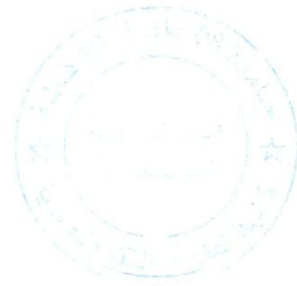


Université du 8 mai 1945 – Guelma
Faculté des Sciences et de la Technologie
Département de Génie Mécanique



Mémoire de Fin D'étude
Pour l'option du diplôme de Master

Option : Maintenance Industrielle

Présenté par : CHENATLIA Naziha

=====

Comportement Mécanique d'un Alliage à
Mémoire de Forme Sollicité en Traction
Statique et Fatigue Cyclique

=====

Sous la Direction de :

Pr. BEAZI Abderrezak

Année universitaire 2013/2014



Remerciement

&

Dédicace

Remerciements

Je remercie chaleureusement

Le Pr. BEZAZI Abderrezak

et Dr. H. BOUCHELAGHEM

D'avoir encadré ce travail,

Pour tous les précieux conseils qu'il m'on apporté

*Plus généralement, tout le personnel du département de Génie
Mécanique et notamment:*

Mr. BELAADI Ahmed

les techniciens : Mrs MADI Aziz et AYEB Mohamed

Les dames du département de Génie civil:

Mme. BEB Razika et Mme. MAIZI Naziha

Les Enseignants, du département de Génie Mécanique

Merci à mes collègues qui m'ont accompagné dans ce parcours.

Je voudrais remercier tout particulièrement mes parents

Ainsi que tous Les membres de ma famille

pour leur soutien et Leurs encouragements.

Dédicaces

Je dédie ce modeste travail, et bien au-delà, je le dois

*À mes très chers parents qui m'ont fourni au quotidien un soutien et
une confiance sans faille et de ce fait, je ne saurais exprimer ma
gratitude seulement par des mots. Que dieu vous protège et vous garde
pour nous*

*A mes deux sœurs Amira et Sihem, les mots ne peuvent résumer ma
reconnaissance et mon amour à leur égard*

A mon cher frère Moncef, que j'aime tant

A mes adorables amies, Mountra et Imen, pour leur fidélité

*A tous mes amis avec lesquels j'ai partagé mes moments de
joie et de bonheur*

*Que toute personne m'ayant aidé de près ou de loin pour la réalisation
de ce Travail: Mme Beb Razika, Mme Maizi Naziha, Belaadi Ahmed,
Bouchahdane Karima*

Bouchelaghem Hafida

Trouve ici l'expression de ma reconnaissance.

CHENATLIA Naziha.

Résumés

RESUME

Une étude expérimentale du comportement en fatigue cyclique sous sollicitations en traction effectuée en contrôle déplacement a été réalisée, à température ambiante, sur deux types d'alliages mémoire de forme à savoir le NiTiCu large bande petite bande traité et non traité. Des essais statiques sont effectués afin de permettre la détermination des paramètres nécessaires aux essais de fatigue réalisés, en contrôle déplacement avec une fréquence de 1 Hz, selon cinq niveaux de chargement $r = 0,55$ à $0,75$. Le comportement force/déplacement, les boucles d'hystérésis ainsi que l'énergie dissipée en fonction du nombre de cycles N sont déterminés et discutés.

Mots clés : Alliage à mémoire de forme (AMF), NiTiCu, Fatigue, traction, boucle d'hystérésis, énergie dissipée.

Table des matières

TABLES DES MATIERES

Table des matières

Liste des figures

Remerciements

Dédicace

Résumé

Introduction générale

Chapitre 1: Étude bibliographique.....20

I. Présentation des alliages a mémoire de forme (AMF).....20

I.1. Introduction.....20

I.2. Transformation martensitique.....20

➤ *Transformation displacive*21

➤ *Transformation du premier ordre*21

I.3. Les températures de transformation22

I.4. Structures des différentes phases24

I.5. Propriétés pseudo-élastique24

➤ *L'effet mémoire de forme simple sens*25

➤ *Effet superélastique*27

➤ *L'effet caoutchoutique*30

➤ *Effet de mémoire double sens*31

➤ *Effet d'amortissement*31

Liste des figures

LISTE DES FIGURES

Chapitre I

Figure I.1. Les déformations: a) homogène, b) inhomogène. Image de variantes de martensite en microscopie électronique à balayage.....	22
Figure I.2. Paramètres significatifs de la transformation martensitique.....	23
Figure I.3. Diagramme de DSC d'un arc orthodontique NiTi présentant les pics caractéristiques de la transformation martensitique.....	23
Figure I.4. Structures de l'austénite et de la martensite d'un alliage NiTi.....	24
Figure I.5. Illustration des propriétés d'un alliage à mémoire de forme simple sens	25
Figure I.6. Radiographie du pied et main illustrant une agrafe osseuse.....	26
Figure I.7. Principe de l'agrafe osseuse.....	26
Figure I.8. Pose d'un stent dans une artère.....	27
Figure I.9. Illustration des propriétés d'un alliage super-élastique.....	27
Figure I.10. Définition du seuil d'élasticité.....	28
Figure I.11. Les lunettes "intelligentes" font appel aux alliages Super-élastiques	29
Figure I.12. Exemple d'application d'alliages superélastiques dans le milieu de la mode	29
Figure I.13. Arches pour appareils dentaires [NiTi].....	30
Figure I.14. Illustration de l'effet caoutchoutique des AMF.....	30
Figure I.15. Ressort spiral (ressort à spires jointives)	31
Figure I.16. Diminution de l'amplitude d'une oscillation mécanique due au frottement interne dans un solide.....	32
Figure I.17. Frottement intérieur d'un AMF en fonction de la température.....	32
Figure I.18. Illustration schématique des différentes voies pour la martensite et l'austénite detwinned and twinned	35

Figure I.19. DSC pour un alliage martensitique à l'état recuit.....	36
Figure I.20. L'état d'équilibre de contrainte-déformation des boucles d'hystérésis obtenu au nombre de cycles égal à 100, généré chacun avec différentes amplitudes de contrainte.....	38
Figure I.21. Variations des déformations plastiques ε_p , en fonction du nombre de cycles de fatigue, N , à différents niveaux de la contrainte maximale, $\sigma_{\max}$	39
Figure I.22. Largeur d'hystérésis ε_H au niveau de contrainte moyenne en fonction du nombre de cycles de fatigue, N , à différents niveaux de contrainte maximale, $\sigma_{\max}$	40
Figure I.23. (a) L'aire de la surface de la boucle d'hystérésis de contrainte-déformation, E_1 , et (b) l'énergie de déformation récupérée, E_2 , tracée en fonction du nombre de cycles de fatigue, N , pour différentes contraintes maximales, $\sigma_{\max}$	40
Figure I.24. L'aire de la boucle d'hystérésis de contrainte-déformation pour $N=100$, $E_{1,100}$, tracée en fonction la contrainte maximale pendant le chargement cyclique de, $\sigma_{\max}$	41
Figure I.25. Résultats de DSC des usagés alliages à mémoire de forme. (a) alliage austénitique et (b) alliage martensitique.....	41
Figure I.26. Courbes d'hystérésis de la barre austénite AMF (A1) avec une fréquence de 0,2 Hz et une sollicitation préalable de 3%. (a) statique, (b) les 500 premiers cycles, et (c) les seconds 500 cycles.....	45
Figure I.27. Courbes d'hystérésis de la barre martensitique AMF (M3) avec une fréquence de 1,0 Hz de et une sollicitation préalable de 3%. (a) statique, (b) les 500 premiers cycles, et (c) les deuxièmes 500 cycles.....	45
Figure I.28. Chargement graphique pour les trois types d'essais cycliques uniaxiaux utilisés de la contrainte contrôlée: (a) traction déchargement cyclique; (b) traction-compression cyclique avec zéro contrainte moyenne, et (c) traction-compression cyclique avec la contrainte moyenne non nulle	49
Figure I.29. Transformation de la vie entière ratchetting en alliage NiTi super-élastique cyclique tension déchargement tests: (a) Les courbes cycliques contrainte-déformation, le pic de contrainte = 550 MPa et(b) les courbes de ratchetting déformation ε_r en fonction du nombre de cycles N	51
Figure I.30. Transformation vie entière ratchetting en alliage NiTi super-élastique cyclique essais traction-compression avec la contrainte moyenne constante de 25 MPa et les	

contraintes de différentes amplitudes: courbes de ratchetting déformation ϵ_r en fonction du nombre de cycles N.....	52
Figure I.31. Fatigue fonctionnelle des alliages NiTi super-élastique dans les essais de traction-compression cycliques avec amplitude constante de contrainte de 500 MPa et différentes contraintes moyennes: Les courbes d'énergie dissipée W_d par rapport au nombre de cycles.....	53
Figure I.32. Fatigue fonctionnelle d'un alliage NiTi super-élastique dans la tension-compression cyclique test avec la contrainte moyenne constante de 25 MPa et la contrainte à différentes amplitudes: courbes de l'énergie dissipée W_d par rapport au nombre de cycle	53

Chapitre II

Figure II.1. Type d'éprouvettes utilisées : a) traitées et b) non traitées.....	58
Figure II.2. Éprouvette de traction avec étalons collés.....	58
Figure II. 3. Paramètres essentiels pour l'étude en fatigue.....	59
Figure II.4. Machine d'essai.....	60
Figure II.5. Courbes d'évolution de la force en fonction du déplacement de l'AMF non traité (large bande).....	61
Figure II.6. Courbes d'évolution de la contrainte en fonction de la déformation de l'AMF non traité (large bande).....	61
Figure II.7 Les courbes de l'évolution de la force en fonction du déplacement (AMF traité large bande).....	63
Figure II.8 Les courbes de l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation de l'AMF traité (large bande).....	63
Figure II.9. Faciès de rupture des éprouvettes en AMF a) traité et b) non traité.....	65
Figure II.10 Courbes de réponse force-déplacement d'un alliage AMF traité (Ep5) et non traité (Ep3).	66
Figure II.11. Courbes de réponse contrainte-déformation d'un alliage AMF traité (Ep5) et non traité (Ep3).	66
Figure II.12. Courbe de réponse contrainte-déformation sollicité en traction statique de deux types d'AMF (Ep 5=large bande, Ep 1= petit bande).....	67

Figure II.13. Courbe de réponse force-déplacement d'un AMF sollicité en traction statique.....	68
Figure II.14. Courbe de réponse contrainte-déformation d'un AMF sollicité en traction statique.....	68
Figure II.15. Courbe type de l'évolution de la force en fonction du déplacement lors des essais de fatigue pour les niveaux de chargement : (A) $r = 0,55$, (B) $r = 0,60$, (C) $r = 0,65$, (D) $r = 0,70$, (E) $r = 0,75$	72
Figure II.16. Évolution de la perte de charge F/F_0 en fonction de nombre de cycle pour les différents niveaux de chargement r utilisés.....	73
Figure II.17. Boucles d'hystérésis du premier cycle ($N = 1$) pour différents niveaux de chargement (r).....	74
Figure II.18. Boucles d'hystérésis spécifiques pour tous les niveaux de chargement r étudiés : (a) $r=0,55$, (b) $r=0,60$, (c) $r=0,65$, (d) $r=0,70$, (e) $r=0,75$	77
Figure II.19. Énergie dissipée E_d en fonction du nombre de cycles pour les différents niveaux de chargement étudiés.....	78

Introduction générale

INTRODUCTION GENERALE

Les alliages à mémoire de forme (AMF) sont des matériaux adaptatifs, appelés aussi des matériaux intelligents. Ces alliages sont capables de réagir à un événement donné à travers un couplage entre des propriétés physiques différentes. Ces matériaux présentent des propriétés thermomécaniques très spécifiques dont l'effet de mémoire de forme et l'effet super élastique. Ils peuvent subir aussi des déformations réversibles supérieures aux autres matériaux. Ces propriétés fonctionnelles sont liées à une transformation de phase dite "transformation martensitique" produite d'une phase mère à l'état austénitique. C'est une transformation homogène qui peut se produire sous l'action mécanique ou thermique. Cependant, les sollicitations cycliques "les essais de fatigue" subies par ces matériaux peuvent modifier les propriétés mécaniques, thermiques et microstructurales. Toutes ces caractéristiques résultent de la présence et du comportement des défauts observés après fatigue. Historiquement, des travaux de laboratoire ont permis de mettre en évidence le phénomène de mémoire de forme en 1938 sur un alliage d'or cadmium. Il a fallu ensuite attendre 1962 pour que l'alliage de nickel-titane montre ce phénomène. Ce produit sera connu alors sous le nom de *Nitinol*. En 1969, ils connurent un succès industriel dans les raccords de tuyauterie du F-14 (un millier de pièces par avion pour un millier d'avions produits). Cet alliage reste d'un coût de production élevé. Durant les années 1980, des alliages à base de cuivre sont mis en avant permettant des coûts moins onéreux. Si les orientations industrielles de production de masse de composants à AMF n'ont eu que peu de succès, ces alliages présentent actuellement un grand intérêt dans des applications à plus forte valeur ajoutée. C'est pour ces

raisons et d'autres que des études expérimentales sont menées afin d'évaluer le comportement mécanique en fatigue cyclique traction-traction des différents AMF.

L'actuel travail concerne l'étude du comportement en statique et en fatigue d'un alliage à mémoire de forme du type NiTiCu et un ruban large band traité et non traité. Des essais de fatigue cycliques sont réalisés à température ambiante en contrôle déplacement où les échantillons sont sollicités en traction avec cinq niveaux de chargement. Les évolutions de force et de perte de charge (F/F_0) en fonction du nombre de cycles sont déterminées. Les boucles d'hystérésis sont tracées en fonction du nombre de cycles et des niveaux de chargement permettant la détermination de l'énergie dissipée.

Ce mémoire est structuré en deux chapitres:

- Le premier chapitre est une étude bibliographique consacrée pour présenter les propriétés des AMF ainsi leurs différents domaines d'applications.
- Le deuxième chapitre représente une étude expérimentales en statique et en fatigue cyclique menées en traction sur un ruban NiTiCu afin d'évaluer le comportement mécanique de cet alliage à mémoire de forme.

Chapitre I

Étude bibliographique

CHAPITRE I

Étude bibliographique

I. Présentation des alliages à mémoire de forme (AMF)

I.1. Introduction

Les alliages à mémoire de forme (AMF) sont des matériaux adaptatifs, appelés aussi des matériaux intelligents. Ces alliages sont capables de réagir à un événement donné à travers un couplage entre des propriétés physiques différentes. Ces matériaux présentent des propriétés thermomécaniques très spécifiques dont l'effet de mémoire de forme et l'effet super élastique. Ils peuvent subir aussi des déformations réversibles supérieures aux autres matériaux. Ces propriétés fonctionnelles sont liées à une transformation de phase dite "transformation martensitique" produite d'une phase mère à l'état austénitique. C'est une transformation homogène qui peut se produire sous l'action mécanique ou thermique. Cependant, les sollicitations cycliques c.-à-d. "les essais de fatigue" subits par ces matériaux peuvent modifier les propriétés mécaniques, thermiques et microstructurales. Toutes ces caractéristiques résultent de la présence et du comportement des défauts observés après fatigue

I.2. Transformation martensitique

Les propriétés pseudo élastiques des alliages à mémoire de forme (super-élasticité, mémoire de forme) reposent sur l'existence d'une transformation de phase à l'état solide appelée transformation martensitique thermo élastique

Historiquement, l'appellation « transformation martensitique » est associée à la transformation de l'austénite des aciers en martensite (découverte par Martens en 1879). Par extension, ce terme a été généralisé pour un certain nombre d'alliages dont les transformations possèdent certaines caractéristiques typiques de la transformation martensitique des aciers : c'est le cas non seulement d'alliages base fer, mais aussi d'alliages ou métaux nobles et d'alliages base titane et même de certains métaux purs (Co, Ti, Ni) [1,2]. Guénin [1] propose la définition suivante : "la transformation martensitique est une transformation displacive du

premier ordre présentant une déformation homogène de réseau cristallographique, constituée principalement par un cisaillement".

➤ *Transformation displacive*

La transformation de l'austénite en martensite est caractérisée par un déplacement collectif et coopératif des atomes, inférieur à la distance interatomique (de l'ordre du dixième de la distance interatomique). Chaque atome se déplace vers une nouvelle position grâce au déplacement des atomes voisins. L'absence du phénomène de diffusion permet à la transformation martensitique d'être quasi-instantanée et généralement indépendante de la vitesse de refroidissement de l'alliage.

➤ *Transformation du premier ordre*

La transformation présente, au moment de la transition, une discontinuité des grandeurs physiques reliées aux dérivés premières de potentiels thermodynamiques. Pour un état d'avancement donné de la transformation, il y a coexistence des deux phases : austénite et martensite.

Ces deux phases appartenant à deux systèmes cristallins distincts, elles n'ont pas le même volume. Il s'ensuit une déformation du réseau cristallographique (Figure I.1), homogène du fait des mouvements atomiques coopératifs, s'effectuant principalement selon un mécanisme de cisaillement. La transformation est homogène car tout le volume transformé a été affecté par ce cisaillement (a). Celui-ci entraîne un changement de forme. À l'échelle microscopique, il faut donc envisager une déformation supplémentaire, s'ajoutant à celle de la déformation homogène. C'est une déformation inhomogène, caractérisée par un micro-maclage (b). Celui-ci organise la martensite en micro-macles (groupements auto-accommodés) afin de relaxer les contraintes internes. Ces micro-macles appelées variantes correspondent à des cisaillements équivalents du point de vue cristallographique mais orientées dans différentes directions (24 variantes pour un monocristal d'austénite cubique). En absence de contrainte, ces variantes sont équiprobables et leurs déformations se compensent, ainsi la forme macroscopique du spécimen est inchangée.

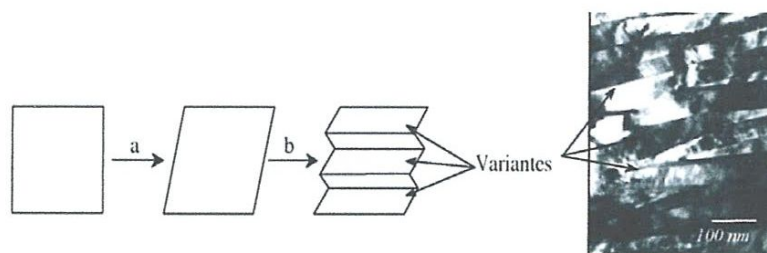


Figure I.1. Les déformations: a) homogène, b) inhomogène. Image de variantes de martensite en microscopie électronique à balayage.

Durant la transformation, il n'y a pas de variation de la composition chimique ni du degré d'ordre atomique. La formation de la martensite n'entraîne alors que des déformations élastiques donc réversibles, on parle de transformation martensitique thermo-élastique et ces transformations ont un caractère de réversibilité non seulement au sens chimique mais aussi pour les microstructures.

I.3. Les températures de transformation

La transformation martensitique n'a pas lieu à température constante. Elle débute au refroidissement à une température appelée M_s (martensite start) et complétée à la température M_f (martensite finish) entre ces deux températures, il y a coexistence des deux phases (transformation du 1er ordre). A température croissante, la transformation inverse débute à une température A_s (austenite start) pour devenir complète à une température A_f (austenite finish) qui est plus élevée que M_s . La différence entre ces deux températures induit l'existence d'une hystérésis [3].

La particularité des transformations martensitiques des NiTi est de présenter un caractère thermo-élastique : la croissance des plaquettes de martensite est contrôlée par l'évolution de la température. A température constante entre M_s et M_f , les interfaces de martensite austénite sont immobiles, une modification de la température dans un sens ou dans l'autre fait déplacer ces interfaces vers la structure correspondante.

Les figures I.2 et I.3 illustrent les caractéristiques physiques de la transformation martensitique apparaissant dans les alliages à mémoire de forme. Les paramètres significatifs tels que les températures de transformation, l'étalement et l'hystérésis de la transformation sont représentés.

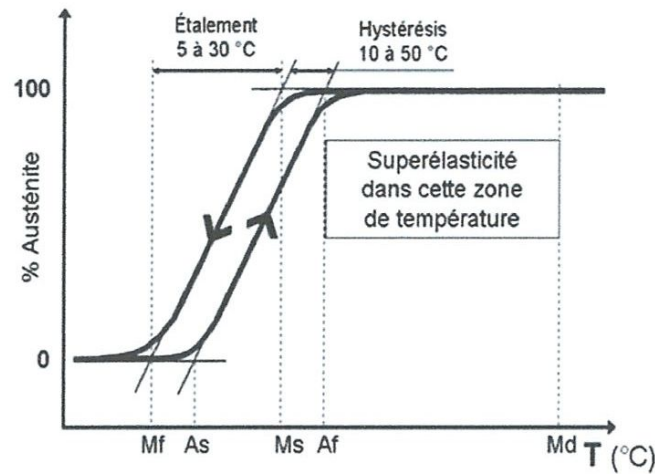


Figure I.2. Paramètres significatifs de la transformation martensitique.

M_f : fin de martensite (finish), A_s : début d'austénite (start), M_s : martensite start, A_f : austénite finish, M_d : martensite déformation.

Les propriétés finales du NiTi dépendent des températures auxquelles ces transformations de phase se produisent pendant le chauffage ou le refroidissement. Ces températures clés sont dépendantes de la composition chimique (rapport nickel/titane, alliages ternaires NiTiX) et de la microstructure donc du passé thermomécanique de l'alliage (écrouissage, tréfilage, usinage, recuit ...). Elles sont obtenues expérimentalement par la mesure de toute propriété sensible à la structure : résistivité électrique, dilatométrie, analyse calorimétrique différentielle (DSC), frottement intérieur [1, 4].

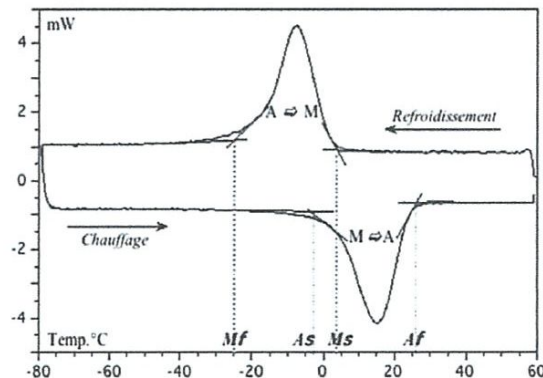


Figure I.3. Diagramme de DSC d'un arc orthodontique NiTi présentant des pics caractéristiques de la transformation martensitique.

I.4. Structures des différentes phases

On peut observer deux types de transformations de phases dans les Ni-Ti :

- Austénitique $\Leftrightarrow$ Martensitique

Dans certaines conditions, une troisième phase, intermédiaire, peut être impliquée dans la transformation martensitique :

- Austénitique Phase-R $\Leftrightarrow$ Martensitique

Différentes techniques d'analyse structurale (MET, rayons X...) ont permis de déterminer les structures de l'austénite, de la martensite et de la phase-R [5].

- La structure de l'austénite résulte de l'imbrication de deux réseaux cubiques simples et décalés d'une demi-diagonale du cube, occupés respectivement par des atomes de Ni et de Ti. Cette structure est appelée type B2 (Figure I.4).

- La structure de la martensite est plus complexe. La structure la plus courante est monoclinique, elle est appelée type B19' (Figure I.4).

- La phase supplémentaire, appelée phase-R peut, dans certaines conditions, précéder l'apparition de la phase martensitique. Cette phase-R est de symétrie rhomboédrique.

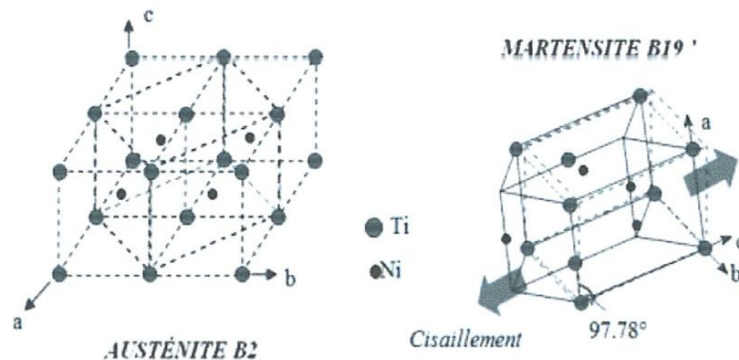


Figure I.4. Structures de l'austénite et de la martensite d'un alliage NiTi.

I.5. Propriétés pseudo-élastiques

La transformation martensitique peut être induite soit thermiquement (en abaissant la température en dessous de M_s), soit mécaniquement. L'application d'une contrainte peut provoquer la transformation martensitique à une température supérieure à M_s . Cependant, si la température est trop élevée, il y a compétition entre la transformation martensitique et la

déformation plastique de l'austénite, dans ce dernier cas, la transformation martensitique ne se produit pas, le matériau suit un comportement mécanique classique. La température maximale pour laquelle il peut se produire une transformation sous contrainte d'austénite en martensite est notée M_d (martensite déformation).

L'effet mémoire de forme (simple et double sens) est la propriété la plus connue de ces alliages, mais ce n'est pas la seule ; on peut citer la super-élasticité et le comportement caoutchoutique de la martensite [3, 6].

➤ *L'effet mémoire de forme simple sens*

Dans le cas des alliages à mémoire de forme simple sens, la nature du signal détecté est thermique et non plus mécanique [7]. Prenons l'exemple du ressort à spires jointives ci-dessous (Figure I.5). Celui-ci s'allonge, les spires s'écartent les unes des autres, lorsque l'on tire dessus. Mais contrairement aux matériaux super élastiques présentés ci-avant, il ne reprend pas spontanément sa forme initiale lorsque l'on supprime la contrainte. Ainsi, lorsque la contrainte disparaît, le ressort conserve sa déformation. La nouveauté, ici, est que cet alliage est tout de même capable de retrouver sa forme d'origine en détectant un signal thermique adéquat. Autrement dit, il suffit de le plonger dans un bain porté à une certaine température pour qu'il retrouve sa forme de départ. Dans le cas de notre ressort, celui-ci retrouve ses spires jointives lorsqu'il est plongé dans un bain d'eau chaude à une température qui atteint ou dépasse 70°C .

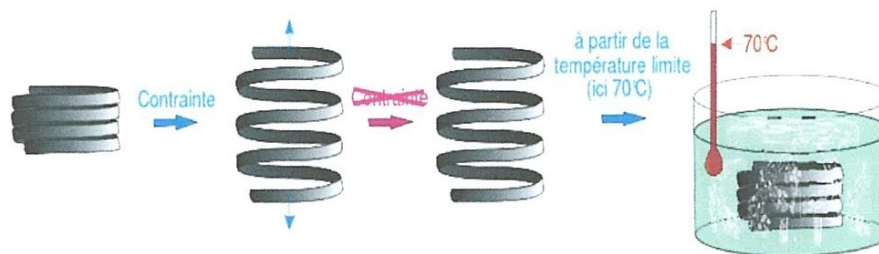


Figure I.5. Illustration des propriétés d'un alliage à mémoire de forme simple sens.

Un alliage possédant de telles propriétés nécessite un conditionnement très particulier que l'on appelle l'« éducation ». En effet, l'objet doit être « éduqué » lors de sa fabrication. Pour cela, le fabricant procède, et cela de manière répétée, à la mise en forme de l'objet lorsque celui-ci est porté à une température déterminée que nous appellerons température

limite (ici 70°C). Le processus complet est le suivant : l'objet est chauffé à 70°C puis mis en forme (par l'application d'une contrainte), puis refroidi sans relâcher la contrainte. Ce n'est donc qu'après avoir été refroidi que l'on relâche la contrainte qui a servi à le mettre en forme. Puis on réchauffe à nouveau l'objet, on le remet en forme, on le refroidit sous contrainte puis on relâche la contrainte, et ainsi de suite un grand nombre de fois. C'est la forme donnée lors de l'éducation que l'objet conservera en mémoire et qu'il reprendra spontanément dès que sa température atteindra la température limite.

❖ Propriétés des alliages à mémoire de forme simple sens :

- 1) se déforment sous la contrainte ;
- 2) conservent la déformation après arrêt de la contrainte ;
- 3) reprennent leur forme initiale lorsque leur température atteint une température dite limite.

Au niveau des applications, on retrouve les A.M.F. simple sens en chirurgie osseuse (Figure I.6), sous la forme d'agrafes que l'on fixe de part et d'autre de la fracture et qui, une fois à la température du corps, se contractent et permettent ainsi à l'os de se ressouder (Figure I.7).



Figure I.6. Radiographie du pied et main illustrant une agrafe osseuse.



Figure I.7. Principe de l'agrafe osseuse.

La microchirurgie a également fait place aux A.M.F. simple sens par le biais des «stents», sorte de grillage de forme cylindrique dont le diamètre est égal à celui d'une artère. Cet outil est utilisé lorsque qu'une artère partiellement obstruée risque de se boucher totalement (Figure I.8). Avant d'être introduit dans l'artère, le «stent» est comprimé à froid (on réduit ainsi fortement sa section) et est fixé à un cathéter muni d'un ballon. Lorsque ce «stent» est introduit dans l'artère à l'endroit voulu, on gonfle le ballon qui est fixé au cathéter pour le déployer à nouveau. Le stent garde cette forme déployée à la température du corps. On peut alors retirer le cathéter muni du ballon dégonflé. Le « stent » reste en place de manière à dégager l'artère.



Figure I.8. Pose d'un stent dans une artère.

➤ *Effet superélastique :*

Les alliages superélastiques, comme par exemple la tige métallique illustrée sur la figure ci dessous (Figure I.9), se déforment fortement lorsque l'on applique une contrainte sur chacune de leurs extrémités. Dans notre exemple, cette tige se courbe sous la contrainte, mais elle reprend instantanément sa forme initiale lorsque la contrainte est relâchée. C'est ce que nous appelons une « déformation réversible ».

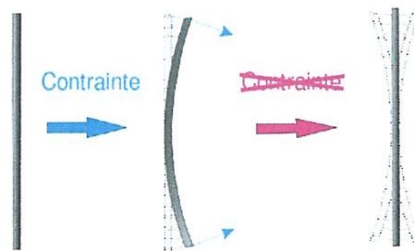


Figure I.9. Illustration des propriétés d'un alliage super-élastique.

❖ Propriétés des alliages super-élastiques :

- 1) se déforment sous la contrainte ;
- 2) reprennent sans effort leur forme initiale lorsque l'on supprime la contrainte.

Mais attention ! Ces alliages peuvent être déformés sans problème jusqu'à une certaine limite.

En effet, si la déformation est trop importante, l'alliage ne reprendra plus sa forme initiale. Nous appelons « déformation maximale » la déformation la plus grande que peut subir l'alliage sans subir de déformation permanente. La limite de déformation porte le nom de seuil d'élasticité.

Ce seuil est défini par un rapport, autrement dit par une fraction, dont le numérateur est égal à la valeur de la « déformation maximale », $\Delta L_{\max}$ et le dénominateur est égal à la valeur de la « dimension initiale de l'objet », L_0 . Ce rapport est exprimé sous la forme d'un pourcentage (Figure I.10). Au-delà de ce seuil, on détruit les propriétés de super-élasticité de l'alliage. On dit alors que la déformation résiduelle est permanente (par opposition à une déformation réversible).

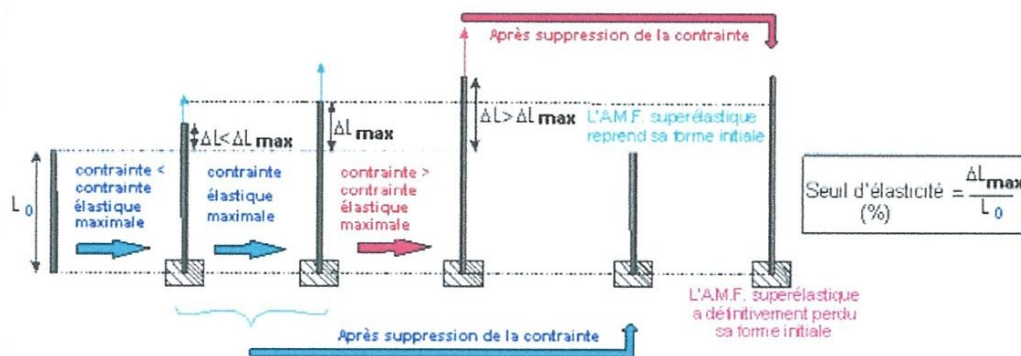


Figure I.10. Définition du seuil d'élasticité.

On peut comparer ce phénomène de limite d'élasticité à celui associé à un élastique que l'on aurait forcé en tirant trop fort dessus (dépassement du seuil d'élasticité) et qui, par la suite, resterait détendu (perte de la propriété d'élasticité).

Les objets de la vie courante qui font appel à ce genre d'alliages sont nombreux. Citons les lunettes intelligentes, dont les montures (Figure I.11) sont capables de reprendre leur forme, juste après que l'on se soit aperçu que l'on s'était assis dessus. Citons également les tentes que l'on jette en l'air et qui se déplient toutes seules. Dans ce cas, ce sont les arceaux métalliques qui ont été conditionnés à prendre une forme voutée pour tendre la toile.

Un autre exemple concerne les chapeaux (Figure I.12) que l'on peut tordre dans tous les sens et qui reprennent leur forme initiale lorsqu'on les relâche, ..., bref des objets que nous avons déjà tous rencontrés.



Figure I.11. Les lunettes "intelligentes" font appel aux alliages super-élastiques.



Figure I.12. Exemple d'application d'alliages super-élastiques dans le milieu de la mode.

Mais ce n'est pas tout : on retrouve également les A.M.F super-élastiques en dentisterie, sous la forme d'arches dans les appareils dentaires (Figure I.13). L'avantage de cette nouvelle génération d'appareils nous fait économiser de nombreux déplacements chez l'orthodontiste et autant de consultations. En effet, la tension appliquée au départ par l'orthodontiste sur l'arche reste constante au cours du temps car le fil en alliage super-élastique garde sa contrainte initiale malgré les sollicitations de la bouche du patient (mastication, géométrie de la bouche, etc.). Les premières arches qui permettaient de corriger l'implantation des dents étaient, au départ, en acier inoxydable ; très efficaces au début, elles finissaient par se détendre et s'allonger au fur et à mesure des sollicitations, et perdaient donc de leur efficacité. Elles étaient composées d'un mécanisme qu'il fallait actionner toutes les deux à trois semaines pour redresser doucement les dents. Le dentiste prévoyait le fait que l'arche allait progressivement se détendre au cours du temps et rectifiait le tir en augmentant légèrement la tension de départ. En conséquence, la tension ressentie par le patient était plus forte et particulièrement désagréable au début, et elle diminuait avec le temps et devenait moins efficace.

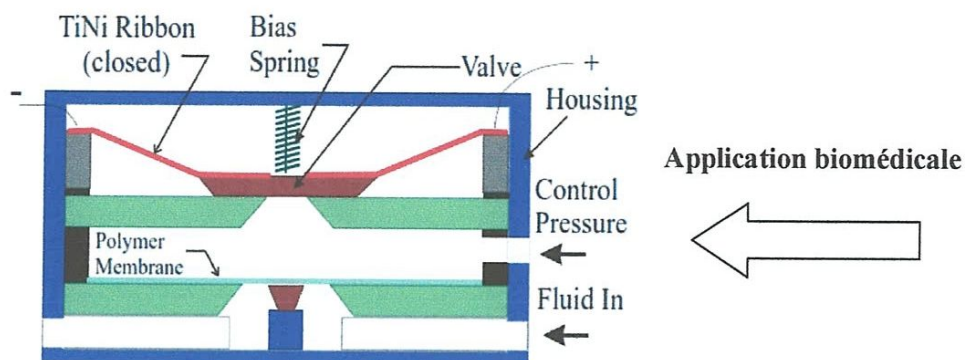


Figure I.13. Arches pour appareils dentaires [NiTi].

➤ *L'effet caoutchoutique :*

Une partie de la déformation d'un échantillon martensitique est réversible par mouvement des interfaces entre variantes lors de l'arrêt de la contrainte (figure I.14). Le déplacement des interfaces des variantes de martensite consomme de l'énergie ainsi l'alliage possède de remarquables propriétés d'amortissement [1, 2, 8]

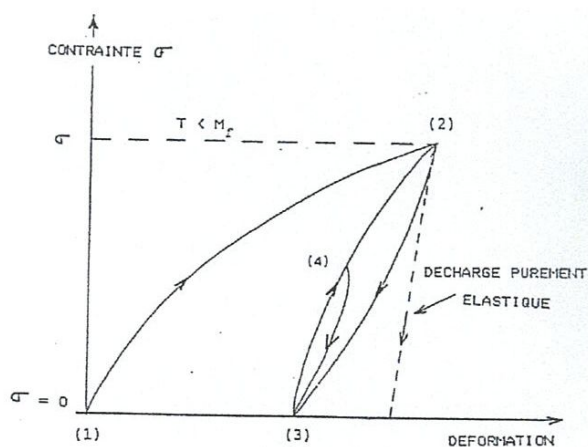


Figure I.14. Illustration de l'effet caoutchoutique des AMF [1].

➤ *Effet de mémoire double sens :*

Les A.M.F. double sens possèdent globalement les mêmes propriétés que les A.M.F. simple sens. La grande différence est qu'au lieu d'avoir une seule forme en mémoire, l'A.M.F. double sens en possède deux. Une des formes sera obtenue au-dessus d'une température dite critique et l'autre en dessous.

❖ Propriété des alliages à mémoire de forme double sens :

Ils ont deux formes stables en mémoire ; l'une sera adoptée au-dessus d'une température dite critique et l'autre en dessous.

Si on reprend l'exemple du ressort à spires jointives (Figure I.15), l'effet double sens se manifeste par l'ouverture des spires du ressort lorsque ce dernier dépasse une température critique, par exemple 70°C, et la fermeture des spires lorsque le ressort est plongé dans l'eau froide pour ramener sa température en dessous du seuil critique. Et cela sans déformer mécaniquement le ressort, en le tenant simplement par des pinces pour ne pas se brûler.

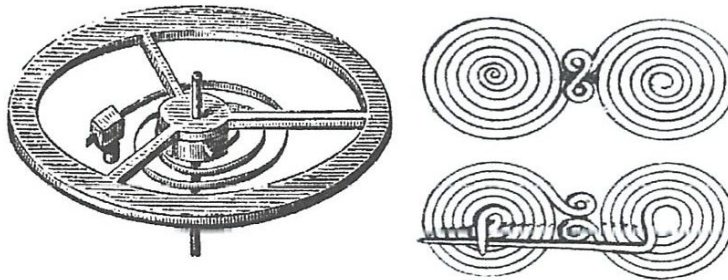


Figure I.15.Ressort spiral (ressort à spires jointives)

On retrouve également ces A.M.F. à effet double sens dans le mécanisme d'ouverture et de fermeture de portes à bord de modules spatiaux. La porte du module spatial s'ouvre d'une certaine température, cette dernière étant obtenue sous l'effet d'une impulsion électrique permettant, par exemple, le déploiement de panneaux solaires, et se referme lorsque le mécanisme de la porte se refroidit.

➤ *Effet d'amortissement :*

L'amortissement mécanique des matériaux, encore appelé frottement interne, est le résultat d'une transformation irréversible d'énergie mécanique en énergie thermique dissipée.

On observe, par exemple lors d'oscillations mécaniques, une diminution d'amplitude de ces oscillations en fonction du temps (Figure I.16).

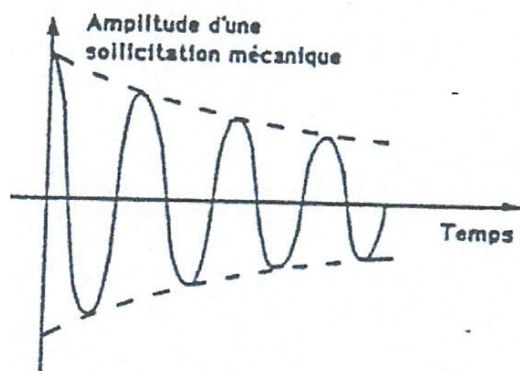


Figure I.16. Diminution de l'amplitude d'une oscillation mécanique due au frottement interne dans un solide.

Le frottement intérieur dépend de la température, de la fréquence, du niveau de déformation et bien sûr, du matériau et de son état interne. Dans le cas des alliages à mémoire de forme, on constate, en fonction de la température, trois domaines dans lesquels le frottement intérieur prend des valeurs très différentes (Figure I.17).

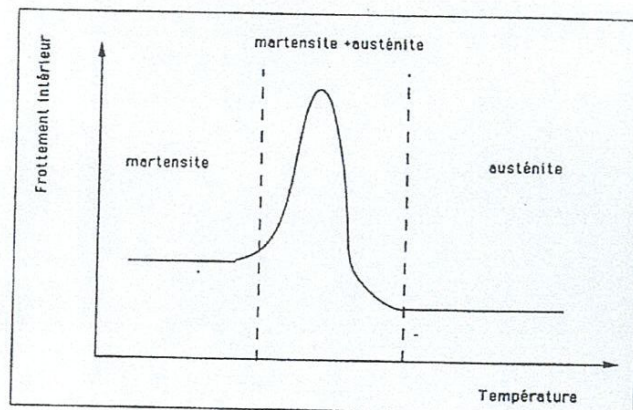


Figure I.17. Frottement intérieur d'un AMF en fonction de la température.

✓ Lorsqu'on est dans l'état austénitique, le frottement intérieur dû au mouvement réversible des dislocations et défauts ponctuels est faible.

✓ Dans l'état martensitique, l'alliage présente des capacités importantes d'amortissement des chocs ou d'atténuation de vibrations mécaniques. Le frottement intérieur important est associé au mouvement réversible des interfaces entre variantes de martensite.

✓ C'est durant la transformation de phase que le frottement interne est le plus important. Dans ce stade, il est associé au mouvement des interfaces entre austénite et martensite.

L'utilisation des AMF pour résoudre des problèmes d'amortissement mécanique présente plusieurs avantages : par rapport aux autres matériaux (métaux ou polymères), les AMF présentent simultanément un frottement intérieur élevé (comparable à celui de certains polymères) et une rigidité importante (comparable à certains métaux). Par ailleurs, le frottement interne dépendant de l'état structural du matériau, on peut, par une simple variation de température, obtenir pour une même structure mécanique un fort amortissement dans l'état martensitique et un faible amortissement dans l'état austénitique.

II. État de l'art

Article 1

[11] Niraj Nayan, V. Buravalla, U. Ramamurty, Effect of mechanical cycling on the stress-strain response of a martensitic. Nitinol shape memory alloy. *Materials Science and Engineering A* 525 (2009) 60–67.

[11] Niraj Nayan, V. Buravalla, U. Ramamurty. **Effet de cyclage mécanique sur la réponse des contraintes-déformations d'un Alliage à Mémoire de Forme (AMF) à l'état martensitique.** *Materials Science and Engineering A* 525 (2009) 60–67

II.1.1. Résumé:

Une étude expérimentale à température ambiante en contrôle force sur le comportement en fatigue traction-traction d'un alliage à mémoire de forme à l'état martensitique (AMF) a été effectuée. La durée de vie en fatigue pour plusieurs niveaux de chargement couvrant la contrainte critique pour detwinning a été déterminée et comparée avec celle obtenue sur un alliage de composition semblable, mais à l'état austénitique à température ambiante. Les résultats montrent que la résistance à la fatigue de l'alliage pseudo-plastique est supérieure à l'alliage super-élastique à mémoire de forme. La réponse des boucles d'hystérésis contraintes-déformations, enregistrée tout le long du chargement en fatigue, révèle l'accumulation des déformations progressives avec le chargement cyclique. En outre, les surfaces des boucles d'hystérésis diminuent avec l'augmentation du nombre de cycles de fatigue. De plus une caractérisation post-mortem des échantillons en fatigue cyclique par calorimétrie et fractographie a été menée afin d'obtenir d'autres renseignements sur les micro-mécanismes de fatigue. Ces résultats sont discutés en termes de changements micro-structuraux réversibles et irréversibles qui ont lieu pendant le chargement cyclique. Les aspects liés à l'auto-échauffement d'un alliage martensitique soumis à une contrainte à haute fréquence sont aussi discutés.

II.1.2. Problématique de l'article :

Le premier objectif de ce travail est d'évaluer le rôle des processus irréversibles qui se produisent pendant le detwinning (figure I.18) sous chargement de fatigue sur la durée de vie

de l'AMF. Tout au long des expériences de fatigue, les boucles d'hystérésis de contrainte-déformation ont été contrôlées dans le but d'évaluer l'accumulation progressive de l'endommagement et d'autres effets associés. Ces résultats sont comparés avec ceux obtenus des expériences de fatigue similaires menées sur un AMF à l'état austénitique [9].

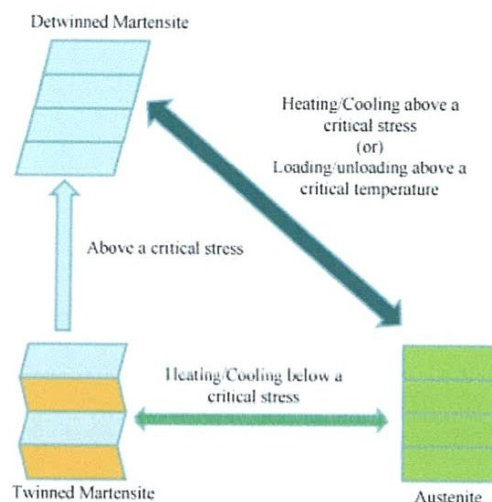


Figure I. 18. Illustration schématique des différentes voies pour la martensite et l'austénite detwinned and twinned.

II.1.3. Matériaux et essais:

Un bloc en AMF avec une composition de 55,90 % de poids de Nickel a été obtenu par l'entreprise (Special Metals Corporation, New York, Etats-Unis), forgé à chaud et à l'état recuit. L'éprouvette type de traction avec une longueur de jauge de 60 mm, largeur de 5 mm et une épaisseur de 2 mm a été électro-usinée (EDM) à partir du bloc et a été recuite à 600 °C (ce qui est légèrement au-dessus de la température de recristallisation des alliages) pour 30 min dans des tubes de quartz scellés sous vide, pour recristalliser complètement l'alliage voir le procédé EDM [10, 11]. Les spécimens de coupe EDM ne sont pas électro-polis pour voir le seul effet de la coupe EDM sur la surface, comme c'est la méthode la plus efficace pour la création des structures de rapport d'aspect élevé qui a une faible rugosité de surface. Les courbes de calorimétrie à balayage différentiel ou encore Differential Scanning Calorimetry (DSC), illustrées sur la figure I.19, montrent que les températures de transformation de l'état de contrainte de l'alliage AMF sont les suivantes:

- début austénitique, $A_s = 68\text{ °C}$, finition austénitique, $A_f = 105\text{ °C}$,
- début martensitique, $M_c = 63\text{ °C}$, et finition martensitique, $M_f = 29\text{ °C}$.

Cela confirme que le matériau est dans l'état martensitique, à la température d'essai de fatigue (à température ambiante, $\sim 22^\circ\text{C}$) et est entièrement recristallisé, présentant presque un comportement de transformation en une seule phase identique de B2-B19 rapportés par Mahmud *et al.* [12].

Une machine d'essai universelle servo-hydraulique MTS équipée avec un système d'acquisition de données et des mors à serrage hydraulique, a été utilisée pour les essais de fatigue. La fatigue cyclique traction-traction a été réalisée avec un rapport de contraintes, R (rapport entre le minimum et le maximum des contraintes du cycle de fatigue) de 0,1. La fréquence a été maintenue à 5 Hz.

Chaque éprouvette a été cyclée en mode charge contrôlée à une amplitude de contrainte fixe, $\Delta\sigma = (\sigma_{\text{Max}} - \sigma_{\text{Min}})$, où σ_{max} et σ_{min} sont les contraintes maximales et minimales du cycle de fatigue avec une onde sinusoïdale et les boucles contrainte déformation ont été suivis jusqu'à la rupture. Un extensomètre avec une longueur de jauge de 25 mm a été utilisé pour mesurer la contrainte de manière à s'assurer qu'il ne glisse pas pendant le chargement en fatigue. Tous les essais de fatigue ont été réalisés à température ambiante (RT $\sim 22^\circ\text{C}$).

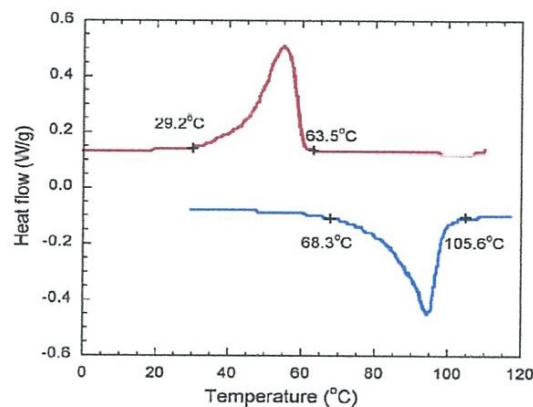


Figure I.19. DSC pour un alliage martensitique à l'état recuit.

Pour faciliter la compréhension de l'évolution des températures de transformation et micro mécanismes au cours du cyclage mécanique, la DSC a été employée pour caractériser les éprouvettes testées en fatigue à l'état recuit. Le comportement de transformation a été analysé sur des éprouvettes de 15 mg (soigneusement usinées à partir des sections de calibrage des échantillons de fatigue découpés à l'aide d'un disque diamant à faible vitesse) en utilisant un Mettler-Toledo calorimètre différentiel à balayage. Les échantillons ont été d'abord chauffés à température ambiante de 150°C et ensuite refroidis à -50°C puis

réchauffés de nouveau à la température ambiante à une vitesse de chauffage/refroidissement de 5 °C / min.

II.1.4. Les principaux résultats obtenus :

Des essais de fatigue traction-traction menés en contrôle force ont été réalisés sur alliage NiTi à l'état martensitique afin de faire la prospection de son comportement en fatigue. Les boucles d'hystérésis contrainte-déformation sont enregistrées lors des tests pour évaluer les effets de plusieurs mécanismes irréversibles qui se produisent pendant le detwinning irréversible et la réorientation en martensitique alliages soumis à une charge mécanique cyclique.

Des études utilisant des techniques modernes telles que la DSC (Figure I.19) et la fractographie ont été menées pour comprendre la dégradation due à la fatigue. Ces prospections montrent qu'en général, l'AMF à l'état martensitique à la température ambiante a un ordre de grandeur à la fatigue supérieur à l'état austénitique.

L'énergie perdue en raison de friction à mouvement cyclique de l'interface au cours de la réorientation martensitique est un facteur majeur contribuant au profil d'hystérésis. Après stabilisation de la contrainte pendant le cyclage mécanique, de la largeur de la boucle d'hystérésis, de l'énergie récupérable et de l'énergie de friction pour chaque nombre de cycle puis elles diminuent notablement dès les premiers cycles jusqu'à s'approcher d'une valeur de contrainte de saturation. D'importants auto-échauffements associés aux fréquences élevées et au grand nombre de cycles entraîne plusieurs difficultés dans l'analyse de la fatigue martensitique. Le cyclage à des basses fréquences (<1 Hz) avec un refroidissement approprié peut être nécessaire pour caractériser adéquatement la fatigue des AMF à l'état martensitique.

La formation des boucles d'hystérésis, même après la stabilisation du chargement cyclique, peut être expliquée sur la base de la dissipation de l'énergie irréversible de non-produit chimique qui surgit en raison du frottement entre les différents dièdres adjacents de martensite pendant leur processus de réorientation [13, 14]. Pendant la mise en chauffage, l'hystérésis se produit en raison de la résistance de friction éprouvée par les frontières de phase de transformation. La croissance de certaines variantes de martensite due à l'effort appliqué et leur réorientation mènent à l'accumulation progressive de dislocation à l'interface entre les différentes colonies de martensite [15, 16]. Le durcissement observé pendant le chargement cyclique est probablement lié à cet effet [16]. Macroscopiquement, l'effet de ces derniers changements dans la microstructure se manifeste en tant que contrainte accumulée

(restante) à la fin de chaque cycle. La figure I.20 montre la stabilité des boucles d'hystérésis de contrainte-déformation produites aux diverses amplitudes d'efforts, pour le nombre de cycle de fatigue, $N = 100$. A tous les niveaux de chargement, les boucles ont une largeur relativement étroite et une réponse de déchargement-déchargement presque linéaire. Ceci est en contraste avec un AMF austénitique, qui a une déformation élastique suivie de déformation non linéaire pendant le chargement et le déchargement pour les boucles produites au-dessus d'une contrainte $\sigma = 286$ MPa [9]. Avec l'augmentation de $\Delta\sigma$, les boucles d'hystérésis se déplacent vers la droite sur l'axe de la contrainte, indiquant des montants plus élevés de déformations déjà accumulées dans l'AMF.

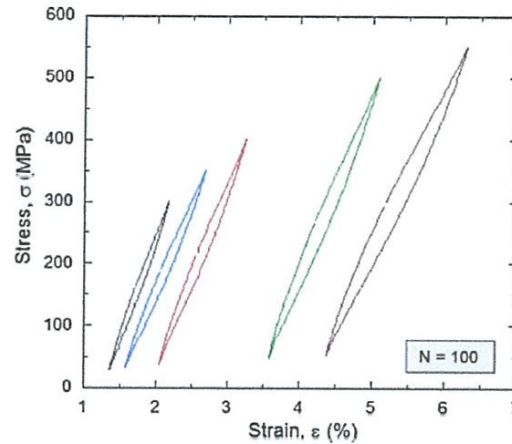


Figure I.20. L'état d'équilibre de contrainte-déformation des boucles d'hystérésis obtenu au nombre de cycles égal à 100, généré chacun avec différentes amplitudes de contrainte.

La figure I.21 montre l'effet des différentes amplitudes de la contrainte sur l'accumulation de déformation plastique (ϵ_p), en fonction du nombre de cycles de fatigue, où ϵ_p du point de vue fonctionnement désigne la déviation de la déformation initiale de la boucle d'hystérésis après le $N^{\text{ième}}$ cycle. On constate que ϵ_p augmente rapidement entre les 10^{èmes} et 20^{èmes} cycles avant d'atteindre une valeur de plateau qui est maintenue jusqu'à la rupture.

Un important pourcentage de déformations résulte d'une combinaison de la contrainte qui induit la croissance d'une variante de martensite aux dépens d'un adjacent, défavorablement orienté aussi bien que la réorientation provoquée par la tension de la martensite et une migration de jumeaux de frontière dans une variante de martensite. Ces processus mènent à la génération d'une densité de dislocations dans certaines variantes de martensite et des jumeaux d'intérieur dus à la déformation cyclique. Les auteurs croient que la déformation plastique interne est nécessaire pour la réorientation de martensite dans les matrices poly-cristallines, en

raison de la disparité d'orientations parmi les variantes préférées de la martensite dans les grains voisins [16]. Par conséquent, l'interface entre deux variantes quelconques de martensite devient fortement déformable alternativement, entraînant une difficulté de la déformation médiane par dislocation. C'est probablement la raison de la stabilisation observée à un nombre de cycles N élevé.

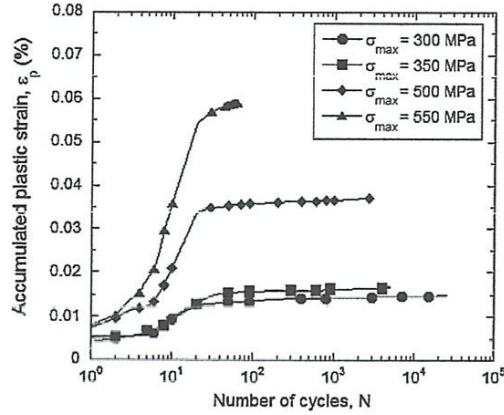


Figure I.21. Variation des déformations plastiques ϵ_p , en fonction du nombre de cycles de fatigue N , à différents niveaux de la contrainte maximale $\sigma_{\max}$.

La figure I.22 montre le changement de la largeur des boucles d'hystérésis à l'effort moyen ϵ_H , dû à la fatigue. La largeur de la boucle au niveau de l'effort moyen est prise comme largeur de l'hystérésis. La zone fermée de la boucle de déchargement/chargement E_1 , est la densité d'énergie dissipée pendant chaque cycle, tandis que la zone sous la partie de déchargement de la courbe de contrainte-tension E_2 , correspond à l'énergie récupérable. E_1 est calculée par l'utilisation du logiciel graphique Origine, par contre E_2 est estimée en soustrayant E_1 de la surface totale sous la courbe de chargement.

$$E_2 = \int_{\sigma_{\min}}^{\sigma_{\max}} \sigma d\epsilon - E_1 \quad (1)$$

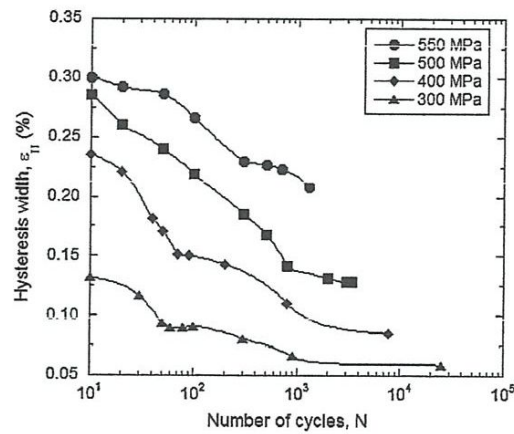


Figure I.22. Largeur d'hystérésis ε_H au niveau de contrainte moyenne en fonction du nombre de cycles de fatigue N , à différents niveaux de contrainte maximale $\sigma_{\max}$.

D'après les figures I.23 a et b, on remarque que E_1 et E_2 diminuent tous les deux avec l'augmentation de N , qui peut être expliqué comme suit. Initialement, un certain nombre de variantes martensitiques est présenté dans l'AMF. Hors ces derniers, qui sont favorablement orientés se développent au détriment des autres par un double mouvement à la frontière, menant à une réduction générale du nombre (mobilité) aux frontières avec le cyclage. Il est à noter que le taux de diminution de E_2 en fonction de N à une amplitude de contrainte donnée n'est pas aussi rapide que celui de E_1 . La diminution de E_1 conduit à une atténuation de la capacité d'amortissement de la martensite avec l'augmentation du nombre de cycles.

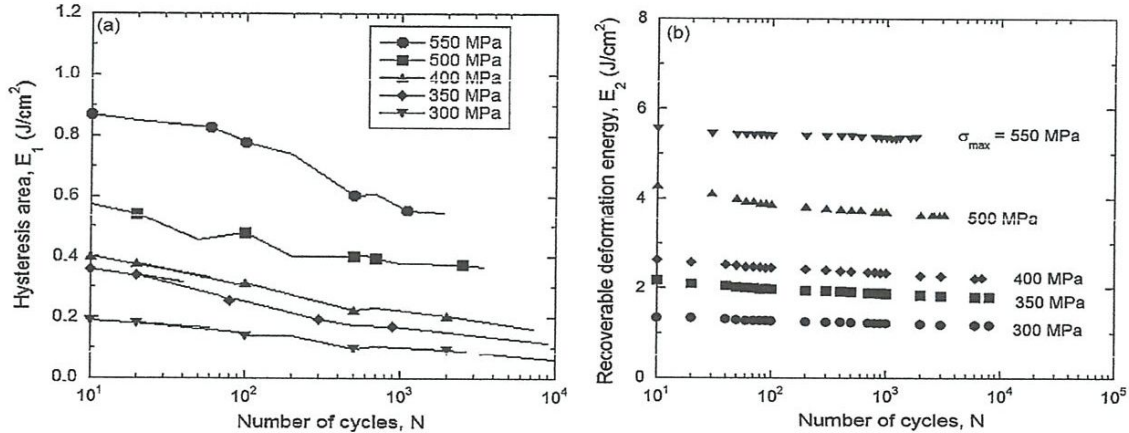


Figure I.23. (a) L'aire de la surface de la boucle d'hystérésis de contrainte-déformation, E_1 , et (b) l'énergie de déformation récupérée, E_2 , tracée en fonction du nombre de cycles de fatigue N , pour différentes contraintes maximales $\sigma_{\max}$.

Comparé à l'alliage austénitique, l'alliage martensitique a une énergie récupérable plus élevée pour un niveau de chargement donné. Ceci pourrait être dû à la réduction de l'hystérésis (E_1) pour un même niveau de déformation, la contribution de récupération sera plus haute. Cependant, à l'instar d'autres caractéristiques décrites ci-dessus, E_1 est stabilisée au delà de ~ 20 cycles. L'énergie dissipée dans le 100^{ème} cycle, $E_{1,100}$, est tracée en fonction $\sigma_{\max}$ dans la figure I.24, afin d'examiner l'effet de l'amplitude de la contrainte sur la dissipation d'énergie pendant la fatigue. Elle montre que $E_{1,100}$ augmente exponentiellement avec $\sigma_{\max}$. Ceci est dû d'une part à l'augmentation du niveau de contrainte et de la fraction de volume de la martensite detwinned et d'autre part l'énergie proportionnelle dissipée de la martensite detwinned est seulement la moitié de la martensite jumelée comme observée par Huang et Lim [20].

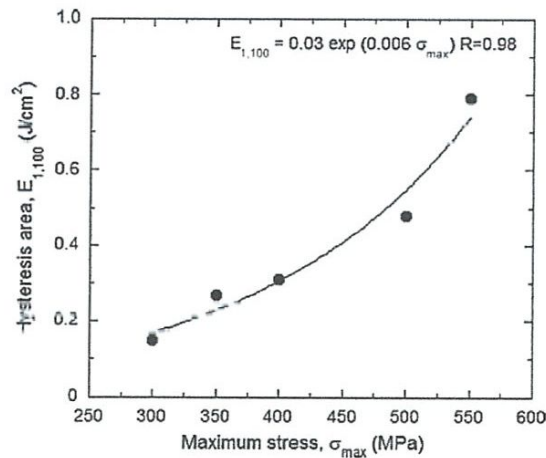


Figure I.24. L'aire de la boucle d'hystérésis de contrainte-déformation pour $N=100$, $E_{1,100}$, tracée en fonction la contrainte maximale pendant le chargement cyclique de, $\sigma_{\max}$.

II.1.5. Conclusion:

La fatigue traction-traction en contrôle force a été effectuée sur l'alliage martensitique de NiTi pour étudier son comportement en fatigue. L'hystérésis de contrainte-déformation a été suivie lors des essais de fatigue pour évaluer les effets de plusieurs mécanismes irréversibles qui se produisent pendant detwinning irréversible et la réorientation dans l'alliage martensitique soumis au chargement mécanique cyclique. Des études pour l'utilisation de techniques modernes comprenant la DSC et fractographie ont été entreprises pour comprendre la dégradation du matériau causée par la fatigue cyclique. Ces investigations prouvent d'une manière générale que l'AMF à l'état martensitique à la température ambiante a une résistance à la fatigue plus élevée que celle de l'état austénitique.

Après la stabilisation de la contrainte pendant le cyclage mécanique, la largeur d'hystérésis, l'énergie récupérable et l'énergie de friction pour chaque nombre de cycles diminuent nettement dès les premiers cycles et puis s'approchent d'une valeur de saturation. Un auto-chauffant significatif à haute fréquence et au grand nombre de cycles présentant plusieurs complexités en analysant la fatigue martensitique. Le cyclage aux fréquences inférieures (<1 hertz) avec le refroidissement approprié peut être nécessaire pour caractériser en juste proportion la fatigue dans les AMF martensitiques.

Article 2

[21] Eunsoo Choi, Tae-hyun Nam, Young-Soo Chung. Variation of mechanical properties of shape memory alloy bars in tension under cyclic loadings. *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 4412–4417.

[21] Eunsoo Choi, Tae-hyun Nam, Young-Soo Chung. Variation des propriétés mécaniques des barres en alliage à mémoire de forme en traction sous chargements cycliques. *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 4412–4417.

II.2.1. Résumé :

Il est bien connu que le comportement des alliages à mémoire de forme (AMF) dépend des variations de la température et de la fréquence dynamique de chargement. Cependant, le rapport entre le comportement des AMF et les charges cycliques n'a pas été clairement discuté. Ce rapport est très important dans le champ de l'application sismique des AMF. Par conséquent, dans cette étude plusieurs essais en fatigue cyclique en traction sont effectués sur des barres AMF à l'état martensitique et austénitique. Les paramètres des essais sont la déformation initiale des barres, le nombre de cycles, et la fréquence de chargement. Les courbes d'hystérésis de la relation contrainte-déformation sont mesurées, les propriétés mécaniques de la contrainte résiduelle, et le module de Young est varié au début, mais devient stable après un chargement de 250 cycles. Cependant, le rapport d'amortissement diminue continuellement avec l'augmentation du nombre de cycles de chargement. Il est à noter que la déformation initiale et la fréquence de chargement n'affectent pas les propriétés mécaniques d'une manière significative. Seulement la déformation résiduelle est influencée par la quantité de déformation initiale mais pas de la fréquence de chargement.

II.2.2. Problématique :

Pour les structures en Génie Civil, les éléments en AMF pourraient être exposés aux centaines de chargements cycliques dus aux tremblements de terre, aux milliers de cycles dus aux charges environnementales ou aux millions de cycles dus aux véhicules roulant pendant la durée de vie de la structure. Ainsi, cette étude a prévu une série d'essais de chargement cycliques des barres en AMF sollicitées en traction afin d'évaluer les propriétés mécaniques qui ont été variées par le chargement cyclique.

Les alliages utilisés dans cette étude étaient deux produits d'alliage de NiTi fournis par la compagnie *Special Metals in the United States aux Etats-Unis* ; Ni-55,89Ti (wt%) (SP-I) et Ni-54,72Ti (wt%) (SP-II). A l'origine les barres en AMF ont eu un diamètre de 25 mm et une longueur de 500 mm. Les températures de transformation des alliages ont été fournies en tant que $A_s = -16^\circ\text{C}$ pendant SPI et $A_s = 95^\circ\text{C}$ pour SP-II et elles ont été mesurées afin d'être confirmées par calorimétrie différentielle à balayage (DSC) comme le montre la figure I.25. Par conséquent, le SP-I est resté dans un état austénitique à la température ambiante et le SP-II est resté dans un état martensitique. Les barres d'origine ont été découpées afin de rendre les échantillons avec un diamètre de 12 mm et une longueur de 80 mm. Les spécimens avaient deux plaques rectangulaires avec $14 \text{ mm} \times 25 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$ ($t \times B \times H$) au niveau des extrémités de la poignée.

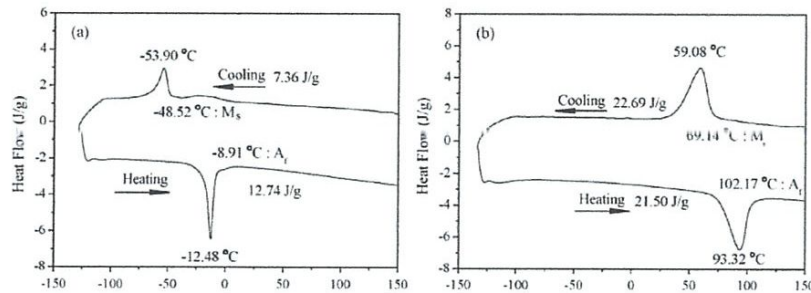


Figure I.25. Résultats de DSC des usagés alliages à mémoire de forme. (a) alliage austénitique et (b) alliage martensitique.

Les figures I.26 et 27 montrent les courbes de contrainte-déformation en statique initiale et les chargements de fatigue. Dans la figure I.26 (a), la barre austénitique de AMF a été tendue par déformation de 3% et déchargée avec une déformation résiduelle de 2,5% de. Le prochain cinquième chargement manuel qui a été appliqué à partir de la déformation résiduelle due à une déformation initiale de 3%, a augmenté la déformation résiduelle de 0,5%. Dans la figure I.26 (a), l'essai s'avère instable et, ainsi, l'effort négatif (effort de compression) était appliqué. Les figures I.26 (b) et 26 (c) ont montré que les courbes d'hystérésis des 500 premiers chargements cycliques, ainsi les courbes par hystérésis des 500 deuxièmes chargements cycliques ont commencé à partir de la contrainte résiduelle du cinquième chargement.

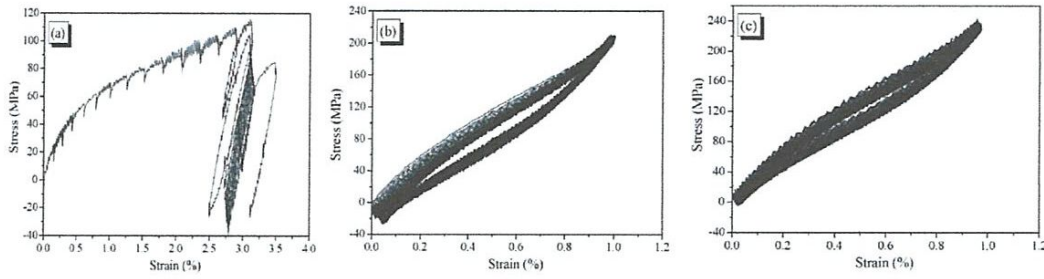


Figure I.26. Courbes d'hystérésis de la barre austénite AMF (A1) avec une fréquence de 0,2 Hz et une sollicitation préalable de 3%. (a) statique, (b) les 500 premiers cycles, et (c) les secondes 500 cycles.

Le test de la barre martensitique AMF (M3) dans la figure I.27a été réalisé en suivant la même procédure. Les propriétés prévues des courbes par hystérésis étaient des contraintes résiduelles, module de Young tangentiel et spécifique ainsi que la constante d'amortissement équivalente. La contrainte résiduelle a été évaluée comme déformation au point de force nulle dans le processus de déchargement. Le module de Young tangentiel a été estimé au début des courbes par contre le moyen a été estimé entre le fond et le point supérieur. Le module de Young spécifique a été estimé comme pente de l'origine au point supérieur d'une courbe par hystérésis. La constante d'amortissement équivalente a été calculée en employant l'équation ci-dessous :

$$\xi = \frac{1}{4\pi} \frac{W_h}{W_e} \quad (2)$$

Où W_h et W_e représentent l'amortissement hystérétique ou de la perte d'énergie par cycle et l'énergie de déformation élastique.

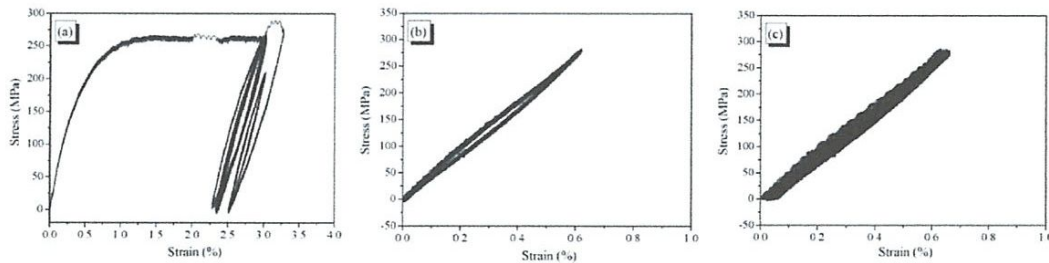


Figure I.27. Courbes d'hystérésis de la barre martensitique AMF (M3) avec une fréquence de 1,0 Hz de et une sollicitation préalable de 3%. (a) statique, (b) les 500 premiers cycles, et (c) les deuxièmes 500 cycles.

II.2.3. Conclusions et recommandations :

Dans cette étude nous avons effectué des essais de chargement pseudo-statique et dynamique pour évaluer la variation des propriétés mécaniques des barres martensitiques et austénitiques AMF de NiTi. Les paramètres de cette étude étaient la déformation initiale et la fréquence de chargement. Des études antérieures [17, 18] ont indiqué que les propriétés mécaniques des AMF variaient rapidement en raison de plusieurs chargements cycliques. Cependant, cette étude a montré que les propriétés mécaniques de déformation résiduelle et du module de Young étaient devenues stables après un certain nombre de sollicitations cycliques. Le taux d'amortissement a continuellement diminué dans cette étude pendant un chargement de 1000 cycles. La contrainte résiduelle et le module de Young spécifique ont augmenté au début, mais ont maintenu une valeur constante après 250 chargements cycliques. Le module de Young tangentiel a diminué au début, puis s'est stabilisé. Dans cette étude, la déformation initiale et la fréquence de chargement n'ont pas affecté d'une manière significative les propriétés mécaniques. Seule la déformation résiduelle a été affectée d'une manière significative due à la différence de la déformation initiale, où la plus petite est restée la plus grande déformation résiduelle (déformation).

Cette étude a prouvé que les propriétés mécaniques, excepté la constante d'amortissement, sont devenues stables après un point pendant le chargement de fatigue. Ainsi, il est recommandé que les propriétés stables qui sont les déformations résiduelles et le module de Young soient employées pour concevoir n'importe quel dispositif en AMF pour des applications civiles vu leurs propriétés importantes. Dans cette étude, les propriétés des barres en AMF étaient stables après 250 cycles de chargement. Cependant, le taux d'amortissement varie encore un peu après 500 cycles.

Dans la plupart des cas, les applications de SMA en génie civil sont liées à l'ingénierie sismique. Dans ce cas, la vibration cyclique due à un tremblement de terre est inférieure à 100 cycles. Ainsi, la variation des propriétés des barres fournies par cette étude peuvent être disponibles pour les applications sismiques des AMF.

Article 3

[25] Guozheng Kang, Qianhua Kan, Chao Yu, Di Song, Yujie Liu. Whole-life transformation ratcheting and fatigue of super-elastic NiTi Alloy under uniaxial stress-controlled cyclic loading, *Materials Science and Engineering A* 535 (2012) 228– 234.

[25] Guozheng Kang, Qianhua Kan, Chao Yu, Di Song, Yujie Liu. **Vie entière de la transformation ratcheting et la fatigue de l'alliage super élastique NiTi sous chargement cyclique uniaxial de la contrainte contrôlée.** *Materials Science and Engineering A* 535 (2012) 228– 234.

II.3.1. Résumé:

La transformation ratcheting de la vie entière et la rupture en fatigue (compris la fatigue structurelle et fonctionnelle) de super-élastique d'un alliage à mémoire de forme de NiTi ont été observées par des essais de chargement cyclique de la contrainte uniaxiale contrôlée à température ambiante. Les effets du pic de contrainte signifient que la contrainte et l'amplitude de la contrainte ont été discutés, puis l'interaction de la transformation ratcheting et la fatigue ont été ensuite étudiés. Il a été conclu que la transformation ratcheting de la vie entière de super-élastique de l'alliage à mémoire de forme NiTi dépend fortement du niveau de contrainte et des modes de chargement, et que l'énergie dissipée dans chaque cycle diminue progressivement avec l'augmentation du nombre de cycles, ce qui représente une dégradation fonctionnelle. Les résultats montrent également que la durée de vie de la fatigue structurelle de l'alliage NiTi présentée sous un chargement cyclique contrôlé de la contrainte dépend du pic de la contrainte, de la contrainte moyenne et de l'amplitude de la contrainte, par contre la transformation ratcheting raccourcit apparemment la durée de vie en fatigue. La durée de vie en fatigue diminue avec l'augmentation de l'énergie dissipée, et un équilibre entre l'énergie dissipée et la fatigue structurelle devraient être raisonnablement pris en compte dans la conception des dispositifs d'amortissement de l'alliage NiTi.

II.3.2. Problématique de l'article :

Dans ce travail, la transformation ratcheting de la vie entière de super-élastique de l'alliage à mémoire de forme NiTi est d'abord étudiée par des essais contrôlés de chargement cycliques uniaxiaux de la contrainte avec ou sans contrainte moyenne et à la température ambiante (par exemple, 298 K, supérieure à la température finale de l'austénitique de l'alliage

NiTi super-élastique prescrit, $A_f = 268$ K). Ensuite, la variation d'énergie dissipée avec le nombre de cycles est discutée. Et enfin, la vie à la fatigue structurelle est enregistrée, et l'interaction entre la transformation ratcheting et la fatigue est examinée. Quelques conclusions significatives utiles pour évaluer la transformation ratcheting de la vie entière et les fatigues fonctionnelles et structurelles de super-élastique de l'alliage à mémoire de forme NiTi sont obtenues.

II.3.3. Matériaux et expériences :

L'alliage Super-élastique NiTi (Ni à 50,2 %, à partir de Xi'an Saite Métal Materials Development Co., Ltd, Chine) dont la phase originale est austénitique à température ambiante a été utilisé dans les essais. Les éprouvettes avec une longueur de jauge de 10 mm et un diamètre de 6 mm ont été usinées à partir des barres solides de l'alliage NiTi. La température de transformation a été déterminée par un DSC (calorimétrie différentielle à balayage, STA 449C Jupiter), et le résultat montre que la température finale de l'austénitique A_f est de 268 °K. La machine d'essai est de type MTS809 – d'une capacité de 25KN avec un système de contrôle Test Star, et la déformation a été mesurée par un extensomètre traction-traction, dont la limite de la déformation axiale était de 30% et l'angle de torsion varie de -5° à $+5^\circ$. Tous les essais cycliques ont été contrôlés par une contrainte nominale axiale (c'est-à-dire $\sigma = F/A_0$, où F est la charge appliquée et A_0 est l'aire de la section initiale de l'éprouvette dans la longueur calibrée) et le taux de contrainte a été prescrit à 250 MPa/s. Trois types de chargement cyclique étaient employés, c'est à dire, traction cyclique déchargement, traction-compression cyclique avec zéro contrainte moyenne et traction compression cyclique avec la contrainte moyenne non nulle, comme indiqué sur la figure I.28. Toutes les éprouvettes ont été testées cycliquement jusqu'à leurs ruptures, et ensuite la résistance à la fatigue de chaque éprouvette a été enregistrée. Environ 30 éprouvettes ont été testées. Parfois, deux ou trois éprouvettes ont été testées pour un seul cas de charge identique afin de vérifier le caractère raisonnable des données obtenues. Pour illustrer la transformation ratchetting de la vie entière de l'alliage super-élastique NiTi d'une manière plus explicite, la déformation ε_r de la transformation ratchetting définie comme suit :

$$\varepsilon_r = 1/2 (\varepsilon_{\text{peak}} + \varepsilon_{\text{valley}}) \quad (3)$$

Où $\varepsilon_{\text{peak}}$ et $\varepsilon_{\text{valley}}$ sont les déformations logarithmiques au pic et vallée dans chaque cycle obtenu à partir des données de contraintes nominales mesurées respectivement. En outre,

II.3.4. Les principaux résultats obtenus:

1) La transformation ratchetting apparente se produit dans l'alliage à mémoire de forme superélastique de NiTi soumis à des essais de la contrainte cyclique contrôlée, traction-déchargement, traction-compression sauf dans le cas de 100+500 MPa. Un shakedown de la transformation ratchetting se produit après certains cycles (au sein de 200 à 300 cycles), et la déformation stable de ratchetting augmente avec l'augmentation du pic de contrainte, la contrainte moyenne et l'amplitude de la contrainte. La déformation stable de ratchetting n'augmente pas d'une façon monotone avec l'augmentation de la contrainte moyenne, alors qu'il ya une contrainte moyenne la plus adaptée à l'évolution de la transformation ratchetting, par exemple, 25 MPa.

2) L'énergie dissipée W_d diminue rapidement avec l'augmentation du nombre de cycles et une énergie dissipée presque stable est atteinte lorsque le shakedown de la transformation ratchetting se produit. L'énergie dissipée stable augmente avec l'augmentation du pic de contrainte, la contrainte moyenne et l'amplitude de la contrainte, mais, elle est à peu près 1/5 à 1/3 des valeurs initiales. Cela veut dire que la propriété fonctionnelle de l'alliage superélastique à mémoire de forme NiTi est remarquablement dégradée par la déformation cyclique et une rupture par fatigue fonctionnelle se produit si l'énergie dissipée devient inférieure à une valeur critique

3) La tenue à la fatigue des structures d'un alliage superélastique à mémoire de forme NiTi sous un chargement cyclique de la contrainte contrôlée diminue avec l'augmentation du pic de contrainte, la contrainte moyenne et l'amplitude de la contrainte, bien que la transformation ratchetting résultante n'ait aucune influence sur le mode de rupture par fatigue (par exemple, une rupture fragile), apparemment, il raccourcit la durée de vie en fatigue de l'alliage NiTi.

4) La durée de vie de l'alliage NiTi diminue fortement avec l'augmentation de l'énergie dissipée. Un équilibre entre l'énergie dissipée et la fatigue structurelle devrait être raisonnablement pris en compte dans la conception des dispositifs d'amortissement.

Comme observé par Kang *et al* [19], L'alliage superélastique NiTi prescrit dans ce travail ne présente pas un plateau parfait de transformation et un durcissement apparent se produit pendant la transformation provoquée par la tension de martensite, qui est un peu différente de celle obtenue dans la littérature pour les alliages de NiTi construits par d'autres compagnies (par exemple, SMA, San Jose, CA, Etats-Unis). Après déchargement, une déformation résiduelle élevée relative à celle qui est restée (suivant les indications des figures I.28), qui est principalement causée par la transformation inverse de la martensite incomplète à des phases d'austénite d'origine à cause des défauts de microstructures formées dans la fabrication de l'alliage prouvé par Kang *et al.* [19].

Pendant le chargement cyclique de la contrainte contrôlée, la déformation résiduelle et le pic de déformation s'accumuleront progressivement. Ce phénomène a été appelé à être la transformation ratchetting, et sa nature physique a été expliquée en détail dans les travaux antérieurs des auteurs [19], c.à.d., ils sont provoqués par l'accumulation cyclique de la déformation irréversible de fraction et de volume de martensite induite par transformation cyclique. En outre, dans ce travail, une expérience est effectuée pour observer le rétablissement de la phase irréversible de martensite en chauffant un spécimen cycliquement examiné (après 300 cycles) avec une déformation résiduelle finale d'environ 3,5% à 150°C. Le résultat prouve qu'une déformation résiduelle partielle avec la quantité environ de 1,2% est récupérée, parce que la phase irréparable de martensite après le chargement cyclique mécanique est transformée en phase d'austénite pendant le processus de chauffage. Il montre également que la déformation résiduelle produite dans les essais cycliques mécaniques se compose de déformation plastique (ce qui ne peut pas être récupérée par le chauffage) et une pièce obtenue par la phase irréparable de martensite (ce qui est récupérée par le chauffage).

II.3.5. Essais de fatigue cyclique traction-traction :

La vie entière de transformation ratchetting de l'alliage NiTi superélastique est d'abord observée dans les essais de traction-déchargement cycliques comme le montre la figure I.27, et les résultats sont illustrés dans les figures I.28a et b pour les contraintes maximales appliquées de 500, 550 et 600 MPa, respectivement.

1. La transformation ratchetting se produit dans l'alliage NiTi superélastique progressivement au cours des essais de traction-déchargement cycliques, et la déformation ratchetting dépend fortement de la tension maximale appliquée. Le ratchetting de transformation produite dans le test cyclique avec une plus grande contrainte de pic est d'autant plus remarquable que celle du pic de contrainte plus faible, comme le montre la Figure I. 28b.

2. Avec le nombre croissant de cycles, la vitesse de déformation ratchetting de transformation (c.à.d., l'incrément de la contrainte ratchetting après chaque cycle) diminue rapidement. Après certains cycles (environ 200 cycles), une réponse cyclique presque stable de contrainte-tension se produit en raison d'une transformation stable de l'austénite de la martensite et de son inverse comme expliqué par Kang *et al.* [20] et les boucles d'hystérésis deviennent fermées, comme indiqué sur la figure I.29 a. puis le ratchetting de transformation s'arrête, ce qui peut être appelé comme un shakedown de transformation ratchetting, comme commenté par Feng *et al.* [21].

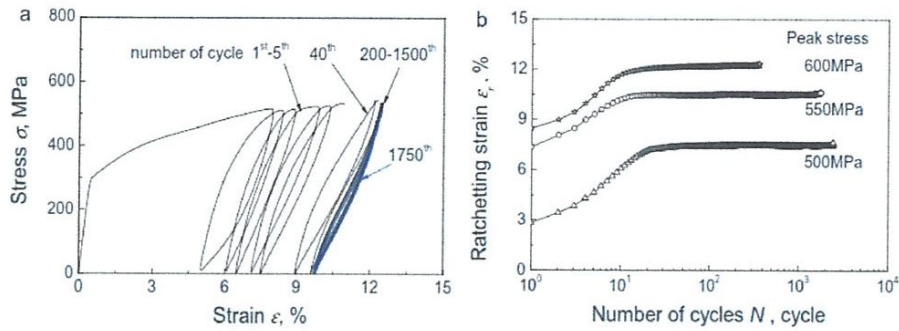


Figure I.29. Transformation de la vie entière ratchetting en alliage NiTi super-élastique cyclique tension-déchargement tests: (a) Les courbes cycliques contrainte-déformation, le pic de contrainte = 550 MPa et (b) les courbes de ratchetting de déformation ϵ_r en fonction du nombre de cycles N .

La figure I.30 présente les résultats de la transformation ratchetting observée dans les essais cycliques uniaxiaux de tension-tension-compression avec une contrainte moyenne constante de 25 MPa mais de diverses amplitudes d'effort, c.à.d., 475, 500 et 550 MPa :

1) l'évolution de la transformation ratchetting également dépend considérablement de l'amplitude d'effort appliqué, et la contrainte ratchetting augmente monotoniquement avec l'amplitude d'effort croissant. (2) le shakedown de la transformation ratchetting est observé dans les essais avec différentes amplitudes d'efforts après plusieurs dizaines de cycles

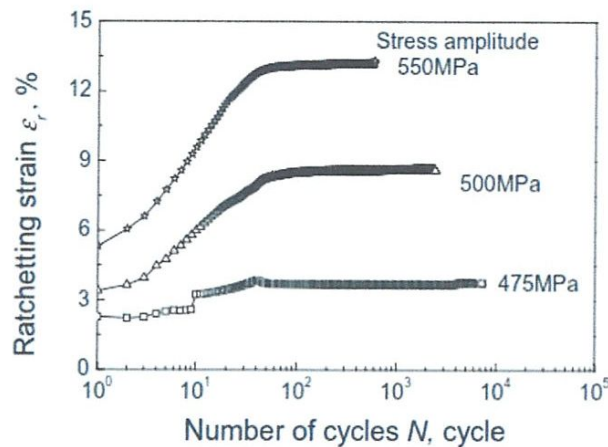


Figure I.30. Transformation vie entière ratchetting en alliage NiTi super-élastique cyclique essais traction-compression avec la contrainte moyenne constante de 25 MPa et les contraintes de différentes amplitudes: courbes de ratchetting de déformation ϵ_r en fonction du nombre de cycles N .

Les figures I.31 et I.32 donnent les résultats obtenus à partir des essais cycliques de tension-tension-compression avec différents efforts et amplitudes d'effort moyens, respectivement :

1) l'énergie dissipée W_d diminue également avec le nombre croissant de cycles, et le taux décroissant d'énergie dissipée devient plus petit pendant le chargement cyclique, qui est semblable à celui observé dans les essais de tension-tension-déchargement de répétition.

2) l'énergie dissipée de valeur presque stable a été atteinte après certains cycles dépend de la contrainte et de l'amplitude des contraintes moyennes appliquées.

Ils sont plus élevés dans les tests cycliques avec une plus grande contrainte et amplitude des contraintes moyennes que ceux avec une plus petite contrainte et amplitude de contrainte moyenne respectivement.

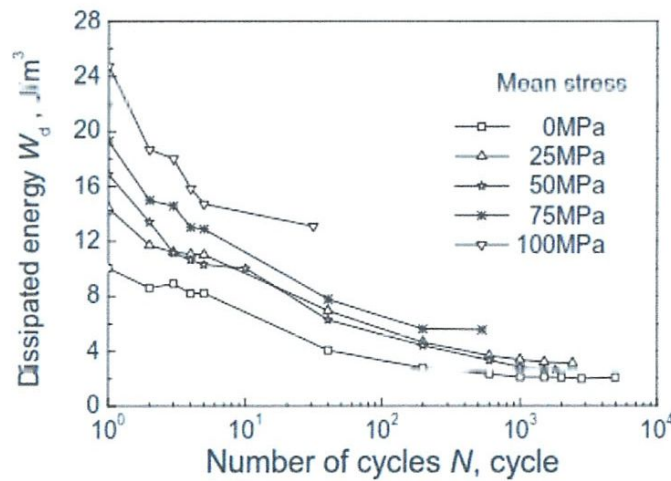


Figure I.31. Fatigue fonctionnelle des alliages NiTi superélastique dans les essais de traction-compression cycliques avec amplitude constante de contrainte de 500 MPa et différentes contraintes moyennes: Les courbes d'énergie dissipée W_d par rapport au nombre de cycles.

Ils sont plus élevés dans les tests cycliques avec une plus grande contrainte et amplitude des contraintes moyennes que ceux avec une plus petite contrainte et amplitude de contrainte moyenne respectivement.

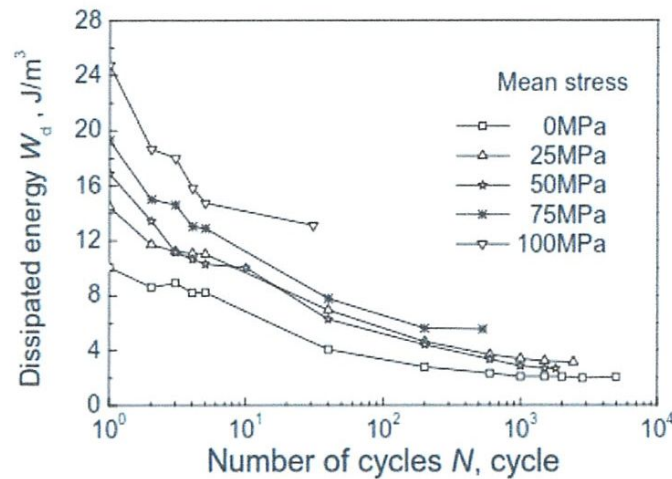


Figure I.31. Fatigue fonctionnelle des alliages NiTi super-élastique dans les essais de traction-compression cycliques avec amplitude constante de contrainte de 500 MPa et différentes contraintes moyennes: Les courbes d'énergie dissipée W_d par rapport au nombre de cycles.

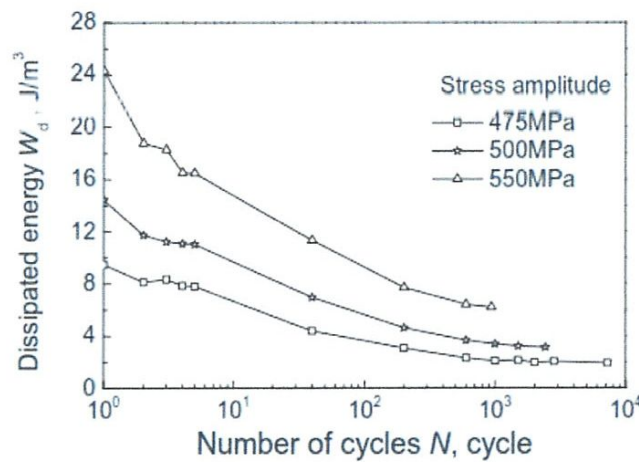


Figure I.32. Fatigue fonctionnelle d'un alliage NiTi super-élastique dans la tension-compression cyclique test avec la contrainte moyenne constante de 25 MPa et la contrainte à différentes amplitudes: courbes de l'énergie dissipée W_d par rapport au nombre de cycles.

Il est à noter que les valeurs de l'énergie dissipée atteintes sont presque stables après certains cycles et beaucoup plus petites que les premières correspondantes, c'est à dire, la

valeur stable est à peu près 1/5-1/3 de celui initial. Cela signifie que la propriété fonctionnelle d'alliage NiTi super-élastique à mémoire de forme est remarquablement dégradée par la déformation cyclique, et une rupture par fatigue fonctionnelle se produit si l'énergie dissipée devient inférieure à une valeur critique. Cette valeur critique de l'énergie dissipée dépend de l'exigence du dispositif individuel et de la composante structurelle de l'alliage NiTi super-élastique à mémoire de forme. La fatigue fonctionnelle est également une question clé dans la conception et l'évaluation des dispositifs de forme de mémoire en alliage et composants NiTi.

II.3.6. Conclusions :

1) La transformation apparente ratchetting se produit dans l'alliage super-élastique de mémoire de forme de NiTi soumis aux essais et à une contrainte-stress-controlée de tension-tension-déchargement et de tension-tension-compression de la répétition. Sauf dans le cas de 100 ± 500 MPa, un shakedown de transformation ratchetting se produit après certains cycles (au sein de 200-300 cycles), et les contraintes ratchetting stables augmentent de plus en plus avec le pic de contrainte, la contrainte moyenne et amplitude de contrainte. La déformation du ratchetting stable n'augmente pas de façon monotone avec la contrainte moyenne de plus en plus, alors qu'il ya une contrainte moyenne plus appropriée pour l'évolution de la transformation ratchetting, par exemple, 25 MPa.

2) L'énergie dissipée W_d diminue rapidement avec l'augmentation du nombre de cycles et une énergie dissipée presque stable est atteinte lorsque le shakedown de transformation ratchetting se produit. Les énergies stables dissipées augmentent avec le pic de contrainte croissante, la contrainte moyenne et le pic de contraintes. Mais, l'énergie dissipée stable est à peu près un 1/5 à 1/3 de la valeur initiale. Cela signifie que la propriété fonctionnelle de l'alliage super-élastique NiTi super-élastique en alliage à mémoire de forme est remarquablement dégradée par la déformation cyclique et une rupture par fatigue fonctionnelle se produit si l'énergie dissipée devient à être inférieure à une valeur critique.

3) La résistance à la fatigue structurale de l'alliage de mémoire de forme super-elastic de NiTi sous le chargement cyclique soumis à une contrainte-stress-controlled diminue avec l'effort maximal croissant, l'effort moyen et l'amplitude d'effort. Bien que la transformation résultante ratchetting n'influence pas le mode de défaillance de fatigue (c.-à-d., une rupture fragile), elle raccourcit la résistance à la fatigue de l'alliage de NiTi apparemment.

4) La résistance à la fatigue de l'alliage de NiTi diminue considérablement avec de l'énergie absorbée croissante. Un équilibre entre l'énergie dispersée et la résistance à la fatigue structurale devrait être raisonnablement considéré dans la conception des dispositifs.

III. Conclusion

Les alliages à mémoire de forme (AMF) sont des matériaux adaptatifs, appelés aussi des matériaux intelligents. Ces alliages sont capables de réagir à un événement donné à travers un couplage entre des propriétés physiques différentes. Ces matériaux présentent des propriétés thermomécaniques très spécifiques dont l'effet de mémoire de forme et l'effet super élastique. Ils peuvent subir aussi des déformations réversibles supérieures aux autres matériaux. Pour l'importance de ces matériaux et puisqu'ils sont présents partout autour de nous, souvent sans qu'on le sache. On les retrouve en médecine, en dentisterie, en aéronautique, des lunettes ou des chapeaux.

C'est pour ces raisons et d'autres, le présent travail permet de contribuer à des études expérimentales en statique sur trois type d'alliage à mémoire de forme et en fatigue cyclique qui sera menées en traction-traction sur un ruban NiTiCu afin d'évaluer le comportement mécanique de cet alliage à mémoire de forme.

Chapitre II
Technique Expérimentale
& Résultat

CHAPITRE II

Étude expérimentale

II.1 Introduction

Les essais mécaniques sont indispensables à l'étude des matériaux. Pourtant, tous sont des essais de structure, dont les résultats ne sont pas une image simple du comportement intrinsèque des matériaux. En fait, l'expérimentateur n'a accès qu'aux grandeurs mesurables (force, déplacement, couple), alors que l'analyse mécanique doit s'appuyer sur des grandeurs intrinsèques (contraintes, déformations).

Ce chapitre décrit les travaux expérimentaux, effectués au laboratoire de l'université de Guelma, pour la détermination des caractéristiques mécaniques en statique et en fatigue cyclique avec différents niveaux de chargements.

Les essais de traction statique effectués sur deux types de rubans en AMF et un ruban brut (ne possédant pas la caractéristique de la mémoire de forme) pour lesquels les contraintes, les déformations et les modules de Young sont déterminés.

Les essais de fatigue menés en contrôle avec différents niveaux de chargement déplacement permettent la détermination de :

- L'évolution de la force (F) ainsi que la perte de charge (F/F_0) en fonction du nombre de cycles N ;
- Les boucles d'hystérésis en fonction du nombre de cycles et aussi en fonction du niveau de chargement ;
- La détermination des énergies dissipées en fonction du nombre de cycles et aussi en fonction du niveau de chargement ;

II.2 Matériaux d'étude et procédure expérimentale

II.2.1 Matériaux d'étude

Les matériaux utilisés dans la présente étude sont, un ruban en alliage à mémoire de forme (AMF-PT) de composition $\text{Ni}_{46}\text{Ti}_{48}\text{Cu}_6$ d'épaisseur 0,27 mm et de largeur 4,67 mm et un ruban (AMF-LT & AMF-LNT) de large bande traité et non traité d'épaisseur 0,25 mm et de largeur 6,35 mm (Tableau II.1)

Les essais de traction statique ont été effectués sur des éprouvettes en AMF avec une longueur entre les mors de 70 mm (Figure II.1 et II.2) à la température ambiante avec une vitesse de 3 mm/min. Les essais de fatigue cycliques ont été menés en contrôle déplacement avec une forme d'ondes sinusoïdales d'une fréquence de 1 Hz. Les éprouvettes utilisées dans le cas des essais de fatigue sont similaires à celles utilisées dans le chargement statique. Les éprouvettes sont soumises à un chargement statique jusqu'à un déplacement moyen égal à 50% du déplacement maximal (Figure II.3) puis égal à 80% du déplacement à la rupture suivi d'un chargement cyclique à différentes valeurs d'amplitude se traduisant par différents niveaux de chargement soit : r (0,55, 0,60, 0,65, 0,70, 0,75).



Figure II.1. Type d'éprouvettes utilisées : a) traitées et b) non traitées

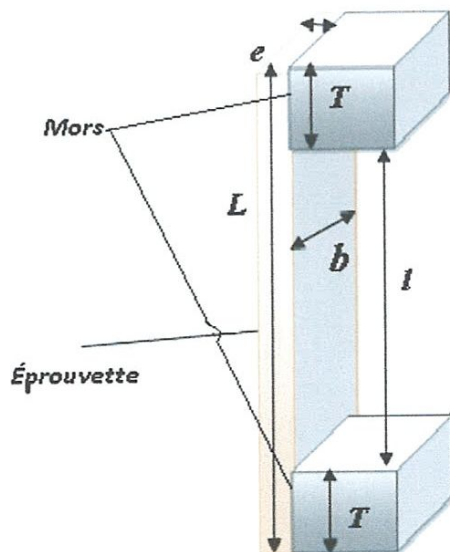


Tableau II.1. Dimensions des éprouvettes de traction

Désignation	Dimensions [mm]	
	AMF-PT	AMF-LT&LNT
b : largeur	4,6	6,35
e : épaisseur des éprouvettes	0,27	0,25
L : longueur totale minimale	111	
l : distance entre les mors	$70 \pm 0,5$	
T : longueur des talons	20	

Figure II.2. Éprouvette de traction avec étalons collés.

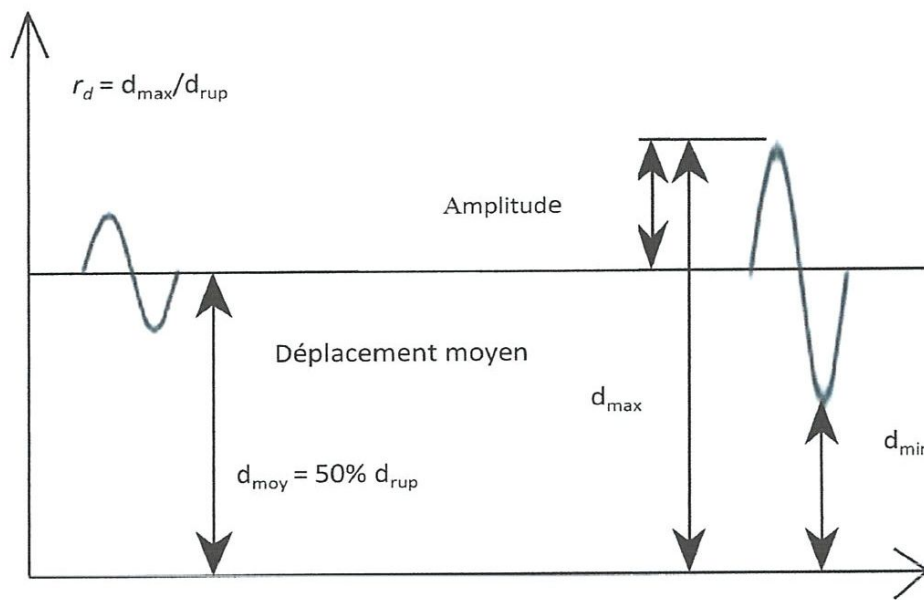
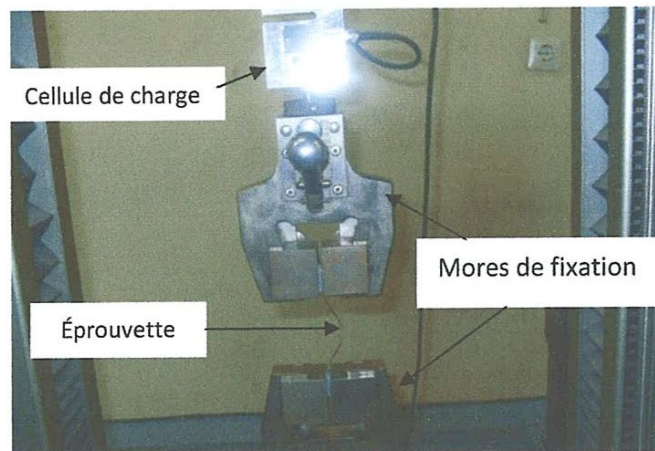


Figure II. 3. Paramètres essentiels pour l'étude en fatigue.

II.2.2 Machine d'essai

Les essais de traction statique et de fatigue sont réalisés à l'aide d'une machine universelle type **Zwick / Roell Z005** (Figure II.4) ayant une cellule de charge dont la capacité maximale est de 5 kN. Cette machine permet d'effectuer des essais pour une gamme de vitesses de déplacement comprises entre 0,001 et 3000 mm/min. Elle est pilotée par un ordinateur autorisant le lancement des essais et l'acquisition des données par l'intermédiaire du logiciel **testXpert** qui permet la programmation de cycles complexes et le pilotage des essais avec différentes vitesses en contrôle force ou déplacement.



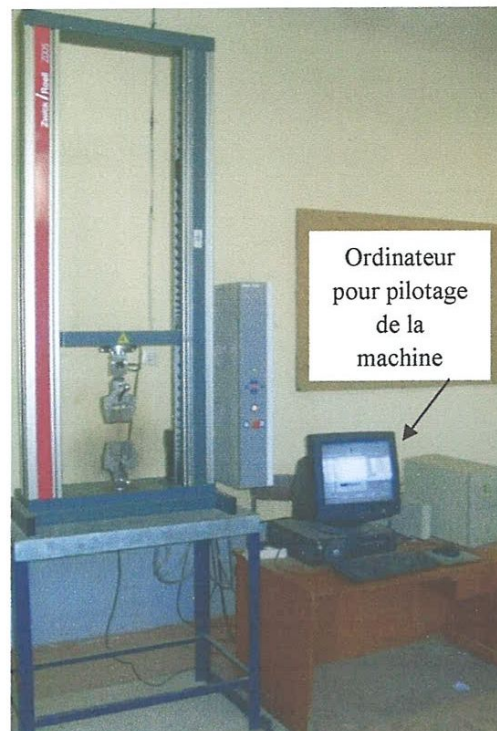


Figure II.4. Machine d'essai.

II.3 Résultats et discussions

II.3.1. Essais de traction statique

Les figures II.5 et II.6 représentent les courbes de l'évolution de la force en fonction du déplacement et la contrainte en fonction de la déformation des cinq tests effectués sur un alliage **AMF-LNT** (non traité), ces figures ont une allure similaire. Cette évolution se caractérise par un comportement en trois phases : une première phase élastique linéaire, suivie par une phase élastique non linéaire, ensuite un comportement linéaire avec une faible pente jusqu'à la rupture brutale des éprouvettes.

Les principales caractéristiques mécaniques des figures II.5 et II.6 sont regroupées dans les tableaux II.2 et II.3.

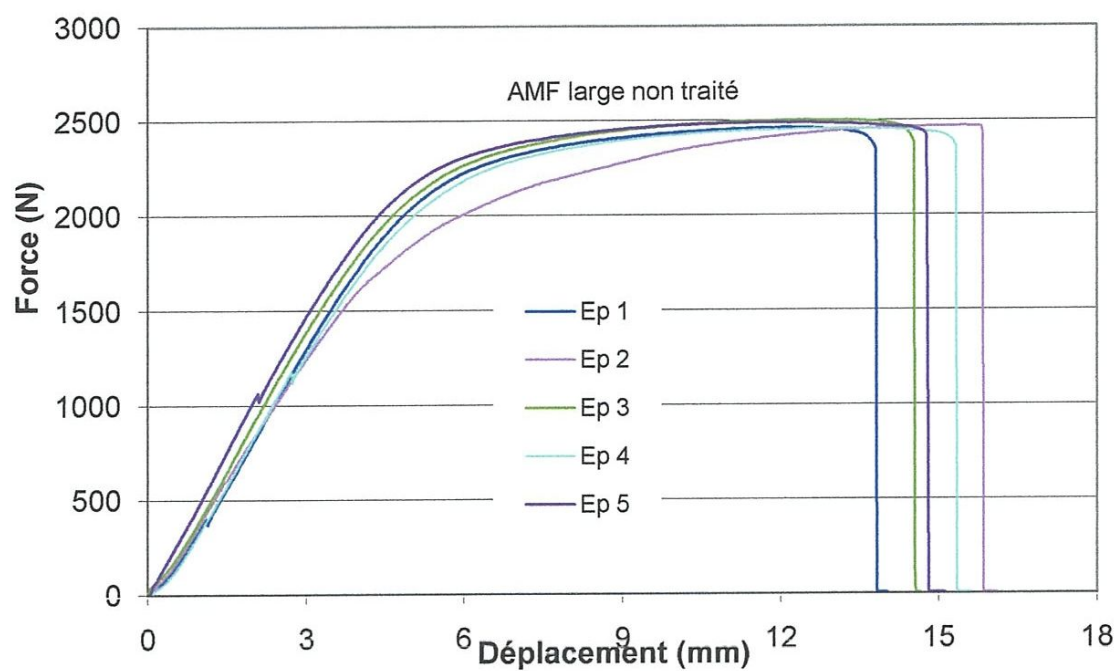


Figure II.5. Courbes d'évolution de la force en fonction du déplacement de l'AMF non traité (large bande).

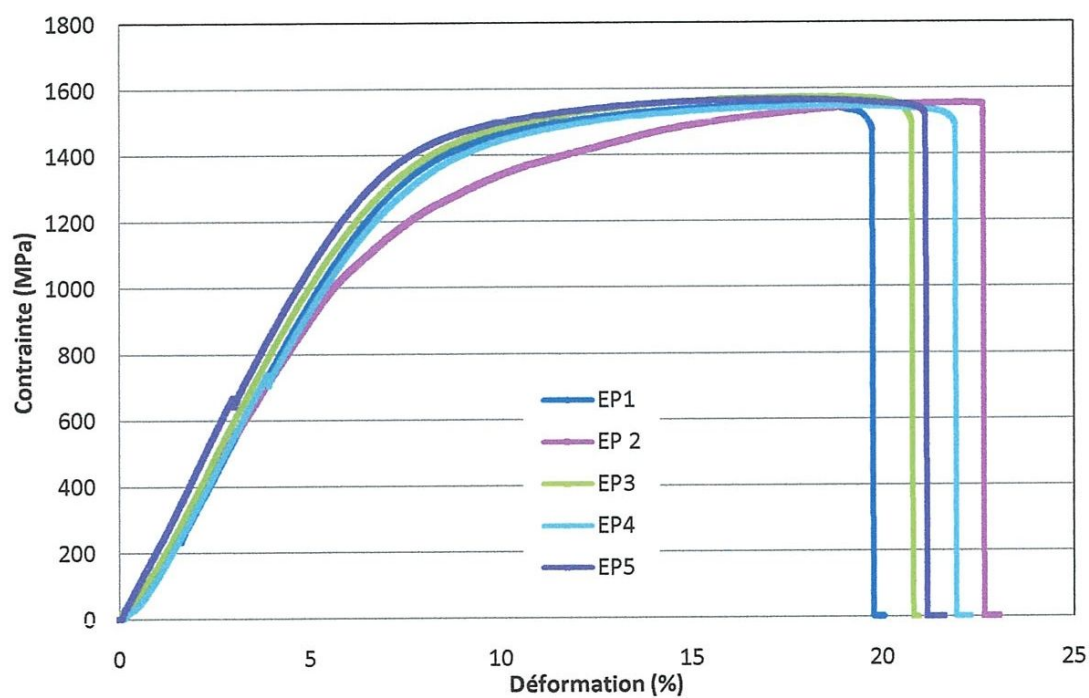


Figure II.6. Courbes d'évolution de la contrainte en fonction de la déformation de l'AMF non traité (large bande).

Tableau II.2. Principales caractéristiques en traction de l'AMF-LNT dans le cas de

Force /déplacement.

Éprouvettes	Limite élastique		Limite plastique		Rupture	
	Force Fe (N)	Déplacement Dép.e (mm)	Force (Fec)	Déplacement (Dép. ec)	Force (Fr)	Déplacement Dép. r (mm)
Éprouvette 1	1800,08	4,20	2374,33	7,96	2405,15	13,69
Éprouvette 2	1620,53	4,04	2304,58	9,39	2467,02	15,78
Éprouvette 3	1927,39	4,39	2427,00	8,32	2444,55	14,42
Éprouvette4	1970,92	4,93	2366,38	8,24	2389,27	15,28
Éprouvette5	1838,52	3,88	2407,02	7,54	2442,5	14,71
Moyenne	1831,48	4,28	2375,86	8,29	2429,69	14,77

Tableau II.3. Principales caractéristiques en traction de l'AMF-LNT dans le cas de

Contrainte/ déformation.

Éprouvettes	Module de Young	Limite élastique		Limite d'écoulement		Rupture	
		Contrainte σ_e	Déformation ϵ_e	Contrainte σ_{ec}	Déformation ϵ_{ec}	Contrainte σ_r	Déformation ϵ_r
Éprouvette 1	202,41	1181,11	6,32	1504,92	11,89	1528,58	19,40
Éprouvette 2	189,32	1068,56	6,22	1471,93	14,15	1555,21	22,33
Éprouvette 3	207,42	1211,16	6,25	1495,95	10,39	1536,52	20,62
Éprouvette4	201,88	1200,42	6,69	1489,79	11,74	1524,99	21,63
Éprouvette5	220,7	1204,64	5,84	1533,89	11,82	1549,38	20,76
Moyenne	204,34	1173,17	6,26	1499,29	11,99	1538,93	20,94

La figure II.7 représente les courbes de l'évolution de la force en fonction du déplacement de cinq tests effectués sur des éprouvettes en **AMF-LT** traité, qui se caractérise par un comportement qui se déroule en quatre phases : une première phase élastique, suivie par un quasi plateau représentant la phase d'écoulement ensuite une troisième phase qui se caractérise par une évolution exponentielle. Enfin, un comportement non linéaire (sous forme parabolique) est obtenu dans la quatrième phase avant la rupture brutale des échantillons. Les caractéristiques mécaniques principales obtenues expérimentalement sont regroupées dans le tableau II.4.

L'évolution de la contrainte en fonction de la déformation de l'AMF traité, sollicité en traction statique, est représentée en figure II.8. Les courbes présentent une allure similaire à celles de la figure II.7 du même AMF (bande large) et les principales caractéristiques mécaniques sont regroupées dans le tableau II.5.

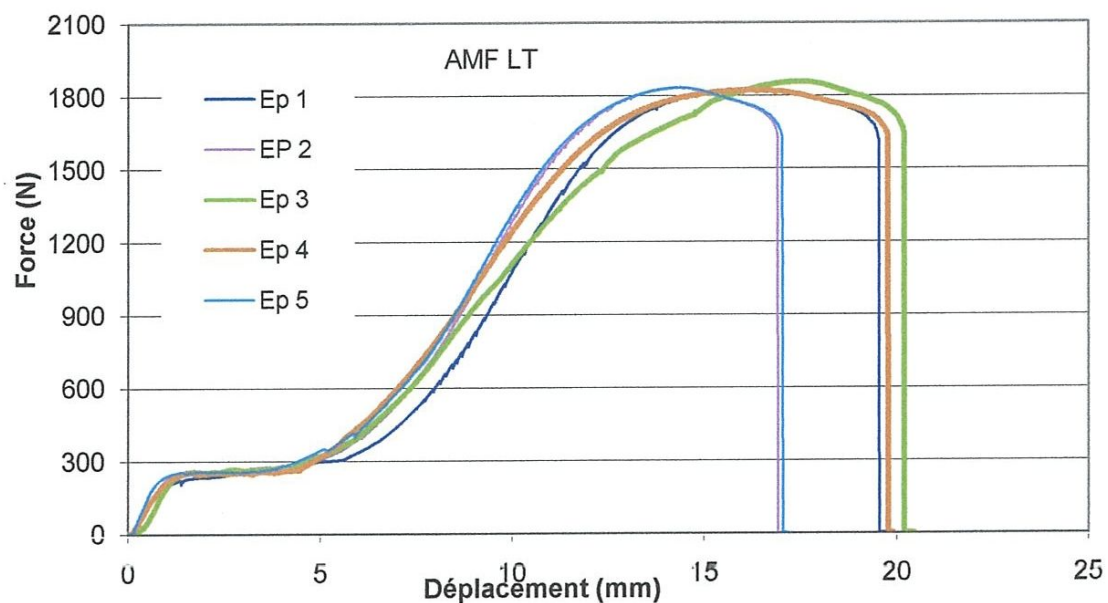


Figure II.7 Les courbes de l'évolution de la force en fonction du déplacement AMF-LT traité (large bande)

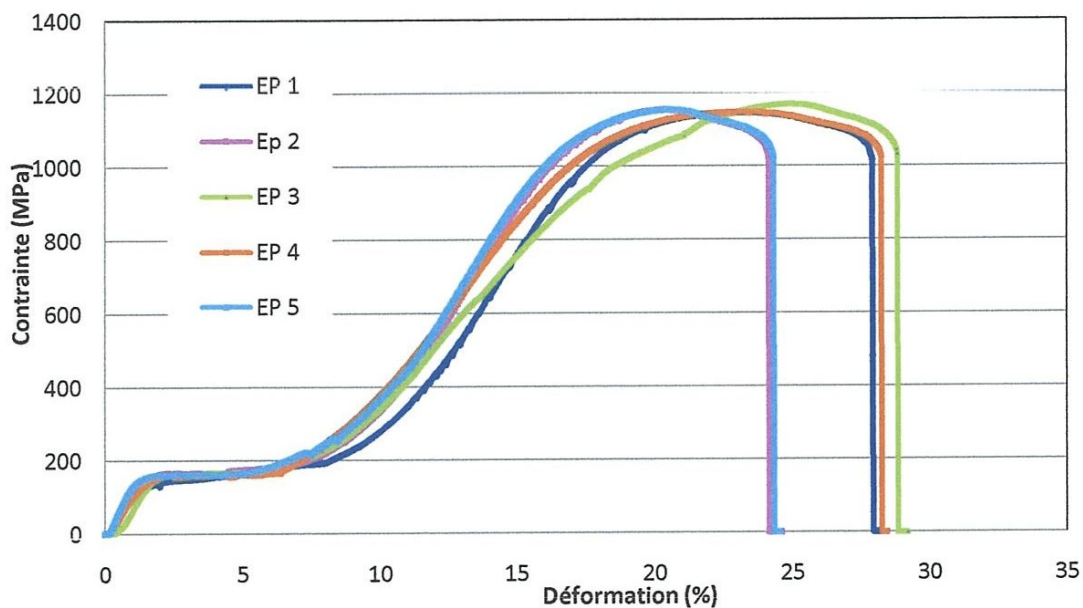


Figure II.8 Les courbes de l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation de l'AMF-LT traité (large bande).

Tableau II.4. Principales caractéristiques mécaniques en traction de l'AMF traité (large bande) dans le cas de Force /déplacement.

Éprouvettes	Limite élastique		Limite plastique		Rupture	
	Force Fe (N)	Déplacement Dép. e (mm)	Force (Fec)	Déplacement (Dép. ec)	Force (Fr)	Déplacement Dép. r (mm)
Éprouvette 1	170,35	0,75	301,97	5,43	1688,25	19,34
Éprouvette 2	234,08	1,09	277,88	4,28	1703,01	16,72
Éprouvette 3	214,70	1,12	271,83	4,03	1738,82	19,84
Éprouvette4	216,91	1,04	261,60	4,17	1716,55	19,39
Éprouvette5	234,85	1,00	261,72	3,47	1669,13	16,94
Moyenne	214,17	1,00	275	4,27	1703,15	18,44

Tableau II.5. Principales caractéristiques mécaniques en traction de l'AMF non traité (large bande) dans le cas de Contrainte/ déformation.

Éprouvettes	Module de Young	Limite élastique		Limite d'écoulement		Rupture	
		Contrainte σ_e	Déformation ϵ_e	Contrainte σ_{ec}	Déformation ϵ_{ec}	Contrainte σ_r	Déformation ϵ_r
Éprouvette 1	117,84	105,87	1,05	190,36	7,74	1065,41	27,61
Éprouvette 2	117,78	129,67	1,27	180,78	6,45	1075,99	23,83
Éprouvette 3	105,27	138,90	1,65	168,90	5,55	1086,64	28,49
Éprouvette4	110,75	138,55	1,53	166,11	6,24	1068,99	27,89
Éprouvette5	143,17	135,40	1,13	177,67	5,85	1049,09	24,21
Moyenne	118,96	129,67	1,32	176,76	6,36	1069,22	26,40

L'analyse des faciès de rupture, présentée dans la figure II.9, montre que les éprouvettes de l'AMF large bande traité se déforme et leur rupture (section droite) est pratiquement perpendiculaire au sens du chargement. Alors que, la rupture des éprouvettes du même AMF non traité (ne possédant pas donc effet de mémoire de forme) est obtenue sans grande déformation et la section droite est caractérisée par des ruptures sous forme d'escaliers (ou encore sous forme de chicanes ou dentelées).

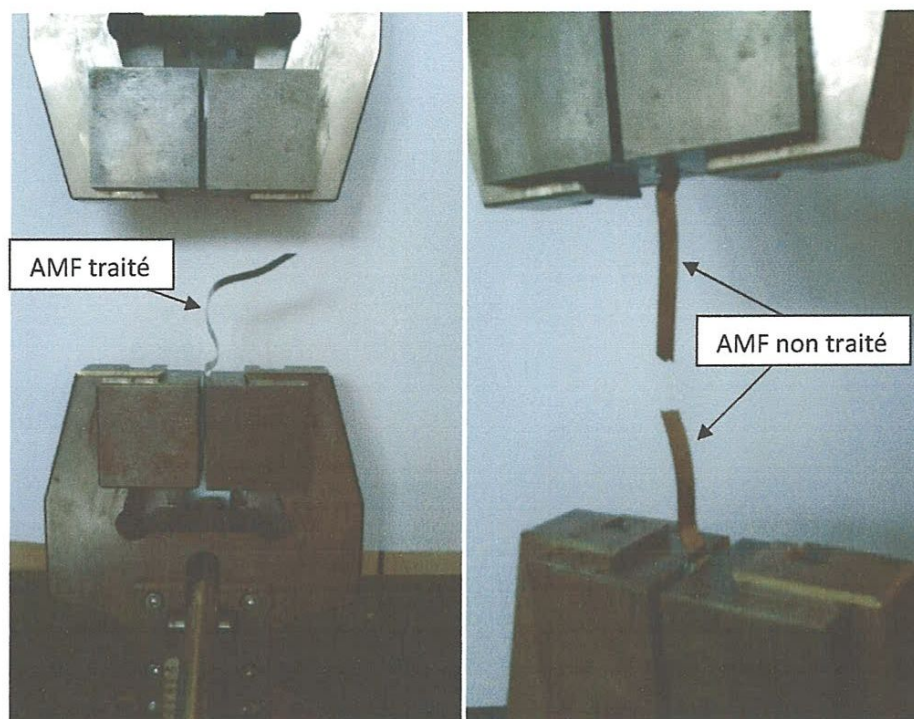


Figure II.9. Faciès de rupture des éprouvettes en AMF a) traité et b) non traité.

La figure II.10 représente les courbes types de l'évolution de la force en fonction du déplacement du même type d'alliage non traité (AMF-LNT) et traité (AMF-LT).

L'alliage **AMF-LNT** possède une évolution qui se déroule en trois phases : la première phase linéaire élastique correspond à un effort allant jusqu'à 1930 N correspondant à un déplacement de 4,40 mm suivie d'une deuxième phase non linéaire (parabolique) jusqu'au déplacement de 9,28 correspondant à une force de 2458 N. Enfin, un quasi-plateau (pente très faible) se forme dans la troisième phase (III) avant la rupture brutale de l'échantillon obtenue à un déplacement de 14,50 mm et une force de 2412 N.

L'évolution du comportement de l'**AMF-LT** se déroule en quatre phases : la première phase linéaire élastique correspond à un effort allant jusqu'à 225 N et ceci pour un déplacement de 0,86 mm puis la deuxième phase se caractérise par un quasi-plateau (avec une faible pente) suivi d'une troisième à tendance exponentiel (d'un déplacement de 4 mm à 11 mm) avec un coefficient de corrélation de $R^2 = 0,9959$. La quatrième phase sous forme parabolique est assez courte comparativement à la troisième phase et se caractérise par une faible augmentation de la

force jusqu'à atteindre F_{max} égale 1832 obtenue pour un déplacement de 14,31 ensuite F_{max} diminue légèrement pour atteindre la force de rupture F_{rup} égale à 17,02 obtenue à 1627.

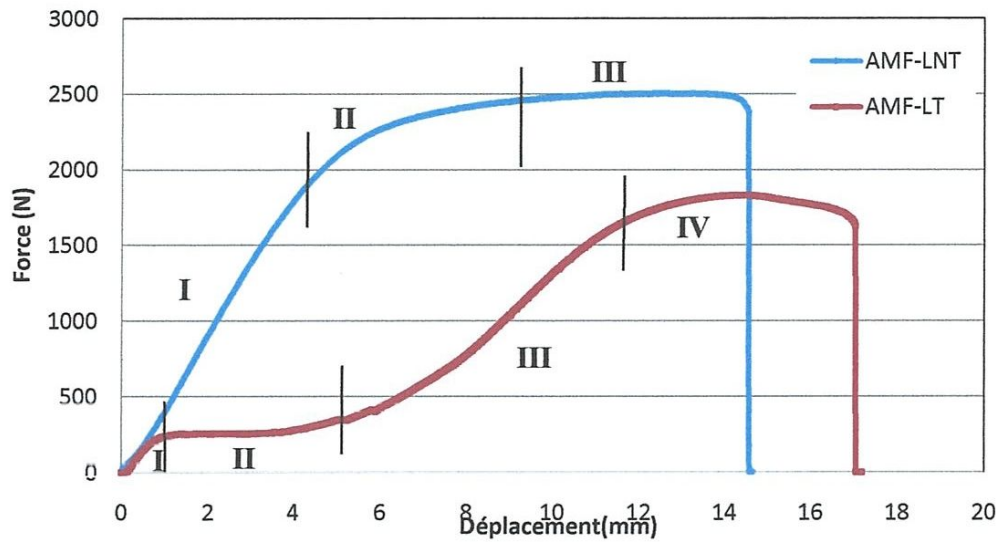


Figure II.10 Courbes types de réponse force-déplacement d'un alliage AMF traité et non traité.

La figure II.11 représente les courbes types de l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation des deux types d'alliages étudiés à savoir AMF-LNT et AMF-LT.

Le même résonnement peut être appliqué pour la contrainte/déformation (figure II.11) par rapport à celui de la force déplacement II.10 vue que les allures sont similaires.

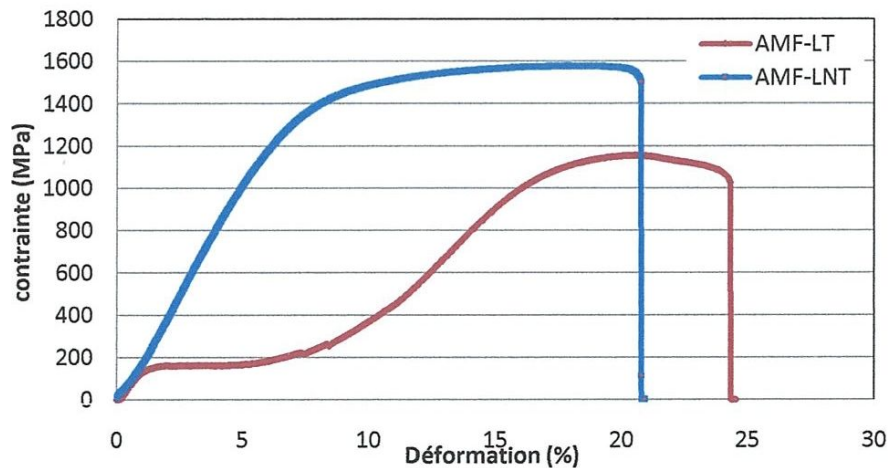


Figure II.11. Courbes types de réponse contrainte-déformation d'un alliage AMF traité et non traité.

La figure II.12 représente les courbes type de l'évolution, de la contrainte en fonction de la déformation des deux types d'alliages traités de large et petite bande à savoir **AMF-LT** et **AMF-PT** présentant quatre phases,. Ces deux types d'alliages possèdent le même comportement dans les trois premières phases, alors que la quatrième phase de l'**AMF-LT** est une parabole et celle de l'**AMF-PT** est une demi-parabole. L'analyse de la figure II.12 permet aussi de montrer que l'**AMF-LT** possède des caractéristiques mécaniques (contrainte et déformation à la rupture) plus élevées que celui de l'**AMF-PT**, soit des augmentations respectives de 37,75 % et 8,002%.

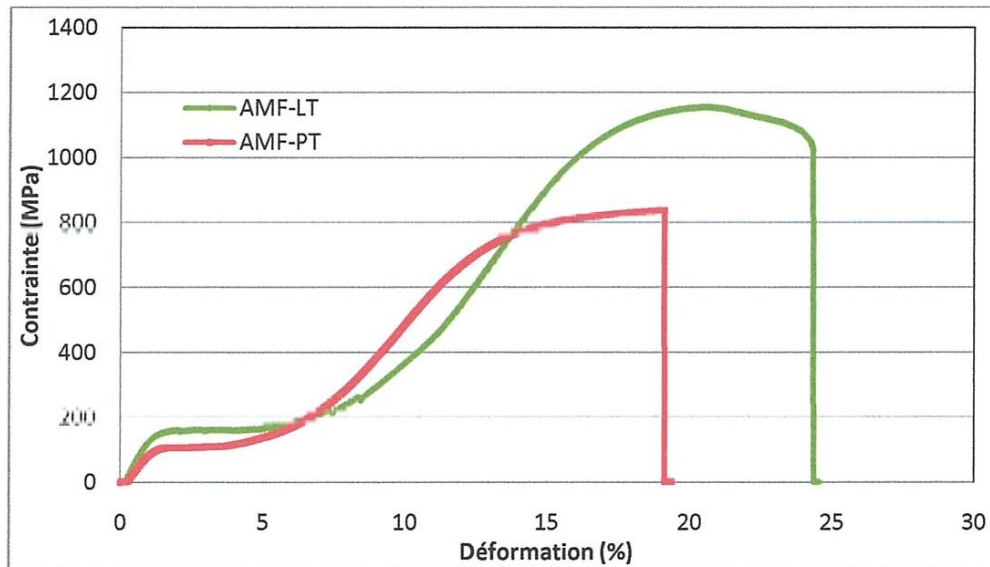


Figure II.12. Courbes des deux types d'AMF de réponse contrainte-déformation sollicités en traction statique (Ep 5=large bande, Ep 1= petit bande).

Le comportement force-déplacement (Figure II.13) de l'AMF étudié sollicité en traction statique se déroule en quatre phases. La première est une phase (I) linéaire élastique jusqu'à un déplacement de 1,0 mm correspondant à une force de 130,2 N. Elle est suivie par un quasi plateau dans la deuxième phase (II) jusqu'à un déplacement d'environ 3,0 mm et puis la force augmente rapidement d'une manière non linéaire avec l'augmentation du déplacement jusqu'à 10,50mm. Enfin, un quasi-plateau se forme dans la quatrième phase (IV) avant la rupture brutale de l'échantillon obtenue pour un déplacement de 13,4 mm et une force de 1055,4 N.

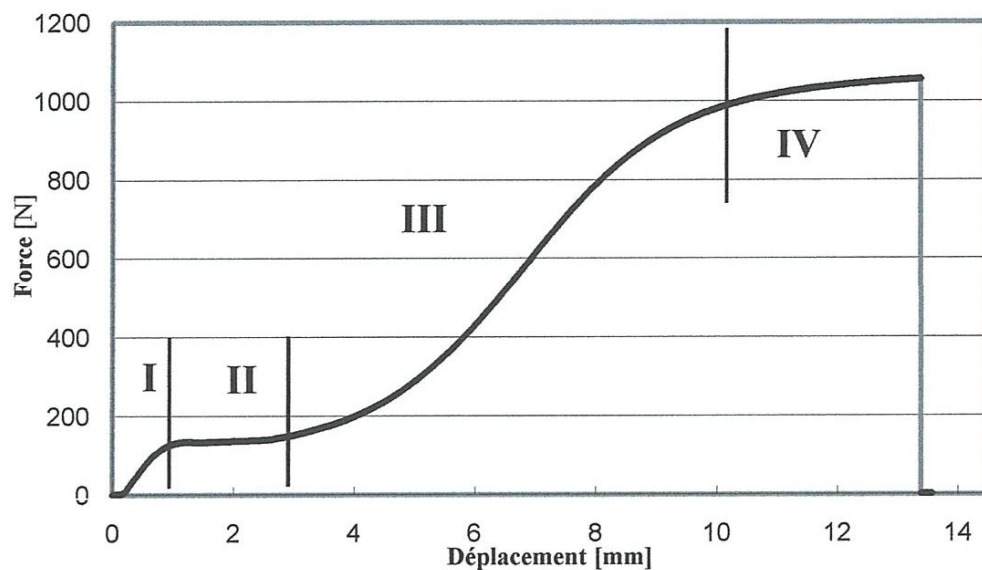


Figure II.13. Courbe de réponse force-déplacement d'un AMF-PT sollicité en traction statique.

La figure II.14 représente le comportement contrainte-déformation de l'AMF-LT étudié. Ce dernier est similaire à celui déjà observé dans la figure II.13 avec des zones de transition qui se produisent entre deux phases successives. Il est à noter que la valeur maximale de la contrainte enregistrée est de 837 MPa correspondant à une déformation maximale de 19%.

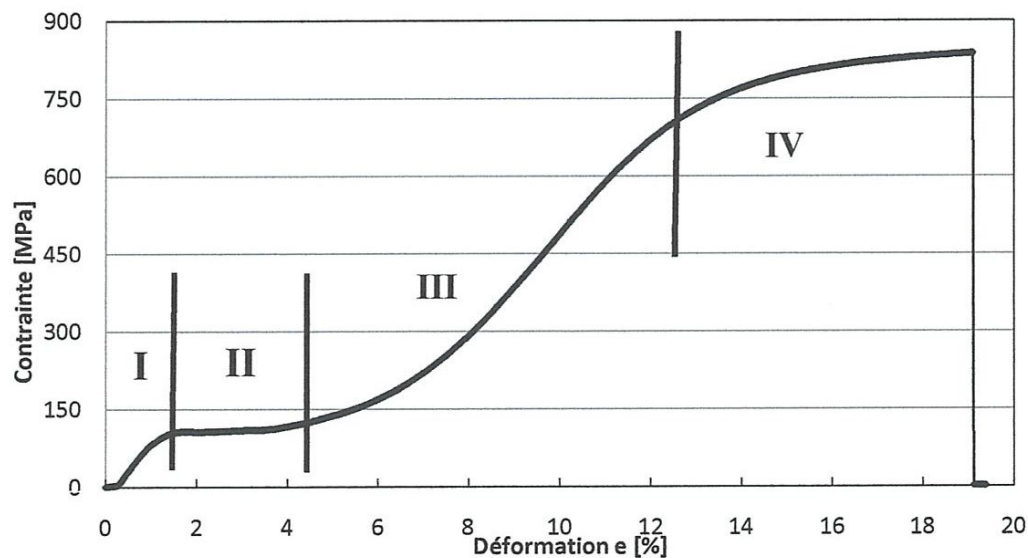


Figure II.14. Courbe de réponse contrainte-déformation d'un AMF-PT sollicité en traction statique.

Tableau II.6. Principales caractéristiques en traction de l'AMF-PT dans le cas de Force/déplacement.

Éprouvettes	Limite élastique		Limite plastique		Rupture	
	Force Fe (N)	Déplacement Dép. e (mm)	Force (Fec)	Déplacement (Dép. ec)	Force (Fr)	Déplacement Dép. r (mm)
Éprouvette 1	111,1	0,78	136,73	2,38	1054,3	14,45
Éprouvette 2	132,1	1,05	140,7	2,58	1055,3	12,85
Éprouvette 3	129,2	0,98	139,34	2,47	1055,4	13,35
Moyenne	124,1	0,94	138,92	2,48	1055,0	13,55

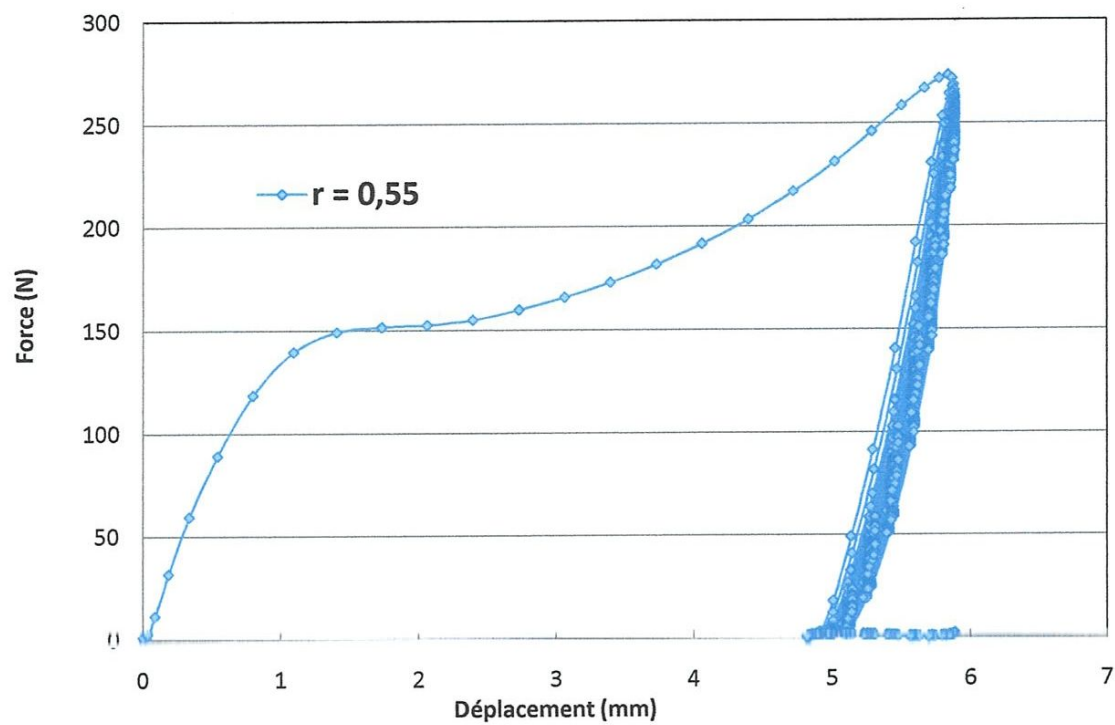
Tableau II.7. Principales caractéristiques en traction de l'AMF-PT dans le cas de contrainte /déformation.

Éprouvettes	Module de Young	Limite élastique		Limite d'écoulement		Rupture	
		Contrainte σ_e	Déformation ε_e	Contrainte σ_{ec}	Déformation ε_{ec}	Contrainte σ_r	Déformation ε_r
Éprouvette 1	89,5	88,11	1,11	108,44	3,4	836,15	20,64
Éprouvette 2	94,2	104,77	1,5	111,59	3,69	837,94	18,36
Éprouvette 3	91,8	102,47	1,4	110,51	3,53	836,02	19,07
Moyenne	91,83	98,45	1,34	110,18	3,54	836,70	19,35

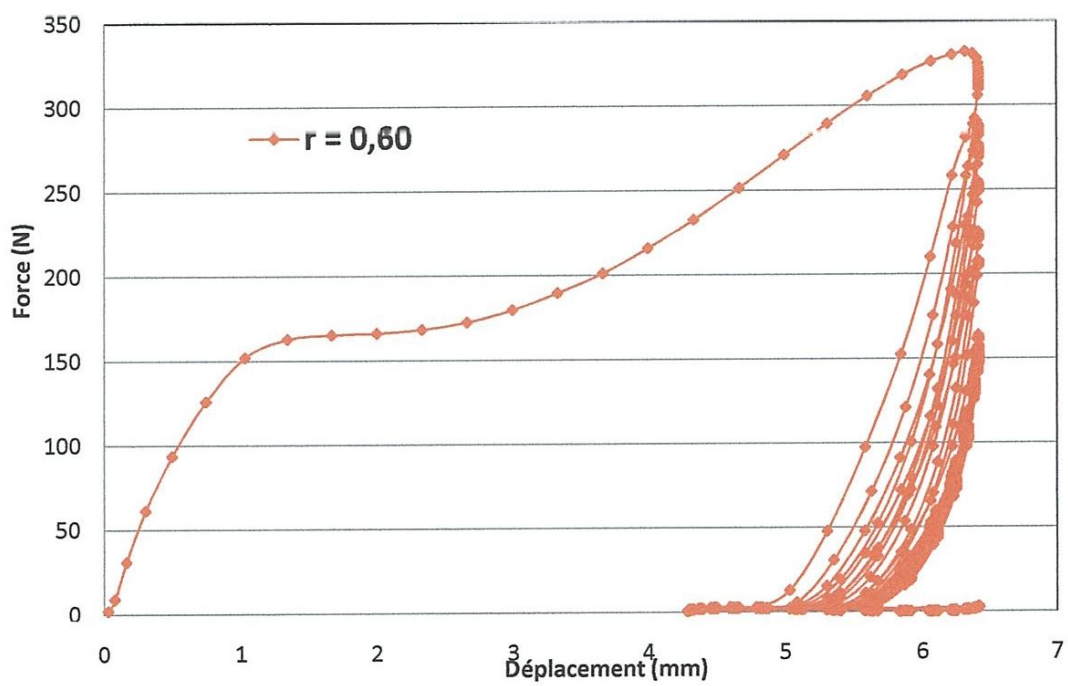
II.3.2. Essais de fatigue

La figure II.15 représente l'évolution de la force en fonction du déplacement lors des essais de fatigue pour les différents niveaux de chargement étudiés : (A) $r = 0,55$, (B) $r = 0,60$, (C) $r = 0,65$, (D) $r = 0,70$, (E) $r = 0,75$.

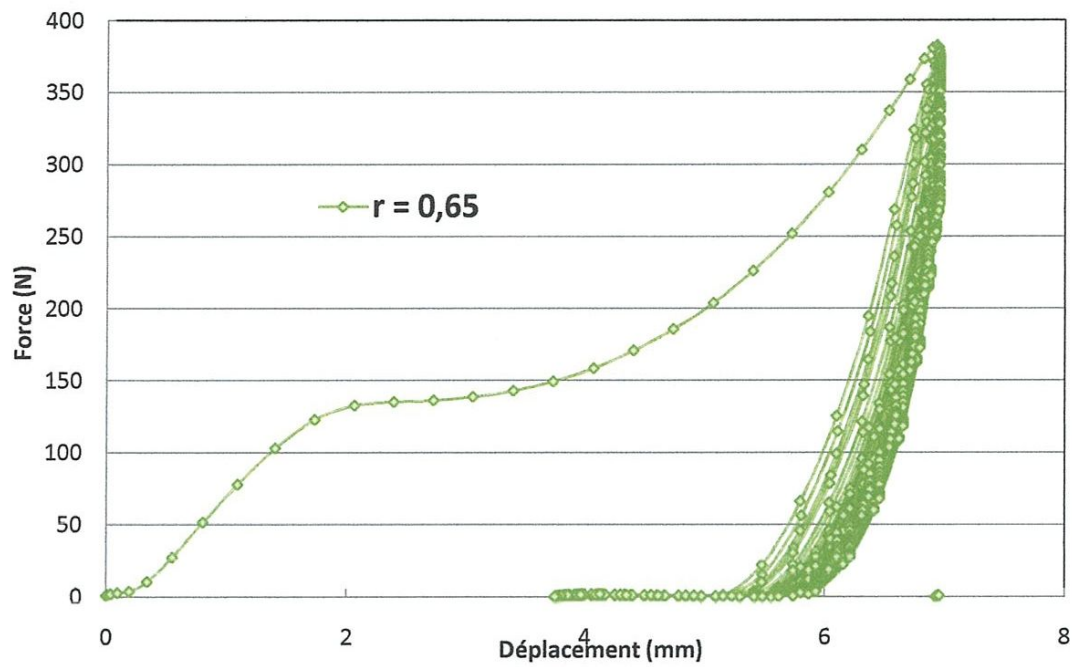
A raison de la difficulté et de la clarté des résultats dans ce processus, nous préconisons de démanteler les boucles pour bien lire les résultats.



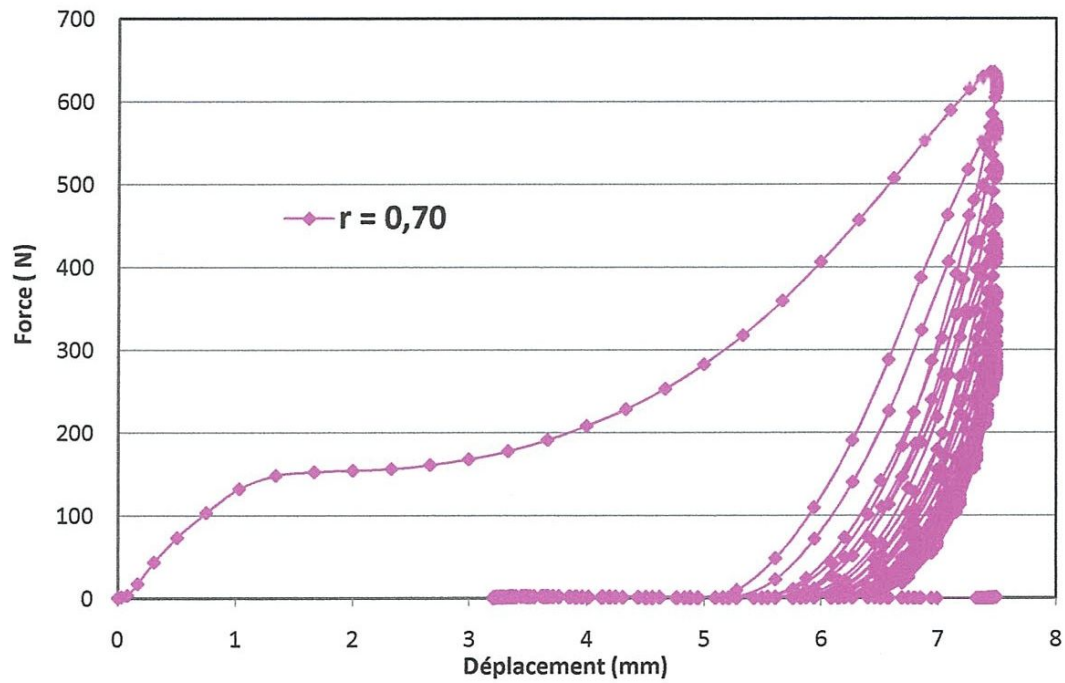
(A)



(B)



(C)



(D)

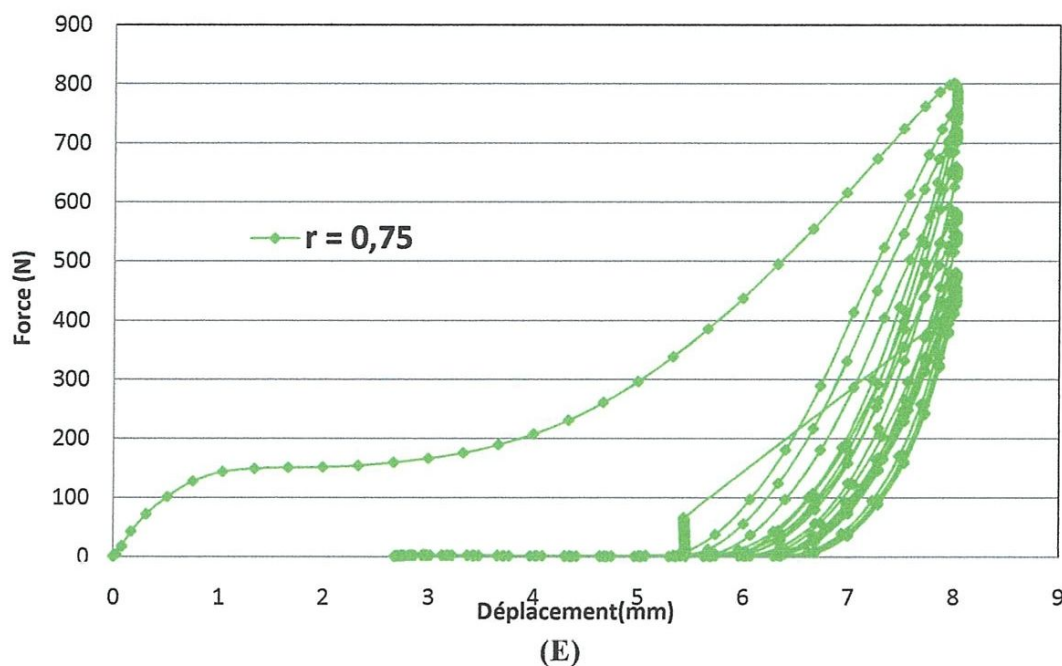


Figure II.15. Courbe type de l'évolution de la force en fonction du déplacement lors des essais de fatigue pour les niveaux de chargement : (A) $r = 0,55$, (B) $r = 0,60$, (C) $r = 0,65$, (D) $r = 0,70$, (E) $r = 0,75$

L'évolution de la force F et celle de la perte de charge (F/F_0) en fonction du nombre de cycles pour différents niveaux de chargement (figure II.16) se déroule en trois phases. F_0 étant la force obtenue au premier cycle ($N = 1$).

La première phase est caractérisée par une réduction assez importante de la force (F/F_0) durant les premiers cycles surtout pour les niveaux de chargement $r=0,70$ et $r=0,75$. Pour les deux autres niveaux par contre ($r=0,55$ et $r=0,60$), la dégradation est plus faible que pour les niveaux les plus élevés. La deuxième phase qui représente la quasi-totalité de la durée de vie est caractérisée par un plateau où la force ne diminue presque pas avec l'augmentation du nombre de cycles.

La troisième phase, très courte, est obtenue suite à l'accumulation des déformations qui conduisent à la rupture des échantillons.

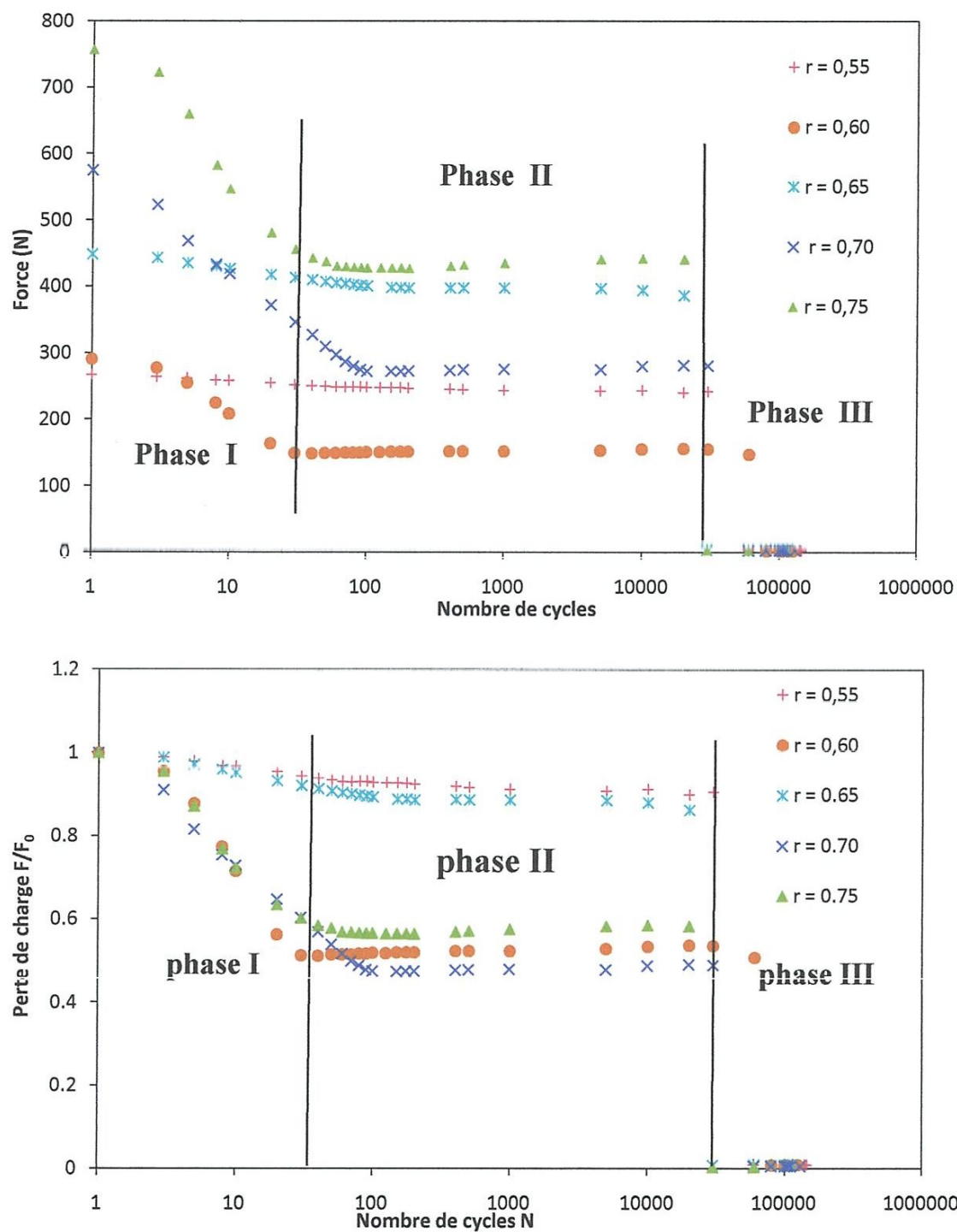


Figure II.16. Évolution de la perte de charge F/F_0 en fonction de nombre de cycles pour les différents niveaux de chargement r utilisés.

La figure II.17 représente les boucles d'hystérésis du premier cycle ($N=1$) pour les cinq niveaux de chargement utilisés ($r=0,55, 0,60, 0,65, 0,70$ et $0,75$). Dans cette figure les boucles d'hystérésis dont les niveaux $r \geq 0,6$ ont été déplacées pour une meilleure présentation et clarté des figures.

Les boucles du premier cycle ($N=1$) représentent une proportionnalité avec son niveau de chargement pour un nombre de cycles défini. La taille des boucles augmente avec l'augmentation du niveau de chargement r . En d'autres termes, l'augmentation de r conduit à l'augmentation de la force, du déplacement et par conséquent de la surface de la boucle d'hystérésis dans un ordre croissant. On observe aussi que l'écart de l'augmentation de la force devient plus important avec l'élévation du niveau de chargement r .

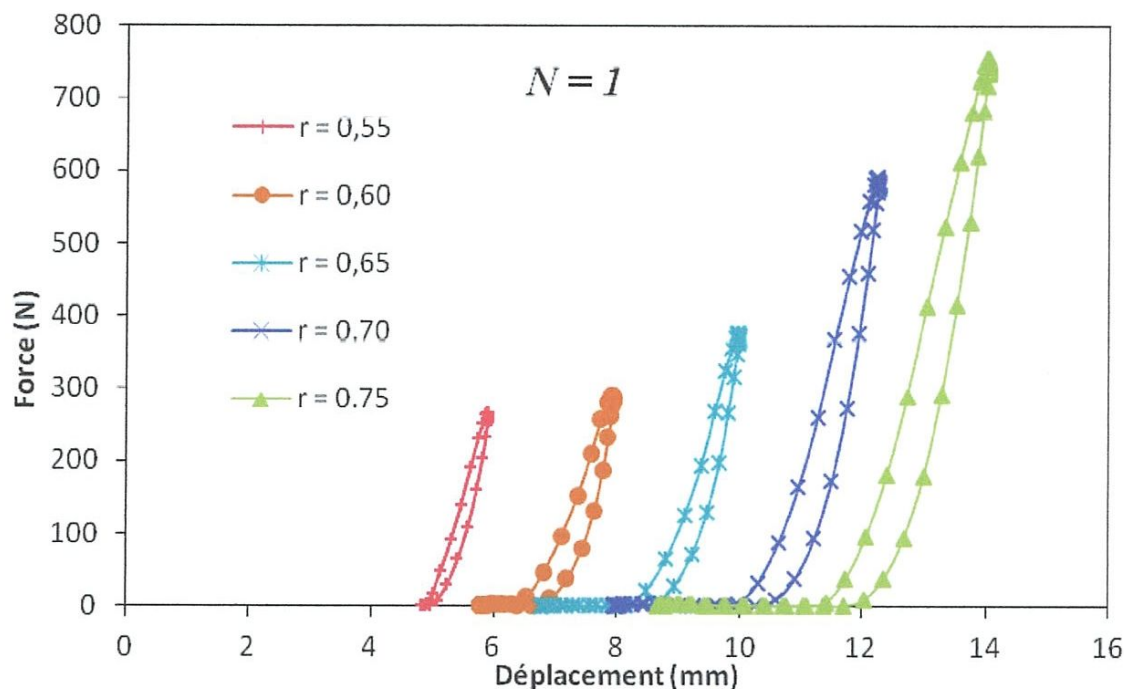
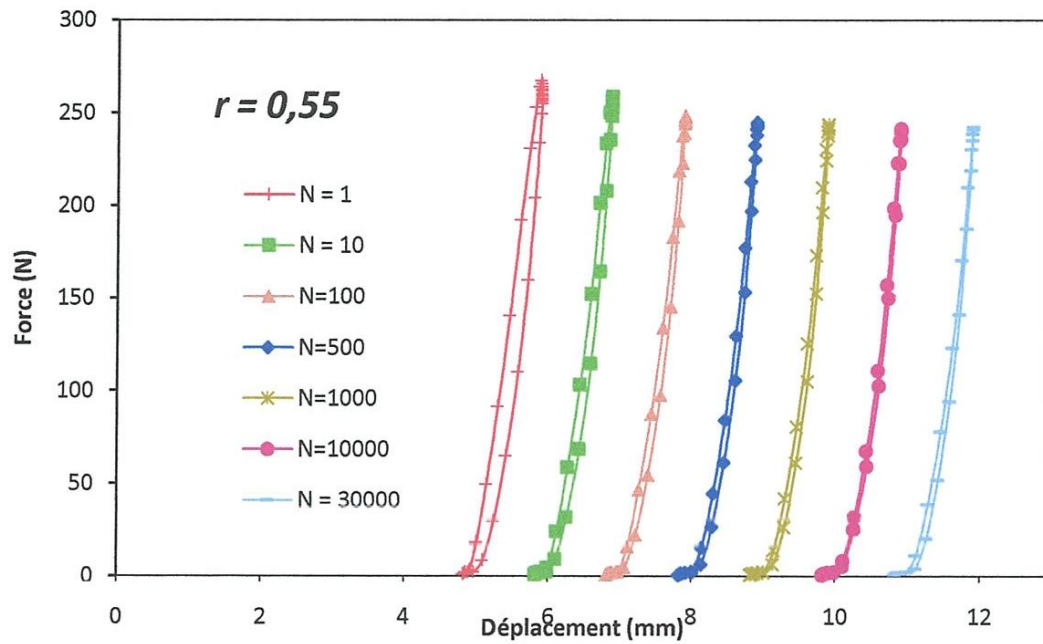


Figure II.17. Boucles d'hystérésis du premier cycle ($N = 1$) pour différents niveaux de chargement (r).

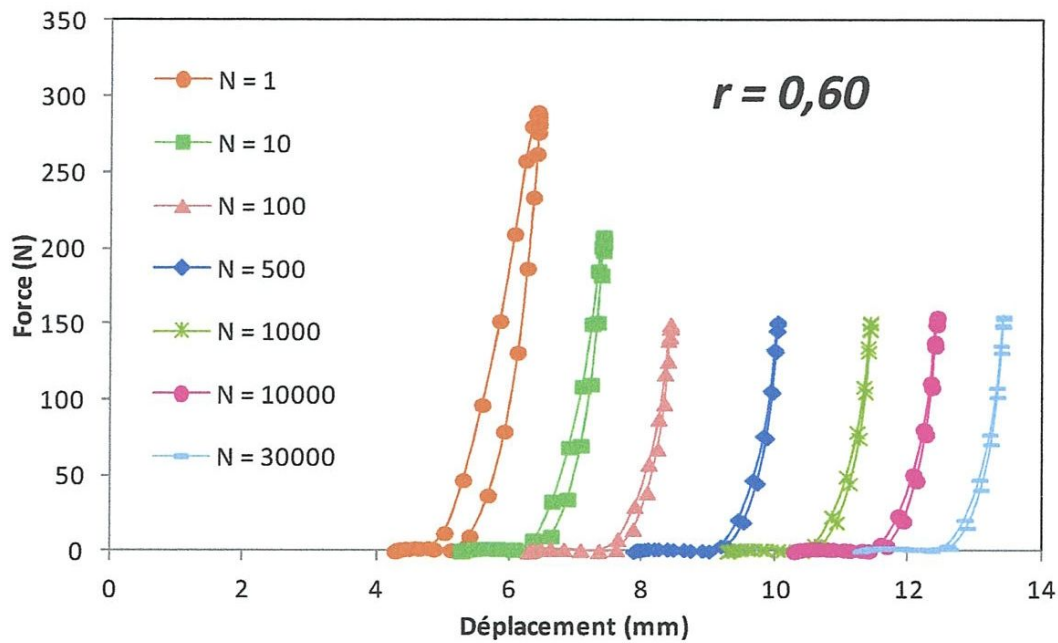
L'évolution des boucles d'hystérésis (force-déplacement) pour des cycles spécifiques sollicités avec les différents niveaux de chargement étudiés est illustrée dans figure II.18.

La charge maximale est atteinte au premier cycle, et elle se dégrade au fur et mesure avec l'augmentation du nombre de cycles qui devient très faible jusqu'à l'annulation pour les derniers cycles avant la rupture. Il est important de signaler que les boucles d'hystérésis tendent à se

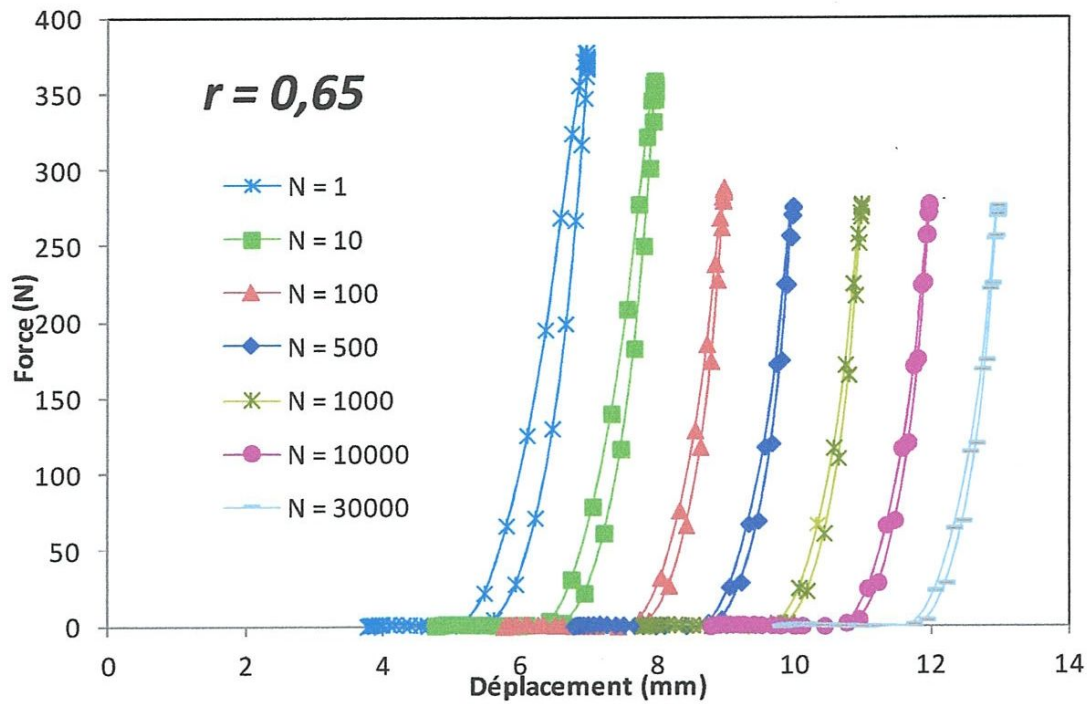
fermer avec l'augmentation du nombre de cycles, et ceci est valable quel que soit le niveau de chargement.



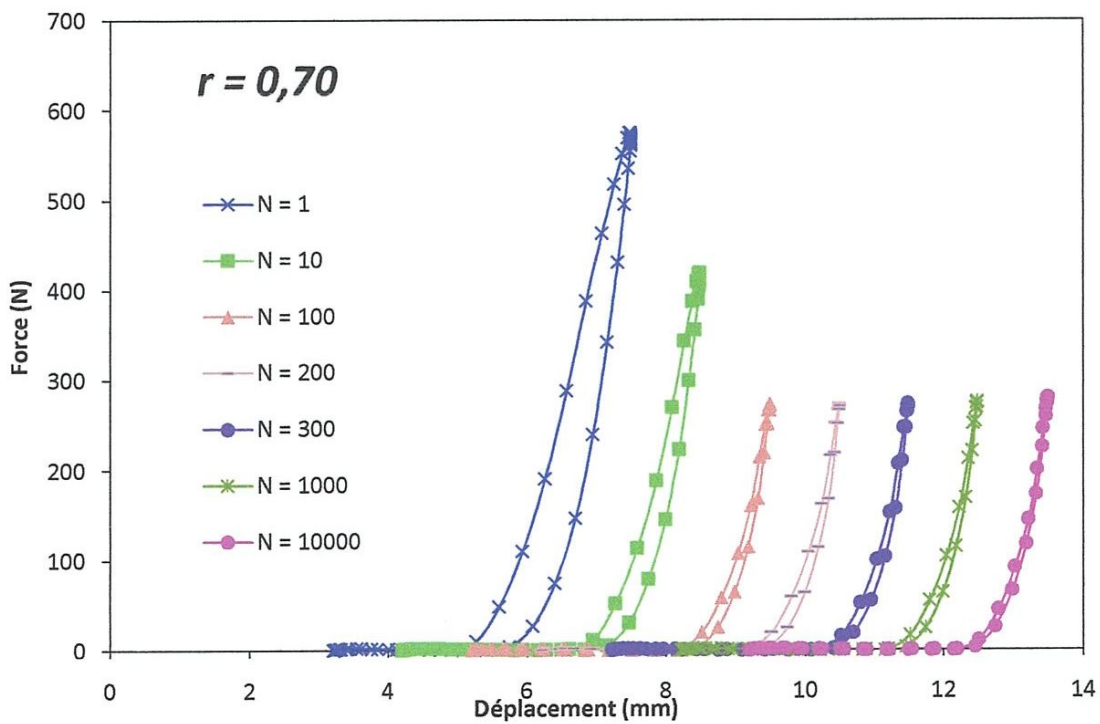
(a)



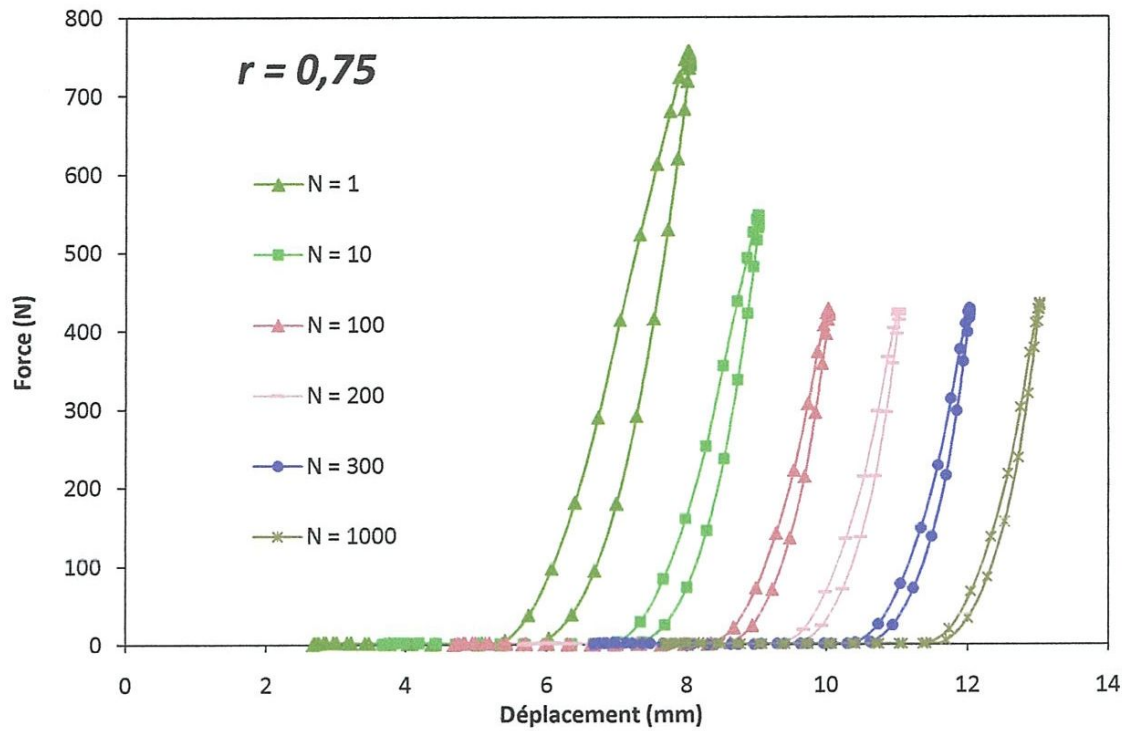
(b)



(c)



(d)



(e)

Figure II.18. Boucles d'hystérésis spécifiques pour tous les niveaux de chargement r étudiés :

(a) $r=0,55$, (b) $r=0,60$, (c) $r=0,65$, (d) $r=0,70$, (e) $r=0,75$

La quantité d'énergie dissipée E_d est présentée sur la figure II.19 en fonction du nombre de cycles pour les cinq niveaux de chargement. La variation de l'énergie dissipée E_d (mJ) en fonction du nombre de cycles se déroule en deux phases. La première phase correspond à une forte diminution dès les premiers cycles alors que la seconde est représentée par un quasi-plateau où la diminution est très lente ou pratiquement nulle en raison de la stabilité de la déformation. En d'autres termes, l'énergie dissipée reste presque constante avec l'augmentation du nombre de cycles pour tous les niveaux de chargement étudiés.

L'énergie dissipée peut être calculée aussi grâce à la relation suivante :

$$E_d = \int_{\varepsilon_{min}}^{\varepsilon_{max}} \sigma d\varepsilon \quad (5)$$

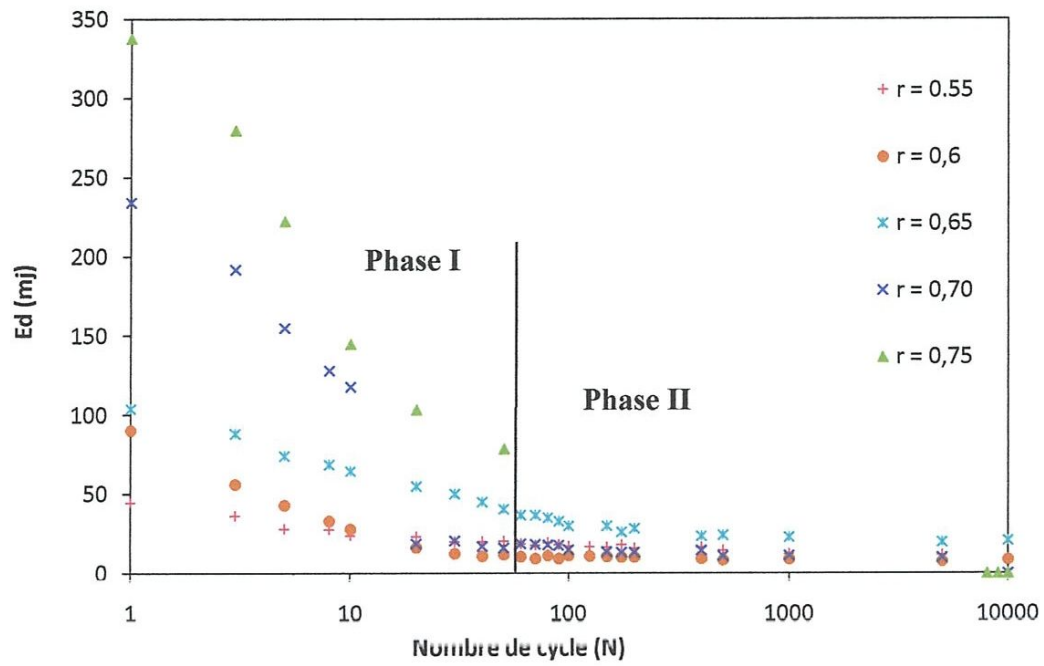


Figure II.19. Énergie dissipée E_d en fonction du nombre de cycles pour les différents niveaux de chargement étudiés.

IV. Conclusion :

Après avoir défini la technique expérimentale adoptée pour les essais statiques (traction-traction) et fatigue cyclique nous pouvons conclure :

- La courbe de réponse contrainte-déformation, lors des essais de traction statique, des AMF traités (AMF-LT et AMF-PT) étudiée se déroule en quatre phases. Alors que celle de l'AMF-LNT non traité se déroule en trois phases seulement.
- Les éprouvettes fabriquées en AMF-LT traité (larges bandes) ont donné de meilleures déformations à la rupture comparativement avec celui non traité AMF-LNT, alors que les déformations sont plus faibles.
- Les éprouvettes fabriquées en AMF-LT traité (larges bandes) ont donné de meilleures propriétés mécaniques (contrainte et déformation) comparativement aux AMF-PT traité (petites bandes) (NiTiCu) soit des augmentations respectives de 37,75 % et 8,0 %.
- La fatigue cyclique en traction a été effectuée seulement sur l'AMF-PT. L'analyse de cette étude permet de montrer que :
 - L'évolution de la force (F) ou de la perte de rigidité (F/F_0) en fonction du nombre de cycles (N) se déroule en trois phases : une première phase où F ou F/F_0 décroît d'une manière très rapide dès les premiers cycles, suivi par une phase de stabilisation et enfin, la troisième phase très courte qui se caractérise par une chute brutale des éprouvettes provoquant ainsi la rupture des échantillons.
 - Pour un nombre de cycles défini, la taille des boucles d'hystérésis augmente avec l'augmentation du nombre de cycles ;
 - Pour un même niveau de chargement, les boucles d'hystérésis ont tendance de se fermer avec l'augmentation du nombre de cycles, indépendamment du niveau de chargement.
 - L'énergie dissipée en fonction du nombre de cycles se déroule en deux phases : une chute brutale pour les premiers cycles suivie par une phase de stabilisation avec la formation d'un quasi-plateau.
 - L'énergie dissipée dépend du niveau de chargement et elle est maximale pour le niveau de chargement le plus élevé.

Conclusion général & Perspectives

CONCLUSION GENERALE & PERSPECTIVES

A l'heure actuelle les alliages à mémoire de forme trouve de nombreuses applications industrielles dans différents domaines tel que : aérospatial, médecine, chirurgie dentaire, dans les automobiles, les vannes de sécurités, ... etc.

La présente étude a été consacrée en premier lieu pour la caractérisation en traction statique des trois alliages à mémoire à savoir deux traités l'AMF-LT et AMF-PT et un non traité AMF-LNT. De plus, une étude en fatigue cyclique, en traction, a été menée sur l'alliage AMF-PT. Cette étude m'a permis de renforcer mes connaissances dans le domaine du comportement mécanique des matériaux, aussi bien en statique qu'en fatigue cyclique.

Le comportement mécanique des alliages à mémoire de forme en traction statique et en fatigue cyclique a été entrepris à partir des essais réalisés sur la machine universelle ZWICK de capacité 5 KN, les résultats obtenus permettent de tirer les conclusions suivantes:

- Les éprouvettes fabriquées en AMF-LT traité en larges bandes ont donné de meilleurs caractéristiques mécaniques (contrainte et déformation à la rupture) comparativement avec celui AMF-PT.
- L'alliage AMF-LT possède une contrainte plus faible par rapport au même alliage non traité AMF-LNT, par contre il a une déformation à la rupture plus importante.
- La courbe de réponse contrainte-déformation des alliages traités enregistrée de la AMF-LT et AMF-PT se déroule en quatre phases. Alors que celle de l'alliage non traité se déroule en trois phases seulement.
- Dans le cas des essais de fatigue cyclique en traction, plusieurs paramètres sont identifiés, à savoir : l'évolution de la force F ou de la perte de charge F/F_0 en fonction du nombre de cycles, la forme et la taille des boucles d'hystérésis en fonction du nombre de cycles et du niveau de chargement ainsi que l'évaluation des énergies dissipées en fonction du nombre de cycles et du niveau de chargement.

REFERENCES

- [1] Guénin G : Alliages à mémoire de forme. 1986, Techniques de l'Ingénieur., 10 : 111.
- [2] Muller J : Alliages à mémoire de forme. 1988, Matériaux et Techniques., 7(8) : 716.
- [3] Gotthard R, Lehnert T : Alliages à mémoire de forme. In : Traité des matériaux n°19 : Matériaux émergents, Lausanne, 2001,; Presses polytechniques et universitaires romandes; 81-105.
- [4] Jordan L, Chandrasekaran M, Masse M, Bouquet G : Study of the phase transformations in Ni-Ti based shape memory alloys, J Phys IV. 1995, 5 : 489-494.
- [5] Goo E, Sinclair R : The B2 to R transformation in Ti 50 Ni 47 Fe 3 and Ti 49,5 Ni 50,5 alloys. Acta Met. 1985, 33(9) : 1717-1723.
- [6] Norme AFNOR : Alliages à mémoire de forme : Vocabulaire et mesures. (Indice de classement : A 51-080.), Avril 1991.
- [7] http://portail.umons.ac.be/FR/universite/facultes/fpms/applicasciences/Documents/RessourcesPedag/AMF_bierset2006.pdf, (dernière date de consultation le 07 février 2014).
- [8] N. Nayan, D. Roy, V. Buravalla, U. Ramamurty, Mater. Sci. Eng. A 497 (2008) 333.
- [9] Y. Liy, P.G. McCormick, ISIJ Int. 29 (1989) 417.
- [10] Y. Liu, P.G. McCormick, Acta Metall. Mater. 38 (1990) 1321.
- [11] A.S. Mahmud, H. Yang, S. Tee, G. Rio, Y. Liu, Intermetallics 16 (2008)
- [12] C.M. Wayman, T.W. Duerig, in: T.W. Duerig, K.N. Melton, D. Stoeckel, M. Wayman (Eds.), Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Butterworth Heinemann Ltd., London, 1990, pp. 3–20.
- [13] N.B. Morgan, C.M. Friend, J. Phys. IV France 11 (2001) 8–325.
- [14] Y. Liu, Y. Liu, J. Van Humbeeck, Scripta Mater. 39 (1998) 1047.
- [15] Z.L. Xie, Y. Liu, J. Van Humbeeck, Acta Mater. 46 (1998) 1989.
- [16] G. Eggeler, E. Hornbogen, A. Yawny, A. Heckmann, M. Wagner *Materials Science and Engineering A* 378 (2004) 24.

- [17] S. Miyazaki, K. Mizukoshi, T. Ueki, T. Sakuma, Y. Liu, *Materials Science and Engineering A* 273–275 (1999) 658–663.
- [18] N. Nayan, V. Buravalla, U. Ramamurty, *Material Science & Engineering part A* 525 (2009) 60–67.
- [19] G.Z. Kang, Q.H. Kan, L.M. Qian, Y.J. Liu, *Mechanics of Materials* 41 (2009) 139–153.
- [20] X.Q. Feng, Q.P. Sun, *International Journal of Plasticity* 23 (2007) 183–206.