

République Algérienne Démocratique et Populaire  
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la  
Recherche Scientifique

***Ecole Nationale Polytechnique***

*Département de Métallurgie*



***Projet de fin d'études***

Pour l'obtention du diplôme d'Ingénieur d'Etat en  
Métallurgie  
*Thème*

***Etude et réalisation d'un dispositif de sécurité à  
base d'alliage à mémoire de forme***

***(Cu-Al-Ni)***

*Proposé et dirige par :*

**M<sup>r</sup>: M. BOUABDALLAH.**

*Etudie par :*

**M<sup>r</sup> Aziz OURAMDINI**

**M<sup>r</sup> Hamid DALI**

*Promotion juin 2012*

**E.N.P 10, Avenue Hassen-Badi, EL HARRACH, ALGER**

## *DEDICACES*

*Je dédie ce travail :*

*A mon père et ma mère.*

*A mes frères et soeurs*

*A toute ma famille*

*A tous les familles oudiaï, Daoud ...*

*A tous mes amis.*

*Aziz OURAMDINI*

## *DEDICACES*

*Je dédie ce travail :*

*A mon père et ma mère.*

*A mes frères et soeurs*

*A toute ma famille*

*A tous mes amis.*

*Hamid Dali*

## *Remerciements*

*Nous remercions tout d'abord Dieu le tout puissant de nous avoir donné la fois, la volonté et le Courage afin d'arriver à faire ce modeste travail.*

*Nous exprimons toute notre gratitude à notre directeur de projet, Monsieur M.BOUABDALLAH pour Avoir encadré et dirigé notre projet de fin d'études.*

*Nous tenons à remercier tous les membres du jury, à savoir Mr CHITROUB d'avoir accepté de présider le jury, Mr ABADLI et Mr DELALI qui nous ont fait l'honneur de traiter et d'évaluer notre travail.*

*Nous remercions aussi le directeur du Laboratoire de Génie Sismique et de Dynamique des Structures (LGSDS) pour le financement de la réalisation de notre dispositif de sécurité.*

*Nous voudrions aussi remercier tous les enseignants du département de métallurgie.*

*Enfin, nous remercions tous nos amis, sans exception et sans distinction.*

*Merci à tous.*

## الملخص

لقد حاولنا من خلال هذه الدراسة معالجة تأثير الذاكرة في الاتجاهين و هذا نتيجة لتحويل المنتانسينيك. لهذا الغرض استعملنا صفيحة من النحاس اليمينيوم نيكل تحت تأثير الذاكرة ذو الاتجاهين والتدوير الحراري مع التشوه المفروض. كمثال في هذه الدراسة لقد قمنا بإنجاز جهاز الحماية على اساس خليط ذو ذاكرة الشكل

## كلمات المفتاح

خليط ذو ذاكرة الشكل التحويل المتمدد الحراري التحويل المنتانسينيك مراحل التوازن تأثير الذاكرة التدوير الحراري

## RESUME :

Nous avons essayé à travers cette thèse de traiter l'effet mémoire double sens (EMDS), la conséquence de la transformation martensitique. Dans ce but, nous avons utilisé une lame de type Cu-Al-Ni en effet mémoire double sens, et en utilisant un cyclage thermique avec déformation imposés.

Comme application à cette étude, nous avons réalisé un dispositif de sécurité à base d'alliage à mémoire de forme.

**MOTS CLES :** Alliage à mémoire de forme (AMF), transformation thermoélastique, transformation martensitique, les phases d'équilibre, effet mémoire, cyclage thermique.

## ABSTRACT:

We have tried throughout this thesis to address the two-way memory effect (EMDS), the consequence of the martensitic transformation. For this purpose, we used a blade-type Cu-Al-Ni in two-way memory effect, and using thermal cycling with deformation imposed. As an application in this study, we performed a safety-based shape memory alloy.

**Keywords:** Alliage à mémoire de forme (AMF), transformation thermoélastique, transformation martensitique, les phases d'équilibre, effet mémoire, cyclage thermique.

## Liste des figures

Figure I.1 diagramme illustrant l'effet de mémoire de forme. ....	9
Figure I.2 : Classification de la famille des alliages à base cuivreuse .....	10
Figure I.3: Diagramme d'équilibre cuivre-aluminium .....	11
Figure I.4 : Diagramme métastable (- - -) superposé au diagramme stable (-) du système binaire Cu-Al, partie riche en cuivre . ....	14
Figure I.5 : Représentation atomique des structures.....	15
Figure I.6 : Diagramme de phase Cu-Al, avec addition de 4% en poids de Ni, ..... (..... diagramme métastable).....	16
Figure II.1 : Hystérésis en température de la transformation martensitique .....	19
Figure II.2 : Séquence des micrographies montrant la transformation inverse et directe dans un alliage Fe <sub>2</sub> Ni <sub>2</sub> Co <sub>2</sub> Ti d'après Hornbogen et Jost .....	20
Figure II.3 : évolution du taux (G) de transformation austénite ↔ martensite au cours d'un cycle de chauffage – refroidissement pour différents types de transformation.....	21
Figure II.4 Effet mémoire de forme simple sens. Schéma de la température et de la contrainte en fonction de la déformation de l'échantillon .....	23
Figure II.5. Illustration de l'effet mémoire double sens assisté des AMF (super thermo élasticité).....	24
Figure II.6. Illustration de l'effet mémoire double sens non assisté des AMF. ....	25
Figure II.7. Illustration de l'effet super élastique des AMF (super élasticité par transformation) .....	26
Figure II. 8. Illustration de l'effet super élastique des AMF (super élasticité par transformation et réorientation) .....	27
Figure II.9. Illustration de l'effet caoutchoutique des AMF . ....	28
Figure II.10. Diminution de l'amplitude d'une oscillation mécanique due au frottement interne dans un solide .....	28
Figure II.11. Frottement intérieur d'un AMF en fonction de la température. ....	30
Figure III.1 : cycle d'éducation en effet mémoire simple .....	32
Figure III.2 : cycle d'éducation en effet super élastique conduisant à l'effet mémoire double sens (Cu-Zn-Al) en torsion Ms =24°C .....	33
Figure III.3 : cycle d'éducation déformation –température pour un échantillon de Cu-Zn-Al soumis à une contrainte de torsion constante.....	35

Figure III.4 : cycle déformation –température sans aucune contrainte après éducation sous contrainte constante .....	34
Figure III.5 : procédé d'éducation avec déformation composée .....	
1) Déformation nulle, 2) une déformation purement élastique est imposée à $T > A_f$ (contrainte purement élastique) et 3) déformation obtenue au refroidissement ( $T < M_f$ ). Au chauffage l'échantillon répond sa forme et se retrouve à nouveau en position 2. ....	35
Figure III.6 : file dentaire .....	39
Figure III.7 : Micro-pince en silicone et AMF .....	39
Figure III.8 : réduction de fracture à l'aide des agrafes et des plaques de fixation .....	40
Figure III.9 : Stent flexible en TiNi .....	41
Figure III.10 : Emplacement des actionneurs thermiques et électriques sur une automobile. ....	42
Figure III.11 : robinet thermostatique de la douche réglant automatiquement les débits d'eau . .....	43
Figure III.12 : Télescope Hubble lancé en avril 1990. ....	44
Figure III.13 : Satellite Clémentine lancé le 25 janvier 1994 .....	44
Figure III.14 : Frangibolt de la compagnie TiNi Alloy Aerospace Inc de San Leandro .....	45
Figure III.15 : Station orbitale MIR.....	46
Figure III.16 : Principe de fonctionnement d'un manchon d'accouplement en AMF.....	46
Figure III.17 : quelques applications d'AMF dans le domaine robotique.....	48
Figure III.18 : principe de fonctionnement d'une valve de sécurité utilisant un AMF .....	48
Figure III.19 : circuit d'activateurs de soupapes en AMF pour l'analyse ADN.....	49
Figure IV.1 : Four de chauffage de type CARBOLITE (ENP, laboratoire de métallurgie).....	53
Figure IV.2 : laminoir de type DURSTON (ENP, laboratoire de métallurgie). ....	53
Figure IV.3 : traitement thermique subit par les échantillons. ....	55
Figure IV.5 : échantillon enrobé qui subit d'une trempe à l'eau. ....	56
Figure IV.4 : échantillon enrobé qui subit d'un refroidissement lent.....	56
Figure IV.6: Polisseuse mécanique type Forcipol, à vitesse maximum de 600 tr/min. (ENP, laboratoire de métallurgie).....	57
Figure IV.7 : Polisseuse de finition Mecapol P300, (ENP, laboratoire de métallurgie).....	58
Figure IV.8 : Nettoyeuse ultrasonique, Bandelin Sonorex (ENP, laboratoire de métallurgie). ....	58
Figure IV.9 : photo du microscope optique utilisé. ....	61

Figure IV.10 : lignes et bandes de glissement sur une éprouvette déformée plastiquement [	62
Figure IV.11 : cycle d'éducation par l'effet mémoire de forme. ....	65
Figure IV.12 : le schéma du dispositif électronique. ....	66
Figure IV.13 : la plaque en circuit imprimé. ....	67
Figure IV.14 : l'image du contacteur de sécurité à température ambiante. ....	68
Figure V.1 micrographie optique de la structure hors équilibre. ....	70
Figure V.2 micrographie optique de la structure hors équilibre. ....	71
Figure V.3 : Vue schématique de la croissance de deux variantes (1) et (2) de martensite au sein de la phase mère austénitique. ....	71
Figure V.4 micrographie optique de la structure a l'équilibre. ....	72
Figure V.5 : micrographie optique de la structure a l'équilibre. ....	73
Figure V.6:l'image de l'éprouvette à l'état initial. ....	75
Figure V.7 : l'image de l'éprouvette à l'état n=25 cycle d'éducation. ....	75
Figure V.8: l'image de l'éprouvette à l'état n=55 cycle d'éducation. ....	76
Figure V.9: l'image de logiciel windig. ....	75
Figure V.10 : Evolution de l'empreinte de l'éprouvette durant le traitement d'éducation. ....	77
Figure V.11 : géométrie de la flexion d'une tôle. ....	78
Figure V.12 : la répartition des contraintes par apport à l'axe neutre. ....	79
Figure V.13 : détermination géométrique du rayon de courbure de l'empreinte de l'éprouvette. ....	80
Figure V.14: l'image de logiciel digital micrographe. ....	81
Figure V.15 : courbe rayon de courbure – nombre de cycle. ....	81
Figure V.16 : courbe d'évolution du rendement à l'éducation en fonction du nombre de cycle de traitement. ....	83
Figure V.17 : effet mémoire double sens obtenu après n = 55 cycle d'éducation. ....	84

# Sommaire

<b>Introduction générale</b> .....	6
<b>Chapitre I : les alliages à mémoire de forme</b> .....	8
I.1 Introduction : .....	8
I.2 les alliages à base cuivreuse : .....	9
I.2.1 Le binaire Cu-Al : .....	10
I.2.2 Les phases d'équilibre : .....	11
I.2.3 Les phases hors équilibre : .....	13
I.3 Effet de l'addition d'un troisième élément : .....	14
I.4 Le système Cu-Al-Ni : .....	15
I.5 Conclusion : .....	17
<b>CHAPITRE II : la transformation martensitique</b> .....	18
II.1 Introduction : .....	18
II.2 Définition : .....	18
II.3 les martensites thermo élastique et non thermo élastique : .....	20
II.4 Classification des transformations martensitiques : .....	21
II.5 Propriétés thermomécaniques des alliages à mémoire de forme : .....	22
II.5.1 Effet de mémoire simple : .....	22
II.5.2 Effet de mémoire double : .....	23
II.5.3 Effet super élastique : .....	25
II.5.4 Effet caoutchoutique : .....	27
II.5.5 Effet d'amortissement : .....	28
II.6 Conclusion : .....	31
<b>Chapitre III : mode d'éducation et l'origine de l'effet mémoire doubles</b> <b>sens.</b> .....	32
III.1 Les déférentes modes d'éducation : .....	32
III.1.1 Cyclage en effet mémoire simple : .....	32
III.1.2 Cyclage en effet superélastique : .....	33

III.1.3 Cyclage thermique sous contrainte constante : .....	33
III.1.4 Cyclage thermique sous déformation imposée : .....	35
III.2 l'origine de l'effet mémoire double sens : .....	36
III.3 Intérêt de l'effet mémoire double sens : .....	37
III.4 Utilisation technologique et pratiques des AMF : .....	38
III.4.1 Domaine médicale : .....	38
III.4.2 Application industrielle: .....	42
III.4.3 Applications aérospatiales : .....	43
III.4.4 Applications dans la robotique : .....	46
III.4.5 Système de sécurité : .....	48
III.4.6 Les AMF dans les micros système mécanique électronique (MEMS) : .....	48
III-5 Conclusion : .....	49
<b>Chapitre IV : Techniques Expérimentales</b> .....	<b>51</b>
IV.1 Introduction : .....	51
IV.2 préparation des échantillons et l'étude métallographie : .....	51
IV.2. 1 laminage : .....	51
IV.2.2 Traitement thermique : .....	54
IV.2.3 Etude métallographie : .....	55
IV.3 traitement d'éducation : .....	61
IV.3.1 choix de mode de la déformation : .....	61
IV.3.2 Choix de température : .....	63
IV.3.3 Education par cyclage en effet mémoire simple : .....	63
IV.4 réalisation du dispositif de sécurité : .....	65
<b>Chapitre V : Résultats Expérimentaux</b> .....	<b>68</b>
V.1 Introduction : .....	68
V.2 Analyse microstructurale : .....	68
V.2.1 Structure de trempe : .....	68
V.2.2 Structure a l'équilibre : .....	71
V.3 Traitement d'éducation et effet mémoire double sens (EMDS) : .....	74

V.3.1 éducation par cyclage en effet mémoire simple :.....	74
V.3.2 Analyse de la déformation de l'éprouvette :.....	76
V.3.3 Mesure des rayons de courbure :.....	79
V.3.4 Mesure de l'effet mémoire double sens :.....	82
V.4 perspective d'utilisation :.....	84
<b>Conclusion générale</b> .....	<b>86</b>

## Introduction générale

Découvert vers 1940 aux Etats-Unis, l'effet de mémoire de forme est resté longtemps une curiosité de laboratoire. Un alliage à mémoire de forme est un matériau susceptible, après une déformation apparemment plastique, de retrouver sa forme initiale par un simple chauffage. De plus, par un traitement thermomécanique adéquat, ce genre de matériaux, appelés également "matériaux intelligents", sont capables de mémoriser deux formes distinctes, l'une dite de haute température et l'autre de basse température. Le passage d'une forme à une autre s'effectue, uniquement, par changement de température sans aucune sollicitation mécanique extérieure.

Le phénomène d'effet de mémoire de forme résulte d'une transformation martensitique thermoélastique. Un matériau présentant une telle transformation peut subir une déformation en phase martensitique et retrouver son état initial (non déformé) quand il est porté en phase austénitique intermédiaire (phase mère).

Le caractère de martensite thermoélastique a été observé sur divers alliages (Ni-Ti, Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni, Cu-Al-Be, Au-Cd, Ag-Cd,...etc.).

A ce jour l'intérêt porté aux alliages à mémoire de forme reste d'actualité, A titre d'exemple, l'idée de réduire le bruit des moteurs d'avion à l'aide de matériaux à mémoire de forme est d'actualité. Le principe est la conception de dentelures en alliage à mémoire de forme qui changent de forme en fonction du gradient de température (faible au sol et élevé en altitude où l'air est plus froid).

Le second exemple, concerne l'invention récente d'un alliage à mémoire de forme Ni-Ti-Cu, Cet alliage présente la force d'activation la plus élevée.

On voit aisément à travers ces deux exemples que l'avenir industriel des alliages à mémoire de forme réserve encore de nombreuses surprises. Il suffira juste à l'homme de continuer à s'intéresser aux développements de ce genre de matériaux en prenant en compte le fait que le choix de l'alliage puisse répondre à certaines exigences, qui dépendent du domaine d'utilisation.

Un alliage convenable présente une stabilité des points caractéristiques de la transformation martensite ↔ austénite, une faible hystérésis et un taux élevé de déformation super élastique. D'autres caractéristiques sont parfois recherchées telles que la résistance mécanique, la résistance à la corrosion et la biocompatibilité.

Les alliages à mémoire de forme peuvent travailler dans différents domaines de température.

Ainsi, dans la famille des alliages cuivreux, le système Cu-Al-Ni offrira la possibilité de travailler à des températures excédant les 200°C .

Le présent travail a pour but d'étudier les structures de chauffage/refroidissement de l'alliage Cu-Al-Ni, suivi d'un traitement thermomécanique adéquat appelé éducation. Ensuite, l'éprouvette éduquée est utilisée pour la réalisation d'un dispositif de sécurité à l'aide d'un alliage à mémoire de forme.

Les trois premiers chapitres se consacrent à l'étude bibliographique, se rapportant aux généralités concernant les alliages à mémoire de forme, aux différents modes d'éducation ainsi que l'origine de l'effet mémoire double sens.

Dans le quatrième chapitre nous présentons les techniques appliquées pour notre étude, la méthode adoptée pour éduquer notre alliage et la réalisation de notre dispositif par cet alliage.

Le cinquième chapitre se consacre aux résultats expérimentaux obtenus, ainsi que les perspectives d'utilisation de l'éprouvette éduquées.

Enfin, nous terminons par une conclusion générale.

# Chapitre I : les alliages à mémoire de forme

## I.1 Introduction

Un groupe d'alliages relativement nouveau trouve aujourd'hui une multitude d'applications pratiques tant dans le domaine technique que médicale. Ces alliages appelé par fois □matériaux intelligents □ (en anglais smart materials), possèdent une propriété remarquable, qui leurs permet de mémoriser leurs forme. Pour cette raison ils sont communément appelé alliages à mémoire de forme (AMF). Le principe de ce phénomène repose sur le fait que une fois déformé à froid ces matériaux, ont la capacité de retrouver leurs forme par un simple chauffage (on dit qu'ils se rappellent leurs formes).

En effet, ces matériaux qui se sont avérés capables de récupérer des proportions significatives de la déformation appliquée sont essentiellement les alliages à base de titane-nickel (Nitinol), et quelques alliages à base de cuivre (à savoir des alliages de Cu-Al-Zn, Cu-Al-Ni et Cu-Al-Be).

Les alliages à mémoire de forme possèdent deux structures cristallines. La première est dite phase mère est la deuxième phase fille. L'effet mémoire implique une transition entre les deux phases. On rappelle ici que la phase mère est appelée austénite par contre, la phase fille n'est autre que de la martensite.

Une phase (nommée l'austénite) à une structure cubique à face centré qui existe aux températures élevées; sa structure est représentée schématiquement par l'encart montré à l'étape 1 de la figure I.1. Lors du refroidissement, l'austénite se transforme spontanément à une phase martensitique, semblable à celle de la martensite des aciers au carbone.

Sous l'influence d'un effort appliqué, la déformation de la martensite (c.-à-d., le passage d'étape 2 à étape 3, au schéma de la figure I.1) se produit par la migration des frontières entre les variantes auto accommodantes.

La structure est représentée par l'encart de l'étape 3. En outre, quand l'effort est enlevé, la forme déformée est maintenue à cette température. Finalement, lorsqu'on réchauffe le matériau, l'échantillon retourne de nouveau à sa forme initiale [1].

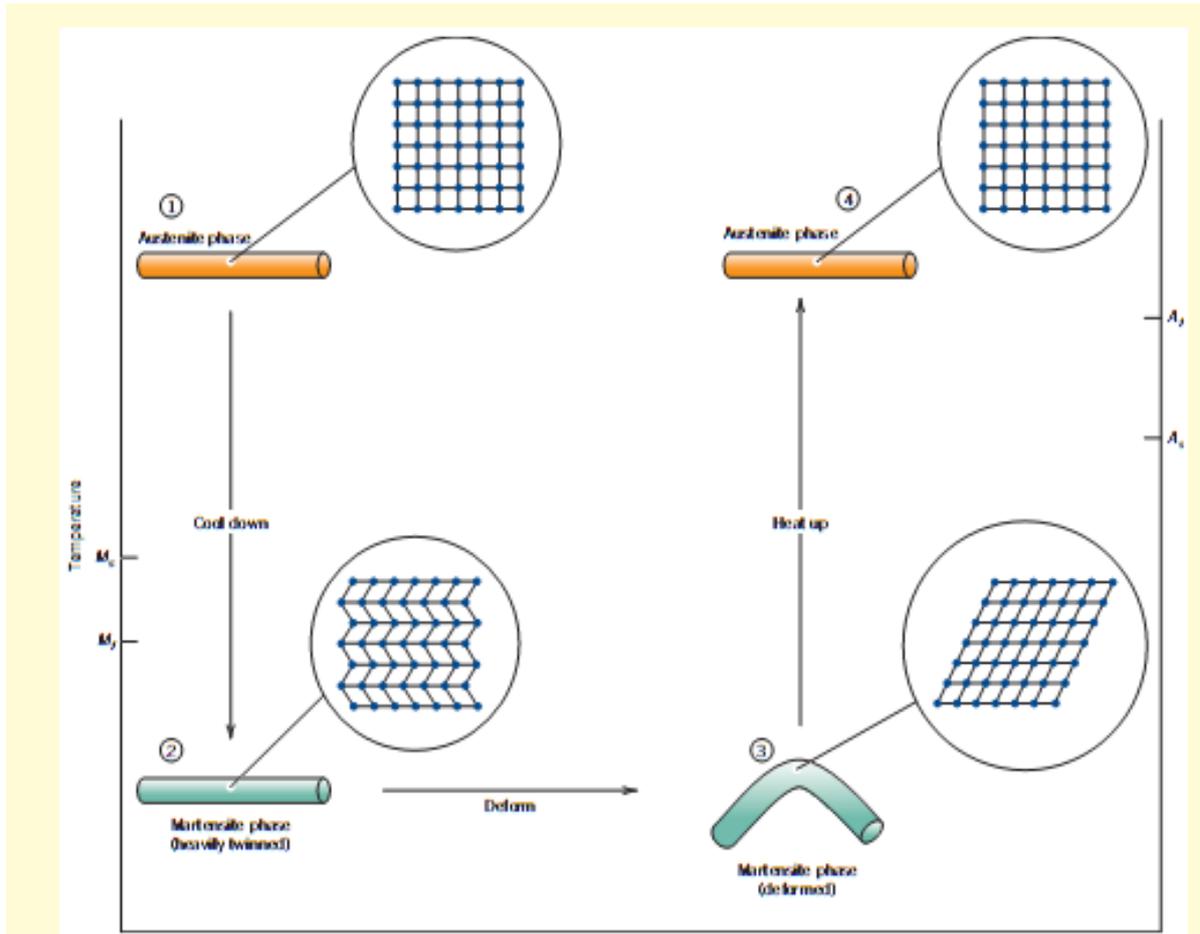


Figure I.1 diagramme illustrant l'effet de mémoire de forme. Les encarts sont les représentations schématiques de la structure en cristal aux quatre étapes et dénotent les températures auxquelles la transformation martensitique début et de fin .

De même pour la transformation d'austénite, et représenté les températures de transformation de début et de fin [1].

## I.2 les alliages à base cuivreuse

Le principal avantage des alliages à base cuivreuse et le facteur économique.

La relation coût/bénéfice rend ces alliages très compétitifs pour des applications industrielles de l'effet mémoire de forme. Les alliages à mémoire de forme (A.M.F) à base cuivreuse sont pour la plupart des dérivés des systèmes suivants à savoir le Cu-Zn, Cu- Al et Cu-Sn (figure I.2).

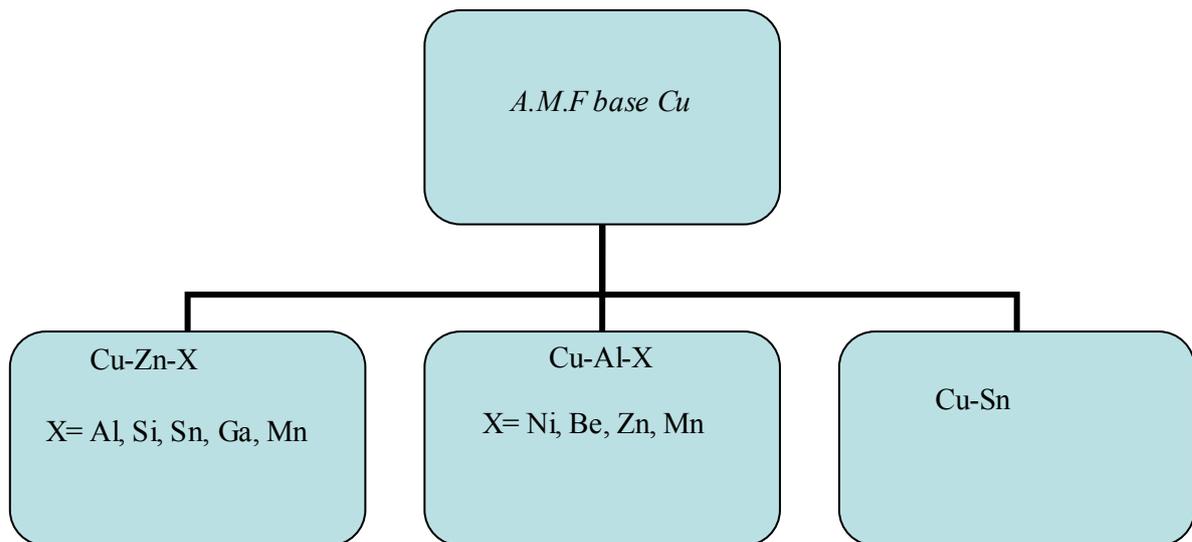


Figure I.2 : Classification de la famille des alliages à base cuivreuse [2].

Indiquons, par ailleurs que le système Cu-Sn est le moins utilisé du fait de sa faible résistance aux vieillissements à températures modérées, et le caractère moins thermo élastique de sa transformation.

### I.2.1 Le binaire Cu-Al

La dernière version du diagramme binaire Cu- Al, figure I.3, donnée dans sa partie riche en cuivre présente un domaine de stabilité en forme de "V" comportant la structure monophasée  $\beta$ . La forme du domaine aura pour conséquence une restriction des compositions pour lesquelles les alliages ont cette structure monophasée à température élevée.

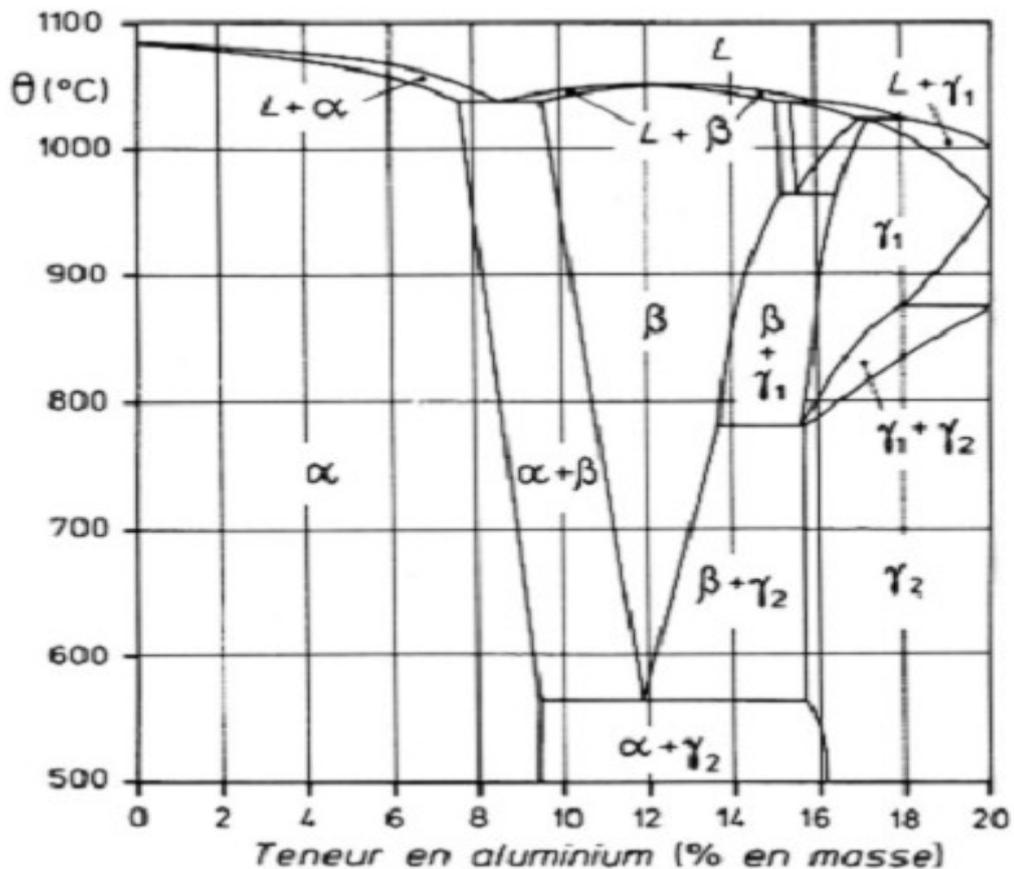


Figure I.3: Diagramme d'équilibre cuivre-aluminiums [3].

## I.2.2 Les phases d'équilibres

Les alliages AMF à base Cu-Al se trouvent dans un domaine assez restreint en composition. En pratique, la teneur en Al dans l'alliage est comprise entre 11 et 14 % en masse. D'après le diagramme d'équilibre (figure I.4), quatre phases d'équilibre sont susceptibles de se former dans ce domaine :  $\beta$ ,  $\alpha$ ,  $\gamma_2$ ,  $\alpha_2$  que nous allons décrire d'une manière générale.

La phase  $\beta$  : considérée comme phase mère car elle dissout tous les éléments d'alliage dans un domaine de composition en forme de V.

Sa structure est cubique centrée désordonnée : les atomes de cuivre et d'aluminium occupent alors aléatoirement les sites du réseau. Elle est beaucoup plus malléable que la martensite

qu'elle engendre après trempe, et elle permet les importantes déformations nécessaires à la mise en forme de l'alliage. A haute température, sa structure est du type A2. Après un refroidissement, elle subit une transition d'ordre des premiers voisins pour avoir un ordre de type B2 (cubique simple) avec pour paramètre de maille  $a = 2,91 \text{ \AA}$ . Un nouveau refroidissement, produira en principe un ordre de type DO3 ( $a = 5,82 \text{ \AA}$ ) de maille cubique à face centrée. La stœchiométrie de cette phase est soumise à plusieurs controverses. En effet cette phase dans le système binaire Cu- Al et a trouvé que la phase  $\beta$  devrait avoir une stœchiométrie de type  $\text{AlCu}_4$  et non pas  $\text{AlCu}_3$  comme utilisé communément dans la littérature[5].

La phase  $\alpha$  : Elle peut se former soit directement au refroidissement à partir de la phase liquide pour de faibles teneurs en aluminium, soit par décomposition de la phase  $\beta$ . Cette solution solide qui cristallise dans le système cubique à faces centrées, possède un paramètre de réseau variant en fonction de la composition. A température ambiante, pour des teneurs en aluminium variant de 0 à 9% en poids dans l'alliage binaire, ce paramètre varie de 3,61 à 3,66  $\text{ \AA}$ . Elle est malléable et se prête bien à la mise en forme.

La phase  $\gamma_2$  : De composition stœchiométrique  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , se caractérise par une structure cubique complexe, de paramètre cristallin égal à 8,707  $\text{ \AA}$ . Cette phase est dure et fragile. Elle confère à l'alliage des propriétés mécaniques peu intéressantes. Sa précipitation a pour origine l'instabilité thermique de la phase  $\beta$  aux températures supérieures à 220  $^\circ\text{C}$  [5].

La phase  $\alpha_2$ : A la température de 363 $^\circ\text{C}$ , une transformation péritectique à lieu entre les phases  $\alpha$  et  $\gamma_2$  pour former la phase  $\alpha_2$ . Le diagramme d'équilibre ainsi défini n'est valable que pour des vitesses de refroidissement très lentes. Si la transformation eutectique nécessite une vitesse de refroidissement inférieure à 2 $^\circ\text{C}/\text{min}$ , la transformation péritectique (10,8-11,8% en poids d'aluminium) n'est observable qu'après des recuits de plusieurs mois. La structure de cette phase est cubique à face centrée ordonnée avec un paramètre de maille de 3,678  $\text{ \AA}$  [5].

### I.2.3 Les phases hors équilibre

Si le refroidissement est suffisamment rapide, les transformations prévues par le diagramme d'équilibre ne sont plus observées. La phase mère  $\beta$  désordonnée passe à un état ordonné dénommée  $\beta_1$ , à une température inférieure à la température du palier eutectoïde avant de se transformer en martensite.

La trempe de la phase mère  $\beta$  conduit selon la teneur en aluminium à différents types de martensites (figure I.4). Pour une teneur inférieure à 10% en poids d'aluminium, nous aurons la formation de la martensite de type  $\beta'$ , issue directement de la phase  $\beta$ . Elle correspond à un empilement de plans de type compact suivant la séquence : ABC BCA CAB ;

A, B et C désignant les trois positions possibles des plans compacts ; d'où l'appellation de 9R.

Pour des teneurs comprises entre 10 et 11,6% en poids d'aluminium nous aurons la présence de  $\beta' + \beta_1'$  issue de  $\beta$  désordonnée et  $\beta_1$  ordonnée. La martensite  $\beta_1'$  est identique à  $\beta'$  du point de vue géométrique concernant la position des atomes, elle n'en diffère que par leur nature. La mise en ordre de la phase mère  $\beta \rightarrow \beta_1$  est héritée dans la martensite. Il ressort alors que l'on doit distinguer six types de plans compacts AA' BB' CC'. La séquence devient AB'C B'CA CA'B A'BC' BC'A C'AB'; la description la plus courante du réseau correspondant se fait par une symétrie orthorhombique 18R.

De 11,6 à 12,5% en poids d'aluminium nous aurons  $\beta_1'$  issue de  $\beta_1$ . La présence du mélange de martensite ( $\beta_1' + \gamma_1'$ ) est obtenue pour les teneurs comprises entre 12,5% à 13,2% en poids d'aluminium. La martensite  $\gamma_1'$  est caractérisée par un comportement moins thermo élastique (plus forte hystérésis, apparition de saccades). Sa structure dite 2H est un empilement de type AB AB hexagonal compact [5].

Notons par ailleurs, qu'il existe des martensites induites sous contraintes. Ainsi,  $\gamma_1'$  est susceptible d'évoluer si on lui applique une contrainte. Elle se transformera alors en martensite  $\beta_1'$ .

Pour des teneurs comprises entre 13,2 et 14 % en poids d'aluminium, nous aurons la martensite  $\gamma_1'$ .

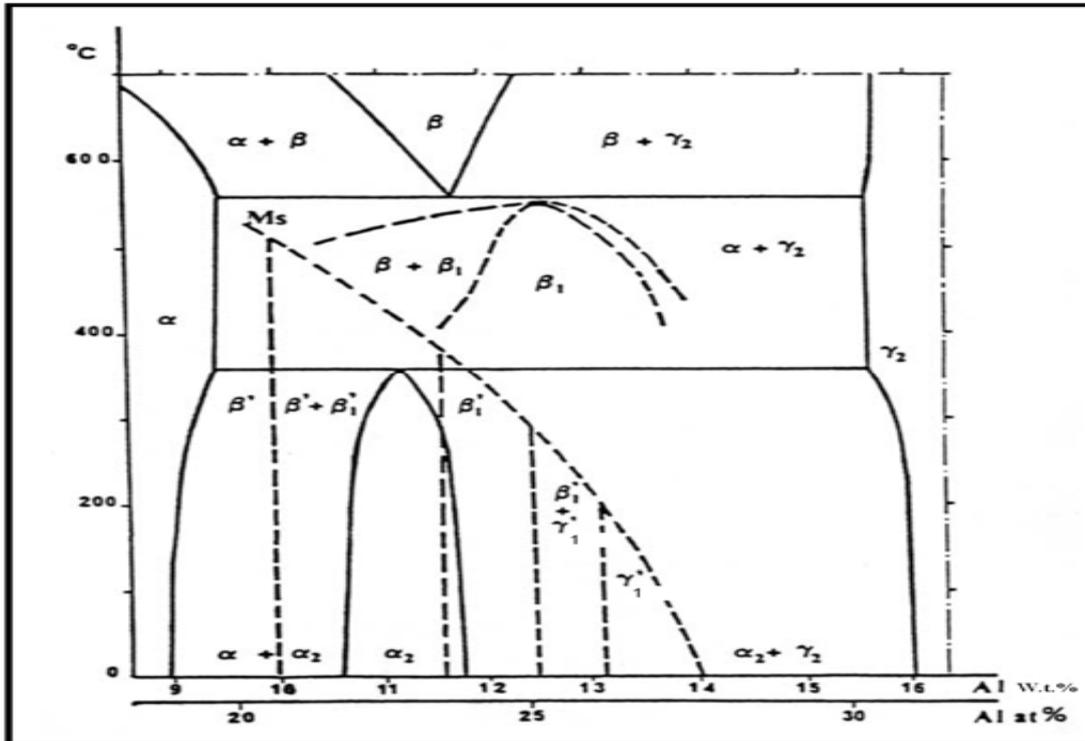


Figure I.4 : Diagramme métastable (- - -) superposé au diagramme stable (-) du système binaire Cu-Al, partie riche en cuivre [4].

### I.3 Effet de l'addition d'un troisième élément

L'addition d'un troisième élément dans le système binaire aura pour effet la modification de la phase  $\beta$  ordonnée. L'ordre  $DO_3$  parfait ne peut exister en toute rigueur pour la stœchiométrie de cette phase.

Pour un excès d'Al, les positions Cu ont un faible pourcentage statistique d'occupation Al, alors que pour un excès de Cu ce sont les positions Al qui ont un faible pourcentage statistique d'occupation Cu.

L'ajout d'un troisième élément  $X = (Ni, Be)$  permettrait, en principe, un ordre  $DO_3$  pour des compositions proches de  $(Cu-X)_3 - Al$  où on ne distinguera pas les atomes Cu et X, ceci pour des pourcentage en X faibles. Dans le cas où X est plus important, on pourrait obtenir un

ordre proche de celui de Eusler dont la stœchiométrie est  $\text{Cu}_2\text{AlX}$ , donc de structure ordonnée de type  $L2_1$  [5].

Rappelons que la différence entre les deux ordres  $\text{DO}_3$  et  $L2_1$  réside essentiellement dans la nature des atomes en présence (figure I.5).

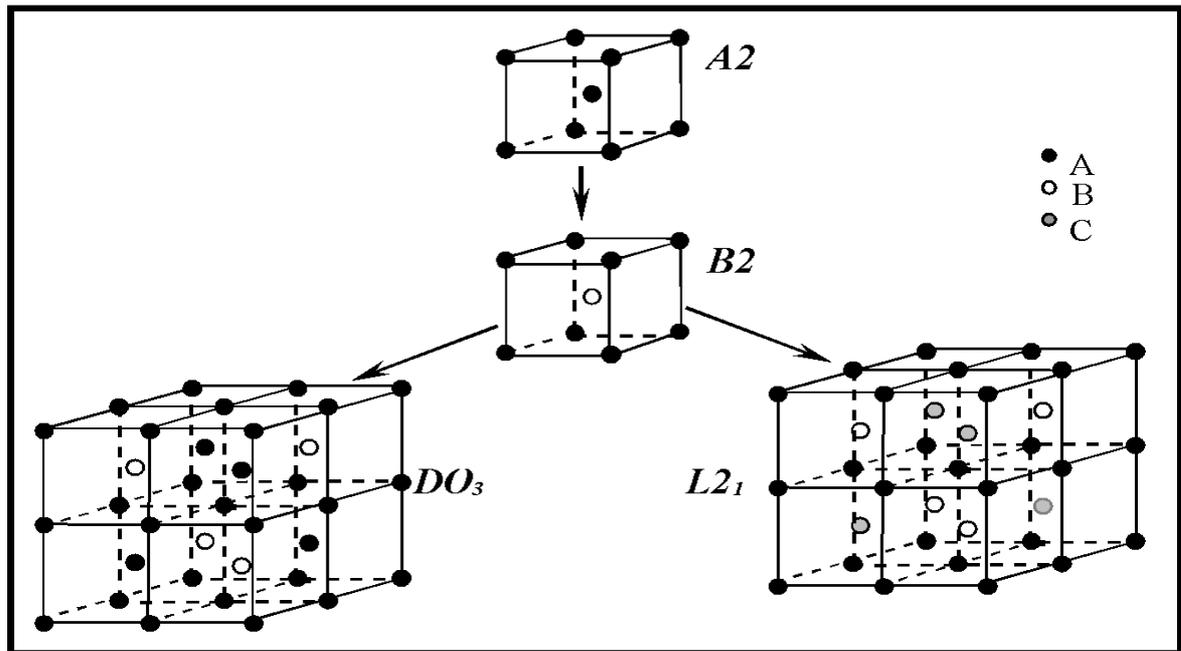


Figure I.5 : Représentation atomique des structures [5].

#### I.4 Le système Cu-Al-Ni

On peut le considérer comme un dérivé du Cu-Al dont le diagramme d'équilibre est représenté sur la figure I.3. La phase  $\beta$  stable à haute température se transforme à l'équilibre de façon eutectoïde à  $570^\circ\text{C}$  en phase  $\alpha$  malléable et phase  $\gamma_2$  très fragile.

Ce système présente un autre problème qui doit être contourné, la concentration de l'aluminium est responsable de la résistance mécanique de ces alliages.

Une faible concentration en l'aluminium induit une martensite désordonnée ( $\alpha$  et/ou  $\beta$ ). Pour des concentrations riches en aluminium, les alliages deviennent fragiles à cause de la formation de la martensite  $\gamma'$ .

L'addition de nickel (en petite quantité inférieure à 5 % en poids) modifie essentiellement la composition de l'eutectoïde en augmentant sa teneur en aluminium,

Comme il fait également, diminue la température  $M_s$  d'environ  $200^\circ\text{C}$  (courbe en pointillés sur la figure I.6).

L'addition de nickel doit être limitée à 5% pour éviter la formation de précipités très fragile de Ni-Al.

Le Cu-Al-Ni est moins sensible aux phénomènes de stabilisation et de vieillissement.

Plus difficile à mettre en œuvre, on lui ajoute souvent du manganèse pour améliorer la ductilité, et du titane pour affiner le grain.

Cet alliage présente d'excellentes propriétés dans un large domaine de températures (de  $50^\circ\text{C}$  à  $180^\circ\text{C}$ ) [6].

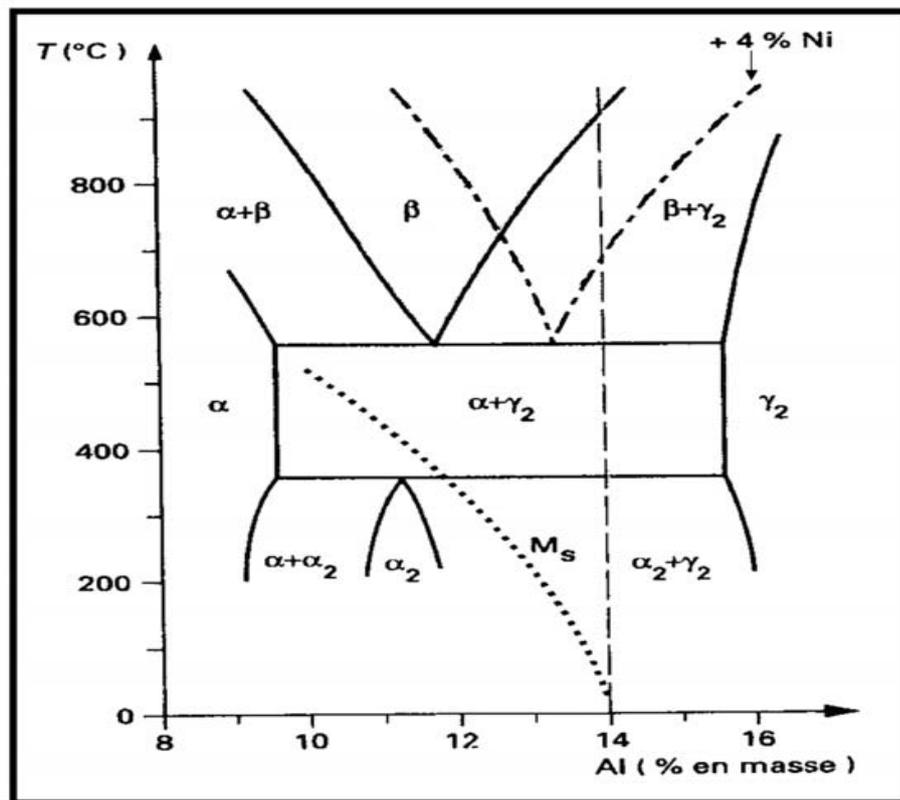


Figure I.6 : Diagramme de phase Cu-Al, avec addition de 4% en poids de Ni, (..... diagramme métastable)[4].

## **I.5 Conclusion**

Ce chapitre a pour but de présenter les alliages à mémoire de forme qui sont à base de cuivre, on commencera la présentation par les phases équilibres et hors équilibres de système binaire Cu-Al, ensuite l'effet de l'addition du troisième élément et à la fin le système Cu-Al-Ni qui présente d'excellentes propriétés telles que la mémoire de forme.

# CHAPITRE II : la transformation martensitique

## II.1 Introduction

Les microstructures découvertes à la fin du siècle XIX ont été nommées en hommage aux Pionniers de l'art métallographique, par exemple: s'orbite (Henry Clifton Sorby, premier Scientifique à utiliser un microscope sur une surface métallique –1861). La transformation Martensitique doit au métallurgiste Adolf Martens, qui a étudié les microstructures et leurs Influences sur le comportement mécanique des aciers. Le terme transformation martensitique désignait la transformation de phase qui se produit lors de la trempe des aciers à partir de la phase austénitique à haute température. L'appellation «transformation martensitique» a été généralisée pour certain nombre d'alliages qui présentent une transformation avec des caractéristiques semblables ou analogues à celle observée dans les aciers.

## II.2 Définition

La définition de la transformation martensitique le plus couramment utilisée est celle

Proposée par Cohen et al. La transformation martensitique est :

- une transformation displactive du premier ordre, pratiquement sans diffusion ayant une composante de cisaillement dominante.
- dite de premier ordre car il existe une interface appelée plan d'habitat séparant les phases martensitique et austénitique, c'est-à-dire qu'il y a coexistence de deux phases durant la transformation.
- dite displactive, c'est à dire que le phénomène de diffusion d'atomes est quasi& inexistant car elle agit par un déplacement coopératif des atomes sur des distances relativement faibles par rapport aux paramètres de maille du réseau cristallin.
- indépendante du temps et quasi et instantanée (de l'ordre de la vitesse du son).
- présente également une déformation homogène du réseau cristallographique.

Le changement micro structural est constitué principalement par un cisaillement (avec un changement de volume faible) [7].

La figure II.1 illustre la définition des points de transformation qui sont caractéristiques d'un alliage ayant subi un traitement thermique donné.

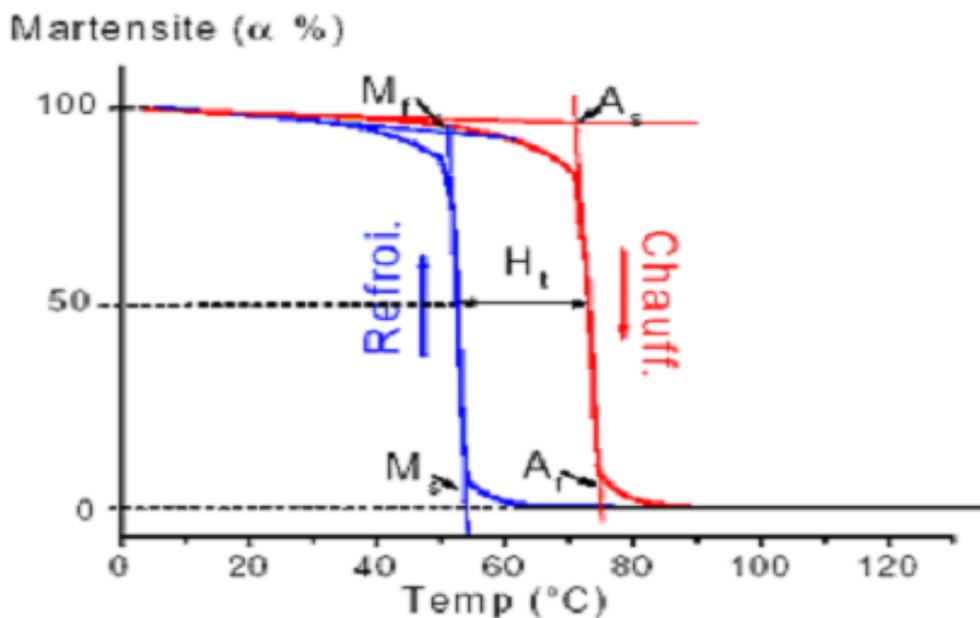


Figure II.1 : Hystérésis en température de la transformation martensitique [7].

Il y a quatre valeurs de température caractérisant cette transformation:

- Ms: température de début de transformation directe (Martensite start),
- Mf: température de fin de transformation directe (Martensite finish),
- As: température de début de transformation inverse (Austénite start),
- Af: température de fin de transformation inverse (Austénite finish).

Le mouvement d'interface austénite/martensite est gouverné par la température de transition entre la phase austénite et la phase martensitique.

En effet, une faible fluctuation de température peut conduire à l'apparition soit de martensite ou de l'austénite (fig.II.2).

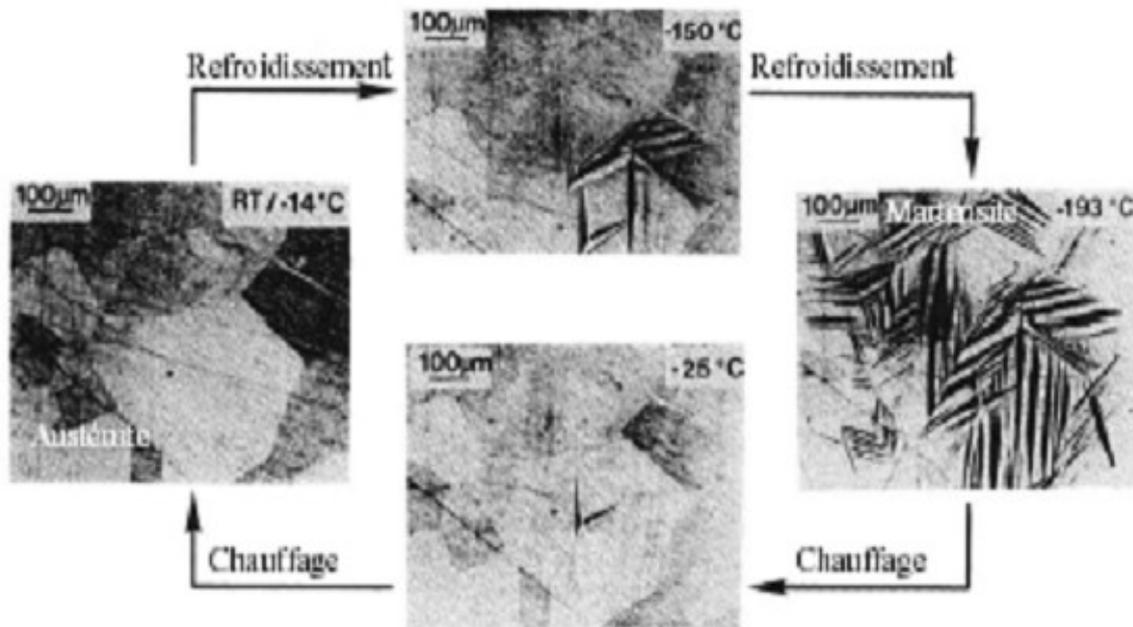


Figure II.2 : Séquence des micrographies montrant la transformation inverse et directe dans un alliage Fe<sub>2</sub>Ni<sub>2</sub>Co<sub>2</sub>Ti d'après Hornbogen et Jost [7].

### II.3 les martensites thermo élastique et non thermo élastique

La différence entre les martensites thermo élastiques et les martensites non thermo élastiques s'opère au niveau des mécanismes de croissance de la martensite.

Dans le cas de la martensite thermo élastique, la transformation se produit par une croissance continue de la phase martensitique pendant le refroidissement.

Si le refroidissement cesse, la transformation et la croissance des plaquettes s'arrête également, dès que l'on reprend le refroidissement, la croissance de la martensite reprend.

Au chauffage, la transformation inverse est obtenue par un mouvement de retour des interfaces, et la phase mère est totalement restaurée.

En revanche, dans le cas des martensites non thermo élastique, aussitôt qu'une plaquette s'est développée jusqu'à une certaine taille suite au refroidissement, elle cesse alors de croître, même si le refroidissement est poursuivi ; l'interface est devenue immobile.

On dit alors que les transformations martensitiques non thermo élastiques sont an isothermes.

Cela veut dire qu'à chaque température comprise entre  $M_s$  et  $M_f$  correspond un taux de martensite formé.

La transformation inverse ne se produit pas par mouvement de retour de l'interface, mais plutôt par germination de l'austénite au sein des plaquettes de martensite. Dans certains cas, l'hystérésis de la transformation n'a pas lieu [5].

## II.4 Classification des transformations martensitiques

Selon la composition, on peut rencontrer deux types de martensite dont le comportement thermo élastique est plus ou moins performant.

La figure II.3 présente le cycle d'hystérésis correspondant à un chauffage –refroidissement entre deux températures extrêmes  $M_f$  et  $A_f$ .

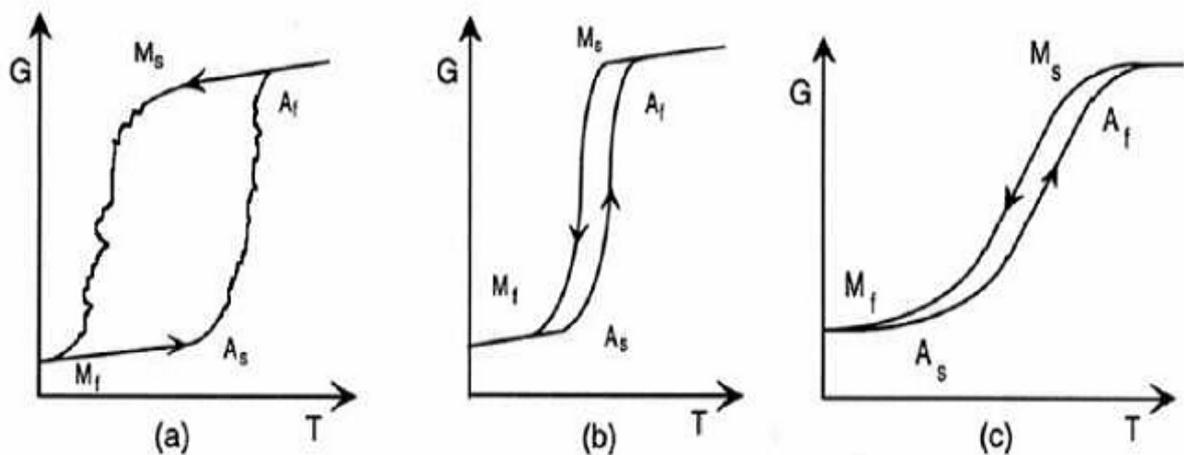


Figure II.3 : évolution du taux (G) de transformation austénite ↔ martensite au cours d'un cycle de chauffage – refroidissement pour différents types de transformations [8]:

(a) transformation par saccades (Burst).

(b) Thermo élastique type I.

(c) thermo élastique type II.

D'après les courbes d'hystérésis (figure II.3), les transformations martensitiques peuvent être partagées en trois classes :

Les transformations de type "burst" : se déroulent par saccade, présentent une hystérésis importante du fait que la nucléation est retardée par l'énergie de déformation mise en jeu.

Par conséquent, la croissance s'effectue par un processus d'avalanche (sauts) quasi instantanée. Ainsi, la martensite croît rapidement jusqu'à ce qu'elle soit arrêtée par une autre aiguille voisine ou par un joint de grain [8].

La transformation martensitique type I signifie que les deux phases, haute et basse température, sont séparées par une interface nette.

Cette interface est un plan d'habitat ou plan d'accolement. La transformation est aussi caractérisée par l'existence d'une hystérésis et d'une enthalpie de transformation, le type I à un faible étalement de sorte que les domaines de température  $[M_s - M_f]$  et  $[A_s - A_f]$  soient disjoints de sorte que  $M_f < M_s < A_s < A_f$ .

La transformation martensitique de type II est caractérisée par un étalement plus important ( $M_f < A_s < M_s < A_f$ ) [8].

## **II.5 Propriétés thermomécaniques des alliages à mémoire de forme**

### **II.5.1 Effet de mémoire simple**

Le chauffage d'échantillon en AMF déformé à basse température, permet de retrouver sa forme de haute température. C'est l'effet mémoire de forme simple sens (EMS) (figure II.4). Cet effet s'effectue en quatre étapes.

- On refroidit un échantillon AMF à une température inférieure au point  $M_f$  ; Les variantes privilégiées se développent aux dépens d'autres variantes moins privilégiées. L'auto accommodation des variantes de martensite compense les déformations dues à la transformation au refroidissement, donc l'échantillon garde sa forme haute température.
- L'échantillon est déformé à  $T < M_f$ . Sous l'effet de la contrainte, il y a déplacement des interfaces inter variantes. L'effet d'une contrainte sur l'échantillon martensitique donne lieu à un processus de réorientation des variantes de martensite. La croissance de certaines variantes favorables à la déformation dans le sens de la contrainte s'effectue au détriment des autres variantes.
- Le retrait de la contrainte laisse une déformation apparemment permanente.
- Quand on chauffe de nouveau l'échantillon, la martensite orientée se retransforme en austénite à une température  $T > A_f$ . il retrouve alors sa forme haute température.

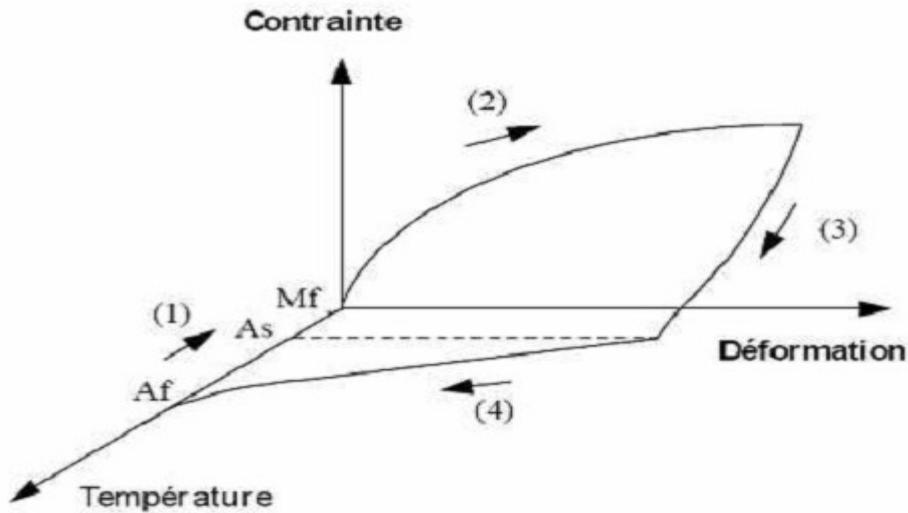


Figure II.4 Effet mémoire de forme simple sens. Schéma de la température et de la contrainte en fonction de la déformation de l'échantillon [9].

## II.5.2 Effet de mémoire double

L'effet de mémoire double sens correspond à l'aptitude pour le matériau de posséder deux formes stables, une forme haute température (dans l'état austénitique) et une forme basse température (dans l'état martensitique).

Le passage de l'état haute température à l'état basse température (et inversement) entraîne un changement de forme qui est réversible.

Il existe deux types de mémoire double :

- Effet mémoire double sens assisté :

A  $T > A_f$ , on applique une contrainte constante qui produit une déformation purement élastique.

Au refroidissement, il apparaît des variantes orientées par la contrainte appliquée. Ces variantes provoquent une déformation importante (jusqu'à quelques %) dans le même sens que la contrainte.

Au réchauffage, en phase austénitique, cette déformation disparaît.

Au refroidissement, la martensite apparaît à la température  $M_s$  croissante avec la contrainte. Ce comportement est appelé effet mémoire double sens assisté ou super thermo élasticité (Figure II.5) [10].

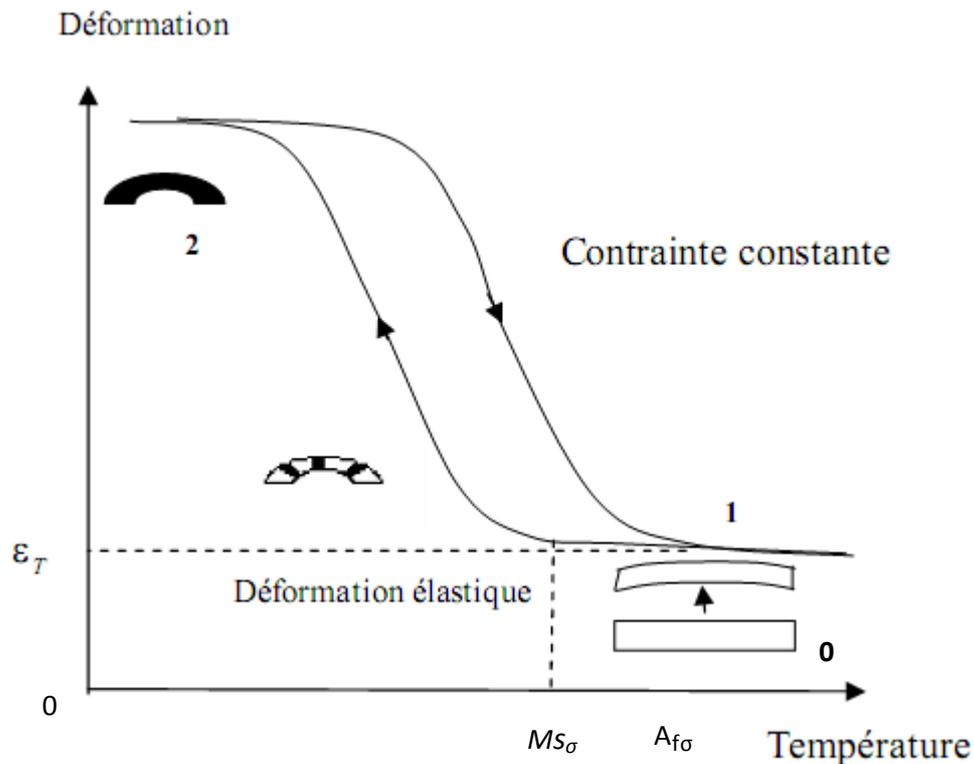


Figure II.5. Illustration de l'effet mémoire double sens assisté des AMF (super thermo élasticité).

➤ Effet mémoire double sens non assisté :

L'effet mémoire double sens non assisté (Figure II.6) n'est observé que lorsque le matériau a subi un traitement appelé éducation, qui consiste en la répétition d'un certain nombre de cycles thermomécaniques.

Ce traitement crée dans le matériau une structure orientée associée aux variantes qui ont été activées.

Cela a pour conséquence de faire apparaître un champ de contraintes internes qui orientera les variantes de martensite lors d'un refroidissement sans contrainte.

On aura donc le passage réversible d'une forme haute température à une forme basse température par simple cyclage thermique en l'absence de toute contrainte appliquée [10].

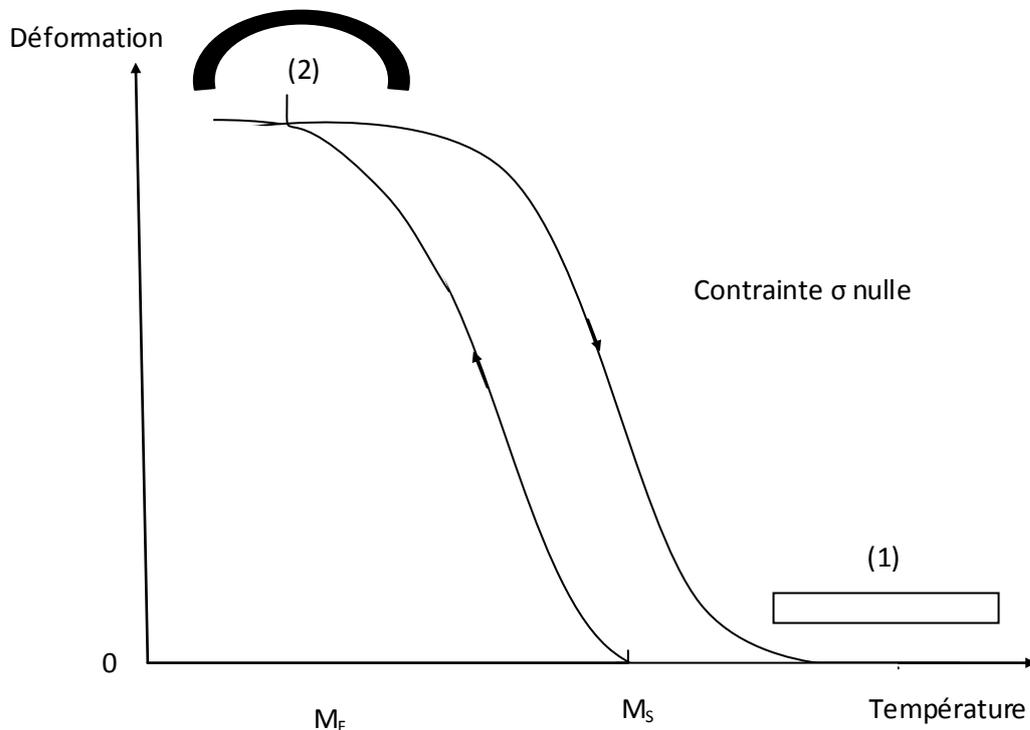


Figure II.6. Illustration de l'effet mémoire double sens non assisté des AMF.

### II.5.3 Effet super élastique

Suivant la température initiale du matériau, on distingue deux types de super élasticité :

- Super élasticité par transformation :

Dans un certain domaine de température où le matériau est austénitique ( $T > A_f$ ), la transformation martensitique va être induite par l'application d'une contrainte provoquant une déformation.

La courbe des propriétés mécaniques présente un allongement élastique normal jusqu'à une valeur critique de la contrainte.

A partir de cette contrainte, des plaquettes de martensite commencent à se former et la déformation continue comme s'il s'agissait d'un allongement plastique.

Quand la contrainte est relâchée, la martensite formée disparaît et l'alliage revient à sa forme austénitique en reprenant sa dimension première (Figure II.7).

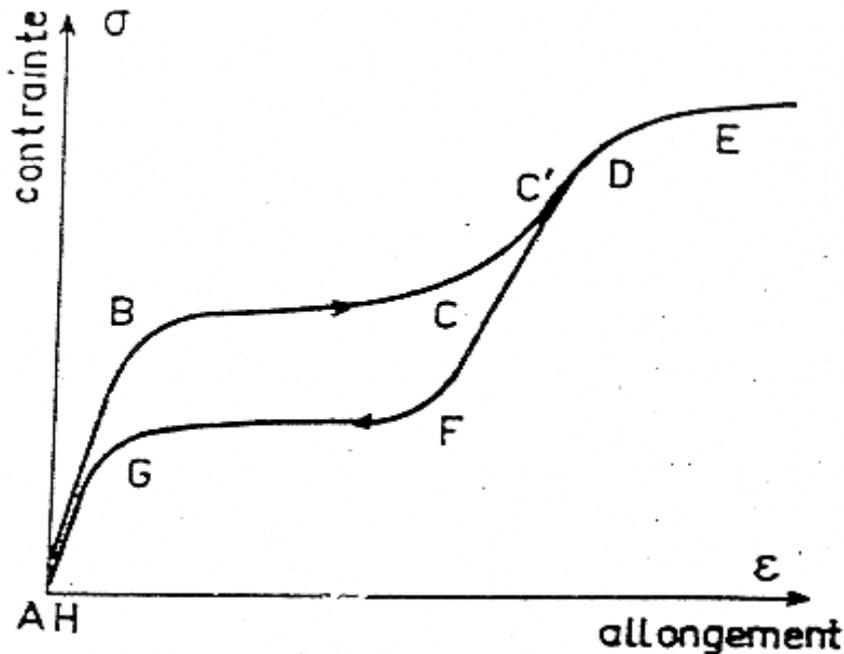


Figure II.7. Illustration de l'effet super élastique des AMF (super élasticité par transformation) [10].

L'effet est moins important dans un polycristal que dans un monocristal.

Ceci est dû aux problèmes d'accommodation aux joints de grain de la phase austénitique.

➤ Super élasticité par réorientation :

L'échantillon est initialement dans la phase martensitique et sa courbe de déformation est analogue à celle de la Figure II.7. La déformation est essentiellement assurée cette fois-ci par un mouvement des interfaces inter variantes et par la croissance des variantes les plus favorablement orientées au détriment des autres.

Ce mouvement microstructural peut conduire à la formation d'un monocristal de martensite.

Les deux processus de déformation (transformation et réorientation) peuvent se combiner et on obtient la courbe de déformation de la Figure II.8.

La formation de la martensite commence au point A et continue jusqu'au point B.

La section BC représente la déformation élastique de la phase martensitique. La déformation entre C et D est provoquée par le processus de la réorientation de la phase martensitique.

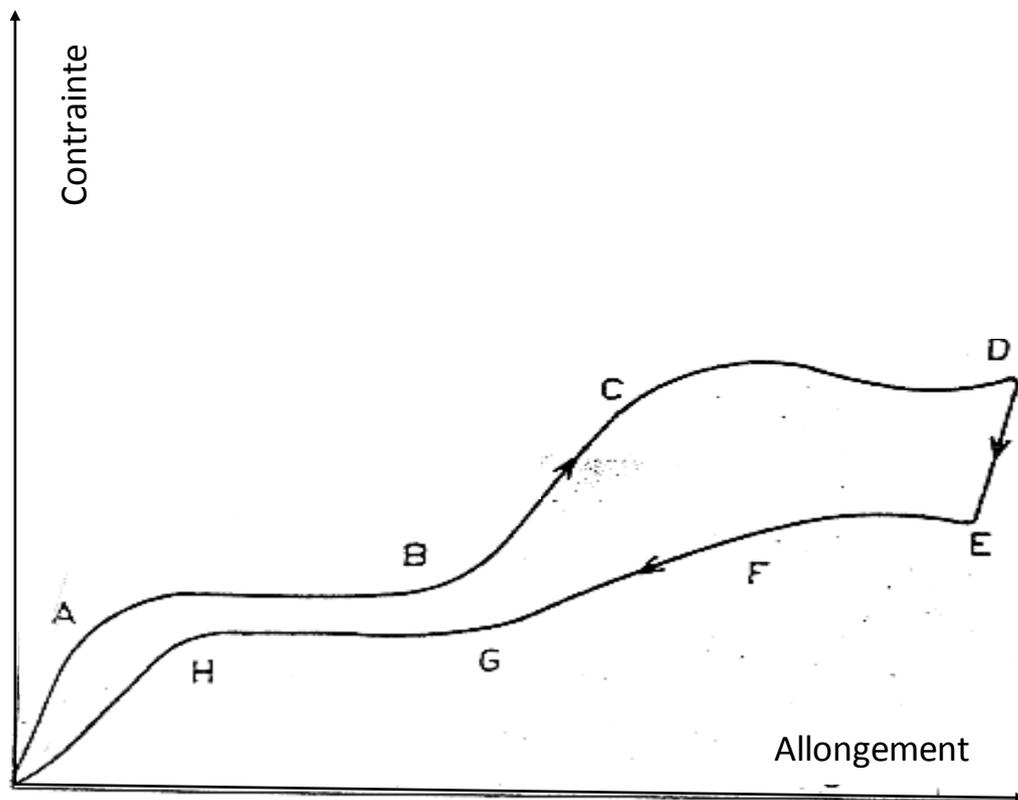


Figure II. 8. Illustration de l'effet super élastique des AMF (super élasticité par transformation et réorientation) [10].

#### II.5.4 Effet caoutchoutique

A  $T < M_f$ , la déformation de la martensite due à la réorientation des variantes est partiellement réversible : passage de l'état 2 à l'état 3 (Figure II.9).

A partir de l'état pré-déformé ainsi obtenu (état 3), l'effet caoutchoutique correspond au passage réversible entre les états 3 et 2 ou 3 et 4.

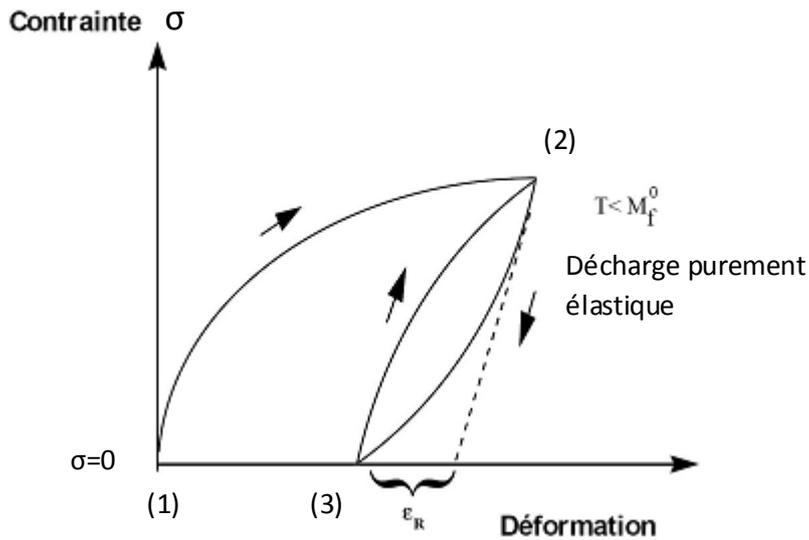


Figure II.9. Illustration de l'effet caoutchoutique des AMF [10].

### II.5.5 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 II.10).

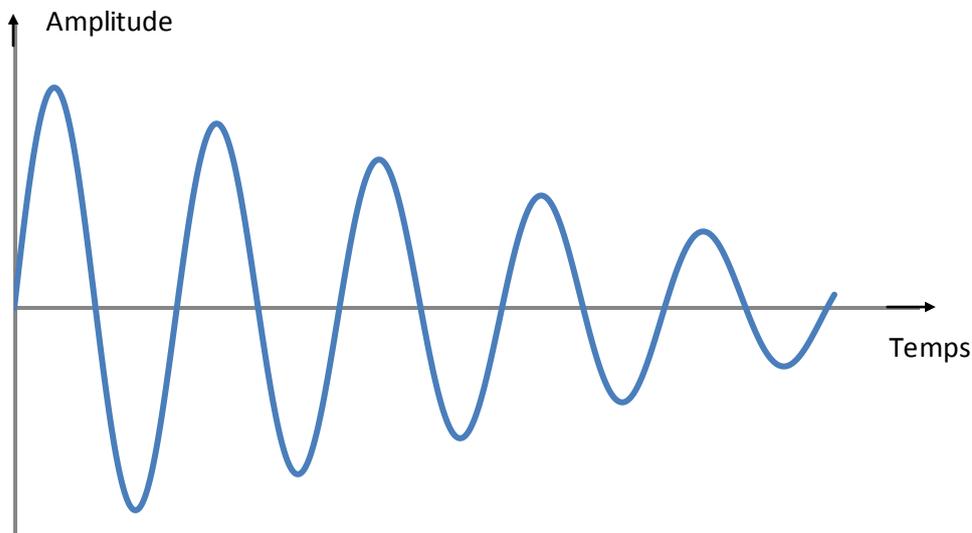


Figure II.10. Diminution de l'amplitude d'une oscillation mécanique due au frottement interne dans un solide [7].

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 II11).

Le frottement interne  $Q^{-1}$  est donné par :

$$Q^{-1} = \frac{1}{2\pi} \frac{\Delta W}{W}$$

Où  $\Delta W$  présente la perte d'énergie par cycle,  $W$  l'énergie mécanique du système.

Le frottement intérieur dépend de la température, la fréquence du niveau de déformation, de la nature du matériau et de son état interne.

On distingue généralement trois domaines d'amortissement dans les AMF dans lesquels le frottement interne prend des valeurs très différentes (figure II.11).

Pour des températures largement supérieures à  $M_s$  et des sollicitations mécaniques faibles, le matériau reste à l'état austénitique pendant toute la durée du cycle. Le frottement interne qui a pour origine le mouvement réversible des dislocations et défauts ponctuels reste faible et comparable à celle des matériaux dans leur d'anélasticité ( $Q^{-1} = 10^{-4}$ ).

Pour les températures inférieures à  $M_f$  (état martensitique), la capacité d'amortissement est nettement plus importante, liée à la grande quantité d'interfaces présentes en phase basse température ( $Q^{-1} = 5 \cdot 10^{-3}$ ).

L'amortissement maximal ( $Q^{-1} = 10^{-2}$ ) est obtenu pour les températures proches de la température de transformation, il est alors associé à la formation et au déplacement des interfaces austénite / martensite [6].

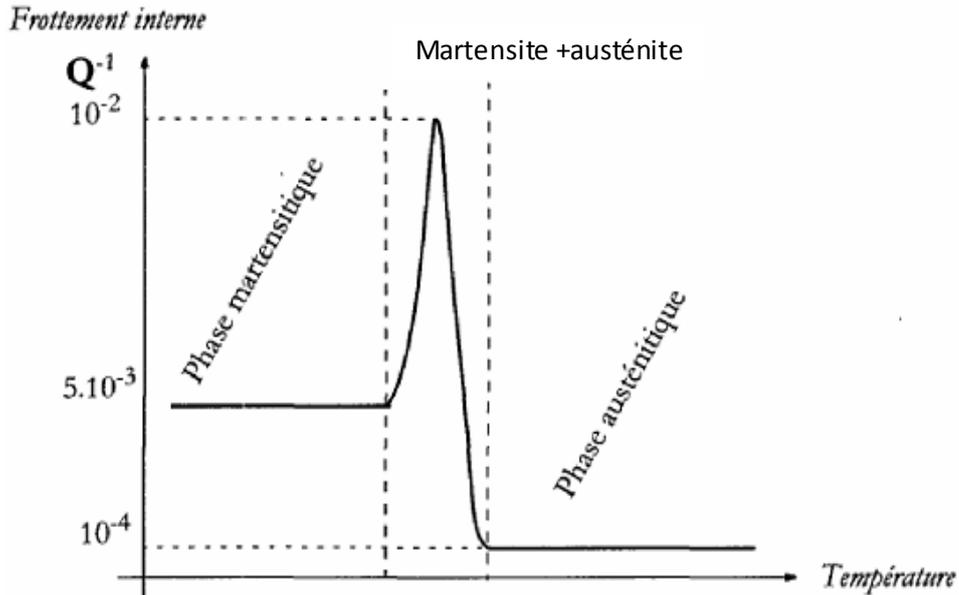


Figure II.11. Frottement intérieur d'un AMF en fonction de la température [11].

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 [10].

## II.6 Conclusion

Dans ce chapitre on a défini la transformation martensitique et présenté ses Propriétés générale, les notions de base de cette transformation ont été par la suite rappelées.

Les différentes propriétés des alliages à mémoire de forme à savoir l'effet mémoire de forme simple sens, l'effet mémoire double sens, l'effet super élastique, l'effet caoutchoutique et l'effet amortissant.

# Chapitre III : mode d'éducation et l'origine de l'effet mémoire doubles sens.

## III.1 Les différentes modes d'éducation

### III.1.1 Cyclage en effet mémoire simple

Ce traitement d'éducation consiste à répéter un certain nombre de cycles en effet mémoire simple :

-Déformation au-dessous de  $M_f$  (cyclage mécanique).

-retour à la forme initiale par chauffage au -dessus de  $A_f$  (cyclage thermique [12]).

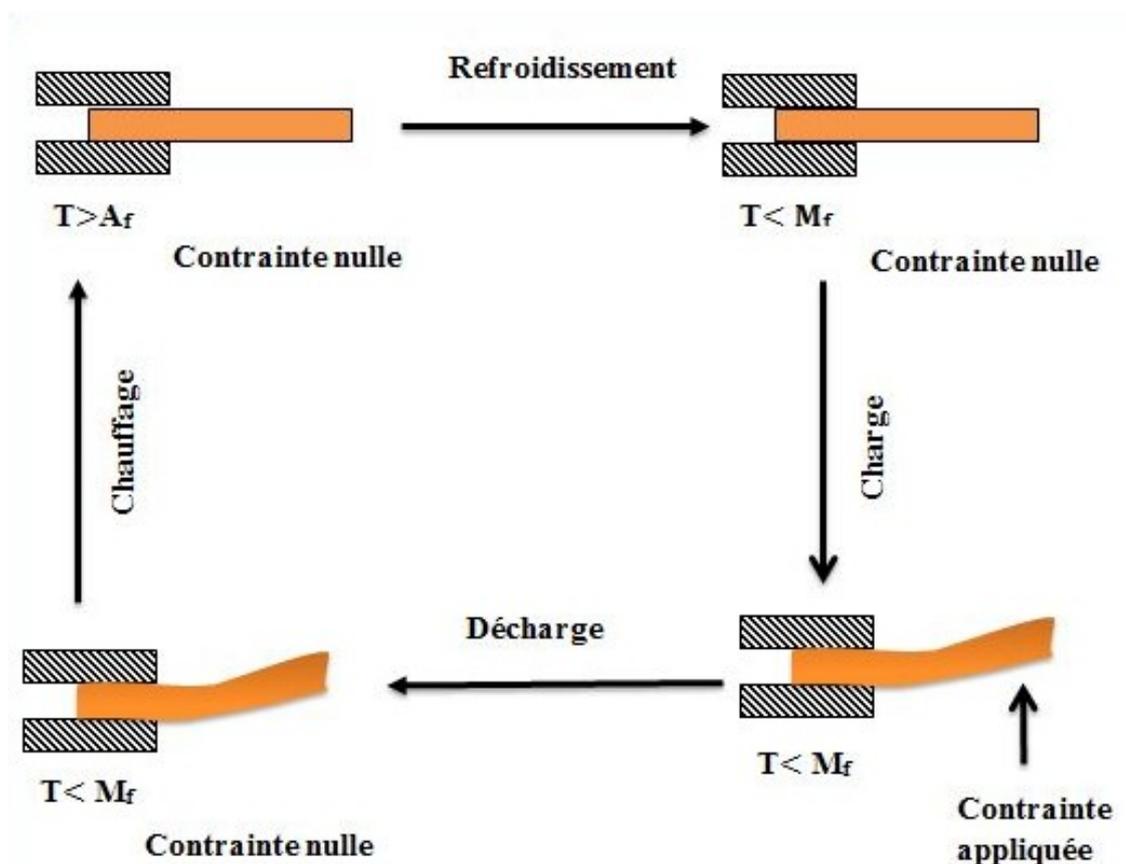


Figure III.1 : cycle d'éducation en effet mémoire simple [12].

### III.1.2 Cyclage en effet superélastique

Il s'agit de répéter un simple cycle mécanique (charge –décharge) à une température comprise entre  $A_f$  et  $M_d$ .

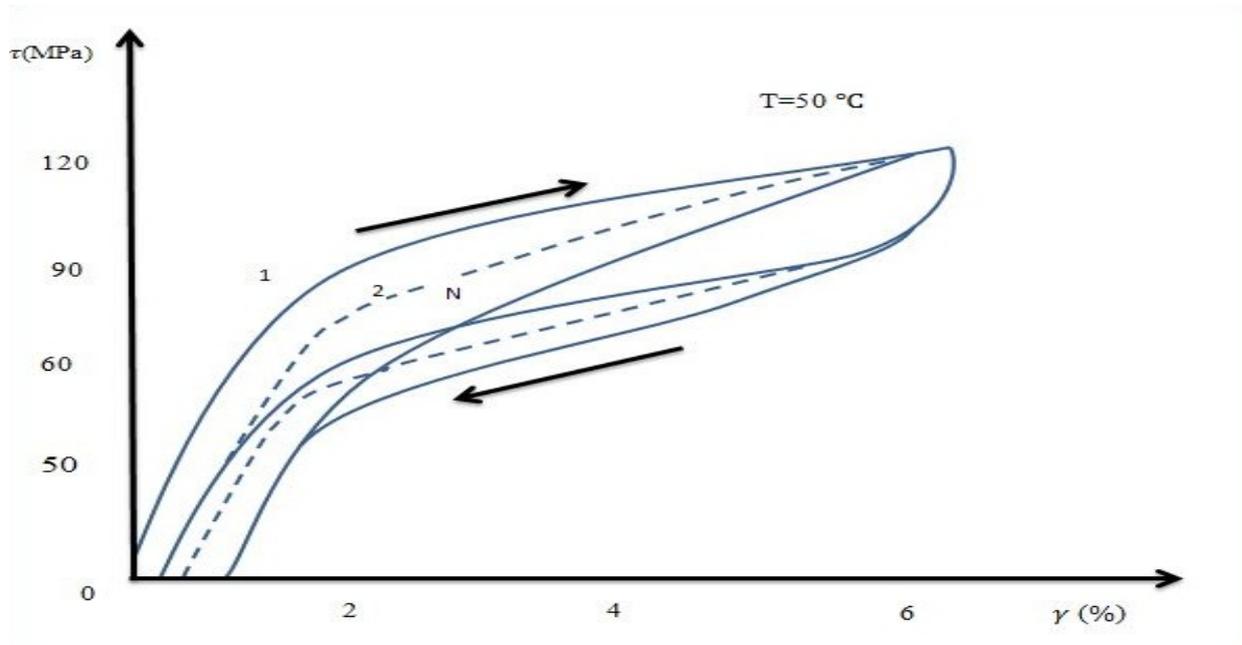


Figure III.2 : cycle d'éducation en effet super élastique conduisant à l'effet mémoire double sens (Cu-Zn-Al) en torsion  $M_s = 24\text{ °C}$  [13].

### III.1.3 Cyclage thermique sous contrainte constante

C'est simple cyclage thermique entre  $T < M_f$  et  $T > A_f$ . Avec une application d'une contrainte constante. L'évolution de ces cyclages est montrée dans la figure III.3, où on observe une évolution rapide lors des premiers cyclages puis une stabilisation au bout de 5-10 cyclages.

Pour  $N > 10$  : les cyclages sont pratiquement fermés et change très peu.  $\tau$  et  $\gamma$  sont respectivement la contrainte et la déformation au niveau de la fibre externe de l'échantillon.  $\gamma_e$  est la déformation élastique en phase bêta induite par la contrainte constante.  $\gamma_p$  est la déformation permanente produite par l'éducation.

Après ce traitement d'éducation, on observe un cycle d'effet mémoire double sens dont la figure III.4 constitue un exemple.  $\gamma_p$  est la déformation permanente en austénite provoquée par le traitement d'éducation et  $\gamma_r$  est l'effet mémoire double sens [12].

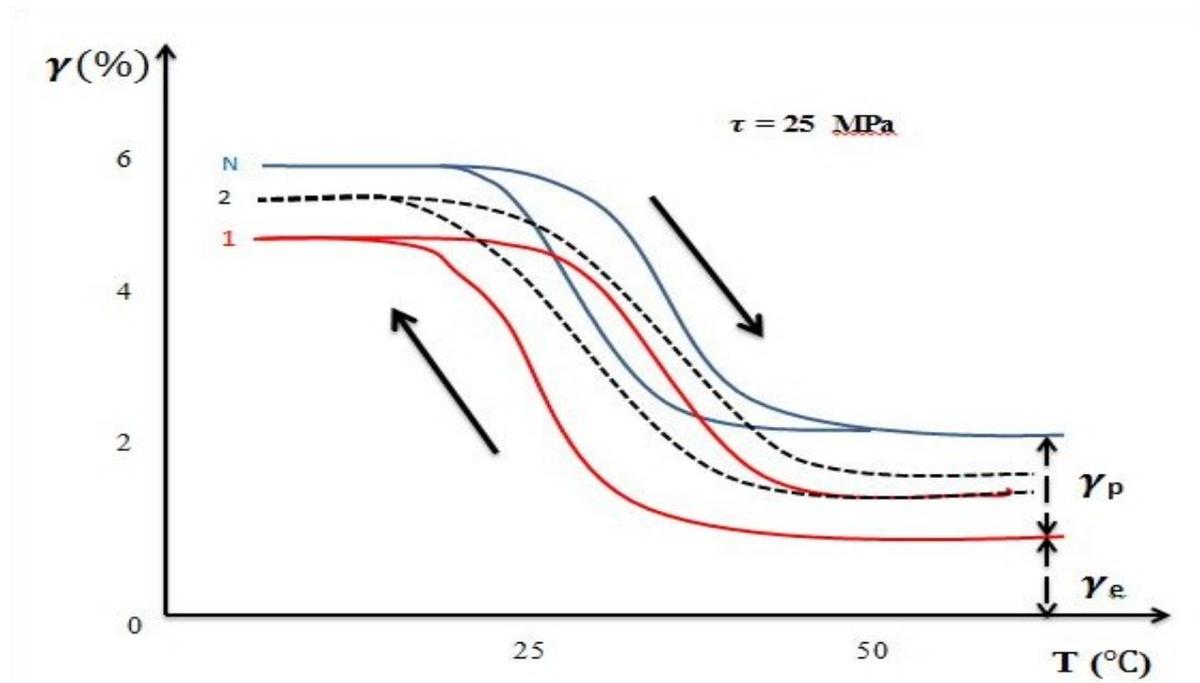


Figure III.3 : cycle d'éducation déformation –température pour un échantillon de Cu-Zn-Al soumis à une contrainte de torsions constante [14].

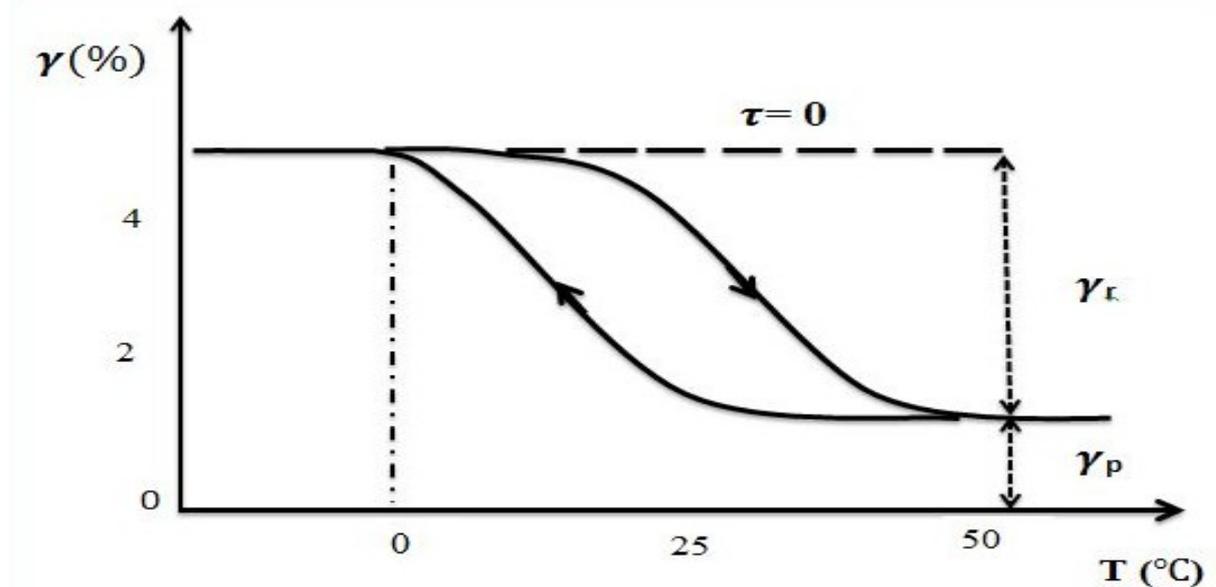


Figure III.4 : cycle déformation –température sans aucune contrainte après éducation sous contrainte constante [14].

### III.1.4 Cyclage thermique sous déformation imposée

On soumet l'échantillon dans l'état austénite à une déformation élastique telle la contrainte correspondante soit insuffisante pour créer de la martensite. Au refroidissement, la contrainte provoque l'apparition des variantes favorisées. Ce qui relaxe la contrainte elle-même, puisque la déformation imposée reste constante. En phase martensitique la déformation observée de l'échantillon est supérieure à la déformation imposée en phase mère. Ce phénomène s'explique par le fait que les variantes favorisées une fois induites, continuent à croître même en l'absence de contrainte lorsque la température décroît (fig. III.5). Un tel cycle répété, conduit aussi à l'effet mémoire double sens [12].

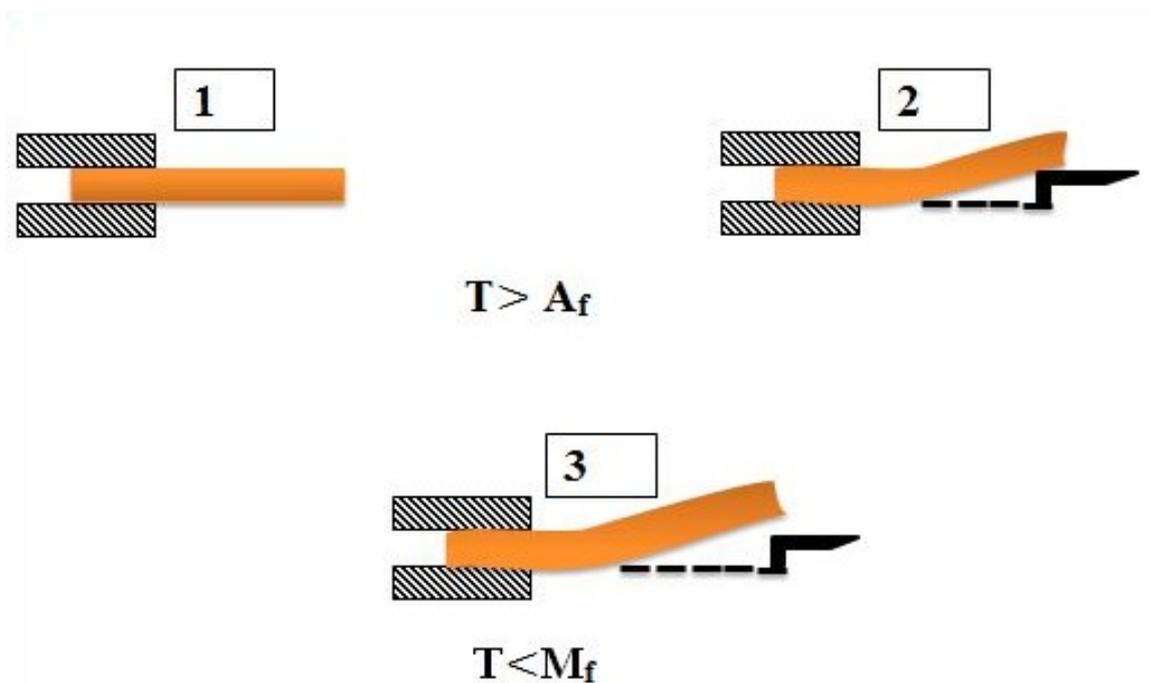


Figure III.5 : procédé d'éducation avec déformation composée

1) Déformation nulle, 2) une déformation purement élastique est imposée à  $T > A_f$  (contrainte purement élastique) et 3) déformation obtenue au refroidissement ( $T < M_f$ ). Au chauffage l'échantillon reprend sa forme et se retrouve à nouveau en position 2 [14].

## III.2 l'origine de l'effet mémoire double sens

L'origine de l'effet mémoire reste encore controversée .en effet, plusieurs causes peuvent être responsables de ce phénomène. La nucléation et la croissance de certaines variantes privilégiées de martensite peut être engendré par la présence d'une certaines dissymétrie dans l'austénite, L'origine de cette dissymétrie peut être :

- la martensite résiduelle : l'éducation pourrait être à l'origine de « débris » de variantes particulières de la martensite subsistant au-dessus de  $A_f$ . Ces « débris » au refroidissement croitraient pour ne donner préférentiellement que des variantes particulières.
- des défauts de structures orientés : la transformation martensitique engendrerait des défauts de structure orientés tels que des dislocations. Ces défauts provoqueraient des contrainte internes ayant une action sur la nucléation et/ ou la croissance de variantes particulières de martensite.

La première hypothèse est plausible car on a constaté que dans les échantillons éduqués, les points  $A_f$  et  $M_s$  évoluent vers des températures plus élevées lors du cyclage. Ceci est confirmé par des observations en microscope électronique qui révèlent la présence de « débris » de martensite une dizaine de degrés au-dessus de  $A_f$  initiale, cependant l'effet double sens se conserve même par chauffage bien au-delà de  $50\text{ }^\circ\text{C}$  au –dessus de  $A_f$  initiale et dans ces conditions on n'observe plus aucune présence de martensite [15].

La deuxième hypothèse est la plus probable et recueille de nombreuses confirmations expérimentales [16], [17]. Le cas de l'éducation d'un monocristal de Cu-Zn-Al a été étudié en détail par Rois-Jara [15].

Ce monocristal éduqué en traction par superplasticité au-dessus de  $A_f$  (induction d'un monocristal de martensite) présente après le traitement et refroidissement en l'absence de contraintes plusieurs zones.

L'ensemble de l'échantillon en l'austénite possède uniquement un type de dislocation de vecteur de Burgers  $b = \pm [0\ 0\ 1]$  et le vecteur ligne.

$U = [111]$  ou  $[\bar{1}\bar{1}1]$  alors qu'il existe de nombreuses autres combinaisons de même type  $b = \langle 0\ 0\ 1 \rangle$  et  $U = \langle 1\ 1\ 1 \rangle$ . D'autre part, la région monovariante en martensite possède

une densité de ces dislocations beaucoup plus grande que les régions bivariantes. Ainsi la production d'une variante unique est associée de façon étroite à la présence d'une forte densité de dislocation d'un caractère orienté particulier.

Plusieurs possibilités sont envisageables quant au mécanisme d'intervention conduisant à l'effet mémoire double sens, c'est-à-dire à la naissance et à la croissance privilégiée d'une ou plusieurs variantes.

- influence du champ de contrainte des dislocations sur la nucléation d'une variante particulière de martensite .il a été en effet établi, qu'un champ de contrainte peut modifier de façon importante les propriétés élastiques de l'austénite en particulier dans le cas du Cu-Zn-Al la constante élastique  $C=1/2(C_{11}- C_{12})$  peut localement s'annuler dans une direction précise ce qui constitue une instabilité mécanique conduisant à la nucléation d'une variante particulière de martensite.
- influence du champ de contrainte des dislocations sur la croissance d'une variante particulière de martensite : pour croître dans l'austénite, une variante unique de martensite doit lutter contre l'accumulation d'énergies élastique produite par sa propre déformation de transformation, la présence de contraintes internes orientées pourra relaxer ce phénomène et donc favoriser la croissance d'une variante donnée. Ceci correspond à ce que nous avons vu plus haut concernant l'application d'une contrainte externe. .ici la contrainte est remplacée par des contraintes internes [12].

### **III.3 Intérêt de l'effet mémoire double sens**

L'effet mémoire double sens est un phénomène très intéressant que ce soit du point de vue des applications que du point de vue fondamental .les applications sont nombreuses et varie comme on peut l'imaginer. Citons par exemple le cas des douilles électriques femelles qui s'ouvrent spontanément (à basse température -80 C par exemple) pour permettre l'insertion à force nulle des contacts mâles pour les connecteurs à grand nombre de points [12].

### **III.4 Utilisation technologiques et pratiques des AMF**

Les applications des AMF n'ont cessé de se développer ces dernières années. Traditionnellement, on distingue les applications du domaine biomédical car les volumes de production d'AMF pour le domaine médicale ont longtemps été supérieurs à ceux destiné aux autres applications. Actuellement, on constate un rééquilibrage entre les deux avec l'émergence de l'utilisation des AMF pour des usages courants (véhicules automobiles, électroménager, robinets thermostatiques, etc....).

Les activités de recherche et de développement se poursuivent actuellement. Nous allons passer en revue quelques applications typiques, médicales ou non, en les classant par propriétés utilisées [18].

#### **III.4.1 Domaine médicale**

Les succès commerciaux des AMF trouvent principalement son origine dans le domaine médicale et bio-ingénierie. La propriété de super-élastique dans ce cas est largement mise à profit. Parmi les principales applications médicales, on peut citer [19]:

##### **III.4.1.1 Arche pour appareil dentaire**

C'est une des premières applications les plus réussies des AMF. Un fil en TiNi soumis à une déformation exerce une force faible et quasi constante sur les dents mal alignées. Environ dix millions de ces fils produits annuellement. Le comportement super-élastique des fils de nickel-titane permet de supporter de fortes variations de déformation tout en conservant au niveau de contrainte presque constant. Les réglages sont beaucoup moins fréquents que pour les fils dentaires classiques et le confort de l'utilisateur est accru [7].

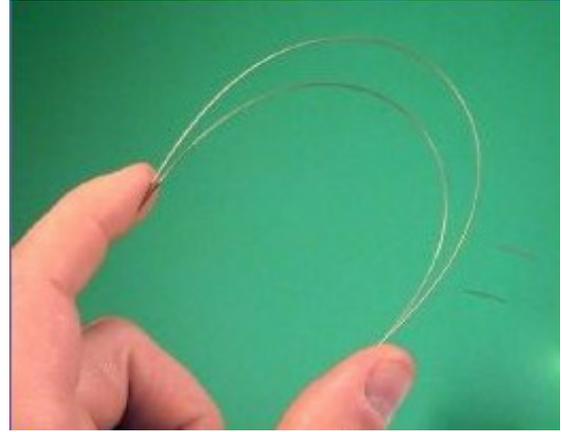
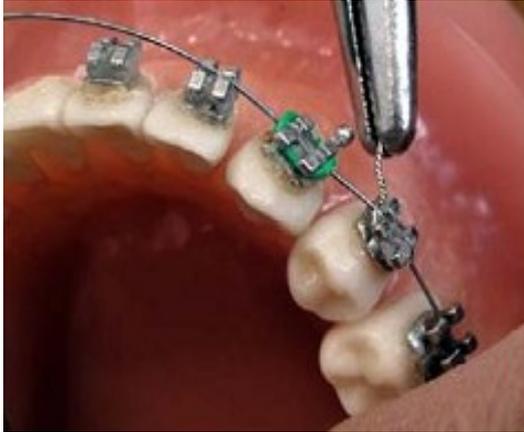


Figure III.6 : file dentaire [20].

### III.4.1.2 instruments microchirurgicaux

Mettant en avant des qualités telles que la super-élasticité et une grande résistance, ces instruments répondent parfaitement aux exigences de précision en chirurgie. De plus, pour des instruments en phase martensitique, les déformations occasionnées lors des opérations sont recouvertes lors de la stérilisation. L'exemple de le micro pince est également intéressant. D'une taille d'environ 0.2 x 0.4 mm (figure III.7), cette pince est constituée de silicone sur lequel un film mince de Ni-Ti-Cu est déposé. Un courant électrique très faible permet d'activer les films qui tendent alors à retrouver leur forme, ce qui va fermer la pince sur les anévrismes. La suppression du courant commande ensuite l'ouverture de la pince. Ce mécanisme est également utilisé pour manipuler de très petits éléments dans des environnements extrêmes [21].

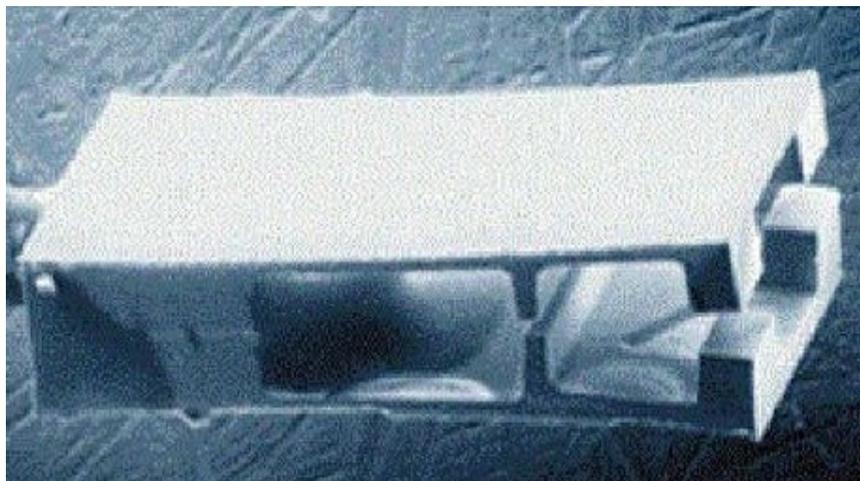


Figure III.7 : Micro-pince en silicone et AMF [19].

### III.4.1.3 Agrafes et les plaques de fixation

Ces éléments de TiNi sont des implants dont le but est de consolider une fracture osseuse en utilisant l'effet mémoire simple sens. Possédant une forme donnée à la température du corps humain, elles permettent à l'os de se ressouder plus facilement [22].



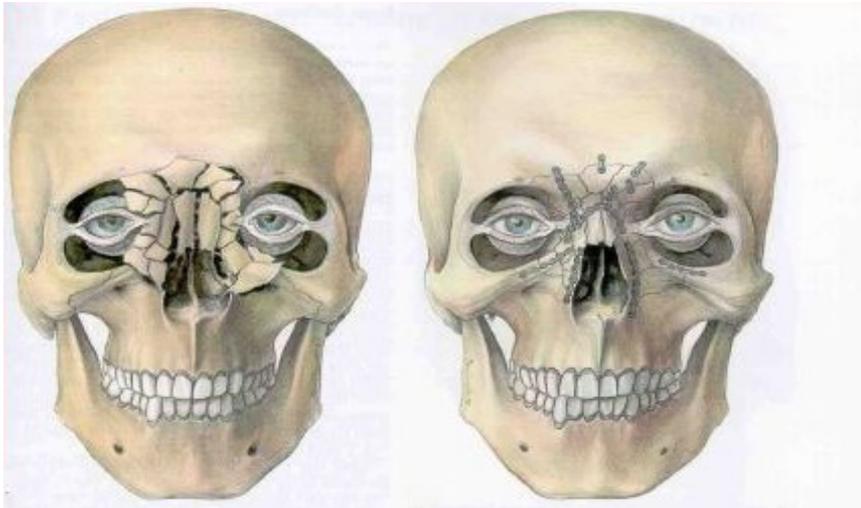
Agrafe

---



Réduction de fracture à l'aide des agrafes.

---



Réduction de fracture à l'aide des plaques de fixations.

---

Figure III.8 : réduction de fracture à l'aide des agrafes et des plaques de fixation [7].

### III.4.1.4 Stent

Des caillots sanguins peuvent se former dans certaines régions du corps humain et provoquer ainsi des embolies. Un filtre à caillots implanté dans la veine cave permet d'éviter ce risque. Cette solution implique une intervention chirurgicale délicate qui peut être supprimée par l'utilisation des alliages à mémoire de forme. Un filtre est réalisé au moyen d'un fil en TiNi en phase austénitique. Ce fil est refroidi en phase martensitique puis déformé pour être placé dans un cathéter. L'ensemble est alors introduit dans le circuit veineux. Pendant cette opération, la circulation d'un fluide réfrigérant maintient l'alliage en phase basse température.

Une fois arrivé dans la veine cave, le fil expulsé du cathéter. Il se réchauffe alors au contact du sang et par effet de mémoire simple, l'AMF retrouve sa forme de filtre. D'une manière générale, les applications des AMF dans le domaine médicale sont nombreuses tant au niveau de l'instrumentation que des prothèses ou des implants, du fait notamment de la biocompatibilité avérée du TiNi [23].

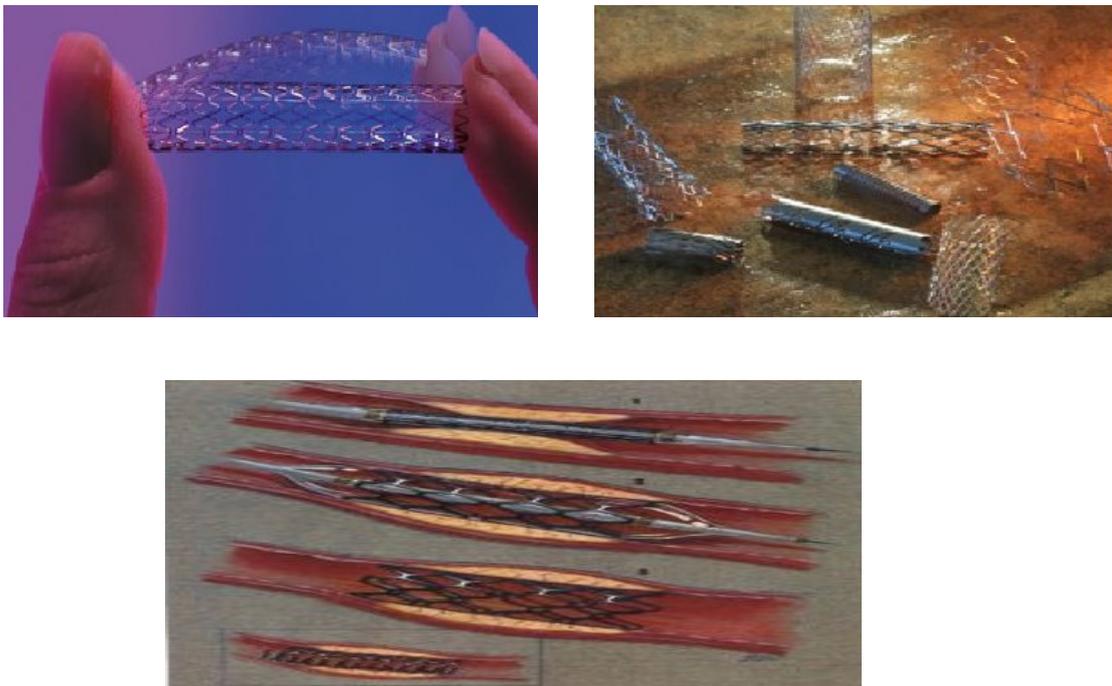


Figure III.9 : Stent flexible en TiNi [20].

### III.4.2 Application industrielles

En dehors de l'industrie automobile qui utilise largement les propriétés des AMF, les autres secteurs de l'industrie intègrent relativement peu d'éléments en AMF dans les systèmes [19].

#### III.4.2.1 L'automobile

On distingue une activation thermique des systèmes par contrôle de la température et une activation électrique. L'intégration de composants en AMF dans le secteur automobile présente plusieurs avantages : encombrement faible, activation silencieuse, nombre peu important de composants pour un système donné [22].

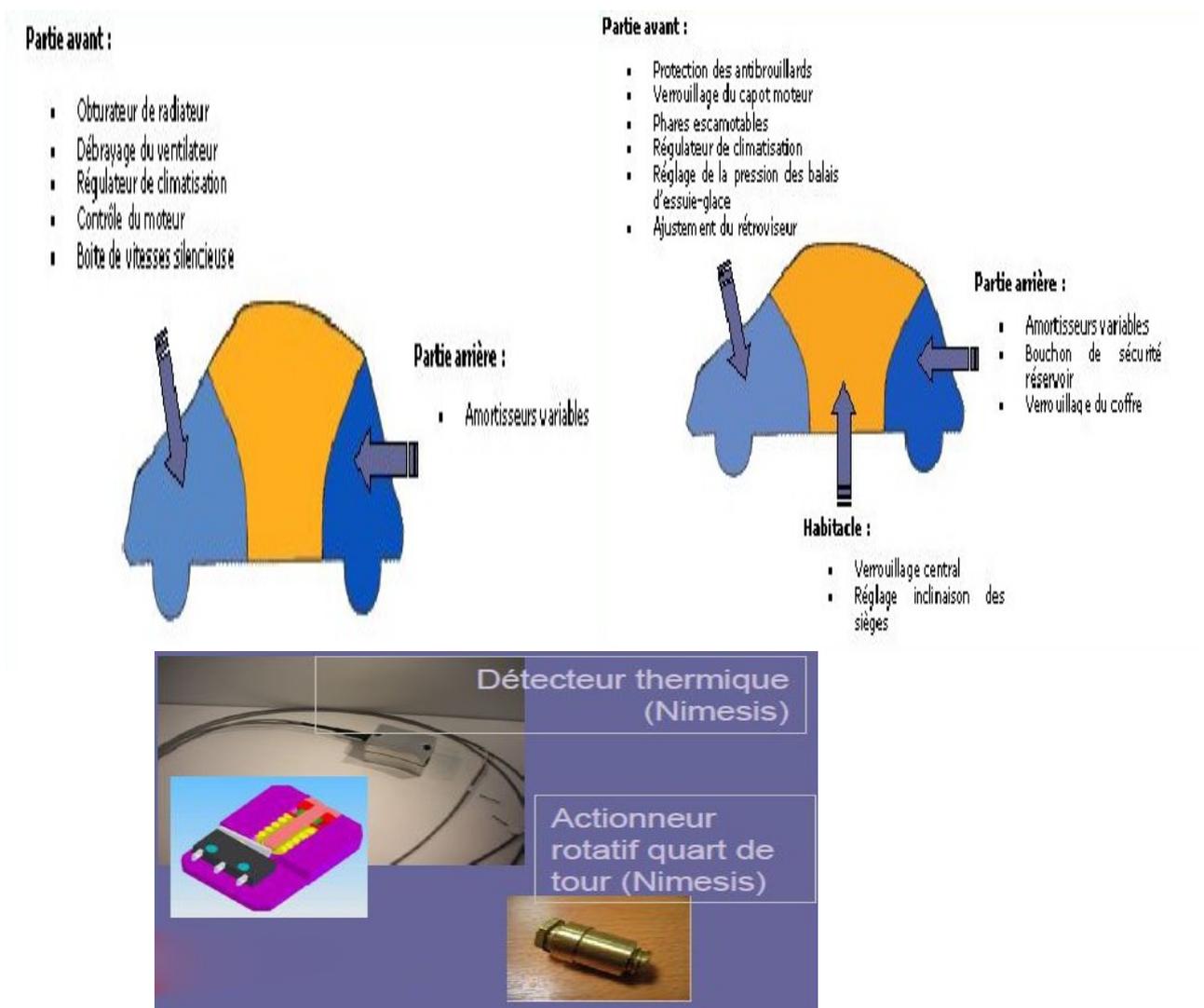


Figure III.10 : Emplacement des actionneurs thermiques et électriques sur une automobile [20].

### III.4.2.2 Soupapes

La figure III.11 présente un mécanisme de robinet thermostatique de douche permettant de régler automatiquement la température de l'eau. L'eau chaude et froide se mélangent et passent dans un ressort en AMF qui positionne tiroir de distribution. Si l'eau est trop chaude, le ressort se détend et déplace le tiroir pour faire venir plus d'eau froide. Le réglage de la température de l'eau se fait via un ressort élastique qui vient comprimer le ressort en AMF [23].

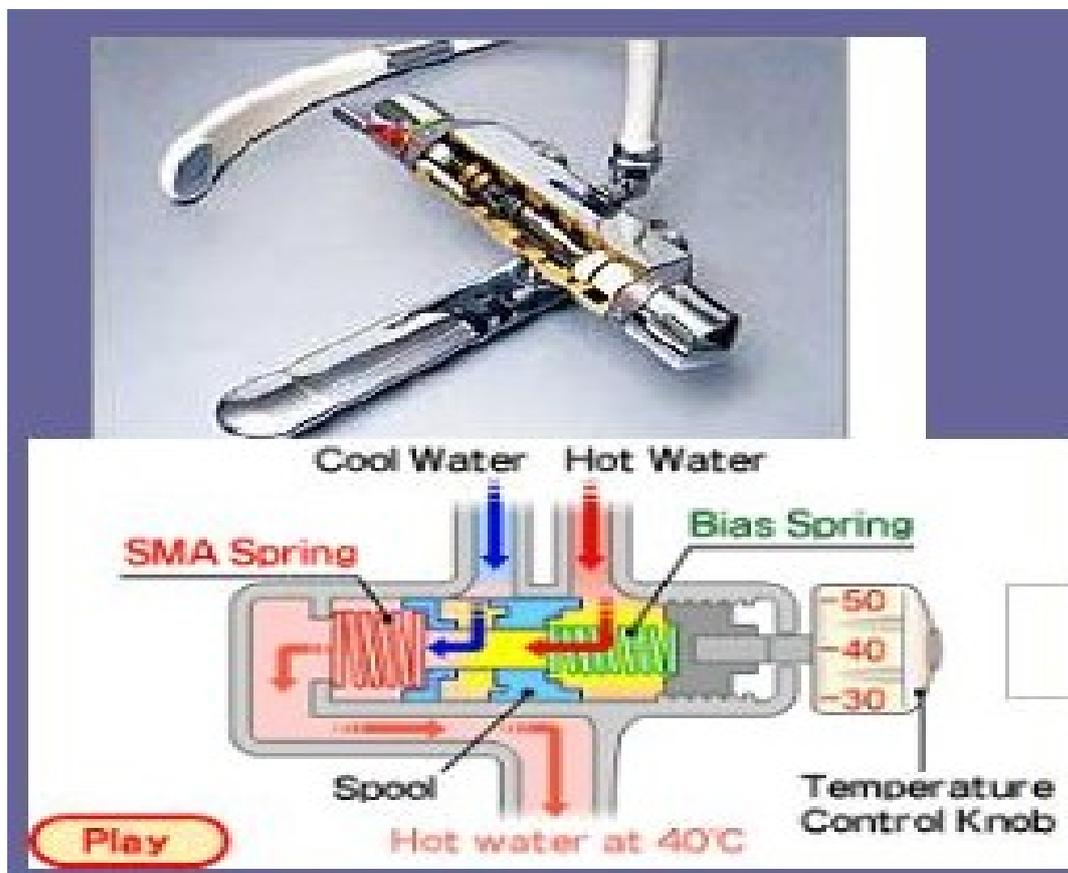


Figure III.11 : robinet thermostatique de la douche réglant automatiquement les débits d'eau [24].

### III.4.3 Applications aérospatiale

Certains panneaux solaires de satellites utilisent l'effet mémoire de forme simple sens de composants en AMF. Dans l'espace le panneau se déploie par activation des éléments en AMF par effet Joule [7].

Le premier exemple est le télescope Hubble. Ce télescope lancé en avril 1990, possédait des actionneurs en AMF pour le déploiement des panneaux solaires nécessaires à l'alimentation électrique des composantes électroniques [7].



Figure III.12 : Télescope Hubble lancé en avril 1990 [7].

Le deuxième exemple : est le satellite Clémentine, lancé le 25 janvier 1994. Ce satellite a déployé ses panneaux solaires en utilisant des boulons frangibolt développés par la compagnie « TiNi Alloy Aerospace Inc ». De San Leandro, Californie Ces boulons permettent d'éliminer les charges explosives utilisées auparavant qui nécessitent des précautions spéciales pour le transport et l'entreposage. De plus, ces charges libéraient un gaz lors de l'explosion, ce qui peut faire dévier le satellite de sa trajectoire initiale [7].

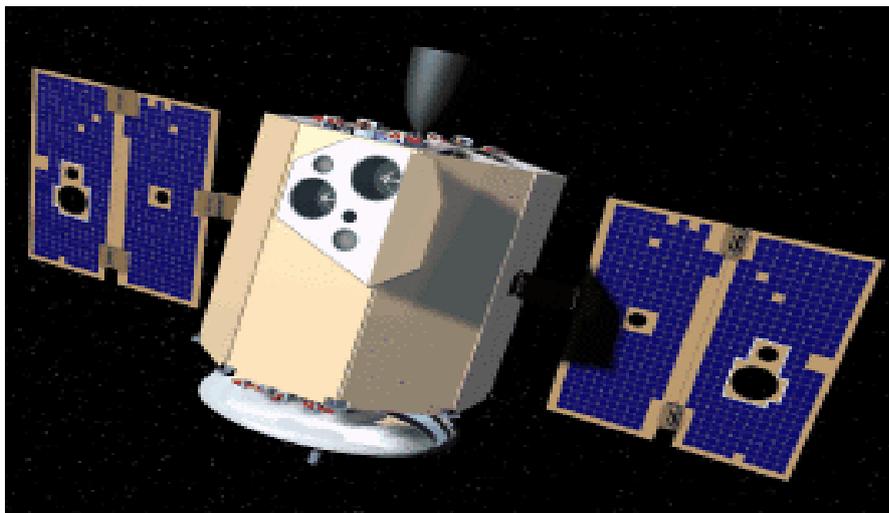


Figure III.13 : Satellite Clémentine lancé le 25 janvier 1994 [7].

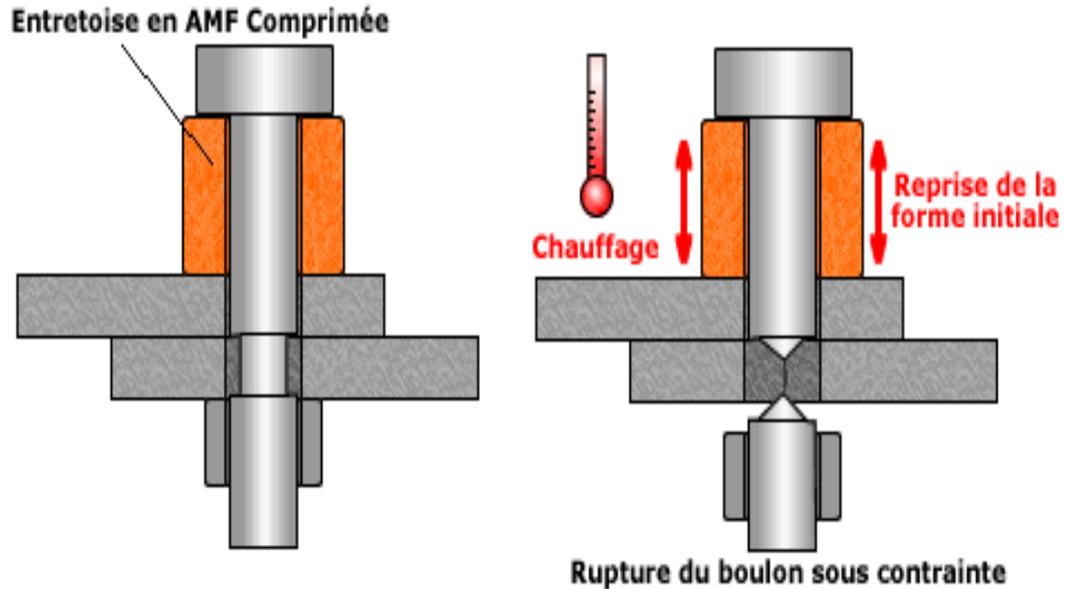


Figure III.14 : Frangibolt de la compagnie TiNi Alloy Aerospace Inc de San Leandro [20].

Le troisième exemple : est la célèbre station spatiale MIR. Après la chute de l'URSS, cette dernière est devenue la première station internationale. Dans un environnement hostile comme l'espace et avec l'absence de gravité, il est difficile d'assembler les modules de façon traditionnelle, comme par exemple le boulonnage, le rivetage, la soudure. En effet, le simple fait d'appliquer une force sur une clé afin de serrer un boulon repousse l'astronaute en direction opposée. L'idée développée pour contrer ce problème utilise les AMF. Ce procédé ressemble à un sertissage effectué avec un tube d'AMF. On déforme préalablement à froid le tube, on y insère à l'intérieur l'assemblage et on chauffe par infrarouge le tube. Il se contracte et sertit alors l'assemblage. Cette technique ressemble énormément à la première application des AMF, c'est-à-dire à celle du manchon de raccordement pour les conduites hydrauliques du chasseur américain, le F14 [7].



Figure III.15 : Station orbitale MIR [7].

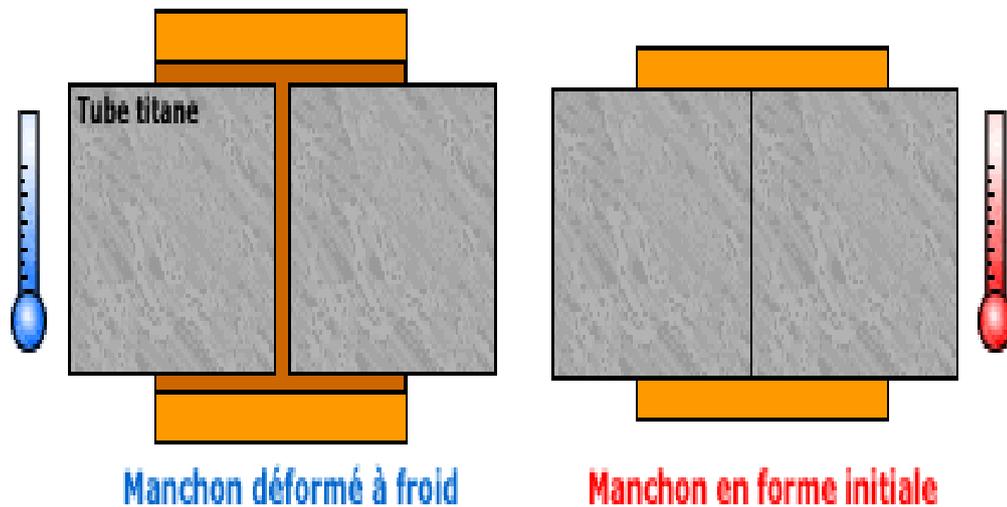
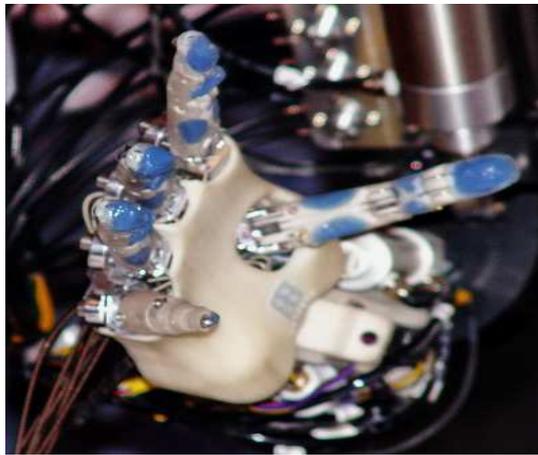


Figure III.16 : Principe de fonctionnement d'un manchon d'accouplement en AMF [20].

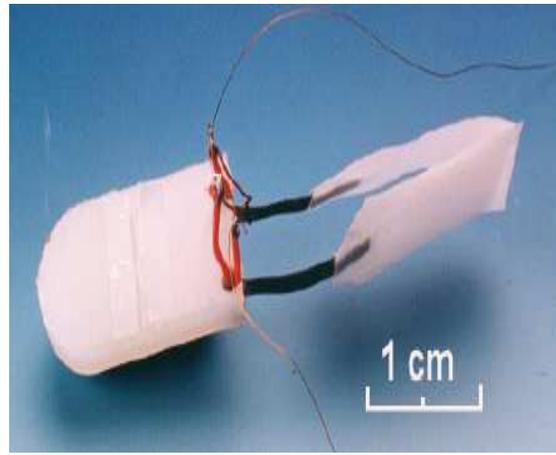
### III.4.4 Applications dans la robotique

Ce secteur, tout comme l'industrie aérospatiale, utilise également la reprise de forme des AMF afin de créer des actionneurs les plus compacts possible. Par contre, on utilise aussi les AMF pour leur effet amortissant et leur effet super-élastique. En robotique, l'utilisation de micro-actionneurs est courante. Par exemple, la figure II.36a montre une main artificielle utilisant les AMF. Un autre exemple qui est donné ici est un micro-robot propulsé par des

palmes plastiques prolongées par deux lames en ICPF. En se courbant, les ICPF assurent le battement des deux palmes, à des fréquences de quelques Hertz [7].



Micro actuateur pour la robotique



robot nageur à propulsion

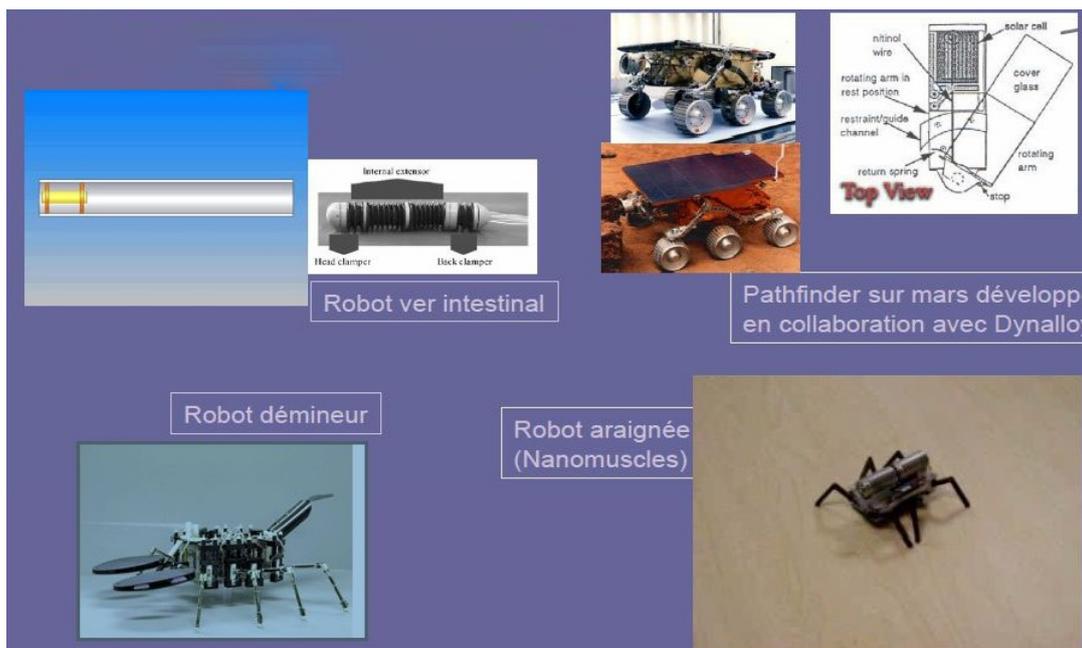


Figure III.17 : quelques applications d'AMF dans le domaine robotique [20].

### III.4.5 Système de sécurité

Le changement de phase des AMF, pouvant s'opérer par variation de la température, en fait un candidat idéal pour une exploitation dans les systèmes de sécurité ou de détection [19].

#### III.4.5.1 Trappe d'évacuation de fumée

Un actionneur en AMF double sens déclenche l'ouverture de la trappe dès qu'une température critique est dépassée. Le retour à une température normale commande la fermeture de la trappe [19].

#### III.4.5.2 Valve de circuit de gaz

La température augmentant au-delà d'un certain seuil, un ressort en AMF simple sens permet de couper l'arrivée de gaz pour éviter toute explosion [19].

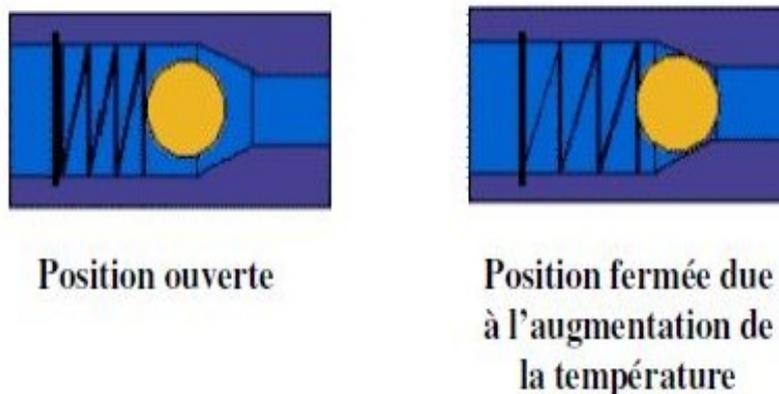


Figure III.18 : principe de fonctionnement d'une valve de sécurité utilisant un AMF [19].

### III.4.6 Les AMF dans les micros système mécanique électronique (MEMS)

Le nickel titane est particulièrement intéressant pour une intégration dans des systèmes de très petites dimensions et notamment les micros système mécanique électronique. Des composants tels que des soupapes, des captures et des canaux peuvent être intégrés à un

système par fabrication sur un même substrat, donnant la possibilité de réalisation des instruments analytiques miniatures : relais, micro positionneurs, système micro robotiques.

Ces perspectives ont élargi le champ d'application des AMF. Divers domaines de l'industrie investissent désormais dans cette nouvelle voix. L'exemple de la synthèse d'ADN parle de lui-même puisqu'elle consiste notamment à analyser des échantillons de l'ordre. Du nano litre. Un tel système nécessite un volume interne minimal imposant une taille très petite des soupapes et des pompes pour un encombrement moindre. La figure illustre un circuit multisoupapes conçu dans cette optique. La taille du substrat en silicone est de l'ordre du centimètre carré [19].

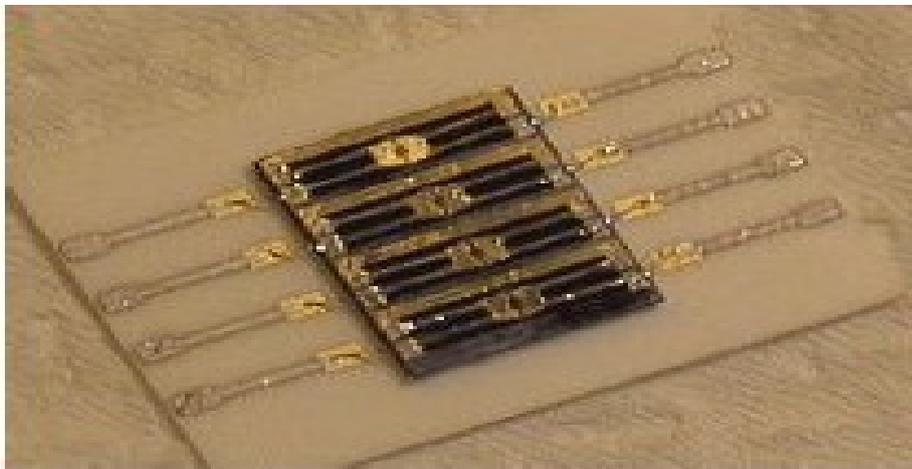


Figure III.19 : circuit d'activateurs de soupapes en AMF pour l'analyse ADN [19].

### III-5 Conclusion

Les composants en alliages à mémoire de forme (AMF) sous forme de fils, tubes, ressorts et films minces sont aujourd'hui largement représentés dans de nombreux domaines grâce à leur potentiel. Malgré des débuts modestes, le champ d'action des AMF s'est progressivement élargi au cours des dernières années pour atteindre une véritable dimension technologique.

Dans ce chapitre on a décrit tous simplement au premier temps, les différentes modes d'éducation des alliages à mémoire de forme tel que cyclage en effet mémoire simple, cyclage en effet mémoire super élastique, cyclage thermique sous contrainte constante, cyclage

thermique sous déformation imposée. Ensuite, l'origine de l'effet mémoire double sens qui reste encore controversée, puis Intérêt de l'effet mémoire double sens.

A la fin, des exemples d'applications des AMF dans les domaines suivants : domaine industrielle, domaine robotique, domaine Applications aérospatiale, « micros système mécanique électronique » (MEMS), Système de sécurité, domaine médicale.

# Chapitre IV : Techniques Expérimentales

## IV.1 Introduction

Les AMF, comme les autres types d'alliages métalliques sont caractérisés par les mêmes techniques classiques, tel que la métallographie ou l'analyse diffractométriques, les essais mécaniques, la dureté, la traction. Et les traitements d'éducation sont propres aux alliages AMF. Les AMF se distinguent que : par le fait leur application sont différentes d'un alliage ordinaire. Utilisation de ces alliages en effet mémoire double sens nécessite une éducation thermodynamique qui leur est propre.

Le terme d'éducation désigne aussi l'autre type de traitement qui conduit aux mêmes effets. L'alliage étudié est de type Cu-Al-Ni de composition sensiblement entectoïde et dont le point  $M_s$  est voisin de 50°C.

Afin de préparer matériau pour son application spécifique, nous avons réalisé 3 actions principales :

1. Laminage, traitement thermique et étude métallographie.
2. Traitement d'éducation.
3. Réalisation d'un dispositif de sécurité à l'aide d'AMF.

## IV.2 préparation des échantillons et l'étude métallographie

### IV.2.1 laminage

Le laminage est un procédé de déformation à chaud et froid des métaux, ce le procédé le plus important dans l'industrie sidérurgique et le plus utilisé dans le domaine de la transformation des métaux par déformation, donc laminage est une opération qui consiste à faire passer le métal entre deux cylindres tournant en sens opposé.

Notre échantillon est un fil plat qui possède les paramètres suivants :

$H_0 = 1\text{ mm}$  ;  $L_0 = 50\text{ mm}$  ;  $B_0 = 3\text{ mm}$ . Pour réduire l'épaisseur ( $H_0$ ) de l'échantillon (le fil plat) on a utilisé le laminage à chaud. Pour cela, On place l'échantillon dans le four est chauffé à  $750^\circ\text{C}$ . On maintient 5 à 8 minutes afin que l'échantillon atteigne une température maximale  $T = 700^\circ\text{C}$ .



Figure IV.1 : Four de chauffage de type **CARBOLITE** (ENP, laboratoire de métallurgie)

#### **IV.2.1.1 Mode utilisation de laminoir:**

On déplace rapidement l'échantillon de four vers le laminoir. Ce laminoir consiste deux cylindres tournant en sens inverse (même taille) de type « DURSTON »

- Soulever le cylindre supérieur en tournant le volant dans le sens inverse des aiguilles d'une montre.
- placer l'échantillon à laminier entre les deux cylindres, puis rabaisser le cylindre supérieur en tournant le volant dans le sens des aiguilles d'une montre jusqu'à ce que l'échantillon touche les deux cylindres.
- évacuer l'échantillon vers l'arrière en tournant la manivelle dans le sens convenable.
- pour laminier l'échantillon, faite tourner le volant de cinq divisions au maximum.

- placer l'échantillon entre les cylindres puis laminier en tournant la manivelle dans le sens convenable.
- répéter l'opération de laminage autant de fois que nécessaire jusqu'à l'obtention de l'épaisseur  $H_1$  voulue.
- Il faut toujours laminier au centre des cylindres pour équilibrer les forces de traction et éviter l'usure.
- l'épaisseur initiale  $H_0$  de l'échantillon ne doit pas excéder 5 mm.
- pendant le laminage lubrifier avec de l'huile machine.



FigureIV.2 : laminoir de type DURSTON (ENP, laboratoire de métallurgie).

#### IV.2.1.2 Calcul des paramètres de laminage

Les principaux paramètres de laminage sont :

L'épaisseur  $H$  : la réduction totale  $\Delta H = H_0 - H_1$  ;

Taux de réduction  $\varepsilon_H = (\Delta H / H_0) * 100$  ;

Coefficient de réduction  $\gamma = (H_1 / H_0) < 1$ .

La longueur  $L$  : allongement totale  $\Delta L = L_1 - L_0$  ;

Taux d'allongement  $\varepsilon_L = (\Delta L/L_0) \cdot 100$  ;

Coefficient d'allongement  $\mu = L_1/L_0 > 1$  ;

La largeur B : élargissement totale  $\Delta B = B_1 - B_0$  ;

Taux d'élargissement  $\varepsilon_B = (\Delta B/B_0) \cdot 100$  ;

Coefficient d'élargissement  $\lambda = B_1/B_0$ .

Dans notre cas, le taux de réduction de l'épaisseur est  $\varepsilon_H = 65\% = (H_0 - H_1)/H_0$

$$H_1 = 1 - \varepsilon_H = 0.35 \text{ mm.}$$

L'épaisseur H1 est trouvé d'après « n= 4 passes » dans laminoir.

Calcule la longueur finale L1 :

Nous remarquons qu'au moment de laminage la largeur **B** presque ne change pas. On sait que  $\lambda * \mu * \gamma = 1$  et  $\Delta B = 0$

$$\gamma * \mu = 1.$$

Donc  $\mu = 1/\gamma = H_0/H_1 = 2.85$ .

D'autre coté  $\mu = L_1/L_0$

$$L_1 = \mu * L_0 = 2.85 * 50 = 142.85 \text{ mm.}$$

## IV.2.2 Traitement thermique

On désigne par le nom de « traitement thermique » une opération au cours de laquelle une pièce de métal est tout d'abord portée de la température ordinaire à une température plus élevée, puis maintenue à cette température pendant un certain temps et enfin ramenée à la température ordinaire. Les effets de ces traitements thermiques dépendent pour un même matériau de :

La température T. La durée de maintien de la pièce métallique à la température T. Et de la vitesse avec laquelle sont localisées les opérations de chauffage et de refroidissement. [25].

Le but de ces traitements thermiques est d'obtenir une amélioration d'une ou de plusieurs des caractéristiques mécaniques du métal traité. Comme il est montré au paragraphe précédent, les alliages AMF sont caractérisés par leur structure martensitique thermoélastique qui est une structure hors équilibre. Afin de mieux comprendre le comportement thermoélastique, il est nécessaire de connaître aussi la structure à l'état d'équilibre. Donc nous avons fait subir aux échantillons préparés les traitements thermiques suivants.

Une homogénéisation de 15 minutes à 680 °C correspondants au domaine monophasé (phase mère). Ensuite les échantillons subissent, soit une trempe à l'eau, soit un refroidissement lent dans le four atteint.

La trempe à l'eau permet d'obtenir les phases hors d'équilibre (martensite), Le refroidissement lent permet aux phénomènes diffusionnels de se manifester, entraînant la formation des phases d'équilibre.

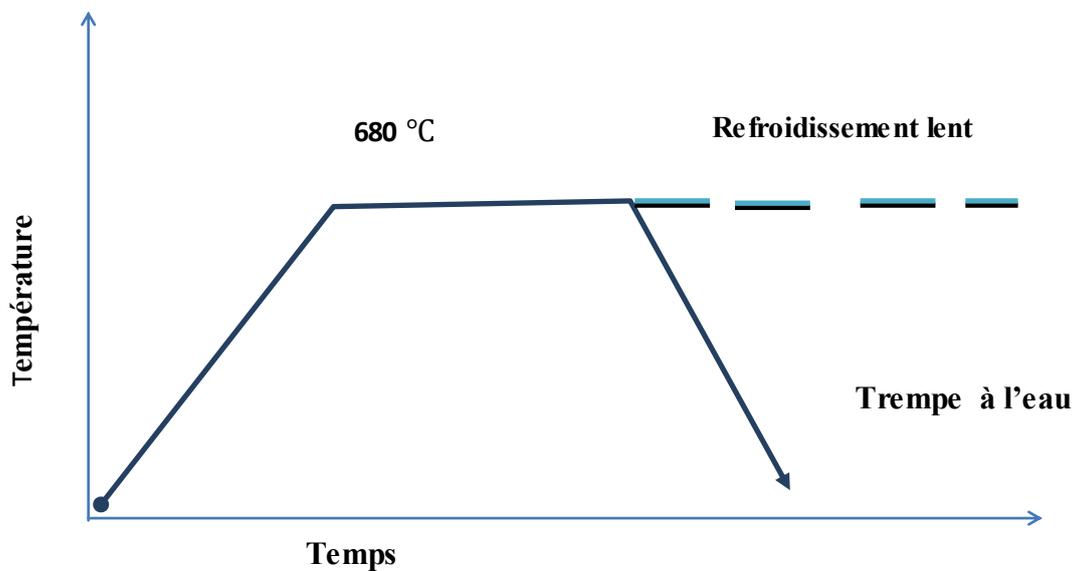


Figure IV.3 : traitement thermique subit par les échantillons.

### IV.2.3 Etude métallographie

Dans la plupart des cas, il faut préparer avec le plus grand soin la surface de l'échantillon à observer pour que les détails importants de la microstructure ressortent bien. On doit d'abord meuler et polir la surface jusqu'à ce qu'elle soit très lisse et réfléchisse bien la lumière. A

cette fin, on utilise successivement des papiers abrasifs de plus en plus fins, puis des poudres abrasives. Ensuite, on met en évidence la microstructure de l'échantillon en soumettant sa surface à un traitement par réactif d'attaque approprié [26].

Un examen micrographie peut déterminer les caractéristiques des alliages en fonction de différentes constituantes métallographiques présentes en structures, de leur répartition, de leur nature, etc... Une opération micrographie comprend : un enrobage à froid d'échantillons ; le polissage ; nettoyage ultrasonique ; l'attaque et l'examen au microscope accompagné souvent de la prise d'une photo.

### **IV.2.3.1 Enrobage à froid**

L'enrobage se fait pour faciliter le polissage et l'observation par le microscope, Nous utilisons un enrobage à froid. Il consiste à mettre les échantillons dans des petits moules puis qu'on remplit de résine que nous avons préparé. Après un certain temps la résine se solidifie, et on obtient des échantillons enrobés, comme le montre dans les figures (IV.4, IV.5)



Figure IV.4 : échantillon enrobé qui subit d'un refroidissement lent



Figure IV.5 : échantillon enrobé qui subit d'une trempe à l'eau.

### **IV.2.3.2 Polissage**

La préparation des échantillons consiste à réaliser des sections planes et convenablement polies, qui ne présentent aucune rayure.

Cette opération consiste à faire passer les surfaces des échantillons à observer sur des papiers abrasifs de granulométrie de plus en plus faible en commençant avec P.800 jusqu'au plus fin

P.1200, cela se fait en présence d'un arrosage abondant avec de l'eau pour écarter d'éventuelles risques d'échauffement de la pièce.

Pour La finition on emploie des abrasifs à grains très fins comme l'alumine, en suspension dans l'eau, on en imbibe du feutre ou d'autres tissus fixés sur un disque en rotation, l'opération n'arrête pas jusqu'à ce que les raies issues du produit précédent disparaissent et apparaît une surface miroir.

Beaucoup des facteurs jouent un rôle important dans le polissage, la chaise, des tissus et de l'abrasif, la vitesse de rotation du disque, la pression de contact, le mouvement de l'échantillon, etc...



Figure IV.6: Polisseuse mécanique type Forcipol, à vitesse maximum de 600 tr/min. (ENP, laboratoire de métallurgie).



FigureIV.7 : Polisseuse de finition Mecapol P300, (ENP, laboratoire de métallurgie).

### IV.2.3.3 Nettoyage ultrasonique

Cette étape pour nettoyer nos échantillons de tous les grains ou des déchets résiduels, pendant les étapes de polissage. L'opération est effectuée dans une nettoyeuse ultrasonique de type Bandelin Sonorex.



Figure IV.8 : Nettoyeuse ultrasonique, Bandelin Sonorex (ENP, laboratoire de métallurgie).

#### IV.2.3.4 l'attaque chimique

La surface polie est soumise à une attaque chimique dans un réactif en fonction de la composition du métal et de type d'essai. L'aspect de la surface obtenue après une attaque permet d'avoir la distribution des ségrégations dans le métal. Les grands échantillons sont généralement enduits des réactifs à l'aide d'un tampon ; pour les petits échantillons on emploie couramment l'immersion en réactif, l'attaque est suivie d'un rinçage et d'un séchage.

Pour un alliage qui n'est formé que d'une constituante métallographique, le réactif commence d'attaquer la surface polie aux joints des grains. Dans le cas d'alliage multi-constituant le réactif commence attaquer la surface de constituant qui est le plus faible à l'action de réactif. Les constituants d'attaques se présentent en autre couleur par rapport à le constituant non attaqué. Les réactifs utilisés pour mettre en évidence la microstructure sont préparé en fonction de la qualité d'alliage et la nature des constituants [27].

Notre échantillon est un alliage non ferreux à base de cuivre « Cu-Al-Ni », alors pour la mise en évidence la structure métallographie, on doit utiliser le matériel et les produits suivants :

Matériel	Produits
-balance	-2 ml chlorhydrique (HCl).
-fiole jaugée de 100 ml	-1 gr de chlorure de fer ( $\text{FeCl}_3$ ).
-pipette graduée de 10 ml	-10 ml d'eau distillé.
-pissette de l'eau distillée	

Tableaux IV.1 : le matériel et les produits utilisés.

Pesons précisément 1 gr de «  $\text{FeCl}_3$  » en prélevant le solide avec une spatule propre et sèche, et en plaçant dans une capsule (le verre de montre) préalablement pesé. Introduisons le solide dans une fiole jaugé de 100 ml avec un entonnoir à solide, rinçage la capsule (le verre de montre) et l'entonnoir avec les 10 ml de l'eau distillée. A l'aide d'une pipette graduée de 10 ml munie d'un pro pipette, prélevons 2 ml de l'acide chlorhydrique ( HCl).

La solution prélevée ( HCl) est introduite dans la fiole jaugé de 100 ml contenant déjà « FeCl<sub>3</sub>» avec 10 ml l'eau distillée.

Rebouchons la fiole jaugé et retournons la plusieurs fois pour bien homogénéiser la solution.

On verse un petit volume de solution qui déjà préparé dans un verre de montre, puis on plonge l'échantillon de façon a assuré le contact de surface polie avec la solution d'attaque. Le temps d'attaque est varié de 15-20 secondes pour relever la métallographie.

#### **IV.2.3.5 Observations microscopiques**

En microscopie métallographique, on utilise couramment les microscopes optiques et les microscopes électroniques. Ces instruments sont d'une grande utilité dans l'étude de la microstructure des matériaux, et on leur ajointe souvent des appareils photographies permettant d'obtenir des images appelées micrographies [26].

Comme son nom l'indique, le microscope est un instrument permettant l'observation visuelle de petits objets ou détails d'objets, usuellement indiscernables à l'œil nu. Une des propriétés de cet appareil est son agrandissement angulaire, c'est-à-dire la possibilité de fournir une image agrandie d'un objet à étudier [28].

Pour l'étude de la structure, nous avons utilisé un microscope optique de type « OLYMPUS » XB51M muni d'un logiciel d'analyse « Archimède » qui permet de lire, de traiter et de sauvegarder les images sur le micro-ordinateur (Figure IV.9).

L'avantage de ce microscope optique, outre sa grande facilité d'utilisation, est de permettre l'observation de grandes surfaces et de collecter ainsi une information globale sur l'aspect de la surface observée. Il est relié à un micro-ordinateur pour le traitement de l'image.

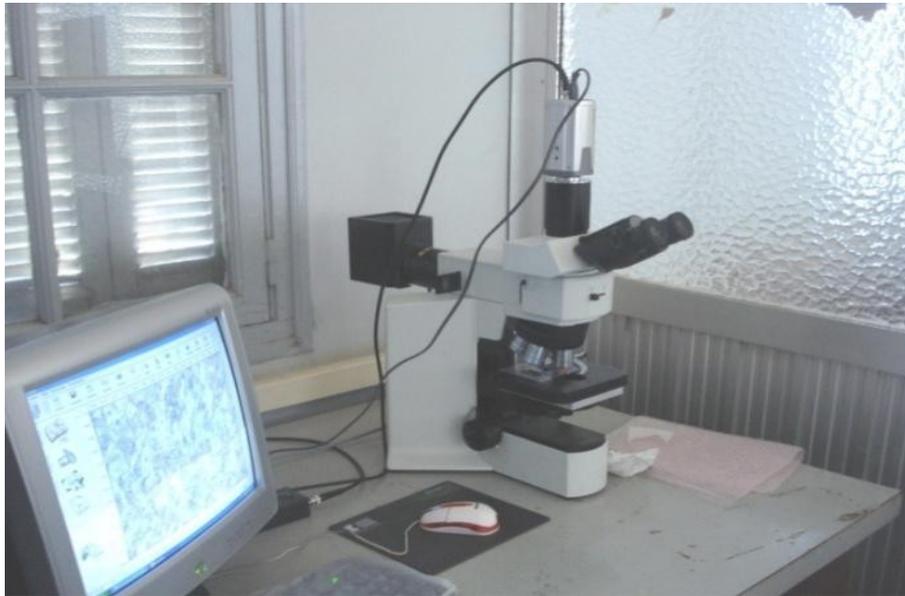


Figure IV.9 : photo du microscope optique utilisé.

### **IV.3 traitement d'éducation**

La méthode d'éducation par effet mémoire simple a été choisie, car elle permet de suivre l'évolution de la déformation de l'éprouvette après chaque cycle de traitement, tandis que la méthode d'éducation sous déformation constante a été choisie parce qu'elle est facile à appliquer. Les résultats obtenus après l'éducation selon les deux méthodes sont comparés.

#### **IV.3.1 choix de mode de la déformation**

Lorsqu'on soumet un solide à un champ de force  $F$ , au mouvement près, ce solide change de forme : on dit qu'il se déforme. Si la force suffisamment faible, le solide retrouve sa forme initiale quand la force est supprimée : on dit alors que la déformation de solide est « élastique ». A l'inverse, si la force est grande, le solide ne retrouve pas sa forme initiale quand la déformation du solide est « plastique ». La valeur de la force au-delà de laquelle la déformation devient plastique joue le rôle d'une limite d'élasticité [29].

##### **IV.3.1.1 Mécanisme de la déformation plastique**

En réalité, avant que la déformation élastique n'ait atteint sa limite théorique, apparaît un phénomène de déformation plastique, il est caractérisé par :

La contrainte et la déformation ne sont plus proportionnelles. Elles sont reliées par une loi que dans bien des cas on peut assimiler à  $\sigma = k\varepsilon^n$  avec n compris entre 0.1 et 0.5. La déformation n'est pas réversible. Après relâchement des contraintes, il persiste une déformation permanente. Lors de relâchement des contraintes, il se produit un retour élastique selon un module égal à celui de la première déformation. Physiquement lorsqu'on déforme plastiquement un poly cristal métallique, on constate au microscope optique que la surface du métal est couverte de bandes, appelées bandes de glissements. Un examen plus détaillé, montre qu'elles sont constituées de lignes plus fines et plus rapprochées [29].

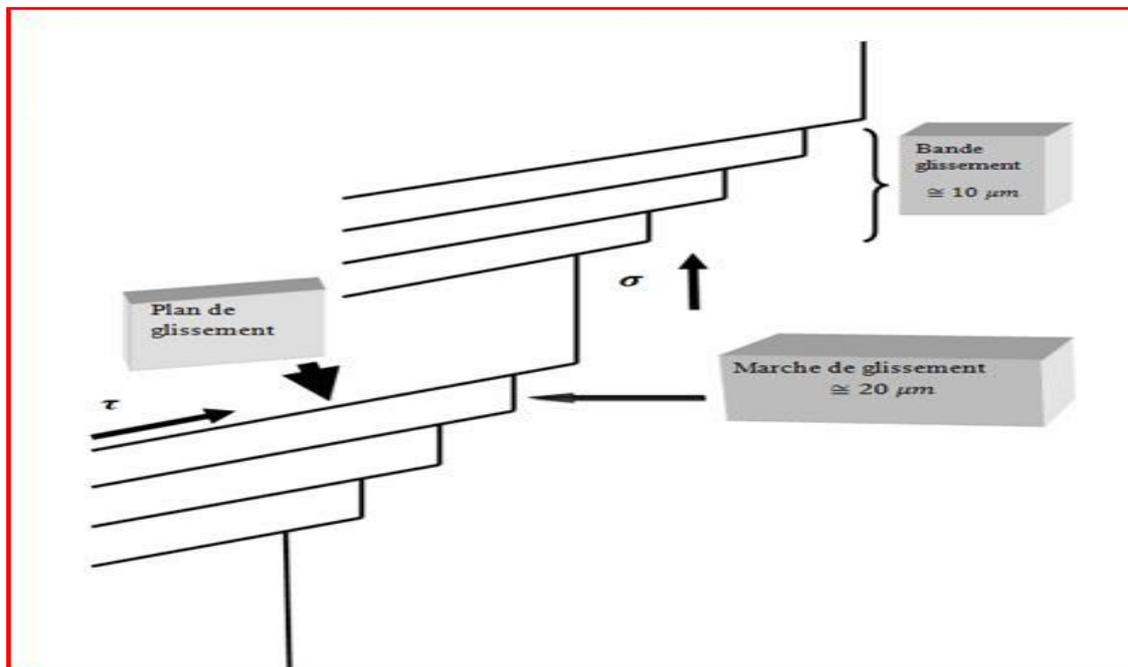


Figure IV.10 : lignes et bandes de glissement sur une éprouvette déformée plastiquement [30].

### IV.3.1.2 Déformation élastique

L'essai de traction montre donc que pour de faibles déformations, on note d'abord un comportement élastique réversible au cours duquel contrainte et déformation sont proportionnelles ; cela définit le module d'élasticité ou module d'Young (en MPa ou GPa) :

$$E = \sigma / \varepsilon$$

Comportement élastiquement est limité à une contrainte  $R_e$  appelée limite d'élasticité. Cette déformation élastique s'explique par le mouvement des ions du réseau cristallin autour de leur position d'équilibre. En effet, nous avons montré que ces ions se trouvent à l'équilibre au niveau de leur puits de potentiel, les forces d'attraction et de répulsion étant alors égales. L'application d'une force de tension ou de cisaillement déplace ces ions autour de cette position. La déformation est réversible puisqu'ils retournent au minimum de potentiel lors du relâchement de l'effort. Si les déformations sont assez faibles, ce qui est le cas, la courbe de variation de la force en fonction de la déformation, peut être assimilée à sa tangente ; cela explique la loi de Hooke et la notion de module, pente de cette tangente [30].

Le mode de déformation dépend essentiellement de l'utilisation future de l'éprouvette à éduquer. Dans le cas présent les éprouvettes ont été soumises à une flexion pure.

### **IV.3.2 Choix de température**

La température de chauffage doit théoriquement se situer au-dessus de  $A_f$  et celle du refroidissement est dessous de  $M_s$ . étant donné que la température de point  $M_s$  de l'alliage est d'environ  $50^\circ\text{C}$ , nous avons choisis la température de  $70^\circ\text{C}$  pour le chauffage qui est au-dessus de  $A_f$  et n'est pas assez élevée, permettant d'éviter les phénomènes de vieillissement et la température ambiante  $25^\circ\text{C}$  comme température de refroidissement.

### **IV.3.3 Education par cyclage en effet mémoire simple**

Comme il a été mentionné avant, la méthode d'éducation par effet mémoire simple se résume comme suit :

- déformation de l'éprouvette à la température ambiante.
- chauffage au-dessus de  $A_f$  à  $T=70^\circ\text{C}$ .
- refroidissement au-dessous de  $M_f$ .

Pour notre travail, on a besoin des équipements suivants :

- un bain thermostat : il contient l'eau chaude à  $T=70^\circ\text{C}$  et thermomètre pour contrôler la température ;

- un bécher : il contient l'eau froide à température ambiante ;
- un tube métallique de  $\varnothing = 3 \text{ cm}$  et  $L = 4 \text{ cm}$  ;
- demi-tube métallique de rayon  $R = 1.5 \text{ cm}$  et  $L = 2 \text{ cm}$  ;
- une lame métallique de  $L = 5 \text{ cm}$  et épaisseur  $e = 0.35 \text{ mm}$  et largeur  $B = 3 \text{ mm}$ .

#### IV.3.3.1 Déformation de l'éprouvette à la température ambiante

On place la lame métallique entre le tube métallique et le demi-tube métallique puis on applique une force sur l'ensemble pendant quelque secondes, puis on lâche le système.

#### IV.3.3.2 Chauffage au-dessus d' $A_f$ à $T = 70^\circ\text{C}$

Lorsqu'on lâche le système, on met la lame métallique dans un bécher n°1 qui contient l'eau chaude, nous observons que la lame métallique est presque retournée à la forme initiale.

#### IV.3.3.3 Refroidissement au-dessous de $M_f$

On plonge la lame métallique dans l'eau froide quelques secondes.

La figure suivante exprime bien le cycle d'éducation par effet mémoire de forme :

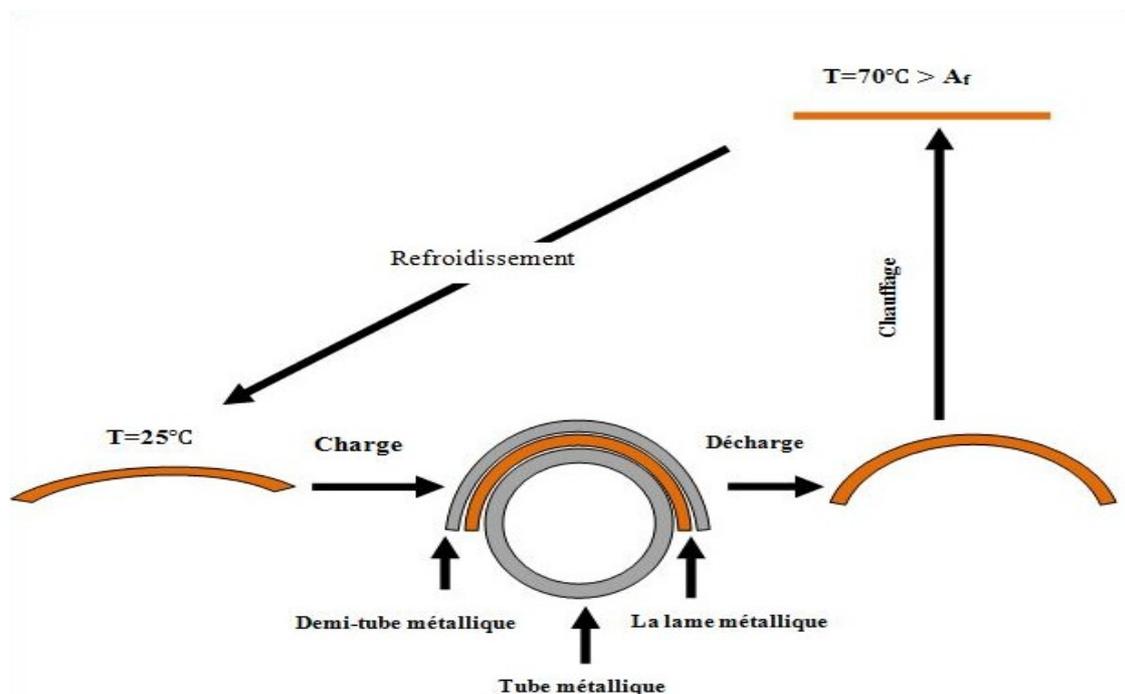


Figure IV.11 : cycle d'éducation par l'effet mémoire de forme.

Après chaque cycle, l'empreinte de la forme de la lame métallique est saisie afin de mesurer la déformation par l'effet mémoire.

#### **IV.4 réalisation du dispositif de sécurité**

Le dispositif réalisé comprend les éléments suivants :

- la lame éduquée : réalisé en fonction de la température (chaude- froide) deux contacts :

Le premier : indique que le système peut fonctionner normalement car la température est favorable (dans le cas présent température froide). Le deuxième contact permet de lancer une alerte sonore et visuelle lorsque la température n'est pas convenable (dans notre cas température chaude). Elle peut également lorsque la température n'est pas convenable, coupé le circuit d'alimentation de l'installation (chaîne de production, ...).

- un système d'affichage qui indique un signal d'alerte « STOP ». ce signal peut être transformé vers les pipettes de commande de la chaîne de la fabrication afin de prendre en charge les dispositions nécessaires, en l'occurrence vérifier le système de climatisation.
- un système d'alerte sonore : ce dispositif complète le système d'affichage et permet d'alerter tous le personnel qu'il y a un dysfonctionnement dans le système de climatisation.
- un système de témoins de bon fonctionnement de l'installation constitué de lampe témoin de couleur verte. Ce témoin indique que la température au niveau de la chaîne de fabrication est convenable (dans notre cas la température froide).

Tous le système est assemblé dans une plaque en circuit imprimé, alimenté par une source de courant de 9 volts et 50 mA. (Voir figure IV.12). L'ensemble de dispositif électronique et la lame en AMF sont présentés dans la figure (IV.14).

Les tests appliqués consistent en cycle de chauffage et refroidissement à l'aide d'un simple sèche-cheveux. Cet équipement est capable d'envoyer un vent chaud et un vent froid alternativement. La vidéo témoigne de l'efficacité et la reproductibilité du fonctionnement de notre dispositif.

A l'aide d'un thermomètre placé à proximité de la lame en AMF, nous avons déterminé les caractéristiques du dispositif (voir tableau).

Température de début de coupeur	55°C
Température en remise en marche	45°C
Courant d'alimentation	50 mA
Tension d'alimentation	9 volts
Puissance	0.45Watt

Tableau IV.2 : les caractéristiques du dispositif.

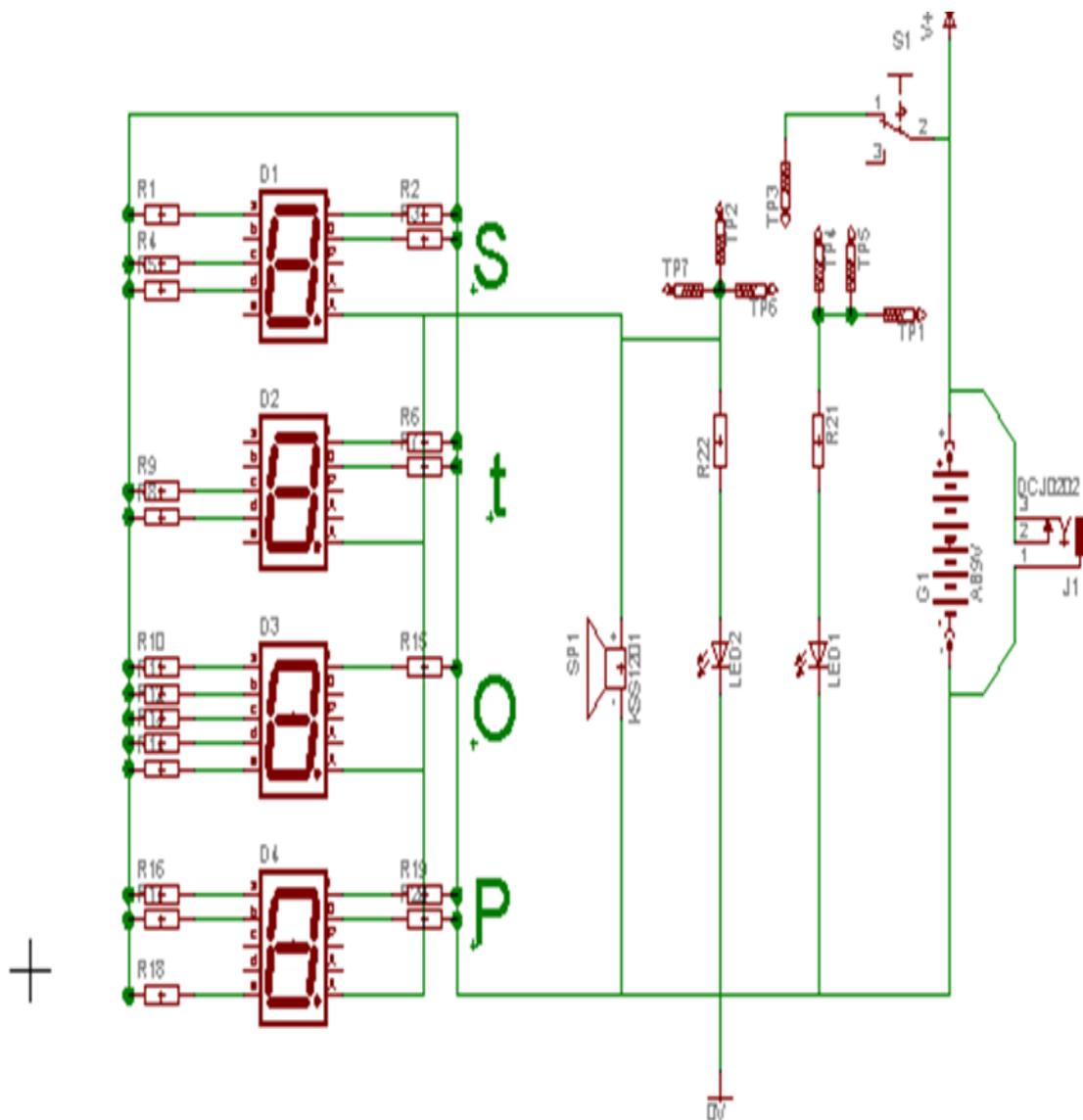


Figure IV.12 : le schéma du dispositif électronique.

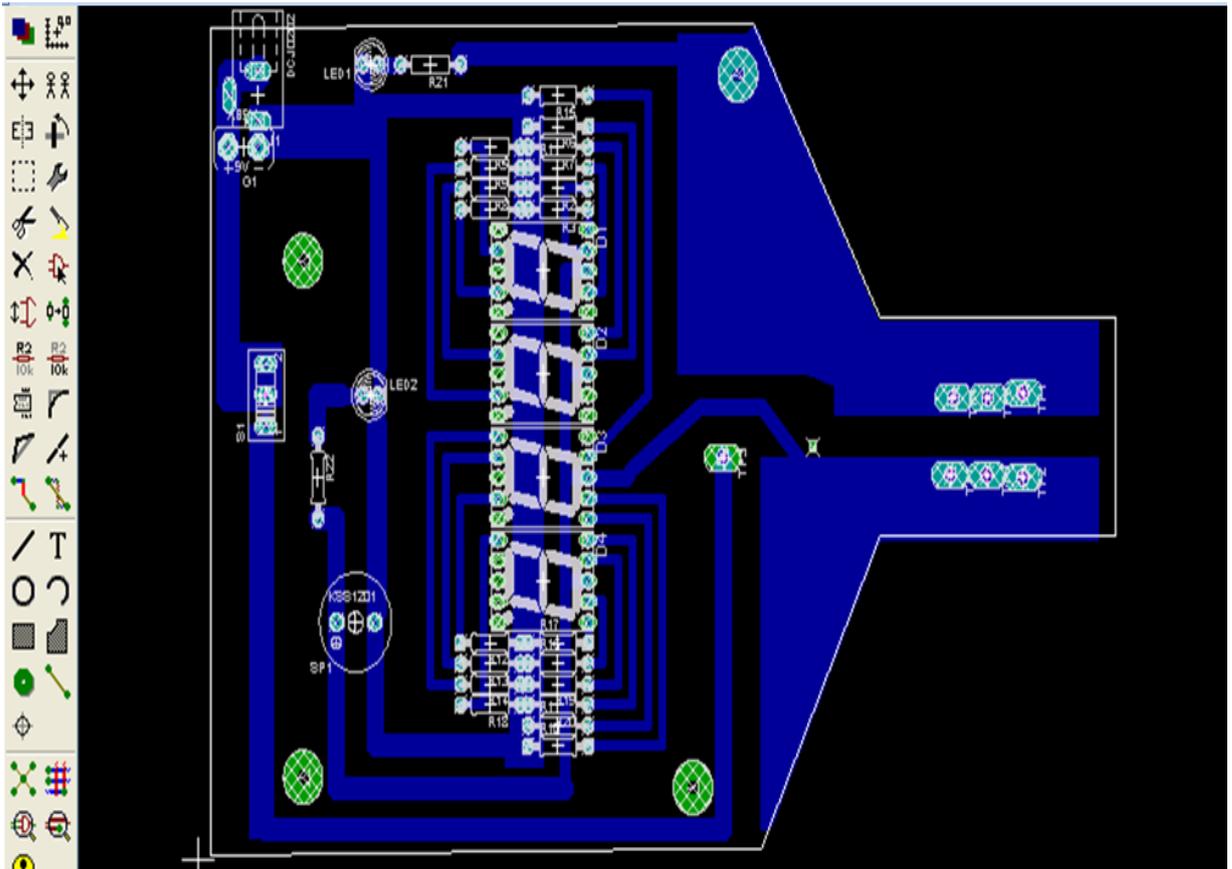


Figure IV.13 : la plaque en circuit imprimé.

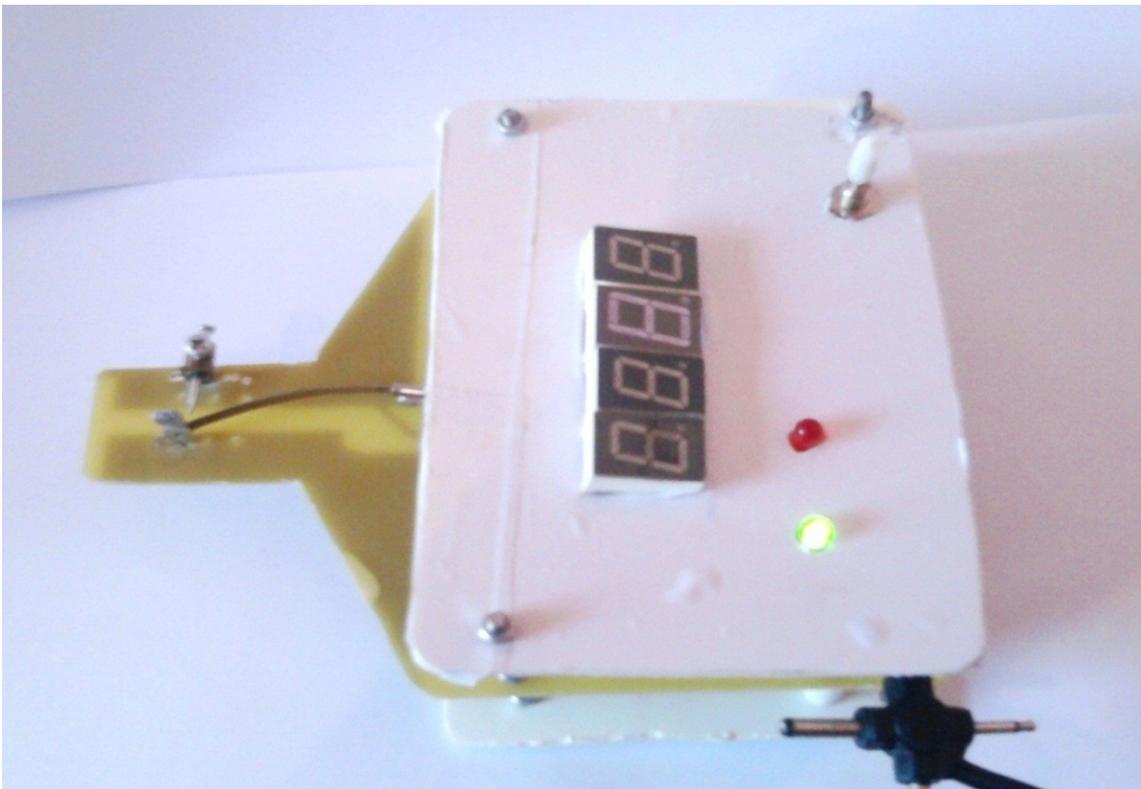


Figure IV.14 : l'image du contacteur de sécurité à température ambiante.

## Chapitre V : Résultats Expérimentaux

### V.1 Introduction :

Dans ce chapitre nous présenterons successivement le matériau utilisé pour la réalisation de notre dispositif, les résultats des traitements d'éducation et la mise au point du dispositif et nous terminerons par une conclusion.

### V.2 Analyse microstructurale :

La composition chimique de notre alliage est voisine de Cu 13.4%Al4,5% Ni.

Afin de caractériser le matériau nous avons appliqué deux traitements thermiques de base :

Le premier consiste en un traitement de recuit obtenu après une homogénéisation à 680°C pour permettre de se situer rigoureusement dans le domaine monophasé  $\beta$ . Le temps de maintien est fixé à 15 min, pour permettre une homogénéisation complète de la matrice. Ce traitement est suivi d'un refroidissement lent (four atteint).

Le deuxième est une simple trempe à l'eau après homogénéisation.

#### V.2.1 Structure de trempe :

Selon [13] pour une composition d'alliage proche de celle de l'alliage étudié, on trouve deux types de martensite coexistent après trempe.

La martensite  $\beta'1$  :

La structure de cette martensite consiste en un empilement de plans compacts de type A, B, C, A', B', C' selon la séquence suivante :

AB' CB' CA' CA' BA' BC' BC' AC' AB' AB'...

Ce type d'empilement engendre un caractère thermo élastique de faible hystérésis, particulièrement recherché pour les applications en effet mémoire.

La martensite  $\gamma'1$  :

La martensite  $\gamma'$  possède une structure cristallographique constituée d'un empilement de plans compacts de type A, B' selon la séquence AB' AB'...Ce type de martensite a un caractère thermo élastique médiocre ce qui limite le rendement en effet mémoire. Cependant, la proportion de martensite est nettement moins importante que celle de  $\beta'$ .

L'analyse de microscope optique de l'état trempé de la figure V.1 et figure V.2 montre la microstructure en plaquettes de la martensite obtenue après trempe. Ces plaquettes sont formées de variantes auto accommodantes de couleurs grise et blanche avec orientation précises. Du fait que les deux types de martensite énumérée précédemment ont la même morphologie, donc il n'est pas possible par métallographie de distinguer une structure de l'autre. Dans notre cas nous avons probablement un mélange de deux types de phases martensitiques : la martensite  $\beta'$  et la martensite  $\gamma'$  [31].

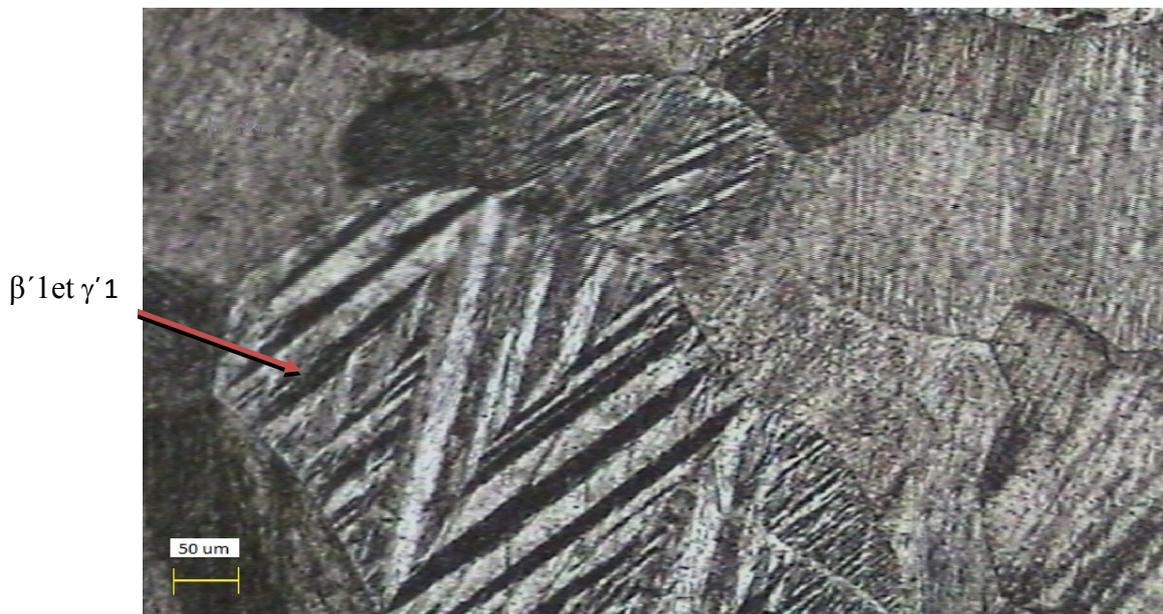


Figure V.1 micrographie optique de la structure hors équilibre.

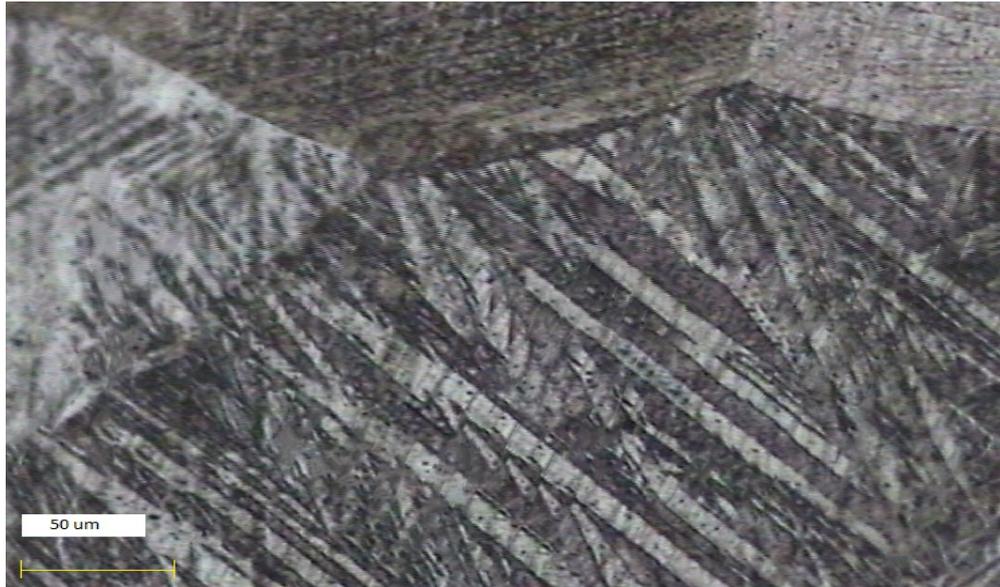


Figure V.2 micrographie optique de la structure hors équilibre.

Par ailleurs, le terme «auto accommodantes » précise que l'interface entre les deux variantes est parfaitement cohérent.

En effet le cisaillement de la structure de la phase mère entraîne une déformation élastique qui induit une réorientation du plan d'accrolement.

La poursuite de la croissance de la martensite s'effectue alors selon une direction différente entraînant la formation d'une deuxième variante.

La figure V.3 donne une vue schématique de la croissance de deux variantes de martensite au sein de la phase austénitique (phase mère).

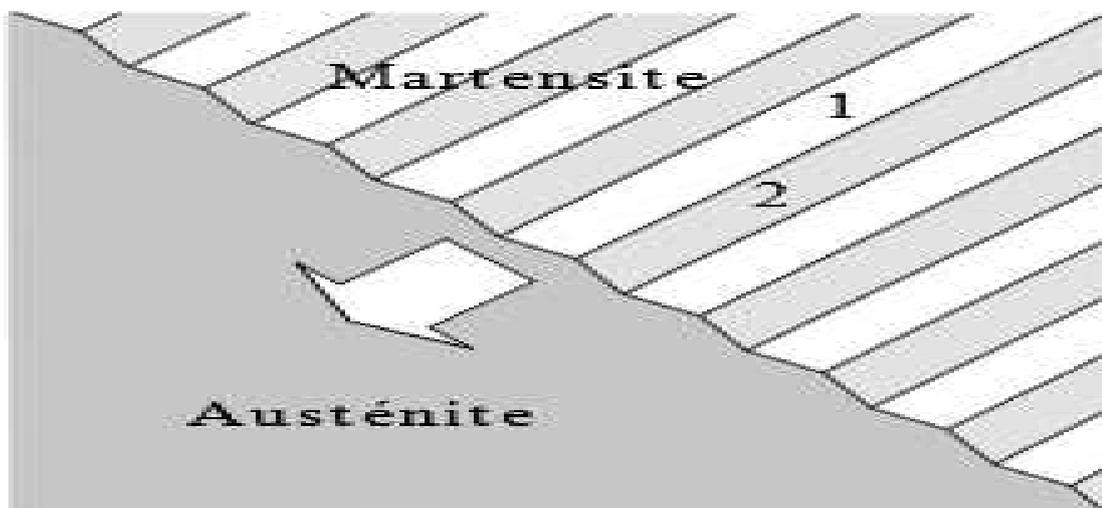


Figure V.3 : Vue schématique de la croissance de deux variantes (1) et (2) de martensite au sein de la phase mère austénitique. La flèche indique le sens de la croissance de la martensite

Selon le principe qui postule que les variantes issues d'un même grain d'austénite appartiennent au même grain de martensite, on peut constater que dans un même grain de martensite on peut dénombrer plusieurs variantes auto accommodantes.

Le nombre total de variantes susceptibles de se former dépend étroitement de la structure cristalline de la phase mère. Dans le cas de notre alliage, en raison de la structure cubique de la phase mère, le nombre total de variantes susceptible de se former est de 24.

### **V.2.2 Structure a l'équilibre :**

Afin de mieux situer la composition chimique de l'alliage objet de notre étude, il est préférable d'observer la microstructure de l'état d'équilibre par métallographie. Cette technique permet de préciser si l'alliage est hypo ou hyper eutectoïde. La qualité de l'alliage peut être ainsi évaluée. En effet, la présence de la phase  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  (Alliage hyper eutectoïde) et la phase Ni Al (alliage hypo eutectoïde) fragilisent le matériau et atténuent ses propriétés thermo élastiques, ainsi que la durée de vie en service.

L'observation métallographique d'un échantillon recuit révèle la présence de deux phases.

La phase  $\alpha$  :

Sous la lumière naturelle, la phase  $\alpha$  à une couleur jaunâtre, en raison de sa teneur élevée en cuivre, la phase  $\alpha$  est observée surtout dans l'agrégat eutectoïde sous forme de lamelles alternées. Parfois, elle se présente sous forme de couche mince enveloppant les grains de phase  $\gamma_2$ .

La phase  $\gamma_2$  :

La phase  $\gamma_2$  de composition stœchiométrique ( $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ ) se distingue de la phase par sa couleur grisâtre. Elle se présente sous trois morphologies différentes :

Morphologie nodulaire :

Cette morphologie est due à la germination de la phase  $\gamma_2$  au joint de grains de la phase mère  $\beta$ , ou elle croit dans le sens du joint de grains.

Morphologie Rosette :

La phase  $\gamma_2$  évolue vers des formes plus complexes quand elle apparaît dans le milieu des grains de la phase  $\beta$ , en donnant des formes avec une certaine symétrie rappelant la structure de solidification (forme en Rosettes).

Morphologie lamellaire :

Cette morphologie correspond à la transformation eutectoïde qui donne des lamelles irrégulières. L'observation micrographique optique de la figure V.4 et figure V.5 montre la présence de structure sous forme de rosette et nodulaire, relative à la phase  $\gamma_2$  et on trouve la phase  $\alpha$  qui entoure la phase  $\gamma_2$  qui est dominante donc l'alliage possède une composition hyper eutectoïde.



Figure V.4 micrographie optique de la structure à l'équilibre.

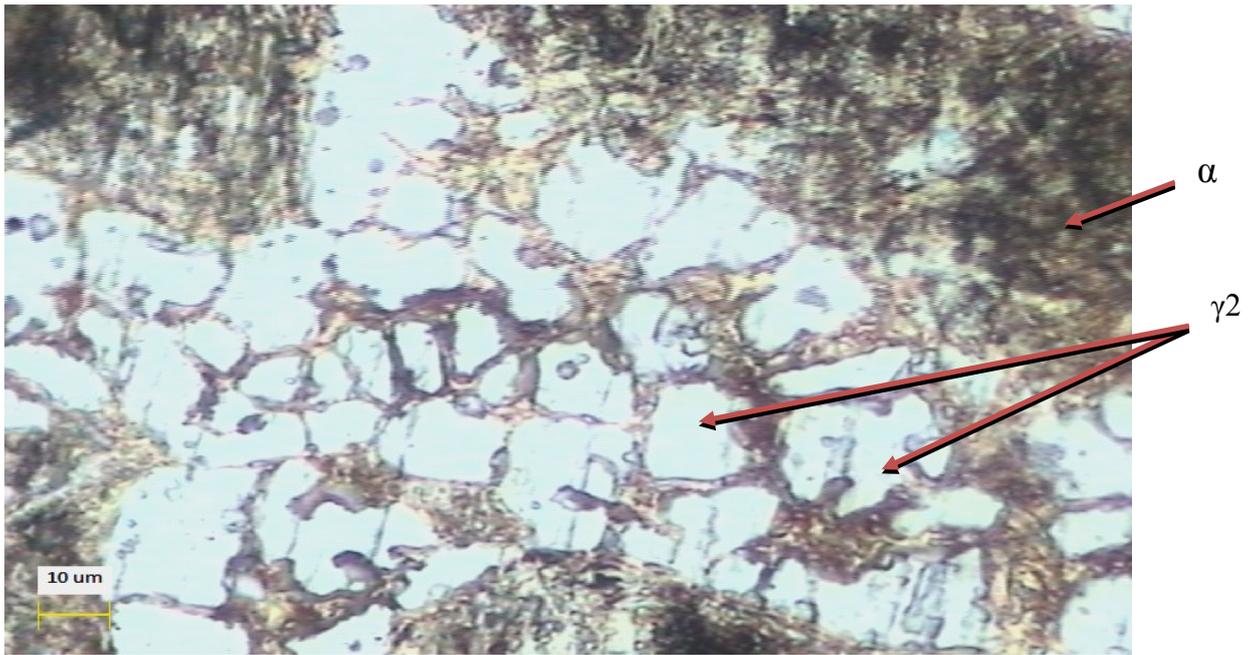


Figure V.5 : micrographie optique de la structure a l'équilibre.

Nous pouvons conclure que:

La composition chimique du matériau objet de notre étude est hyper eutectoïde.

La microstructure de trempe est martensitique du type  $\beta'1$  et  $\gamma'1$ .

En conclusion :

Il apparaît que la création de la microstructure wedge dans les AMF à base cuivre répertoriés peut se faire sans endommagement notable du matériau.

Le wedge semble être un moyen énergiquement favorable de croissance de la martensite dans l'austénite, pour tous les matériaux connus subissant une transition BCC-9R.

En réchauffant le matériau, le wedge disparaîtra également sans endommagement, et la transition de phase sera donc réversible.

Ceci est selon nous à l'origine de la mémoire de forme des AMF à base cuivre.

### V.3 Traitement d'éducation et effet mémoire double sens (EMDS) :

#### V.3.1 éducation par cyclage en effet mémoire simple :

Cette méthode d'éducation nous permet de suivre l'évolution de la forme de l'éprouvette pendant le cyclage. Une fois la forme de l'éprouvette de l'échantillon est stabilisée le cyclage est interrompu.

Les figures : (figV.6), (figV.7) (figV.8) nous montre l'image de notre éprouvette pendant le traitement d'éducation.

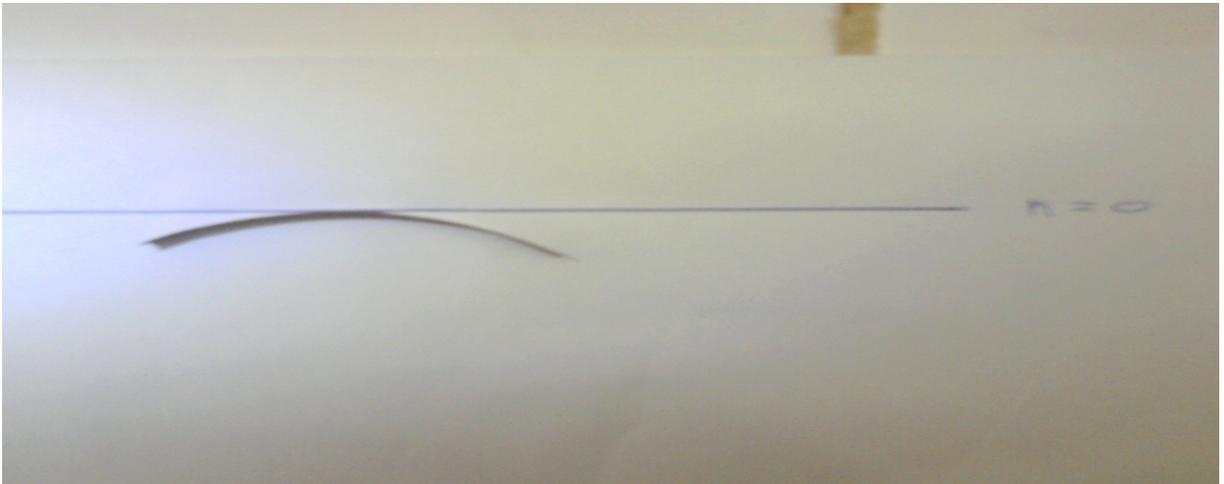


Figure V.6: l'image de l'éprouvette à l'état initial.

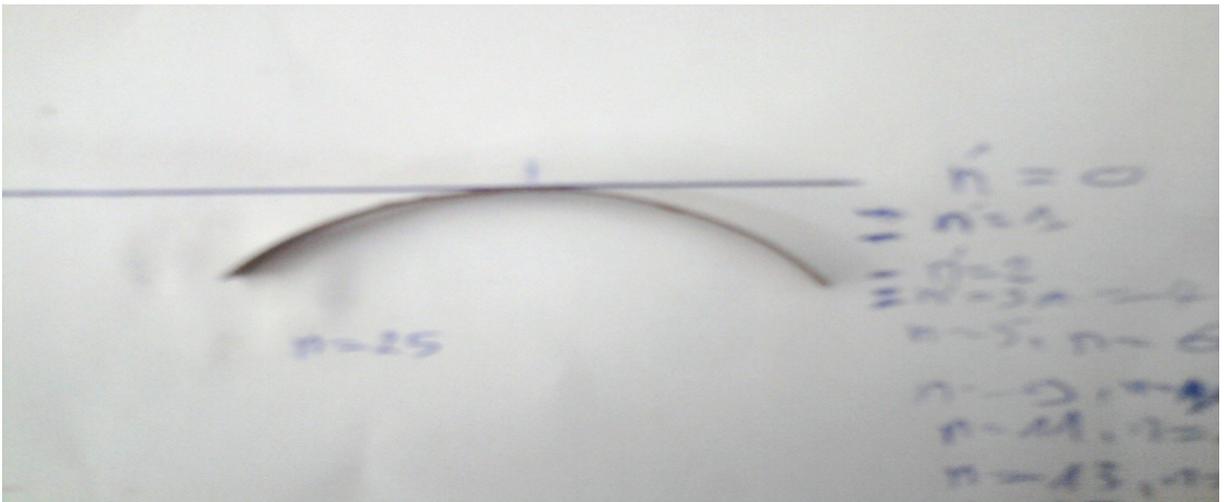


Figure V.7 : l'image de l'éprouvette à l'état n=25 cycle d'éducation.

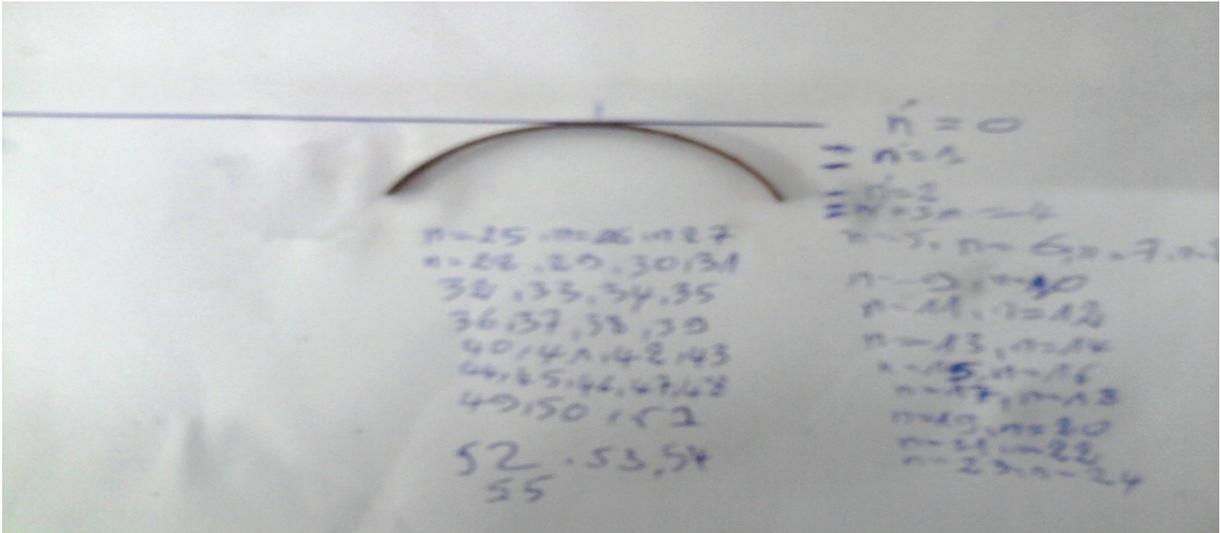


Figure V.8: l'image de l'éprouvette à l'état n=55 cycle d'éducation.

Pour digitaliser les images de chaque cycle d'éducation on a utilisé le logiciel : windig

Qui représenté dans l'image ces dessous.

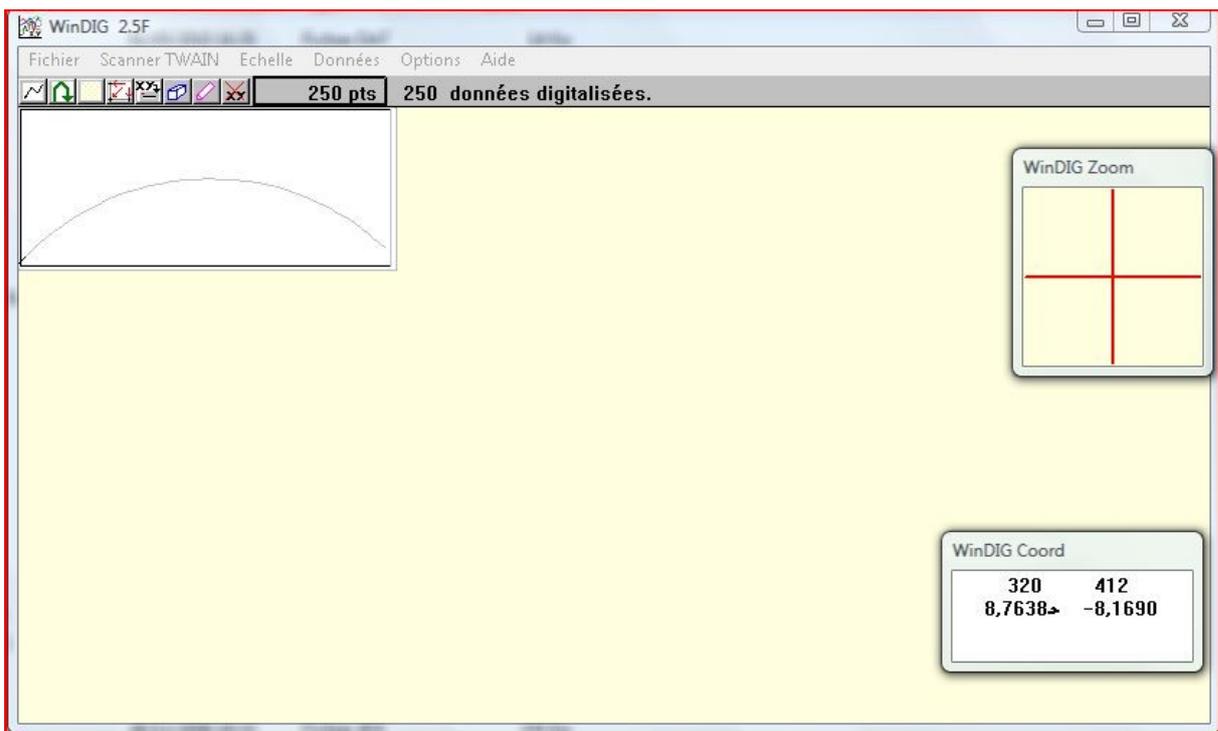


Figure V.9: l'image de logiciel windig.

La figure V.10 nous montre l'évolution de l'empreinte de l'éprouvette durant le traitement.

On constate que la courbure évolue régulièrement avant de se stabiliser.

Cette stabilisation est due au fait que la germination et la croissance des variantes origine de l'effet mémoire s'arrête après certain cycles correspondant à la stabilisation de la forme.

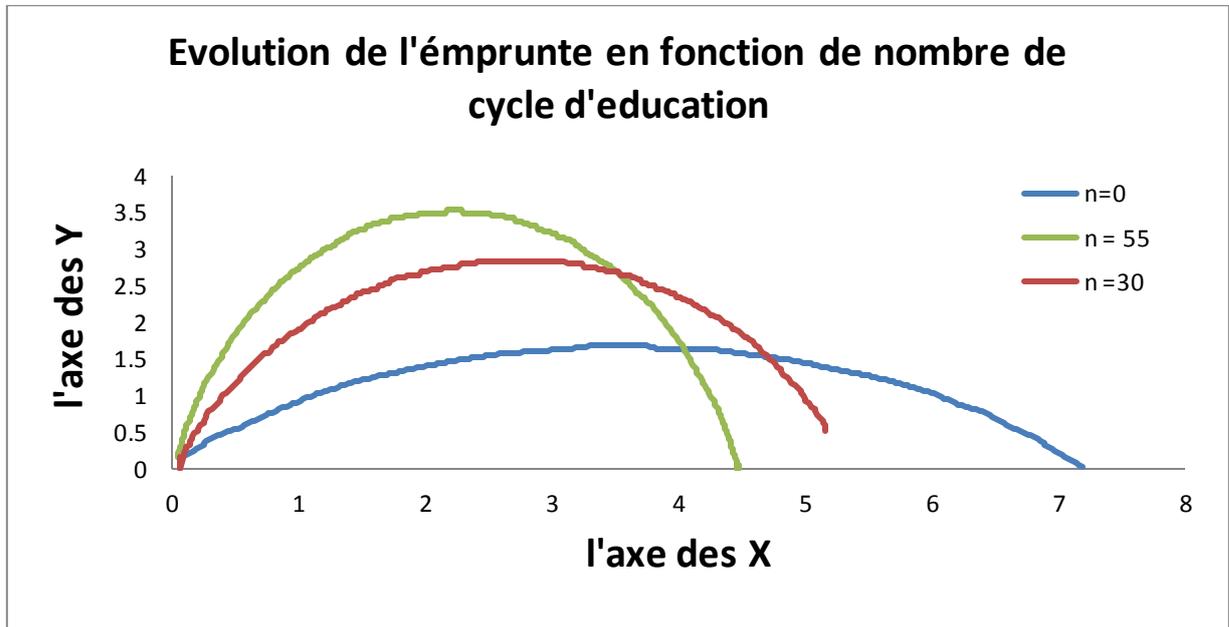


Figure V.10 : Evolution de l'empreinte de l'éprouvette durant le traitement d'éducation.

### V.3.2 Analyse de la déformation de l'éprouvette :

On suppose que l'éprouvette subit une flexion conforme aux hypothèses classique pour la flexion des poutres.

Les déformations sont relativement petites dans le cas de tôles de faibles épaisseurs. Une représentation géométrique d'une flexion d'une tôle est donnée dans la figure V.11, la fibre médiane est courbée, son rayon est  $R$ . qui sera la variable d'évolution de problème, on supposera que l'on est capable à tout moment d'imposer  $R$ .

Pendant la flexion, les fibres supérieures se compriment et les fibres inférieures se tendent (ils sont allongés), tandis que l'axe neutre ne change pas de longueur.

La compression ou l'allongement des fibres est proportionnel à leur distance de l'axe neutre.

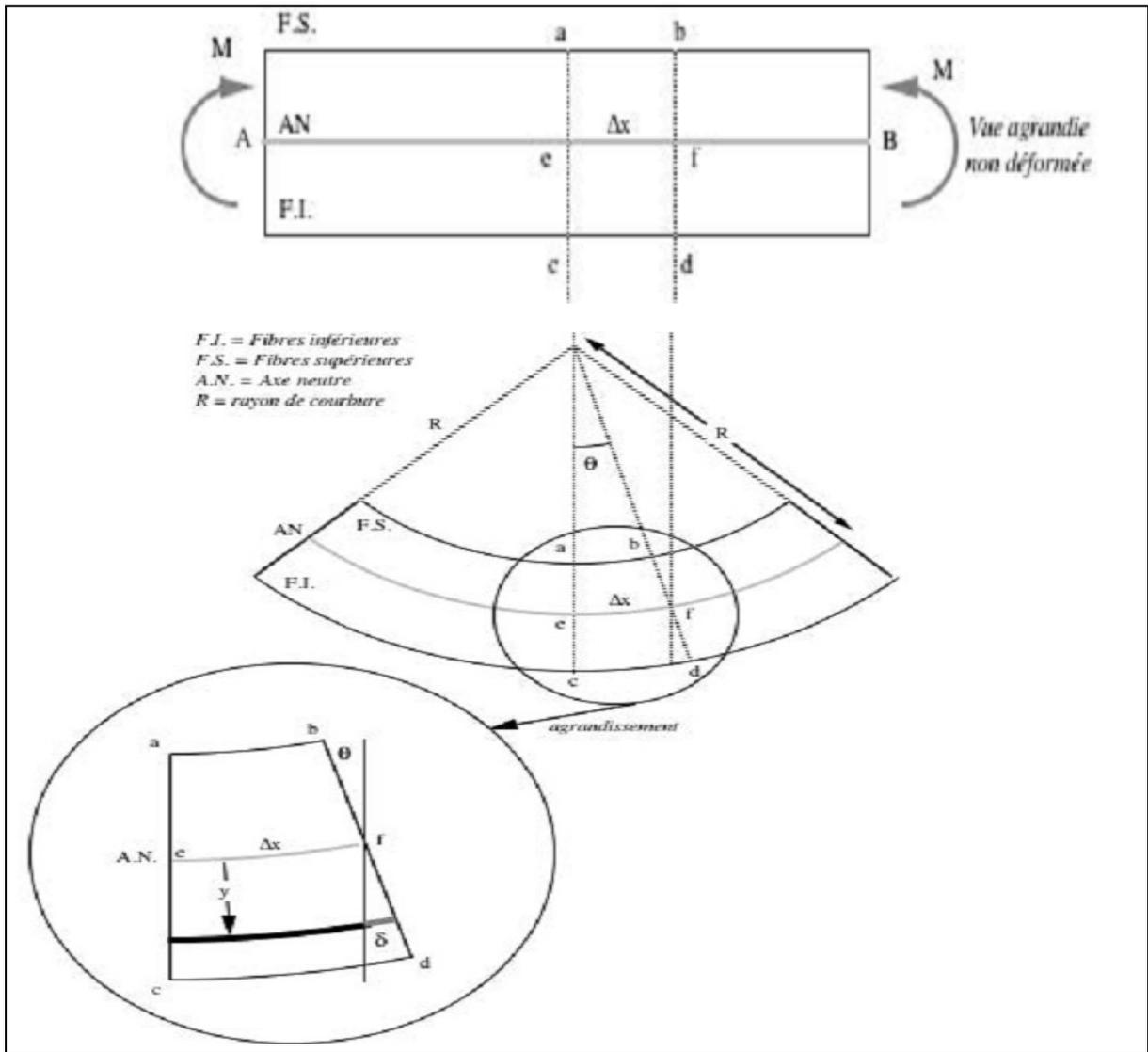


Figure V.11 : géométrie de la flexion d'une tôle.

Il nous faut exprimer le déplacement relatif des points matériels au cours de la flexion.

Le rayon de courbure  $R$  est très grand et l'angle qu'on mesure  $\theta$  est très petit. Si on mesure  $\theta$  en radian on peut affirmer à partir de la définition du radian que :

$$\theta = \frac{\text{longueur de l'arc}}{\text{rayon}} = \frac{\Delta x}{R} = \frac{\delta}{y}$$

D'où on peut tirer :

$$\delta = y \theta \quad \text{et} \quad \Delta x = R \theta$$

En considérant que  $\Delta x$  à l'axe neutre ne change pas de dimensions, nous pouvons définir la déformation unitaire par:

$$\varepsilon = \frac{\delta}{\Delta x} = \frac{y\theta}{R\theta} = \frac{y}{R}$$

Et selon la loi de Hooke ( $\sigma = E \varepsilon$ ), on a:

$$\varepsilon = \frac{\delta}{\Delta x} = \frac{\sigma}{E}$$

D'où

$$\sigma = \frac{E y}{R}$$

Donc la contrainte est proportionnelle à l'éloignement de l'axe neutre, plus on s'éloigne de part et d'autre de l'axe neutre, plus la contrainte est grande (figure V.12).

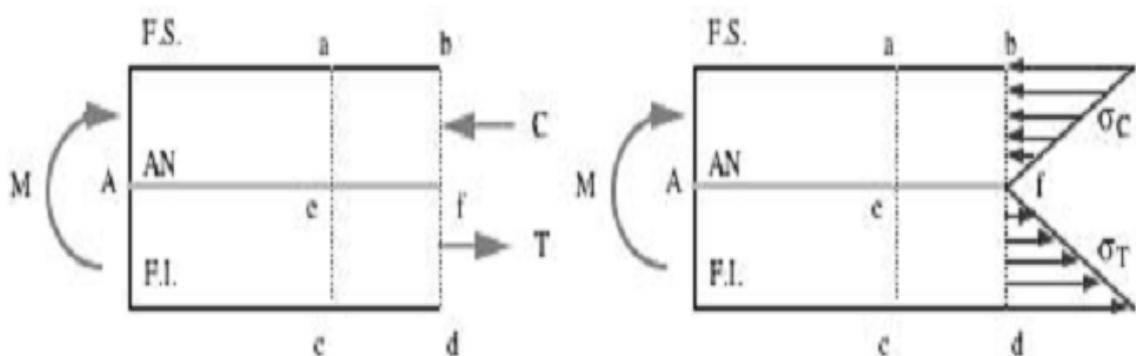


Figure V.12 : la répartition des contraintes par rapport à l'axe neutre.

On tire immédiatement la déformation :

$$\varepsilon_{xx} = \frac{Y}{R}$$

Elle est proportionnelle à la cote Y et à la courbe  $1/R$ .

Donc le paramètre mesurable est le rayon R.

### V.3.3 Mesure des rayons de courbure :

Pour détermination des rayons de courbure, nous avons adoptés la méthode des trois points.

Cette méthode consiste à prendre trois points A, B, et C sur la courbure de l'empreinte de l'éprouvette (figure V.13). L'intersection des deux bissecteurs perpendiculaires des sections [AB] et [BC], correspond au centre de courbure de l'empreinte de l'éprouvette éduquée.

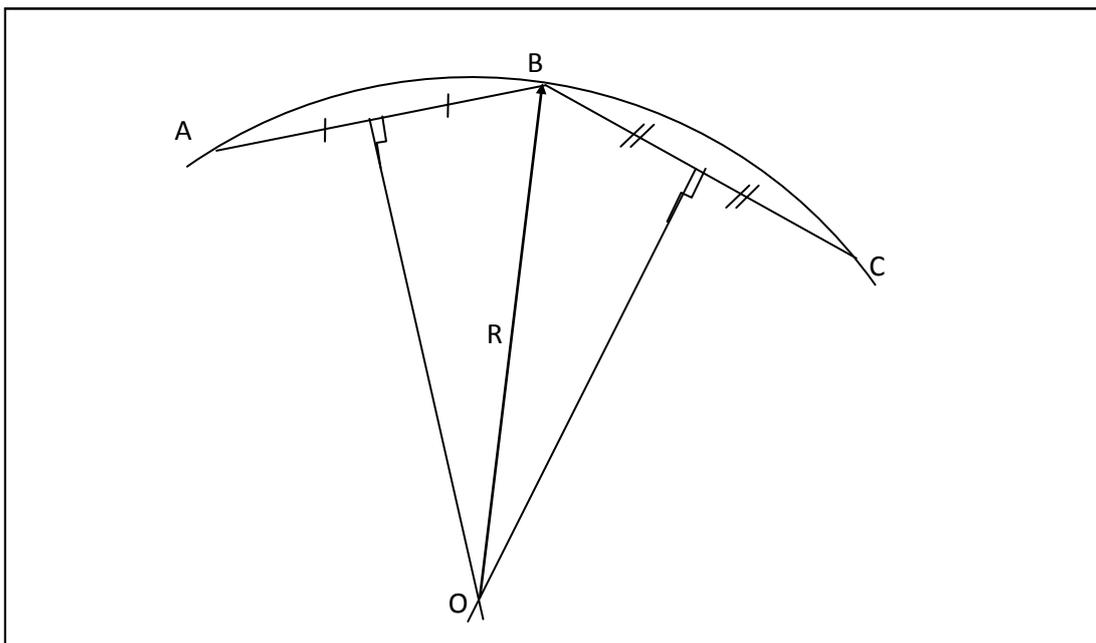


Figure V.13 : détermination géométrique du rayon de courbure de l'empreinte de l'éprouvette.

Pour calculer les rayons de courbure de l'empreinte de l'éprouvette après chaque cycle d'éducation on a utilisé le logiciel : digital micrographe, Qui représenté dans l'image ces dessous.

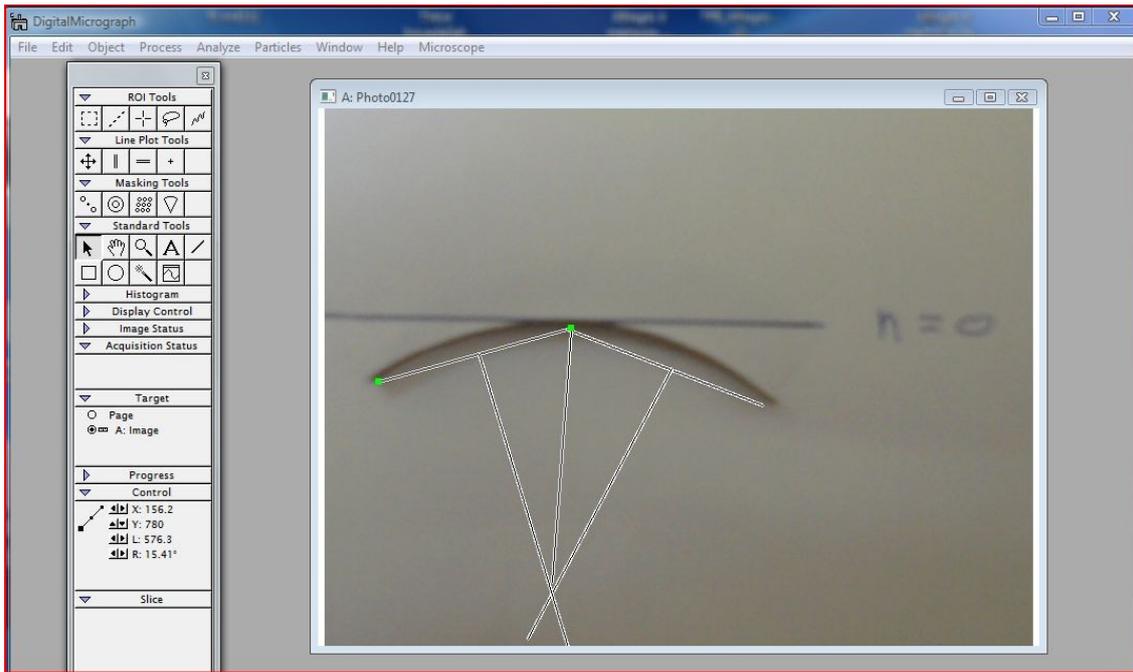


Figure V.14: l'image de logiciel digital micrographe.

La mesure des rayons de courbure de l'empreinte de l'éprouvette après chaque cycle  $n$ , nous a permis de tracer la courbe : rayon courbure – nombre de cycle d'éducation (figureV.15).

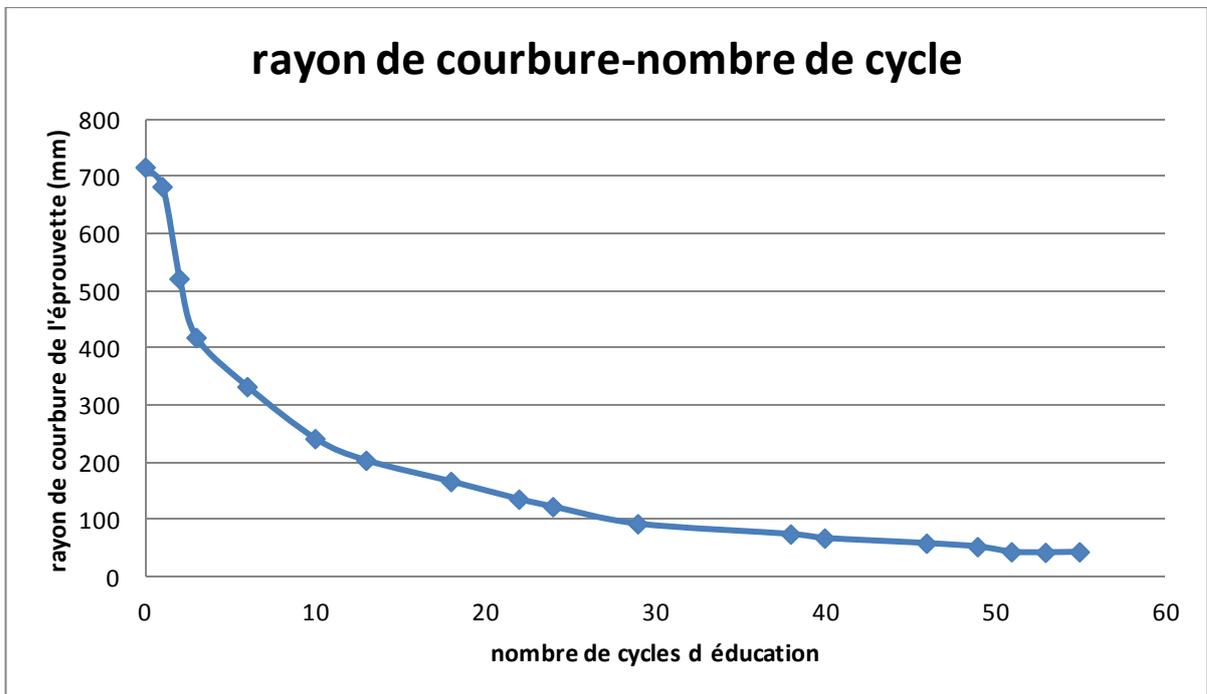


Figure V.15 : courbe rayon de courbure – nombre de cycle.

En observant cette courbe, on constate que le rayon de courbure diminue avec l'augmentation du nombre de cycle jusqu'à une valeur minimal de 42 mm quand le nombre de cycle dépasse 50.

Calcul du rendement à l'éducation au nième cycle de traitement  $r(n)$  :

On définit le rendement à l'éducation au nième cycle de traitement, par le rapport entre la déformation due à l'effet mémoire double sens au nième cycle  $\varepsilon_e(n)$ , et la déformation permanente appliquée  $\varepsilon_a$ .  $R_a$

$$r(n) = \frac{\varepsilon_e(n)}{\varepsilon_a}$$

Avec :

$$\varepsilon_e(n) = \frac{Y}{R_e(n)} \quad \text{Et} \quad \varepsilon_a = \frac{Y}{R_a} \quad \text{ou :}$$

$R_e(n)$  = rayon de courbure de l'éprouvette due à l'effet mémoire double sens au nième cycle.

$R_a$  = rayon de courbure de l'éprouvette après déformation.

Donc on peut exprimer le rendement  $r(n)$  par :

$$r(n) = \frac{R_a}{R_e(n)}$$

La déformation permanente appliquée lors du traitement à un rayon de courbure

$R_a = 33 \text{ mm}$ .

Les valeurs de  $R_e(n)$  sont mesurées, donc on peut tracer la courbe :

Rendement – nombre de cycle (figure V.16).

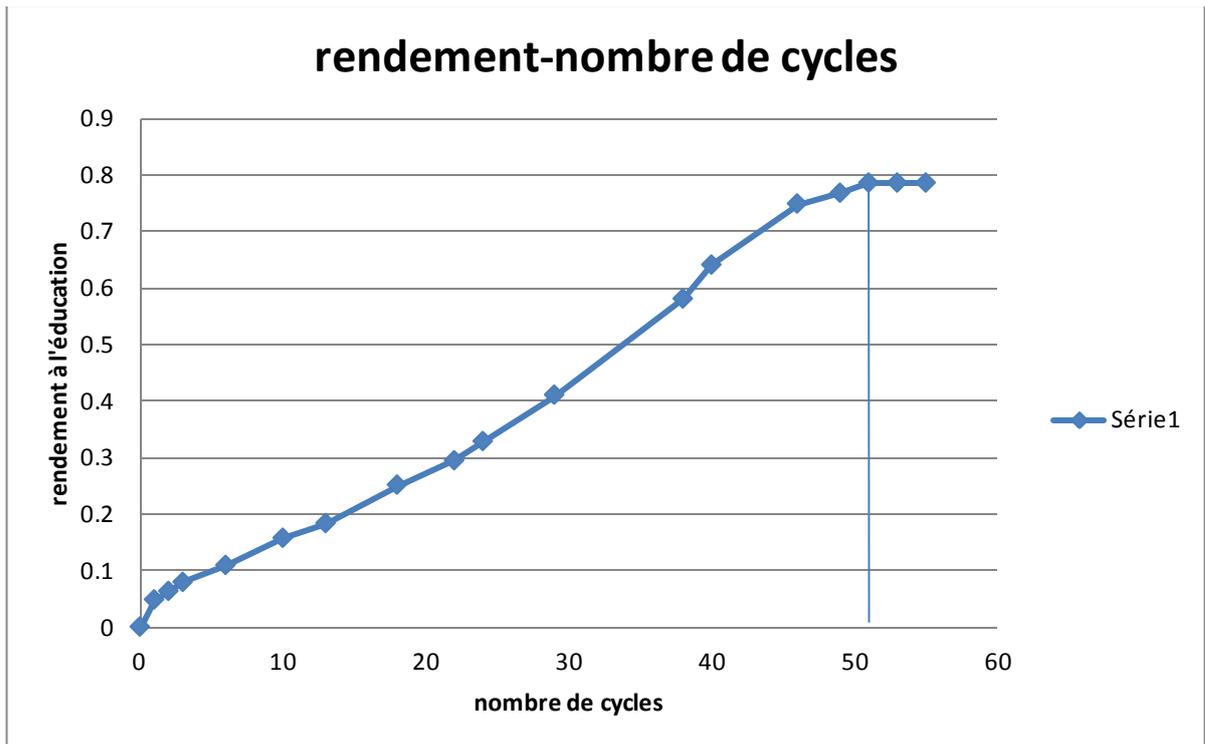


Figure V.16 : courbe d'évolution du rendement à l'éducation en fonction du nombre de cycle de traitement.

En observant la courbe de rendement à l'éducation on constate que ce paramètre tend vers une valeur maximale de 78 %, quand le nombre de cycles appliqués s'approche de 50.

### V.3.4 Mesure de l'effet mémoire double sens :

Une fois éduquée, l'éprouvette possède deux formes, une à basse température ( $T = 25 \text{ }^{\circ}\text{C}$ )

Et l'autre à haute température ( $T = 55 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ). La première en phase martensitique et la deuxième en phase mère (figure V.17).

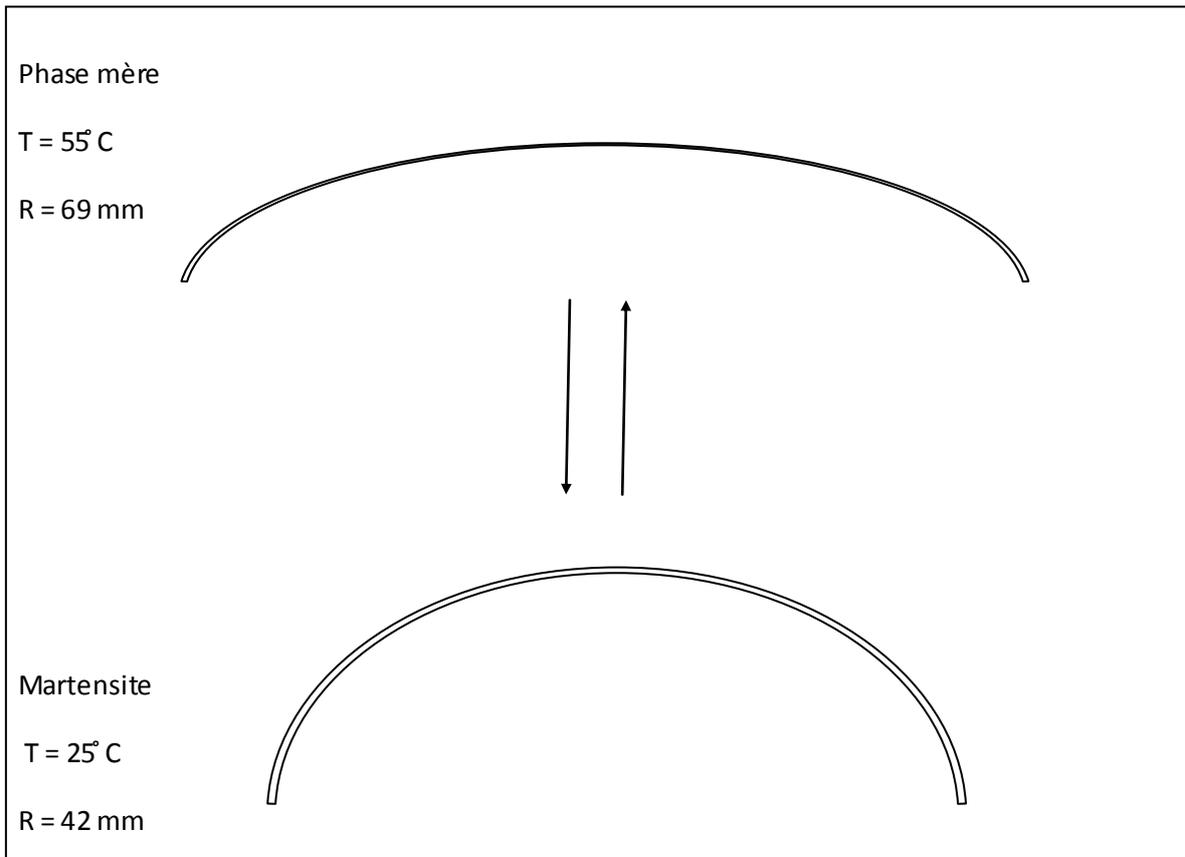


Figure V.17 : effet mémoire double sens obtenu après  $n = 55$  cycle d'éducation.

De cette figure on distingue deux caractéristiques de l'effet mémoire double sens :

La déformation permanente en phase mère  $\epsilon_a$ .

La déformation en martensite  $\epsilon_m$ .

La déformation permanente en phase mère est due aux contraintes internes engendrées par les défauts de structure provoqués par le traitement d'éducation, ces contraintes gênent la réversion des variantes de martensite.

Cette déformation croit avec le cyclage d'éducation.

La mesure et le contrôle de l'effet mémoire double sens exige de définir des paramètres suivants :

La haute température  $T_2$ . La basse température  $T_1$ . Le nombre de cycle  $n$ .

La déformation apparente en phase mère lors du  $n$ ème cycle d'éducation  $\epsilon_{an}$ .

La déformation en martensite lors du nième cycle d'éducation  $\varepsilon_{mn}$ .

La différence entre  $\varepsilon_{mn}$  et  $\varepsilon_{an}$  représente l'amplitude en déformation de l'effet mémoire double sens :

$T_2 = 70 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_1 = 25 \text{ }^\circ\text{C}$  et  $n = 55$ .

On a :

$$\varepsilon_{a55} = \frac{Y}{R_{a55}} \quad \text{et} \quad \varepsilon_{m55} = \frac{Y}{R_{m55}}$$

Avec :

$R_{a55}$  = rayon de courbure de l'éprouvette à l'état de phase mère  $R_{a55}$  à  $n=55$ .

$R_{m55}$  = rayon de courbure de l'éprouvette à l'état martensitique à  $n=55$ .

Tel que :

$R_{a55} = 69 \text{ mm}$ ,  $R_{m55} = 42 \text{ mm}$ ,  $y = 0,5 \text{ mm}$

On trouve :

$$\varepsilon_{a55} = \frac{0.5}{69} = 0.72\%$$

$$\varepsilon_{m55} = \frac{0.5}{42} = 1.19\%$$

$$\varepsilon_{m55} - \varepsilon_{a55} = 0.47\%$$

#### **V.4 perspective d'utilisation :**

L'effet mémoire double sens des alliages AMF éduqués, offre plusieurs applications industrielles, la connectique, le contrôle de température ...etc. L'application industrielle de l'effet mémoire double sens est en relation avec les formes extrêmes, de haute température et de basse température. Dans notre cas, la forme courbée à basse température qui se redresse à haute température, peut être utilisée comme un connecteur ou un contacteur de courant électrique, qui donne un signal audiovisuel.

Ce dispositif peut assurer la sécurité des machines électriques contre une surchauffe accidentelle qui entraînant la détérioration de ses machines.

Un tel produit résiste à la corrosion, à l'humidité et aux chocs mécaniques, et en cas de panne on le remplace facilement sans demander une main d'œuvre spécialisée, contrairement aux dispositifs électroniques qui sont très complexes.

# Conclusion générale

Dans le but de réaliser notre dispositif de contrôle et de sécurité nous avons utilisé un alliage à mémoire de forme à base de Cu-Al-Ni. Cet alliage résiste bien aux effets de l'atmosphère et présente un comportement thermo élastique acceptable. A l'issue de cette étude nous pouvons faire les conclusions suivantes :

- A l'état trempé la structure de notre alliage est complètement martensitique constituée de variantes auto accommodantes.
- L'alliage présente une transformation thermoélastique de type II ( $M_f < A_s < M_s < A_f$ ), à faible hystérésis.
- La méthode d'éducation par cyclage en effet mémoire simple permet une bonne surveillance de l'évolution géométrique de la forme de l'éprouvette éduquée.
- Cette technique nous a permis d'obtenir un rendement de l'ordre 78%.
- L'effet mémoire double sens (EMDS) commence à apparaître dès le vingtième cycle de traitement pour se stabiliser à partir du cinquantième cycle.
- Les tests appliqués sur notre dispositif montrent qu'il réagit bien aux variations de la température. Il coupe le circuit de l'installation lorsque la température atteint 55°C. Il est capable de remettre le courant électrique dans l'installation lorsque la température s'abaisse à 45°C.

Ce dispositif peut être adapté à plusieurs situations :

- Un contacteur dans le cas où il est nécessaire de sécuriser une installation contre une surchauffe accidentelle.
- Un connecteur pour actionner une application lorsque la température atteint 55°C.

En perspective il est recommandé de tester notre dispositif sur une installation réelle. Il est également recommandé de tester d'autres modes d'éducation et comparer les résultats obtenus. Signalons enfin que la phénoménologie de l'effet mémoire double sens reste loin d'être complètement explorée. L'étude détaillée des phénomènes de nucléation et de croissance des variations de martensite en présence de défauts (dislocation, joints d'interfaces ....) permettrait de mieux expliquer et comprendre l'effet mémoire double sens.

## Références bibliographiques

- [1]. William,D. Callister,jr. Materials science and engineering. USA.2007.pp348-350.
- [2]. C.H.Gonzalez. Thèse de doctorat. INSA de Lyon.2002.
- [3]. D.Arnoud, J.Barbery, R.Diais, P.Noudot. propriétés du cuivre et de ses alliages. Technique de l'ingénieur. M430.
- [4]. G.Guenin. Technique de l'ingénieur. M530.1996.
- [5]. Chentouf .S.M. «étude thermodynamique et microstructurale d'alliages a mémoire de forme dans les systèmes Cu-Al-Ni ET Cu-Al-Be». Thèse de doctorat .ENP.2008.
- [6]. S.Baidi. Thèse de Magister. Université Batna.2009.
- [7]. M.L. Sahli. «Modélisation et control de sante des matériaux composites hybrides a propriétés adaptables : matériaux intelligents, sous l'effet des efforts extérieurs». Thèse de doctorat. Université Mentouri. Constantine. 2009.
- [8]. H. Cheniti. « Étude du vieillissement d'un Alliage à Mémoire de Forme type Cu-Al-Ni» Thèse de doctorat. ENP.2010.
- [9]. GUENIN (G) et al. Scripta. Met, Vol.13, p.286. 1979
- [10]. C.A.R.M.A (centre d'animation régional en matériaux avances).A.M.F.actualisation décembre 2001.
- [11]. A. Belfar, Thèse de Magistère, Constantine, 1999.
- [12]. F.MEZDOUR. «Education d'un alliage à mémoire de forme Cu-Al-Ni, projet fin étudié ».PFE.ENP. 1996.
- [13]. C.M.WAYMAN. J.Met, 129,1986.
- [14]. G.Guénin. Traitement thermique -234-90, p.21.
- [15]. D.RIOS –JARA, G.Guénin-acta Met. 35, p109, 1988.
- [16]. J.OERKINKS, R.O.SPONHOLZ-Met.trans.15A, P.313.
- [17]. S.KAJIWARA-PROC. New Aspect of matr. Trans. Kole.

- [18]. AMAR SAADI. « Comportement thermodynamique et structural de l'état de vieillissement thermique d'un AMF de type Cu-Al-Ni ». Thèse de magistère. EMP. 2012.
- [19]. Benoit VIEILLE. « De l'élaboration d'un modèle numérique à la prédiction du comportement de structures minces en alliage à mémoire de forme ». Thèse de doctorat. Université de Franche-Comté. France. 2003.
- [20]. Les alliages à mémoires de forme, Fonctionnalités et applications industrielles, 2007.
- [21]. F. Auricchio. « Shape memory alloys: applications, micromechanics, Macromodelling and numerical simulation ». University of California at Berkeley CA, USA, 1995.
- [22]. A. Hautcoeur. <http://www.a2im.com>.2001.
- [23]. K. Otsuka. And T. Kakeshita. Science and technology of shape memory alloys: New developments. 2002.
- [24]. A. Leppäniemi. « Shape memory alloys – applications and commercial aspects ». 2000.
- [25]. C. Chaussin, G. Hilly. Cours métallurgie
- [26]. William D. Callister, Jr. Science e génie des matériaux, 5<sup>e</sup> édition.
- [27]. H. DE LEIRIS. Métaux et alliages (propriétés générales -méthodes d'essais-procédés d'élaboration).
- [28]. J. Baralis. G. Maeder. « Précis de métallurgie », 5<sup>ème</sup> édition, pp163-166, Nathan, paris, 1990.
- [29]. Y. Adda, Phibert, Jean . Éléments de la métallurgie physique. 1987.
- [30]. Michel Colombié et Coll. Matériaux métalliques, 2<sup>e</sup> édition, pp57, Dunod, paris. 2001
- [31]. M. Boubdallah. « Contribution à l'étude des alliages à mémoire de forme à base Cu-Al-Ni ». Thèse de doctorat d'état, Ecole Nationale Polytechnique d'Alger, (1998)