

9/96

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE POPULAIRE

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA
RECHERCHE SCIENTIFIQUE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : METALLURGIE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET de Fin D'ETUDES

THEME

EDUCATION D'UN ALLIAGE
A MEMOIRE DE FORME
(Cu - Al - Ni)

Proposé et dirigé par :
MR. BOUABDALLAH

Etudié par :
F. MEZDOUR

PROMOTION 1996

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE POPULAIRE

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA
RECHERCHE SCIENTIFIQUE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : METALLURGIE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET de Fin D'ETUDES

THEME

EDUCATION D'UN ALLIAGE
A MEMOIRE DE FORME
(Cu - Al - Ni)

Proposé et dirigé par :
MR . BOUABDALLAH

Etudié par :
F. MEZDOUR

PROMOTION 1996

REMERCIEMENTS

Au terme de cette étude, je tiens à exprimer mes remerciements à tous ceux qui ont contribué à la réalisation de ce travail.

Mes remerciements vont en particulier:

A mon promoteur, Mr BOUABDALLAH, pour ces précieux conseils.

A Mr Shisseh et son collègue Mourade

A Rachid, pour son aide lors de saisie et impression

Aux membres de jury qui ont pris la peine de juger ce travail

Ainsi, à l'ensemble des enseignants du département métallurgie

Dédicace

A la mémoire de ma mère

A mon père

A ma chère sœur

A mes deux frères

A tout mes amis

JE DÉDIE CE MODESTE TRAVAIL

LISTE DES ABREVIATION ET SYMBOLES EMPLOYÉS

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

- AMF : Alliage à Mémoire de Forme
EMSS : Effet Mémoire Simple Sens
EMDS : Effet Mémoire Double Sens
SIM : « Stress Induced Martensite »
 A_s : « Austenite Start »
 A_f : « Austenite Finish »
 M_s : « Martensite Start »
 M_f : « Martensite Finish »
 M_d : Température au-delà de laquelle l'effet superélastique n'est pas observé
 σ : Contrainte
 σ_c : Contrainte critique lors d'un essai superélastique
 σ_a : Contrainte appliquée lors d'un essai superélastique
U: Déplacement
 ϵ : Déformation
 ϵ_a : Déformation appliquée
 ϵ_e : Déformation due à l'effet mémoire
 ϵ_a : déformation en austénite
 ϵ_{an} : déformation en austénite lors du n-ième cycle
 ϵ_m : déformation en martensite
 ϵ_{mn} : déformation de martensite lors du n-ième cycle
R: rayon de courbure
 R_a : rayon après déformation
 R_e : rayon dû à l'effet mémoire
 $R_e(n)$: rayon dû à l'effet mémoire lors du n-ième cycle
r: rendement à l'éducation
r(n) : rendement à l'éducation lors du n-ième cycle

SOMMAIRE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

INTRODUCTION.....	1
CHAPITRE I GENERALITES SUR LES ALLIAGES A MEMOIRE DEFORME.....	2
I-1 la transformation martensitique dans les AMF.....	2
I-1-1 Définition	2
I-1-2 La martensite thermoélastique.....	3
I-2 Propriétés thermomécanique des alliages AMF.....	4
I-2-1 l'effet mémoire simple sens (EMSS).....	4
I-2-2 l'effet caoutchoutique.....	7
I-2-3 l'effet superélastique et la martensite induite sous contrainte(SIM).....	8
I-2-4 l'effet mémoire double sens (EMDS).....	10
I-3 Principaux alliages et applications des AMF.....	11
CHAPITRE II: MODES D'EDUCATIONS ET ORIGINE DE L'EFFET MEMOIRE DOUBLE SENS.....	12
II-1 différentes méthodes d'éducation	12
II-1-1 cyclage en effet mémoire simple	12
II-1-2 cyclage en effet superélastique	13
II-1-3 cyclage thermique sous contrainte constante.....	13
II-1-4 cyclage thermique sous déformation imposée.....	15
II-2 Phénomènes de vieillissement.....	15
II-2-1 vieillissement en phase martensitique.....	16
II-2-2 Vieillissement en phase mère.....	16
II-3 Origine de l'effet mémoire double sens	16
II-4 Intérêts de l'effet mémoire double sens	17
CHAPITRE III METHODES EXPERIMENTALES.....	18
III-1 Introduction	18
III-2 Etude métallographique	18
III-2-1 Préparation des échantillons	18
III-2-2 Traitement thermique.....	18
III-2-3 Observation microscopique.....	19
III-3 Traitement d'éducation	20



III-3-1 Choix des méthodes d'éductions	20
III-3-2 Choix du mode de déformation.....	20
III-3-3 Choix de la température	20
III-4 Education par cyclage en effet mémoire simple.....	20
III-5 Education par cyclage thermique sous déformation constante.....	21
CHAPITRE IV RESULTATS EXPERIMENTAUX.....	23
IV-1 Etude métallographique.....	23
IV-2 Traitement d'éducation et effet mémoire double sens(EMDS).....	28
IV-2-1 Education par cyclage en effet mémoire simple.....	28
IV-2-2 Education par cyclage thermique sous déformation constante.....	35
IV-3 Perspective d'utilisation	36
CONCLUSION GENERALE.....	40
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	42

INTRODUCTION

Les alliages à mémoire de forme connaissent un développement très important depuis le début des années 80 (2 brevets par jour en moyenne), leurs propriétés peu ordinaire offrent en effet de nombreuses possibilités d'utilisation dans des domaines très divers (robotique , connectique , compensation de contrainte ...) [1].

Ces propriétés notamment l'effet mémoire simple sont obtenues juste après trempe de matériau élaboré. Cependant l'effet mémoire double sens n'est obtenu qu'après un traitement thermomecanique adéquat appelé *éducation* .

A cet effet notre étude expérimental concerne l'éducation d'un alliage AMF Cu- Al- Ni , dans le but d'obtenir l'effet mémoire double sens. Les éprouvettes éduquées pourraient éventuellement être utilisées dans une application industrielle .

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

Dans le troisième chapitre nous évoquons les différentes méthodes adoptées et les techniques appliquées pour notre étude .

Le quatrième chapitre se consacre aux résultats expérimentaux obtenus, ainsi que les perspectives d'utilisation des éprouvettes éduquées.

Enfin, nous terminons par une conclusion générale ou nous évoquons quelques recommandations pour les études à venir ^{sur} l'effet mémoire double sens.

Chapitre I-GENERALITE SUR LES ALLIAGES A MEMOIRE DE FORME

I-1 LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE DANS LES AMF

I-1-1 DEFINITION :

La transformation martensitique est une transformation displacive du 1^{er} ordre présentant une déformation homogène du réseau cristallographique constituée principalement par un cisaillement . [14]

Le terme displacive du 1^{er} ordre signifie que la transformation met en jeu des déplacements atomiques petits (de l'ordre de grandeur du dixième de la distance interatomique au maximum) mais finis et parfaitement corrélés pour un grand nombre d'atomes . Il n'y a donc aucune diffusion d'atomes à longue distance et ce type de transition peut se produire en principe à toute température et très rapidement sans modifier ni l'ordre atomique ni la composition chimique [2].

A l'échelle du microscope optique l'interface entre phase mère et martensite est un plan invariant en dimension et en orientation appelé plan d'habitat (Fig 1) . A cette même échelle la transformation peut se produire par un cisaillement homogène parallèle au plan d'habitat.

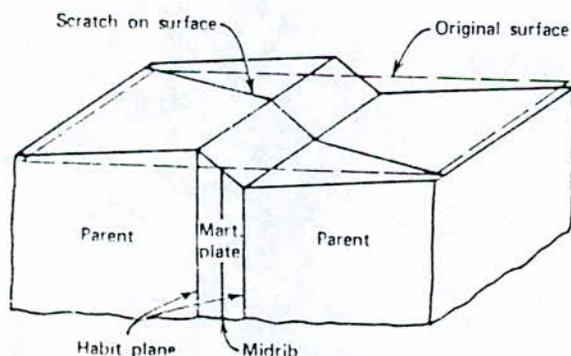


Figure 1 : L'effet produit par l'apparition d'une plaquette de martensite dans un monocristal de phase mère[3].

I-1-2 LA MARTENSITE THERMOELASTIQUE :

On montre dans la figure (2), un schéma typique du changement d'une propriété physique en fonction de la température pendant la transformation martensitique dans le cas d'un alliage AMF. La phase mère (austénite) est représenté symboliquement par un carré, et la martensite par un losange obtenu par une distorsion spontanée de la phase mère. Les différentes températures M_s , M_f , A_s et A_f représentent les points caractéristiques de la transformation directe et la transformation inverse.

Il est à noter qu'en comparant la formation de la martensite entre M_s et M_f et sa réversion entre A_s et A_f , il y a un certain hystérisis qui est d'habitude de l'ordre de 20°C [4], qui caractérise la thermoélasticité, liée à la réversibilité cristallographique de la transformation martensitique sont à l'origine de l'effet mémoire de forme [4].

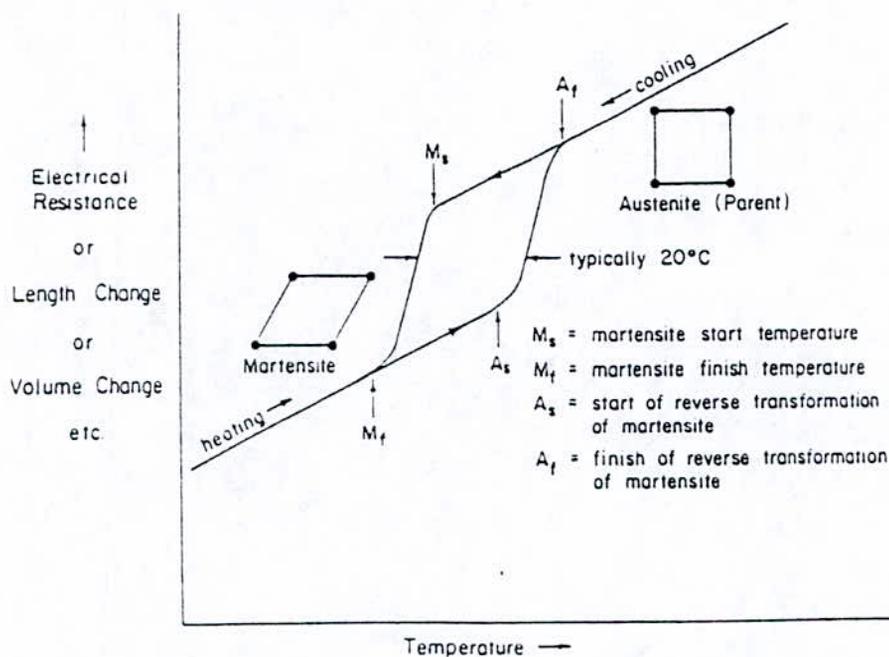


Figure 2 :Schéma typique du changement d'une propriété physique en fonction de la température pendant la transformation martensitique dans les alliages AMF.

Le comportement thermoelastique est une condition d'équilibre entre les énergies chimiques et non-chimiques. Les forces chimiques sont définies par la différence entre les énergies libres de Gibbs de l'austénite et la martensite, et les forces non-chimiques sont dues à l'énergie interfaciale qui est liée à la création d'interface martensite-austénite et aussi à l'énergie de friction due aux mouvements d'interfaces - défauts (dislocations, lacunes, ...).

Dans une transformation thermoelastique, on observe une croissance des plaquettes de martensite contrôlée par un changement de température. A température constante entre M_s et M_f , les interfaces martensite- austénite sont immobiles; une modification de la température de façon réversible fait déplacer les interfaces dans un sens ou dans l'autre, selon qu'il s'agit d'un chauffage ou d'un refroidissement. La première plaquettes formée durant le refroidissement est la dernière à disparaître au chauffage[5].

Pour un monocristal de phase mère, il existe plusieurs possibilités d'orientation de la martensite appelées variantes, correspondant à des plans d'habitats et des cisaillements équivalents du point de vue cristallographique. Les variantes initialement équiprobables, se forment de façon à composer leurs déformations respectives. Ce groupe de variantes dit autoaccommodantes (Fig 3) présente des reliefs à l'échelle microscopique. Cependant à l'échelle macroscopique aucune déformation n'est perceptible [6].

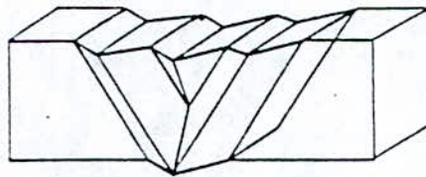


Figure 3 : Vue schématique à trois dimensions d'un groupe de variantes de martensite autoaccommodantes.

I-2 PROPRIETES THERMOMECANIQUES DES ALLIAGES AMF :

I-2-1 L'EFFET MEMOIRE SIMPLE SENS (EMSS) :

Un échantillon AMF préalablement trempé (structure martensitique) ne change pas de forme pendant un cyclage thermique entre deux températures $T_1 < M_f$ et $T_2 > A_f$. Cependant, si ce même échantillon est déformé à la température T_1 , puis réchauffé à la température T_2 , il retourne à sa forme initiale lors du réchauffage. (figure 4). L'effet mémoire ne peut être réactivé que par la déformation de l'échantillon en phase martensitique une autre fois, autrement dit, l'EMSS est un phénomène non répétitif.

Pour expliquer ce phénomène on va se référer de nouveau à la figure (2), où il est envisagé que la formation de la martensite est une distorsion d'une maille carrée en une maille losange. Il y a quatre façons pour obtenir un losange à partir d'un carré (voir la série des flèches figure 5-a). Une fois qu'une orientation rhombique particulière est formée en donnant une variante, celle-ci peut retrouver sa forme originale (maille carrée) seulement par inversion du sens de la distorsion (inversion de la flèche). Ceci est la nature de l'effet mémoire à l'échelle atomique.

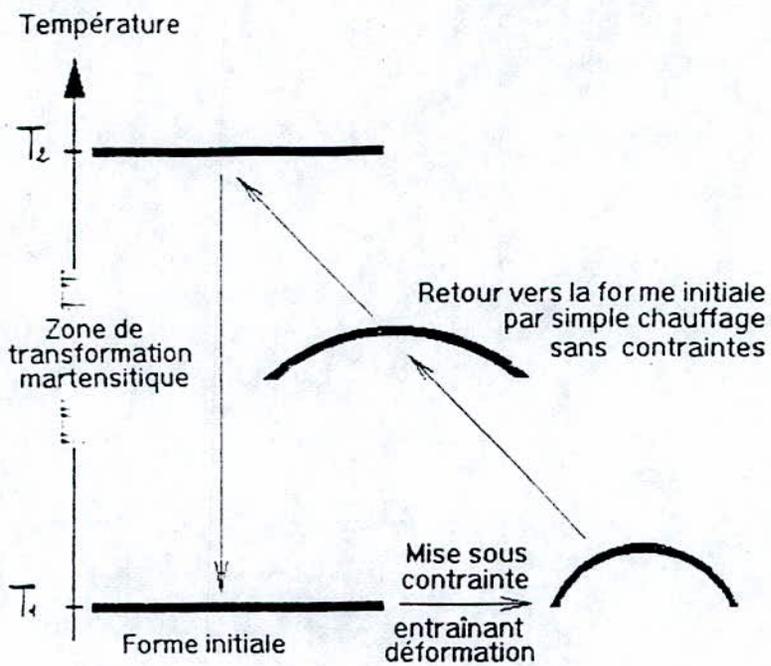


Figure 4 : Effet mémoire simple

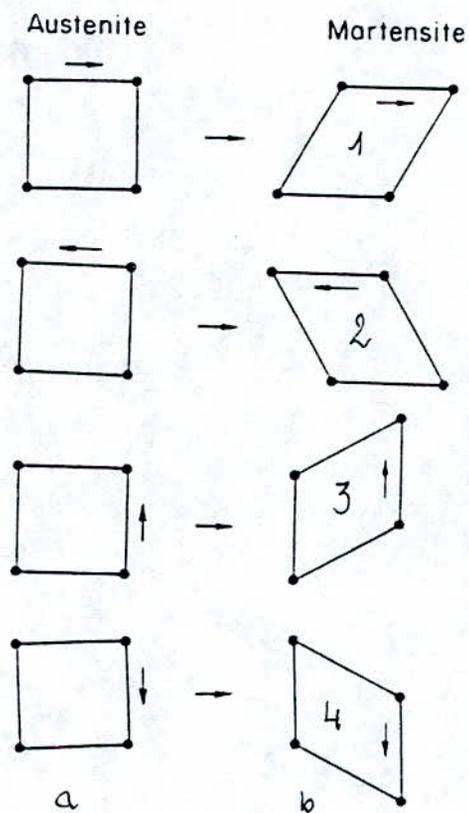


Figure 5 : schéma montrant les possibilités de formation des losanges de martensite à partir des carrés de l'austénite

Le phénomène d'autoaccommodation conduit à la formation d'un groupe de quatre variantes rhombiques de tailles équivalentes (fig6). En élargissant l'échelle, on obtient un spécimen martensitique de section ABCD (fig7). Si on applique une contrainte de traction dans le sens de la flèche sur ce spécimen, on constate que trois variantes (1,2 et 4) deviennent instables, seule la variante 3 favorablement alignée dans le sens de la contrainte appliquée va croître au détriment des autres variantes.

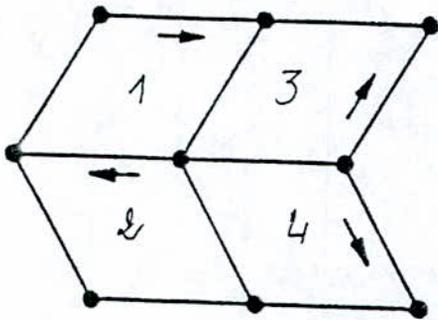


Figure 6 :
Les quatre orientations rhombique de martensite formant un groupe de variantes autoaccommodantes.

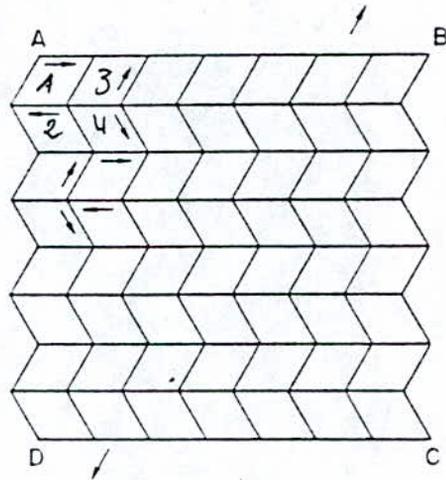
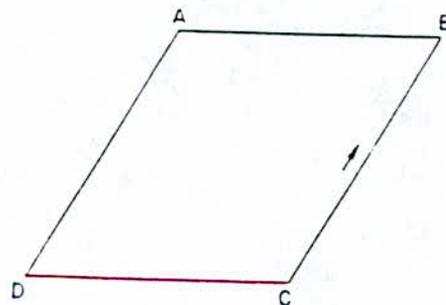


Figure 7:
Spécimen martensitique composé par les groupes de variantes autoaccommodantes de la figure 6 .
Les flèches du haut et du bas représentent le sens d'application de la contrainte .

Cette croissance s'effectue progressivement par le mouvement du plan d'accolement des variantes. Si la contrainte est suffisante, on peut éventuellement obtenir un cristal monovariant de martensite qui a la flèche de haut comme orientation (fig8).

Figure8: cristal monovariant, résultat de la déformation de la section ABCD de la figure 7.



Au réchauffage au-dessus de A_f , la réversion s'effectue par le retour du sens des mouvements distorsions redonnant la forme carrée.

Ce comportement représente la base macroscopique de l'effet mémoire obtenu lors d'un réchauffage éventuel en austénite

I-2-2 L'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). La déformation réversible observée sur un échantillon prédéformé à l'état martensitique (état 3) est supérieur à un retour purement élastique.

Ce comportement est appelé « L'effet caoutchoutique », correspond au passage réversible entre l'état 3 et l'état 2.

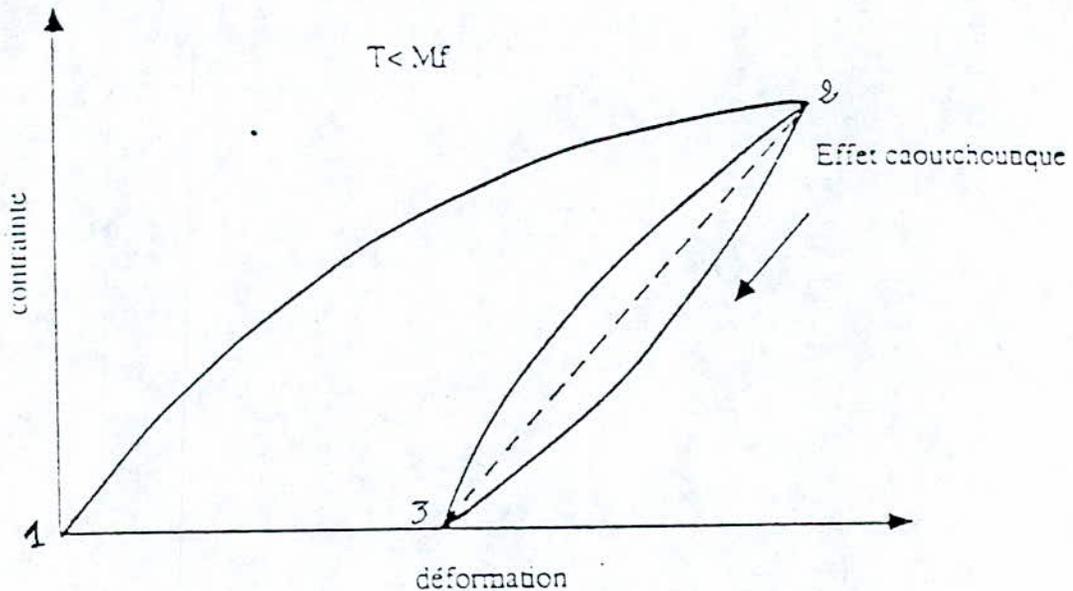


Figure 9 :représentation schématique de l'effet caoutchoutique.

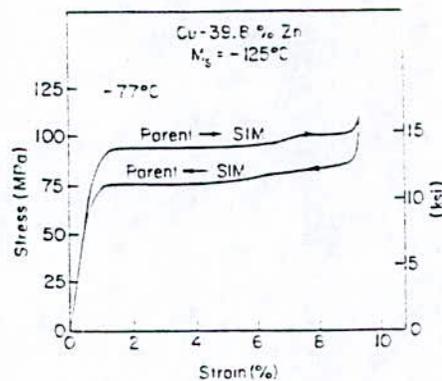
I-2-3 L'EFFET SUPERÉLASTIQUE ET LA MARTENSITE INDUITE SOUS CONTRAINTE (SIM):

Nous avons vu jusqu'à maintenant que l'effet mémoire est un effet thermique et mécanique. Une autre caractéristique propre aux alliages AMF est la « superélasticité » ; normalement sous aucune contrainte la martensite se forme au point M_s lors du refroidissement, dite la martensite induite sous contrainte (Stress-Induced Martensite SIM).

La force motrice de la transformation est maintenant mécanique qui s'oppose à la force thermique, comme dans le cas de la martensite induite thermiquement, la SIM se reverse quand la contrainte appliquée est relâchée en donnant naissance à un effet mémoire d'origine mécanique.

La (figure 10) montre la courbe contrainte-déformation superélastique (boucle superélastique) d'un alliage AMF à base de cuivre à 39,8 % de Zn, le palier supérieur représente la réversion de la SIM durant la suppression de la contrainte. Notons que la déformation correspondant à l'effet mémoire est d'environ 9 %.

Figure 10 : Courbe contrainte - déformation d'un alliage AMF Cu-Zn déformé au-dessus de M_s [4].



Il faut signaler que pour une température T donnée supérieure à M_s , il existe une contrainte critique σ_c au-dessus de laquelle on induit la transformation. Cependant au delà d'une température M_d l'effet super-élastique n'est plus observé.

WAYMAN [4] a observé qu'un monocristal du même alliage soumis à une faible contrainte $\sigma > \sigma_c$ (Fig10), dont les quelques plaquettes de SIM qui se forment ont un plan d'habitat qui respecte le sens de cette contrainte. En augmentant le niveau de la contrainte, le nombre de plaquettes croît sans toutefois modifier le plan d'habitat.

Il conclut alors qu'il y a une seule variante de martensite qui se forme sous contrainte, et le changement de forme (allongement) dû à la formation d'une seule variante se rétablit complètement avec le relâchement de la contrainte.

Il a été observé que la contrainte nécessaire pour produire la SIM augmente avec l'augmentation de la température au dessus de M_s comme le montre la figure 11 .

En effet la variation de la contrainte productrice de la SIM augmente linéairement avec la température au dessus de M_s , comme le montre la figure 12 , notons que l'extrapolation de la contrainte tend vers zéro à M_s .

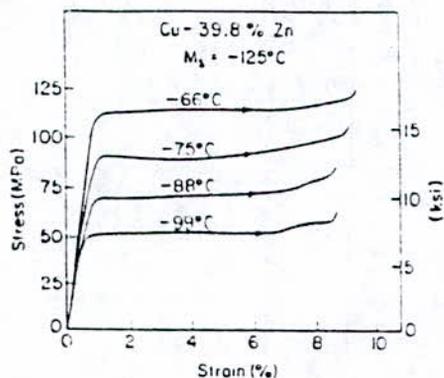


Figure 11:[4]
Courbe contrainte-déformation

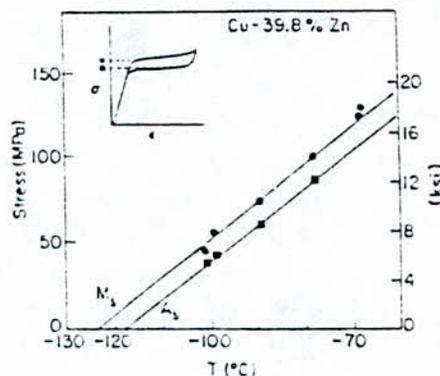


Figure 12:[4]
Courbe de changement des paliers
de contrainte montrés déformé au-dessus de
 M_s dans la figure 10, en fonction de la
température

Cette variation linéaire de la contrainte obéit à l'équation de CLAUSIUS - CLAPEYION [4] , qui s'écrit d'habitude comme suit :

$$dP / dT = \Delta H / T \Delta V \quad (1) .$$

Ou P est la pression, T est la température , ΔH est la chaleur latente de la transformation et ΔV est le changement du volume de la transformation . Cette équation est utilisée par les chimistes . Les métallurgistes l'utilisent sous la forme suivante :

$$d\sigma_a / dM_s = -\Delta H / T \epsilon_0 \quad (2)$$

Ou ΔH est T ont les mêmes significations que précédemment , et σ_a , M_s , et ϵ_0 sont respectivement: la contrainte appliquée, la température M_s , et la transformation de la déformation résolue le long de la direction de la contrainte appliquée.

I-2-5 L'EFFET MEMOIRE DOUBLE SENS : (EMDS)

C'est un passage réversible d'une forme "haute" température (état 1) à une forme "basse" température (état 2) (fig 13), par un simple changement thermique en l'absence de toute contrainte appliquée. Ce comportement s'obtient par un traitement thermomécanique dit "éducation".

Les méthodes d'éductions et l'origine de cet effet sera l'objet du prochain chapitre.

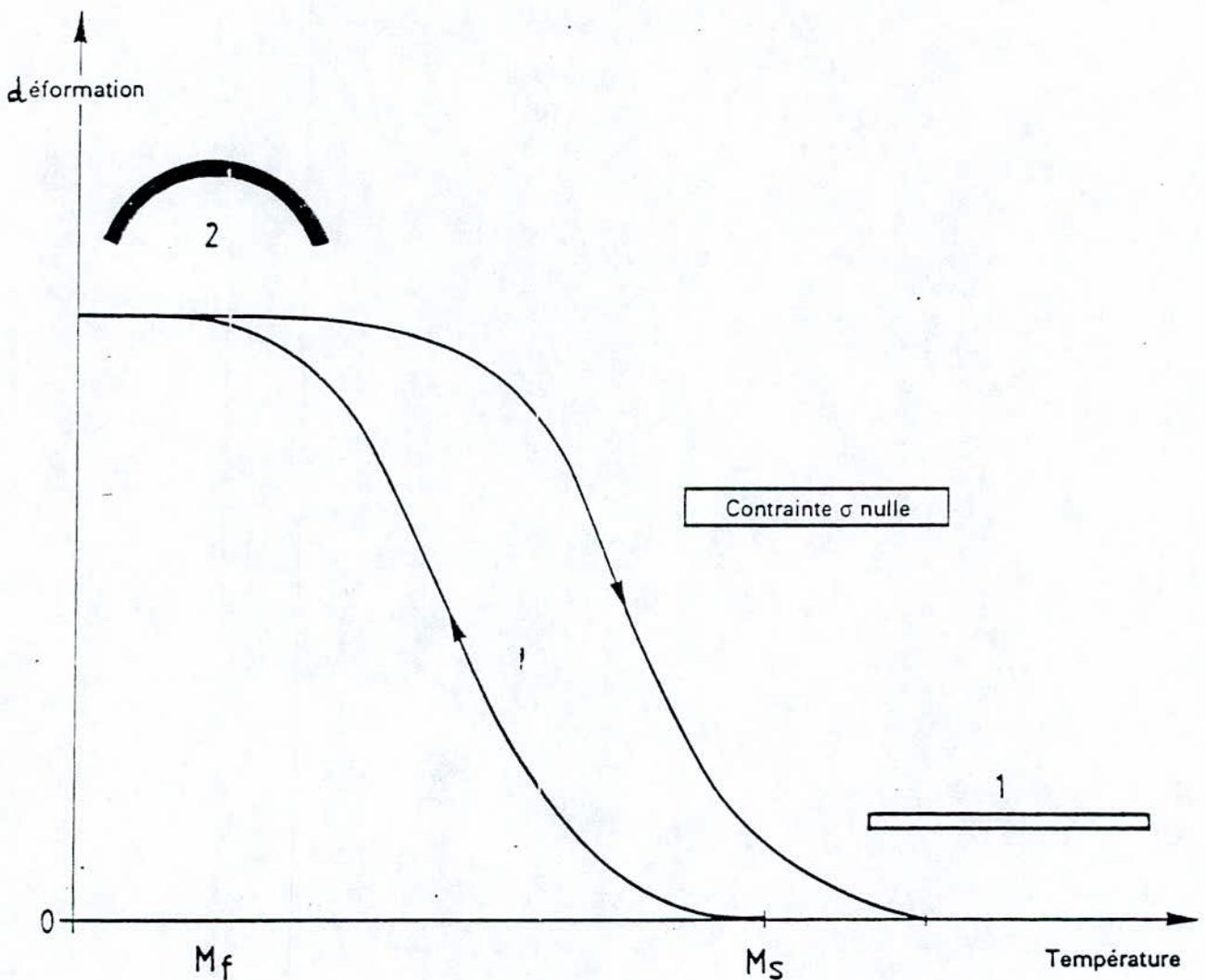


Figure 13 : effet mémoire double sens .

I-3 PRINCIPAUX ALLIAGES ET APPLICATIONS DES AMF:

On connaît actuellement de nombreux alliages métalliques susceptibles d'exhiber l'effet mémoire de forme. nous citons comme exemple les alliages à base de cuivre comme : Cu-Zn, Cu-Zn-Al, Cu-Zn-Sn, ou Cu-Al-Ni, Cu-Au-Zn et les alliages noble tel que Au-Cd , Ag-Cd , Ti-Ni et aussi des aciers comme Fe-Mn-Cr.

Mais cela ne leur donne une grande importance commerciale, que si on prend en compte le fait qu'un AMF joue un rôle qui ne peut être tenu par aucun autre alliage classique. A cette effet une étude approfondie est nécessaire pour connaître les caractéristiques de chaque alliage.

Les alliages Cu-Al-Ni , Cu-Zn-Al, et Ti-Ni représentent un important intérêt commercial à cause des études faites sur ces derniers les années précédentes. Ils ont dépassées l'utilisation dans les jouets et les gadgets. Des applications industrielles ont vu le jour aussi bien dans le domaine de l'aéronautique que celui de la connectique. Même en tenant compte du domaine artistique et les applications médicales, ceci ne représente pas un tonnage important parce que ces alliages ont un prix assez élevé. En particulier , du fait de la mise en oeuvre pour un profil donné.

CHAPITRE II-MODE D'EDUCATION ET ORIGINE DE L'EFFET MEMOIRE DOUBLE SENS

II-1 LES DIFFERENTS MODES D'EDUCATION :

II-1-1 CYCLAGE EN EFFET MEMOIRE SIMPLE :

Ce traitement d'éducation consiste à répéter un certain nombre de cycles en effet mémoire simple : (Fig 14)

- Déformation au-dessous de M_f (cyclage mécanique) .
- retour à la forme initiale par chauffage au-dessus de A_f (cyclage thermique) .

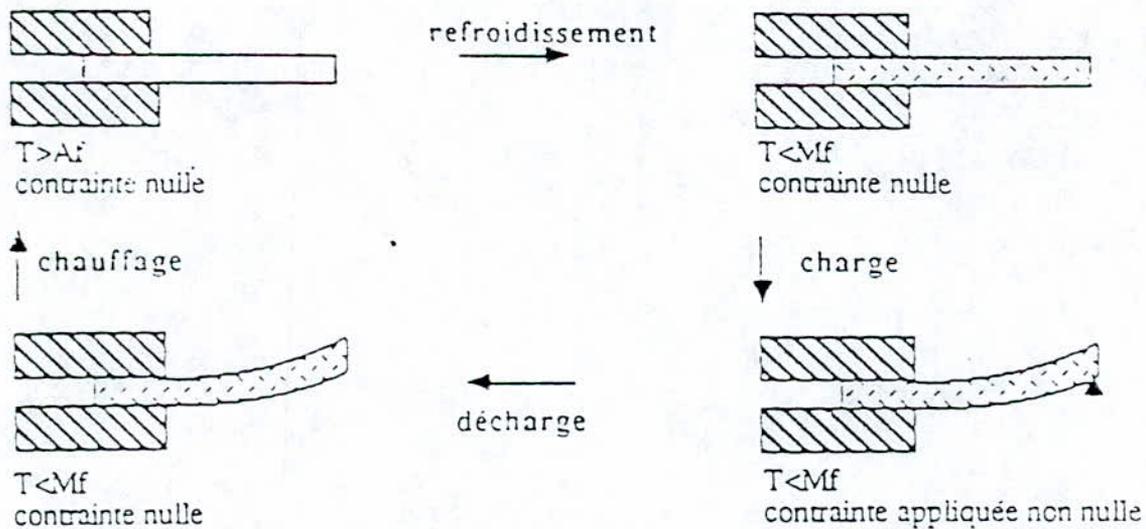


Figure 14 : Cycles d'éducation en effet mémoire simple

II-1-2 CYCLAGE EN EFFET SUPERELASTIQUE :

Il s'agit de répéter un simple cycle mécanique (charge -décharge) à une température comprise entre A_f et M_d . (Fig 15)

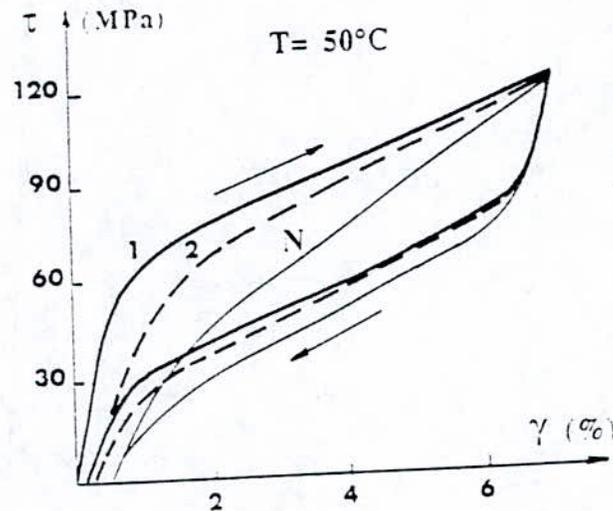


Figure 15 : Cycles d'éducation en effet superélastique conduisant à l'effet mémoire double sens . (Cu-Zn - Al en torsion $M_s = 24 \text{ }^\circ\text{C}$) [7].

II-1-3 CYCLAGE THERMIQUE SOUS CONTRAINTE CONSTANTE :

C'est un simple cyclage thermique entre $T < M_f$ et $T > A_f$ avec une application d'une contrainte constante, l'évolution de ces cycles est montrée dans la figure 16 , ou on observe une évolution rapide lors des premiers cycles puis une stabilisation au bout de 5 -10 cycles.

Pour $N > 10$, les cycles sont pratiquement fermés et change très peu .

τ et γ sont respectivement la contrainte et la déformation au niveau de la fibre externe de l'échantillon. γ_e est la déformation élastique en phase bêta induite par la contrainte constante. γ_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 17 constitue un exemple. γ_p est la déformation permanente en austénite provoquées par le traitement d'éducation, et γ_r est l'effet mémoire double sens .

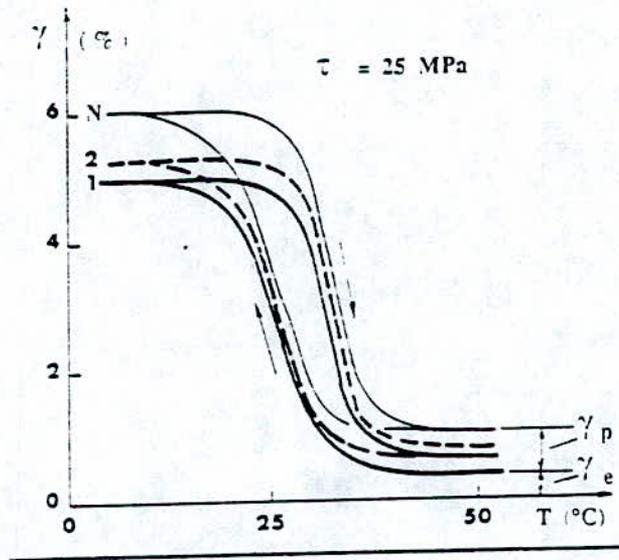


Figure 16 : Cycle d'éducation déformation - Température pour un échantillon de Cu- Zn-Al soumis à une contrainte de torsions constante [7].

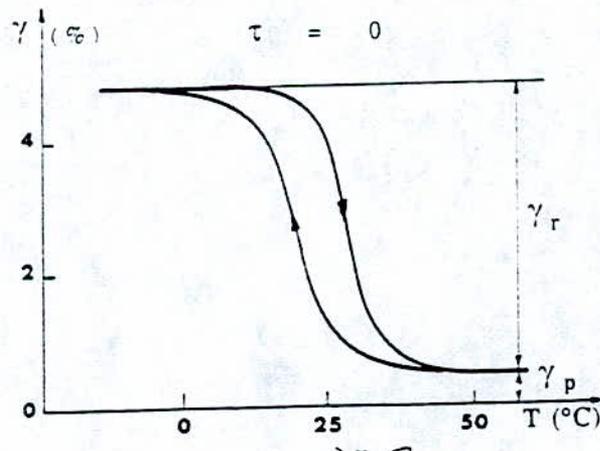


Figure 17 : Cycle déformation - Température sans aucune contrainte après éducation sous contrainte constante de 25 Mpa [7]

II-1-4 CYCLAGE THERMIQUE SOUS DEFORMATION IMPOSEE :

On soumet l'échantillon dans l'état austénite à une déformation élastique telle que 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 18). Un tel cycles répété, conduit aussi à l'effet mémoire double sens .

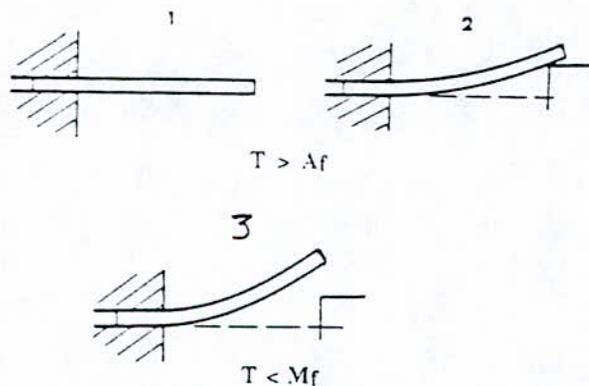


Figure 18: procédé d'éducation avec déformation composée

1- déformation nulle; 2- une déformation purement élastique est imposée à $T > A_r$ (contrainte purement élastique); 3- déformation obtenue au refroidissement ($T < M_r$). Au chauffage l'échantillon reprend sa forme et se retrouve à nouveau en position 2 [7]

II-2 PHENOMENE DE VIEILLISSEMENT :

Le vieillissement d'une structure hors équilibre provoque graduellement la dégradation des propriétés physiques de la transformation et surtout les propriétés de l'effet mémoire de forme . Les phénomènes mis en jeu sont différents selon que le vieillissement à été effectué en phase martensitique ou en phase mère .

II-2-1 VIEILLISSEMENT EN PHASE MARTENSITIQUE :

Le vieillissement en phase martensitique conduit principalement à une stabilisation de la martensite. Les différents travaux menés sur les alliages Cu-Zn-Al ont montré que la stabilisation de la martensite se traduit par :

- La transformation martensitique inverse se déplace vers des températures plus élevées et présente des caractéristiques proches de celles des transformations à fortes hystérésis. Ce phénomène se traduit par des irrégularités enregistrées sur les courbes de transformations (analyse thermique et résistivité électrique). De même, l'émission acoustique de la transformation inverse est plus importante que dans le cas d'une transformation normale .
- La quantité de martensite transformée diminue en fonction du temps du vieillissement; la stabilisation peut être partielle ou totale . Lorsque la stabilisation est totale , aucune transformation n'est détectée; l'échantillon reste à l'état martensitique même à une température très élevée par rapport à M_s .

Pour éviter le phénomène de stabilisation , il faut réaliser un revenu en phase mère juste après la trempe .

II-2-2 VIEILLISSEMENT EN PHASE MERE:

Un maintien prolongé à une température suffisamment élevée pour permettre la diffusion atomique (même à courte distance) conduit à l'apparition de la phase hors équilibre . Dans le cas des alliages Cu-Al-Ni , un vieillissement prolongé au-dessus de A_f conduit à la formation de phase γ_2 . Ce vieillissement est la cause directe de la dégradation de l'effet mémoire.

II-3- L'ORIGINE DE L'EFFET MÉMOIRE DOUBLE SENS : [7]

L'origine de l'effet mémoire reste encore controversé . 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 certaine 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 martensite subsistant au-dessus de A_f macroscopique. Ces "débris" au refroidissement croîtraient 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 contraintes internes ayant une action sur la nucléation et/ou la croissance de variantes particulières de martensite.

La première hypothèse est plausible car on a pu constater 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 au microscope électronique [8] qui révèlent la présence de "débris" de martensite une dizaine de degrés au-dessus de A_f initial. Cependant l'effet double sens se conserve même par chauffage bien au-delà de 50°C au-dessus de A_f initial et dans ces conditions on n'observe plus aucune présence de martensite [9].

La deuxième hypothèse est la plus probable et recueille de nombreuses confirmations expérimentales [8], [9], [10].

Le cas de l'éducation d'un monocristal de Cu-Zn-Al a été étudié en détail par Rios-Jara [9]. Ce monocristal éduqué en traction par superélasticité au-dessus de A_f (induction d'un monocristal de martensite) présente après le traitement et refroidissement en l'absence de contraintes plusieurs zones: deux bivariantes et une parfaitement monovariante. L'ensemble de l'échantillon, en austénite possède uniquement un type de dislocations de vecteur de Burgers $b = \pm[001]$ et le vecteur ligne

$U = [111]$ ou $[\bar{1}\bar{1}1]$ alors qu'il existe de nombreuses autres combinaisons de même type $b = \langle 001 \rangle$ et $U = \langle 111 \rangle$. 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 quand 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 [10] 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'énergie 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 externe est remplacée par des contraintes internes.

II-4 INTERET DE L'EFFET MEMOIRE 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 variées 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.

III METHODES EXPERIMENTAL

III-1 INTRODUCTION:

Les alliages AMF, comme les autres types d'alliages métalliques sont étudiés par les mêmes techniques classiques, tels que la métallographie ou l'analyse radiocristallographique... . Cependant, les traitements d'éducatons sont propres aux alliages AMF. Le terme "éducation " désigne le traitement thermomécanique qui confère à ces alliages le comportement remarquable de l'effet mémoire double sens .

L'alliage étudié est de type Cu - Al - Ni de composition sensiblement eutectoïde et dont le point M_s est voisin de 50°C.

Nos travaux se divisent en deux parties essentielles :

- Etude métallographique
- Traitement d'éducation .

III-2 ETUDE METALLOGRAPHIQUE :

II-2-1 PREPARATION DES ECHANTILLONS:

L'alliage étudié à la forme d'un barreau aplatis de faible épaisseur $e = 1$ mm et de largeur $b = 3$ mm .

Les échantillons destinés à l'étude métallographique sont prélevés directement sur le barreau.

II-2-2 TRAITEMENTS THERMIQUES :

Comme il a été montré auparavant, 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 (Fig. 1)

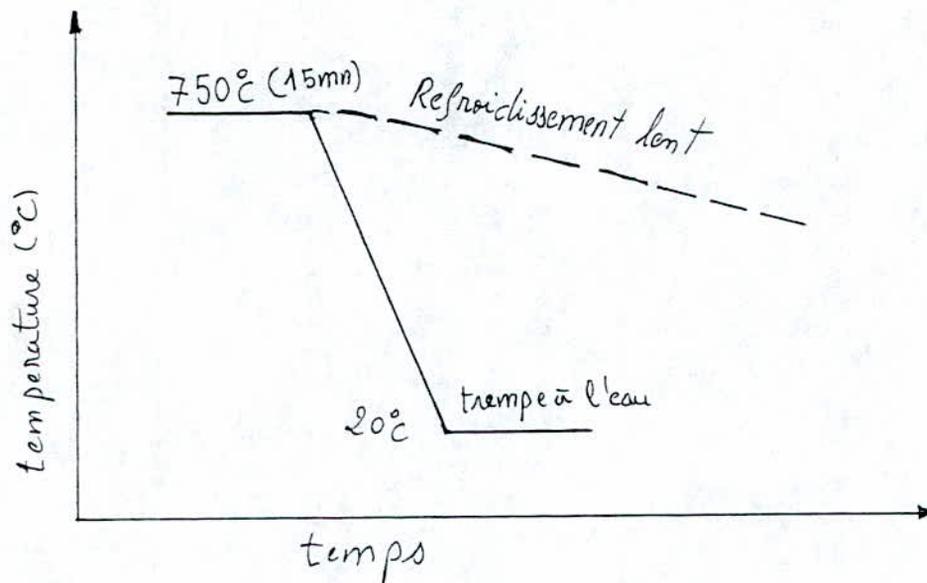


Figure 1 : Traitements thermiques subit par les échantillons

Une homogénéisation de 15 mn à 750°C correspondant au domaine monophasé (phase mère), ensuite les échantillons subissent, soit une trempe à l'eau, soit un refroidissement lent dans le four coupé et fermé.

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

III-2-3 OBSERVATION METALLOGRAPHIQUE:

Une préparation préalable des échantillons est nécessaire pour l'observation microscopique, cette préparation se fait en quatre étapes:

- Un enrobage des échantillons pour les manipuler facilement avec une résine à enrobage à froid afin de conserver la même structure .

- Un polissage classique avec papiers abrasifs de 220 jusqu'à 1200 et un finissage avec la pâte diamantée .Une attaque chimique des surfaces polis avec une solution dont la composition chimique est:

10 ml de H₂O
1 gr de FeCl₃
2 ml de HCl

Le temps d'attaque est de 30 à 40 secondes pour révéler la structure métallographique

L'observation est effectuée sur un microscope optique équipé d'un appareil photo.

III -3 TRAITEMENT D'EDUCATION:

III-3-1 CHOIX DES METHODES D'EDUCATION :

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 éducation selon les deux méthodes sont comparés.

III-3-2 CHOIX DU MODE DE DEFORMATION:

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.

III-3-3 CHOIX DE LA TEMPERATURE :

La température de chauffage doit théoriquement se situer au-dessus de A_f et celle du refroidissement est au-dessous de M_s . Etant donné que la température du point M_s de l'alliage est d'environ 50°C, nous avons choisi la température de 85°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°C) comme température de refroidissement.

III-4 EDUCATION PAR CYCLAGE EN EFFET MEMOIRE SIMPLE :

Comme il a été mentionné avant, la méthode d'éducation par effet mémoire simple se résume comme suit : (figure 2).

- Déformation de l'éprouvette à la température ambiante .
- Chauffage au-dessus de A_f à $T= 85^\circ\text{C}$
- Refroidissement au-dessous de M_f .

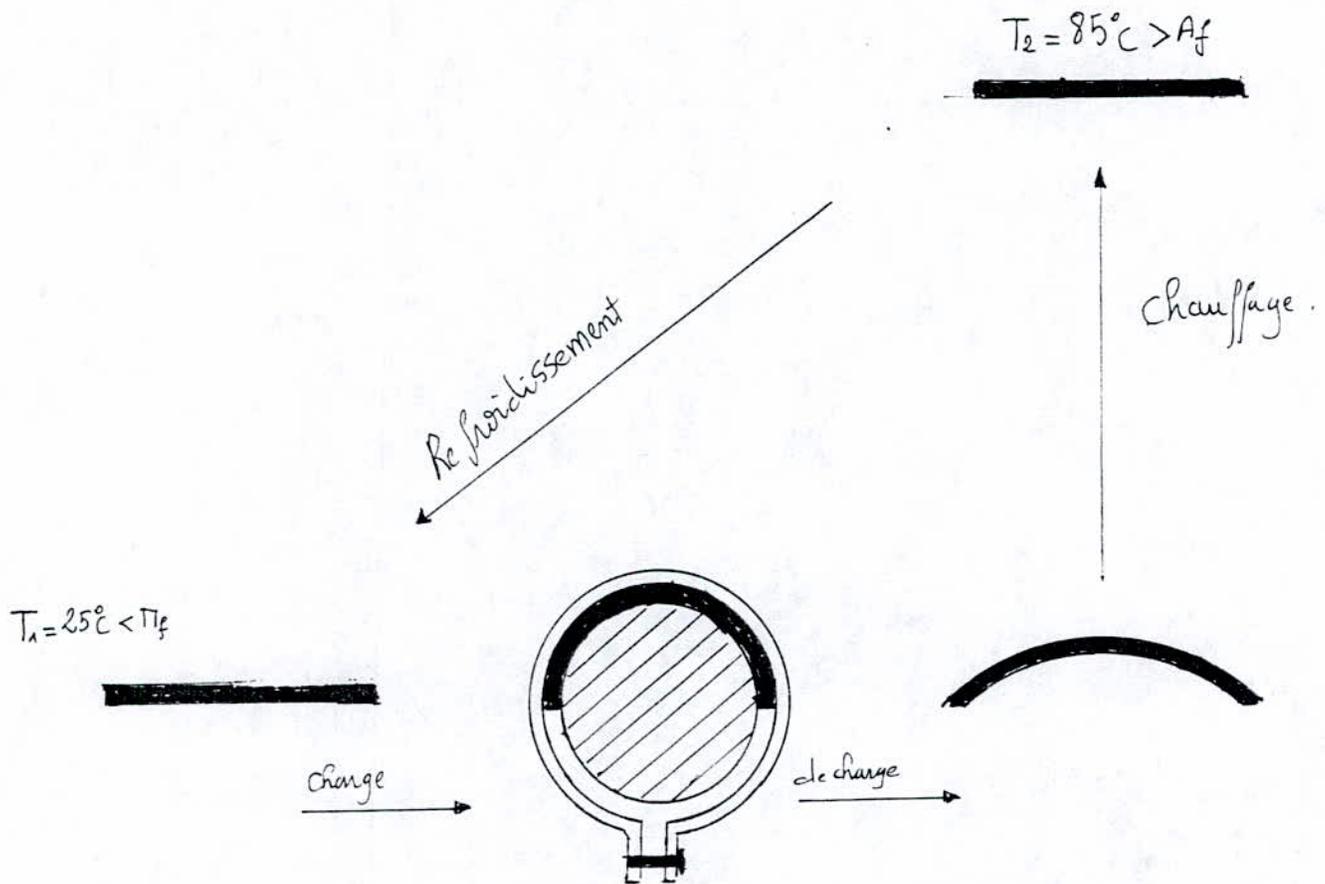


Figure 2 : Cycle d'éducation par effet mémoire de forme .

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

III-5 EDUCATION PAR CYCLAGE THERMIQUE SOUS DEFORMATION CONSTANTE :

Cette méthode consiste à imposer une déformation constante en appliquant une contrainte et en effectuant un cyclage thermique entre les températures choisies (chauffage à 85°C , refroidissement à 25°C) . figure 3.

Dans ce cas on ne peut pas suivre l'évolution de la forme de l'éprouvette au cours du traitement. Cependant sa simplicité de mise en oeuvre permet de réaliser un gain de temps important. Dans le cas présent cette méthode est appliquée à titre de comparaison .

Le nombre de cycles effectués dans cette méthode est le même que celui appliqué à la méthode précédente.

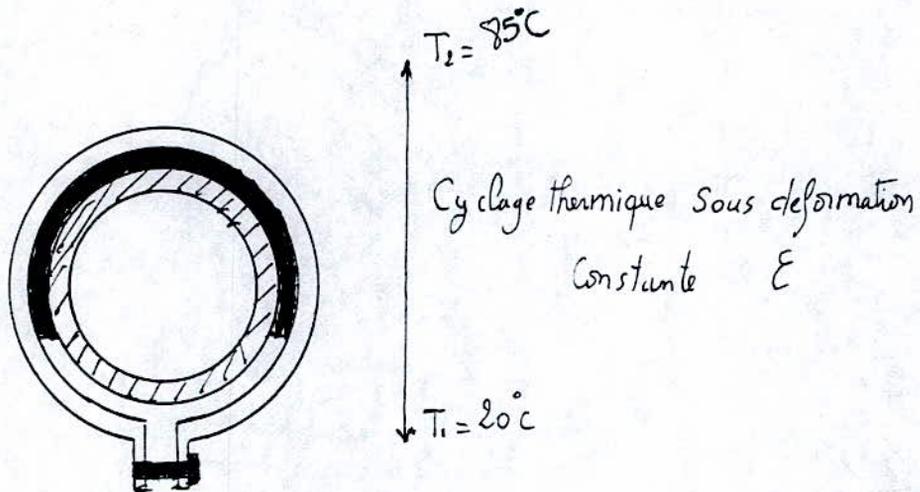


figure 3: Education par cyclage thermique sous déformation constante.

CHAPITRE IV : RESULTATS

EXPERIMENTAUX :

IV -1 ETUDE METALLOGRAPHIQUE

A- ETAT RECUIT:

Le traitement de recuit (homogénéisation à haute température suivi d'un refroidissement lent), conduit théoriquement à la formation des phases d'équilibre prévue par le diagramme d'équilibre binaire ou ternaire.

D'après le diagramme d'équilibre du système binaire Cu-Al (Fig.1) un alliage de composition eutectoïde porté à une température supérieur à 585°C, est formé d'une structure monophasée β . Au refroidissement lent au-dessous de 585°C, cette structure (β) subit une décomposition eutectoïde conduisant à la formation d'un agrégat lamellaire ($\alpha+\gamma_2$)

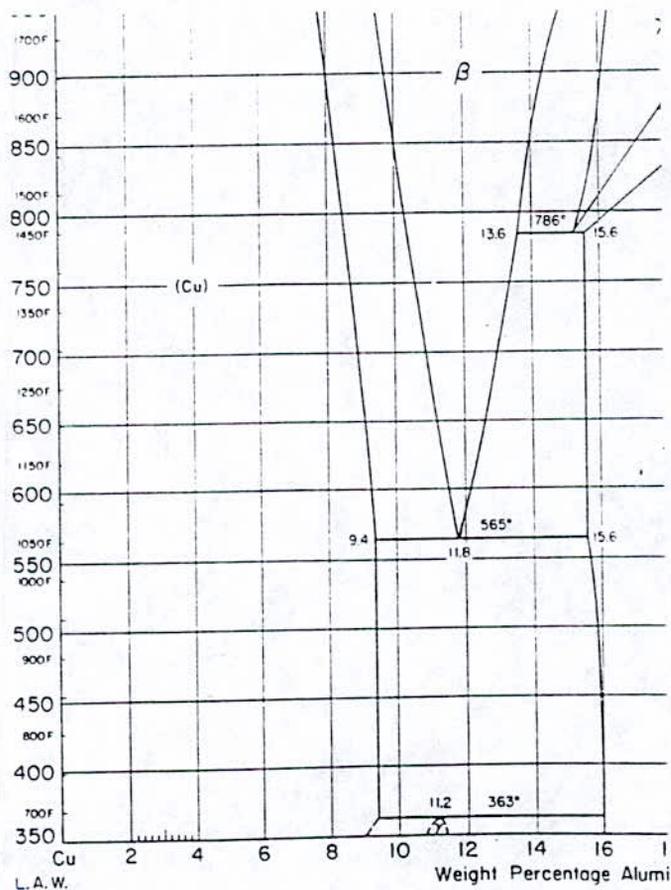


figure 1: Diagramme d'équilibre Cu-Al

Une faible addition du Nickel (inférieur à 5 % en masse) dans le système Cu-Al, modifie quelque peu le diagramme binaire (fig. 2) .

-Tout d'abord ,on observe l'apparition d'une nouvelle phase β_2 (NiAl) aux températures supérieures à 600°C environ .

- Ensuite on constate un déplacement de la composition du point eutectique vers des teneurs plus élevées en Aluminium . La variation de la concentration en Aluminium en fonction de la teneur en Nickel du point eutectique est donnée par la relation suivante :

$$(\% \text{ at, Al}) = 23.7 + 0.73(\% \text{ at, Ni}) \quad [12]$$

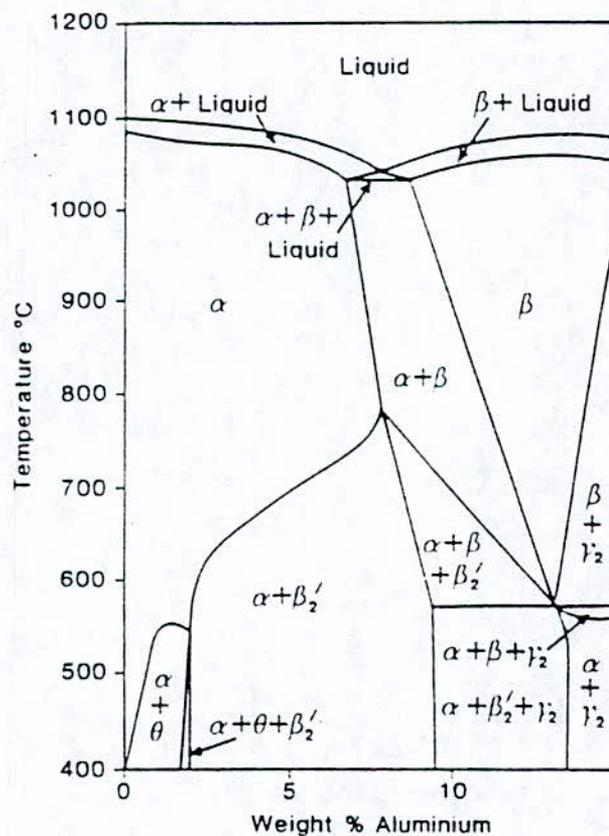


Figure2 : Coupe verticale du diagramme d'équilibre Cu-Al- Ni (pour 3% Ni) [12]

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

La phase α :

Sous la lumière naturelle, la phase α à une couleur jaunâtre, en raison de sa teneur élevée en cuivre. La phase α est observé surtout dans l'agrégat eutectoïde sous forme de lamelles alternées.

Parfois, elle se présente sous forme de couche mince enveloppant les grains de phase γ_2 .

L'explication qu'on peut donner à la présence de cette forme se résume comme suit :

La croissance de la phase γ_2 (riche en Aluminium) nécessite la diffusion des atomes d'Aluminium de la phase β vers le germe de γ_2 en croissance, comme le montre schématiquement la figure 3.

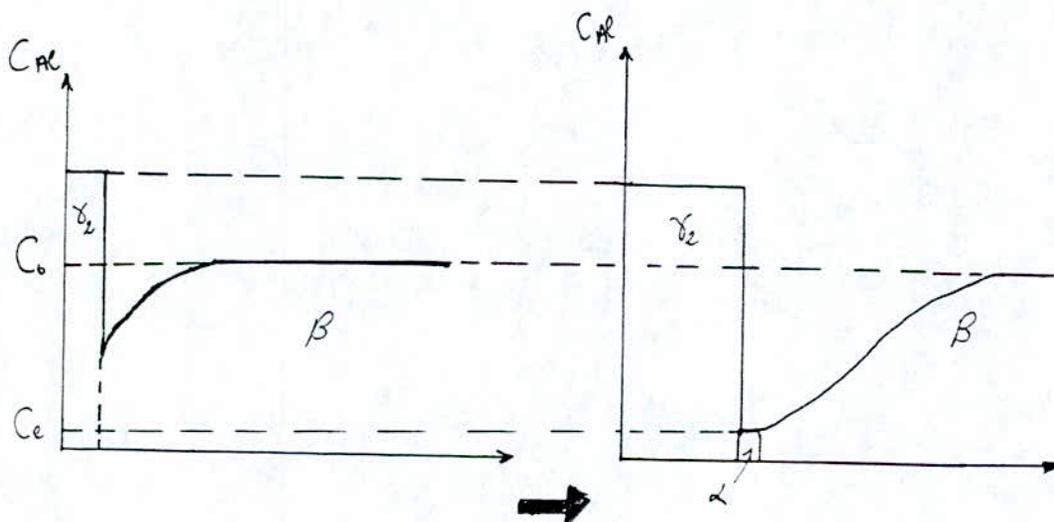


Figure 3: Schéma montrant la croissance d'un germe de phase γ_2 contrôlée par la diffusion de l'Aluminium.

Durant la croissance de la phase γ_2 la matrice s'appauvrit en Aluminium particulièrement à l'interface jusqu'à l'atteinte de la concentration d'équilibre C_e . Alors la phase α apparaît formant une barrière à la diffusion des atomes Al. En conséquences, la croissance de la phase γ_2 est stoppée.

La phase γ_2 :

La phase γ_2 de composition stoechiométrique (Cu_9Al_4) se distingue de la phase β par sa couleur grisate. Elle se présente sous trois morphologies différentes:

- **Morphologie nodulaire :**

Cette morphologie est due à la germination de la phase γ_2 au joints de grains de la phase mère β , ou elle croit dans le sens du joint de grains.

- **Morphologie Rosette :**

La phase γ_2 évolue vers des formes plus complexes quand elle apparaît dans le milieu des grains de la phase β , 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 . La micrographie (Fig. 4) nous permet de voir que la phase γ_2 est dominante donc L'alliage possède une composition hypereutectoïde .



Figure 4: Micrographie optique de l'alliage Cu- Al-Ni après un maintien de 15 mn à 750°C suivi d'un refroidissement lent (x 100)

b- Etat trempé :

La trempe à l'eau des alliages à base de Cu- Al-Ni conduit à la formation d'une martensite dont la structure dépend essentiellement des paramètres :

- 1- La composition de l'alliage
- 2- La contrainte appliqué.

Dans le cas présent aucune contrainte n'est appliqué durant la trempe. Selon [13] pour une composition d'alliage proche de celle de l'alliage étudié, deux types de martensites coexistent après trempe.

La martensite β'_1 :

La structure de cette martensite consiste en un empilement de plans compacts de types 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 thermoélastique de faible hysteresis, particulièrement recherché pour les applications en effet mémoire.

La martensite γ'_2 :

La martensite γ'_2 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 thermoélastique médiocre ce qui limite le rendement en effet mémoire. Cependant, la proportion de martensite est nettement moins importantes que celle de β'_1 .

En observant la micrographie de la figure 5, on constate que les variantes autoaccommodantes de martensite se présentent sous forme d'aiguilles de couleurs grise et blanche.

Du fait que les deux types de martensite énumérées précédemment ont la même morphologie, il n'est pas possible par métallographie de distinguer une structure de l'autre.

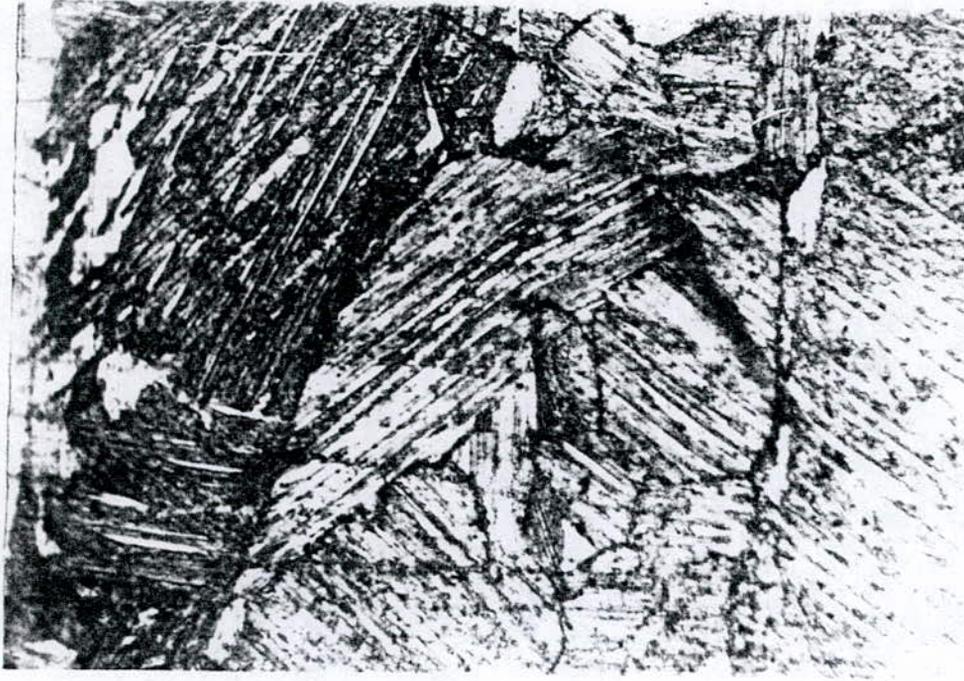


Figure 5 : Micrographie de l'alliage Cu - Al - Ni trempé à l'eau après un maintien de 15 mn à 750°C
(X 500)

IV-2 TRAITEMENTS D'EDUCATION ET EFFET MEMOIRE DOUBLE SENS (EMDS)

IV-2-1 EDUCATION PAR CYCLAGE EN EFFET MEMOIRE 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 .

La figure 6 nous montre l'évolution de l'emprunte 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 6: Evolution de l'emprunte de l'éprouvette durant le traitement d'éducation .

a- Analyse de la déformation de l'éprouvette :

On suppose que l'éprouvette subit une flexion conforme aux hypothèses classiques pour la flexion des poutres. Des sections droites planes restent planes, les déformations sont petites . Une représentation géométrique d'une flexion d'une tôle est donnée dans la figure 7, la fibre médiane est courbée , son rayon est R . Ce sera la variable d'évolution du problème , on supposera que l'on est capable à tout moment , d'imposer R . Les fibres situées au -dessus de la fibre neutre ($y > 0$) sont allongées ($\epsilon_{xx} > 0$) , les fibres situées au dessous ($y < 0$) sont comprimées.

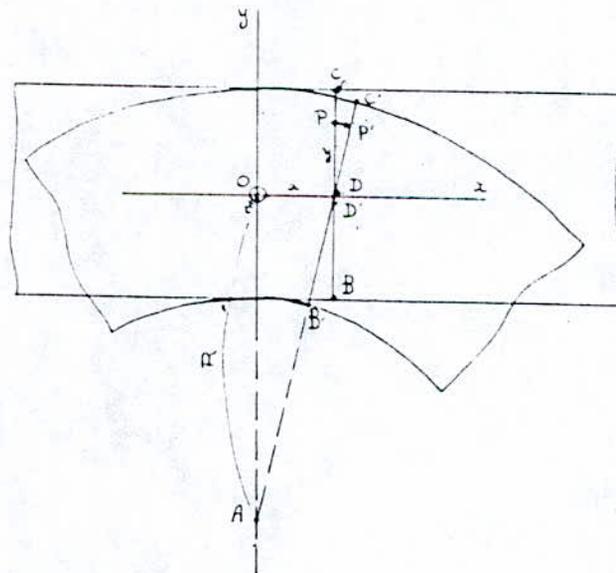


figure 7: Géométrie de la flexion d'une tôle

Il nous faut exprimer le déplacement relatif des points matériels au cours de la flexion .
 Considérons pour cela une section de référence (à laquelle est attaché un repère xoy) et une section voisine BC d'abscisse x . Au cours de la flexion, cette section subit une rotation autour de son centre D de façon que $B'C'$ passe par le centre du courbure A .

En comparant les triangles OAD et POP , on exprime le déplacement horizontal U_x d'un point P de coordonnées (x,y) .

$$U_x = \frac{xy}{R}$$

On tire immédiatement la déformation

$$\epsilon_{xy} = \frac{\partial U_x}{\partial x} = \frac{y}{R}$$

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

Donc le paramètre mesurable est le rayon R .

b- Mesure des rayons de courbure :

avons

Pour la détermination des rayons de courbure , nous^vadoptés 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 (fig. 8) .

L'intersection des deux bissecteurs perpendiculaires des sections $[AB]$ et $[BC]$, correspond au centre de courbure de l'empreinte de l'éprouvette éduquée.

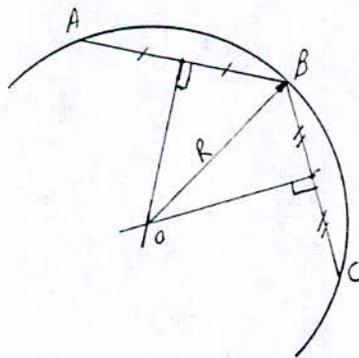


Figure 8 : détermination géométrique du rayon de courbure de l'empreinte de l'éprouvette .

La mesure des rayons de courbure de l'emprunte de l'éprouvette après chaque cycle n , nous a permis de tracer la courbe rayon de courbure - nombre de cycle d'éducation (Fig. 9)

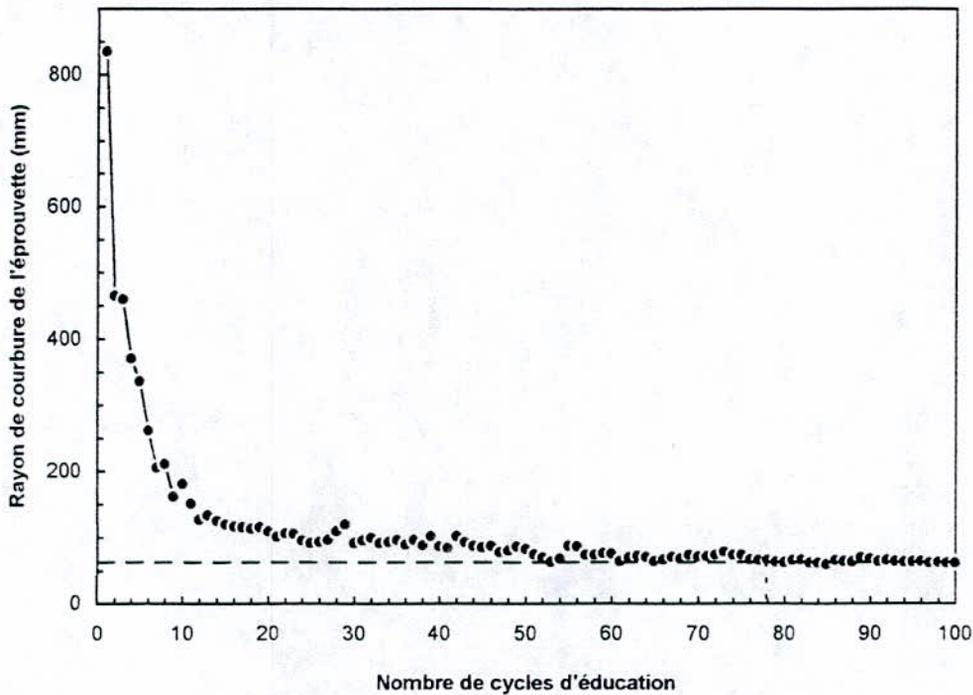


Figure 9 : courbe rayon de courbure - nombre de cycle .

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 62 mm quand le nombre de cycle dépasse 80.

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

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

$$r(n) = \frac{\varepsilon_c(n)}{\varepsilon_a} \quad \text{avec}$$

$$\varepsilon_c(n) = \frac{Y}{R_c(n)} \quad \text{et} \quad \varepsilon_d = \frac{Y}{R_a} \quad \text{ou}$$

$R_c(n)$ = Rayon de courbure de l'éprouvette due à l'effet mémoire double sens au n-ième cycle .

R_a = Rayon de courbure de l'éprouvette après déformation

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

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

La déformation permanente appliquée lors du traitement à un rayon de courbure de : $R_a = 48$ mm. Les valeurs de $R_c(n)$ sont mesurées , donc on peut tracer la courbe rendement - nombre de cycle (figure 10).

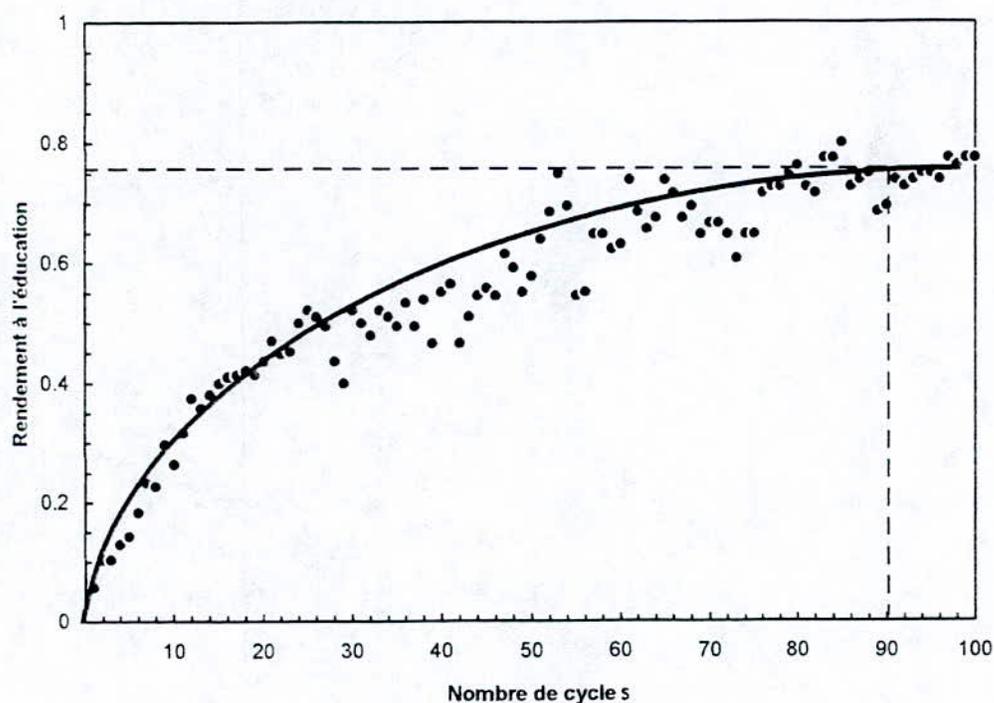


Figure 10: Courbe d'évolution du rendement à l'éducation en fonction du nombre de cycle de traitement .

En observant la courbe de rendement à l'éducation on constate que ce paramètre tend vers une valeur maximale de 77 % , quand le nombre de cycles appliqués s'approche de 90.

d- Mesure de l'effet mémoire double sens:

Une fois éduquée, l'éprouvette possède deux formes, une à basse température ($T = 25^{\circ}\text{C}$) et l'autre à haute température ($T = 85^{\circ}\text{C}$) . La première en phase martensitique et la deuxième en phase mère (fig. 11) .

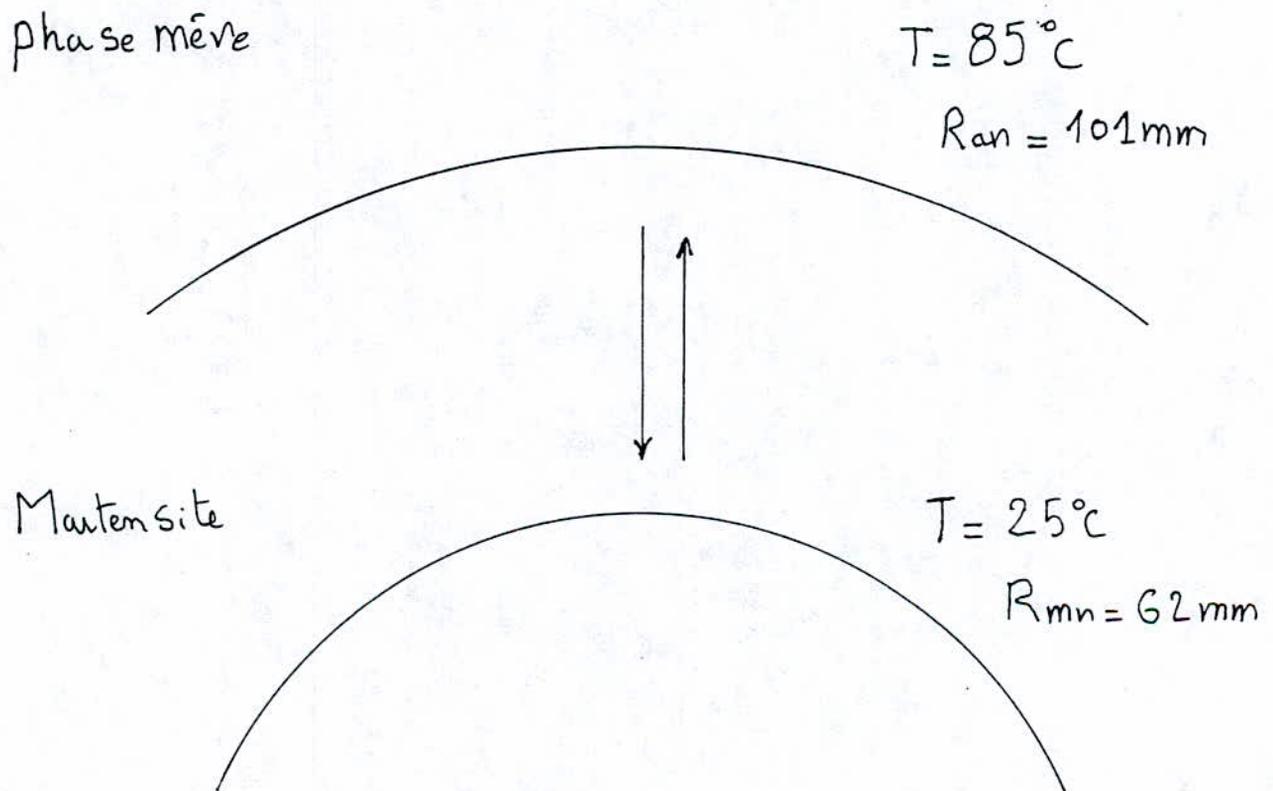


Figure 11 : Effet mémoire double sens obtenu après $n = 100$ cycle d'éducation .

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

- La déformation permanente en phase mère ϵ_a .
- La déformation en martensite ϵ_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 croît avec le cyclage d'éducation.

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

- Paramètres contrôlés :

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

Paramètre mesurés :

- La déformation apparente en phase mère lors du n-ième cycle d'éducation ϵ_{an} .
- La déformation en martensite lors du n-ième cycle d'éducation ϵ_{mn} .

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

- Calcul de ϵ_{an} , ϵ_{mn} et $(\epsilon_{mn} - \epsilon_{an})$ à :

$$T_2 = 85^\circ\text{C}, T_1 = 25^\circ\text{C} \text{ et } n = 100$$

$$\text{On a } \epsilon_{a100} = \frac{y}{R_{a100}} \text{ et } \epsilon_{m100} = \frac{Y}{R_{m100}}$$

avec R_{a100} = Rayon de courbure de l'éprouvette à l'état de phase mère à $n = 100$

R_{m100} = rayon de courbure de l'éprouvette à l'état martensitique à $n = 100$.

et $R_{a100} = 101 \text{ mm}$, $R_{m100} = 62 \text{ mm}$, $y = 0,5 \text{ mm}$

Ce qui nous donne :

$$\varepsilon_{a100} = 0,49\%$$

$$\varepsilon_{m100} = 0,8\%$$

$$\varepsilon_{m100} - \varepsilon_{a100} = 0,31\%$$

IV-2-2 EDUCATION PAR CYCLAGE THERMIQUE SOUS DEFORMATION CONSTANTE

Nous avons appliqué le même nombre de cycle que celui de la première méthode d'éducation ($n = 100$). Après la suppression de la contrainte à la fin du traitement , l'éprouvette prend la forme 1, durant le premier chauffage (après éducation) à $T = 85^\circ\text{C}$, on observe un changement gradué de la forme (forme 2). Cependant au refroidissement suivant , l'éprouvette ne retourne plus à la forme de l'état 1, mais à un état moins déformé (forme 3) .(fig.12).

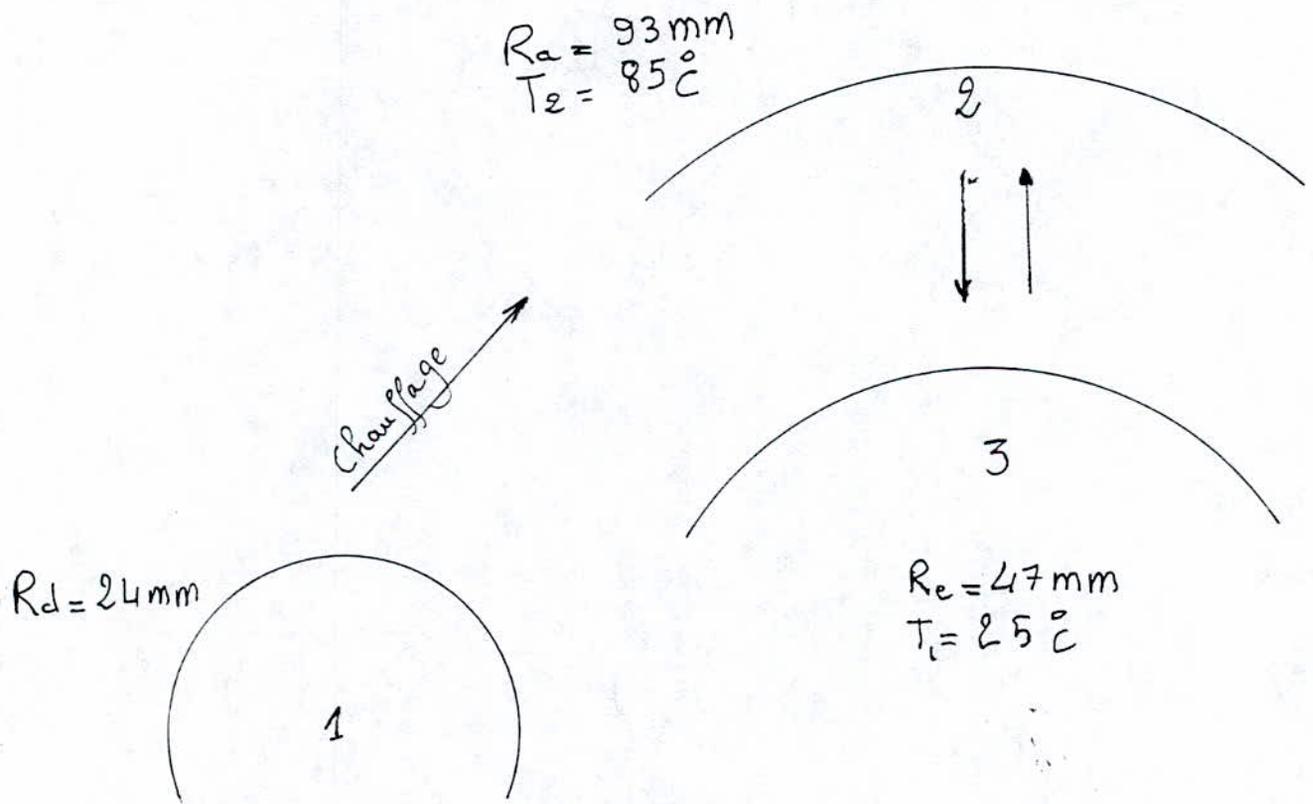


Figure 12 : Effet mémoire double sens après relâchement de la contrainte .

les deux états (2 et 3) sont les états extrêmes de l'effet mémoire double sens .

a- Calcul du rendement à l'éducation :

On a
$$r = \frac{\epsilon_c}{\epsilon_d} = \frac{R_d}{R_c}$$

avec

$$R_d = 24 \text{ mm et } R_c = 47 \text{ mm}$$

d 'ou :
$$r (\%) = 51,06$$

b- Mesure de l'effet mémoire double sens :

Pour mesurer l'effet mémoire double sens on a :

$$T_2 = 85^\circ\text{C} , T_1 = 25^\circ\text{C} , n = 100$$

et

$$R_{a100} = 67 \text{ mm} , R_{m100} = 47 \text{ mm} , Y = 0,5 \text{ mm}$$

Donc on a les résultats suivants:

$$\epsilon_{a100} = 0,47 \%$$

$$\epsilon_{m100} = 1,06 \%$$

$$\epsilon_{m100} - \epsilon_{a100} = 0,32 \%$$

IV - PERSPECTIVE D'UTILISATION :

L'effet mémoire double sens des alliages AMF éduqués leur offre plusieurs applications industrielles , notamment la connectique , le contrôle de température ...

L'application industriel 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 interrupteur de courant électrique. Ce dispositif peut assurer la sécurité des machines électriques contre une surchauffe accidentelle entraînant la détérioration de celle- ci.

On montre dans la (fig.8) un schéma représentant un exemple d'utilisation de nos éprouvette. Ce dispositif simple monté en série avec la machine à protéger, coupe le courant si la température atteint le point de transformation, et remet le courant (la machine en fonctionnement) lorsque la température est suffisamment basse .

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

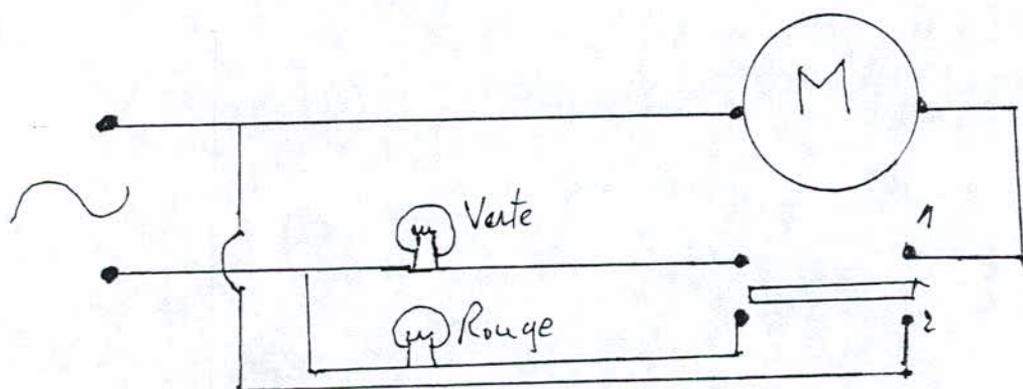


Figure 8: le connecteur de sécurité

état 1 : La machine fonctionne à la température $T < T_{\text{critique}}$ (lampe verte allumée).

état2 : la machine est arrêté à $T > T_{\text{critique}}$ (lampe rouge allumée)

$$T_{\text{critique}} = M_s.$$

CONCLUSION

GENERALE

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, tandis que la méthode d'éducation par cyclage thermique sous une déformation constante permet une comparaison des résultats.

La flexion de l'éprouvette donne des déformations faciles à analyser avec un seul paramètre variable mesurable.

En l'absence dans la bibliographie de résultats expérimentaux concernant l'éducation de ce type d'alliage une étude comparative avec les résultats de notre étude ne peut être faite. Cependant nos résultats nous permettent de tirer la conclusion suivantes :

- Le nombre de cyclage d'éducation permettant d'obtenir un rendement maximum est acceptable.
- La méthode d'éducation par cyclage en effet mémoire simple, permet d'obtenir un meilleur rendement que celui obtenu pour le même nombre de cycle, par la méthode d'éducation par un cyclage thermique, sous déformation constante.
- La mise en oeuvre de la technique d'éducation par cyclage thermique sous déformation constante est plus simple et ne nécessite pas de moyens matériels importants.

L'étude complète de toutes les méthodes d'éducation est nécessaire pour avoir un aperçu général sur l'efficacité de chaque méthode.

Le développement d'application fiable de l'effet mémoire double sens des alliages AMF, nécessite une bonne connaissance des niveaux de contraintes et de température subits par le matériau, ainsi que sa durée de vie. A cet effet une étude exhaustive de ces paramètres est recommandée.

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.

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] C.M. WAYMAN - J.Met , 129, (1986)
- [2] G. GUENIN, - Technique de l'ingénieur, M530 , 1986
- [3] J.D.VERHOVENE, - . Fundamentals of physical metallurgy, p469.
- [4] C.M. WAYMAN MRS. bulletin/April .1993, p.49.
- [5] G.B. OLSON and .M.COHEN, - scripta metall. 9,1247.
- [6] DE VOS (J) , DELAY (L) , AETNOUDT (E) -Theoretical analysis and physical transformation
model : a self accomodating group of 9R martensitic variant .L. merallkunde.1978 Band
. 69 P. p.511-517 .
- [7] G. GUENIN - Traitement thermique - 234 - 90, p.21.
- [8] J. PERKINS, R.O.SPONHOLZ - Met .Trans .15 A , P .313 .
- [9] D.RIOS - JARA , G. GUENIN- acta Met .35 ,p109,1988 .
- [10] S.KAJIWARA -PROC .New Aspect of matr .Trans .Kole .
Japan ,p .81 , 1976 .
- [11] G. GUENIN , P.F GOBIN - Met . Trans .B.A ,P.1127
- [12] W. O. ALEXANDER -Inst .of .Met 1938 , P.1127.
- [13] M.BOUABDALLAH et G.CIZERON - Proceeding du CMM 96 ,T2 , p.496.500
- [14] CONGRES INTERNATIONAL SUR LES TRANSFORMATIONS
MARTENSITIQUES ICOMAT 1979 CAMBRIDGE USA
-

