

RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR  
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITÉ DE BATNA

FACULTÉ DE TECHNOLOGIE  
DÉPARTEMENT DE MÉCANIQUE

Mémoire présenté pour l'obtention du diplôme de

**MAGISTÈRE**

En

Génie Mécanique

Option : sciences des matériaux

Par

**BOURAS Amria**

---

**CONTRIBUTION A LA MODELISATION DE LA  
TRANSFORMATION MARTENSITIQUE DES  
ALLIAGES A MEMOIRE DE FORME**

---

Soutenu le : --/-- /2014

Encadré par : **Pr. ZIDANI Kamel.**

Devant le jury :

Pr.BRIOUA Mourad	Université de Batna	Président
Pr.ZIDANI Kamel	Université de Batna	Rapporteur
Pr.BENBOUTA Rachid	Université de Batna	Examinateur
Pr.DJEBAILI Hamid	Université de Khenchela	Examinateur

Année Universitaire 2013 / 2014

---

## Remerciements

Je remercie Dieu le tout puissant de m'avoir donné courage, patience et force durant toutes ces années d'étude.

Mes premiers remerciements vont à Monsieur **Kamel Zidani**, professeur à l'Université de Batna, qui a dirigé mon travail et m'a accordé toute sa confiance. je tiens à lui exprimer mon entière gratitude.

J'adresse mes vifs remerciements à Monsieur **Brioua Mourad** professeur à l'Université de Batna, qui m'a fait l'honneur de présider mon jury et juger mon travail ainsi que pour sa contribution à ma formation.

Je souhaite exprimer mes remerciements à Monsieur **Benbouta Rachid**, professeur à l'Université de Batna, pour l'aide efficace qu'il m'a apporté et pour m'avoir fait l'honneur d'examiner ce travail et de participer à mon jury.

Je remercie sincèrement Monsieur, **Djebaili Hamid**, professeur à L'université de Khenchela. Qui a consacré une partie de son temps à examiner mon travail, et pour avoir accepté de participer à ce jury.

Et ainsi que tous mes enseignants et collègues et tous ceux qui m'ont aidé de près ou de loin.

# Sommaire

---

<b>Introduction Générale</b> .....	1
<b>Chapitre I</b>	
I.Introduction .....	3
I.1. Historique .....	3
I.2. les alliages a mémoire de forme.....	3
I.2.1.Définition .....	3
I.2.2. Famille d’alliage a mémoire de forme .....	4
I.2.2.1.Les alliages à base de TI-NI.....	5
I.2. Généralités sur la transformation martensitique.....	7
I.2.1. La transformation martensitique.....	7
I.2.2. Caractéristiques générales .....	8
I.2.2.1. Aspect cinématique .....	9
I.2.2.1.3.Création des variantes de martensite .....	9
I.2.2.1.4.Réorientation des variantes .....	9
I.2.2.3.Etude Thermodynamique de la transformation .....	10
I.2.2. Propriétés thermomécaniques des alliages à mémoire de forme .....	12
I.2.2.1. Les effets mémoire de forme .....	12
2.2.1.1. Effet de mémoire simple .....	13
2.2.1.2 Effet de mémoire double .....	14
-Effet mémoire double sens assisté.....	14
-Effet mémoire double sens non assiste.....	15
2.2.1.3. Effet superélastique .....	15
-Superélasticité par transformation .....	15
-Superélasticité par réorientation .....	16
2.2.1.4. Effet caoutchoutique .....	17
2.2.1.5. Effet d’amortissement .....	17
I.3.Applications .....	19
I.3.1 Fil dentaire .....	19
I.3.2.Fil de localisation pour mammographie .....	20
I.3.3.Endoscope actif .....	20
I.3.4.Reduction de fracture.....	20
I.3.5. Filtre à caillots sanguins .....	21
I.3.6. Domaine aérospatial.....	23

# Sommaire

---

I.4.Conclusion .....	32
----------------------	----

## Chapitre II

II-Modélisation numérique .....	33
II.1 : Généralités sur la modélisation des AMF.....	33
II. Différentes approches .....	34
II.1 .Les modèles thermodynamiques ou approche macroscopiques .....	34
II.2.Les modèles micromécanique .....	35
II.3.Les modèles phénoménologiques .....	36
II.3.1.Interpolation .....	36
II.3.2.Le modèle de type Popov-Lagoudas.....	38
II.3.3.Modèle de Thiebaud et Lexcelent.....	39
II.3.4.Les modèles de type Peultier.....	40
II.3.5.Modèle de Saint-Sulpice et al .....	40
II.3.6.Les modèles de type Brinson.....	40
II.3.7.Modèle de Tanaka .....	42

## Chapitre III

III.1.Introduction .....	44
III.2. Les bases des reseaux de neurones .....	45
III.2.1. Le neurone biologique .....	45
III.2.2. Le neurone artificiel .....	46
III.3. Architecture des réseaux de neurones .....	50
III.3.1.Définitions .....	50
III.3.2.Classification topologique .....	50

# Sommaire

---

III.3.2.1. Les réseaux feed-forward (Non bouclés) .....	51
III.3.2.1.1. Les Perceptrons .....	51
-Le perceptron monocouche .....	51
- Le perceptron multicouche (PCM).....	51
III.3.2.2. Les réseaux à fonction radiale (RBF).....	51
III.3.2.3. Les réseaux feed-back (Récurents) .....	51
III.3.2.4. Les ART (Adaptive Resonance Theory) .....	52
III.3.2.5. Les réseaux à compétition .....	53
III.4. Apprentissage des réseaux de neurones.....	54
III.4.1. Non Supervisé.....	54
III.4.2. Le renforcement .....	55
III.4.3. Supervisé .....	55
III.4.4. Mixte .....	55
III.5. Règles d'apprentissage .....	55
III.5.1. Règle de Hebb .....	55
III.5.2. Règle de correction d'erreurs .....	56
III.5.3. Apprentissage de BoltzmannIII .....	56
III.5.4. Règle d'apprentissage par compétitions .....	57
III.6. Conclusion .....	57

## Chapitre IV

IV.1. Introduction.....	58
IV.2. Description de l'Expérience .....	58
-1. Les étapes de l'expérience .....	58
IV.3. Comportement thermomécanique des AMF .....	59
IV.4. Le modèle de Brinson.....	60
IV.5. Force de récupération de la forme .....	62

# Sommaire

---

IV.6.Modélisation neuronale .....	62
IV.6.1.Apprentissage du réseau MLP .....	65
IV.6.2.Rèultats obtenus par le modèle neurronal .....	67
IV.7.Discussion des résultats .....	74
IV.8.Interface graphique .....	74
IV.9.Conclusion .....	75
<b>Conclusion</b> .....	<b>Générale</b> 76

---

## Liste des figures

<b>Figure I.1:</b>	classification des alliages a base de cuivre.....	6
<b>Figure I.2:</b>	formation d'une variante de martensite.....	8
<b>Figure I.3:</b>	représentation schématique d'une transformation polyvariante avec M1,M2,et M3,Trois Variantes de martensite et l'austénite résiduelle.....	9
<b>Figure I.4:</b>	énergie libre des phases martensite et austénite en fonction de la température.....	10
<b>Figure I.5:</b>	Fraction volumique de la martensite en fonction de la température.....	12
<b>Figure I.6:</b>	Illustration de l'effet mémoire simple des AMF.....	13
<b>Figure I.7:</b>	Illustration de l'effet mémoire double sens assisté des AMF(superthermique).....	14
<b>Figure I.8:</b>	Illustration de l'effet mémoire double sens non assisté des AMF.....	15
<b>Figure I.9:</b>	Illustration de l'effet superélastique des AMF(superélasticité par transformation)	16
<b>Figure I.10:</b>	Illustration de l'effet superélastique des AMF transformation et réorientation.....	16
<b>Figure I.11:</b>	Illustration de l'effet caoutchoutique des AMF.....	17
<b>Figure I.12:</b>	Diminution de l'amplitude d'une oscillation mécanique due au frottement interne dans un solide.....	17
<b>Figure I.13:</b>	Frottement intérieur d'un AMF en fonction de la température.....	18
<b>Figure I.14:</b>	Appareil dentaire en Alliage à Mémoire de Forme permettant l'application d'un effort constant.....	20
<b>Figure I.15:</b>	Agrafes osseuses en Alliage à Mémoire de Forme aidant à la guérison de Fractures..	21
<b>Figure I.16:</b>	Stent cardiovasculaire relâché.....	21
<b>Figure I.17:</b>	Stent cardiovasculaire comprimé.....	22
<b>Figure I.18:</b>	Valve cardiaque.....	22
<b>Figure I.19:</b>	Pincés chirurgicales permettant de limiter l'effort appliqué grâce aux Alliages à Mémoire de Forme, par Memry.....	22
<b>figure I.20 :</b>	Télescope Hubble lancé en avril 1990.....	23
<b>Figure I.21:</b>	Satellite Clémentine lancé le25/01/1994.....	23
<b>Figure I.22:</b>	Système de découplage par rupture de vis sans explosion à base d'Alliage à Mémoire de Forme permettant le déploiement de panneaux solaires ou d'antennes de satellites, par TiNi Aerospace.....	24
<b>Figure I.23:</b>	Station orbitale MIR.....	25
<b>FigureI.23.1:</b>	Station orbitale MIR.....	25
<b>Figure I.24:</b>	Système d'accouplement par serrage à l'aide de bagues en AMF.....	25
<b>Figure I.25:</b>	Actionneur mécanique basé sur un ressort en AMF.....	26
<b>Figure I.26 :</b>	Micro-pince en Alliage à Mémoire de Forme permettant de saisir des Microlentilles optiques.....	26
<b>Figure I.27:</b>	Aileron déformable utilisant des fils en AMF.....	26
<b>Figure I.28:</b>	Chevrans sur un réacteur Boeing utilisant des actionneurs en AMF.....	27
<b>Figure I.29:</b>	couplage thermomécanique.....	27
<b>Figure I.30:</b>	Micro activateur pour la robotique.....	28
<b>Figure I.31:</b>	Micro-robot utilisant un fil en AMF.....	28
<b>Figure I.32:</b>	Moteur rotatif à base de fils en AMF.....	29
<b>Figure I.33:</b>	Pare-soleil avec une armature en AMF(plier et déplier facilement).....	29
<b>Figure I.34:</b>	Lunettes avec monture superélastique.....	29
<b>Figure I.35 :</b>	Autocuisseur - Actionneur de valve de surpression en AMF.....	30

<b>Figure I .36:</b>	Système d'aération se fermant automatiquement lorsque la température extérieure est trop basse.....	30
<b>Figure I.37:</b>	Robinet thermostatique de douche réglant automatiquement les débits d'eau chaude/froid.....	31
<b>Figure I.38:</b>	Système d'amortissement anti-sismique utilisant des AMF.....	31
<b>Figure I.39:</b>	Clapet automatique permettant de réguler la lubrification en fonction de la Température.....	32
<b>Figure II.1:</b>	Équilibre thermodynamique des AMF.....	34
<b>Figure II.2:</b>	Proportion de martensite macroscopique.....	35
<b>Figure II.3:</b>	Proportion de martensite microscopique.....	35
<b>Figure II.4:</b>	Modèle bilinéaire selon Müller et Xu.....	36
<b>Figure II.5:</b>	Modèle bilinéaire selon Brandon et Rogers.....	37
<b>Figure II.6:</b>	Modèle bilinéaire selon Gillet, Patoor et Berveiller.....	37
<b>Figure III.1:</b>	Principe du réseau de neurones.....	45
<b>Figure III.2a:</b>	Neurone biologique.....	46
<b>Figure III.2b:</b>	Schéma de deux neurones connectés.....	46
<b>Figure III.3 :</b>	Neurone artificiel.....	47
<b>Figure III.4 :</b>	Différents types de fonctions de transfert pour le neurone artificiel.....	48
<b>Figure III.5 :</b>	Maillage des neurones.....	49
<b>Figure III.6 :</b>	Perceptron monocouche.....	51
<b>Figure III.7 :</b>	Perceptron multicouche.....	51
<b>Figure III.8 :</b>	Réseau de Hopfield.....	52
<b>Figure III.9 :</b>	Réseau ART-1.....	53
<b>Figure III.10 :</b>	Les réseaux à compétition.....	53
<b>Figure III.11 :</b>	Erreur moyenne sur la base d'apprentissage en fonction du nombre d'itérations.....	54
<b>Figure IV.1 :</b>	Montage de l'expérience du Tensometre.....	59
<b>Figure IV.2 :</b>	Les contraintes critiques de la transformation martensitique.....	60
<b>Figure IV.3 :</b>	Force de récupération en fonction de la température.....	62
<b>Figure IV.4:</b>	L'architecture du réseau de neurone MLP pour la prédiction de la contrainte de récupération de forme du fil AMF.....	63
<b>Figure IV.5:</b>	Apprentissage des Réseaux de neurones (Performance).....	65
<b>Figure IV.6:</b>	Apprentissage des Réseaux de neurones (Etat).....	66
<b>Figure IV.7:</b>	Apprentissage des Réseaux de neurones (Regression).....	66
<b>Figure IV.8:</b>	Force de récupération en fonction de la température pour des valeurs de déflexion ( 0 ,1,2 ).....	67
<b>Figure IV.9:</b>	Force de récupération en fonction de la température pour des valeurs de déflexion ( 0 ,1,2 )en(3D).....	68
<b>Figure IV.10:</b>	Force de récupération en fonction de la déflexion pour la températures (20°C).....	69
<b>Figure IV.11:</b>	Force de récupération en fonction de la déflexion pour la températures (30°C).....	69
<b>Figure IV.12:</b>	Force de récupération en fonction de la déflexion pour la température ( 40°C).....	70
<b>Figure IV.13:</b>	Force de récupération en fonction de la déflexion pour la températures ( 50°C).....	70
<b>Figure IV.14:</b>	Force de récupération en fonction de la déflexion pour différentes températures de (20°C, 30°C,40°C,50°C ).....	71
<b>Figure IV.15:</b>	Force de récupération en fonction de la déflexion pour la température (20°C ) en (3D).....	71
<b>Figure IV.16:</b>	Force de récupération en fonction de la déflexion pour la température (30°C ) en	



---

	(3D).....	72
<b>Figure IV.17:</b>	Force de récupération en fonction de la déflexion pour la température (40°C ) en (3D).....	72
<b>Figure IV.18:</b>	Force de récupération en fonction de la déflexion pour la température (50°C) en (3D).....	73
<b>Figure IV.19:</b>	Force de récupération en fonction de la déflexion pour différentes températures « 20°C,30°C,40°C ,50°C» en(3D).....	73
<b>Figure IV.20:</b>	Interface graphique réalisé.....	75

*Chapitre I*

*Les Alliages à mémoire de  
forme*

## **I.Introduction**

Les alliages à mémoire de forme sont communément appelés AMF (en anglais SMA pour shape memory alloy). Ils sont, de nos jours, de plus en plus connus et utilisés. Plusieurs applications ont vu le jour au cours des dernières décennies dans plusieurs domaines tels que, le domaine biomédical, l'aérospatiale, la robotique et bien d'autres. Dans tous ces domaines d'application les AMF sont utilisés soit pour leur propriété de mémoire de forme, soit pour leur propriété superélastique, soit pour leur effet amortissant. Malgré le fait qu'ils soient de plus en plus connus et utilisés, ils demeurent coûteux comparativement aux autres matériaux plus communs. Par contre, dans certaines situations, ils peuvent devenir économiquement rentables puisqu'il est possible de remplacer des dispositifs très complexes par un simple dispositif d'AMF. L'analyse des besoins est donc une étape très importante. Ce chapitre a comme objectif de donner les concepts de base afin de bien comprendre tous les enjeux liés au AMF [1]

### **I.1. Historique**

Les AMF ont été développés dans les années 30 par la découverte d'un alliage d'or-cadmium. Selon Liberman [1], Arne Ölander est le père des AMF et il a fait part de sa découverte à la communauté scientifique pour la première fois lors de la conférence de la Swedish Metallographic Society, le 27 mai 1932. Dans la même année, il a publié un article intitulé «An electrochemical investigation of solid cadmium-gold alloys» [1].

À ce moment, les gens pouvaient reconnaître les propriétés des AMF, mais ils ne pouvaient expliquer les phénomènes physiques qui les régissent. Kurdyumov et Khandros [1] ont publié certains articles à la fin des années 40 pour décrire le phénomène, mais il a fallu attendre jusqu'en 1951, après la publication de Chang et Read [1], pour comprendre tous les aspects fondamentaux des AMF

### **I.2. les alliages a mémoire de forme**

#### **I.2.1.Définition**

Les alliages à mémoire de forme ont des propriétés différentes des autres alliages. Ce sont des alliages qui présentent des propriétés thermomécaniques singulières telles que l'effet pseudo-élastique, l'effet mémoire de forme simple sens et l'effet mémoire de forme double sens. Ces propriétés permettent aux alliages à mémoire de forme de récupérer leurs formes initiales par un simple chauffage après être déformé "plastiquement" à basse température. Ces propriétés sont dues à une transformation de phase thermo-élastique dans les états solides des matériaux au cours de laquelle, une phase mère (austénite) donne naissance, de façon réversible, à une phase martensitique sous l'effet d'une variation de température et/ou sous l'application d'une contrainte mécanique. Le tableau **I.1** contient quelques exemples alliages à mémoire de forme [2]

Alliages binaires	Alliages ternaires
Cu-Zn	Cu-Al-Ni
Cu-Sn	Cu-Au-Zn
Ag-Cd	Cu-Zn-Si
Au-Cd	Cu-Zn-Sn
Fe-Pt	Cu-Zn-Ga
Fe-Pd	Cu-Zn-Al
Ti-Pd	Cu-Al-Mn
Ti-Ni	Fe-Mn-Si
Ti-In	Ni-Ti-Zr
Ni-Al	
Mn-Cu	

**Tableau I.1** : Quelques exemples des alliages à mémoire de forme [2]

### I.2.2. Famille d'alliage a mémoire de forme

Il existe plusieurs familles d'AMF. Les plus connues sont les alliages titane-nickel (TiNi) et les alliages cuivreux (Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni, Cu-Al-Be), car ils possèdent de bonnes propriétés thermomécaniques tout en ayant des prix industriellement compétitifs. À l'opposé, les alliages d'or (Au-Cd, Cu-Au-Zn) et d'argent (Ag-Cd) sont coûteux et n'ont donc que des intérêts scientifiques puisqu'ils ne sont pas commercialisables. Finalement, ils existent des alliages de Fer (Fe-Mn-Cr-Ni-Si, Fe-Cr-Ni-Co-Mn-Si) peu coûteux, mais possédantes des propriétés thermomécaniques plutôt limitées. De plus, même avec l'ajout de chrome, ces alliages ne supportent pas bien les milieux corrosifs. [3].

Donc la majorité de ces alliages présente une transformation martensitique. Les principaux alliages à mémoire de forme sont regroupés dans trois grandes familles qui sont :

- Les alliages à base de Ti-Ni.
- Les alliages à base de fer.
- Les alliages à base de cuivre.

### I.2.2.1. Les alliages à base de Ti-Ni

C'est en 1961 que W.J.Buhler et R.Wiley ont mis en évidence l'effet de mémoire de forme dans un alliage équiatomique de nickel - titane. Ce système a été le plus étudié et actuellement connaît le développement le plus rapide. Bien que son coût reste élevé, il doit sa popularité à ses bonnes performances, tant en effet mémoire de forme simple sens qu'en super-élasticité (tableau I.2).

Ses principaux avantages sont :

- Une bonne tenue mécanique ( La contrainte à rupture est d'environ de 1 GPa, bonne résistance à la fatigue du Ti-Ni (plus de 100000 cycles à 4% de déformation) et bonne tenue au vieillissement).
- Propriétés thermomécaniques intéressantes (La déformation de transformation est la plus importante, de 5 à 8 %).
- La résistivité électrique du Ti-Ni est plus élevée que celle des alliages à base de cuivre permettant ainsi un chauffage par effet Joule plus efficace.
- Bonne tenue à la corrosion grâce à une couche mince d'oxyde agissant comme une couche de passivation
- Assez bonne biocompatibilité du Ti-Ni pouvant donner lieu à des applications médicales.

En plus de ces principaux avantages, l'alliage Ti-Ni se caractérise par une structure de grains très fins et sa faible anisotropie élastique permettent de produire des fils fins (30 $\mu$ m), des feuilles (50 $\mu$ m) et des tubes (diamètre extérieur 0.2mm).

Dans les alliages Ti-Ni, la phase à haute température (austénite) , la martensite (phase à basse température) apparaît à partir de température M S, toujours inférieure à 70°C.

Elle possède une structure compacte, mais n'est pas toujours aussi clairement définie.

Les principales propriétés des alliages nickel-titane sont résumées dans le tableau suivant :

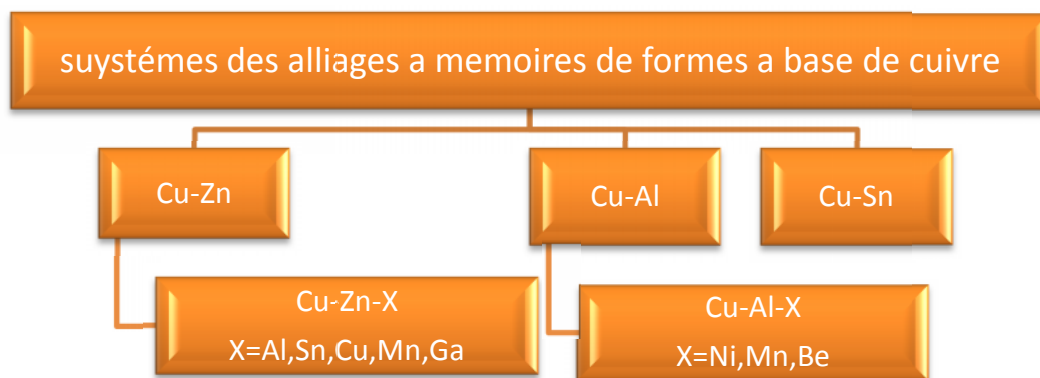
Données sur les Nickel-Titane ; (A) : austénite, (M) : martensite

Masse volumique (g.cm-3)	6,4-6,5
Module de Young en traction E (GPa)	70-98 (A)/20-35 (M)
Limite d'élasticité austénite (MPa)	100-800
Limite d'élasticité martensite (MPa)	50-300
Charge à la rupture (MPa)	800-1500
Températures de transformation (°C)	-200 à +120
Enthalpie de transformation (J.g-1)	19-28
Hystérésis de la transformation (°C)	20-40
Déformation maximale en traction récupérable par mémoire (%) (monocristal)	6-8
Déformation superélastique (%) / monocristal	10
Déformation superélastique (%) / polycristal	4-10
Température de fusion (°C)	1240-1310
Conductivité thermique (W/m.K)	18 (A)/8,6 (M)
Coefficient d'expansion thermique (10-6/K)	10-11 (A)/6,6 (M)
Résistance à la corrosion	Excellente
Biocompatibilité	Excellente

**Tableau I.2:** Quelques propriétés de Ti-Ni [4]

Lorsque la concentration de Ni est inférieure à 50 at.%, la température reste pratiquement constante par contre MS diminue lorsque la concentration de Ni augmente .

Pour le Ti-Ni la température de transformation Ms dépend fortement de la Composition surtout pour des alliages riches en Ni.[2]



**Fig I.1 :** Classification des alliages à base de cuivre [2]

## I.2. Généralités sur la transformation martensitique

### I.2.1. La transformation martensitique

Les matériaux solides présentent, en règle générale, un comportement qualifié d'élastique ou plastique. Les alliages à mémoire de forme, échappent à cette règle générale, car ils subissent une transformation martensitique, leur permettant de récupérer en partie ou totalement leur forme initiale par le simple fait de chauffer l'échantillon.

Nous présentons dans cette partie la transformation martensitique ainsi que les propriétés thermomécaniques liées à cette transformation.

Les alliages à mémoire de forme présentent deux états ou phases d'équilibre stables, l'un à haute température, appelé austénite, l'autre à basse température appelé martensite du nom de son inventeur, le physicien Martens.

La transformation martensitique est un changement de phase qui s'opère à l'état solide. Cette transformation est qualifiée de displacive, parce que les déplacements atomiques restent faibles par rapport aux dimensions de la maille. Par opposition aux déformations par diffusion, qui procèdent par des mouvements atomiques arbitraires, la transformation martensitique est dû à un mouvement atomique corrélé ou mouvement d'ensemble.

La transformation martensitique peut s'opérer, sans toutefois qu'il y ait de modification de la composition chimique, à différentes températures et à différentes vitesses de chauffage ou de refroidissement. Il faut, cependant, préciser que la vitesse de déplacement est limitée par la vitesse du son dans le matériau.

La martensite conserve l'ordre atomique et la composition chimique de la phase mère, l'austénite. Tout ce passe donc comme s'il y avait un réarrangement des atomes pour former une structure plus stable.

La transformation martensitique est dite du premier ordre, c'est à dire qu'il y a coexistence des deux phases, haute et basse température, séparées par un plan appelé plan d'habitat.

Précisons, pour parfaire la définition, que la déformation à l'échelle macroscopique est une déformation homogène du réseau qui s'opère par glissement et qui conserve un plan invariant.

Lorsque la température augmente, la martensite croît dans l'austénite, il y a alors apparition de plaquettes appelées variantes. Ces variantes peuvent avoir des orientations différents, et pour un monocristal, on dénombre un maximum de 24 orientations possibles.

Au cours du refroidissement, les variantes se forment afin de compenser les déformations dues aux autres variantes, on parle alors d'autoaccomodation. [5]

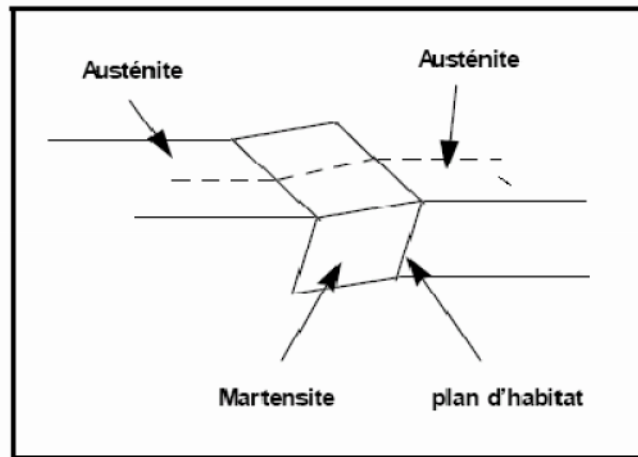


fig I.2 : formation d'une variante de martensite [5]

### I.2.2. Caractéristiques générales

Par référence aux transformations martensitiques dans les aciers, on appelle austénite la phase mère stable à haute température et martensite la phase issue de l'austénite par une transformation martensitique. La martensite est également la phase stable à basse température.

La transformation martensitique possède cinq caractéristiques principales :

Il s'agit d'un changement de phase à l'état solide dû à une déformation du réseau cristallin.

Cette déformation n'est pas due à un mouvement de diffusion des atomes mais à un déplacement collectif et coopératif des atomes sur des distances relativement faibles par rapport aux paramètres de maille.

- L'absence de diffusion rend la transformation martensitique quasiment instantanée ( $10^3 \text{ m.s}^{-1}$ ), avec des vitesses comparables à la vitesse du son dans un solide. Pour un avancement de la réaction, il y a coexistence des deux phases.
- Lors de la transformation, un élément de volume subit une déformation caractérisée par une faible variation de volume (pour les AMF) et un cisaillement important selon un plan et une direction bien définis.
- Afin de minimiser l'énergie entre la martensite formée et l'austénite encore présente, les domaines constitués de martensite ont la forme de plaquettes aplaties dont le plan principal est appelé plan d'habitat ou d'accolement. Ce plan est le plan de cisaillement de la martensite. Du fait de la symétrie cristalline de la phase mère (austénite), de multiples plans d'habitat peuvent coexister dans un monocristal d'austénite au cours de la transformation.

L'ensemble des plaquettes ayant même plan d'habitat et même direction de cisaillement est appelé variante de martensite (Figure I-3).



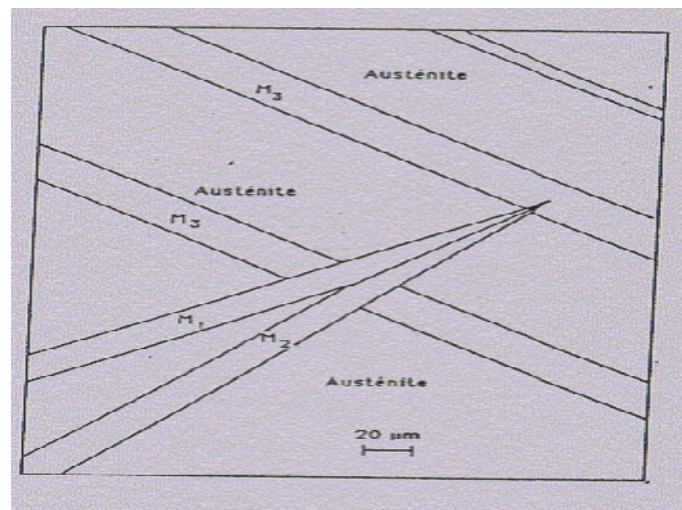


Fig I.3 : Représentation schématique d'une transformation polyvariante avec M1, M2 et M3, trois variantes de martensite et l'austénite résiduelle [6]

Les variables thermodynamiques externes qui ont une action sur la transformation martensitique sont la température et la contrainte. C'est la déformation associée à la transformation martensitique des AMF qui permet, en jouant sur la contrainte et la température, de conférer une forme haute et basse température à un matériau et de le déformer de façon réversible de plusieurs pour cents (5 à 10 %).

#### **I.2.2.1. Aspect cinématique**

Sur un monocristal, les plaquettes de martensite peuvent s'étendre sur des distances comparables à l'échantillon.

##### **I.2.2.1.3. Création des variantes de martensite**

S'il n'y a qu'une seule variante qui se forme, la déformation maximale que l'on peut obtenir est de 10 % (100 fois celles des métaux usuels).

Si plusieurs variantes se créent simultanément, on a une déformation globale inférieure, mais qui reste tout de même nettement supérieure à celle des métaux usuels (3 à 8 %).

##### **I.2.2.1.4. Réorientation des variantes**

Si l'on part d'un état martensitique polyvariant, l'application d'une contrainte a pour conséquence de favoriser une variante au détriment des autres. Il y a apparition d'une déformation qui peut être réversible pour des contraintes faibles et devenir plastique pour des contraintes plus importantes.

Sur un polycristal, l'étendue des plaquettes de martensite est limitée par la présence des joints de grain. Le blocage dû aux joints de grain nécessite des forces thermodynamiques plus importantes pour poursuivre la transformation et introduit des contraintes internes. Par ailleurs, l'orientation des plaquettes dans les grains se fait de manière plus aléatoire, ce qui limite la déformation maximale que l'on peut atteindre (3 à 8 %) [6].

### I.2.2.3. Etude Thermodynamique de la transformation:

Il Examignons, pour le cas d'un monocristal, la thermodynamique de la transformation martensitique. Il est démontré qu'il existe des relations linéaires entre les énergies libres de la phase austénitique et la phase martensitique.

$$G_{\{A\}} = H_{\{A\}} - T * S_{\{A\}} \quad (\text{dans le cas de la phase austénitique}) \quad (1.1)$$

$$G_{\{M\}} = H_{\{M\}} - T * S_{\{M\}} \quad (\text{dans le cas de la phase martensitique}) \quad (1.2)$$

Ou

G est l'énergie libre de la phase, H l'enthalpie et S l'entropie.

L'énergie libre de transformation s'écrit alors:

$$G_{\{A \rightarrow M\}} = G_{\{A\}} - G_{\{M\}}$$

L'intersection des deux courbes représente alors la température d'équilibre  $T_0$ .

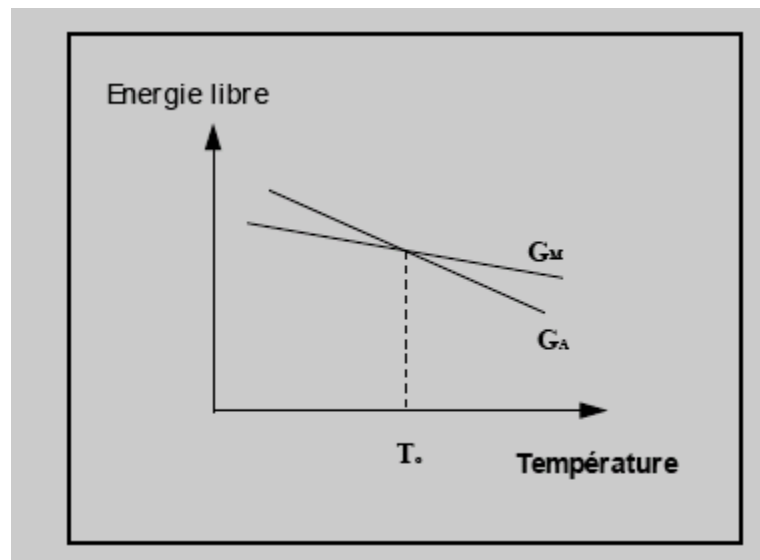


Fig I.4 : Energie libre des phases martensite et austénite en fonction de la température [5]

$G_{\{A \rightarrow M\}}$  est négatif pour des températures supérieures à  $T_0$ , comme indiqué sur la figure, et c'est la phase austénitique qui est stable. A l'inverse, lorsque la température est inférieure à  $T_0$  la phase martensitique devient stable.

Cette écriture, ou si l'on préfère cette équation, s'annule lorsque la température est égale à  $T_0$ . Cela correspond en fait au cas théorique parfait. En réalité, les deux phases sont séparées par un plan d'habitat ou interface qui nécessite une certaine énergie pour son déplacement.

Cette énergie constitue une barrière énergétique à la transformation et n'est pas mise en évidence dans l'équation ci-dessus.

Il serait plus logique de voir l'énergie libre comme la somme deux énergies, l'une chimique et motrice, l'autre non chimique mais élastique et dissipative et qui tend à s'opposer à la transformation martensitique.

$$G_{\{tot\}} = G_{\{chim\}} + G_{\{elast\}} + G_{\{dissip\}} \dots \dots \dots (1.3)$$

Comme il n'y a pas de diffusion atomique, et en vertu du principe de l'énergie minimum, la morphologie, l'orientation et la position des nouveaux domaines de la phase martensitique sont gouvernées par la nécessité de diminuer l'énergie élastique à chaque étape de la transformation. Et après transformation, l'énergie non chimique stockée sous forme élastique, plastique ou interfaciale contribue à la réversion de la martensite en austénite.

La température de transformation sont prises par convention à 10 et à 90 pourcents de la transformation et sont définies de la manière suivante:

Ou :

- ▶  $M_{\{s\}}$ : température de début de transformation martensitique.
- ▶  $M_{\{f\}}$  :température de fin de transformation martensitique.
- ▶  $A_{\{s\}}$  : température de début de transformation austénitique.
- ▶  $A_{\{f\}}$  :température de fin de transformation austénitique.

L'énergie de dissipation durant les deux transformations est proportionnelle à la surface du cycle d'hystérésis.

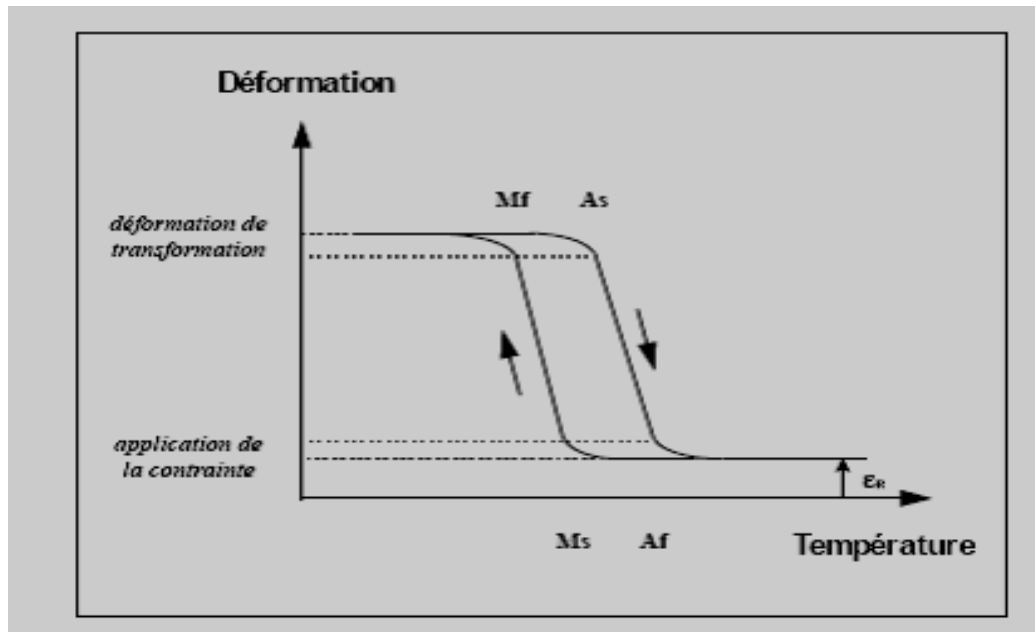


Fig I.5 : Fraction volumique de la martensite en fonction de la température [5]

## I.2.2. Propriétés thermomécaniques des alliages à mémoire de forme

Le caractère principal de ces alliages réside dans le fait qu'ils possèdent une Mémoire de forme, mais ce n'est pas leur seule spécificité.

Toutes les propriétés de AMF sont dues ou transformation de phase thermo-élastique dite transformation martensitique, au cours de laquelle, une phase mère (austénite) donne naissance, de façon réversible, à une phase martensitique sous l'effet d'une variation de température et/ ou sous l'application d'une contrainte mécanique. Cette transformation confère cinq propriétés exceptionnelles .

### I.2.2.1. Les effets mémoire de forme

- 1- Effet de mémoire de forme simple
- 2- Effet de mémoire de forme double
- 3- Effet super-élastique
- 4- Effet caoutchoutique
- 5- Effet d'amortissement

L'effet mémoire de forme est observé dans de nombreux systèmes, métalliques, céramiques et polymères. Dans les alliages le phénomène métalliques est connu depuis 1930. Ce phénomène résulte d'une transformation martensitique thermo-élastique réversible obtenue par une trempe assez rapide à partir de la phase mère austénitique dans des différents types d'alliages. On peut distinguer deux types d'effet de mémoire de forme.[5]

### I.2.2.1.1. Effet de mémoire simple

Si l'on réalise un essai de traction simple (à vitesse de déformation ou de contrainte imposée) sur une éprouvette d'un alliage ordinaire (aluminium, acier...), elle subit une déformation permanente ( $\epsilon_p$ ) persistant après cessation de la contrainte (Figure 4).

Cette déformation, dite plastique, n'évolue pratiquement plus, si l'on soumet ensuite l'alliage à des variations de température.

La déformation élastique pure (correspondant à la limite élastique  $\sigma_e$ ) n'excède pas quelques pour mille (‰) tandis que la déformation plastique varie de quelques % à quelques dizaines de %.

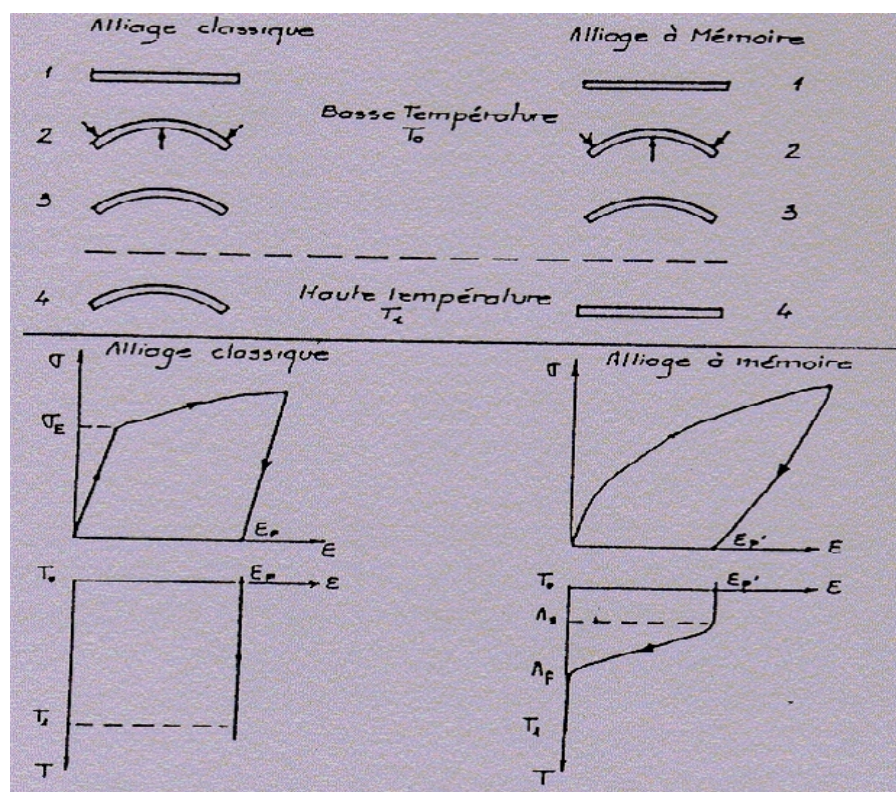


Fig I.6 : Illustration de l'effet mémoire simple des AMF[6]

Par contre, un AMF dans l'état complètement martensitique ( $T_0 < M_f$ ) peut subir une déformation apparemment plastique de quelques % (jusqu'à 6 %) et retrouver Intégralement sa forme initiale par simple réchauffage jusqu'à  $T_1$  ( $T_1 > f$ ). Ceci constitue l'effet de mémoire simple (Figure I.6).



La phase basse température est constituée de plaquettes de martensite aléatoirement orientées. L'application à la température  $T_0$  d'une contrainte externe crée principalement un mouvement des interfaces entre variantes qui s'orientent, auquel est associé le changement de forme.

Pendant le réchauffage, le matériau est l'objet d'une transformation de phase martensite -austénite entre les températures  $A_s$  et  $A_f$ . Il y a une disparition des variantes de martensite auxquelles était associé le changement de forme et donc retour vers la forme initiale. Cette transformation peut être qualifiée de transformation thermoélastique. Elle se produit par cisaillement macroscopique homogène parallèle au plan d'accolement que constitue l'interface entre la phase mère (austénite) et la martensite.

### I.2.2.1.2 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 superthermoélasticité (Figure 1.7).

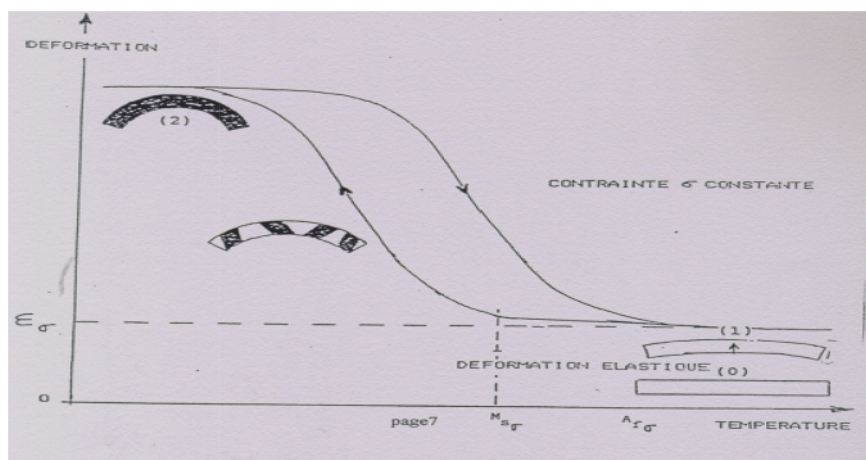


Fig I.7 : Illustration de l'effet mémoire double sens assisté des AMF (superthermoélasticité)[6]

### -Effet mémoire double sens non assisté

De L'effet mémoire double sens non assisté (Figure I.8) 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.

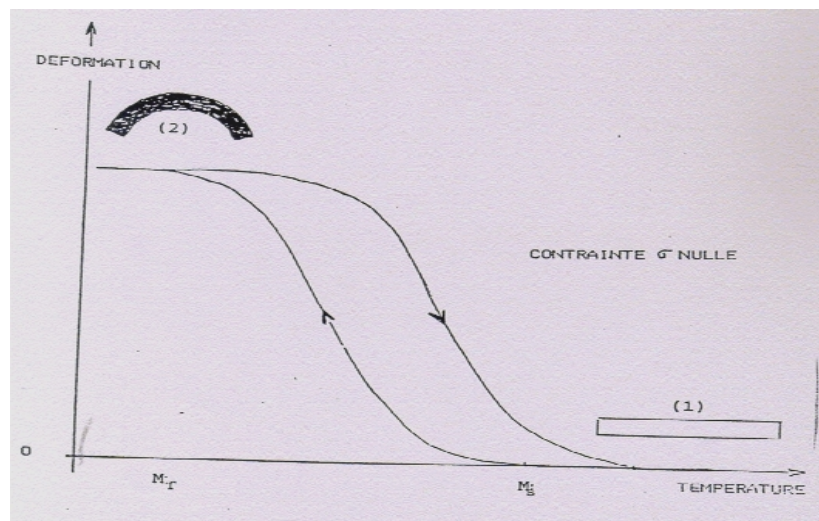


Fig I.8 : Illustration de l'effet mémoire double sens non assisté des AMF[5]

#### I.2.2.1.3. Effet superélastique

Suivant la température initiale du matériau, on distingue deux types de superélasticité.

- *Superélasticité 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 I.9).

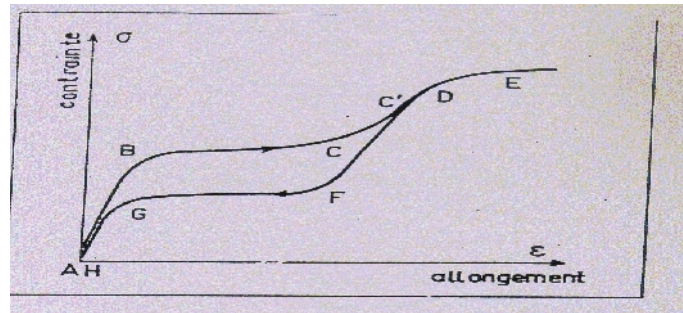


Fig 1.9 : Illustration de l'effet superélastique des AMF  
(superélasticité par transformation) [6]

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.

- **Superélasticité par réorientation**

L'échantillon est initialement dans la phase martensitique et sa courbe de déformation est analogue à celle de la (Figure I.9). La déformation est essentiellement assurée cette fois-ci par un mouvement des interfaces intervariantes 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 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.

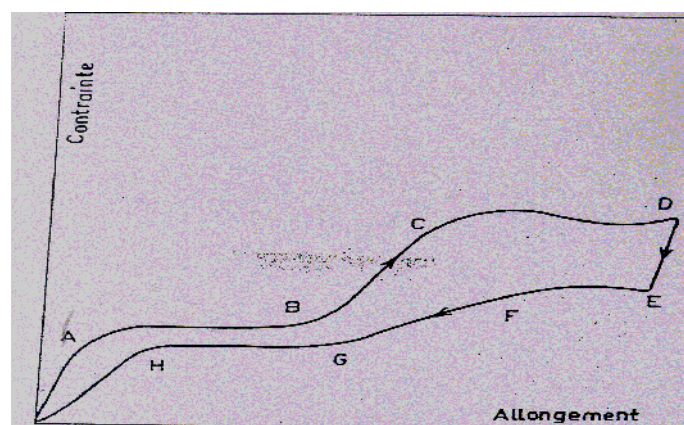


Fig I.10 : Illustration de l'effet superélastique des AMF (superélasticité  
par transformation et réorientation) [6]



#### I.2.2.1.4. Effet caoutchoutique

Et à  $T < M_f$ , la déformation de la martensite due à la réorientation des variantes est partiellement réversible : passage de l'état 2 à l'état 3 (Figure I.10).

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.

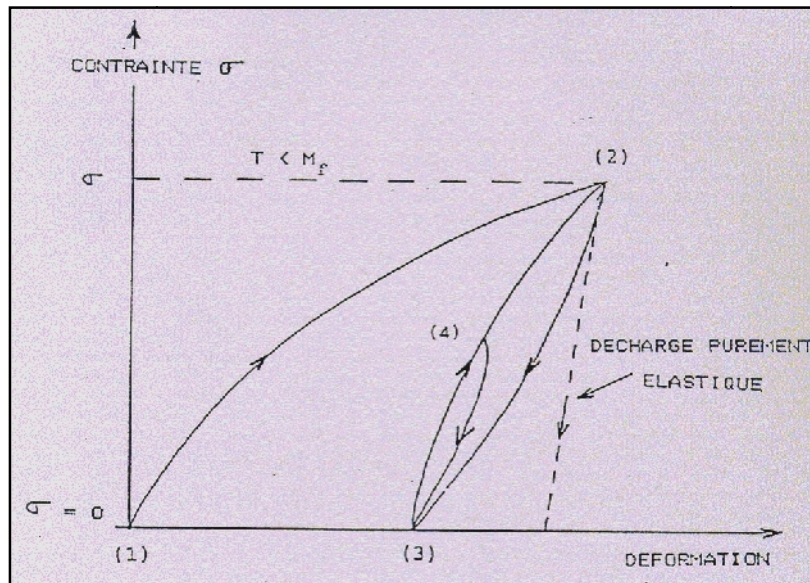


Fig I.11 : Illustration de l'effet caoutchoutique des AMF[6]

#### I.2.2.1.5. 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 I.12).

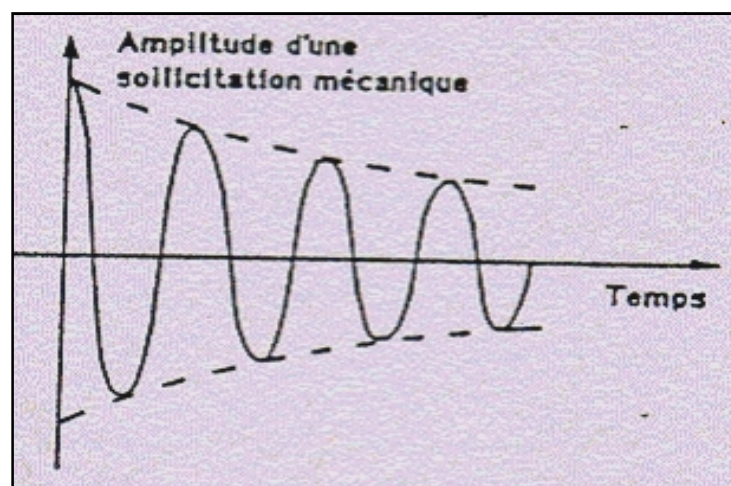


Fig I.12: Diminution de l'amplitude d'une oscillation mécanique Due au frottement interne dans un solide[6]

Le frottement intérieur dépend de la température, de la fréquence, du niveau de déformation et bien sûr, du matériau et de son état interne. Dans le cas des alliages à mémoire de forme, on constate, en fonction de la température, trois domaines dans lesquels le frottement intérieur prend des valeurs très différentes (Figure I.13).

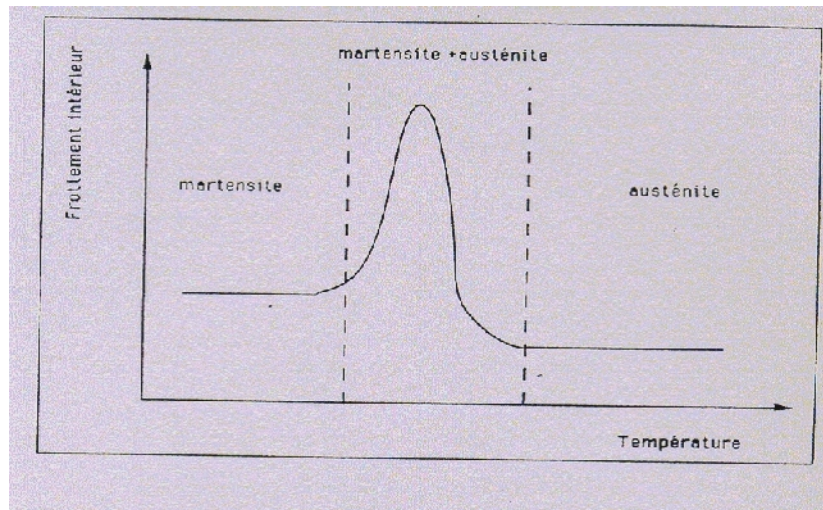


Fig I.13 : Frottement intérieur d'un AMF en fonction de la température[9]

- 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.

### **I.3.Applications**

Les propriétés thermomécaniques exceptionnelles des AMF en font des matériaux aux applications potentielles très importantes dans le domaine biomédical. L'utilisation de tels matériaux en contact avec le corps humain impose de déterminer au préalable leur degré de biocompatibilité.

Trois paramètres sont à déterminer :

- La résistance à la corrosion de l'alliage en présence de fluides ou de tissus humains
- La biocompatibilité proprement dite
- Les effets toxiques ou cancérogènes possibles à long terme

La bonne résistance à la corrosion des alliages nickel -titane assure à ces matériaux le monopole des applications biomédicales. En ce qui concerne la biocompatibilité, des études entreprises sur l'alliage de NiTi ont démontré que la réaction des tissus vivants à la présence d'une prothèse en NiTi se stabilise après avoir atteint un maximum dans les trois premiers mois de l'implantation, comme pour les aciers inoxydables. Cependant, leur emploi est actuellement limité par suite du manque de données crédibles sur la toxicité à long terme. En effet, la présence de nickel à la teneur de 50 % atomique est un problème important auquel se heurtent toutes les applications de ce matériau comme implant, car celui-ci utilisé seul est reconnu comme toxique pour les milieux vivants. Néanmoins, des résultats quant à son action lorsqu'il est allié au titane, qui est parfaitement toléré par le corps humain, sont tout à fait encourageants comme en témoignent les tests réalisés sur des échantillons.

Toutefois, on peut noter la possibilité de déposer en couches minces des métaux adéquats qui assurent la non toxicité biologique pour une application chirurgicale. Par exemple, les revêtements d'or ou de platine, du fait de leur grande stabilité, sont totalement biocompatibles et parfaitement adaptés aux implantations chirurgicales.

#### **I.3.1 Fil dentaire**

L'utilisation de fils dentaires en alliage à mémoire de forme est la plus ancienne et la plus répandue des applications biomédicales de ces matériaux. Environ dix millions de ces fils sont produits annuellement. Le comportement superélastique des fils de nickel -- titane permet de supporter de fortes variations de déformation tout en conservant un 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.



Fig I.14: Appareil dentaire en Alliage à Mémoire de Forme permettant l'application d'un effort constant[7]

### **I.3.2. Fil de localisation pour mammographie**

La distinction entre cellules malades et cellules saines est très difficile à opérer lors de l'ablation d'une tumeur cancéreuse. Seul l'examen radiologique autorise une telle distinction. Les propriétés superélastiques des NiTi alliées aux excellentes caractéristiques mécaniques de ces alliages permettent cependant de préserver les tissus sains pendant l'opération chirurgicale.

Un fil superélastique en NiTi, dont l'extrémité est en forme de boucle, est placé de façon rectiligne dans un cathéter. Lors de l'examen radiologique, le cathéter est positionné à proximité de la tumeur à extraire et le fil est poussé hors de son guide. Il forme alors une boucle qui vient marquer les tissus malades, servant ainsi de guide au bistouri du chirurgien.

### **I.3.3. Endoscope actif**

Les possibilités offertes à la médecine moderne par l'emploi des fibres optiques ont rendu les endoscopes indispensables. L'utilisation des matériaux à mémoire de forme permet de réaliser des endoscopes actifs qui sont d'un emploi moins désagréable pour le patient.

Un tel instrument est constitué par une succession d'éléments rigides, de faible longueur, articulés entre eux. La faible taille des activateurs à mémoire de forme permet de doter ces articulations de «muscles». Des muscles qui sont en même temps les nerfs «sensitifs».

A chaque instant, la mesure de la variation de résistivité des activateurs permet de déterminer la contrainte s'exerçant sur chaque articulation. Par chauffage ou refroidissement des éléments à mémoire de forme, on peut ainsi donner à l'endoscope la forme la plus appropriée possible pour réduire les contraintes. Ces différentes opérations sont gérées de façon autonome par un microordinateur permettant ainsi à l'opérateur de guider cet endoscope d'une manière.

### **I.3.4. Réduction de fracture**

La réduction d'une fracture est accélérée si un effort de compression est exercé sur la surface de réduction pendant la reconstitution du tissu osseux. L'emploi d'agrafes à mémoire de forme permet de réaliser simplement cette condition. Les parties fracturées sont assemblées au moyen d'agrafes en Nickel -Titane enfoncées dans l'os. Une fois mises en place, la température du corps humain sert de



température de déclenchement à un effet de mémoire de forme qui, par modification de la géométrie des agrafes, assure la mise en compression de la surface à réduire.

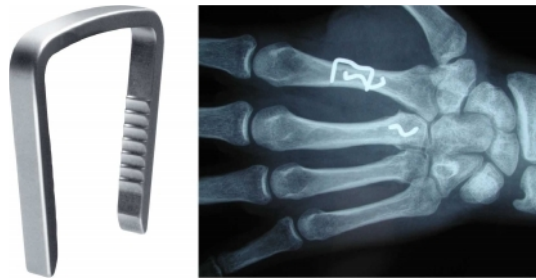


Fig I.15 :Agrafes osseuses en Alliage à Mémoire de Forme aidant à la guérison de fractures[7]

### I.3.5. Filtre à caillots sanguins

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 matériaux à mémoire de forme. Un filtre est réalisé au moyen d'un fil en nickel -- titane en austénite. 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 est expulsé du cathéter. Il se réchauffe alors au contact du sang et par mémoire simple retrouve sa forme de filtre.

D'autres applications médicales des propriétés des matériaux à mémoire de forme existent, par exemple le redressement de scoliose par l'implantation d'une barre en NiTi exerçant un effort de rappel sur la colonne vertébrale, ou l'emploi de rivets à mémoire de forme en chirurgie crânienne.

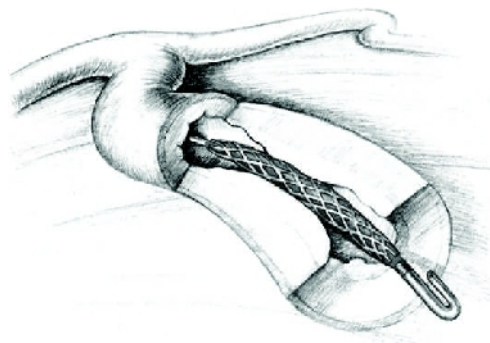


fig I.16 :Stent cardiovasculaire comprimé [2]

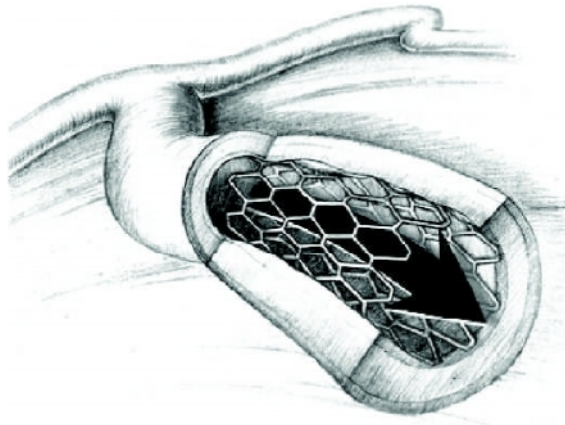


fig I.17:Stent cardiovasculaire relâché [2]

Tout comme le stent, la valve cardiaque de la figure permet une chirurgie minimalement invasive, ce qui réduit les répercussions négatives sur le patient. Pour plus d'information sur son fonctionnement, il est possible de consulter le brevet US6458153.

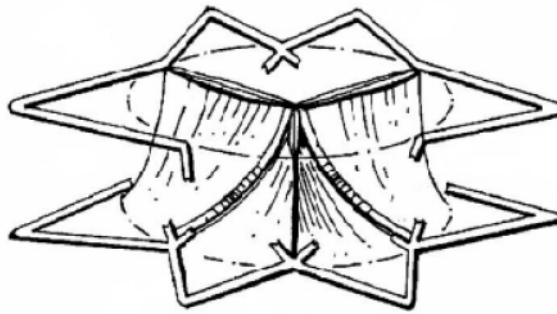


fig I.18 :Valve cardiaque [2]

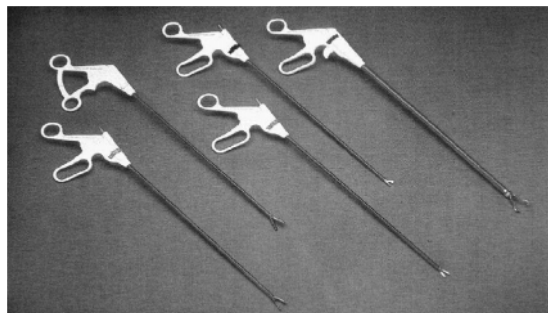


Fig I.19 :Pinces chirurgicales permettant de limiter l'effort appliqué grâce aux Alliages à Mémoire de Forme, par Memry[7]

### I.3.6. Domaine aérospatial

L'industrie aérospatiale doit minimiser le volume et le poids de toutes leurs composantes afin de minimiser les coûts de lancement. Puisque les AMF offrent un rapport force / densité excellent, ils sont des outils par excellence.

Le premier exemple est le télescope Hubble. Ce télescope, lancé en avril 1990, possédait des actionneurs en AMF (reprise de forme) pour le déploiement des panneaux solaires nécessaires à l'alimentation électrique des composantes électroniques.

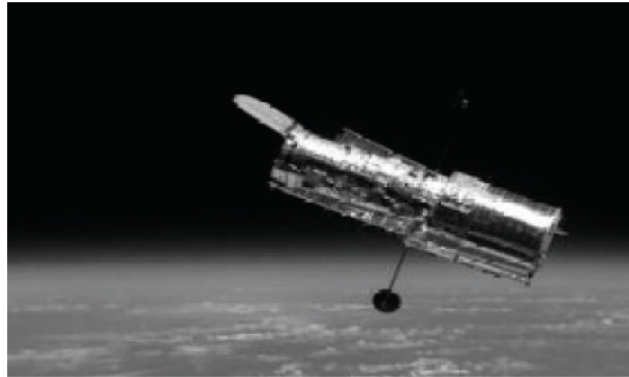


fig I.20 :Télescope Hubble lancé en avril 1990 [3]

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 nécessitaient 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.

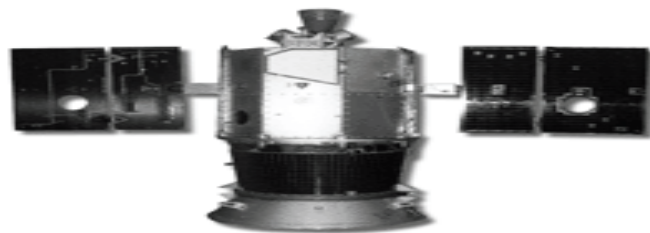


fig I.21 :Satellite Clémentine lancé le25/01/1994 [1]

L'effet retour contraint permet de réaliser des actionneurs qui entraînent un effort lors du chauffage. Le pilotage se fait par un courant électrique qui chauffe l'Alliage à Mémoire de Forme par effet Joule. Il permet par exemple grâce à l'effort généré de casser un système d'accroche. Ce principe est utilisé pour le déploiement de panneaux solaires ou d'antennes de satellites (figure 1.15) : une bague en Alliage à Mémoire de Forme est insérée sous la tête d'une vis pré-découpée. Lorsque l'on

fait passer un courant électrique dans la bague, celle-ci s'échauffe et la transformation en austénite se produit. La déformation étant bloquée par la vis, la contrainte augmente jusqu'à rupture de celle-ci libérant le mécanisme de déploiement.

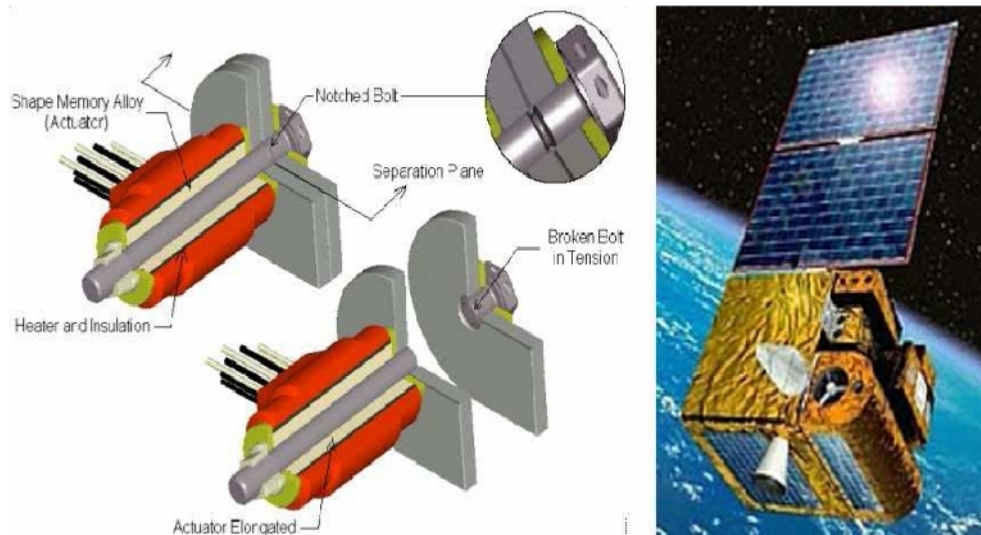


Fig I.22 :Système de découplage par rupture de vis sans explosion à base d'Alliage à Mémoire de Forme permettant le déploiement de panneaux solaires ou d'antennes de satellites, par TiNi Aerospace [7]

Finalement, le dernier 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[8]



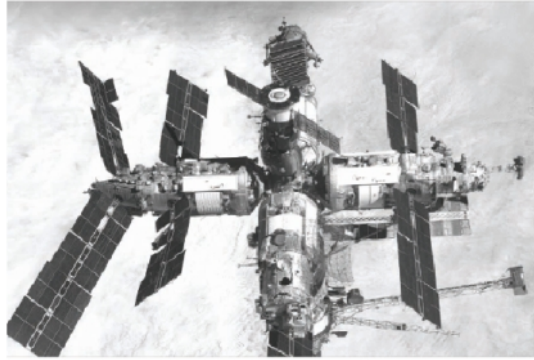


Fig I.23 :Station orbitale MIR [1]



Fig I.23.1: Station orbitale MIR [8]

La figure (I.24) montre des exemples d'utilisation des Alliages à Mémoire de Forme pour réaliser des systèmes d'accouplement. Une bague est déformée dans l'état martensitique. Après mise en place de la bague sur les éléments à assembler, le fait de la chauffer au dessus de la température de transformation entraîne une déformation de la bague qui va serrer les éléments afin de les maintenir ensemble.

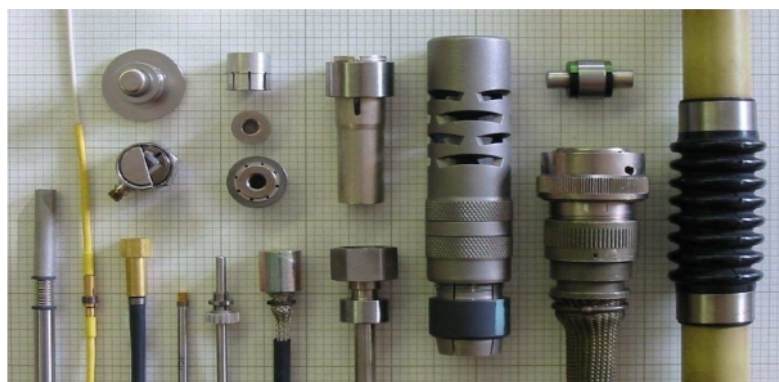


Fig I.24 :Système d'accouplement par serrage à l'aide de bagues en Alliage à Mémoire [7]

Leur position initiale lors du refroidissement. Le principe utilisé est généralement celui des ressorts antagonistes : la partie mobile de l'actionneur est fixée entre deux ressorts, l'un en Alliage à Mémoire de Forme, l'autre dans un matériau classique. Lors du chauffage piloté par un courant électrique, le ressort en Alliage à Mémoire de Forme s'allonge et entraîne le déplacement de la partie mobile de l'actionneur. Lors du refroidissement, le ressort reprend sa forme initiale grâce à l'effort exercé par l'autre ressort (Figure I.25).

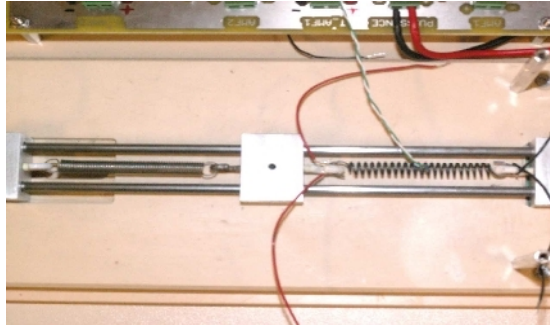


Fig I.25 :Actionneur mécanique basé sur un ressort en Alliage à Mémoire de Forme[7]

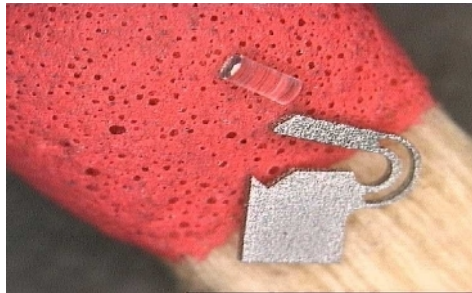


Fig I.26 :Micro-pince en Alliage à Mémoire de Forme permettant de saisir des microlentilles optiques[7]

Un autre exemple d'application est un aileron déformable (figure I.27). Des fils en alliages à Mémoire de Forme sont chauffés par effet Joule et entraînent la déformation de l'aileron.



Fig I.27 :Aileron déformable utilisant des fils en Alliage à Mémoire de Forme [7]

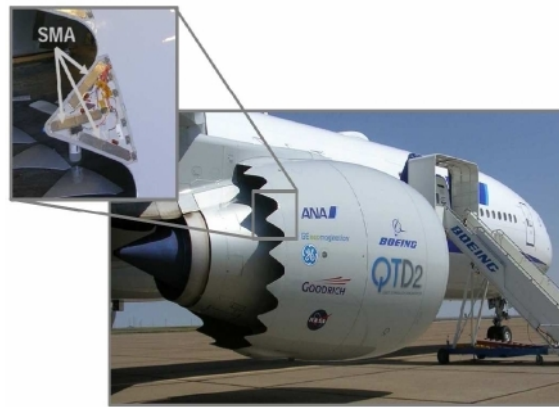


Fig I.28: Chevrons sur un réacteur Boeing utilisant des actionneurs en AMF [9]

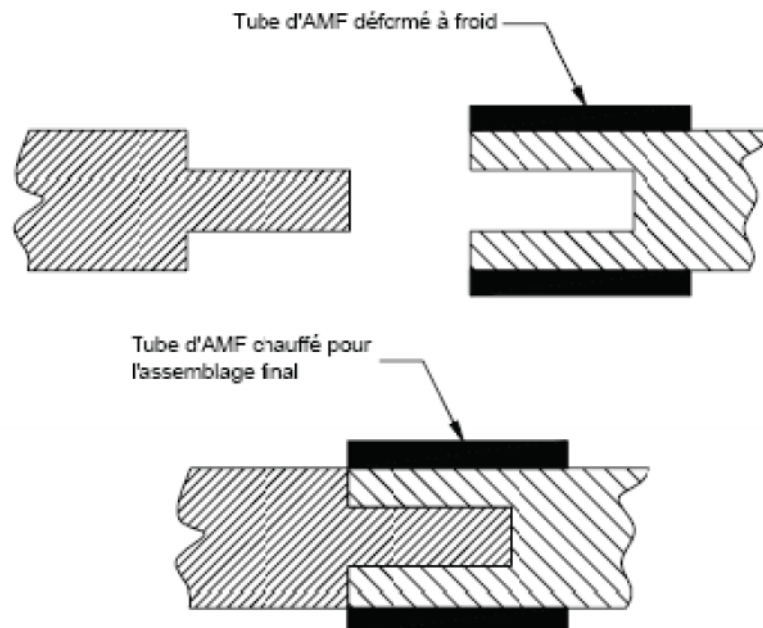


Fig I.29 : couplage thermomécanique [2]

Le secteur industriel, tout comme le secteur aérospatial, 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 superélastique. En robotique, l'utilisation des microactionneurs est courante. Par exemple, la figure ci-dessous montre une main artificielle utilisant les AMF.

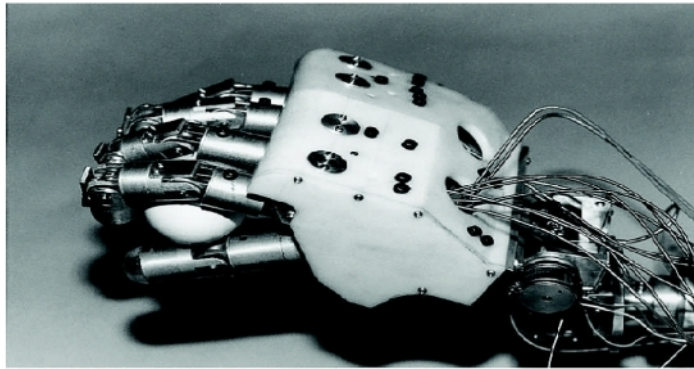


fig I.30 : Micro activateur pour la robotique [2]

La figure (I.31) montre la photo d'un micro-robot avançant à l'aide d'un fil en Alliage à Mémoire de Forme. Il repose sur deux essieux dont la rotation est bloquée dans le sens d'avancement du robot. Lorsque le fil en Alliage à Mémoire de Forme est chauffé par effet Joule, il se contracte et le robot se déforme de manière à écarter l'entraxe entre les essieux. L'essieu avant se déplace alors. Lors du refroidissement, le robot reprend sa forme initiale grâce à l'action du ressort élastique reliant les deux parties du robot. L'essieu arrière se rapproche donc de celui de l'avant. Le robot s'est donc déplacé à la fin de ce cycle.

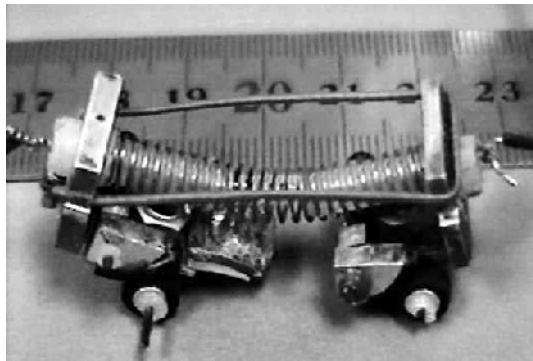


Fig I.31 :Micro-robot utilisant un fil en Alliage à Mémoire de Forme [7]

Il est aussi possible de réaliser des moteurs rotatifs à base d'Alliage à Mémoire de Forme (figure I.32). Les fils passent successivement dans de l'eau chaude qui entraîne leur raccourcissement et dans l'air où ils se refroidissent et s'allongent alors grâce à l'effort généré par les fils suivants. L'allongement et le raccourcissement successif des fils entraîne la mise en rotation du mécanisme



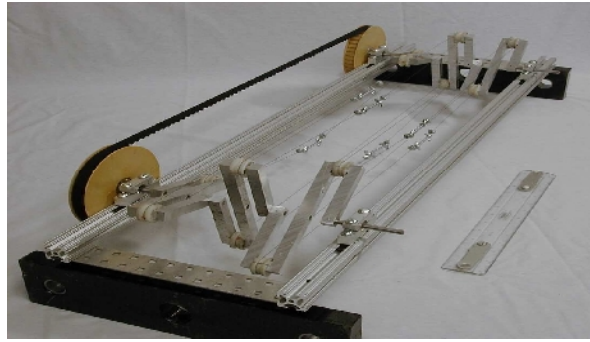


Fig I.32 :Moteur rotatif à base de fils en Alliage à Mémoire de Forme [7]



Fig I.33 :Pare-soleil avec une armature en Alliage à Mémoire de Forme permettant de le plier et de le déplier facilement [7]

L'optométrie, avec ses lunettes à monture superélastique, est probablement l'exemple le plus connu. En effet, la superélasticité permet de grandes déformations et les lunettes deviennent alors pratiquement incassables.

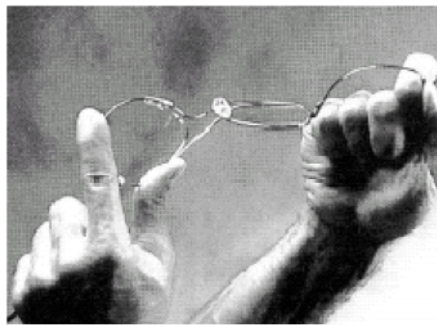


fig I.34 : Lunettes avec monture superélastique [10]

La figure (I.35) présente le schéma d'une soupape de cocotte-minute. Lorsque la température à l'intérieur de la cocotte-minute est trop élevée, un ressort en Alliage à Mémoire se détend et ouvre une soupape qui permet de libérer de la vapeur d'eau. Un autre mécanisme consiste à fermer automatiquement un système d'aération de maison lorsque la température extérieure est trop basse afin d'éviter les déperditions de chaleur .

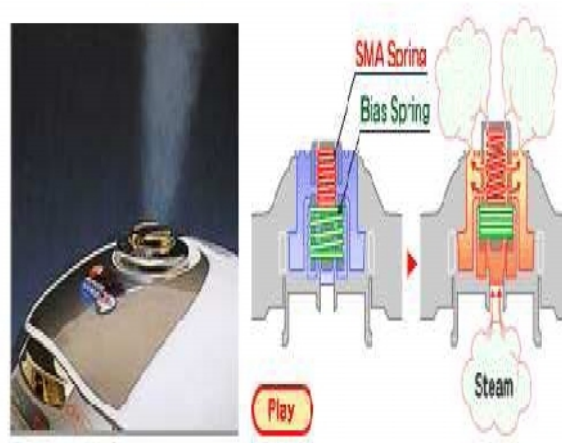


Fig1.35 :Autocuiseur - Actionneur de valve de surpression en AMF[7]

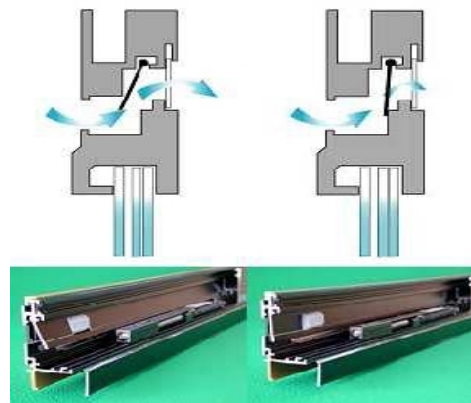


Fig I.36 :Système d'aération se fermant automatiquement lorsque la température extérieure est trop basse[7]

La figure (I.37) présente un mécanisme de robinet thermostatique de douche permettant de réguler automatiquement la température de l'eau. L'eau chaude et l'eau froide se mélangent et passent dans un ressort en Alliage à Mémoire de Forme qui positionne un tiroir de distribution. Si l'eau est trop froide, le ressort se contracte et déplace le tiroir pour faire venir plus d'eau chaude. 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 Alliage à Mémoire de Forme.

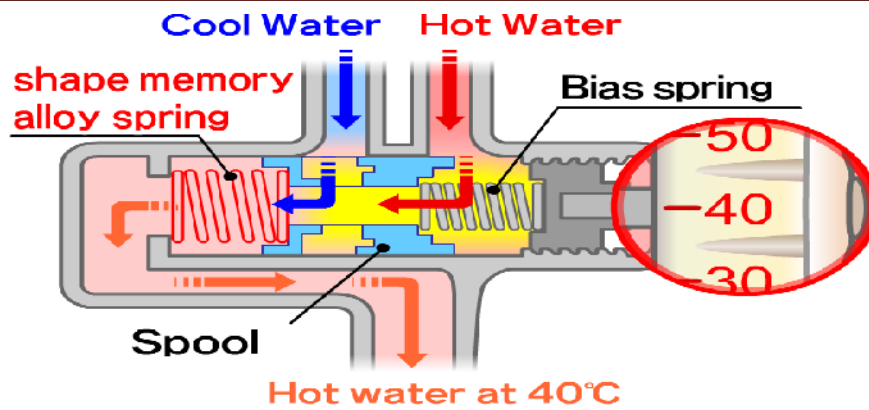


Fig I.37 : Robinet thermostatique de douche réglant automatiquement les débits d'eau chaude/froide pour obtenir la bonne température [7]

Ils utilisent la super-élasticité ou l'effet amortissant qui autorisent une déformation, mais dissipent de l'énergie grâce à une hystérésis dans le comportement et permettent ainsi d'atténuer des vibrations. Ce principe est utilisé par exemple dans des constructions anti-sismiques. La structure contenant des Alliages à Mémoire de Forme permet d'amortir les vibrations dues à un tremblement de terre et évite ainsi la détérioration du bâtiment.

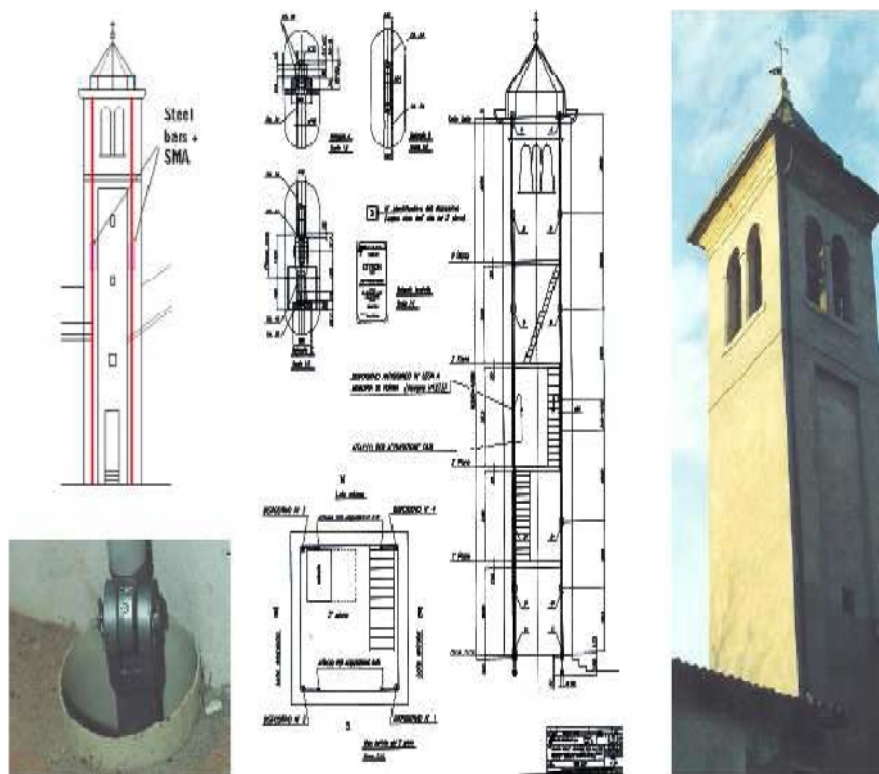


Fig I.38 :Système d'amortissement anti-sismique utilisant des AMF [7]

La figure (I.39) montre le schéma d'un clapet automatique utilisé dans le système de lubrification a grande vitesse la température de l'huile de lubrification augmente et entraîne la fermeture du clapet. Cela permet de diminuer la quantité du bain d'huile et d'éviter un échauffement trop important de celui-ci.

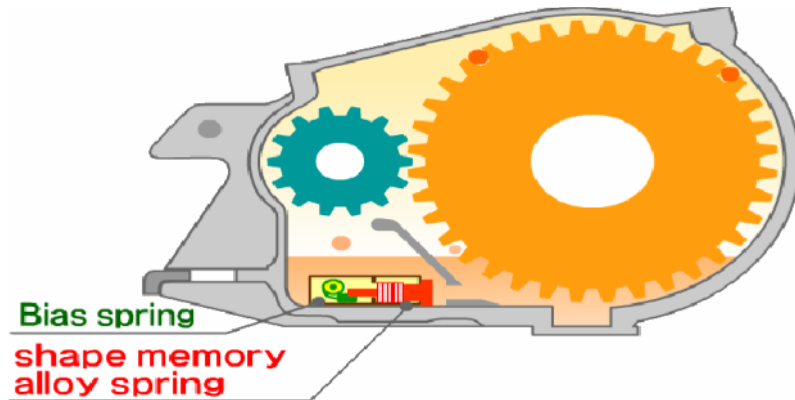


Fig I.39 : Clapet automatique permettant de réguler la lubrification en fonction de la température [7]

### III.6.Conclusion

Dans ce chapitre nous avons présenté les alliages à mémoire de forme et leurs caractéristiques générales. L'effet mémoire de forme qui donne à ces alliages cette propriété essentielle est expliquée, suivi de quelques exemples pratiques d'utilisation des AMF.

Pour pouvoir exploiter cette propriété de mémoire de forme, les AMF doivent être modélisés. La modélisation des AMF fera l'objet du chapitre suivant.



*Chapitre II*

*Modélisation du*  
*comportement des AMF*

## II. Modélisation numérique

### II.1 : Généralités sur la modélisation des AMF

Au cours des trente dernières années, un nombre important de chercheurs se sont intéressés à la modélisation du comportement des alliages à mémoire de forme. Les objectifs sont à la fois d'apporter des outils numériques aux concepteurs de Dispositifs innovants utilisant ces matériaux mais aussi de mieux comprendre les mécanismes physiques mis en jeu. Les premiers modèles phénoménologiques sont apparus dans les années 80 : seul le comportement superélastique de ces alliages est alors pris en compte [Tanaka, 1986, Liang et Rogers, 1990], dans le cas unidimensionnel. Dans les années 90, des modèles basés sur un pseudo-diagramme de phase simplifié permettent de simuler des trajets thermomécaniques comme le refroidissement sous contrainte, l'effet mémoire ou encore la réorientation [Brinson,1993,Raniecki et Lexcellent, 1994, Lexcellent et Leclercq, 1996, Brinson et Bekker,1998].Des extensions au cas tridimensionnel commencent à apparaître [Liang et Rogers, 1992,Boyd et Lagoudas, 1994, Boyd et Lagoudas, 1995, Bo et Lagoudas, 1999a]. Enfin, dans les années 2000, des modèles tridimensionnels implémentés dans des codes éléments finis voient le jour [Bouvet et al., 2004, Lagoudas et Entchev, 2004, Panico et Brinson, 2007] [Popov et Lagoudas, 2007, Thiebaud et al., 2007, Peultier et al., 2006, Peultier et al., 2008] [Zaki et Moumni, 2007, Saint Sulpice et al., 2009]. Ces modèles possèdent des spécificités, avec des points forts et certains partis pris dans le choix des comportements à simuler ou des variables internes et paramètres matériaux.[11]

Plusieurs de ces modèles sont capables de décrire des aspects spécifiques au comportement des AMF, comme la dissymétrie traction-compression [Gillet et al., 1998,Raniecki et Lexcellent, 1998, Qidwai et Lagoudas, 2000]. D'autres se sont focalisés sur les boucles internes [Tanaka et al., 1995, Gillet et al., 1998, Bo et Lagoudas, 1999b, Bouvet et al., 2004, Peultier et al., 2006, Peultier et al., 2008] ou les effets liés au cyclage[Tanaka et al., 995,Lagoudas et Entchev,2004 Panico et Brinson, 2008,Saint Sulpice et al., 2009]. Le couplage entre transformation de phase et plasticité est aussi pris en compte dans certains modèles [Lagoudas et Bo, 1999, Lagoudas et Entchev, 2004].[11]

Les modèles micromécaniques des AMF sont apparus dans les années 1990 [Patoor et al., 1995, Patoor et al., 1996, Huang et Brinson, 1998, Lu et Weng, 1998, Gao et al., 2000, Huang et al., 2000, Siredey et al., 1999]. Ces modèles, qui possèdent un fort aspect prédictif, ont permis de déterminer les contraintes de début de transformation pour des cas de chargements multiaxiaux, et de déterminer les surfaces de charges de plusieurs types d'AMF [Taillard et al., 2008]. L'origine de la dissymétrie de comportement en traction-compression a été déterminée grâce à ces modèles [Patoor et al., 1995]. Les résultats des modèles micromécaniques permettent d'alimenter et de valider les modèles macroscopiques quand les données expérimentales font défaut.[11]

## II. Différentes approches

Il existe essentiellement trois familles de modèles numériques d'AMF. Chacune de ces familles possède ses avantages et ses inconvénients propres à une application particulière. La section qui suit décrit brièvement ces trois familles.

### II.1 .Les modèles thermodynamiques ou approche macroscopiques

Cette approche a été utilisée par certains auteurs tels que Ivshin et Pence[1], Boyd et Lagoudas, [1]Benzaoui, L'excellent et al.[1] ainsi que par plusieurs autres. Généralement, les équations utilisées emploient les lois de la thermodynamique, c'est-à-dire qu'ils utilisent des notions abstraites comme l'enthalpie, l'entropie et l'énergie de Gibbs qui sont plutôt difficiles à mesurer. Par exemple, l'entropie peut être vue comme la mesure du désordre moléculaire[1], mais avec quel instrument peut-on mesurer ce désordre?

Cependant, une fois que les paramètres sont assimilés et calculés, il suffit d'évaluer l'énergie libre de l'austénite et de la martensite. L'état ayant la plus faible énergie est favorisé. En effet, tout corps cherche à minimiser son énergie interne peu importe sa nature thermique, mécanique, chimique, électrique ou gravitationnel.

Par exemple, la figure [II.1] représente l'énergie de Gibbs ( $G$ ) en fonction de la température ( $T$ ) et de la pression ( $P$ ) pour l'austénite et la martensite. Suivant le raisonnement précédent et en assimilant la pression à une contrainte, on remarque dans le diagramme  $P$  versus  $T$ , figure [II.(1.3)] que la martensite est la phase stable à basse température tandis que l'austénite est la phase stable à haute température. De plus, la droite qui sépare les deux états ressemble aux quatre droites du diagramme de phase. En effet, la droite du graphique représente la température  $T_0$ , cette température critique n'est ni plus ni moins que la moyenne de  $M_f$ ,  $M_s$ ,  $A_s$  et  $A_f$ . Finalement, cette approche utilise uniquement une proportion de martensite macroscopique comme à la figure [II.2], ce qui signifie qu'on approxime un polycristal par un monocristal. Il n'est donc pas possible de simuler des textures.

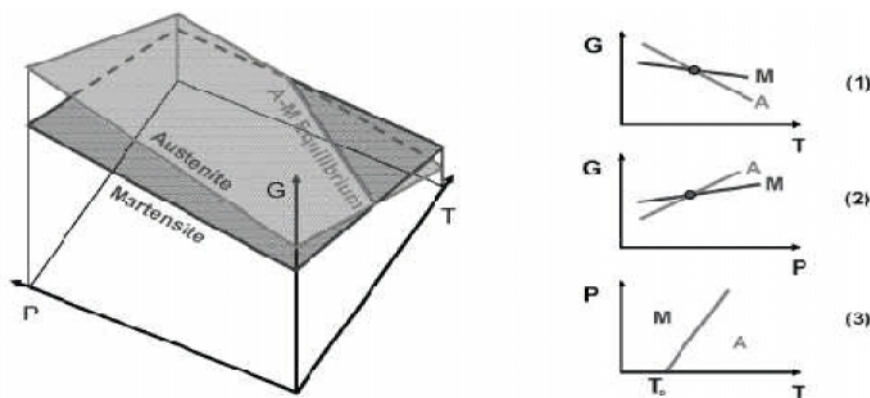


Fig II.1: Équilibre thermodynamique des AMF [1]

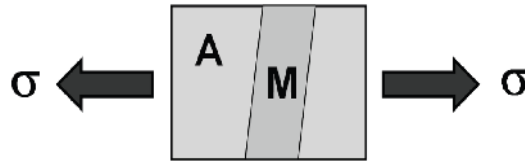


Fig II.2 :Proportion de martensite macroscopique[1]

## II.2 .Les modèles micromécaniques

Plusieurs auteurs, comme Lichatchev et Patoor et al., ont développé des modèles micromécaniques. Cette technique de modélisation est différente de la dernière présentée. En effet, cette approche calcule les déformations à l'échelle atomique et, par la suite, en effectuant une moyenne, il est possible de trouver la déformation macroscopique de l'échantillon. Cela implique le calcul d'une microdéformation et d'une proportion de martensite pour chaque grain du matériau. La figure ci-dessous montre la proportion de martensite pour trois grains. Malheureusement, le nombre de grains est normalement très élevé et rend les calculs très lourds. Un nombre insuffisant de grains ne représente pas bien la réalité, bien entendu, pour un matériau polycristallin. En effet, un matériau monocristallin n'a qu'un seul grain et, par conséquent, il n'est pas nécessaire d'utiliser un nombre élevé de grains, un seul suffit. Finalement, cette approche permet de modéliser facilement des textures (pour les matériaux polycristallins) en modifiant simplement l'orientation des grains. Il est aussi possible, à l'aide de cette famille de modèle, de créer les variantes de martensite. Cette approche, combinée à la texture, permet d'obtenir des modèles 3D très réalistes. Cependant, tout comme les modèles thermodynamiques, le calcul de la proportion de martensite s'effectue en calculant l'énergie libre de chaque grain, ce qui rend les calculs plus longs puisque le nombre de grains est normalement très élevé.

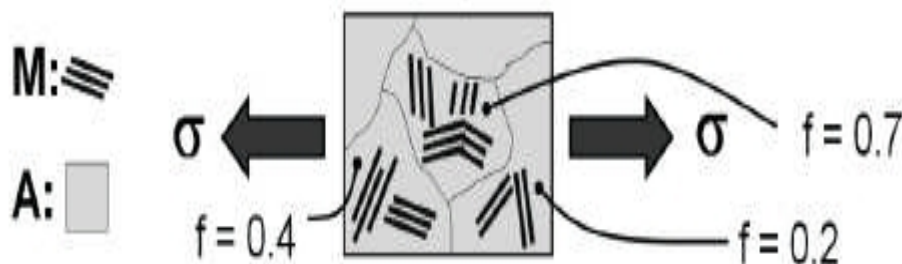


Fig II.3: Proportion de martensite microscopique [1]

### II.3. Les modèles phénoménologiques

La dernière famille de modèle est probablement la plus utilisée de par sa simplicité de compréhension. Par contre, elle est la moins captivante pour les puristes puisqu'elle reproduit des phénomènes physiques préalablement définis plutôt que de les expliquer. En effet, on bâtit le modèle à partir de résultats plutôt qu'à partir de phénomènes. Cette famille de modèle peut être divisée en deux sous catégories : les modèles basés sur l'interpolation et ceux fondés sur la loi constitutive de Tanaka.

#### II.3.1. Interpolation

Un des premiers modèles d'AMF est le modèle bilinéaire, c'est-à-dire qu'il est composé essentiellement de droites. Les fondateurs de ce modèle sont Müller et Xu qui ont modélisé une courbe superélastique comme à la figure ci-après. Les sous-cycles sont aussi modélisés avec des droites et les points d'inflexion passent par une droite nommée droite d'équilibre. La faiblesse de ce modèle est sans aucun doute la droite de transformation qui a une pente nulle.

Cela signifie que  $M_s = M_f$ , ce qui est, à la base, difficilement concevable pour la majorité des AMF. Ce modèle considère donc le changement de phase comme étant instantané.

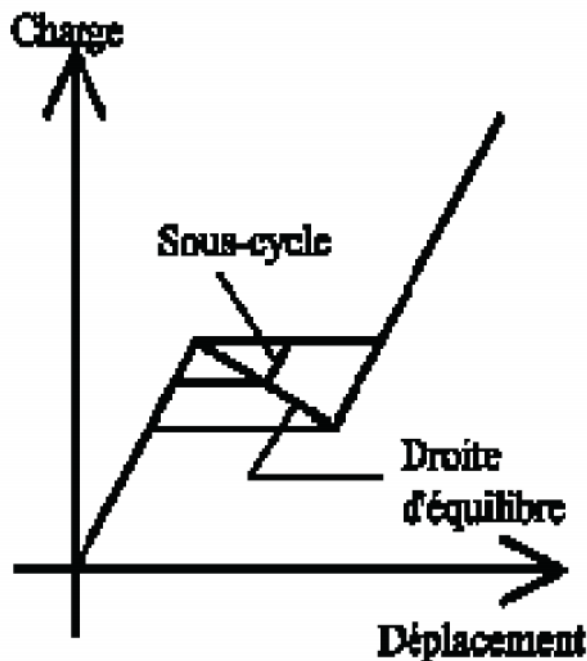


Fig II.4 : Modèle bilinéaire selon Müller et Xu [1]

Par la suite, une pente a été ajoutée à la droite de transformation. Ils obtiennent à ce moment un modèle qui ressemble à la figure ci-après.

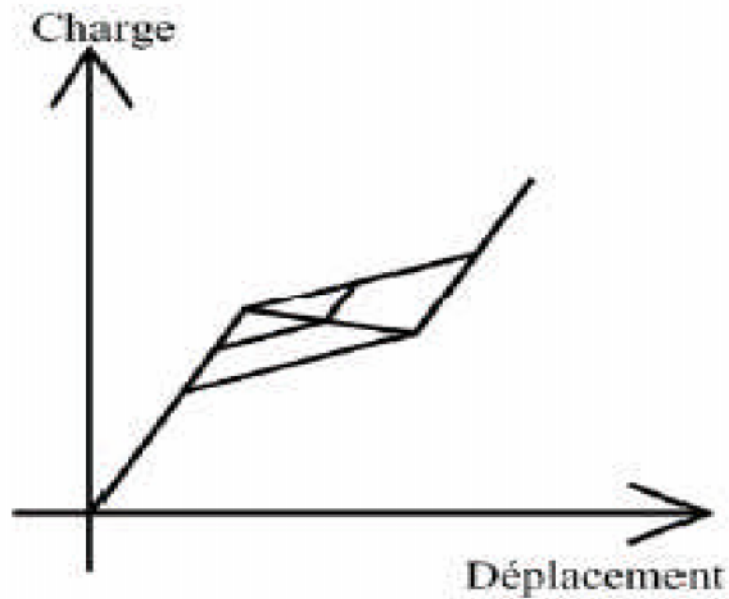


Fig II.5:Modèle bilinéaire selon Brandon et Rogers [5]

D'autres auteurs ont aussi travaillé à améliorer le modèle. C'est le cas de Gillet et al. Qui ont modifié le modèle en gérant différemment les sous-cycles. En effet, la droite d'équilibre est toujours présente, mais lorsque le chargement traverse cette droite, une pente est automatiquement calculée, et, à chaque fois. Cette façon de faire correspond mieux au comportement du nitinol pour les sous-cycles de chargement et de déchargement. Finalement, Viens a publié de récents travaux qui ont permis d'intégrer ce modèle au logiciel d'éléments finis commercial, ANSYS.

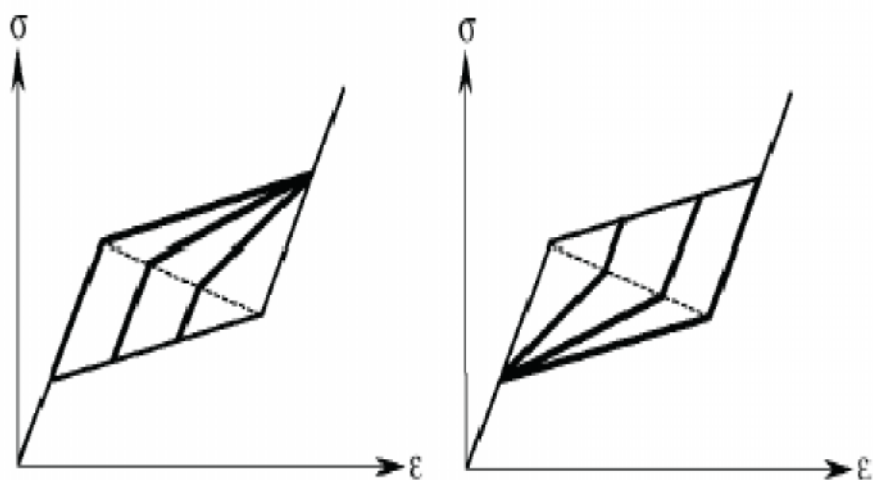


Fig II.6 :Modèle bilinéaire selon Gillet, Patoor et Berveiller [5]

Les modèles décrits précédemment ne représentent que les alliages à mémoire de forme dans leur domaine superélastique. Afin de remédier à ce problème, un autre modèle a été créé par Terriault . Il s'agit de définir une surface représentant le comportement d'un AMF dans le domaine de la déformation, de la température et de la contrainte. Pour ce faire, quelques courbes expérimentales sont utilisées et, à l'aide de la méthode d'interpolation du krigeage, il est possible de générer une surface complexe. Il suffit par la suite d'interpréter sur la surface l'information désirée. En effet, si on connaît deux des trois paramètres de chargement, il est facile de trouver la courbe d'intersection sur la surface.

### **II.3.2.Le modèle de type Popov-Lagoudas.**

De la même façon que dans le modèle de Brinson, les fractions volumiques de martensite et de martensite orientée sont considérées. Cette fois les variables internes utilisées sont non pas ces fractions volumiques, mais l'évolution de ces fractions  $i$ . Les trois types d'évolutions possibles sont considérés : Austénite → martensite thermique ( 1 ), austénite → martensite orientée ( 2 ), martensite thermique → martensite orientée ( 3). La déformation de transformation macroscopique est alors une fonction des évolutions de fractions volumiques 2 et 3.[11]

#### **-Modèle de Popov et Lagoudas, 2007**

L'équipe centrée autour de D.C. Lagoudas, à Texas A&M University, USA, possède une longue expérience de la modélisation des alliages à mémoire de forme. Leur modèle est basé sur un diagramme de phase plus complexe que celui communément admis proposé par Brinson [Brinson, 1993].[11]

#### **-Equations fondamentales du modèle**

De la même façon que les modèles de type Brinson, le VER est décomposé en trois phases : la martensite autoaccommodée (MT), la martensite orientée (M) et l'austénite (A). Les concentrations de ces trois phases sont notées respectivement ( $f_T$ ), ( $f$ ) et ( $f_A$ ). L'originalité du modèle repose sur le fait que l'on s'intéresse à la façon dont cet état triphasé est obtenu. Sont ainsi notées 1 la fraction de martensite thermique produite à partir de l'austénite, 2 la fraction de martensite orientée produite à partir d'austénite, et 3 la fraction de martensite orientée formée à partir de la martensite thermique.[11]

#### **-Commentaire**

Ce modèle fait preuve de plusieurs originalités dans sa formulation. La prise en compte de la cinétique de transformation de l'austénite en martensite thermique ou autoaccommodée, ainsi que le processus de réorientation, permettent une définition précise de l'histoire du chargement.

Un algorithme de type "retour radial" assure la prise en compte de chargements non-proportionnels



mécaniques ou thermomécaniques. En s'appuyant sur des essais de calorimétrie différentielle (DSC) le modèle différencie les forces critiques de transformation inverse pour la martensite autoaccommodée et orientée. Il met l'accent sur la définition d'un diagramme de phase complexe, où plusieurs mécanismes de déformation (transformation et orientation) sont activés simultanément. Certains points clés de la modélisation comme la dissymétrie traction-compression ou la gestion des boucles internes ne sont pas pris en compte, bien qu'ils aient été abordés dans d'autres modèles développés au sein de la même équipe [Bo et Lagoudas, 1999b, Qidwai et Lagoudas, 2000]. [11]

### **II.3.3. Modèle de Thiebaud et LExcellent**

Ce modèle a été développé au sein de l'équipe du Pr. LExcellent à Besançon, une équipe française, dont les travaux sur la modélisation du comportement des AMF font autorité au niveau international. Cette équipe a été l'une des premières à proposer de considérer deux fractions volumiques de martensite, l'une pour la martensite autoaccommodée et l'autre pour la martensite orientée [LExcellent et Leclercq, 1996]. Une version récente du modèle, développée en 2007 est implémentée dans le code éléments finis COMSOL [Thiebaud et al., 2007]. Elle se focalise sur le comportement de la martensite orientée et la gestion de la dissymétrie traction-compression. Elle prend également en compte les aspects thermiques liés à la transformation de phase (A → M exothermique et M → A endothermique) et apporte une grande attention à la définition des surfaces de transformation. [11]

#### **- Equations fondamentales du modèle**

Ce modèle a été implémenté dans le logiciel COMSOL, dans le cas de simulations 2D en Contraintes planes. Plusieurs simulations ont été menées sur des plaques en traction et en flexion, en considérant des conditions aux limites thermiques spécifiques. Une comparaison est effectuée entre les cas de chargements isothermes, adiabatiques et dans le cas d'une température externe imposée. Les simulations en traction montrent que la pente de transformation est plus forte dans le cas adiabatique que dans le cas isotherme. La transformation martensitique directe étant exothermique, dans le cas adiabatique l'échantillon s'échauffe. Il en résulte une augmentation de la contrainte de transformation. Dans le cas où la température externe est imposée, la convection régule l'élévation de chaleur provoquée par la transformation. La réponse est alors, dans le cas de structures minces, sensiblement égale au cas isotherme. [11]

#### **- Commentaires sur le modèle de Thiebaud et al.**

Ce modèle, qui permet la simulation de l'effet superélastique pour des cas de chargements tridimensionnels proportionnels, est implémenté dans le logiciel de simulation multiphysique COMSOL et prend en compte les effets liés à l'équation de la chaleur (source de chaleur conduction . . .). La prise en compte de conditions aux limites thermiques constitue un plus

important pour la simulation des structures en AMF. Ce modèle gère en plus la dissymétrie traction-compression. Par contre, la version développée dans [Thiebaud et al., 2007] n'est valide que pour des cas de chargements proportionnels superélastiques. L'extension de ce modèle pour divers chargements thermomécaniques a été développée récemment [11]

#### **II.3.4. Les modèles de type Peultier.**

Sont considérées ici la fraction volumique de martensite  $f$ , l'orientation de cette martensite en utilisant la déformation moyenne de transformation  $\bar{\epsilon}_{ij}$  cette déformation de transformation est la moyenne de la déformation de transformation locale sur le volume de martensite [11]

#### **II.3.5. Modèle de Saint-Sulpice et al.**

Ce modèle a été développé par l'équipe du Professeur Calloch à Brest, en collaboration avec l'équipe du Professeur L'excellent de Besançon. Il est issu des travaux de Saint-Sulpice et al. [Saint Sulpice et al., 2009], qui est une extension des travaux réalisés par Bouvet et al. [Bouvet et al., 2004], afin de mieux prendre en compte les trajets superélastiques non-proportionnels et d'introduire le comportement en cyclage des alliages à mémoire de forme. Afin de simuler l'effet des cycles partiels, ce modèle utilise le concept de "points mémoire" défini par Ortin [Ortin, 1992]. L'approche utilisée ici ne s'inscrit pas dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles comme les autres modèles présentés précédemment, mais utilise plutôt des concepts dérivés des lois élastoplastiques macroscopiques. Ce type d'approche a été utilisé par d'autres auteurs, par exemple Gillet et al. [Gillet et al., 1998] dans la cas de chargements proportionnels. [11]

-Commentaires sur le modèle de Saint-Sulpice et al.

Ce modèle permet de simuler l'effet superélastique pour des chargements 3D non proportionnels, en prenant en compte la variation de la réponse en fonction du nombre de cycles effectués. L'accent a été mis sur le couplage entre la définition des boucles internes et le nombre de cycles effectués. La dissymétrie de comportement traction-compression est prise en compte à partir de la définition d'une contrainte équivalente définie par Bouvet et al. [Bouvet et al., 2004]. Ce modèle utilisant un formalisme similaire à la définition de lois élastoplastiques, par la définition de surfaces seuil dans l'espace des contraintes, a l'inconvénient de ne pas prendre en compte la variation des contraintes limites de transformation en fonction de la température. Une étape préliminaire de calcul de cette contrainte seuil en traction en fonction de la température de l'essai doit donc être menée. Par contre, le formalisme permet une définition précise des boucles de chargements lors de cycles répétés, qu'ils soient complets ou partiels. L'identification des paramètres matériaux semble toutefois assez complexe, car les paramètres de ce modèle sont assez éloignés de grandeurs macroscopiques mesurables. [11]

### II.3.6. Les modèles de type Brinson.

Ces modèles différencient la fraction volumique de martensite en deux fractions propres : la martensite thermique  $f(T)$  (de structure autoaccommodée) et la martensite orientée par la contrainte  $f$ . La déformation de transformation orientée, on macroscopique est alors proportionnelle à la fraction volumique de martensite orientée.

#### -Modèle de Panico et Brinson, 2007

Depuis 1993, Brinson et ses collaborateurs développent des modèles macroscopiques et micromécaniques pour les AMF. Le modèle [Panico et Brinson, 2007], qui est le dernier modèle en date développé par cette équipe. Il prend en compte les trajets de chargement non proportionnels multiaxiaux, ainsi que le comportement de réorientation et de transformation de phase.

#### -Equations fondamentales du modèle

Trois états cristallographiques sont considérés dans ce modèle : l'austénite (A), la martensite autoaccommodée (MT), et la martensite orientée (M). Les variables internes de ce modèle sont alors la fraction volumique de martensite autoaccommodée  $f_T$  et la fraction volumique de martensite orientée  $f$  [11]

#### -Commentaires sur le modèle de Panico-Brinson :

Ce modèle est basé sur l'idée originale de séparer la martensite en deux types : d'une part la martensite thermique, de structure autoaccommodée qui ne provoque pas de déformation macroscopique ; d'autre part la martensite orientée, induite sous contrainte qui fait apparaître une déformation macroscopique. Les lois d'évolution de ce modèle permettent de modifier la fraction volumique de ces deux types de martensite. Les effets superélastiques et de mémoire double sens assisté sont modélisés par l'évolution de la fraction volumique de martensite orientée. L'évolution de la martensite thermique en martensite orientée permet de prendre en compte le phénomène de réorientation. La transformation de la martensite orientée en austénite se produit au cours de la décharge superélastique ou par chauffage (effet mémoire de forme). Ce modèle est implémenté de façon robuste dans le code éléments finis ABAQUS. Il permet d'effectuer des calculs de structures, et d'étudier le comportement des mousses en Nickel-Titane ([Panico et Brinson, 2008]. Les aspects de chargements non-proportionnels et multiaxiaux sont présents dans ce modèle, offrant la possibilité de simuler le comportement de structures soumises à des sollicitations complexes. Plusieurs points clés de la modélisation des AMF ne sont pourtant pas présents, comme la gestion de la dissymétrie traction-compression et la gestion des boucles internes. Les effets liés à la formation croissante d'un volume de martensite stabilisé lors d'un cyclage sont considérés dans une extension du modèle proposé en 2008 [Panico et Brinson, 2008]. [11]

**II.3.7.Modèle de Tanaka**

Les modèles de type Tanaka. La seule variable interne considérée est la fraction

La dernière série de modèles est basée sur une équation constitutive développée par Tanaka . Cette équation s'appuie sur la thermodynamique et a la forme dérivative suivante :

$$d\sigma = \frac{\partial\sigma}{\partial\varepsilon} d\varepsilon + \frac{\partial\sigma}{\partial\xi} d\xi + \frac{\partial\sigma}{\partial T} dT..... (2.1)$$

Où :

$\sigma$ :est la contrainte.

$\xi$ : est la proportion de martensite dans le matériau.

$\varepsilon$ : est la déformation.

$T$ : est la température.

A première vue, on peut dire que la contrainte dépend de la déformation, de la proportion de martensite ainsi que de la température. Le premier terme correspond à la déformation élastique. En effet, la variation de contrainte par rapport à une variation de déformation est tout simplement le module de Young et la loi de Hooke stipule que le module de Young multiplié par la déformation est égal à la contrainte. Toutefois, il est important de noter que le module de Young est différent pour la martensite et l'austénite. Le second terme est la contrainte de transformation qui dépend de la proportion de martensite.

Finalement, le dernier terme correspond à la variation de contrainte générée par la température pour un AMF. On peut comparer ce terme à la dilatation. L'équation peut aussi s'écrire de la façon suivante sous forme incrémentielle par rapport à un état connu.

où D est le module de Young,  $\sigma$  est le tenseur de transformation et  $\frac{\partial\sigma}{\partial T}$  est le taux de variation de la contrainte par rapport à la température.

$$\sigma - \sigma_0 = D(\varepsilon, \xi, T) (\varepsilon - \varepsilon_0) + (\varepsilon, \xi, T) (\xi - \xi_0) + (\varepsilon, \xi, T) (T - T_0).....(2.2)$$

Le module de Young dépend de trois facteurs. Cependant, des études expérimentales démontrent qu'il est étroitement lié à la proportion de martensite. Liang.C [1] propose donc l'équation suivante :

$$D(\varepsilon, \xi, T) = D_a + \xi(D_m - D_a).....(2.3)$$

Où  $D_a$  est le module d'élasticité de l'austénite tandis que  $D_m$  est celui de la martensite. Il est aussi possible d'exprimer  $D(\varepsilon, \xi, T)$  de la façon suivante :

$$(\varepsilon, \xi, T) = \varepsilon_L D(\xi).....(2.4)$$

Ou :

$(\varepsilon_L)$ : est la valeur de déformation résiduelle maximum. Finalement, la valeur de  $D(\xi)$  peut être considérée comme une constante puisque la variation de ce terme est très faible en fonction des variables impliquées. Par exemple, Brinson [1] utilise une valeur de 0.55 MPa/oC.

Il a modifié légèrement l'équation de Tanaka. Toutefois, l'essence reste la même. L'équation de Tanaka semble donc à première vue très simple. Par contre, le calcul de la proportion de martensite est compliqué.

En effet, les modèles utilisant l'équation de Tanka se distinguent par le calcul de cette proportion. Tanaka [1] utilise une équation qui approxime la proportion de martensite à l'aide d'une équation exponentielle. Liang et Rogers [1] proposent une équation basée sur un cosinus tandis que Brinson [1] conserve la forme basée sur le cosinus, mais sépare la proportion de martensite en deux proportions de martensite distinctes. La première dépend de la contrainte, c'est donc la proportion de martensite orientée. La deuxième, pour sa part, ne dépend que de la température, c'est donc la proportion de martensite autoaccomodante. Bien entendu, la somme des deux proportions de martensite doit toujours être comprise entre zéro et un. Finalement, Huang [1] propose un ajustement de courbe sur le ratio de la déformation de transformation par rapport à la déformation de transformation maximum pour trouver la proportion de martensite.