sections ont été considérées, rectangulaire et circulaire. Pour chaque section testée, deux formes de la partie utile des éprouvettes ont été considérées (figure II-9) :

- sablier, dont la partie utile est limitée par un arc de cercle continu de rayon R (figure II-9a et II-9c),
- longueur utile uniforme (figure II-9b et II-9d).

Les éprouvettes d'essais ont été usinées dans la direction longitudinale, parallèlement à la direction de forgeage. Pour éviter les concentrations des contraintes dues à la rugosité après les opérations d'usinage, les surfaces ont subi des opérations de polissage. Par la suite, les éprouvettes ont été traitées en solution de RINGER (solution physiologique créée par Sydney RINGER), appropriée pour les essais en solution de corrosion sous une température de 37°C, selon la norme ISO16428 (ISO 16428, 2005). Les essais ont été réalisés avec un rapport de charge de 0,1 en traction - traction, torsion - torsion et traction-torsion.

La première campagne d'essais porte sur des essais sous un chargement cyclique sinusoïdal ondulé en traction - traction. Par ces essais les auteurs (YOSHIMITSU, EMIKO, 2011) ont cherché à mettre en évidence séparément l'influence de la forme, de la section (rectangulaire ou circulaire), du diamètre (pour la forme circulaire) et de l'épaisseur (pour la forme rectangulaire), sur la résistance à la fatigue. Les résultats d'essais en termes de limite d'endurance sous une fréquence de 10Hz, sont donnés dans les figures (II-10a et b).

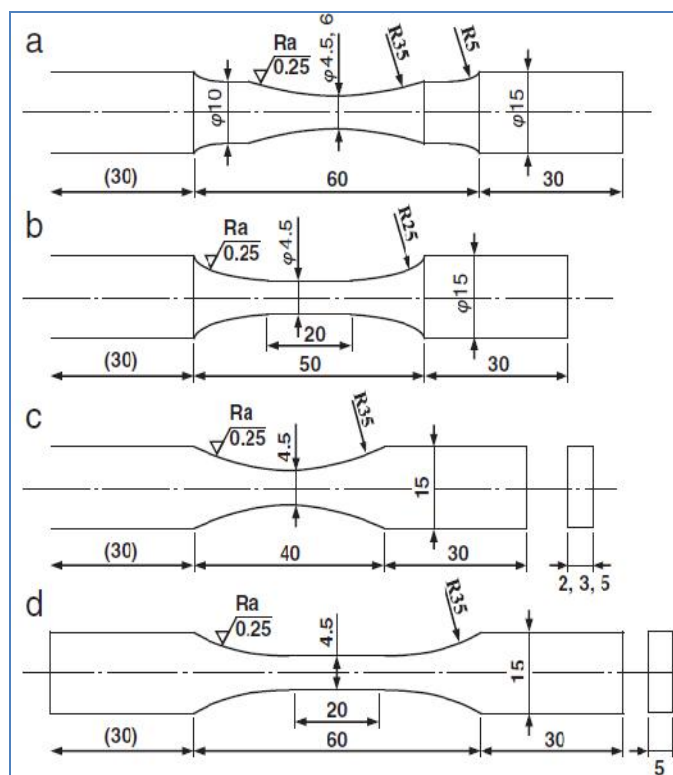


Figure II-9. Eprouvettes d'essais de sections circulaire et rectangulaire, la partie utile (a et c) limitée par un arc de cercle continu, (b et d) uniforme (YOSHIMITSU, EMIKO, 2011).

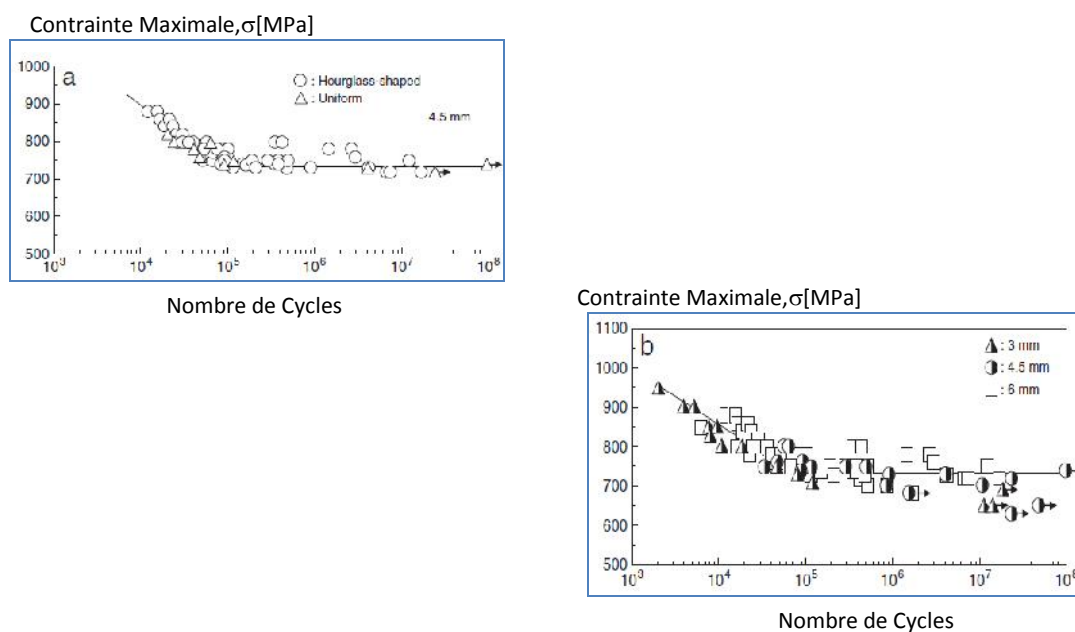


Figure II-10. Courbe S-N, essais de fatigue en traction-traction à 10Hz, pour l'alliage Ti-15Zr-4Nb-4Ta éprouvettes circulaires trempées (YOSHIMITSU, EMIKO, 2011) : (a) l'influence de la forme, (b) l'influence du diamètre.

Les résultats de fatigue représentés sur les figures (II-10a et II-11a), obtenus pour les éprouvettes uniformes et en forme de sablier ont respectivement la même tendance. Les auteurs relèvent que la limite d'endurance à  $1 \times 10^8$  cycles est approximativement de l'ordre de 730 MPa pour les éprouvettes de section circulaire (figure II-10a) et de l'ordre de 485 MPa pour les éprouvettes de section rectangulaire (figure II-11a).

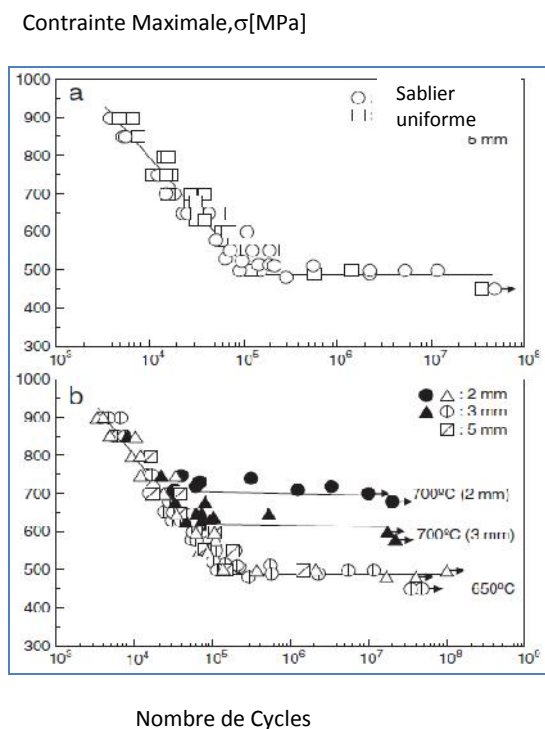


Figure II-11. Courbe S-N, essais de fatigue en traction-traction à 10Hz, pour l'alliage Ti-15Zr-4Nb-4Ta, éprouvette rectangulaires trempées (YOSHIMITSU, EMIKO, 2011), influence de :(a) la forme (b) l'épaisseur (laminage à chaud à 700°C).

Comme la montre la figure (II - 10b), l'effet du diamètre de l'éprouvette sur la résistance à la fatigue est faible. Par contre, cette résistance est nettement améliorée par laminage à chaud jusqu'à une épaisseur de 2mm pour les spécimens de section rectangulaire (figure II-11b). Les auteurs (YOSHIMITSU, EMIKO, 2011) associés cette amélioration à l'effet des contraintes résiduelles induites par laminage à chaud à 700°C.

La figure (II-12) regroupe les courbes S-N obtenues sur tiges en forme de sablier usinées dans quatre alliages le Ti-6Al-4V, le Ti-6Al-7Nb, le Ti-6Al-2Nb-1TA (figure II-12a) et le Ti-15Mo- 5Zr-3Al recuit. Les essais ont été conduits en sollicitation traction-traction dans une solution de RINGER à 37°C avec un signal de forme sinusoïdale. Les courbes de résistance à la fatigue des trois premières tiges Ti-6Al-4V, Ti-6Al-7Nb et Ti6Al-2Nb-1TA à  $1 \times 10^8$  cycles donnent lieu respectivement aux résultats suivants : 600, 685 et 700 MPa.

Par contre, pour le quatrième alliage, le Ti-15Mo-5Zr-3Al forgé à chaud à une température de l'ordre de 700 à 800°C, les auteurs relèvent un meilleur comportement à la fatigue par rapport à l'état recuit (figure II-12b). Ils constatent que la résistance à la rupture de l'alliage Ti-15Mo-5ZR-3Al forgé double de valeur à 1x10<sup>8</sup> cycles (800 MPa) et seulement 400 MPa pour un état recuit.

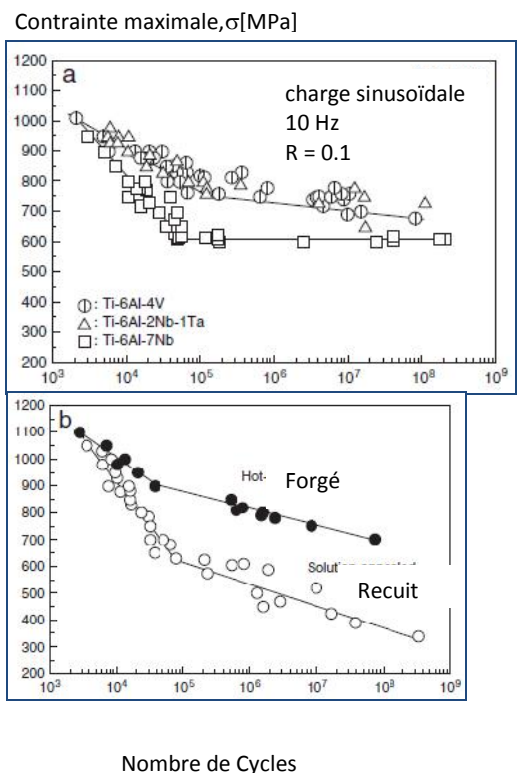


Figure II-12. Courbes SN obtenues par des essais de fatigue traction- traction dans la solution de Ringer à 37°C (YOSHIMITSU, EMIKO, 2011) : (a) alliages recuit Ti-6Al-7Nb, Ti-6Al-4V et Ti-6Al-2Nb-1TA; (b) alliages forgés à chaud Ti-15Mo-5ZR-3Al.

Une seconde campagne d'essais a été conduite en torsion-torsion, sous un angle de torsion total de 90° par rapport à l'axe de la machine et à une fréquence de 10Hz. La contrainte maximale de cisaillement en torsion ( $\tau_{max}$ , MPa) a été estimée par l'équation suivante :

$$M_{\tau,max}(\text{moment de torsion maximal [N.m]}) = \frac{\tau_{max} \cdot I_0}{r} = \tau_{max} \cdot Z_p$$

Avec :

$I_0$  : le moment d'inertie quadratique polaire de la section

$Z_p$ : le module de torsion

La figure (II-13) montre les courbes S-N obtenues par essais de fatigue en torsion-torsion réalisés sur des tiges en forme de sablier de diamètre 4,5 mm, fabriquées dans un alliage Ti-15Zr-4Nb-4TA une fois recuit et une seconde fois vieilli et le Ti-15Mo-5Zr-3Al vieilli dans une solution.

Les auteurs (YOSHIMITSU, EMIKO, 2011) relèvent la même valeur de la limite d'endurance, 620 MPa pour  $1 \times 10^7$  cycles (figure II6a). Cela dénote que le traitement de recuit et de vieillissement n'affecte pas la limite d'endurance de l'alliage Ti-15Zr-4Nb-4TA.

Par contre, la résistance à la fatigue de l'alliage Ti-15Mo-5Zr-3Al est relativement faible, comme dans le cas des essais de traction-traction. Les auteurs déduisent que le vieillissement de l'alliage Ti-15Zr-4Nb-4TA n'affecte pas sa résistance à la fatigue en torsion-torsion.

La figure (II-13b) montre les courbes S-N obtenues par un essai de traction-torsion réalisé sur des tiges en forme de sablier. La traction et la torsion sont appliquées simultanément, les auteurs relèvent une diminution de la résistance à la traction maximale lors du chargement par une contrainte de torsion de 392 MPa. En outre, lors du chargement à une contrainte de 672MPa, la résistance à la traction est nettement diminuée à environ  $1 \times 10^4$  cycles et la rupture de l'échantillon a été observée à environ  $3 \times 10^4$  cycles. Les auteurs concluent qu'une étude approfondie est nécessaire pour déterminer la contrainte maximale de torsion pour les biomatériaux et leur application dans le corps humain.

Le tableau (II-2) récapitule les différentes propriétés des alliages de titane utilisés pour les essais de fatigue et le rapport de la résistance à la fatigue à la résistance à la traction. On observe que ces rapports sont approximativement supérieurs à 65% pour tous les alliages à l'exception de Ti-15Mo-5Zr-3Al.

Les éprouvettes vieilles de Ti-15Zr-4Nb-4TA présentent en particulier un taux plus élevé d'environ 75%. Le rapport de la résistance à la fatigue a tendance à augmenter avec l'augmentation de la réduction de la section pour les alliages de Ti dont la microstructure est de phase  $\alpha$ . L'alliage Ti-15Mo-5Zr-3Al, qui présente une résistance ultime à la traction élevée, a montré un taux inférieur à celui des autres alliages.

Les auteurs concluent que le rapport entre la résistance à la fatigue à  $1 \times 10^8$  et la limite ultime de traction est approximativement 65% ou plus haut pour tous les matériaux de Ti à l'exception de l'alliage de Ti-15Mo-5Zr-Al. Le rapport pour Ti-15Mo-5Zr-Al, qui a une résistance à la traction finale élevée, était inférieur à 65%, suggérant que la résistance à la fatigue ne se corrèle pas nécessairement avec la résistance mécanique. BALEANI et al. (BALEANI, CRISTOFOLINI, VICECONTI, 1999) ont analysé l'effet de la valeur de la charge considérée pour la conduite des essais d'endurance réalisés sur des tiges fémorales. Les auteurs ont pu analyser l'effet de cette charge calculée selon la norme ISO 7206 établie pour les essais au laboratoire en particulier dans ses parties (4 et 8) relatives aux essais d'endurances et la charge physiologique estimée in-vivo.

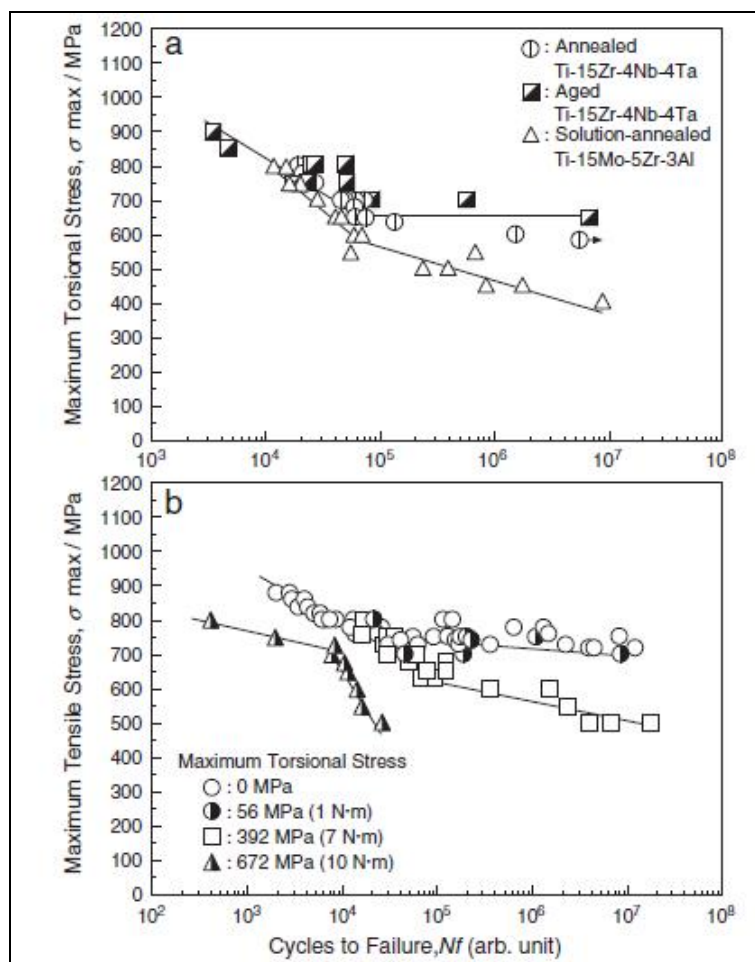


Figure II-13. Courbes S-N à partir des essais de fatigue (YOSHIMITSU, EMIKO, 2011):  
 a) Essais en mode torsion-torsion (10 Hz) obtenues sur deux alliages Ti-15Zr-4Nb-4Ta et Ti-15Mo-5Zr-3Al.  
 b) Essai en mode traction-torsion (5 Hz) en utilisant l'alliage Ti-15Zr-4Nb-4Ta.

Les auteurs (BALEANI, CRISTOFOLINI, VICECONTI, 1999) considèrent trois différentes longueurs de tiges (figure II-14). La tige testée est scellée à une distance égale à sa demi-longueur au-dessous de la tête de la prothèse (centre de la charge), comme défini dans la norme ISO 7206. Les auteurs utilisent :

- trois différents matériaux : acier inoxydable, alliages de Ti, alliage de Co-Cr,
- quatre différents diamètres de la tête fémorale de valeurs 26, 34, 42 et 50 mm (figure II-14),
- quatre différentes sections transversales : circulaire, elliptique (le rapport des deux demi-axes  $a/b=1.6$ ), carré et rectangulaire (le rapport entre les deux côtés  $a/b=1.6$ ).

Tableau II-2. Propriétés mécaniques et le rapport entre la résistance à la fatigue et la résistance ultime de traction pour les différents types de Titane utilisés pour les tests (YOSHIMITSU, EMIKO, 2011).

Alliage	$\sigma_{0,2\%}/\text{MPa}$	$\sigma_{\text{ultime}}/\text{MPa}$	A%	E/GPa	$\sigma_{\text{ISO}}/\sigma_{\text{vivo}}$
Ti-15Zr-4Nb-4Ta					
Recuit (Plate)	800 ± 14	910 ± 10	19 ± 2		0.54
Recuit (Rond)	848 ± 2	915 ± 3	21 ± 2	94 ± 2	0.80
S.T. + Vieilli (Rod)	898 ± 5	1020 ± 8	15 ± 2	98 ± 2	0.89
CP. Ti Grade 2	276 ± 6	410 ± 4	40 ± 2	108 ± 6	68
CP. Ti Grade 3	380 ± 2	540 ± 2	32 ± 2	108 ± 2	66
CP. Ti Grade 4	600 ± 6	701 ± 8	26 ± 2	108 ± 2	69
Ti-6Al-4V	849 ± 1	934 ± 1	16 ± 1	102 ± 4	0,73
Ti-6Al-7Nb	845 ± 8	960 ± 10	18 ± 2	108 ± 2	0,63
Ti-6Al-2Nb-iTa	842 ± 2	900 ± 3	18 ± 3	110 ± 1	0,81
Ti-15Mo-5Zr-3Al					
Solution-recuit	910 ± 10	930 ± 8	19 ± 2	92 ± 2	0,38
Forgé à chaud	963 ± 12	988 ± 10	19 ± 2	102 ± 2	0,71

Pour in-vivo quatre charges correspondant au poids corporels ont été considérées 450, 600, 750 et 900 N. La comparaison entre l'essai ISO et l'essai utilisant les charges physiologiques est basée sur trois étapes :

1. L'effort défini par la norme ISO 7206 est calculé en utilisant la théorie des poutres. La contrainte engendrée au niveau d'une tige fémorale est définie par une paire de points de rotation, dans le plan sagittal et dans le plan frontal. Il est supposé que l'extrémité inférieure de la tige est bloquée en rotation. L'exactitude des valeurs calculées de l'effort ne doit pas dépasser 10% de la valeur réelle dans la section transversale critique, supposée à 5 millimètres au-dessous du point supérieur de rotation. Les dimensions de la section transversale critique sont nécessaires pour la conduite des essais ISO en fatigue.
2. La dimension minimale de la section pour une durée de vie de 20 années d'utilisation de la prothèse est déterminée. En fait, l'arthroplastie totale de la hanche est très

performante sur cette période. Les données in-vivo, qui concernent la fréquence de chaque activité et les grandeurs de charges, sont ainsi exigées. Des données relatives aux jeunes femmes, sont supposées comme une évaluation de l'activité quotidienne maximale à prévoir pour des patients d'arthroplastie de la hanche. Le calcul est exécuté en utilisant la règle linéaire de dommages basée sur l'hypothèse de PALMGREN-MINER (PALMGREN-MINER, 1996). Des données de charge de hanche en pourcentage du poids corporel du patient (% de BWPC), sont obtenues à partir des enregistrements télémétriques de BERGMANN et al., (BERGMANN, GRAICHEN, ROHLMANN, 1993) et (BERGMANN, GRAICHEN, ROHLMANN, 1995), KOTZAR et al., (KOTZAR, DAVY, GOLDBERG, HEIPLE, BERILLA, BROWN, BURSTEIN, 1991), (tableau II-3). Dans leur étude les auteurs (BALEANI, CRISTOFOLINI, VICECONTI, 1999) considèrent que chaque courbe de chargement, coup par coup, correspond à une activité, qui peut être modélisée par une courbe sinusoïdale de zéro à la valeur maximale de la force mesurée. Les Différentes directions qui correspondent aux diverses activités sont prises en considération.

3. Pour éviter les rupture après 20 ans d'utilisation,  $d_{ISO}$  et  $d_{vivo}$ , sont comparées afin de vérifier si les charges définies par la norme ISO7206 sont trop conservatrices ou trop faibles. La comparaison est basée sur le calcul du rapport  $(d_{vivo}-d_{ISO})/d_{vivo}$ . Les auteurs (BALEANI, CRISTOFOLINI, VICECONTI, 1999) estiment que, si le rapport est positif, le chargement physiologique est plus critique que celui défini par la norme ISO 7206.

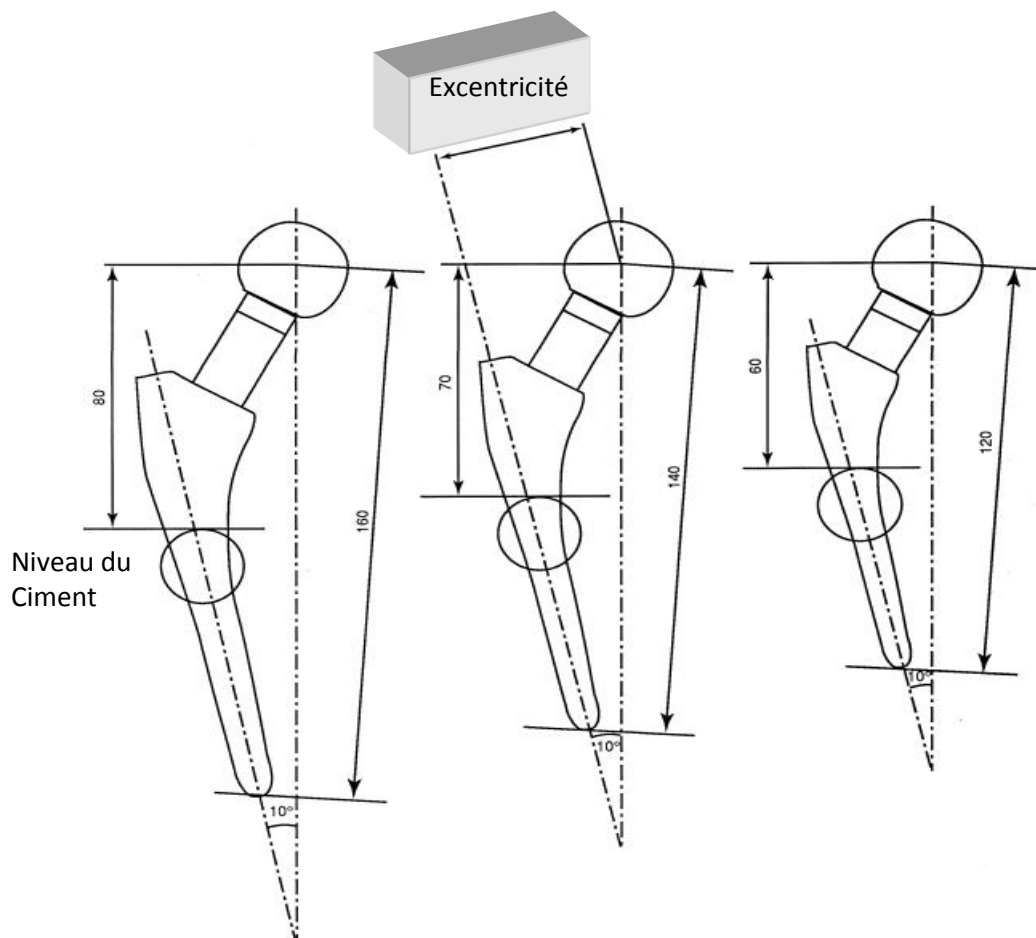


Figure II-14. Localisation de la section transversale critique (désignée par le cercle) le long des trois tiges de longueurs différentes (BALEANI, CRISTOFOLINI, VICECONTI, 1999).

Tableau II-3. Cas des activités dans un délai de 1 an pour les patients actifs. La colonne de droite rapporte la charge maximale de joint de hanche correspondant à chaque activité (BALEANI, CRISTOFOLINI, VICECONTI, 1999).

Activity	Cycles year <sup>-1</sup> [15,16]	Specific activity/speed	Supposed occurrence (%)	Max load (% BW) [18-20]
Walking	2.5 × 10 <sup>6</sup>	Level walking/1 km h <sup>-1</sup>	20	282
		Level walking/3 km h <sup>-1</sup>	60	324
		Level walking/5 km h <sup>-1</sup>	20	429
Jogging	6.4 × 10 <sup>5</sup>	Level jogging/5 km h <sup>-1</sup>	50	484
		Level jogging/7 km h <sup>-1</sup>	30	496
		Jogging upstairs	10	515
		Jogging downstairs	10	384
Ascending Stairs	4.2 × 10 <sup>4</sup>	Walking upstairs/slow	20	333
		Walking upstairs/normal	70	356
		Walking upstairs/fast	10	386
Descending stairs	3.5 × 10 <sup>4</sup>	Walking downstairs/slow	20	374
		Walking downstairs/normal	70	387
		Walking downstairs/fast	10	432
Sitting/rising	7.2 × 10 <sup>4</sup>	Rising from a chair	100	123
Jolting	1.8 × 10 <sup>3</sup>	Stumbling	100	720

Les auteurs (BALEANI, CRISTOFOLINI, VICECONTI, 1999) considèrent seulement les résultats présentant les différences > 5% du rapport  $[(d_{vivo} - d_{iso}) / d_{vivo}]$ , en raison de l'erreur dans le calcul des valeurs d'effort.

Les résultats obtenus sont représentés sur la figure (II-15). Les valeurs du rapport  $[(d_{vivo} - d_{iso}) / d_{vivo}]$  positives indiquent que la charge physiologique pour une tige implantée est plus critique que celle définie par la norme ISO. En comparant la différence entre les dimensions de la tige requise pour une durée de vie de 20 ans sur un patient et celle définie pour le test ISO, il semble que le matériau a des effets négligeables. Les auteurs concluent que le matériau a un effet sur la valeur critique du diamètre, mais pas sur le rapport  $[(d_{vivo} - d_{iso}) / d_{vivo}]$ .

L'écart maximal calculé du rapport  $[(d_{vivo} - d_{iso}) / d_{vivo}]$  pour les trois matériaux est <4%. Les différences sont toujours positives pour un poids corporel normal ou élevé du patient (750 - 900 N). Dans ces cas, l'essai ISO sous-estime le risque. Pour le poids corporel élevé (900N) la différence positive entre  $[(d_{vivo} - d_{iso}) / d_{vivo}]$  augmente jusqu'à 25%. Pour un poids corporel bas ou normal (450- 600 N), la norme ISO simule généralement bien la charge in vivo. Cependant, la valeur de l'écart dépend de la géométrie de la section transversale critique.

Pour les sections transversales carrées ou rectangulaires, les auteurs (BALEANI, CRISTOFOLINI, VICECONTI, 1999) observent une première réduction de la différence en augmentant l'excentricité ;

les valeurs tendent alors à devenir constantes et les différences deviennent non significatives pour un poids corporel variant de 450 - 600N.

La règle linéaire de dommage utilisée par les auteurs (BALEANI, CRISTOFOLINI, VICECONTI, 1999) donne également des indications de l'endroit du point de contrainte maximale. Les valeurs maximales de contraintes dans la section transversale critique sont ceux de la compression, située du côté postérieur médial. Néanmoins, le point de traction de contrainte légèrement inférieure à celle de la compression est considéré comme le plus critique parce que la propagation de fissure a lieu en présence d'effort de traction.

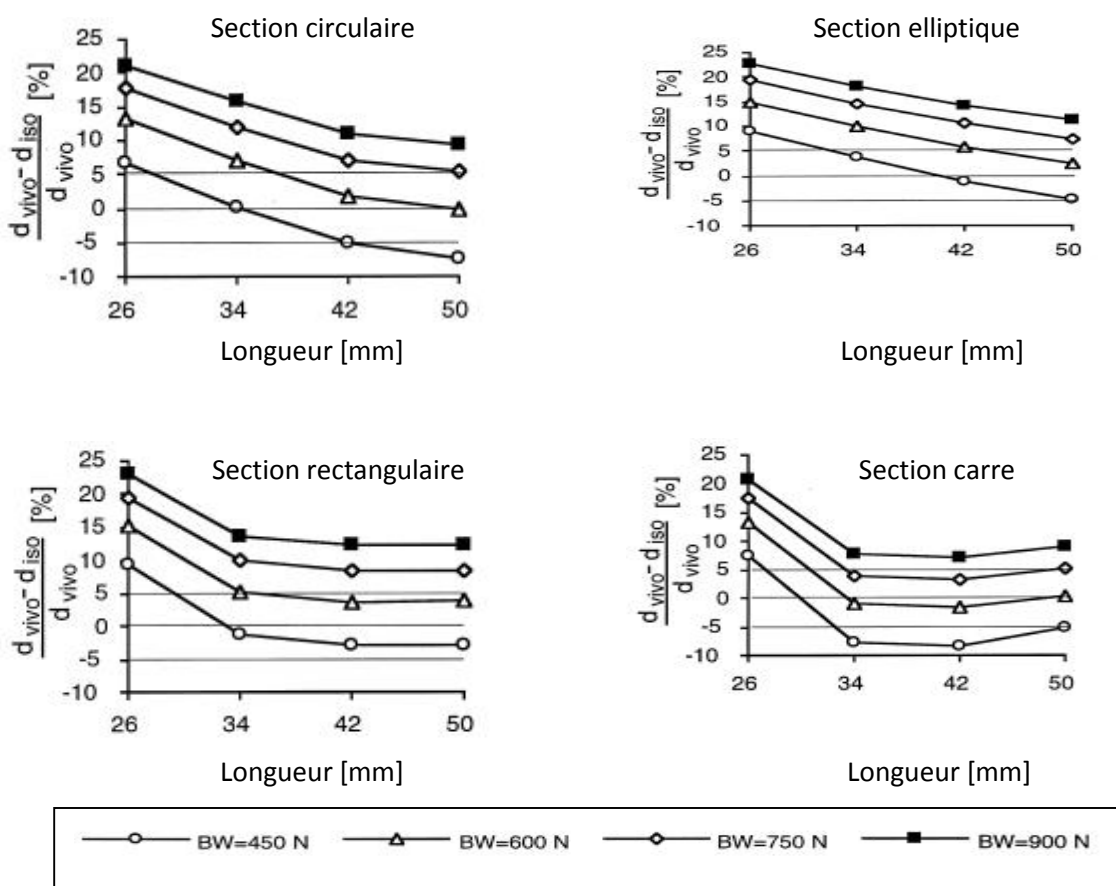


Figure II-15. Différences (en %) calculées entre la dimension minimale de la tige (alliage de Ti) exigée pour ne pas rompre après 20 ans (in-vivo) et celle d'un essai ISO 7206 (BALEANI, CRISTOFOLINI, VICECONTI, 1999).

Enfin une diminution de la longueur de la tige donne une légère réduction des différences. Cependant, les résultats rapportés ci-dessus demeurent acceptables pour les tiges courtes.

Seulement les différences > 5% sont significatives. Les différences positives indiquent que l'examen ISO sous-estime le risque.

Dans cette étude la charge d'essais définie par la norme ISO 7206 est comparée à la charge physiologique in-vivo. Cette charge provient des données enregistrées sur des femmes actives jeunes. Par conséquent vu la géométrie typique de la tige et l'endroit de la section transversale critique est supposé fixe.

Les résultats de calculs théoriques prouvent que la charge fixée pour l'essai courant de fatigue ISO simulent tout à fait bien la charge physiologique enregistrées sur des patients actifs présentant un poids corporel léger-normal (450-600 N).

Les différences dans la dimension de la section critique dans ces cas, sont généralement négligeables. Par contre, il semble que le test de fatigue ISO est trop léger pour simuler la charge physiologique dans le cas de patients actifs de poids excessif. Pour ces cas les différences sont toujours significatives. Le point d'amorçage de la fissure pour les tiges de faible longueur pourrait être localisé dans différents endroits :

1. toujours sur l'aspect antéro-latéral de la tige dans l'essai de fatigue ;
2. sur l'aspect antéro-latéral de la tige dans la simulation physiologique de charge pour l'excentrage de moyen-élevé;
3. sur l'aspect antéro-médial de la tige dans la simulation physiologique de charge pour l'excentrage inférieur de la tête.

La ligne d'action de la charge joue un rôle critique pour la détermination de l'endroit du point soumis à une contrainte maximale. Maintenant, la direction de la crête physiologique de la force dans le plan frontal est généralement plus inclinée que la direction fixée dans la norme ISO pour la charge d'essai.

Par conséquent, en ramenant l'excentricité de la tête à 26 mm par rapport à la ligne d'action de la charge physiologique décale du médial au côté latéral de la section transversale critique. Ce déplacement renverse le moment de flexion frontal, décalant le point de contrainte maximale sur l'aspect antéro-médial de la tige. Réciproquement, la ligne d'action de la charge ISO demeure du côté médial de la section critique même pour la valeur minimum de l'excentricité de la tête. Ainsi, le point de contrainte maximale demeure sur l'aspect antéro-latéral de la tige.

Pour les sections carrées ou rectangulaires le décalage du point critique est modéré (du coin antéro-latéral au coin antéro-médial). En fait le coin est le point ou la valeur du moment fléchissant est la plus élevée, car il est le plus éloigné de l'axe neutre de la section. Ceci affectent la valeur de la contrainte maximale et par là le rapport  $[(d_{vivo} - d_{iso}) / d_{vivo}]$  (figure II.16).

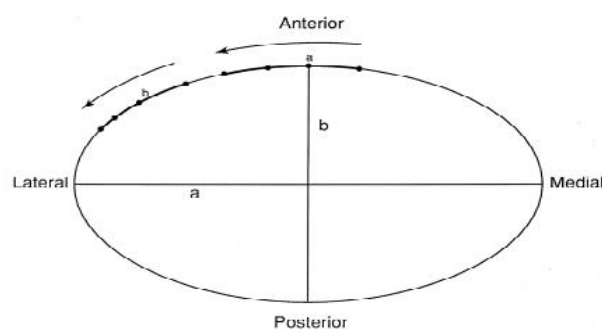


Figure II-16. Point les plus endommagés pour une traction selon la règle de PALMGREN-MINER pour : (a) la charge physiologique et (b) le test ISO 7206 (BALEANI, CRISTOFOLINI, VICECONTI, 1999, 1999).

Les flèches montrent le déplacement des points en fonction de l'excentricité.

RUKKUM et al. (RUKKUM, HEATLAND, REIGSTAD, 1995) et WROBLEWSKI (WROBLEWSKI, SIDNEY, 1933) rapportent sur un grand échantillon de composants fémoraux rompus, que l'origine de la rupture est à côté du coin antero-latéral de la tige. Ceci confirme les prévisions théoriques des auteurs (BATHIAS, 1945) en ce qui concerne les charges in-vivo.

Des résultats obtenus, les auteurs concluent que l'utilisation des charges physiologiques peut mieux simuler un essai d'endurance que celles définies par la norme ISO 7206.

Finalement, les auteurs (BALEANI, CRISTOFOLINI, VICECONTI, 1999), concluent que les éprouvettes de section circulaire dont la partie utile en forme de sablier sont recommandées pour les essais de fatigue. Les auteurs se basent sur les bon résultats de résistance à la fatigue obtenus pour les éprouvettes plates en terme de valeur de la limite d'endurance et en terme de localisation de la rupture pour ce type d'éprouvettes, qui est considérée comme plus stable que celle observée pour les éprouvettes uniforme de même section.

Les données de calcul prouvent que le chargement ISO indique principalement le côté antérieur latéral de la section. Pour la section rectangulaire ou carrée le point le plus critique en termes de contrainte est toujours situé dans le coin. Les charges in-vivo physiologiques indiquent généralement le bord antérieur des sections circulaires et elliptiques comme le point le plus chaud (figure II-15).

La comparaison avec la charge physiologique prouve une diminution de la résistance à la fatigue avec la longueur de la tige. Les différences sont positives pour un poids corporel normal-haut (750 - 900 N). En d'autre terme, l'essai ISO sous-estime les charges au niveau d'une tige implantées pour les patients de poids lourds.

## **II-6 Conclusion**

L'essai de fatigue est nécessaire pour évaluer la limite d'endurance de nouveaux matériaux ou de matériaux ayant subis de nouveaux traitements de surfaces. Les essais normalisés sont essentiels à cette fin. Les charges définies dans la norme doivent être correctement évaluées afin de bien simuler la charge physiologique.

Ces essais sont influencés par plusieurs paramètres liés à l'essai lui-même. Les travaux de la bibliographie relèvent à la fois la forme, les dimensions géométriques de l'éprouvette et la valeur de la charge appliquée lors des essais.

Concernant l'effet du choix de la charge d'essais les auteurs s'accordent sur la norme ISO7206 qui simule bien la charge physiologique au niveau d'une tige implantée dans un patient actif présentant un poids corporel léger-normal. Cependant la norme ISO n'est pas conservatrice quand le patient a un poids corporel élevé et de ce fait il faut mieux recourir à l'utilisation de la charge physiologique. En d'autre terme, une charge d'essai plus élevée que celle fixée par la norme ISO serait exigée.

Ce qui est critique dans un essai de fatigue est la simulation de différentes conditions de charge au niveau de la tige. Le poids corporel, la géométrie de la hanche et les activités quotidiennes affectant la charge de hanche du patient. En outre les conditions de charges physiologiques varient au cours des activités quotidiennes ce qui rend difficile l'estimation de ces derniers pour un essai d'endurance. Pour ces raisons il est nécessaire d'introduire diverses hypothèses dans la définition de la norme. Si l'essai d'endurance doit simuler les conditions les plus critiques possibles, alors il est important d'augmenter la charge appliquée pour un essai de fatigue, charge imposée par la norme ISO 7206.

En outre, l'angle de flexion de la tige pendant l'essai de fatigue devrait être légèrement augmenté pour réduire les différences entre la localisation des points de contraintes maximales. De cette façon l'essai de résistance serait conservateur également pour la charge qui pourrait avoir lieu pour un patient actif de poids important. Cependant ce raisonnement mène à surdimensionnée la tige implantée pour les patients de poids corporel léger. Pour réduire ce problème la norme ISO en cours de révision devrait présenter une classification des prothèses de hanche, fixant différentes conditions minimales pour la charge utilisée pour les essais d'endurance. La tige conçue pour des patients de poids important serait examinée à des niveaux de charge plus élevée que celle destinée pour les patients de poids réduit.

Cependant, une augmentation de la charge d'essais mènera à surestimer la capacité de la tige implantée pour un patient de poids corporel léger ou moyen. Une rigidité accrue de la tige, favorise la résorption et augmenter ainsi le risque d'échec de l'implant par descellement.

Il est possible de faire face aux deux conditions opposées en présentant différentes valeurs de charge pour simuler des différents poids corporels des patients. Cette solution présenterait une classification des tiges de hanche basées sur la charge qu'elles peuvent supporter.

## ***Chapitre III \_ Comportement sous chargement Monotone et Cyclique en Fatigue de l'Acier Inoxydable Austénitique 316L***

### ***III-1 Introduction***

*Qu'est-ce qu'un acier inoxydable austénitique ?*

L'inoxidabilité de certains aciers est due à la formation d'une couche d'oxyde de chrome protectrice à la surface de l'alliage métallique, appelée couche de passivation. La formation de cette couche de passivation nécessite une teneur en chrome de l'alliage au moins égale à 12%.

Les aciers inoxydables austénitiques sont des alliages de fer et de carbone qui contiennent, en général, de 0,02% à 0,1% de carbone, 17 à 20% de chrome, 7 à 25% de nickel, 2 à 5% de molybdène et d'autres éléments d'addition comme le cuivre, le silicium, le titane, le niobium (Cunat, 2000). Les éléments d'addition permettent d'améliorer la tenue à la corrosion ou les propriétés mécaniques du matériau. Depuis quelques décennies, le nickel coûteux, est progressivement remplacé par l'azote grâce à des procédés d'élaboration qui améliore sa solubilité dans l'acier liquide.

Dans ce chapitre, nous rapportons les résultats caractéristiques du comportement de l'acier inoxydable austénitique 316L par essais de traction monotone et par essais de fatigue sous de faibles amplitudes de chargement. Les composants métalliques des structures mécaniques sont souvent soumis à des sollicitations cycliques qui peuvent conduire à leur endommagement par fatigue. En général, l'évolution du comportement d'une pièce mécanique passe par un état stable avant la rupture par endommagement.

L'amélioration du comportement du matériau passe par la compréhension des phénomènes physiques qui opèrent tout au long de sa durée de vie. Le comportement cyclique des métaux par exemple, peut être caractérisé par des essais en contrainte imposée, en déformation totale imposée ou en déformation plastique imposée. Ce dernier mode de pilotage nécessite l'utilisation d'un asservissement complexe.

Les observations macroscopiques du comportement du matériau se font sous sollicitations uniaxiales ou multiaxiales. Les essais sont réalisés sur des éprouvettes ou éléments de volume<sup>(\*\*)</sup> représentatifs du matériau. La géométrie de ces éprouvettes présente une zone utile suffisamment grande pour que les champs de sollicitations mécaniques et thermiques y soient uniformes. Le chargement appliqué aux éprouvettes est constitué de cycles de traction-compression réalisés entre deux valeurs de déformation, en contrôlant la consigne de déplacement.

## ***III-2 Méthodologie expérimentale***

Dans ce chapitre nous présentons les objectifs et le programme expérimental des différentes campagnes d'essais que nous avons mené dans le cadre de ce travail. Nous commençons par décrire les objectifs généraux de nos investigations, puis nous présentons le matériau, l'équipement et les différentes procédures utilisées.

### ***III-2.1 Les objectifs***

Le travail a pour objectifs principaux de :

- définir le comportement mécanique, par essais de traction, de l'acier 316L.
- déterminer et comparer le comportement de l'acier 316L vierge et ayant subi un pré-écrouissage monotone (PEM).

Les essais de traction vont nous permettre d'établir les courbes rationnelles. Courbes à partir desquelles on peut remonter aux valeurs du coefficient d'écrouissage et aux valeurs du coefficient de résistance de l'acier 316L.

Les essais de fatigue ont pour objectif l'évaluation des effets d'un pré-écrouissage monotone sur le comportement cyclique de la nuance 316L.

A partir de la représentation des évolutions des grandeurs macroscopiques (amplitude de contrainte), nous cherchons à expliquer les différences de comportement cyclique.

#### ***III-2.1.1 Le matériau***

La nuance de l'acier 316L a été utilisée au cours de nos investigations. Nous rappelons les compositions chimiques obtenues par Microanalyse par Energie Dispersive de rayons X (figure III-1 et tableau III.1).

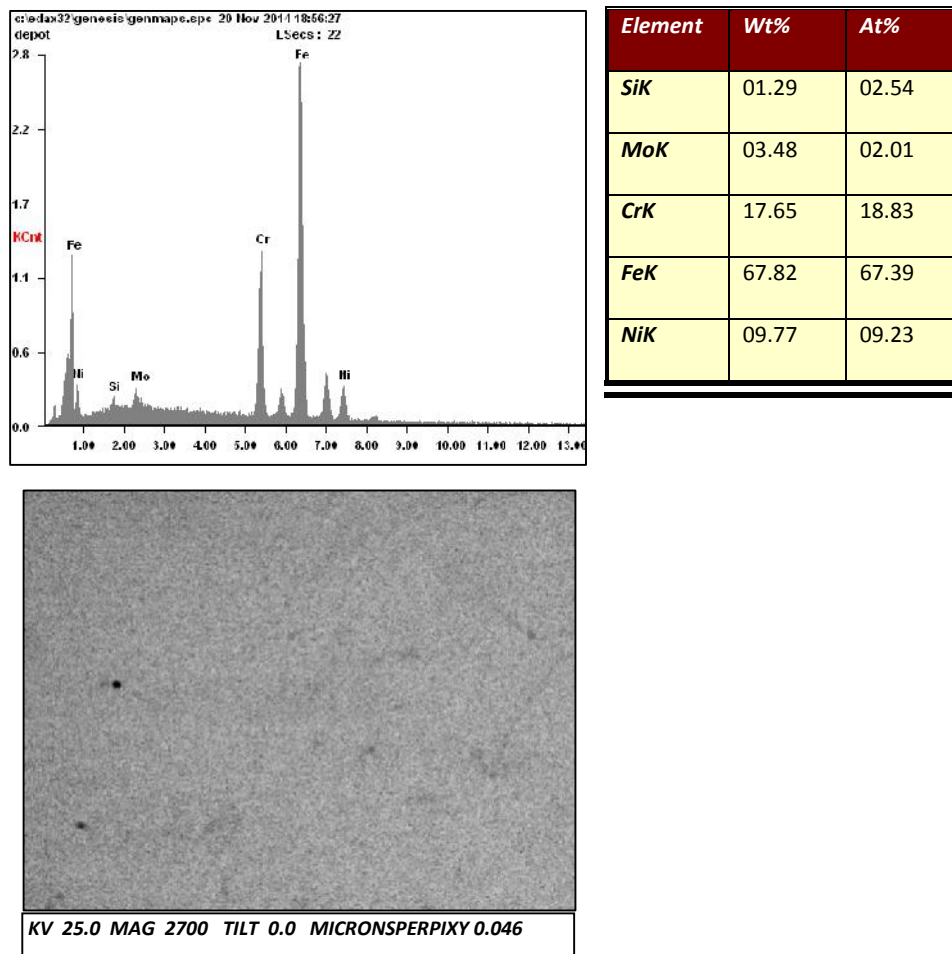


Figure III-1. Microanalyse par Energie Dispersive de rayons.

Tableau III-1. Compositions chimiques en pourcentage massique du 316L d'après une analyse par Diffraction des Rayons X.

(%)	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	N <sub>2</sub>	Fe
<b>316L</b>	0,023	1,13	01,29	0,004	0,024	9,77	17,65	03,48	0,1	0,028	67,82

### III-3 Présentation du dispositif expérimental

#### III-3.1 Eprouvettes d'essais

Les éprouvettes utilisées dans ce travail ont été usinées dans l'alliage 316L pour application chirurgicale. Les opérations d'usinage ont été réalisées au niveau de l'atelier de la faculté de génie mécanique et génie des procédés de l'USTHB.

Nous avons utilisé deux types d'éprouvettes :

1. Eprouvettes cylindriques pleines et lisses dont la géométrie (figures III-2) est définie selon la norme EN 10002-5 pour les essais de traction monotone.
2. Eprouvettes pour les essais de traction-compression (figures III-3). Ces essais sont réalisés sur des éprouvettes cylindriques pleines et lisses dont la géométrie a été définie pour correspondre à la machine d'essais du Laboratoire de Mécanique Avancée "LMA" de l'USTHB.
3. Eprouvettes cylindriques pleines et lisses dont la géométrie (figures III-2) définie selon la norme EN 10002-5 pour les essais de traction monotone.
4. Eprouvettes pour les essais de traction-compression (figures III-3). Ces essais sont réalisés sur des éprouvettes cylindriques pleines et lisses dont la géométrie a été définie pour correspondre à la machine d'essais du Laboratoire de Mécanique Avancée "LMA" de l'USTHB.

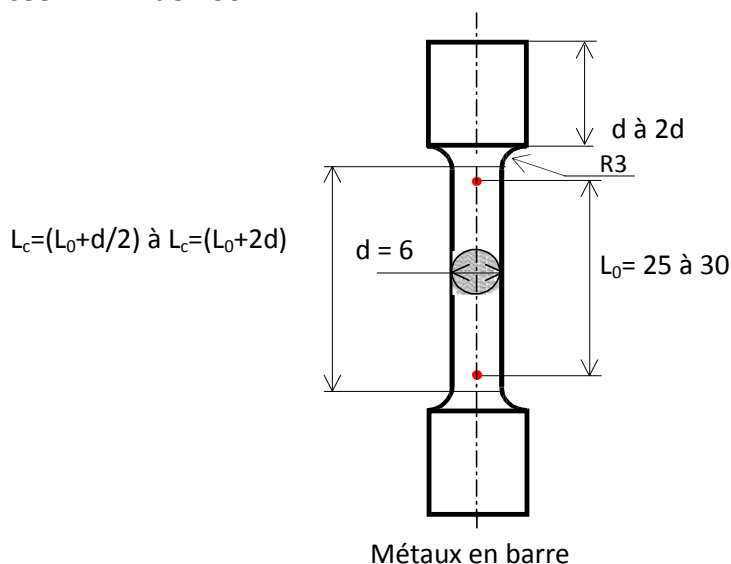
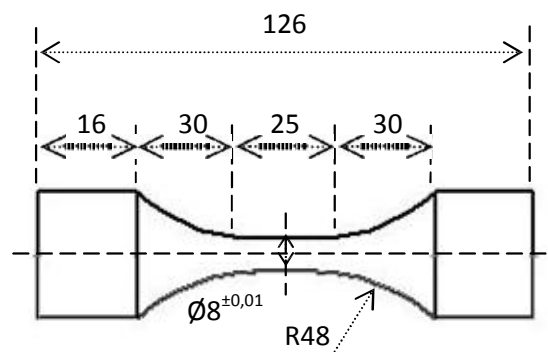


Figure III-2. Schéma représentatif de l'éprouvette de traction



Tolérance générale  $\pm 0,1$

Figure III-3. Schéma représentatif de l'éprouvette de traction-compression

### III-3.2 Paramètres mécaniques liés à l'essai de traction et à l'essai de traction - compression

- Essai de traction : le détail de ces paramètres est comme suit (tableau III-2)

Paramètres	Formulation	Unité
Allongement $\Delta L$	$\Delta L = l_t - l_0$	mm
Charge à la limite d'écoulement	$F_{\varepsilon 0,2\%}$	N
Charge Maximale	$F_m$	N
Limite élastique conventionnelle $R_{e0,2\%}$ (absence d'un palier d'écoulement)	$R_{e0,2\%} = \frac{F_{\varepsilon 0,2\%}}{S_0} \text{ (N/mm}^2\text{)}$	MPa
Contrainte à la charge maximale $R_m$	$R_m = \frac{F_m}{S_0} \text{ (N/mm}^2\text{)}$	MPa
Section $S_0$	$S_0 = \frac{\pi d^2}{4}$	mm <sup>2</sup>
Déformation $\varepsilon$	$\varepsilon = \frac{\Delta L(\text{mm})}{L_0(\text{mm})}$	Sans unité
Déformation Vraie $\varepsilon_v$	$\varepsilon_v = \ln(1 + \varepsilon)$	Sans unité
Contrainte Vraie $\sigma_v$	$\sigma_v = \sigma(1 + \varepsilon)$	MPa
Déformation élastique $\varepsilon_e$	$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E}$	Sans unité
Déformation plastique $\varepsilon_p$	$\varepsilon_p = \varepsilon - \varepsilon_e$	Sans unité

$L_t$  est la nouvelle longueur utile de l'éprouvette pour un effort exercé  
 $L_0$  : Longueur initiale de la zone utile de l'éprouvette  
 $F$  : la force appliquée  
 $\Delta L$  : Allongement axial de la zone utile de l'éprouvette  
 $d$  : le diamètre de la zone utile  
 $\varepsilon$  : déformation totale égale à  $\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p$

Le dépouillement des essais de traction, nous a permis d'identifier les différents paramètres mécaniques du l'acier inoxydable 316L et de remonter par calcul à la déformation vraie (relative) et la contrainte vraie en utilisant les expressions données dans le tableau (III-2).

Les déformations élastique ou plastique sont calculées avec la même expression en remplaçant l'indice "t" par "e" ou "p" respectivement.

- *Essai de Fatigue*

Les principaux paramètres d'une boucle d'hystérésis utilisés pour caractériser le comportement en fatigue du matériau, sont montrés dans la figure (III-4).

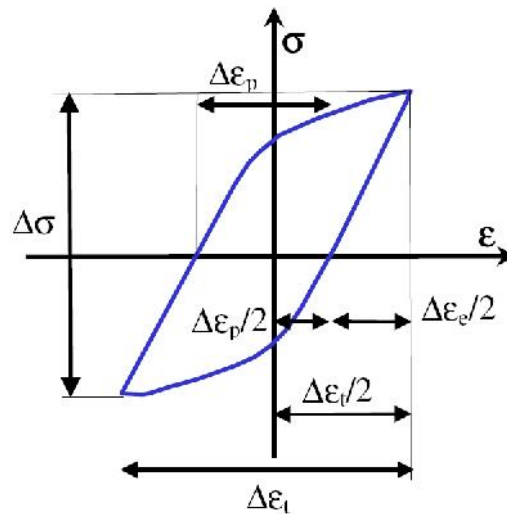


Figure III-4. Définition des paramètres caractéristiques d'une boucle d'hystérésis (Hénaff et Morel, 2005)

Le détail de ces paramètres est comme suit :

Tableau III-3. Paramètres mécaniques liés à l'essai de traction-compression

Paramètres	Formulation	Unité
Etendue de la variation de la contrainte	$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$	MPa
Etendue de la variation de la déformation totale	$\Delta\epsilon_t = \epsilon_{max} - \epsilon_{min}$	Sans unité
Amplitude de contrainte	$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{1}{2}(\sigma_{max} - \sigma_{min})$	MPa

l'amplitude de déformation	$\varepsilon_a = \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{1}{2}(\varepsilon_{max} - \varepsilon_{min})$	Sans unité
Contrainte moyenne	$\sigma_{moy} = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$	MPa
Déformation moyenne	$\varepsilon_{moy} = \frac{\varepsilon_{max} + \varepsilon_{min}}{2}$	Sans unité
$\varepsilon_{max}$ : déformation maximale $\varepsilon_{min}$ : déformation Minimale $\sigma_{max}$ : contrainte maximale $\sigma_{min}$ : contrainte minimale		

### III-3.3 Machines d'essais

Notre programme d'essais monotone et de fatigue est exécuté avec deux machines. La première électromécanique de marque Instron de capacité ( $\pm 100\text{KN}$ ) et la seconde une servo-hydraulique de marque MTS de traction-compression, de capacité ( $\pm 25\text{KN}$ ,  $\pm 120\text{mm}$ ). Dans les deux types d'essais, les déformations sont mesurées par un extensomètre Instron (monotone) et extensomètre dynamique MTS. Une vue globale des deux machines avec leurs différentes composantes est donnée par les figures (III-5a et b).

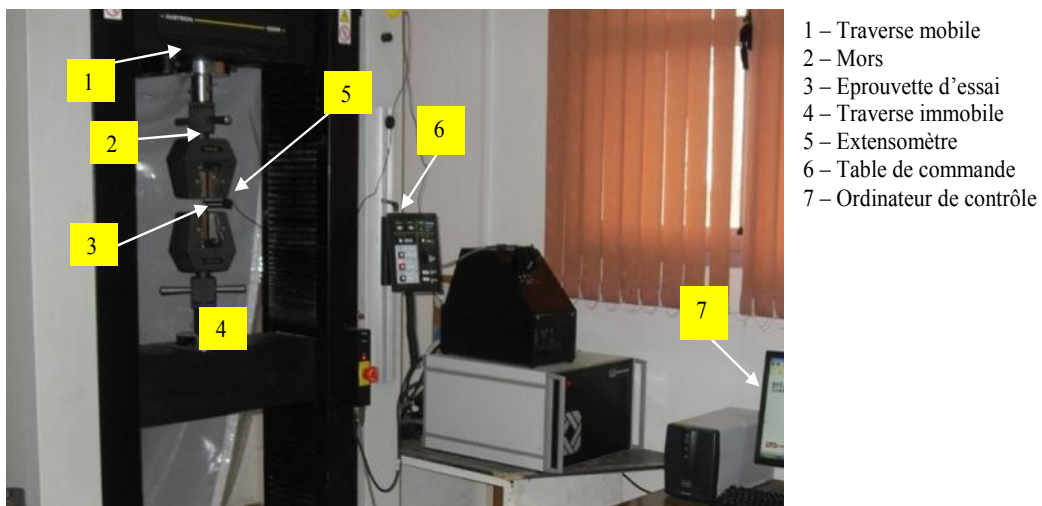


Figure III-5a. Vue de l'ensemble du dispositif expérimental des essais de traction



Figure III-5b. Vue de l'ensemble du dispositif expérimental des essais de fatigue

#### III-4 Programme d'essais

Pour répondre aux objectifs fixés, nous avons défini un programme d'essais qui comporte :

1. des essais de traction monotone sur le matériau vierge. Cinq essais à différents niveaux de déformation ont été réalisés au Laboratoire des Etudes Mécaniques et Matériaux Nucléaires "LEMMN" du Centre de Recherche Nucléaire de Birine "CRNB". Les essais ont été conduits avec déplacement de la traverse à vitesse constante de 2mm/mn. L'allongement a été mesuré à l'aide d'un extensomètre dynamique +12.5; -2.5 relié directement à la machine.
2. des essais de fatigue, à déformation imposée (DI) et en contrainte imposée (CI), une première fois sur le matériau vierge et une seconde fois sur le matériau pré-écroui : la phase de pré-écrouissage est monotone. Le comportement en fatigue du matériau pré-écroui a été comparé à celui du matériau vierge.

### III-5 Procédure de dépouillement

#### III-5.1 Traction monotone

Au cours des cinq essais de traction, l'évolution de la contrainte et de la déformation sont relevés en temps réel. Le calcul de la contrainte a été obtenu en ramenant l'effort instantané ( $F$ ) à la section initiale ( $S_0$ ) et de la déformation en ramenant le déplacement " $\Delta L = L - L_0$ " ramené la longueur initiale de la partie calibrée (utile) " $L_0$ ". Ces relevés vont nous permettre de déterminer les valeurs classiques d'un essai de traction ( $R_e$ ,  $R_m$ ,  $A\%$ ,  $E$ , ...).

Le tracé des trois premières courbes représentant l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation en %, sont représentées dans la figure (III-6). Les trois courbes ont été réalisées respectivement à 90%, 95% et à 100% de déformation, en d'autres termes, jusqu'à rupture. Les trois courbes confirment que le passage du domaine élastique au domaine plastique n'est pas progressif, ceci correspond bien au comportement d'un acier austénitique.

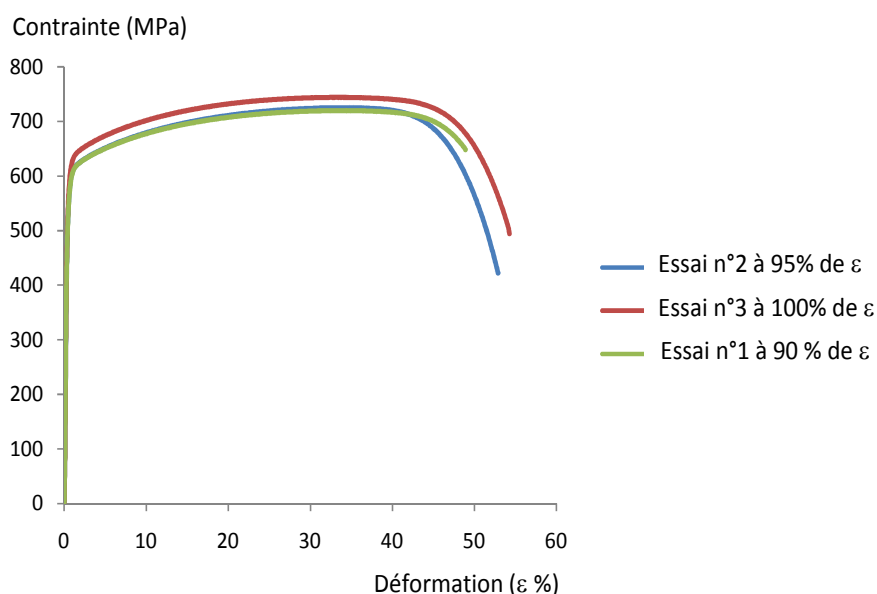


Figure III-6. Courbes expérimentales en traction monotone.

Généralement, quand la limite est marquée par un palier de charge, comme dans le cas des aciers ductiles par exemple, la mesure de la limite d'élasticité ne semble pas poser trop de problèmes. Alors que le passage progressif nécessite la définition de limites conventionnelles. Cette dernière est très sensible aux conditions d'essais et à la qualité de l'éprouvette. Le tableau (III-4) regroupe les données caractéristiques de l'essai de traction.

Tableau III-4. Données caractéristiques des trois premiers essais de traction.

Désignation	Charge Maximale (kN)	Déformation à la Charge Maximale (%)	Déformation Maximale (%)	Limite élastique Conventiennelle & Limite à la rupture $Re_{0,2\%}$ et $R_m$ (MPa)	
Essai n°.1 à 90% de $\epsilon$	20,336	33,725	48,854	494,03	719,60
Essai n°.2 à 95% de $\epsilon$	20,485	34,675	52,891	497,08	724,88
Essai n°. 3 à 100% de $\epsilon$	21,032	33,893	54,265	509,66	744,23
Essai n°. 4 à 0,75% de $\epsilon$	Ces deux essais nous ont permis de confirmer les valeurs de la limite élastique conventionnelle et du module d'élasticité longitudinale				
Essai n°. 5 à 1,5% de $\epsilon$					

### III-5.1.1 Détermination de la limite d'élasticité conventionnelle " $Re_{0,2\%}$ "

Comme le montre les figures (III.7a et b), de deux derniers essais de traction réalisés respectivement à 0,75% et 1,5% de déformation, il y a passage progressif de l'élasticité linéaire à la déformation plastique. La limite d'élasticité pourrait être prise égale à la limite de proportionnalité, mais au fur et à mesure que l'on amplifie l'enregistrement de l'allongement pour mieux voir cette limite, on met en évidence le manque de linéarité de la montée élastique pour des raisons d'imperfections d'éprouvette et de non obéissance rigoureuse à la loi de Hooke.

Il est donc préférable de définir une limite conventionnelle où l'on apprécie un allongement permanent faible mais mesurable avec précision, comme 0,2% par exemple.

La limite élastique, notée  $R_{0,2\%}$ , dans notre cas, correspond au point où le comportement cesse d'être élastique pour devenir plastique qui correspond après décharge à un allongement plastique (ou rémanent) de 0,2%.

La valeur de la limite élastique conventionnelle 0,2%. de l'acier 216L est de l'ordre de 540 MPa.

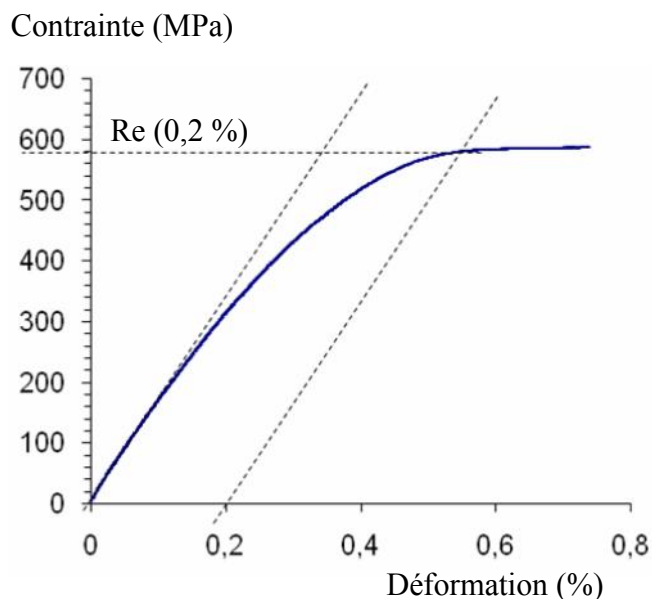


Figure III-7a. Exemple de détermination de la limite d'élasticité conventionnelle. Essai réalisé sur une éprouvette usinée dans une barre de 10mm.

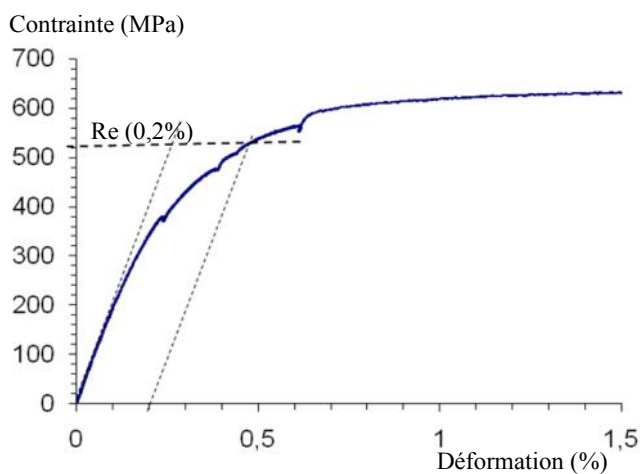


Figure III-7b. Exemple de détermination de la limite d'élasticité conventionnelle. Essai réalisé sur une éprouvette usinée dans une barre de 12mm.

### III-5.1.2 Détermination du module d'Young "E"

Le module d'Young (E) peut être directement déduit de la courbe de traction. Il est proportionnel à la pente de la droite dans la zone élastique.

On remarquera toutefois que cette valeur est, dans notre cas, difficilement exploitable en raison d'une pente très raide avec une imprécision sur la valeur de l'allongement.

Plusieurs démarches sont proposées afin de déterminer le module d'élasticité longitudinal. La première s'énonce comme suit : Si la courbe passant par le point de coordonnées (0,0), il nous suffit de lire les coordonnées d'un point dans le domaine de très faible déformation, entre 0,01 et 0,02%, pour estimer la valeur du module d'élasticité longitudinal "E". Le tableau (II-5) décrit cette démarche et regroupe les valeurs correspondantes obtenues par les trois premiers essais.

Tableau III-5. Détermination du Module de Young "E". Essais réalisés sur des éprouvettes usinées dans une barre de 10mm.

Désignation	Essai n°.1		Essai n°.2		Essai n°.3	
	F (N)	$\Delta L/L_0$ (%)	F (N)	$\Delta L/L_0$ (%)	F (N)	$\Delta L/L_0$ (%)
Valeurs	514,19	0,01	513,17	0,01	501,43	0,01
Loi de Hooke	$E = \frac{F}{S} \cdot \frac{1}{\frac{\Delta L}{L_0}} = \frac{F_0}{S_0} \cdot \frac{1}{\frac{\Delta L}{L_0}}$					
Module E (MPa)	182201		181588		177435	

La seconde démarche consiste à rechercher l'équation de la droite reliant les points de la courbe de traction toujours dans un domaine de très faibles déformations, entre 0,01 et 0,02%, pour estimer la valeur du module d'élasticité longitudinale "E". La figure (III-8) illustre cette démarche.

Malgré l'imprécision de la mesure, nous obtenons par les deux démarches une valeur proche de la valeur théorique d'un acier doux, soit 180 000 MPa.

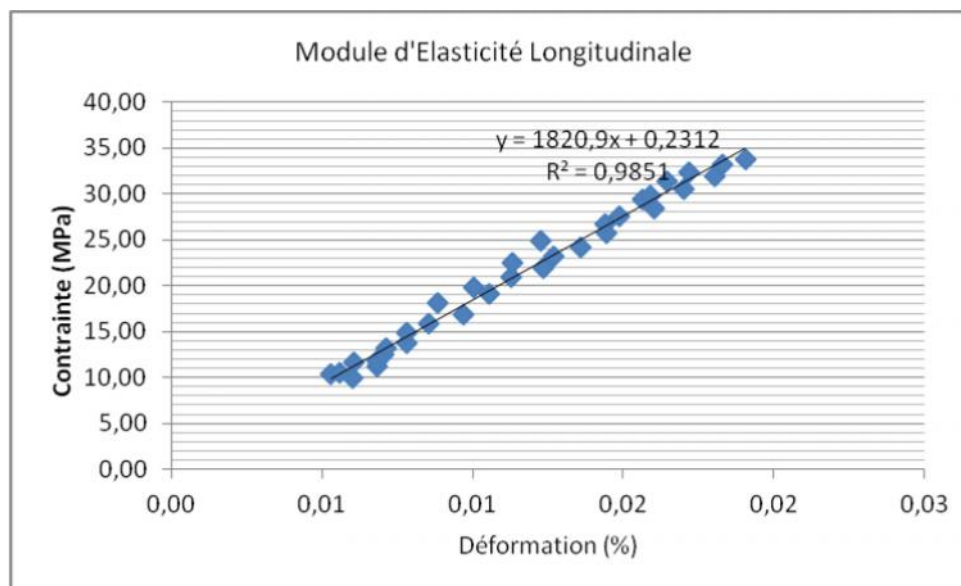


Figure III-8. Détermination du Module de Young "E". Essai réalisé sur des éprouvettes usinées dans une barre de 12mm.

### III.5.1.3 Courbe Rationnelle

A partir de l'enregistrement des données des essais de traction,  $F = f(\Delta L)$ , nous allons établir le diagramme rationnel de la forme :  $\sigma = f(\epsilon)$ , soit la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie.

Nous avons déjà indiqué (III-5.1), que dans un essai de traction, on mesure les efforts rapportés à la section initiale de l'éprouvette  $S_0$ . Si l'on calcule les efforts rapportés à la section instantanée de l'éprouvette, en utilisant les lois de conservation de la matière, on détermine alors les contraintes vraies et de même les déformations vraies. La courbe que l'on obtient alors en traçant  $\sigma = f(\epsilon)$  s'appelle la courbe rationnelle de traction (figure III-8).

La figure (III.9) donne une comparaison entre la courbe conventionnelle, obtenue par un essai de traction et la courbe rationnelle, obtenue par correction de la première. On comparant les données relatives aux trois essais réalisés et ceux des trois courbes rationnelles, on relève des différences au niveau de la valeur de déformation totale, la valeur de la déformation correspondant à la valeur de la charge maximale et la valeur de la contrainte maximale que peut supporter le matériau (figure III-10 et tableau III-6).

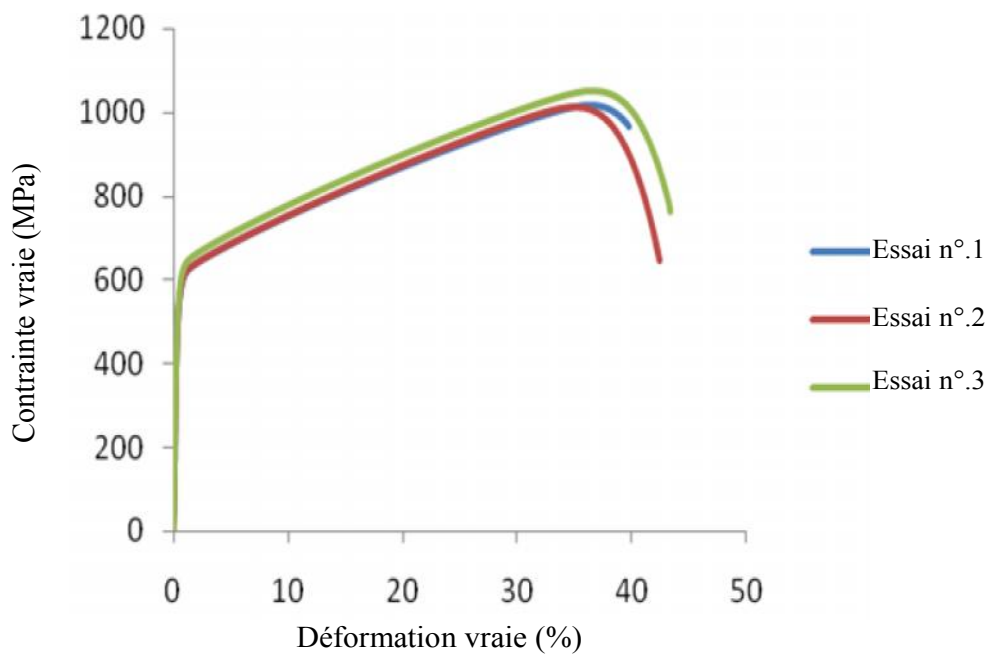


Figure III-8. Courbes rationnelles de traction

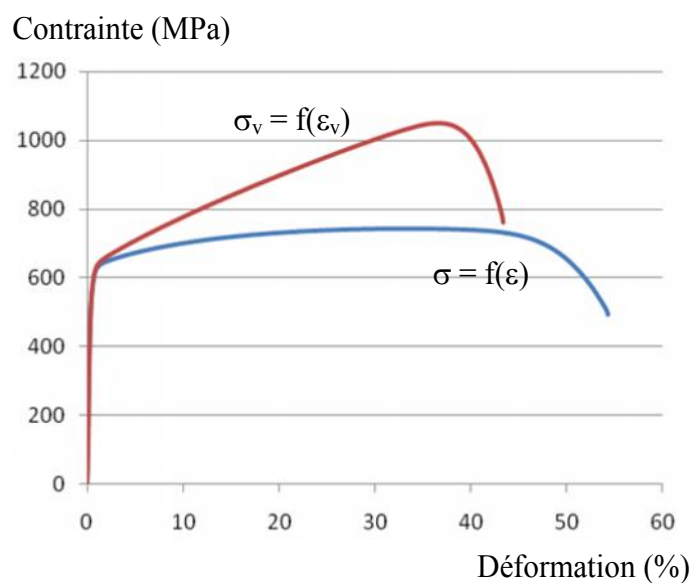


Figure III-9. Courbes rationnelle et courbe obtenue par essai de traction

Désignation	Contrainte Maximale (kN)		Déformation à la Charge Maximale (%)		Déformation Maximale (%)	
	$\sigma = f(\varepsilon)$	$\sigma_V = f(\varepsilon_V)$	$\sigma = f(\varepsilon)$	$\sigma_V = f(\varepsilon_V)$	$\sigma = f(\varepsilon)$	$\sigma_V = f(\varepsilon_V)$
Essai n°.1 à 90% de $\varepsilon$	719,60	1016,34	33,725	36,12	48,854	39,81
Essai n°.2 à 95% de $\varepsilon$	724,88	1012,41	34,675	34,92	52,891	42,46
Essai n°. 3 à 100% de $\varepsilon$	744,23	1051,48	33,893	36,39	54,265	43,37

Tableau III-6. Comparaison des données des courbes de traction, obtenues par essais, et courbes rationnelles de traction.

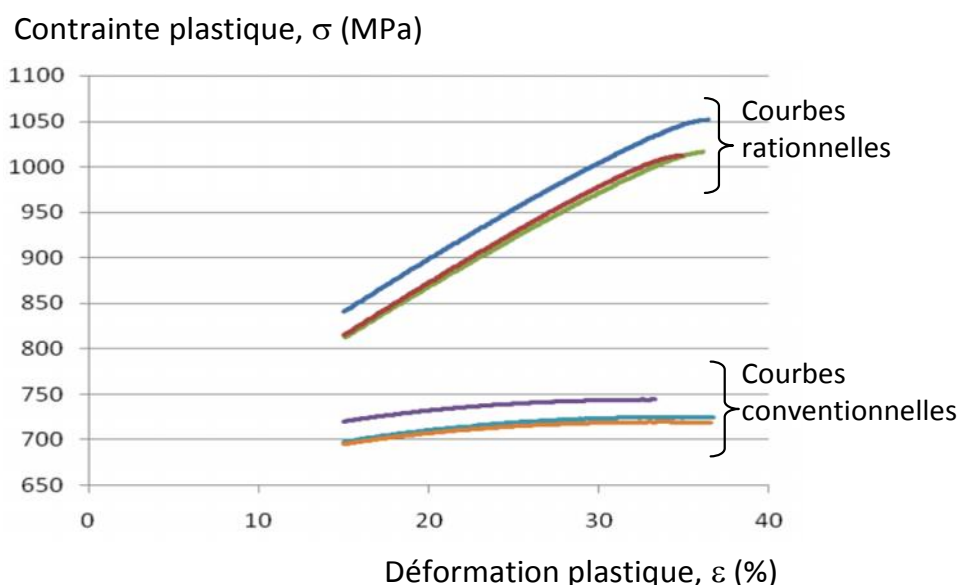


Figure III-10. Comparaison entre la déformation homogène, obtenue par essais et définie sur une courbe rationnelle.

Une courbe rationnelle, peut s'exprimer aussi sous la forme suivante :  $\sigma = K(\varepsilon_p)^n$ , loi de Hollomon, où "n" désigne le coefficient d'érouissage et "K" le coefficient de résistance. Le tracé de la loi de Hollomon en  $\ln(\sigma_{vraie}) = f[\ln(\varepsilon_{vraie})]$  donne lieu à la courbe donnée dans la figure (III-11). Ce résultat est celui de l'essai numéro trois.

Ce résultat confirme l'existence de trois domaines pour le 316L, deux linéaires reliés par un troisième non linéaire. Le 316L appartient à la famille des aciers austénitiques stables ( $C < 0,03\%$ ) et il est rapporté dans la littérature (LACOMBE, BAROUX, BERANGER 1999) et (BARRALIS, MAEDER, 2010) que ce type d'acier présente deux domaines linéaires, le premier correspondant aux faibles déformations comprises entre 5 et 10% (figure III-12) et second au-delà de 15% jusqu'à la fin de l'écoulement plastique homogène, symbolisé par la valeur de la contrainte maximale vraie (figure III-13). Ces deux domaines sont reliés par un troisième de forme non linéaire (figure III-11).

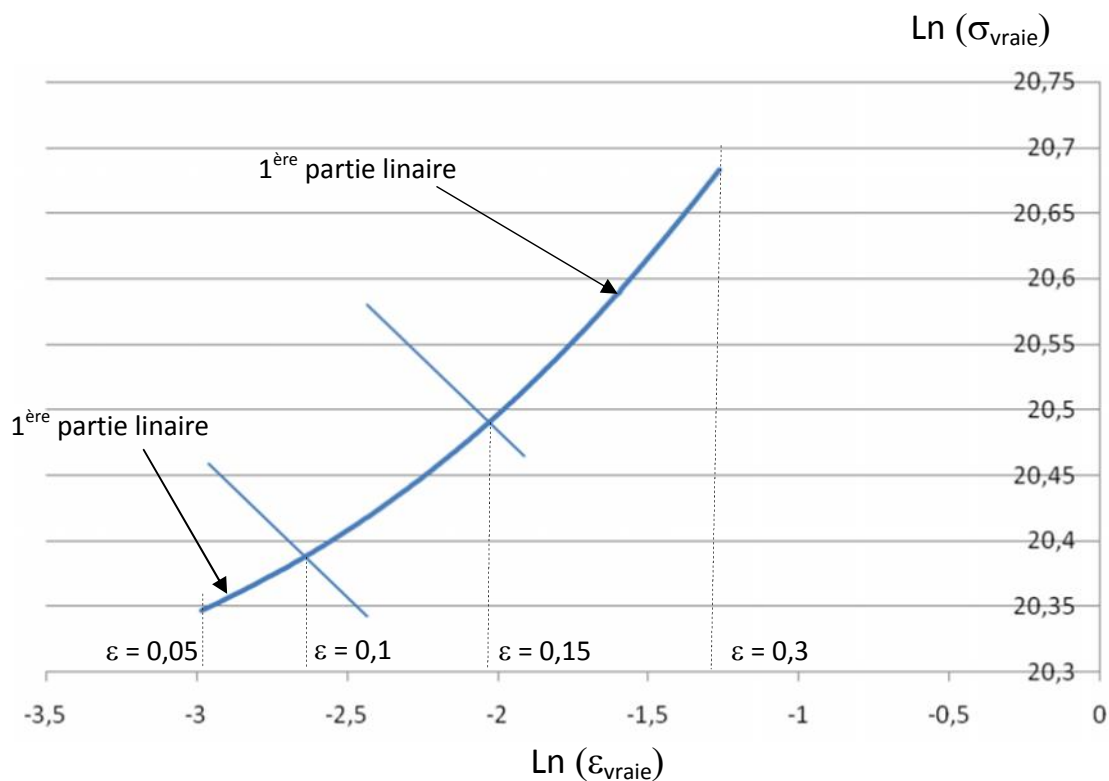


Figure III-11. Représentation de la courbe contrainte vraie - déformation vraie selon de la loi de Hollomon.

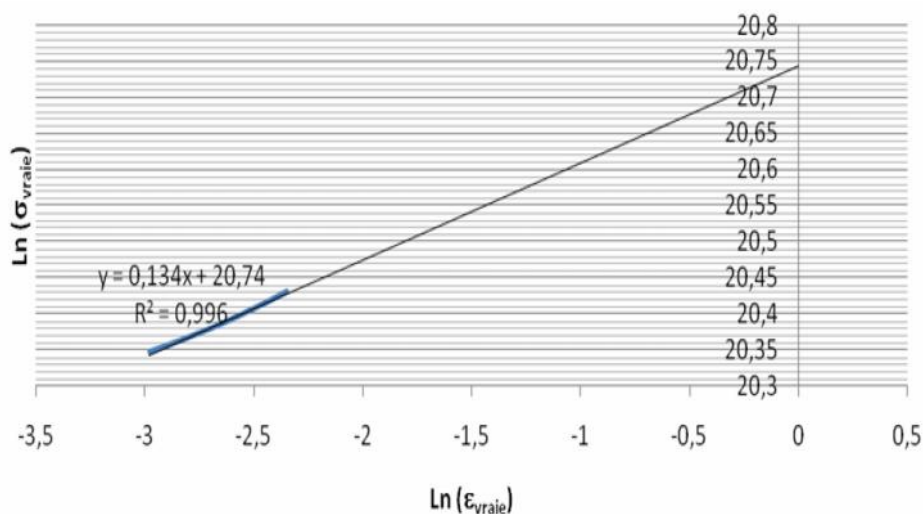


Figure III-12. Exemple de détermination du coefficient d'écroissage « n » et le coefficient de résistance « K ». Première partie linéaire entre 5 et 10% de déformation vraie.

On peut lire sur la figure (III-11) l'équation de la droite :  $\ln(\sigma) = 20,74 + 0,134 \ln(\epsilon_p)$   
 avec :  $\ln(K) = 20,74$   
 D'où :  $n = 0,134$   
 et  $K = 1016,87 \text{ MPa}$

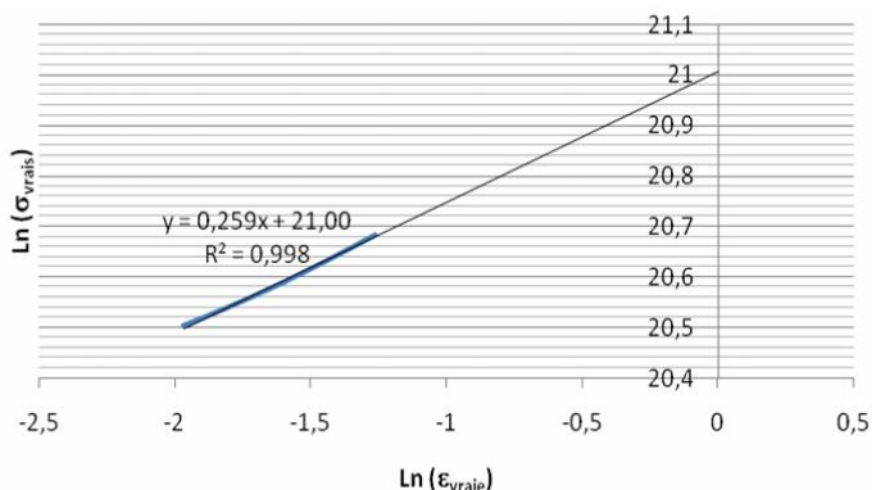


Figure III-13. Exemple de détermination du coefficient d'écroissage « n » et le coefficient de résistance « K ». Troisième partie entre 15% de déformation vraie et la déformation correspondant à la charge maximale.

Là aussi, on peut lire sur la figure (III-12) l'équation de la droite :

$$\ln(\sigma) = 20,17 + 0,204 \ln(\varepsilon_p)$$

Avec :  $\ln(K) = 20,17$   
 D'où :  $n = 0,204$   
 et  $K = 575 \text{ MPa}$

Le tableau (III-7) regroupe les quatre grandeurs principales des trois courbes de traction rationnelles, à savoir :

1. la contrainte maximale vraie,
2. la déformation maximale vraie,
3. le coefficient d'écrouissage,
4. le coefficient de résistance.

Tableau III-7. Grandeurs principales d'une courbe de traction rationnelle.

Désignation	Contrainte vraie maximale (MPa)	Déformation vraie totale Maximale (%)	Coefficient de résistance $K_1$ et $K_2$ (MPa)		Coefficient d'écrouissage $n_1$ et $n_2$	
Essai n°.1	1016	39,81	1006	1305	0,133	0,253
Essai n°.2	1012	42,46	1016	1318	0,134	0,259
Essai n°. 3	1051	43,37	1047	1359	0,132	0,256

## III-5.2 Traction - Compression

### III-5.2.1 Essai de référence

Il s'agit de déterminer le comportement de référence, en fatigue, de la nuance 316L vierge (sans pré-écrouissage). Ce comportement de référence sera comparé à celui obtenu en fatigue après pré-écrouissage (PEM). L'essai de référence est réalisé avec un chargement cyclique de traction-compression :

1. à déformation totale imposée (DI) avec une amplitude de 0,2%.
2. une fréquence d'essais de 10Hz.
3. La figure (III-14) illustre l'évolution des boucles au cours du chargement cyclique à déformation imposée à 10Hz. Cette figure montre trois boucles à des durées de vie allant de 2500 jusqu'à 250000 cycles.
4. Les boucles contrainte-déformation de la figure (III-14) traduisent un bon respect de la consigne et une contrainte moyenne nulle. La contrainte évolue symétriquement par rapport au centre. Au cours de cet essai, on relève un durcissement cyclique du matériau, caractérisé par l'évolution de la contrainte avec le nombre de cycles.

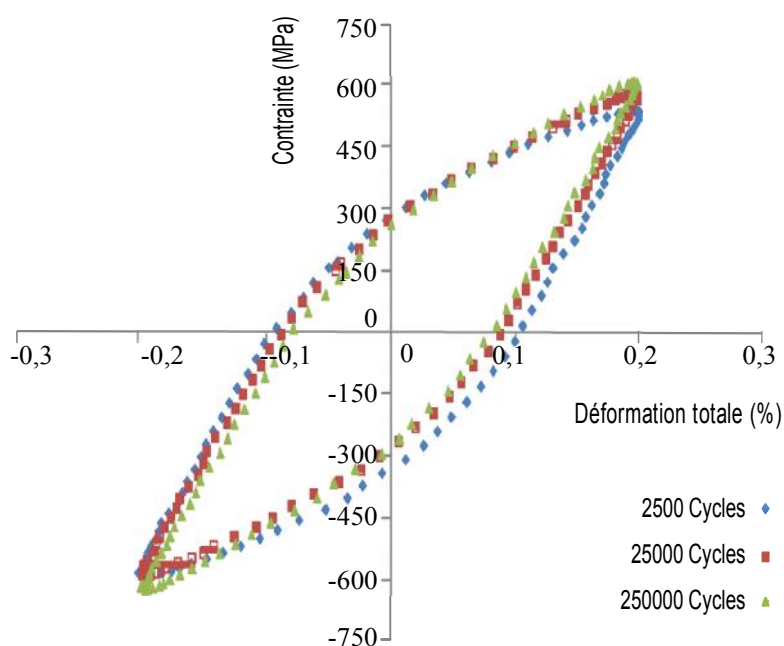


Figure III-14. Boucles d'hystérésis en fatigue sans PEM (essai de référence) d'un acier 316L à déformation imposée (DI) à  $\pm 0,2\%$ .

### III-5.2.2 Effet du pré-écrouissage monotone (PEM) sur la nuance 316L

Nous présenterons les résultats de la phase de pré-écrouissage monotone dans un premier temps avant d'examiner le comportement qu'il induit, sur le matériau sollicité par des "cycles réguliers" de traction-compression en fatigue.

Après un essai de pré-écrouissage, effectué à un niveau de contrainte de 1020MPa, la décharge a permis de retourner à une contrainte nulle et conduit à une déformation permanente positive de l'ordre de 36,11% (figure III-15).

La courbe de traction monotone obtenue (figure III-15) ne présente pas de transition nette entre les domaines élastique et plastique. Ce comportement est généralement constaté sur les aciers inoxydables austénitiques. La valeur moyenne maximale de la contrainte vraie est autour de 1020MPa (figures III-10).

Un essai type de fatigue sur le matériau pré-écroui comporte deux étapes principales : une phase de pré-écrouissage monotone "PEM" (figure III-15), suivie d'une phase de fatigue (figure III-16). La déformation du PEM correspond à la valeur de la contrainte vraie, maximale définie par la courbe de traction rationnelle (figure III-10).

On impose une traction monotone jusqu'à une déformation totale autour de 36,11 %, à la vitesse moyennede  $1,610^{-3} s^{-1}$ , suivie d'une décharge pour revenir à contrainte nulle et déformation positive (figure III-17).

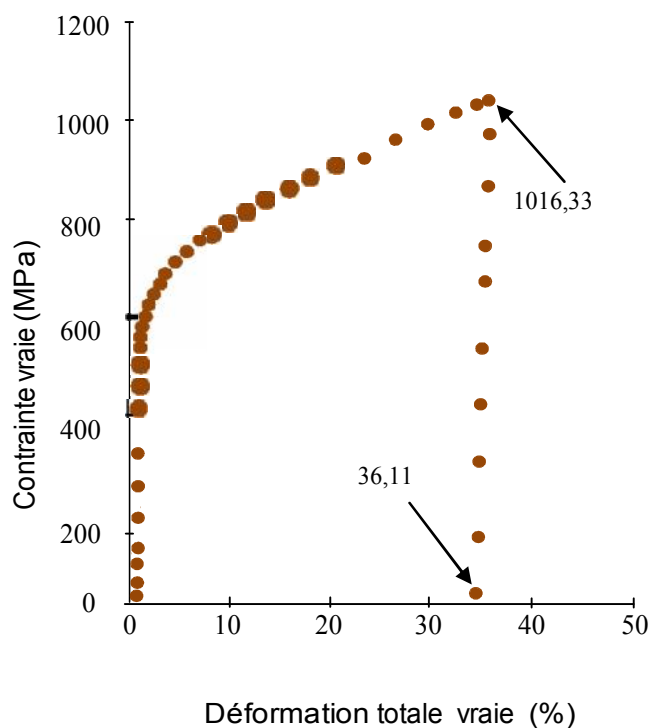


Figure III-15. Courbe d'érouissage en traction monotone de l'acier 316L.

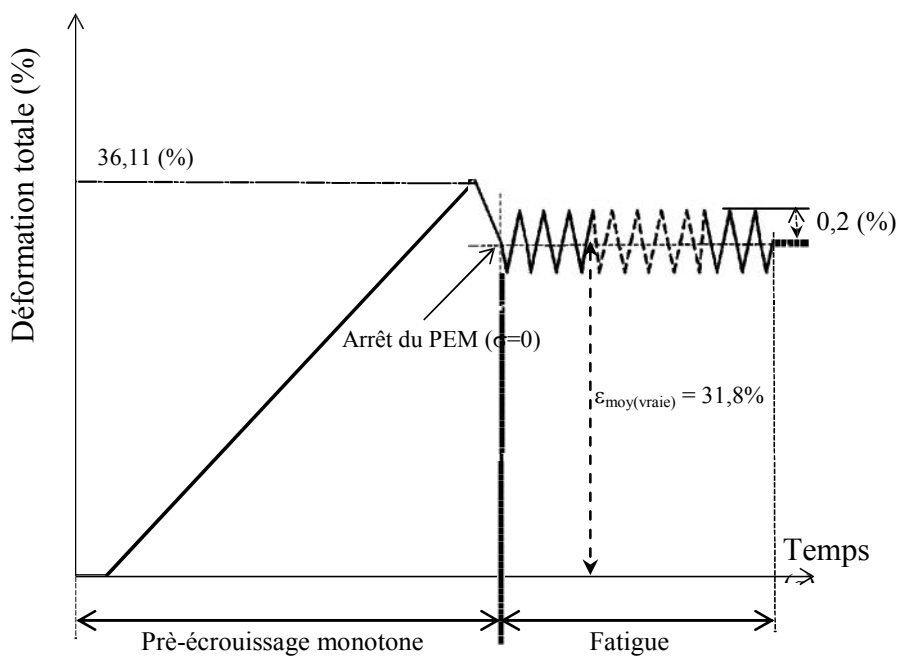


Figure III-16. Chargement typique d'un essai de fatigue avec pré-érouissage monotone (PEM).

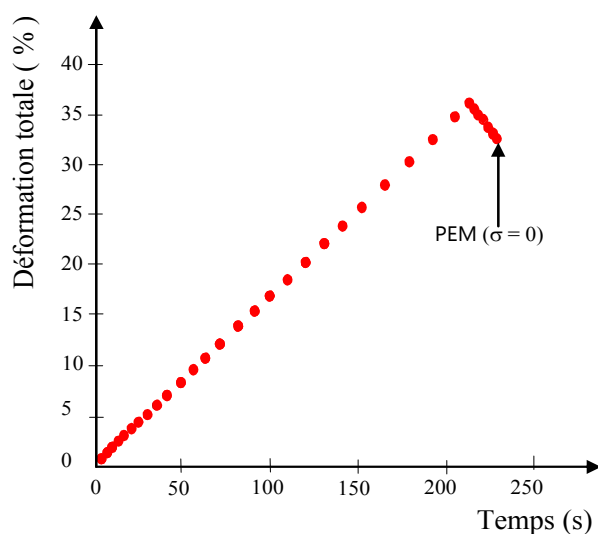


Figure III-17: Pré-écrouissage monotone (PEM) à une déformation vraie de 36,11%.  
Point d'arrêt du PEM ( $\epsilon_{\text{vraie}} = 31,8\%$ ,  $\sigma = 0$ )

### III.5.2.3 Phase de "fatigue" subséquente au PEM

L'amplitude de déformation plastique peut être un paramètre de comparaison, comme un des deux modes de pilotage des essais de fatigue. Nous avons donc réalisé un essai de fatigue, après PEM, à déformation imposée (DI).

Les cycles de traction compression ont été réalisés à la même fréquence de 10Hz, à la température ambiante, autour du point d'arrêt du PEM ( $\epsilon_{\text{vraie}} = 31,8\%$ ,  $\sigma = 0$ ). L'essai est conduit à déformation imposée (DI) avec une amplitude de 0,2%.

Les figures (III-18) présente la réponse de l'extensomètre au cours d'un essai de fatigue après PEM.

Les boucles d'hystérésis générées au cours de la phase de fatigue après PEM (Figure III-18) ne sont pas symétriques par rapport à l'axe des abscisses. Ceci est une conséquence du fait que la contrainte moyenne induite par le PEM n'est pas complètement relaxée à cause du faible niveau de chargement.

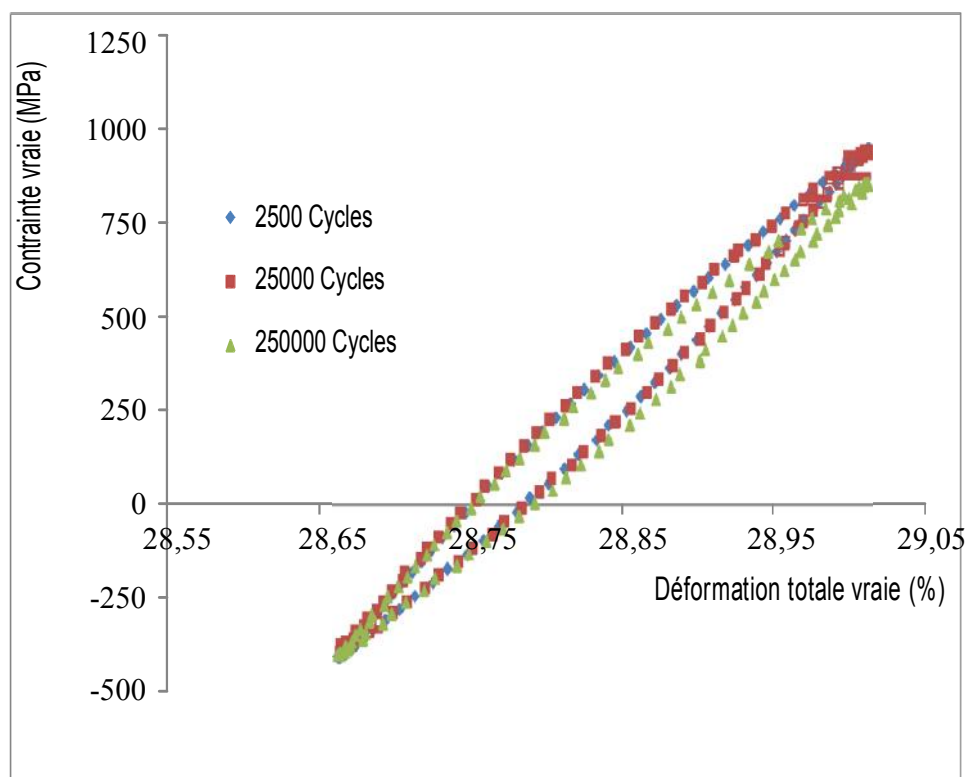


Figure III-18. Boucles d'hystérésis pour différents nombres de cycles pour le 316L en fatigue à déformation imposée (DI) à  $\pm 0,2\%$ , après pré-écrouissage monotone à (31,8%, 0 MPa).

### III-5.3 Conclusion

La nuance 316L est sensible à l'écrouissage, pour un niveau de déformation suffisant. Le comportement cyclique de l'acier 316L peut être caractérisé par les évolutions des paramètres macroscopiques calculés à partir des boucles contrainte-déformation générées au cours des essais de fatigue.

Au cours de la phase de fatigue, le matériau pré-écroui s'adoucit légèrement. Comparée au matériau vierge, l'amplitude de déformation plastique au sein du matériau pré-écroui est nettement plus faible.

La contrainte moyenne au cours de la phase de fatigue se situe à 220MPa environ.

## **Conclusion Générale**

Le travail réalisé est relatif à l'effet du pré-écrouissage cyclique sur la durée de vie d'un acier austénitique inoxydable de type 316L, utilisé dans la fabrication des implants fémoraux.

La première étape de cette étude, porte sur la caractérisation, par essais de traction monotone, de l'acier 316L dans le domaine plastique.

Le tracé des trois courbes rationnelles obtenues en traction monotone, confirme l'existence de deux coefficients d'écrouissage pour le 316L :

- Le premier se situe entre des niveaux de déformation relativement faible comprises entre 5 à 10% ;
- Le second pour des niveaux plus grand compris en 15% et la valeur de la déformation qui correspond à la charge maximale.

La seconde étape porte sur les essais de fatigue à déformation imposée (DI). Ces derniers nous ont permis de comparer le comportement en fatigue du 316L vierge et après un pré-écrouissage monotone (PEM), sous sollicitations cycliques à faible amplitude de déformation égale à 0,2%.

Les principales conclusions qui peuvent être formulées à partir de ce modeste travail sont les suivantes:

1. Sollicité à déformation imposée, à faible niveau de déformation imposée (amplitude 0,2%), l'acier 316L manifeste un durcissement cyclique du matériau, caractérisé par l'évolution de la contrainte avec le nombre de cycles.
2. L'acier 316L pré-écroui (PEM) ne présente pas de durcissement cyclique secondaire, il s'adoucit jusqu'à rupture.

Soutenir les résultats auxquels nous sommes arrivés par des analyses au MEB. Ceci va nous permettre de mettre en évidence l'influence de la teneur en ferrite sur le comportement en fatigue de l'acier 316L. Il est rapporté dans la littérature que la ferrite résiduelle améliore la soudabilité du matériau mais elle influence fortement la durée de vie en fatigue.

A partir des essais de fatigue oligocyclique réalisés sur l'acier inoxydable 304L, à déformation totale imposée d'amplitude 2% et à hautes températures 300°C et 600°C, Rho et al ((Rho, Hong, & Nam, 1998), (Rho, Hong, & Nam, 2000)) concluent que : La ferrite  $\delta$  favorise l'existence de sites d'amorçage de fissures aux interfaces ferrite  $\delta$  /matrice austénitique à

## *Conclusion Générale*

cause des incompatibilités de déformation entre ces deux phases. Ces incompatibilités de déformation sont induites par des accumulations de dislocations aux interfaces ferrite/austénite qui créent des concentrations de contrainte. Par conséquent plus la teneur en ferrite de l'acier 304L est élevée, plus le nombre de sites d'amorçage de fissures est élevé et plus la durée de vie en fatigue du matériau est faible.

Par ailleurs Maillot, 2003 a montré dans ses travaux de thèse que la ferrite résiduelle influence la distribution et la taille des grains d'austénite. La transformation martensitique des aciers inoxydables en austénite, d'où le nom aciers inoxydables austénitiques, peut se faire par refroidissement ou par déformation plastique. Il est connue que la martensite rend difficile la déformation plastique du matériau et influence sa mise en œuvre à froid (emboutissage, formage).

Comme perspective, nous proposons de continuer cette étude par des essais de fatigue à déformation imposée (DI) et à contrainte imposée (CI) sur le matériau vierge et sur le matériau pré-écroui (PEM) jusqu'à rupture. Ceci va permettre d'élucider l'effet du PEM sur la durée de vie du matériau dans les deux cas du pilotage, DI et CI.

## **References Bibliographiques**

ASTM F 1801, 2004 Standard practice for corrosion fatigue testing of metallic implant materials, American Society for Testing and Materials.

BALEANI Massimiliano, Luca CRISTOFOLINI, Marco VICECONTI, 1999, "Endurance testing of hip prostheses: a comparison between the load fixed in ISO 7206 standard and the physiological loads". *Clinical Biomechanics* 14, 339 - 345.

BATHIAS CLAUDE, BAÏLON JEAN-PAUL, (1997), *La fatigue des matériaux et des structures*, édition Hermès – Lavoisier.

BERGMANN G., GRAICHEN F., ROHLMANN A., 1993, "Hip joint loading during walking and running, measured in two patients". *J Biomech*;26:969±90.

BERGMANN G, GRAICHEN F, ROHLMANN A., 1995 "Is staircase walking a risk for the fixation of hip implants?". *J Biomech* 1995; 28:535±53. *l'Ingénieur, Traité Matériaux Métalliques*, vol. MB4, dossier M4540, Paris.

BARRALIS, MAEDER (2010), *Précis de métallurgie*, Editions Nathan.

BAUSCHINGER J., effect in an Al–Si–Mg casting alloy, *Acta mater.* Vol. 44, No. 1, 15-23.

BAUSCHINGER J. (1881), Ueber die Veränderung der Elasticitätsgrenze und des Elasticitätsmoduls verschiedener Metalle. *Civiling N.F.* 27 (19) , 289–348.

BAVAY J. (1990), *Les aciers inoxydables*. Editions de physique.

CACERES C., GRIFFITHS J., REINER P. (1996), Influence of microstructure on the Bauschinger effect in an Al–Si–Mg casting alloy, *Acta mater.* Vol. 44, No. 1, 15-23.

CHOTEAU M., QUAEGBEUR P., DEGALLAIX S. (2005), Modelling of Bauschinger effect by various constitutive relations derived from thermodynamical formulation. *Mech. Mater.* 37, 1143–1152.

## References Bibliographiques

CUNAT J.-P. (2000), Aciers inoxydables, Critères de choix et structure, Technique de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques, vol MB4, dossier M4540, Paris.

DEGALLAIX S. (1986), Rôle de l'azote interstitiel et combiné sur le comportement en plasticité cyclique et monotone d'aciers inoxydables austénitiques Z2CND 17-12 (AISI 316L - 316LN), Lille 1: Thèse de 3ème cycle, Université de Sciences et Technologie.

EVARD, P., AUBIN V., KONDO D. (2008), Formulation of a new single crystal law for modeling the cyclic softening, Mechanics Research Communications 35, 589–594.

FOUCAT Dominique, (2003), Effets de la présence d'un grillage métallique au sein du ciment de scellement des cupules des prothèses totales de hanche. Etude mécanique et thermique, thèse de doctorat, Sciences des Matériaux et Biomécanique, INSA de Strasbourg.

GANESH SUNDARA RAMAN S., PADMANABHANK, (1995), A comparison of the room-temperature behaviour of AISI 304LN stainless steel and Nimonic 90 under strain cycling, Int. J. Fatigue Vol. 1, No. 4, pp. 271-277.

GANESH SUNDARA RAMAN S., PADMANABHAN K., (1996), Effect of prior cold work on the room temperature low-cycle fatigue behaviour of AISI 304LN stainless steel. Int. J. Fatigue Vol. 18, No. 2, pp.71-79.

HENAFF G., MOREL F. (2005), Fatigue des structures Endurance, critères de dimensionnement, propagation des fissures, rupture. Paris: Ellipses.

HORSREMEYER M.G. (1999), A void-crack nucleation model for ductile metals, Int. J. Solids Struct. 36, pp 5029–5055.

ISO 7206-4, (2002), Implants for surgery - Partial and total hip joint prostheses - Part 4: Determination of endurance properties of stemmed femoral components, 2002.

ISO 16428, (2005), Implants for surgery - Test solutions and environmental conditions for static and dynamic corrosion tests on implantable materials and medical devices.

JIANG Y., KURATH P. (1997a), An investigation of cyclic transient behavior and implications on fatigue life estimates, ASME J. Eng. Mater. Technol.119, 161-170.

JIANG Y., ZHANG J. (2008), Benchmark experiments and characteristic cyclic plasticity deformation, Int. J. Plasticity 24, pp 1481-1515.

JIS T 0309, (2009), Test method for fatigue properties of metallic biomaterials, Japanese Standards Association.

## References Bibliographiques

JIS T 0310, (2009) Test method for notch sensitivity and fatigue crack growth properties of metallic biomaterials, Japanese Standards Association.

JORDON, J., HORSTEMEYER M., SOLANKI K., XUE Y. (2007), Damage and stress state influence on the Bauschinger, *Mech. of Mater.* 39, pp 920–931.

KADI M'hamed(2005), Simulation numérique par la méthode des éléments finis du comportement mécanique d'une prothèse totale de hanche fabriquée dans un alliage à base de (Cr-Ni-Mo), Mémoire du magister en mécanique, USTHB.

KOTZAR GM, DAVY DT, GOLDBERG VM, HEIPLE KG, BERILLA J, BROWN RH, BURSTEIN AH., (1991), "Telemetrized in vivo hip joint force data: a report on two patients after total hip arthroplasty", *J. Orthop. Res.*; 9:621-33.

LACOMBE, BAROUX, BERANGER (1990), *Les aciers inoxydables*, Les Editions de physique.

LEMAITRE J., CHABOCHE J.-L. (2004), *Mécanique des matériaux solides*, Dunod.

LIM J.-Y., HONG S.-G., Lee S.-B. (2005 ), Application of local stress–strain approaches in the prediction of fatigue, *Int. J. Fatigue* 27, 1653–1660.

MAILLOT V. (2003), *Amorçage et propagation de réseaux de fissures de fatigue thermique dans un acier inoxydable austénitique de type X2CrNi 18-09 (AISI 304L)*, Lille: Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille, Université des Sciences et Technologies.

*Manuel Technique des Aciers Inoxydables*-Pyc Editions/ Semas, 1982.

MAYAMA T., SASAKI K. (2006), Investigation of subsequent viscoplastic deformation of austenitic stainless steel subjected to cyclic preloading, *Int. J. Plast.* , Vol. 22 , pp. 374 -390.

MINER, M., 1996, Cumulative damage in fatigue. *J. of Applied Mechanics*, 159–164.

MOLIICA F., RAJAPOPAL K., SRINIVASA A. (2001), The inelastic behavior of metals subject to loading reversal, *Int. J. Plasticity* 17 , 1119–1146.

OKAZAKI Yoshimitsu, GOTOH Emiko, (2011), "Comparison of fatigue strengths of biocompatible Ti-15Zr-4Nb-4Ta alloy and other titanium materials". *Materials Science and Engineering C* 31, 325–333.

PALIN-LUC, T. (2006), *Fatigue multiaxiale d'une fonte GS sous sollicitations combinées d'amplitude variable*. PhD thesis, ENSAM CER de Bordeaux, France, (261 p.).

## *References Bibliographiques*

Rho B. S., Hong H. U., Nam S. W. (1998), The fatigue crack initiation at the interface between matrix and  $\delta$ -ferrite in 304L stainless steel, *Scripta Materialia*, Vol. 39, No. 10, 1407–1412.

Rho B. S., Hong H. U., Nam S. W. (2000), The effect of  $\delta$ -ferrite on fatigue cracks in 304L steels, *Int. J. Fatigue* 22 , 683–690.

RUKKUM M., BYE K, HEATLAND K.R., Reigstad A., 1995, Stem fracture with the Exeter prosthesis. 3 of 27 hips followed for 10 years. *Acta Orthop Scand*;66:435±39.

SANDY ALBERTINI 2004, Modélisation numérique d'une prothèse totale de hanche (P.T.H.), Stage de fin d'étude, Institut Scientifique et Polytechnique Galilée Paris 13, 2004.

TALONEN J., HÄNNINEN, H. (2007), Formation of shear bands and strain-induced martensite during plastic deformation of metastable austenitic stainless steels, *Acta Materialia* 55, 6108–6118.

WROBLEWSKI B.M., SIDNEY P.D., 1933, Charnley low friction arthroplasty of the hip. Long term result. *Clin Orthop*;292:191±201.

XIANG Y., VLASSAK J. (2005), Bauschinger effect in thin metal films, *Scripta Mater.* 53 , 177–182.

