

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

CARACTÉRISATION EXPÉRIMENTALE,
MODÉLISATION THERMOMÉCANIQUE
ET ÉTUDE DE LA FATIGUE
DE PIÈCES EN ALLIAGES À MÉMOIRE DE FORME (AMF)

MARC-ANTOINE MEUNIER

DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES
(GÉNIE MÉCANIQUE)

SEPTEMBRE 1995

© Marc-Antoine Meunier, 1995.



National Library
of Canada

Acquisitions and
Bibliographic Services

395 Wellington Street
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

Bibliothèque nationale
du Canada

Acquisitions et
services bibliographiques

395, rue Wellington
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

Your file *Votre référence*

Our file *Notre référence*

The author has granted a non-exclusive licence allowing the National Library of Canada to reproduce, loan, distribute or sell copies of this thesis in microform, paper or electronic formats.

The author retains ownership of the copyright in this thesis. Neither the thesis nor substantial extracts from it may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

L'auteur a accordé une licence non exclusive permettant à la Bibliothèque nationale du Canada de reproduire, prêter, distribuer ou vendre des copies de cette thèse sous la forme de microfiche/film, de reproduction sur papier ou sur format électronique.

L'auteur conserve la propriété du droit d'auteur qui protège cette thèse. Ni la thèse ni des extraits substantiels de celle-ci ne doivent être imprimés ou autrement reproduits sans son autorisation.

0-612-26496-3

Canada

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé:

CARACTÉRISATION EXPÉRIMENTALE,
MODÉLISATION THERMOMÉCANIQUE

ET ÉTUDE DE LA FATIGUE

DE PIÈCES EN ALLIAGES À MÉMOIRE DE FORME (AMF)

présenté par: MEUNIER Marc-Antoine

en vue de l'obtention du diplôme de : Maîtrise ès sciences appliquées

a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de:

M. YELLE Henri, Ph.D, Président

M. TROCHU François, Ph.D, Directeur de recherche

M. GALIBOIS André, Ph.D, Membre

——Because, if you leave a cow long enough in the yard, the grass will eat it...

REMERCIEMENTS

J'aimerais remercier amicalement Dr François Trochu, pour sa confiance et pour m'avoir fait partager ses critiques constructives, ses trésors de motivation et d'innombrables conseils judicieux.

J'aimerais aussi remercier:

- AMHIX et particulièrement X-per-X pour leur collaboration à mon financement;
- Le CRASP pour son support logistique, matériel et administratif;
- Imago SA de LaCiotat, France, et son attachant personnel pour m'avoir accueilli en stage et fourni les échantillons de ressorts Ni-Ti. J'aimerais particulièrement remercier Laurent Buffard, Pierre Charbonnier et Florence Péchenot pour leur support et les échanges scientifiques enthousiastes;
- Le FCAR pour avoir financé mon stage à LaCiotat;
- Patrick Terriault, Martin Audet, Dr Vladimir Brailovski et Dr Yves Gillet pour leurs agréables collaborations ainsi que Annie Doucet et Antoine Laprise pour l'aide à la confection de ce mémoire;
- Mes parents et mes proches amis qui m'ont supporté sans retenue pendant la durée de ces études.

RÉSUMÉ

Découverts à la fin des années 30, redécouverts industriellement à la fin des années 60, les Alliages à Mémoire de Forme (AMF) présentent des caractéristiques intéressantes reliées à une transformation de phase solide-solide. Les AMF sont appelés ainsi pour leur comportement pseudoplastique réversible selon certains parcours dans l'espace température-contrainte-déformation. Cette pseudoplasticité est un cas particulier du comportement thermomécanique fortement non-linéaire incluant une hystérésis de ces alliages. À ce jour, les outils de conception permettant de dimensionner correctement des pièces en AMF pour leur inclusion dans un design sont très limités. Plusieurs tentatives ont été faites afin de modéliser le comportement des AMF, mais peu des celles-ci visent les cas de structures où les répartitions de contraintes sont habituellement non-homogènes. Encore moins nombreuses sont celles qui visent des sollicitations thermomécaniques quelconques.

Dans ce travail, une revue de littérature sur la déformation des AMF et sur les effets de la fatigue sur leurs propriétés de mémoire de forme est présentée. Une approche globale de caractérisation, modélisation et calcul de structure est développée dans un cadre ouvert permettant ultérieurement l'inclusion de la fatigue et la résolution de cas généraux. La modélisation de la fatigue n'y est pas développée, mais des axes de recherches sur ce sujet sont proposés. Le modèle de comportement thermomécanique uniaxial non-linéaire KRIGAMF 1D utilisant l'interpolation par krigeage est introduit avec des

recommandations pour sa conversion en un modèle multiaxial. Une version linéarisée de KRIGAMF, diminuant le temps calcul, est également présentée. L'approche globale développée est appliquée au calcul de ressorts hélicoïdaux dans une formulation discrète incrémentale tenant compte de la non-homogénéité du matériau et permettant des cycles thermomécaniques quelconques. La caractérisation en cisaillement des fils d'AMF est obtenue par calcul inverse de torsion superélastique. Les résultats de calculs de ressorts hélicoïdaux utilisant une version linéarisé du modèle KRIGAMF pour des cycles superélastiques et superthermoélastiques sont comparés avec des données expérimentales pour un cuivreux, un Ni-Ti martensitique et un Ni-Ti phase R. Le modèle linéarisé donne de bons résultats en superélasticité mais perd de son efficacité en superthermoélasticité. Le modèle non-linéaire adresse les carences observées du modèle linéarisé au détriment du temps calcul. Enfin, les effets des erreurs de caractérisation, de modélisation, de frottement et de butée dans les cycles thermomécaniques sont mis en relief par des simulations et démontrent la nécessité d'une caractérisation et d'une identification des cycles thermomécaniques précises pour pouvoir interpréter correctement la réponse d'un AMF.

ABSTRACT

Discovered in the late 30's, industrially rediscovered in the late 60, Shape Memory Alloys (SMA) exhibit interesting characteristics due to a solid-solid phase transition. SMA are called after their pseudo-plasticity behavior reversible upon some paths through the stress-strain-temperature space. This pseudo-plasticity is one of many particular cases of the highly nonlinear thermomechanical behavior, featuring an hysteresis, of these alloys. Existing tools enabling the accurate dimensioning of SMA components for implementation in a design are very limited. Many attempts have been done at SMA behavior modeling, but few of them address structural cases in which stress distribution is usually non-homogeneous. Even fewer are those addressing generalized thermomechanical loadings.

In this work, a literature review covering SMA deformation and the effects of fatigue on the shape memory properties is presented. A global approach at characterization, modeling and structural calculation is developed in a open frame permitting modular enhancement such as fatigue modeling and the resolution of general cases. Fatigue modeling is not developed here but axes of research on that subject are suggested. The non-linear uniaxial SMA model KRIGAMD 1D based on kriging interpolation is introduced along with recommendations for its conversion to a non-linear multiaxial model. A linearized version of KRIGAMF, reducing computer power needs, is also introduced. The developed approach is then applied to helical spring computation in a discrete incremental formulation addressing the non-homogeneous material response and permitting any thermomechanical cycle. SMA wires are shear characterized by superelastic

torsion reverse calculations. Results obtained with the linearized version of KRIGAMF for superelastic and superthermoelastic cycles are compared with experimental data of one copper based SMA, a martensitic Ni-Ti and an R phase Ni-Ti. The linearized material model gives good results for superelastic cycles but loses its efficiency in superthermoelasticity. The non-linear model addresses the deficiencies of the linearized version at the expense of computation time. Finally the characterization and modeling errors, friction and thrust stop effects on the calculated response of thermomechanical cycles are highlighted with simulations results which demonstrate the need of a precise characterization and thermomechanical cycle identification in order to correctly interpret the SMA response.

TABLE DES MATIÈRES

REMERCIEMENTS	v
SOMMAIRE	vi
ABSTRACT	viii
TABLE DES MATIÈRES	x
LISTE DES FIGURES	xvii
LISTE DES TABLEAUX	xxxiv
LISTE DES ANNEXES	xxxv
INTRODUCTION.....	1
1. DESCRIPTION DE LA DÉFORMATION DANS LES ALLIAGES À MÉMOIRE DE FORME.....	5
1.1 TRANSFORMATION MARTENSITIQUE THERMOÉLASTIQUE DANS LES AMF.....	6
1.1.1 Variantes de martensites	11
1.1.2 Autoaccommodation	12
1.1.3 Induction de variantes préférentielles sous contrainte	13
1.1.4 Transformation dans les AMF vs les aciers	14
1.1.5 Autres aspects de la germination et de la croissance.....	21
1.1.6 PHÉNOMÈNES RELIÉS À LA FATIGUE	22

1.2 DÉFORMATIONS DANS LES AMF	23
1.2.1 Déformations élastique et thermique	23
1.2.2 Déformation plastique	23
1.2.3 Déformation martensitique	25
1.3 MÉMOIRE DE FORME	26
1.3.1 Déformation par induction (superélasticité)	31
1.3.2 Déformation par réorientation (aussi appelée caoutchoutique ou ferroélastique)	34
1.3.3 Réorientation vs induction	36
1.3.4 Courbes expérimentales issues de la littérature	36
1.3.5 Hystérésis et sous-cycles	43
1.3.6 Éducation	47
 2. FATIGUE DANS LA LITTÉRATURE	 50
2.1 SOLLICITATIONS CYCLIQUES	52
2.1.1 Définitions	52
2.1.2 Cycles mécaniques	54
2.1.3 Cycles thermiques	64
2.2 CYCLES THERMOMÉCANIQUES	78
2.2.1 Cycles thermomécaniques de structures	78
2.2.1.1 <i>Compression</i>	78
2.2.1.2 <i>Flexion</i>	79
2.2.1.3 <i>Torsion-cisaillement</i>	80
2.2.2 CYCLES THERMOMÉCANIQUES DIVERS	87

2.3 ÉVOLUTION DU MATÉRIAU	89
2.3.1 Effets reliés au vieillissement	89
2.3.2 Déformations résiduelles	91
2.4 DÉGRADATION DE L'EFFET MÉMOIRE	93
2.4.1 Cycles d'effet mémoire simple sens	93
2.4.2 Cycles superélastiques ou d'effet mémoire double sens assistée	95
2.4.3 Cycles d'éducation et effet mémoire double sens	105
2.4.4 Effet mémoire double sens	108
2.4.5 Autres facteurs influençant le comportement en fatigue	114
2.5 RESTAURATION DU MATÉRIAU FATIGUÉ PAR TRAITEMENT THERMIQUE	120
2.6 CARACTÉRISTIQUES EN FATIGUE DES ALLIAGES EXISTANTS	121
3. CONSIDÉRATIONS POUR LA MODÉLISATION DE LA FATIGUE DE L'EFFET MÉMOIRE	122
3.1 SIMULATIONS DE CYCLES DE FATIGUE	122
3.2 APPROCHE MICROMÉCANIQUE	124
4. MODÈLES DE COMPORTEMENT THERMOMÉCANIQUE AMF	129
4.1 MODÉLISATION UNIAXIALE NON-LINÉAIRE (KRIGAMF)	129
4.1.1 Transformation martensitique et comportement thermomécanique des AMF	131
4.1.2 Approche par surfaces limites	139
4.1.3 Méthodologie expérimentale	143
4.1.4 Krigeage des données	145
4.1.5 Krigeage des sous-surfaces	149
4.1.6 Calcul de la réponse d'un AMF	151

4.1.7 Validation du modèle KRIGAMF	152
4.1.7.1 Premier cas: <i>Hystéresis superélastique et sous-cycles à température constante</i>	153
4.1.7.2 Deuxième cas: <i>Hystéresis en température</i>	154
4.1.7.3 Troisième cas: <i>Hystéresis avec variations simultanées de contraintes et de températures</i>	155
4.1.7.4 Quatrième cas: <i>Effet caoutchoutique et effet mémoire simple sens</i>	155
4.1.8 Limitations actuelles de KRIGMAF 1D	157
4.1.9 Développements futurs	158
4.1.10 Conclusions sur KRIGAMF	159
4.2 MODÉLISATION DANS UN CONTEXTE DE DESIGN DE PIÈCES AMF	161
4.3 MODÉLISATION TRIAXIALE	167
4.3.1 Modèles de plasticité	167
4.3.2 Patoor et al.	168
4.3.3 L'excellent et Lich	168
4.3.4 Sun et Hwang	169
4.4 PASSAGE DE KRIGAMF VERS LA MODÉLISATION TRIAXIALE	173
5. CARACTÉRISATION, MODÉLISATION ET CALCULS DE RESSORTS HÉLICOIDaux	179
5.1 OBJECTIFS SPÉCIFIQUES:	179
5.2 CADRE:	179
5.3 DÉFINITION DU PROBLÈME:	180
5.4 APPROCHE DE SOLUTION:	181

5.5 CALCUL DE RESSORTS HÉLICOÏDAUX AMF	182
5.5.1 Facteur de correction sur la contrainte	186
5.6 MODÉLISATION DU MATÉRIAU AMF	187
5.6.1 Caractérisation du matériau AMF en cisaillement	190
5.6.2 Hypothèse de déformation à volume constant	191
5.6.3 Bilinéarisation puis conversion d'une courbe M- Ψ	193
5.6.4 Estimation de la courbe τ - γ à partir d'une courbe de torsion pure	194
5.6.5 Calcul de structure inverse	196
5.7 RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX	201
5.7.1 Evaluation des transitions de phases par mesure de résistivité	202
5.7.2 Effets pré-transition	204
5.7.3.1 <i>Aspect mécanique</i>	208
5.7.3.2 <i>Aspects thermiques</i>	209
5.7.4 Essais à température constante	211
5.7.4.1 <i>Ressort R</i>	211
5.7.4.2 <i>Ressort M</i>	214
5.7.5 Évaluation des erreurs systématiques d'un montage de mesure de déflexion sous charge constante en balayage de température	217
5.7.5.1 <i>Dilatation thermique</i>	218
5.7.5.2 <i>Poussé d'archimède</i>	219
5.7.5.3 <i>Répétabilité des résultats</i>	220

5.7.6 Essais à charge constante	225
5.7.6.1 Ressort R	226
5.7.6.2 Ressort M.....	229
5.8 RÉSULTATS DE CALCULS DE RESSORTS HÉLICOÏDAUX AMF	231
5.8.1 RESSORT DE GILLET ET EFFETS DU NOMBRE D'ÉLÉMENTS	231
5.8.2 COMPARAISON ENTRE LES RÉSULTATS DE CALCUL ET LES COURBES EXPÉRIMENTALES	235
5.8.2.1 Ressort M.....	235
5.8.2.2 Effets de butées, de stabilisation de phase et de friction.	239
5.8.2.3 Ressort R	243
5.9 EFFETS DES ERREURS DE CARACTÉRISATION ET DE MODÉLISATION SUR LES RÉSULTATS DE CALCULS	248
5.9.1 Cycles superélastiques	248
5.9.1.1 Paramètres « a », « b », $\delta a/\delta T$ et T_{ref}	248
5.9.1.2 Paramètre « A ».....	249
5.9.1.3 Paramètres « B »	251
5.9.1.4 Paramètres « C ».....	252
5.9.1.5 Paramètres « D ».....	252
5.9.1.6 Paramètres « $g_{max_transfo}$ ».....	253
5.9.1.7 Paramètres r , D_m et n de géométrie du ressort	255

5.9.2 Cycles superthermoélastiques (effet mémoire double sens assisté).....	257
5.9.2.1 Paramètres « a », « b », $\delta\alpha/\delta T$ et T_{ref}	258
5.9.2.2 Paramètre « A ».....	260
5.9.2.3 Paramètre « B ».....	262
5.9.2.4 Paramètre « C ».....	263
5.9.2.5 Paramètre « D ».....	264
5.9.2.6 Paramètre « $g_{max_transfo}$ ».....	265
5.9.2.7 Paramètres r , D_m et n de géométrie du ressort.....	265
CONCLUSION GÉNÉRALE.....	268
RÉFÉRENCES.....	272
ANNEXES.....	282

LISTE DES FIGURES

Figure 0-1	Processus de design d'une application AMF à l'aide d'outils de calculs numériques.	2
Figure 1-1	Transformation martensitique, passage d'une structure cubique centrée à une structure hexagonale compacte [7].	8
Figure 1-2	Plan invariant de déformation. e , n et d sont des vecteurs unitaires décrivant la direction du déplacement, la normale au plan invariant et la direction de la composante de cisaillement. g , ζ et s donnent respectivement l'amplitude du déplacement total, ses composantes normales et de cisaillement. [5]	8
Figure 1-3	Relation entre l'énergie libre, la force externe et la température lorsque les phases mères et martensitiques sont en équilibre thermodynamique. Les sur-refroidissements et sur-rechauffements respectivement nécessaires aux transformations martensitiques et inverses sont schématiquement indiqués par M_s et A_s . [1]	9
Figure 1-4	Relation entre les contraintes τ_a appliquées, τ_e effectives et τ_c chimiques. a) Grande contrainte de germination de martensite, b) petite contrainte de germination. [5]	10
Figure 1-5	Projection stéréographique montrant les pôles de plans d'habitat calculés pour un système de 24 variantes de martensite. Quatre variantes de plan d'habitat sont regroupées autour de chaque pôle $\{110\}$. Chacun de six groupes est désigné par un chiffre romain (I-VI). [1]	11
Figure 1-6	Micrographie optique du motif de transformation d'un alliage Cu-Zn-Al montrant l'organisation des variantes en groupes autoaccomodants. [5]	13
Figure 1-7	Représentation schématique de trois structures autoaccomodantes classiques. (a) martensite dans un alliage CuZnAl, (b) martensite dans un alliage NiTi, (c) phase R dans un alliage NiTi [19]	13

- Figure 1-8 Micrographie optique de la croissance et de la décroissance de cristaux de martensite thermoélastique dû au refroidissement et au chauffage d'un CuAlNi. [1]..... 16
- Figure 1-9 Deux modes de reformation d'austénite: 1) interfaces austénite/martensite mobiles et décroissance \Rightarrow réversibilité et mémoire de forme; 2) nouvelle germination de cristaux d'austénite \Rightarrow irréversibilité. [7]..... 16
- Figure 1-10 Comparaison des hystéresis en température entre les martensites thermoélastique (AuCd) et non thermoélastique (FeNi). [1]..... 17
- Figure 1-11 Courbes d'hystéresis de transformation pour des Cu-14Al-2.5Ni polycristallins aux tailles de grain différentes. a) 0.5 mm, b) 1.5 mm et c) 4 mm. La ligne pointillée représente la température d'équilibre entre les phase T₀(s) [21] 18
- Figure 1-12 Courbes d'hystéresis de transformation pour des Cu-14Al-2.5Ni monocristallins aux transformations: a) mono-interface b) multi-interfaces. La ligne pointillée représente la température d'équilibre entre les phase T₀(s) [21] 19
- Figure 1-13 Relation entre le cyclage thermique et les températures de transformation d'un alliage CuZnAl. [13]..... 20
- Figure 1-14 Courbes schématiques de déformation d'AMF à rupture. a) $T < M_f$ et $S_y > \sigma_{eM_{max}}$, b) $T < M_f$ et $S_y < \sigma_{eM_{max}}$, c) $T > A_f$ et $S_y > \sigma_{eM_{max}}$ (σ_{M_f}), d) $T > A_f$ et $S_y < \sigma_{eM_{max}}$ (σ_{M_f}) 24
- Figure 1-15 Hystéresis en superélasticité, pseudoplasticité et ferroélasticité sur des courbes contrainte-déformation d'un monocristal d'In-24.0at%Ti testé à différentes températures. [25]..... 28
- Figure 1-16 Courbes contrainte-déformation en fonction de la température représentant les transformations successives induites sous contrainte dans un alliage Cu-14Al-4.2Ni. [25] 29

Figure 1-17 Courbes contrainte-déformation d'un alliage Ti-49.8atNi en fonction de la température. [25]	30
Figure 1-18 Diagramme de phase schématique d'un Cu-Al-Ni dans le plan contrainte-température. [25]	31
Figure 1-19 Dépendance de la vitesse de déformation sur l'hystérésis dans la transformation $\beta 1-\gamma 1'$ d'un monocristal Cu-Al-Ni. [26]	33
Figure 1-20 Dépendance de la vitesse de déformation sur l'hystérésis dans la transformation $\beta 1-\beta 1'$ d'un monocristal Cu-Al-Ni. [26]	34
Figure 1-21 Cycle tension-compression pour un monocristal de Cu-Al-Ni lors d'essais à température a) au dessus de A_f b) au dessous de M_f . [25]	38
Figure 1-22 Cycle en tension vs compression pour la transformation induite sous contrainte d'un monocristal Cu-14.2Al-4.2Ni (% masse). [25]	39
Figure 1-23 Cycle tension-compression pour un monocristal AuCd présentant une seule interface martensite-martensite a) après 25 cycles b) après 100 000 cycles. [3]	39
Figure 1-24 Déformation en traction et en compression pour des variantes de type 2-11-12 modifiées pour simuler une transformation isovolumique [17]	42
Figure 1-25 Réponse identique à la traction et à la compression pour des variantes de type 0-1-1. [17]	42
Figure 1-26 Différence de comportement obtenu entre la traction et la compression pour des variantes de type 2-11-12. Simulation réalisée pour 100 grains. [17]	43

Figure 1-27 Mesures expérimentales montrant l'hystéresis isotherme selon les parcours thermodynamiques empruntés pour un ressort hélicoïdal de 2.8 mm fait de fil de Nitinol, TIMET heat 4609, de 0.61 mm. Ces parcours ont été déterminés comme indépendants de la vitesse de déformation sur une large plage de vitesse de déformation et stables sur une période de mesure étalée sur plusieurs années. [28].....	45
Figure 1-28 Fraction de phase martensitique en fonction de la température selon une variation de température à contrainte nulle [28]	46
Figure 1-29 Distribution de contrainte de cisaillement sur le rayon d'une section de fil sollicité en torsion. [30].....	46
Figure 1-30 L'effet mémoire double sens (TWME) est la différence entre la déformation martensitique double sens (TWMS) et la déformation résiduelle (RD) de la forme austénitique. [32]	48
Figure 2-1 Durée de vie en fatigue mécanique de polycristaux de Cu-Zn-Al [35].....	55
Figure 2-2 Durée de vie en fatigue mécanique contrôlée par la contrainte et par la déformation pour un Ti-50.7at%Ni[34].	57
Figure 2-3 Durée de vie en fatigue mécanique de Cu-Zn-Al polycristallins pour différentes tailles de grains [34].....	58
Figure 2-4 Effet de la température sur la vie en fatigue d'un Ti-50.8Ni recuit à 400°C pendant une heure et refroidi graduellement au four [36].....	58
Figure 2-5 Effet du traitement thermique sur la vie en fatigue d'un Ti -50.8% Ni testé à température constante [36].	59
Figure 2-6 Effet du mode de fabrication et des inclusions TiC sur la vie en fatigue [36].	59

Figure 2-7 Croissance des fissures de fatigue pour plusieurs Cu-Zn-Al. La croissance est plus rapide pour un alliage dans sa phase β stable que pour le même alliage déformé à chaud puis mis en solution ou pour un alliage semblable en phase martensitique [37].	60
Figure 2-8 Variation des taux de croissance des fissures en fonction du facteur d'intensité de contrainte à température ambiante pour des Ti-Ni quasi-équiatomiques ayant des transformations de phase à des températures différentes [34].	61
Figure 2-9 Influence du fini de surface sur la durée de vie en fatigue [41].	63
Figure 2-10 Effets d'un précyclage thermique sur la vie en fatigue à 20°C pour un Cu-Zn-Al. L'alliage à subi 30 cycles thermiques de transformation [37].	63
Figure 2-11 Profil schématique d'un essai de DSC pour les transformations P-M et M-P, définissant les paramètres cinétiques, incluant les températures de transformations M_s , M_{max} , M_f , P_s , P_{max} , P_f ainsi que les valeurs crêtes et la largeur à mi-crête [13].	65
Figure 2-12 Variation des températures de transformation pour des cycles entre 240°K et 340°K : (a) M_{max} et P_{max} en fonction du nombre de cycles de transformation complète : (b) M_s et P_f et (c) M_f et P_s [13].	66
Figure 2-13 Variation des facteurs de forme de la DSC et de l'hystérésis due au cyclage entre 240°K et 340°K; (a) valeur crête en fonction du nombre de cycles, (b) largeur à mi-crête , c) hystérésis de transformation P_{max} - M_{max} [13].	67
Figure 2-14 Profils de DSC obtenus à un taux de 2.5 deg/min pour un échantillon après trempe et revenu (D26) et pour un échantillon vieilli à température ambiante pendant plus de six mois (D15) [42].	68
Figure 2-15 Effets du cyclage thermique sur un alliage Cu-14%Al-3.4%Ni; (a) M_s et M_f , (b) P_s et P_f [43].	69

Figure 2-16 H P-M et)H M-P en fonction de $(T_o=(A_s+M_s)/2)$ [43].	71
Figure 2-17 Résistivité en fonction du balayage de température; (a) et (c) pour le premier cycle thermique des alliages A et B respectivement, (b) et (d) pour le dix millièmè cycle thermique des alliages A et B respectivement [46].	72
Figure 2-18 Variation de la température M_s des alliages A et B en fonction du nombre de cycles thermiques [46].	73
Figure 2-19 Effets des cycles thermiques sur les courbes de résistivité en fonction de la température pour un Ti-51.6%Ni qui a subi un vieillissement contrôlé à 400°C pendant une heure, puis mis en solution à 1000°C. [36].	75
Figure 2-20 Effet des cycles thermiques sur les courbes de résistivité en fonction de la température pour un alliage Ti-49.8%Ni recuit à 1000°C pendant une heure sans mise en solution préalable après mise en forme à froid [36].	75
Figure 2-21 Déformations austénitiques d'un pion Cu-Al-Ni en compression sous 75 MPa avec ou sans butée [50].	79
Figure 2-22 Schéma de principe d'un essai de flexion trois points [50].	80
Figure 2-23 Éprouvette de flexion double [48].	80
Figure 2-24 Distribution du cisaillement sur le rayon d'un fil en torsion à $T > A_c$: (a), (b) chargement; (c), (d) et (e) déchargement [51].	81
Figure 2-25 Moteur à chaleur AMF avec un vilebrequin excentrique [54].	83
Figure 2-26 Relation entre l'élongation résiduelle du ressort et le nombre de cycles [54].	83
Figure 2-27 Relation entre la force axiale développée par le ressort et le nombre de cycles [54].	84
Figure 2-28 Relation entre l'intervalle de cisaillement cyclique et la durée de vie en fatigue [54].	84

Figure 2-29 Éprouvette Cu-Zn-Al avant et après un essai de cisaillement. La déformation est mesurée par un système vidéo qui enregistre l'inclinaison des frontières entre le noir et le blanc [56].	86
Figure 2-30 Essais cycliques de cisaillement centré [56].	86
Figure 2-31 Relation schématique contrainte-déformation lors du chauffage et refroidissement [57]	87
Figure 2-32 Courbes contrainte-température et déformation-température d'un ressort fil de NiTi hélicoïdal pour des variations de température entre 293°K et 373°K sous contrainte[57].	88
Figure 2-33 Vieillessement thermique de l'effet mémoire double sens d'un alliage Cu-13%Al-4%Ni à 220°C. Évolution du cycle déformation-température [48].	90
Figure 2-34 Déformations résiduelles, en phase austénitique, suite à des cycles d'éducation à différents niveaux de contrainte [22].	92
Figure 2-35 L'effet mémoire double sens (TWME) est la différence entre la déformation martensitique de transformation (TWMS) et la déformation résiduelle (RD) [22].	92
Figure 2-36 Effet du cyclage sur la déformation résiduelle en austénite et sur ses composantes. Cycles flexion trois point, Cu-Al-Ni, 150-200 °C , [48].	93
Figure 2-37 Variation d'élongation d'un AMF Fe-Mn-Si-Cr-Ni (transformation $(\gamma-\epsilon)$) en fonction du nombre de cycles d'effet mémoire simple sens [58].	94
Figure 2-38 Contrainte développée par un AMF Fe-Mn-Si-Cr-Ni (transformation $(\gamma-\epsilon)$) en fonction du nombre de cycles d'effet mémoire simple sens [58].	95
Figure 2-39 Courbe schématique contrainte-déformation d'un cycle superélastique [59].	96
Figure 2-40 Effet des déformations cycliques d'un Ti-Ni sur (a) les déformations résiduelles, (b) la contrainte critique d'induction de la martensite, (c) l'hystérésis en déformation [36].	97

Figure 2-41 Courbes contrainte-déformation pour un cristal Cu-Zn-Al à température ambiante pour les cycles 8 et 6023 [34].....	99
Figure 2-42 Effets des déformations cycliques sur les courbes contrainte-déformation à différentes températures pour un alliage Ti-50.5%Ni [36].....	99
Figure 2-43 Effet de cycles mécaniques sur les courbes contrainte-déformation pour des alliages Ti-Ni ayant subi des traitements thermiques différents [36].....	100
Figure 2-44 Effets de cycles mécaniques sur les caractéristiques en superélasticité d'alliages Ti-Ni ayant subi des traitements thermiques variés [36].....	101
Figure 2-45 Relation contrainte-température lors de la transformation de phase pour un Ti-Ni [51].	103
Figure 2-46 Relations contrainte-déformation pour les cycles des expériences A (déformation constante) et B (contrainte constante) [55].....	104
Figure 2-47 Courbes contrainte-déformation pour l'expérience A sur l'effort généré ($T_1=293\text{oK}$, $T_2=373\text{oK}$). En arrière plan, une courbe contrainte-déformation à T_2 du matériau pour 8% de déformation [55].....	105
Figure 2-48 Cycle d'éducation ABCDE en effet mémoire double sens assisté, suivi d'un cycle de mémoire de forme double sens non-assisté EFG (haut), Courbes contrainte-déformation (bas) illustrant l'effet mémoire double sens (TWME), l'induction martensitique sous contrainte (SATE) et montrant les déformations associées à l'effet mémoire double sens (TWMS) et à l'induction martensitique sous contrainte (SAMS) ainsi que les déformations résiduelles (RD) [22].	109
Figure 2-49 Influence de la contrainte d'éducation sur la déformation martensitique au cours des cycles d'éducation et en EMDS (flexion trois point, Cu-Al-Ni) [48].....	111
Figure 2-50 Courbes de cycles thermomécaniques d'éducation à contrainte constante de 78 MPa pour un Cu-Zn-Be polycristallin [61].	112

Figure 2-51 Courbes d'effet mémoire double sens non-assisté suite à N cycles d'éducation préalables pour un Cu-Zn-Be polycristallin [61].	113
Figure 2-52 Durée de vie en fatigue thermomécanique de fils ϕ 0.15 mm de Ti-Ni-6%Cu pour différents niveaux d'érouissage, températures et temps de chauffage de recuit. Le recuit est effectué par induction électrique [40].	115
Figure 2-53 Déformation de transformation maximale obtenue et durée de vie en fatigue thermomécanique pour différents niveaux d'érouissage et temps de chauffage de recuit. Les triangles représentent les nombres de cycles et les cercles la déformation de transformation maximale. Les symboles blancs et noirs correspondent respectivement à 20.9% et 67.2% d'érouissage avant recuit [40].	116
Figure 2-54 Courbes contrainte-déformation à température ambiante d'un Ni-Ti déformé à froid comparé avec un acier inoxydable courant [63].	117
Figure 2-55 Variation de l'hystérésis et de la déformation résiduelle accumulée pour chaque cycle [63].	118
Figure 2-56 Effet de précyclage à contrainte plus élevée sur l'amplitude de l'effet mémoire double sens assisté selon la contrainte appliquée [50].	119
Figure 2-57 Thermogramme DSC lors d'une récupération de martensite stabilisée [65].	120
Figure 3-1 NiTi, traction ondulée ($T=373^{\circ}\text{C}$) [66].	123
Figure 3-2 Effet de la non-homogénéité du matériau AMF d'une cellule de déformation sur le comportement mécanique (représentation schématique). A) matériau AMF quasi-homogène B) matériau AMF hétérogène affecté par la fatigue.	126

- Figure 3-3 Effet de la non-homogénéité du matériau AMF tel que calculé avec une loi des mélanges simple, pour différentes hypothèses d'évolution du matériau des fractions d'AMF affectés par la fatigue. A) contraintes d'induction affectées seulement B) déformation plastique, déformation maximale de transformation et contraintes d'induction affectées, C) idem (B) avec durcissement structural. (AMF simulé)..... 127
- Figure 3-4 Représentation schématique du mécanisme introduisant la part de déformation pseudoélastique réversible dans les déformations résiduelles rencontrés à la suite de cycles mécaniques dans les AMF..... 128
- Figure 4-1 a) Cisaillement du réseau cristallographique lors de la transformation martensitique b) Réorientation de variantes de martensite par application d'une contrainte..... 132
- Figure 4-2 Variation de la fraction de martensite en fonction de la température 133
- Figure 4-3 Température de transformation en fonction de la contrainte 135
- Figure 4-4 Exemple de déformation martensitique : le comportement superélastique. 135
- Figure 4-5 Diagramme $T-\sigma-\epsilon$: courbes génératrices de l'enveloppe du comportement thermomécanique d'un AMF. 136
- Figure 4-6 Cycles superélastiques. a) Cycle complet superélastique isotherme: courbes de chargement et de déchargement. b) Cycle partiel, comparé au cycle complet, avec courbe de déchargement secondaire. 139
- Figure 4-7 Courbes secondaires sur un cycle superélastique. a) Courbe secondaire de chargement. b) Forme de lentille créée par deux courbes secondaires. 141
- Figure 4-8 Courbe tertiaire engendrée à partir d'une courbe secondaire. 141
- Figure 4-9 Surfaces principales du modèle.a) Surface principale de chargement b) Surface principale de déchargement c) Superposition des deux surfaces principales a) et b) 146
- Figure 4-10 Surfaces élastiques a) martensite élastique, b) austénite élastique 147

Figure 4-11 Exemple de surface de déchargement secondaire.	150
Figure 4-12 Cas 1: Comportement superélastique	153
Figure 4-13 Cas 2: Hystéresis en température.....	154
Figure 4-14 Cas 3: variation simultanée de la température et de la contrainte.	155
Figure 4-15 Cas 4 : comportement caoutchoutique et effet mémoire simple sens.	156
Figure 4-16 Rôle de LIBKAMF dans le processus de design d'une application AMF à l'aide d'outils de calculs numériques.....	161
Figure 4-17 représentation schématique du calcul de la réponse d'une structure en AMF.....	165
Figure 4-18 Surface de chargement correspondant à $f=0$ et $f=50\%$ de martensite induite sous contrainte dans le plan biaxial pour des variantes de type 0-1-1. [17]	176
Figure 4-19 Différentes surface de chargement pour $f=50$ de martensite en fonction du type de variantes utilisées. a) variantes 2-11-12, b) transformation isovolumique et c) variantes 0-1-1. [17]	176
Figure 4-20 Déformation maximale de transformation. Évolution pour différents types de variantes, en fonction du chargement dans le plan principal s_1s_2 . [17]	177
Figure 5-1. Représentation schématique du modèle biplanaire. a) Coupe à température constante avec identification des coefficients. b) Représentation biplanaire dans l'espace Température-Contrainte-Déformation.....	188
Figure 5-2. Courbe Moment-Angle unitaire telle que calculée à partir de la courbe force déflexion du ressort de Gillet (figure 5-5) et des équations 5.1 et 5.2.....	196
Figure 5-3. Représentation schématique du chargement des noeuds 0 à 7 pour un calcul inverse à sept éléments. a) Matériau initialement homogène, réponse classique du matériau. b) Fin du comportement classique, début de transformation au noeud 7. c) La déformation du noeud 7 en b) est appliquée au noeud 6. d) La déformation du noeud 7 en c) est appliquée au noeud 6.....	197

Figure 5-4. Courbe de traction de l'échantillon fil de Gillet. Il provient de la même bobine et a subi le même traitement thermique que l'échantillon ressort.....	199
Figure 5-5 Courbe Force-Déplacement de l'échantillon ressort de Gillet et modélisation par la méthode de Gillet.....	199
Figure 5-6. Comparaison des courbes τ - γ obtenues selon différentes méthodes d'estimation.....	200
Figure 5-7. Courbe partielle de résistivité pour le ressort M et pour le ressort R (Remerciements spéciaux à Dr Pierre Charbonnier).....	201
Figure 5-8. Déflexion relative du ressort R au-dessus des températures de transformations en fonction de la température sous une contrainte à la fibre externe de 58 MPa. (Portion agrandie de la courbe présentée à la figure 5-9).....	206
Figure 5-9. Déflexion relative du ressort R en fonction de la température sous une contrainte à la fibre externe de 58 MPa lors d'un balayage étendu en température.....	206
Figure 5-10. Comparaison dans le domaine élastique du ressort R, en fonction de la température entre la déflexion relative observée sous une contrainte constante de 58 MPa à la fibre externe et la déflexion relative calculée à partir des valeurs de rigidité obtenues par les essais à température constante.(Courbes lissées).....	207
Figure 5-11. Montage de compression de ressort avec contrôle de température.....	211
Figure 5-12. Courbes Force-Déflexion du ressort R à 25, 31, 32, et 56°C.....	213
Figure 5-13. Courbes Force-Déflexion en chargement du ressort R aux températures constantes de 25, 31, 32 et 56°C.....	214
Figure 5-14. Courbes Force-Déflexion du ressort M à 25, 30, 35 et 43°C.....	215
Figure 5-15 Courbes Force-Déflexion en chargement du ressort M aux températures constantes de 25, 30, 32.5, et 43°C.....	216
Figure 5-16 Contrainte en cisaillement d'induction de martensite selon la température.....	217

- Figure 5-17 Montage, avant modification, de mesure de déflexion sous charge constante en balayage de température. Ne sont pas indiqués, les thermocouples et le module d'acquisition de données..... 217
- Figure 5-18 Montage, après modification, tel qu'utilisé pour les mesures de déflexion sous charge constante en balayage de température. Ne sont pas indiqués, les thermocouples et le module d'acquisition de données..... 220
- Figure 5-19 Déflexion fonctionnelle sous charge constante en fonction de la température pour le ressort M selon que la masse a été rajouté à la suite d'un cycle à charge plus faible ou remis à zéro avant le début du nouveau cycle thermique..... 223
- Figure 5-20 Déflexion fonctionnelle sous charge constante de 33 Mpa (AUST) en fonction de la température pour le ressort R. Les essais ont été effectué dans l'ordre suivant: R33, R33b et RM33..... 225
- Figure 5-21 Déflexion sous charge constante en fonction de la température pour le ressort R. a) Déflexion fonctionnelle. b) Déflexion totale tenant compte de la déflexion élastique initiale. 227
- Figure 5-22 Déflexion sous charge constante en fonction de la température pour les ressorts R et M. Un balayage étendu à basse température a été imposé au ressort R afin d'obtenir la transformation martensitique. 228
- Figure 5-23 Déflexion fonctionnelle sous une charge constante de 58 Mpa austénitique en fonction de la température pour le ressort M lors de sous-cycles. Les flèches indiquent le sens de variation de la température aux changements de direction à l'intérieur du cycle entier. 229
- Figure 5-24 Déflexion sous charge constante en fonction de la température pour le ressort M. a) Déflexion fonctionnelle. b) Déflexion totale tenant compte de la déflexion élastique initiale. 230

Figure 5-25 Courbes contrainte-déformation en cisaillement à partir de la courbe force déflexion du ressort de la thèse de Gillet [68]	231
Figure 5-26 Comparaison, à 20°C entre la courbe déflexion-force expérimentale du ressort de Gillet[68] et les courbes calculées, selon le nombre d'éléments, avec les paramètres de matériau obtenus par calcul inverse de cette même courbe expérimentale.	233
Figure 5-27 Effet du nombre d'éléments sur la réponse thermomécanique calculée du ressort M.	234
Figure 5-28 Comparaison entre les courbes déflexion-force expérimentales et calculées (50 éléments) pour des cycles superélastiques (déformation contrôlée) à 30 et 32.5 °C du ressort M.	237
Figure 5-29 Comparaison entre les courbes déflexion-température expérimentales et calculées (50 éléments) pour des cycles superthermoélastiques (température contrôlée) sous 3.27 N du ressort M.	237
Figure 5-30 Comparaison entre les courbes déflexion-température expérimentales et calculées (50 éléments) pour des cycles superthermoélastiques (température contrôlée) sous 3.27 N du ressort M avec des paramètres ajustés.	238
Figure 5-31 Comparaison entre les courbes déflexion-force expérimentales et calculées (50 éléments) pour des cycles	239
Figure 5-32 Comparaison entre les courbes déflexion-température expérimentales et calculées (50 éléments) avec ou sans butée pour des cycles superthermoélastiques du ressort M sous 3.27 N.	241
Figure 5-33 Évolution de la force générée par le ressort telle que calculées (50 éléments) lors d'un cycle superthermoélastiques avec butée pour le ressort M sous une force 3.27 N.	242
Figure 5-34 Comparaison entre les courbes déflexion-température expérimentales et calculées (50 éléments) pour des cycles superthermoélastiques (température contrôlée) du ressort M sous 3.27 N modifié par une force de friction dynamique de 0.25N.	243

Figure 5-35 Relation Contrainte-Déformation-Température due à la transition R [80].	244
Figure 5-36 Comparaison entre les courbes déflexion-force expérimentales et calculées (50 éléments) pour un cycle superélastique (déformation contrôlée) à 31 °C du ressort R.	245
Figure 5-37 Comparaison entre les courbes déflexion-température expérimentales et calculées (50 éléments) pour des cycles superthermoélastiques (température contrôlée) sous 3.27 N du ressort R.	246
Figure 5-38 Comparaison entre les courbes déflexion-température expérimentales et calculées (50 éléments) pour des cycles superthermoélastiques (température contrôlée) sous 3.27 N du ressort R avec des paramètres ajustés.	247
Figure 5-39 Comparaison entre les courbes déflexion-force expérimentales et calculées (50 éléments) pour un cycle superélastique (déformation contrôlée) à 31 °C du ressort R aux paramètres ajustés pour les cycles superthermoélastiques.	247
Figure 5-40 Effet de la variation du paramètre « a », la contrainte d'induction de transformation, sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF.	249
Figure 5-41 Effet de la variation du paramètre « b », la contrainte de fin de transformation inverse, sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF.	250
Figure 5-42 Effet de la variation du module de rigidité de la phase-mère « A » sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF.	251
Figure 5-43 Effet de la variation du module de rigidité en transformation « B » sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF.	251

- Figure 5-44 Effet de la variation du module de rigidité de la phase orientée « C » par rapport au module de rigidité de la phase-mère « A » sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF. 252
- Figure 5-45 Effet de la variation de la pente d'instabilité « D » sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF..... 253
- Figure 5-46 Effet de la variation de la valeur maximale de déformation de transformation « $\gamma_{\max_transfo}$ » sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF..... 254
- Figure 5-47 Effet de la variation du rayon des spires « r » sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF. 255
- Figure 5-48 Effet de la variation du diamètre moyen « D_m » d'enroulement sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF. 256
- Figure 5-49 Effet de la variation du nombre d'enroulements actifs « n » sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF. 256
- Figure 5-50 Effet de la variation de la contrainte d'induction de transformation « a » sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF. 258
- Figure 5-51 Effet de la variation de la contrainte de fin de transformation inverse « b » sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF. 259
- Figure 5-52 Effet de la variation de la pente de contrainte d'induction de transformation en température « $\partial a/\partial T$ ($\partial \tau/\partial T$) » sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF. 260

- Figure 5-53 Effet de la variation du module de rigidité de la phase mère « A » sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF..... 261
- Figure 5-54 Effet de la variation du module de rigidité durant la transformation « B » sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF 262
- Figure 5-55 Effet de la variation du module de rigidité de la phase orientée « C » par rapport au module de rigidité de la phase-mère sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF..... 264
- Figure 5-56 Effet de la variation de la pente d'instabilité « D » sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF..... 264
- Figure 5-57 Effet de la variation de la déformation de transformation maximale « $\gamma_{\max_transfo}$ » sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF..... 265
- Figure 5-58 Effet de la variation du rayon des spires « r » sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF..... 266
- Figure 5-59 Effet de la variation du diamètre moyen d'enroulement « D_m » sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF..... 267
- Figure 5-60 Effet de la variation du nombre de spires actives « n » sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF..... 267

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2-1 Effets de cycles thermiques sur des alliages Ni-Ti tels que mesurés par DSC [45].....	70
Tableau 2-2 Effet des cycles thermiques sur des alliages Ni-Ti selon la microstructure [36].	76
Tableau 2-3 Températures de transformation obtenues à différentes étapes de cyclage thermique [49].	77
Tableau 4-1 Paramètres de KRIGAMF lors du passage de l'uniaxial au triaxial.	172
Tableau 5-1 Paramètres expérimentaux du modèle biplanaire	189
Tableau 5-2 Caractéristiques géométriques des échantillons ressorts	202
Tableau 5-3 Correspondance entre les étiquettes et les contraintes austénitiques qu'ont subi les ressort R et M en balayage de température	225
Tableau 5-4 Paramètres géométriques du ressort de Gillet[68]	231
Tableau 5-5 Paramètres du modèle biplanaire pour le matériau du ressort de Gillet[68].....	232
Tableau 5-6 Paramètres du modèle biplanaire pour le matériau du ressort M	235
Tableau 5-7 Paramètres (modèle biplanaire) modifiés pour les cycles superthermoélastiques pour le matériau du ressort M.	238
Tableau 5-8 Paramètres du modèle biplanaire pour le matériau du ressort R.....	244
Tableau 5-9 Paramètres (modèle biplanaire) modifiés pour les cycles superthermoélastiques pour le matériau du ressort R.	246

LISTE DES ANNEXES

ANNEXE A. Brève bibliographie sur le krigeage	282
ANNEXE B. Guide de caractérisation des alliages à mémoire de forme	284
Annexe B1. Méthodes de caractérisation et d'étude des AMF	327
Annexe B2. Construction du fichier de données pour KRIGAMF	335
Annexe B3. Propriétés physicochimiques et thermomécaniques des AMF	341
Annexe B4. données utiles aux calculs d'actuateurs ou connecteurs AMF	344
Annexe B5. Traitement thermique élémentaire	345
Annexe B6. Essai DSC (Calorimétrie différentielle à balayage)	353
Annexe B7. Essais de traction.....	362
ANNEXE C. Hypothèse sur le matériau AMF	368
ANNEXE D. Aspects supplémentaires et hypothèses simplificatrices pour le calcul de ressort hélicoïdal	371

Introduction

Découverts à la fin des années 1930, les premiers Alliages à Mémoire de Forme (AMF), des alliages à base d'or et de cadmium, sont longtemps restés des curiosités scientifiques. Les applications commerciales et militaires des AMF ont dû attendre la fin des années 1960, lors de la découverte des AMF à base de Nickel et de Titane, pour voir le jour. Les principaux freins au développement d'applications commerciales des AMF ont alors été leur coût élevé et une mauvaise compréhension de leur comportement complexe. La découverte d'AMF à base de cuivre et le développement de meilleurs procédés d'élaboration ont permis une baisse substantielle des coûts d'utilisation. Cependant, la prévision du comportement des AMF comme matériau à l'intérieur d'un design reste un défi de taille.

Le comportement thermomécanique des AMF est très différent de celui rencontré dans les alliages classiques. L'origine de l'effet mémoire est un mode de déformation supplémentaire, rendu possible par une transformation martensitique thermoélastique de l'alliage. Les conditions dans lesquelles opère cette transformation de phase sont des fonctions non-linéaires de la contrainte, de la température et du type de phase cristalline en présence dans le matériau. De plus, cette transformation est du premier ordre et son mode de déformation associé présente une hystérésis. Les conditions thermomécaniques qui régissent la transformation martensitique dépendent de la composition de l'alliage ainsi que d'autres procédures d'élaboration et de traitements thermiques. Aussi, ces conditions de transformations, liées au matériau, évoluent de façon complexe lors de leur utilisation et les propriétés exceptionnelles des AMF se dégradent en fatigue.

L'intérêt industriel pour ces matériaux est récent et il n'y a pas, dans le domaine public, de méthode générale de caractérisation, ni de modèle général de comportement quasi-statique ou en fatigue pour des géométries ou des chargements thermomécaniques complexes. Le design de pièces et dispositifs en AMF se fait généralement par des approximations grossières, affinées par la suite dans une procédure d'essais et erreurs. L'objectif de cette recherche était de fournir une démarche et des outils pour aider à la conception de pièces en AMF.

La figure 0-1 schématise le processus de design d'un dispositif AMF selon la démarche développée; les cellules ombragées mettent en évidence les parties abordées dans le présent mémoire.

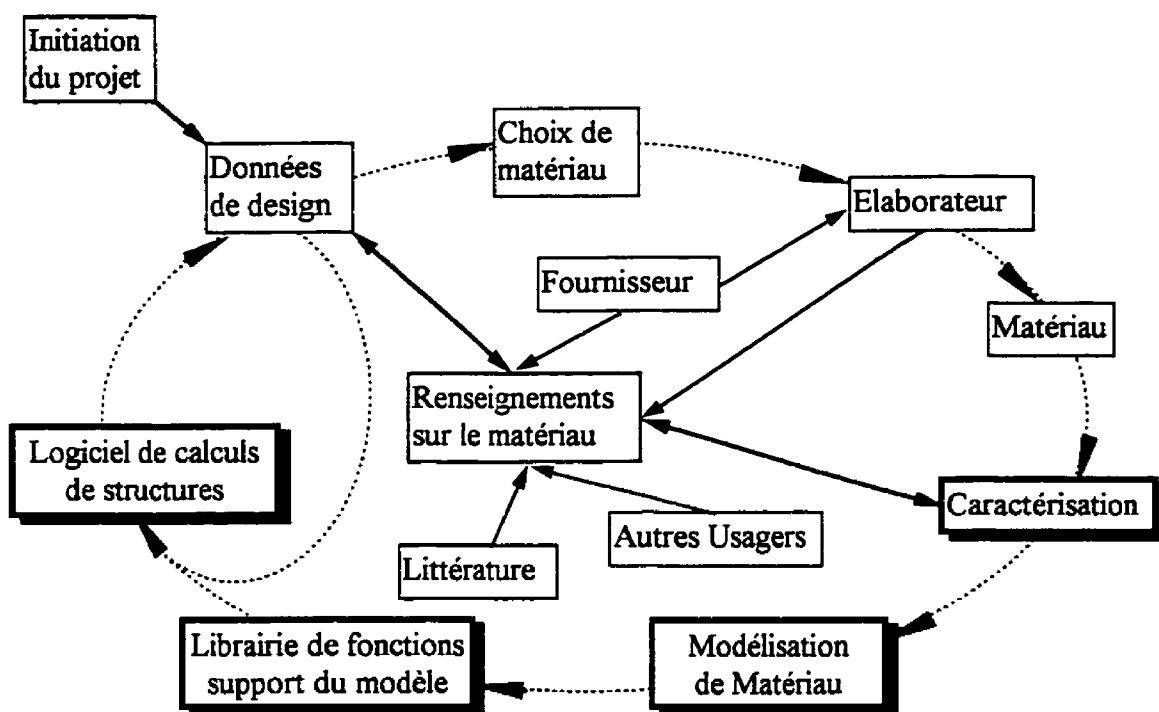


Figure 0-1 Processus de design d'une application AMF à l'aide d'outils de calculs numériques.

La fatigue est un aspect important dans la conception de dispositifs utilisant les AMF. Évidemment, la fatigue étant un effet apparaissant à la suite de sollicitations répétées, il est primordial de comprendre ces sollicitations avant d'entreprendre de comprendre ce qui se passe lorsqu'elles sont répétées. Toute modélisation sérieuse de la fatigue des AMF doit donc également comprendre la modélisation thermomécanique et la caractérisation du matériau. Aussi, comme la caractérisation et la modélisation thermomécanique des AMF pour fin de design sont très peu développées, et que les travaux à accomplir y sont considérables, le présent mémoire abordera la caractérisation et la modélisation thermomécanique des AMF en misant sur une démarche globale visant à permettre le calcul de structure et l'intégration ultérieure de la fatigue. La caractérisation et la modélisation proprement dite de la fatigue n'est pas incluse dans le présent travail.

La revue de littérature est scindée en deux parties: le chapitre 1: "Description de la déformation dans les alliages à mémoire de forme"; et le chapitre 2: "Fatigue des AMF dans la littérature". Le premier examine la déformation dans les AMF des points de vue métallurgique et mécanique afin d'interpréter correctement les comportements macroscopiques observés expérimentalement lors de chargements thermomécaniques quasi-statiques ou en fatigue. Le second recense les différents comportements observés en fatigue sur les AMF afin que la démarche globale de conception proposée ici puisse, plus tard, incorporer aussi les phénomènes de fatigue.

Le chapitre 3 comprend des réflexions sur la fatigue de l'effet mémoire dans les AMF et sa modélisation. Des résultats de simulations préliminaires mettent en relief certaines avenues de recherche.

Le chapitre 4 introduit le modèle de comportement non-linéaire uniaxial KRIGAMF utilisant le krigeage dual comme interpolateur. Une brève bibliographie sur le krigeage est présentée en l'annexe A. Le guide de caractérisation pour KRIGAMF est inclu en annexe B. La modélisation de matériaux AMF dans le cadre d'un design est décrite et une approche discrète de calcul de structure AMF est exposée. Les difficultés de passage d'un modèle de matériau uniaxial à un modèle triaxial pour les AMF sont abordées et une solution pour KRIGAMF est suggérée.

Le chapitre 5 applique l'approche de design exposée au chapitre 4 au calcul de ressorts hélicoïdaux. Le modèle de matériau utilisé est une version linéarisée de KRIGAMF, rebaptisée LINLAMF, qui a été développée pour une plus grande rapidité de calcul. LINLAMF y est brièvement présentée. Une méthode de calcul pour la torsion cylindrique d'AMF sous chargement thermomécanique généralisé est développée et appliquée au calcul de ressorts hélicoïdaux. Une méthode de caractérisation de fils AMF en cisaillement par calcul inverse de torsion, utilisant la même méthode, est aussi exposée. Des résultats expérimentaux et de calculs de structures y sont par la suite présentés afin de valider expérimentalement la méthode et de montrer l'influence des erreurs de caractérisation, de modélisation et de calcul.

Enfin, la dernière section dresse des recommandations pour les travaux futurs sur la validation et le développement d'outils de caractérisation, de modélisation et de calcul d'AMF.

1. Description de la déformation dans les alliages à mémoire de forme

La « plasticité réversible » appelée « mémoire de forme » de certains métaux est due à une transformation adifusionnelle réversible [1, 2, 3]. Cette transformation, de type martensitique thermoélastique, est possible pour certains réseaux cubiques centrés (cc) ou cubiques-faces-centrés (cfc) qui deviennent alors hexagonal compact (hc) [1, 2] ou une phase intermédiaire rhomboédrique [4]. Les alliages à mémoire de forme (AMF) commerciaux actuels Cu-Zn-X, Cu-Al-X, Ni-Ti-X, ont tous des propriétés reliées à une transformation de phase cc-hc, mais des AMF à base de fer, ayant une structure cfc, commencent à faire leur apparition [1].

Plusieurs termes sont utilisés pour décrire les déformations non-linéaires rencontrées dans les AMF. Comme les mêmes effets prennent souvent plusieurs formes dans les AMF, et que toutes ces déformations réversibles ont la même origine de transformation de phases, tout retour vers la forme initiale, en excluant l'élasticité classique, sera appelé, dans ce document, « mémoire de forme ». Quand il sera question de réversibilité au chauffage de déformations pseudo-permanentes, cela sera appelé « effet mémoire de forme » ou « effet mémoire » que ce soit à simple ou double sens.

Une description de la transformation martensitique thermoélastique (TMT) telle que rencontrée dans les AMF est d'abord présentée. Ces concepts sont ensuite utilisés pour décrire les modes de déformation dans les AMF.

1.1 Transformation martensitique thermoélastique dans les AMF

Des transformations martensitiques (TM) ont été observées dans la plupart des matériaux métalliques et même dans certaines céramiques [1] sans pour autant leur conférer des propriétés de mémoire de forme. Les caractéristiques pertinentes aux AMF d'une TM sont les suivantes:

1. La phase martensitique est une solution solide de substitution ou interstitielle. Elle peut coexister et former des interfaces partagées avec sa phase mère [1, 5]. Les phases peuvent être considérées continues au niveau des réseaux si on considère les adaptations.
2. La transformation est adiffusionnelle [1, 3, 5]. Ceci est important dans le cas des AMF, puisque cela permet la correspondance nécessaire du réseau entier entre la phase mère et la phase martensitique [1, 3]. Autrement, la diffusion des éléments d'alliages serait problématique, car les concentrations de ces éléments ont une influence importante sur les conditions de germination de la martensite [6].
3. La formation d'un volume de martensite est accompagnée d'un changement de forme précis dans laquelle existe une correspondance un pour un avec la position initiale de chaque atome dans la phase mère [1, 3]. Pour une structure cc, cela correspond à un léger réarrangement des atomes d'un étage sur deux du réseau cristallin pour parvenir à la structure hc tel que montre le figure 1-1 [7]. On peut décrire le changement de forme résultant, à une échelle plus grande, en un cisaillement et une dilatation comme

l'illustre la figure 1-2 [5]. La particularité de la TMT est une valeur de ζ très faible, ce qui mène à un changement de volume également faible [1, 2, 5]. Ceci a pour conséquence de minimiser les déformations plastiques dans la phase-mère environnante [5]. Le peu de déformation plastique à la formation de l'interface, la faible énergie de celle-ci et la contrainte élastique d'inclusion due à un changement de forme et (non de volume) rencontré sont considérées comme étant les causes du comportement thermo-élastique [1, 3, 5].

4. Un sur-refroidissement au-dessous de la température $T_0(\sigma)$ d'équilibre thermodynamique entre les phases en jeu est nécessaire pour le démarrage de la transformation [1, 5, 7]. De plus, la transformation ne progresse que si un sur-refroidissement supplémentaire est appliqué. Il y a aussi une équivalence entre le refroidissement et l'application d'une contrainte non-hydrostatique (figure 1-3) [1]. L'effet de la pression hydrostatique est négligeable dans le cas des AMF car le changement de volume durant la transformation est négligeable [8].

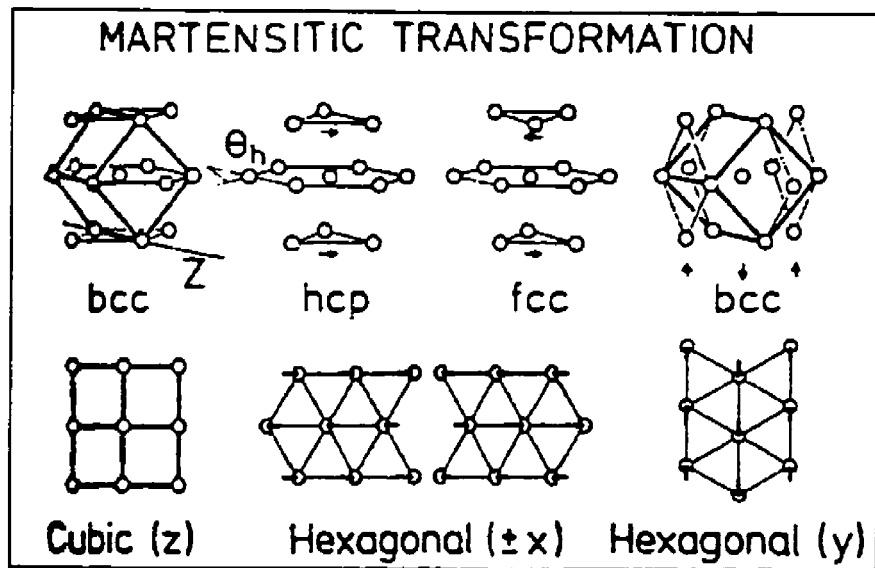


Figure 1-1 Transformation martensitique, passage d'une structure cubique centrée à une structure hexagonale compacte [7].

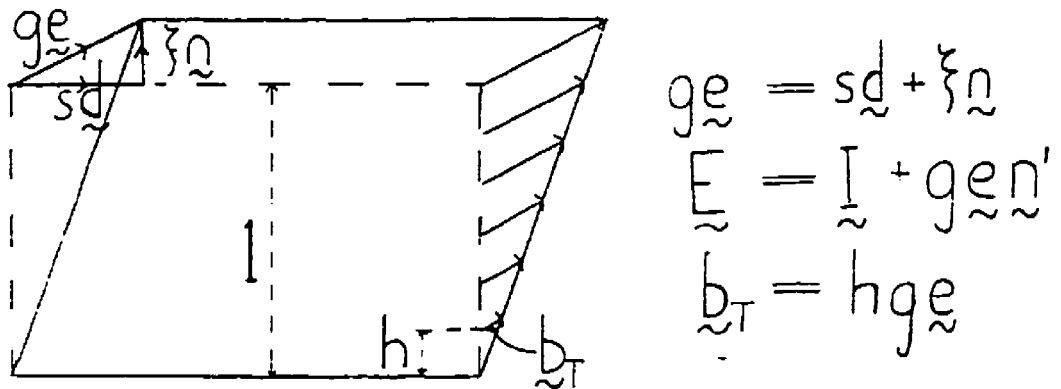


Figure 1-2 Plan invariant de déformation. \vec{e} , \vec{n} et \vec{d} sont des vecteurs unitaires décrivant la direction du déplacement, la normale au plan invariant et la direction de la composante de cisaillement. g , ζ et s donnent respectivement l'amplitude du déplacement total, ses composantes normales et de cisaillement. [5]

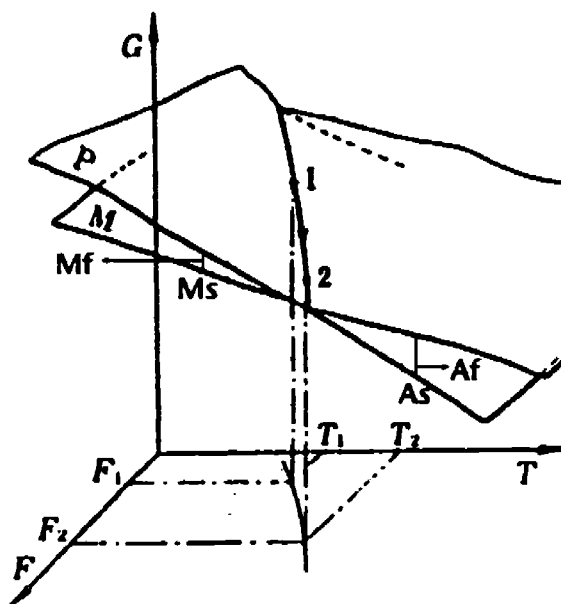


Figure 1-3 Relation entre l'énergie libre, la force externe et la température lorsque les phases mères et martensitiques sont en équilibre thermodynamique. Les sur-refroidissements et sur-rechauffements respectivement nécessaires aux transformations martensitiques et inverses sont schématiquement indiqués par M_s et A_s . [1]

Les expériences rapportées par Lindgard [7] indiquent que les défauts, peu importe leur nature, agissent dans le cristal comme de très bons sites nucléant pour la transformation. Cependant ils ne sont pas nécessaires; ce qui correspond à une germination essentiellement hétérogène fonction du nombre de défauts [9]. Une germination difficile peut avoir une influence sur le comportement thermomécanique lors d'une induction martensitique sous contrainte, comme le rapporte Christian [5] à la figure 1-4. Dans le cas de la figure 1-4.a, où contrairement à la figure 1-4.b, le cisaillement nécessaire à la germination de la première plaquette de martensite est plus élevée que la contrainte nécessaire à sa croissance; on constate un affaissement de la rigidité après germination. La courbe est

évidemment à déformation contrôlée; à contrainte contrôlée ce détail n'apparaîtrait pas et la vitesse de déformation après germination serait élevée, ce qu'il faut considérer pour certaines applications.

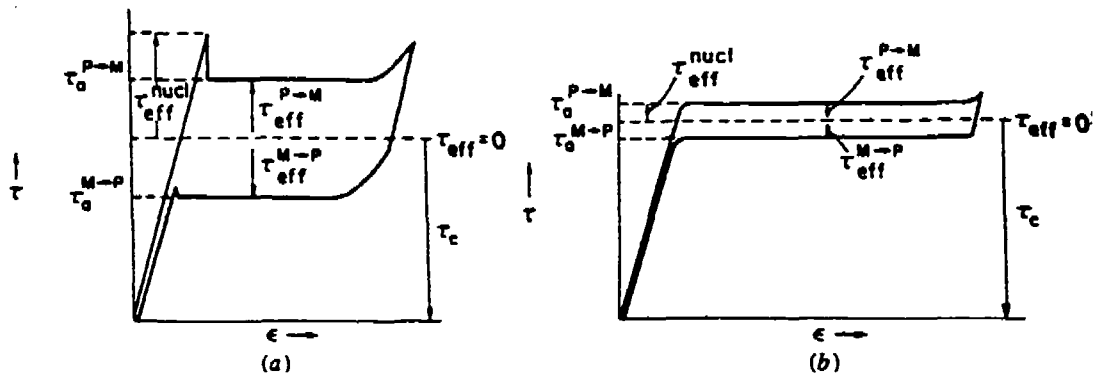


Figure 1-4 Relation entre les contraintes τ_a appliquées, τ_e effectives et τ_c chimiques. a) Grande contrainte de germination de martensite, b) petite contrainte de germination. [5]

Skrotzky [10] rapporte que la plupart des AMF¹ ont une fonction donnant la fraction de

martensite $F_m(T, \sigma=0)$ qui peut être évaluée par $F_m = 1 - \left[\frac{T - M_F}{M_S - M_F} \right]^n$ avec un n variant

entre 2 et 3. La courbe peut être obtenue par DSC (Differential Scanning Calorimeter) [11, 12, 13], par émission acoustique [14] ou par lecture de résistivité [1,

15]. Dans le cas de la DSC, $F_M = \frac{\Delta H_{cumulatif}}{\Delta H_{total}}$ où ΔH est l'enthalpie de transformation.

¹ Pour les cas d'exception, une courbe krigée compressée prendrait sensiblement le même temps de calcul pour l'interpolation.

1.1.1 Variantes de martensites

Dans le cas des alliages commerciaux, cc en phase austénitique, il y a 24 variantes de plans d'habitat pour la phase martensitique qui se divisent en six groupes contenant chacun quatre variantes disposées symétriquement autour des directions équivalentes du réseau cc initial. Otsuka et al. (figure 1-5) [1] présente en une projection stéréographique la localisation des plans d'habitat des variantes groupées autour des directions $\langle 110 \rangle$. Les variantes n'ont pas nécessairement les mêmes énergies d'activation et les variations ou répartitions d'énergies d'activation varient selon les alliages [16, 17, 18]. Il est à prévoir que ce degré d'anisotropie a une influence (sans être la seule) sur la répartition de contraintes à l'échelle du grain et la capacité de déformation réversible de ce grain. Une anisotropie d'activation impose également des restrictions et des contraintes supplémentaires au niveau des joints de grains et affecte donc les performances en fatigue.

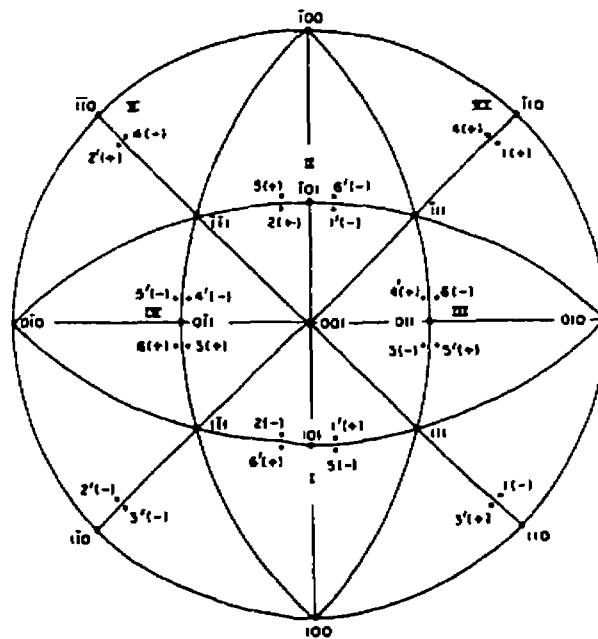


Figure 1-5 Projection stéréographique montrant les pôles de plans d'habitat calculés pour un système de 24 variantes de martensite. Quatre variantes de plan d'habitat sont regroupées autour de chaque pôle $\{110\}$. Chacun des six groupes est désigné par un chiffre romain (I-VI). [1]

1.1.2 Autoaccommodation

En l'absence de forces externes, la martensite se développe en des groupes de variantes en prenant la forme d'un diamant (figure 1-6 [5]) ou d'autres formations géométriques selon les alliages (figure 1-7 [19]), ce qui minimise le champs de déformation interne et conséquemment l'énergie de déformation élastique [1, 3, 5]. En fait, la création d'une de ces variantes causera par sa déformation invariablement une contrainte locale favorisant la création des autres [5]. La somme des déformations dues au cisaillement de la transformation de chacune des variantes de ce groupe de variante est pratiquement nulle et l'on appelle ces variantes « autoaccomodantes » [2, 11]. Le phénomène est très local au niveau énergétique mais il peut aussi y avoir autoaccomodation à plus grande échelle du point de vue déformation macroscopique. Ce phénomène est fortement lié, comme cela est décrit plus loin, à la mémoire de forme puisqu'il donne à la forme initiale le niveau d'énergie le plus bas pour le système.

Aussi l'autoaccommodation tend à réduire au minimum la déformation par mouvement de dislocations, ce qui implique la possibilité pour d'autres variantes, non reliées énergétiquement à ce groupe, de germer. Cela facilite aussi les mouvements d'interfaces, la croissance et la coalescence des variantes [5].



Figure 1-6 Micrographie optique du motif de transformation d'un alliage Cu-Zn-Al montrant l'organisation des variantes en groupes autoaccomodants. [5]

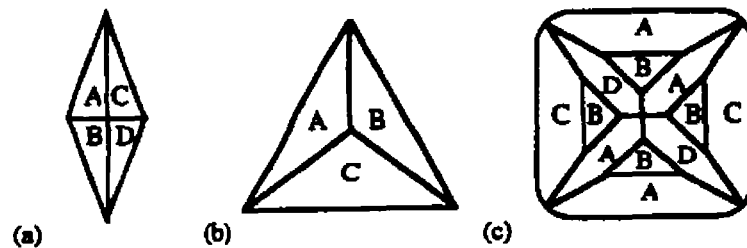


Figure 1-7 Représentation schématique de trois structures auto-accomodantes classiques. (a) martensite dans un alliage CuZnAl, (b) martensite dans un alliage NiTi, (c) phase R dans un alliage NiTi [19]

1.1.3 Induction de variantes préférentielles sous contrainte

Comme cela a été mentionné plus haut, l'énergie nécessaire à la TM peut être fournie mécaniquement et une contrainte déviatorique σ_d induira la formation préférentielle de la ou des variantes avantagée(s) par la direction de σ_d [1, 3, 5]. La contrainte de cisaillement dans le plan de cisaillement martensitique d'une variante est donnée par:

$$\tau = \sigma_d \cos \chi \cos \lambda$$

où χ est l'angle entre la direction principale de σ_d et la normale au plan d'habitat de la variante, et λ est l'angle entre la direction principale de σ_d et la direction de la déformation lors de la transformation de la variante. Le terme $\cos\chi\cos\lambda$ est appelé facteur de Schmid [5, 20] et a une valeur maximale de 0.5 car l'angle entre le plan d'habitat et sa direction de déformation est de 90° . La variante, parmi les 24, à se transformer sera donc celle qui a le facteur de Schmid le plus élevé [5, 16, 20].

Comme il n'y a plus autoaccommodation des variantes, une déformation macroscopique apparaît et il y a augmentation de l'énergie élastique à l'interface de la variante avec la phase-mère sans toutefois, dans le cas des AMF, dépasser le seuil de plasticité [5].

1.1.4 Transformation dans les AMF vs les aciers

La différence essentielle entre la TM « classique » rencontrée dans les aciers et la transformation martensitique thermoélastique (TMT), qui vient de l'équilibre entre les effets thermique et élastique propres aux AMF est le mode de germination et de croissance de la martensite et de sa phase mère. Dans les deux cas les sites de germination de la martensite sont les défauts, peu importe le type, dans le réseau cristallin [1, 7].

Dans les aciers, de petits cristaux de martensite croissent jusqu'à leurs dimensions finales presque instantanément (1/3 de la vitesse du son) suite à leur germination, puis, successivement, à l'aide de refroidissements ou d'apports d'énergie mécanique, il y a germination et croissance finie dans la phase-mère restante. Il peut même y avoir des transformations brusques dans lesquelles jusqu'à 70% de martensite est formé en même

temps; ce qui est accompagné par un dégagement de chaleur qui ralentit la suite de la transformation [1].

Dans les AMF, la germination est semblable, mais la croissance s'effectue à une vitesse proportionnelle au taux de refroidissement ou de contrainte appliquée. La transformation inverse opère par le même mécanisme. Un réchauffement causera une décroissance de la martensite (figure 1-8) et non une nouvelle germination d'austénite dans la martensite comme c'est le cas pour les aciers (figure 1-9). La décroissance de la martensite nécessite un sur-réchauffement au-dessus de $T_0(\sigma_d)$ (figure 1-3). Le premier cristal de martensite à s'être formé à $T=M_s(\sigma_d)$ sera le dernier à se retransformer à $T=A_f(\sigma_d)$ et de la même façon le dernier cristal à s'être formé à $T=M_f(\sigma_d)$ sera le premier à se retransformer à $T=A_s(\sigma_d)$. Il y a donc correspondance des distributions de conditions de transformation martensitique et inverse. L'hystérésis en température doit être considérée comme étant:

$$\Delta T^s(\sigma_d = \text{cte}) = A_f - M_s \text{ et ;}$$

$$\Delta T^f(\sigma_d = \text{cte}) = A_s - M_f ;$$

$$\text{avec } \Delta T^f(\sigma_d = \text{cte}) \geq \Delta T^s(\sigma_d = \text{cte}).$$

Mais étant donné la thermo-élasticité de la transformation, une variation de contrainte est équivalente à une variation de température et l'hystérésis n'est pas unidimensionnel. Cette hystérésis de transformation est, en général, plus faible dans les AMF que dans les aciers (figure 1-10).

L'évolution de l'hystérésis avec la fraction de phase martensitique F_m dépend de la croissance, du nombre de cristaux de martensite ainsi que du nombre de variantes activées

qui formeront des interfaces [1]. Cela a une influence par exemple sur le temps de réponse du matériau.

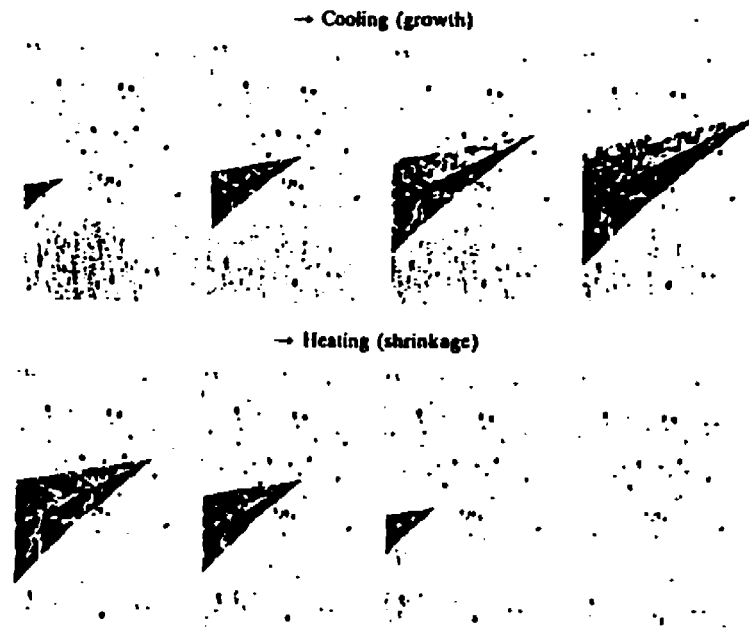


Figure 1-8 Micrographie optique de la croissance et de la décroissance de cristaux de martensite thermoélastique dû au refroidissement et au chauffage d'un CuAlNi. [1]

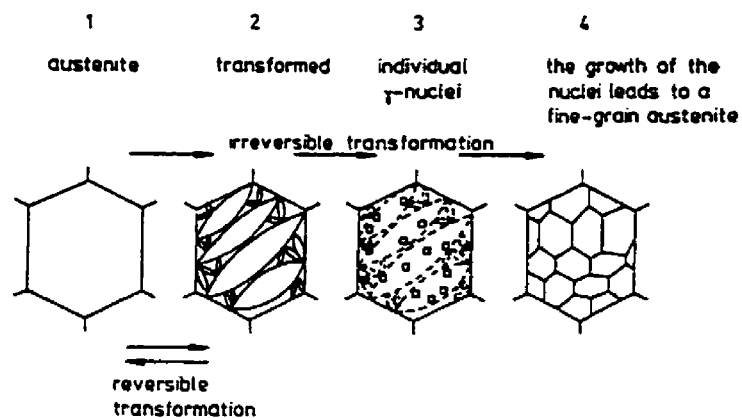


Figure 1-9 Deux modes de reformation d'austénite: 1) interfaces austénite/martensite mobiles et décroissance \Rightarrow réversibilité et mémoire de forme; 2) nouvelle germination de cristaux d'austénite \Rightarrow irréversibilité. [7]

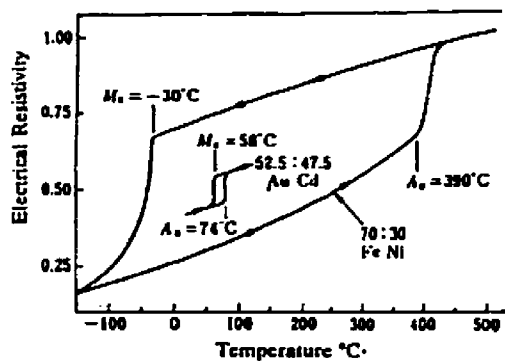


Figure 1-10 Comparaison des hystérésis en température entre les martensites thermoélastique (AuCd) et non-thermoélastique (FeNi). [1]

Les figures 1-11 et 1-12 [21] montrent pour un Cu-Al-Ni l'influence de la taille des grains et du nombre d'interfaces inter-variantes. Les températures M_s et A_f ne sont pas affectées par le nombre d'interfaces inter-variantes car il n'y a pas d'interaction à faible fraction de martensite. Par contre, les températures M_f et A_s sont affectées par les accommodations élastiques que doivent entreprendre les variantes interfacées pour poursuivre leurs croissances. En diminuant la taille des grains, le volume affecté par les contraintes élastiques d'accommodation inter-grains augmente, ce qui donne un effet semblable au cas des interfaces inter-variantes car l'effet apparaît seulement lorsque F_m augmente.

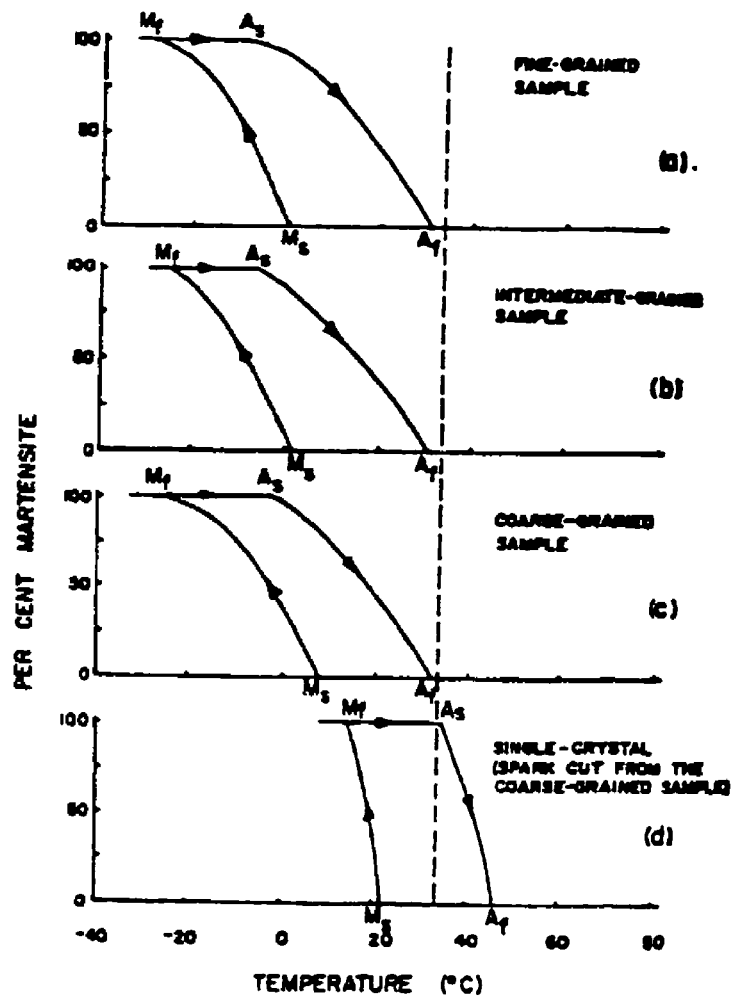


Figure 1-11 Courbes d'hystérésis de transformation pour des Cu-14Al-2.5Ni polycristallins aux tailles de grain différentes. a) 0.5 mm, b) 1.5 mm et c) 4 mm. La ligne pointillée représente la température d'équilibre entre les phases $T_0(\sigma)$ [21]

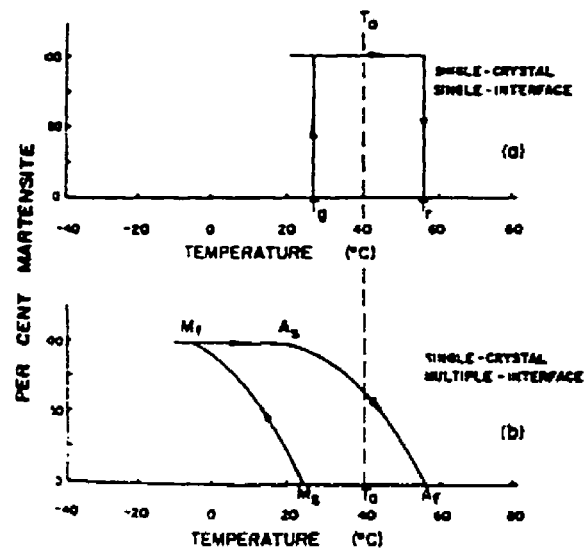


Figure 1-12 Courbes d'hystérésis de transformation pour des Cu-14Al-2.5Ni monocristallins aux transformations: a) mono-interface b) multi-interfaces. La ligne pointillée représente la température d'équilibre entre les phases $T_0(\sigma)$ [21]

On remarque que, avec ces effets, toutes les températures de transitions pour un AMF polycristallin peuvent être au-dessous de $T_0(\sigma_d)$ (figures 1-11 et 1-12 [21]). Similairement, des effets influenceront la stabilité des températures de transition en fatigue. En effet, le phénomène d'éducation, discuté plus loin, diminue le nombre de variantes activées et donc d'interfaces, ce qui augmente M_f et A_s . Cet effet entre en concurrence avec l'effet des champs de contraintes (causés par des microdéformations plastiques survenues en fatigue notamment aux joints de grains) qui aide la germination d'autres variantes.

La stabilisation mécanique, par déformation plastique, ou thermodynamique d'une fraction de la martensite, peut aussi changer A_s , A_f , M_s , M_f et conséquemment $F_m(T, \sigma_d)$. Un vieillissement par diffusion ou agglomération des éléments d'alliages est aussi à prévoir, ce qui mènerait à une diminution de l'homogénéité des concentrations. Or, dans les alliages cuivreux, le Cu-Zn-Al par exemple, une variation de 0.1% d'aluminium par rapport au

zinc entraîne une variation de 12.5°C des températures de transitions [6]. La stabilité de ces températures de transitions dépend des alliages. L'évolution des températures de transitions lors de cycles thermiques pour un Cu-Zn-Al est montrée à la figure 1-13 [13].

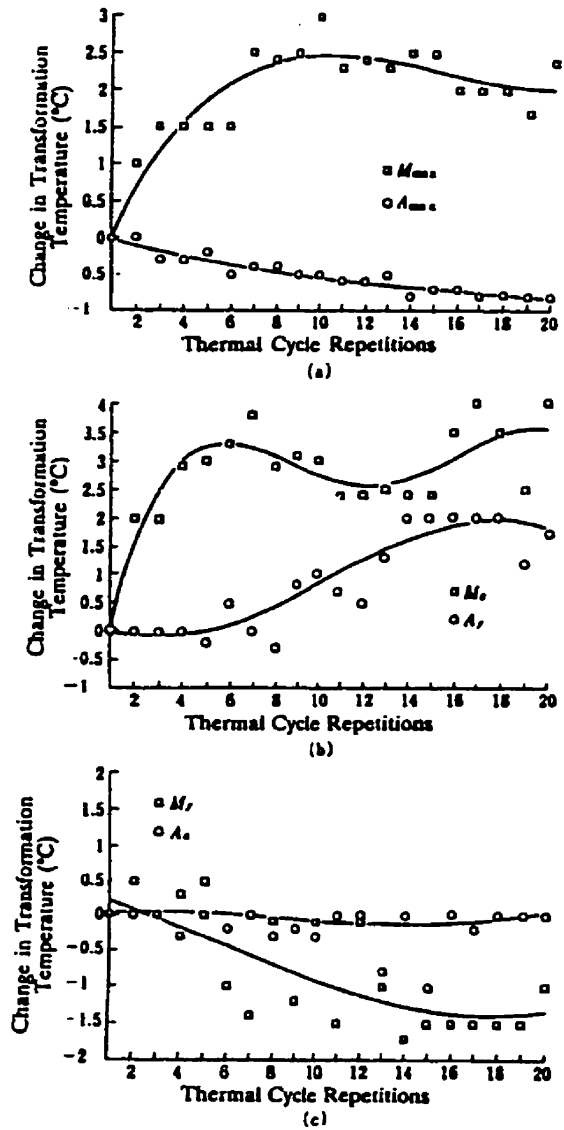


Figure 1-13 Relation entre le cyclage thermique et les températures de transformation d'un alliage CuZnAl. [13]

1.1.5 Autres aspects de la germination et de la croissance

Comme, d'un cycle à l'autre, il n'y a pratiquement pas de nouvelles déformations plastiques, qui induiraient systématiquement des contraintes internes et des sites de germination (puisque la contrainte augmente les températures des transformations et que les déformations plastiques augmentent le nombre de dislocations), ni de diffusion et que la phase austénitique, après avoir suivi un cycle de transformation martensitique et de transformation inverse, est pratiquement identique à l'austénite initiale, les variantes ont tendance à germer exactement au même site, et ce, cycle après cycle [1, 2, 3, 13].

Il faut également mentionner que la croissance des cristaux ou d'une variante de martensite est limitée aux dimensions du grain où ils ont germé. La création d'une plaquette de martensite inter-grains est rare puisque cela demande un alignement de deux grains voisins et une très bonne interface [1]. Ces limites influencent le comportement des polycristaux.

Finalement il faut mentionner que les TM, au refroidissement, sont exothermiques et que leurs transformations inverses, au réchauffement, sont endothermiques [1, 2, 13]; ce qui, pour un flux de chaleur (positif ou négatif) constant, tend à ralentir l'évolution des transformations.

1.1.6 Phénomènes reliés à la fatigue

Certains éléments, s'ils ne valent pas la peine d'être intégrés au départ dans un modèle de comportement, méritent quand même d'être considérés afin d'adopter si possible une formulation qui ne les exclut pas intrinsèquement. Voici quelques uns de ces détails qui impliquent souvent une source ou un effet de microdéformations plastiques.

- La thermoélasticité de la transformation n'est peut être pas parfaite ou homogène dans le matériau. Des petites irrégularités dans le mécanisme de transformation participent peut-être aux déformations résiduelles observées en fatigue. Par exemple, des cristaux d'austénite sont peut-être capables de germer, dans la martensite, dans certaines conditions.
- Les déformations résiduelles ne sont pas nécessaires à l'éducation, mais elles sont souvent observées [22].
- Planes et al [23] négligent la relaxation et la traitent plutôt comme un phénomène de vieillissement et de fatigue. Ils n'ont pas observé de fluage martensitique quand la transformation est en équilibre. Seul un changement de température ou de contrainte ont été rapportés avoir une influence sur la transformation. Isalgué et al. ont constaté du fluage sur des monocristaux cuivreux après 35 heures à 100°C[24]. Des cas de stabilisation de la martensite nécessitant une plus grande force ou un plus grand changement de température pour continuer la transformation ont aussi été observés. Il y a de la relaxation pseudoplastique dans le comportement caoutchoutique [5], mais ces déformations disparaissent au chauffage lors de la transformation inverse.

1.2 Déformations dans les AMF

On peut diviser la déformation totale ϵ_t en composantes élastique, martensitique, plastique et thermique. Ce qui donne $\epsilon_t = \epsilon_e + \epsilon_m + \epsilon_p + \epsilon_{th}$. Ces composantes ne sont pas nécessairement activées successivement et peuvent être observées en superposition.

Note: Des courbes σ - ϵ , sans déformations plastiques, pour des AMF à différentes températures par rapport aux températures de transitions sont montrées aux figures 1-15, 1-16 et 1-17. Ces courbes sont décrites plus loin.

1.2.1 Déformations élastique et thermique

Il s'agit des déformations au même sens que pour les alliages classiques.

1.2.2 Déformation plastique

L'étude de la relation température-contrainte-déformation (T - σ - ϵ) dans les AMF est relativement jeune et les efforts ont été concentrés sur les déformations réversibles et non sur le comportement global. Les déformations plastiques, qui introduisent des dislocations en glissement dans la phase martensitique, empêchent le retour complet vers la forme initiale. La figure 1-14 montre schématiquement le comportement élasto-martensito-plastique (a et b caoutchoutique, c et d superélastique). Ces courbes sont suggérées en considérant des phénomènes observés localement et devraient être vérifiées expérimentalement; peu d'exemples de ces cas sont publiés car l'intérêt est porté sur les déformations réversibles et ces résultats seraient considérés indésirables. Aucune application ne justifie, pour l'instant, l'étude du domaine complet. Les opérations de mise

en forme, par exemple, sont faites, soit à chaud, soit avant le traitement thermique (dans le cas des phases-mères métastables) rendant possible la transformation martensitique, toujours dans une phase sans mémoire de forme.

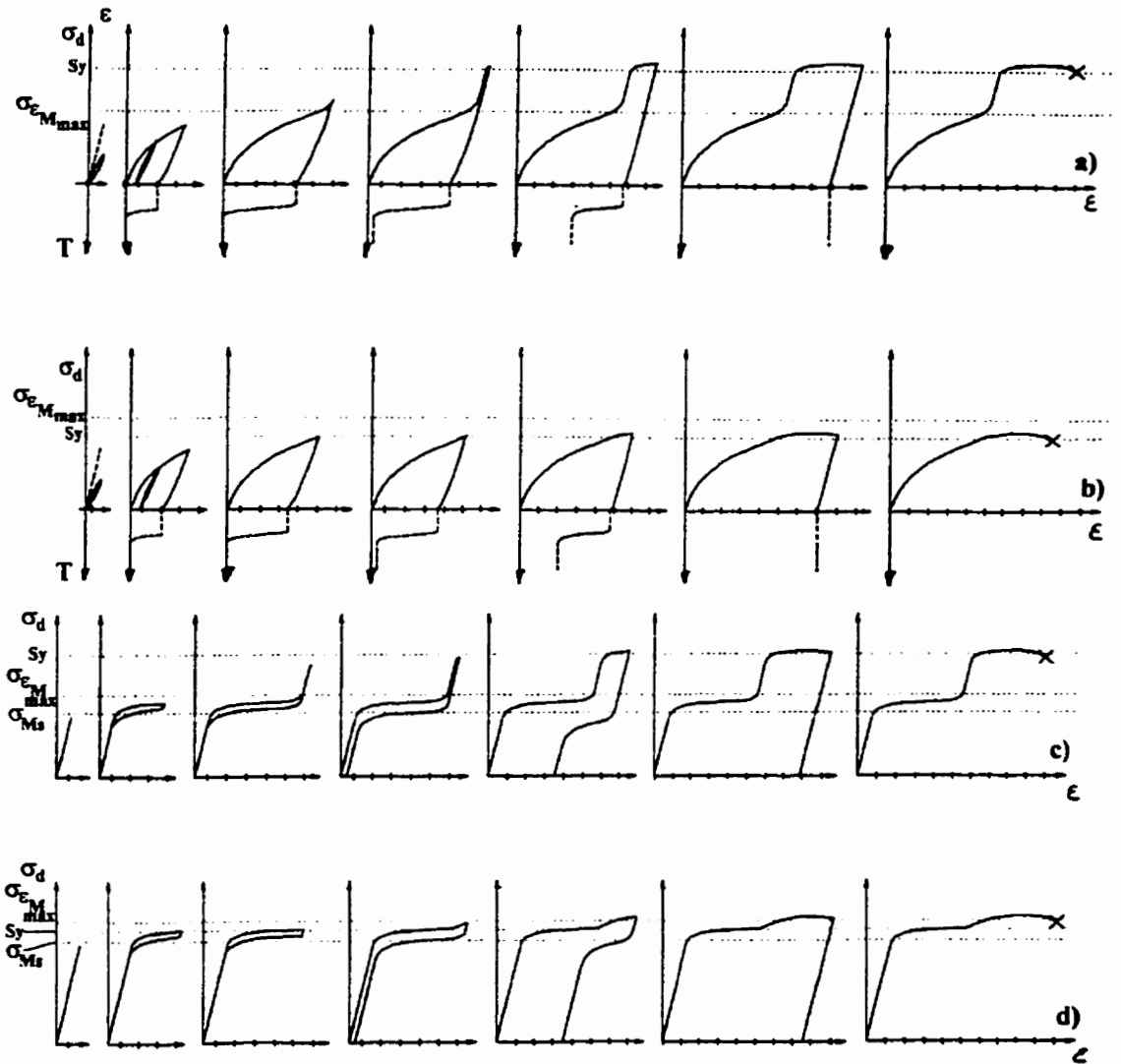


Figure 1-14 Courbes schématiques de déformation d'AMF jusqu'à rupture. a) $T < M_f$ et $S_y > \sigma_{\sigma Mmax}$, b) $T < M_f$ et $S_y < \sigma_{\sigma Mmax}$, c) $T > A_f$ et $S_y > \sigma_{\sigma Mmax}(\sigma_{Mf})$, d) $T > A_f$ et $S_y < \sigma_{\sigma Mmax}(\sigma_{Mf})$

L'étude de la plasticité est seulement intéressante du point de vue de la fatigue. Effectivement, le cyclage de la déformation martensitique produit une accumulation de microdéformations plastiques provoquant une perte de l'effet mémoire. En général, plus la déformation martensitique est grande, plus il y a de déformations plastiques. Cependant, quelques cycles à grande déformation martensitique diminueront, par le phénomène d'éducation, les déformations plastiques totales accumulées de cycles à plus faibles amplitudes. Il est donc important de maintenir la déformation plastique dans une formulation pratique, mais son support initial peut être limité à de faibles déformations.

1.2.3 Déformation martensitique

Il y aurait deux principales sources de déformation martensitique [1, 2, 3, 5]:

par induction sous cisaillement de variantes martensitiques privilégiées par la direction du cisaillement.

par réorientation de variantes, en privilégiant la croissance d'une variante aux dépens des autres présentes par l'application d'un cisaillement.

Avec les restrictions suivantes:

- Au-dessus de la température A_f seule la première source peut exister.
- Au-dessous de la température M_f seule la deuxième source peut exister.

Ce qui laisse un mode mixte pour $A_f > T > M_f$. Les deux sources de déformation martensitique présentent chacune une mémoire de forme partageant une origine commune.

Le mécanisme est semblable peu importe l'AMF et ses phases en jeu.

1.3 Mémoire de forme

La particularité de la déformation martensitique est sa réversibilité (sa « mémoire de forme ») qui peut être activée thermomécaniquement. Les mécanismes exacts de cette réversibilité ne semblent pas encore complètement cernés, mais les conditions dans lesquelles ils opèrent sont identifiées. La réversibilité, caractéristique de la TMT, est une conséquence [1, 3, 5] de la nature hautement ordonnée du déplacement des atomes durant cette transformation, de l'ordonnement géométrique élastique de la déformation entre les phases et du fait que la forme initiale représente le plus bas niveau d'énergie élastique dans le matériau. Le tout est réalisé par des structures complexes de dislocations qui s'implantent à l'aller et s'annulent au retour des atomes déplacés. En tous temps est conservée la correspondance cristallographique spécifique entre le réseau du cristal de martensite et celui de sa phase mère.

Généralement [1, 3, 5], la structure du cristal de martensite est moins symétrique que celle de la phase-mère, ce qui imposerait des restrictions quant au nombre de chemins possibles pour la transformation inverse. Shimizu et al. laissent sous-entendre qu'un seul chemin de retour est en fait possible car tout autre chemin augmenterait l'énergie libre. Le contraire a pourtant été observé [5] sur des transformations mono-interface, ce qui pourrait favoriser des déformations résiduelles, mais il est également rapporté que cela est très rare et plus que négligeable dans les multi-interfaces ou polycristaux car les champs de contraintes élastiques présents y posent des restrictions supplémentaires.

La plupart des AMF ont une structure ordonnée [1, 3]. L'ordre dans la structure favorise la thermoélasticité en réduisant la probabilité que les contraintes d'accommodation causent de la déformation plastique. Liberman [3] fait aussi remarquer que l'ordre peut jouer un rôle dans la mémoire de forme puisqu'un atome d'un élément d'alliage doit se retrouver sur un site approprié du réseau de part et d'autre de la transformation. Shimizu et al. [1] poussent plus loin l'argument en démontrant que les changements dans la structure cristalline que provoquerait le déplacement d'un atome vers un site inapproprié augmenterait l'énergie libre du système et rendrait la transformation inverse par ce parcours impossible. Mais l'ordre n'est pas une condition nécessaire. En effet, la TMT est observée dans des alliages ayant une structure désordonnée, par exemple le In-Tl (fig. 1-15 [25]) et qui présentent des propriétés de mémoire de forme. Ces structures désordonnées ont généralement des réseaux cubiques faces centrées contrairement aux alliages ordonnés. La déformation de transformation de ces réseaux (cfc) est très petite et la croissance des variantes de la phase mère lors de la transformation inverse est déterminée de façon unique.

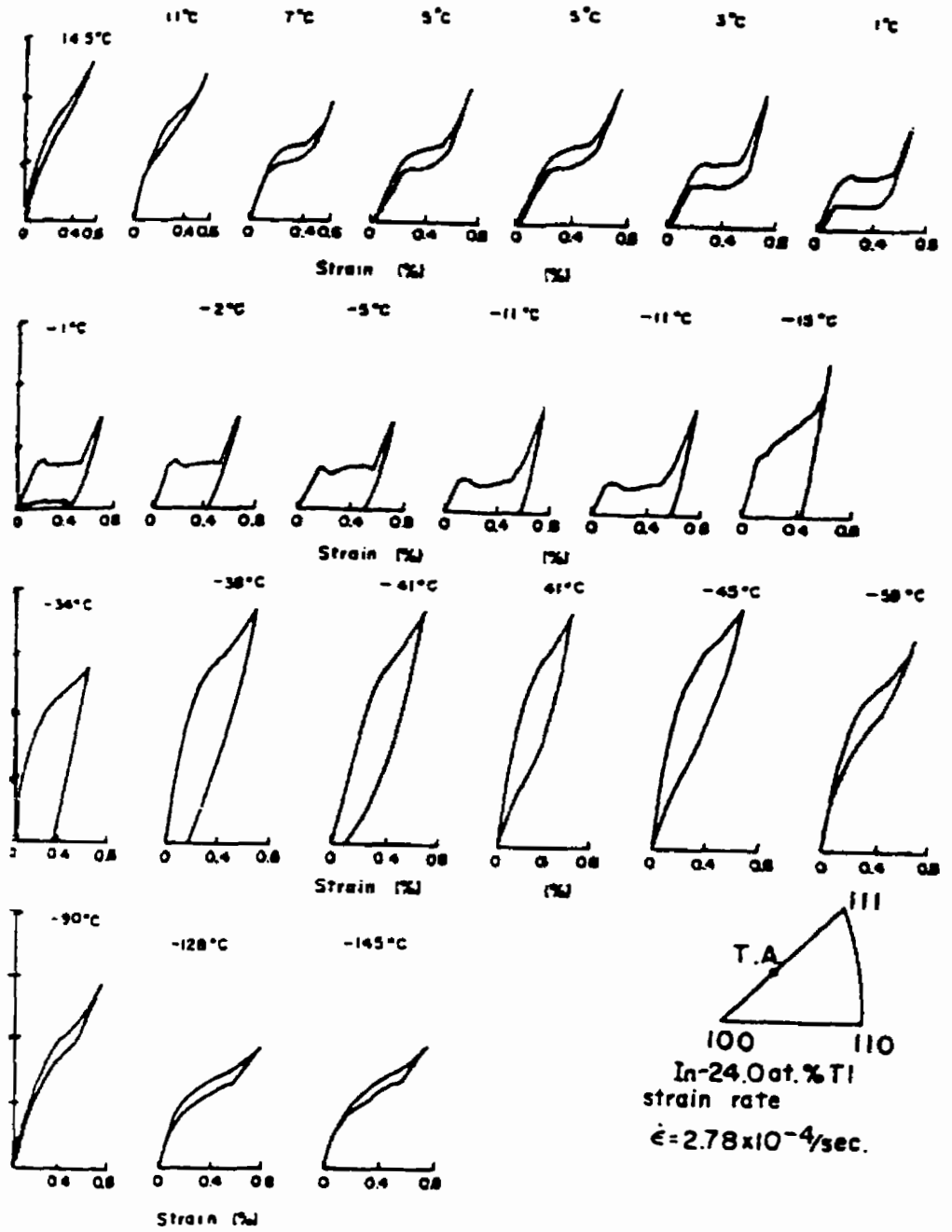


Figure 1-15 Hystérésis en superélasticité, pseudo-plasticité et ferroélasticité sur des courbes contrainte-déformation d'un monocristal d'In-24.0at.%Ti testé à différentes températures. [25]

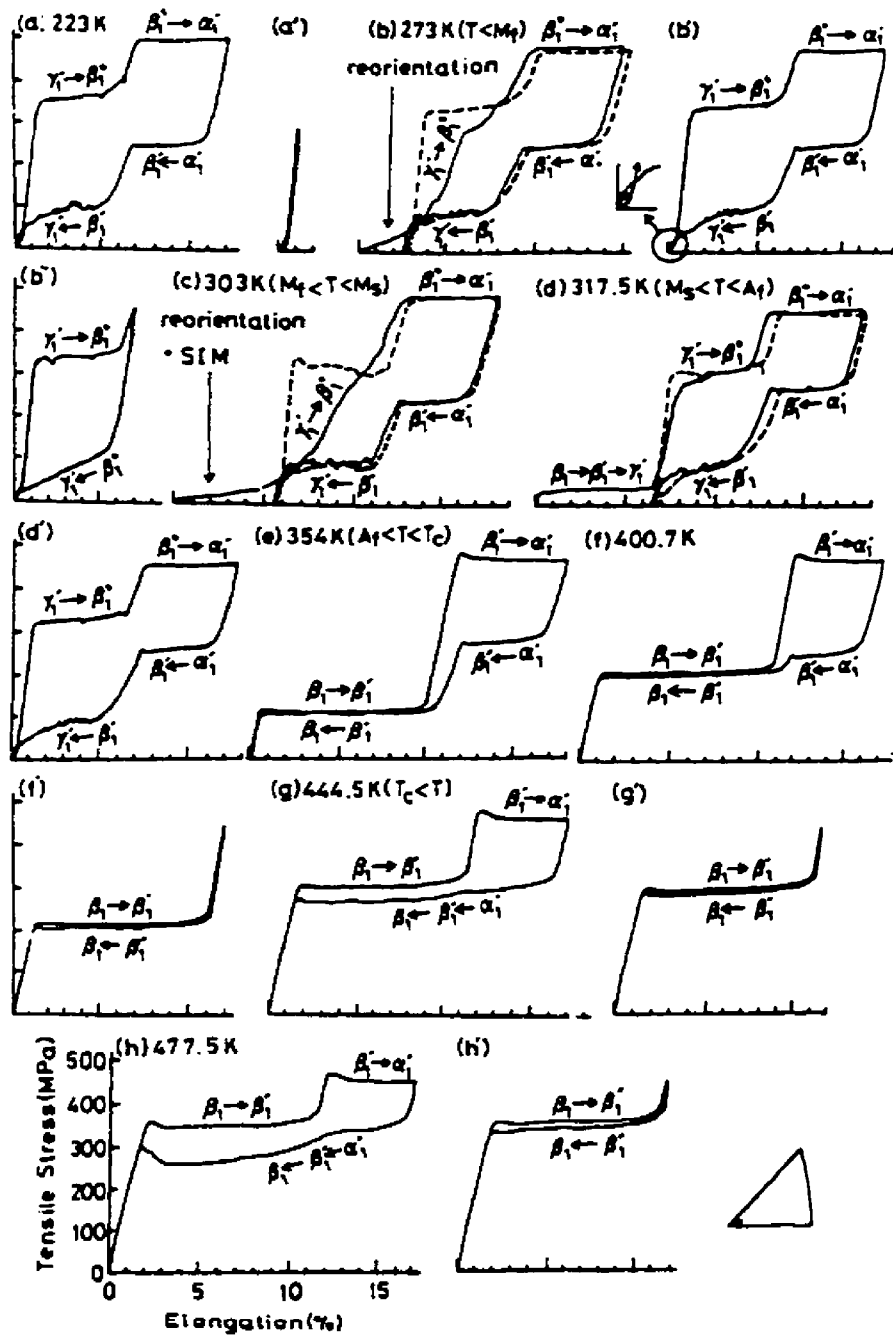


Figure 1-16 Courbes contrainte-déformation en fonction de la température représentant les transformations successives induites sous contrainte dans un alliage Cu-14Al-4.2Ni. [25]

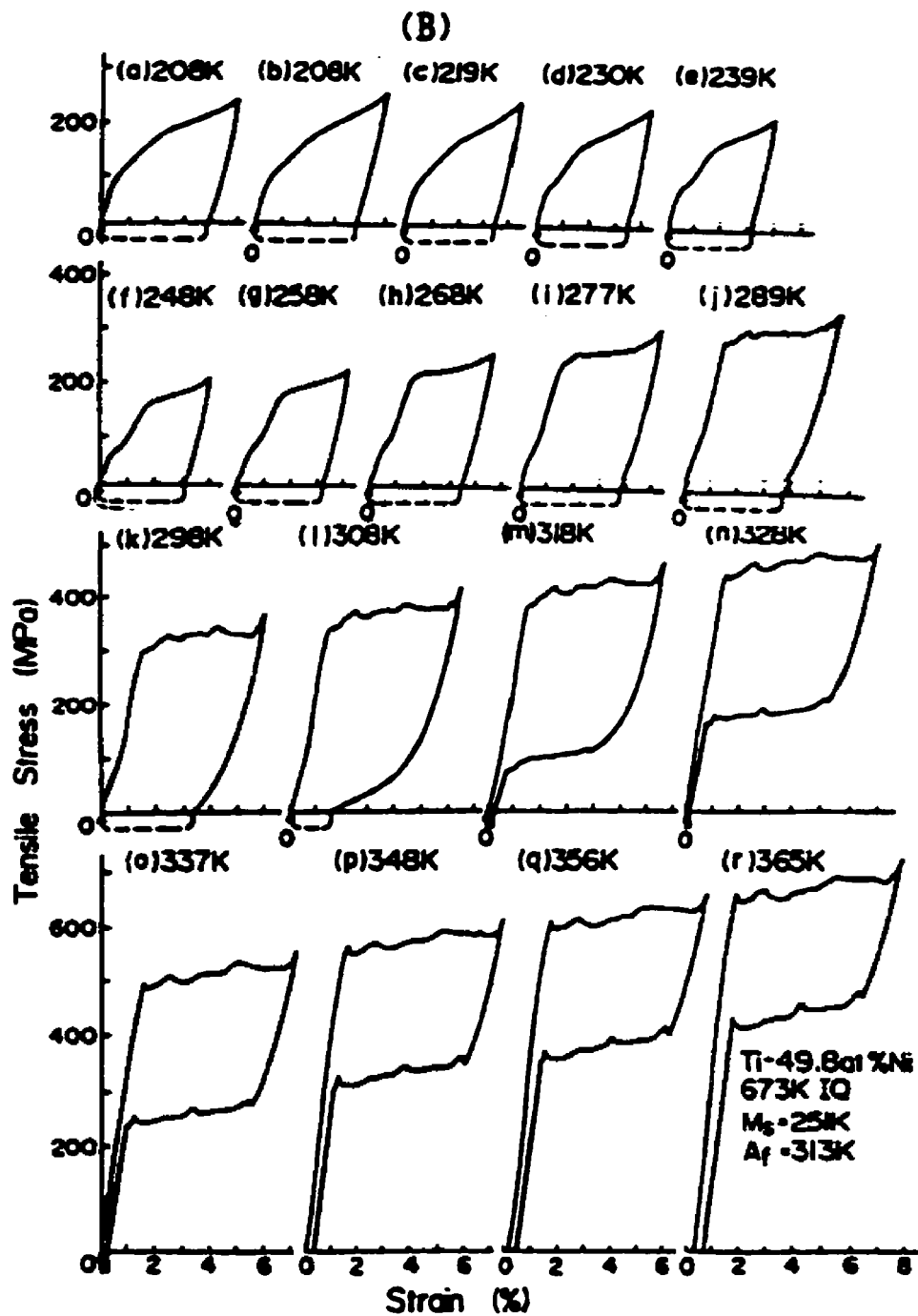


Figure 1-17 Courbes contrainte-déformation d'un alliage Ti-49.8atNi en fonction de la température. [25]

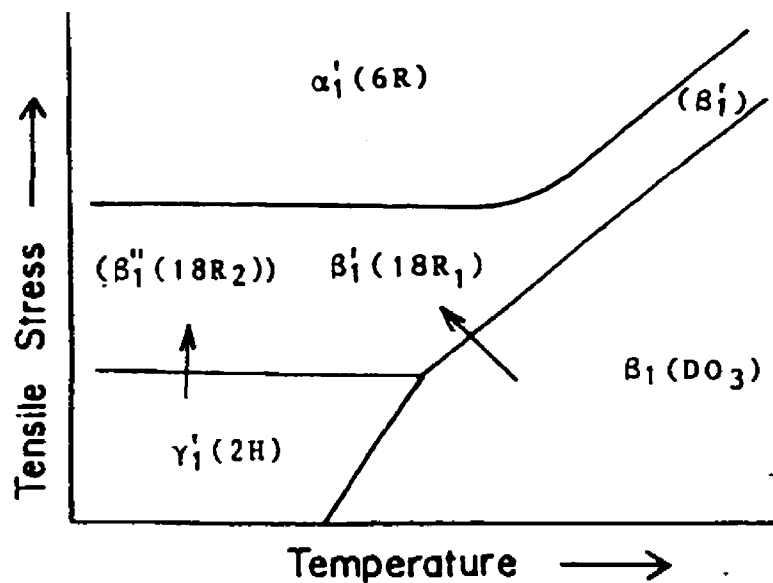


Figure 1-18 Diagramme de phase schématique d'un Cu-Al-Ni dans le plan contrainte-température. [25]

1.3.1 Déformation par induction (superélasticité)

Prenons le cas de superélasticité pure, soit à $T > A_f$. Comme il a déjà été discuté, une contrainte déviatorique peut induire la germination et la croissance préférentielle de la variante martensitique dont le cisaillement efficace dans son plan d'habitat est le plus élevé (facteur de Schmid maximal). Le résultat de cette croissance préférentielle est une déformation macroscopique fonction de la fraction de volume martensitique, de la rigidité de la phase mère, de la dimensions des grains et de la déformation unitaire du cisaillement (fig. 1-2) de la transformation en jeu.

Christian [5] suppose que la déformation macroscopique d'un spécimen dans lequel des interfaces sont déplacées par glissement dépend essentiellement du niveau de contrainte causé par la matrice environnante. Un cas extrême est celui du monocristal dans lequel l'interface traverse complètement le spécimen. Le déplacement de l'interface ne génère alors aucun champ de contraintes et sa mobilité est limitée seulement par la friction. On pourrait alors mesurer le « drag stress » directement sur le graphique τ - γ d'un monocristal et il serait égal à la demie de l'hystérésis en cisaillement (figure 1-4b).

Comme la déformation due à la première fraction de martensite est restreinte élastiquement par la matrice qui l'entoure, la déformation macroscopique sera une fonction non-linéaire de F_m qui pourrait dans une première approximation être simplifiée linéairement par $\epsilon_m = F_m \cdot s$ dans les coordonnées locales de la déformation.

Évidemment la même variante peut germer à plusieurs endroits dans un grain et à mesure que les cristaux respectifs croissent et se rencontrent, il y a coalescence et ils forment ultimement un seul cristal [1, 2, 3, 5]. Il a été observé, sur des monocristaux, que la décroissance par une diminution de σ_a ne fait pas nécessairement réapparaître les multiples interfaces mais plutôt décroît en un seul cristal de martensite [1]. Il n'y a donc ni homogénéité locale de la déformation, ni correspondance exacte d'une position locale à l'aller et au retour même si la déformation macroscopique est la même. La déformation macroscopique est donc plus homogène dans les polycristaux, étant donné que les dimensions des interfaces sont limitées aux dimensions des grains.

Ce type de déformation n'est pas directement sensible² à la vitesse de déformation comme le montre les figures 1-19 et 1-20 [26]. La différence de comportement est due à l'échauffement interne et non à la vitesse de déformation. En effet, les propriétés mécaniques des AMF dépendent fortement de la température comme il sera expliqué à la section 1.3.4

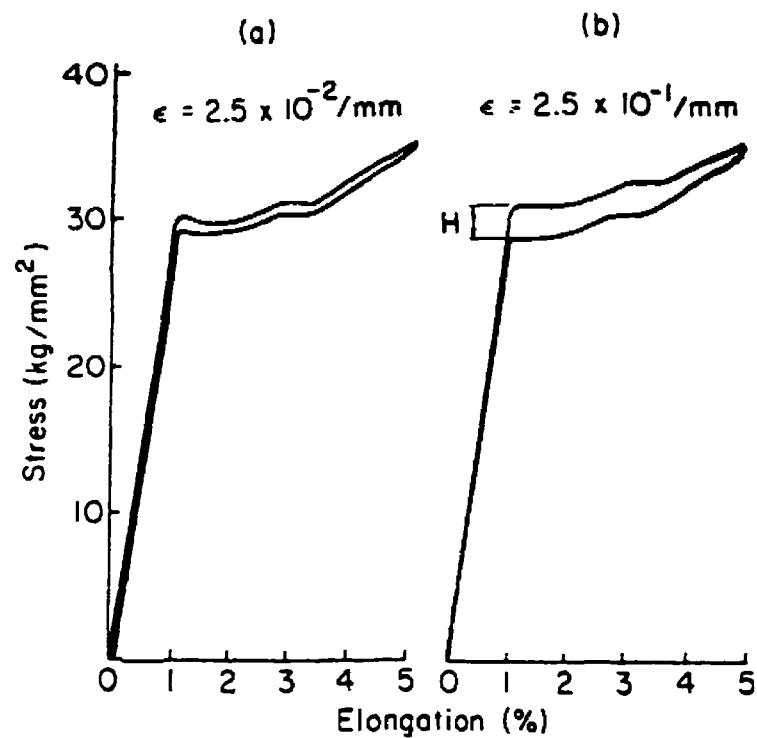


Figure 1-19 Dépendance de la vitesse de déformation sur l'hystérésis dans la transformation β_1 - γ_1 d'un monocristal Cu-Al-Ni. [26]

² à des vitesses de déformations raisonnables

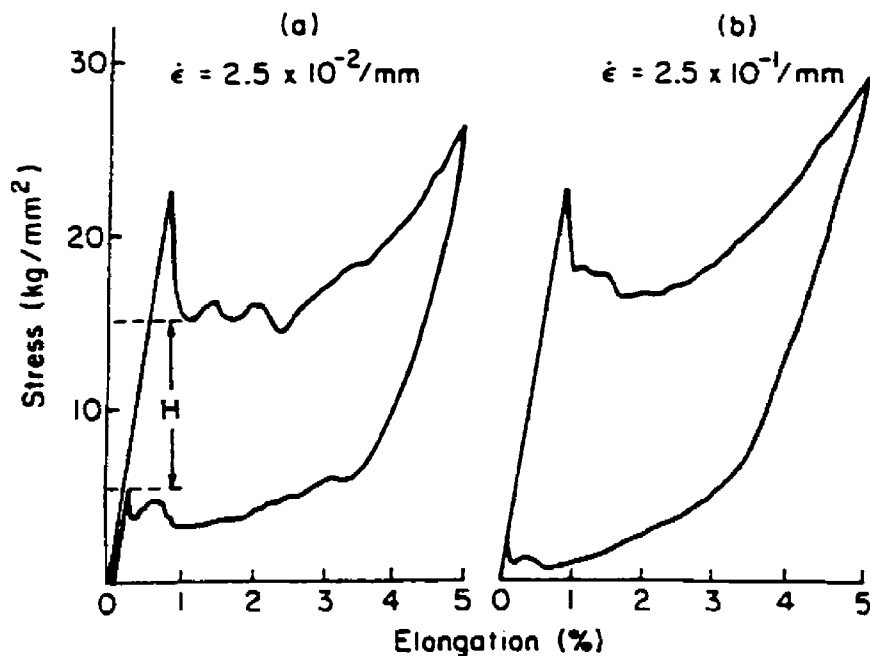


Figure 1-20 Dépendance de la vitesse de déformation sur l'hystérésis dans la transformation β_1 - β_1' d'un monocristal Cu-Al-Ni. [26]

Il est aussi à noter que différentes transformations de phases sont possibles pour un même matériau (figure 1-18) et que la déformation associée à chacune ne sera pas nécessairement la même.

1.3.2 Déformation par réorientation (aussi appelée caoutchoutique ou ferroélastique)

À $T < M_f$, les variantes autoaccomodantes d'origine thermique ont la même correspondance, décrite plus haut, avec la phase-mère que les variantes induites sous contrainte. Comme il a été vu précédemment, l'autoaccomodation est réalisée avec peu de déformation par dislocation, ce qui ne fixe pas solidement les frontières des variantes [5].

La déformation par réorientation se produit par la croissance de certaines variantes aux dépens des autres, dans la direction privilégiée par une contrainte déviatorique σ_a [1, 2, 3, 5], ce qui défait graduellement l'autoaccommodation. Des contraintes élastiques locales se développent pour accommoder les contraintes inter-variantes [1, 5]. Ces contraintes locales sont intégrées à la variante privilégiée à mesure qu'elle croît et qu'elle absorbe toutes les autres jusqu'à l'obtention de la déformation martensitique maximale en un seul cristal d'une seule variante. La conversion d'une variante en une deuxième s'effectue en un ou plusieurs petits cisaillements, en passant parfois par d'autres variantes d'orientations médianes, ce qui ressemble au mécanisme de déformation par transformation induite et à sa croissance aux dépens de la phase-mère.

D'après Liberman [3], si l'on retire graduellement σ_a , le retour vers la forme initiale (mémoire) s'effectue par une réaccommodation de variantes initiée par un processus de minimisation de l'énergie libre. Comme la forme qui minimise l'énergie libre est la forme initiale, il y a mémoire de forme. Christian [5] rapporte que contrairement au cas de l'induction sous contrainte, la déformation inverse s'effectue par les mêmes structures de variantes même si les interfaces de celles-ci ont disparu lors de la réorientation.

La réorientation inverse est fonction du temps. Si la contrainte appliquée est maintenue pour un certain temps, un phénomène de stabilisation se produit. La déformation martensitique stabilisée est réversible au chauffage, même s'il a été observé que dans certains cas on doit augmenter la température au-dessus de A_f . Christian [5] associe ce comportement à un phénomène de relaxation activé thermiquement. Pour certains alliages,

ce taux de relaxation est si rapide qu'il a lieu simultanément avec la déformation. L'effet devrait moins affecter la martensite autoaccommodante à sa formation puisqu'il y a moins de contraintes à relaxer.

1.3.3 Réorientation vs induction

Les deux types de déformations sont souvent regroupés sous le terme « pseudoélastique » qui correspond à une déformation martensitique d'origine mécanique. Dans les deux cas, le retour est causé par la minimisation d'énergie libre. L'un le fait par réaccommodation de variantes, l'autre par la transformation martensitique inverse. Du point de vue déformation, il y a équivalence entre la martensite orientée lors de l'induction et celle réorientée [5]. Pour un cristal complètement orienté, la déformation est la même peu importe le mécanisme [1, 3, 5]. Il y a donc possibilité d'utiliser une formulation de déformation commune pour tout le domaine de température.

1.3.4 Courbes expérimentales issues de la littérature

Les courbes de tractions des figures 1-15, 1-16 et 1-17 [25] montrent le caractère complexe et la forte dépendance thermique du comportement de déformation réversible mécaniquement ou thermiquement. Dans les trois cas, aucune déformation plastique n'est représentée; les déformations au déchargement présentes dans ces cas sont toutes réversibles au chauffage. On remarque une déformation de près de 20% dans le cas du Cu-Al-Ni qui présente plusieurs transformations martensitiques thermoélastiques successives dont le diagramme d'équilibre est reporté à la figure 1-18. On remarque que les phases en

jeu ne sont pas nécessairement les mêmes selon la température et que cela influence le comportement. Le cas multi-transformations de ce Cu-Al-Ni n'est pas courant même s'il a été observé également pour certains Cu-Zn, Cu-Zn-Al, Au-Ag-Cd et Ti-Ni. En effet certains Ti-Ni, selon le traitement thermique subi, peuvent présenter une transformation romboédrique thermoélastique (souvent appelée phase R) en plus d'une transformation martensitique. Les cas courants ont des diagrammes d'équilibre plus simples qui donnent un comportement relativement plus simple comme ceux du In-Tl et la plupart des Ti-Ni.

Aucun cas de cycle de transformation partielle présentant un passage à l'intérieur de la boucle d'hystérésis n'est ici présenté; ces cas seront discutés ultérieurement.

Si on compare les courbes de ces trois AMF pour une température $T > A_f$, les comportements du Ni-Ti, ($T > 365^\circ\text{K}$) avec ceux du In-Tl entre 7 et -1°C et du Cu-Al-Ni ($T > 354^\circ\text{K}$) en transformation β - β' (figure 1-16 f', g' et h') sont probablement les plus représentatifs des AMF en général. Le In-Tl semble affecté par une transformation de phase différente au-dessus de 7°C , ce qu'il faudrait vérifier dans son diagramme d'équilibre. Il y a invariablement une température $T = M_d > A_f$ au-dessus de laquelle il n'est plus possible d'induire de martensite sous contrainte, mais à en juger par le niveau de déformation réversible, ce n'est pas le cas. Dans le Cu-Al-Ni, l'hystérésis plus grande de la deuxième transformation (β' - α') affecte celle de la transformation (β - β'). En dehors de ces cas spéciaux, on remarque, sur le Ni-Ti par exemple, que les contraintes critiques d'induction de transformations $\sigma_{M_s}(T)$, $\sigma_{M_f}(T)$, $\sigma_{A_s}(T)$, et $\sigma_{A_f}(T)$ sont des fonctions

linéaires et que la forme des courbes σ - ϵ durant la transformation est la même, ce qui pourrait faciliter la modélisation dans ce domaine de température.

Pour $M_s < T < A_s$, comme on s'y attend, le comportement en déchargement change puisque la transformation inverse n'est plus complète pour $A_s < T < A_f$ et n'est plus possible pour $T < A_s$. La déformation présente après le déchargement est graduellement réversible si l'on augmente la température au-dessus de A_s . Il y a correspondance exacte entre la martensite réorientée et celle orientée par l'induction sous contrainte; une inversion de contrainte permettra aussi un retour à la forme initiale comme cela est observé à $T = M_f$ (fig.1-21b). Le déchargement non-linéaire à $T < A_s$ serait dû à une réacommodation de variantes.

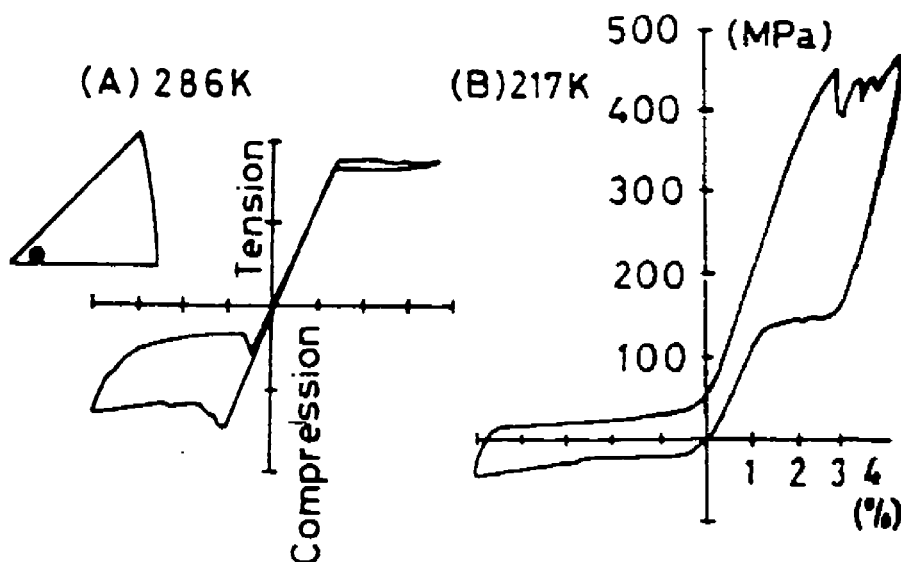


Figure 1-21 Cycle tension-compression pour un monocristal de Cu-Al-Ni lors d'essais à température a) au dessus de A_f b) au dessous de M_f [25]

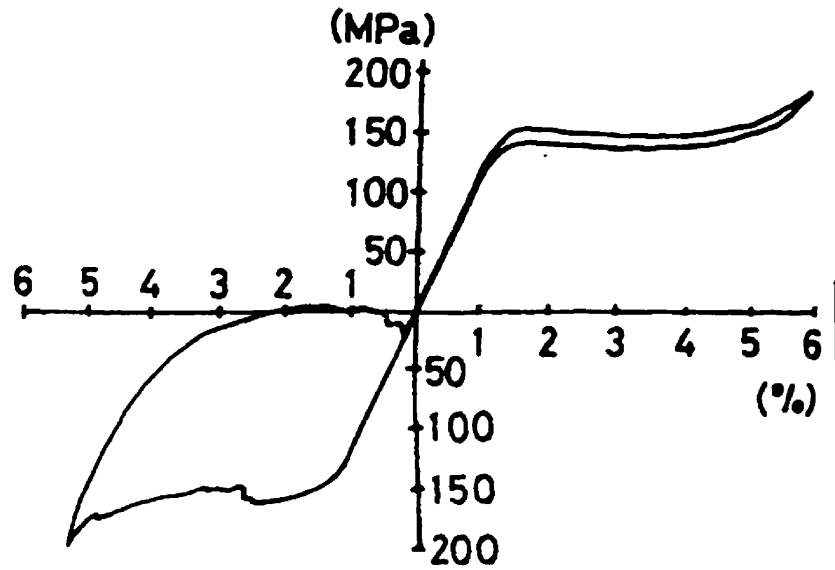


Figure 1-22 Cycle en tension vs compression pour la transformation induite sous contrainte d'un monocrystal Cu-14.2Al-4.2Ni (% masse). [25]

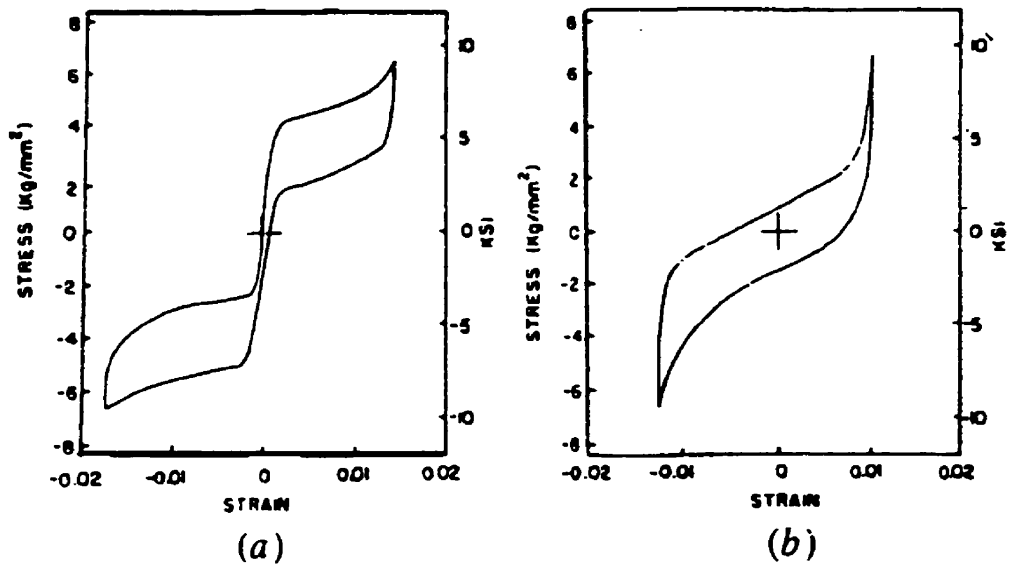


Figure 1-23 Cycle tension-compression pour un monocrystal AuCd présentant une seule interface martensite-martensite a) après 25 cycles b) après 100 000 cycles. [3]

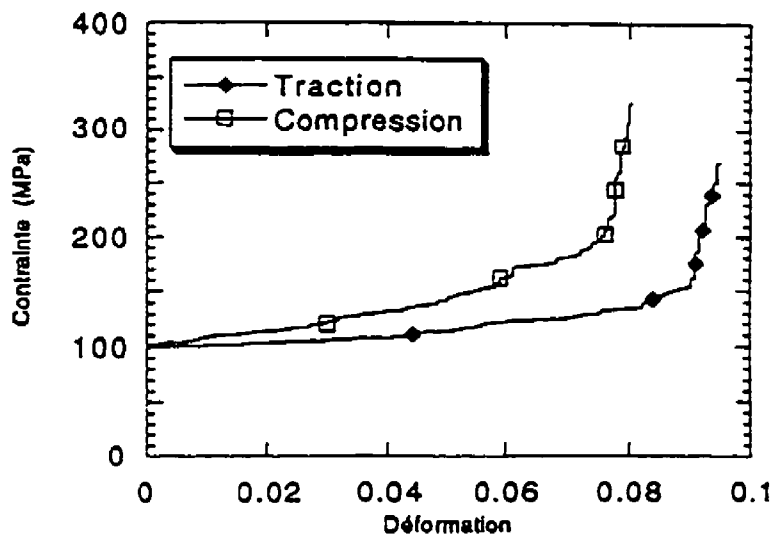
On remarque un comportement différent à une température $T < M_f$. Le *drag stress* inter-variantes pour la réorientation semble décroître avec la température si l'on en juge par la diminution de l'hystérésis dans le cas du In-Tl pour $T \leq -45^\circ\text{C}$. La vitesse de relaxation semble aussi très lente au point que la réorientation inverse menant à l'auto-accommodation semble complète. Dans le cas du Ni-Ti, l'effet semble moins prononcé. Il faudrait investiguer à des températures plus basses pour voir si éventuellement il y a retour complet. Pour ce Cu-Al-Ni, il y a un mode mixte de déformation par réorientation et induction de phases différentes sous contrainte; la déformation en réorientation de variantes ne semble revenir qu'au chauffage. Le cas du In-Tl s'explique par une évolution du taux de relaxation avec la température. Le retour complet de la déformation par réorientation de variantes $T \leq -45^\circ\text{C}$ est rendu possible par un faible taux de relaxation. À température plus élevée, le taux de relaxation de la réorientation est graduellement plus élevé et des déformations pseudoplastiques apparaissent au déchargement. Ces déformations disparaissent, par effet mémoire, au chauffage. Le même phénomène se produit dans le Ti-Ni et le Cu-Al-Ni, mais ceux-ci ont des taux de relaxation quasi-instantanés; ce qui n'empêche pas le Cu-Al-Ni d'avoir ses transformations subséquentes.

Peu de données sont disponibles en compression (fig. 1-21 et 1-22) et les données sont souvent reportées, dans des cycles ayant commencé en traction ce qui ne permet pas de comparer avec le chargement en traction, puisque les cycles thermomécaniques sont différents (figure 1-23). Il y a moins de problèmes lorsque la déformation au déchargement est nulle, mais comme il y a une modification de la microstructure au sens

de la germination de martensite orientée, il serait préférable d'utiliser des éprouvettes vierges pour effectuer les tests séparément afin de comparer à la fois les cycles d'induction de martensite en compression et en traction ainsi que les réorientations à partir de chaque état si le retour pseudoélastique n'est pas complet.

Les comportements en traction et en compression semblent différer pour certains matériaux (fig. 1-21, 1-22), tandis que pour d'autres leur allure est très semblable.

Encore moins de données sont disponibles pour des conditions multi-axiales. El Amrani et al. [17] ainsi que Sun [27] font référence à des résultats bi-axiaux dans le cadre de la détermination de l'enveloppe de début et de fin de la TM. Les résultats de simulation microstructurales montrent que les enveloppes varient selon la variante activée et que pour certaines variantes, le comportement est semblable en traction et en compression, tandis que pour d'autres il est différent (fig.1-24, 1-25 et 1-26). Ce détail peut peut-être expliquer la différence entre les courbes de la figure 1-21. Les polycristaux qui ont des orientations équiprobables donnent probablement des résultats plus homogènes.



Traction et Compression pour des variantes de type 2-11-12 r

Figure 1-24 Déformation en traction et en compression pour des variantes de type 2-11-12 modifiées pour simuler une transformation isovolumique [17]

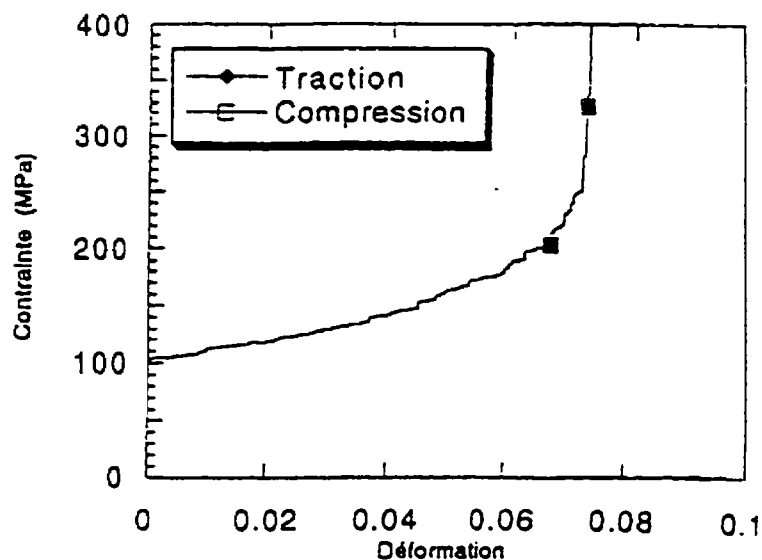


Figure 1-25 Réponse identique à la traction et à la compression pour des variantes de type 0-1-1. [17]

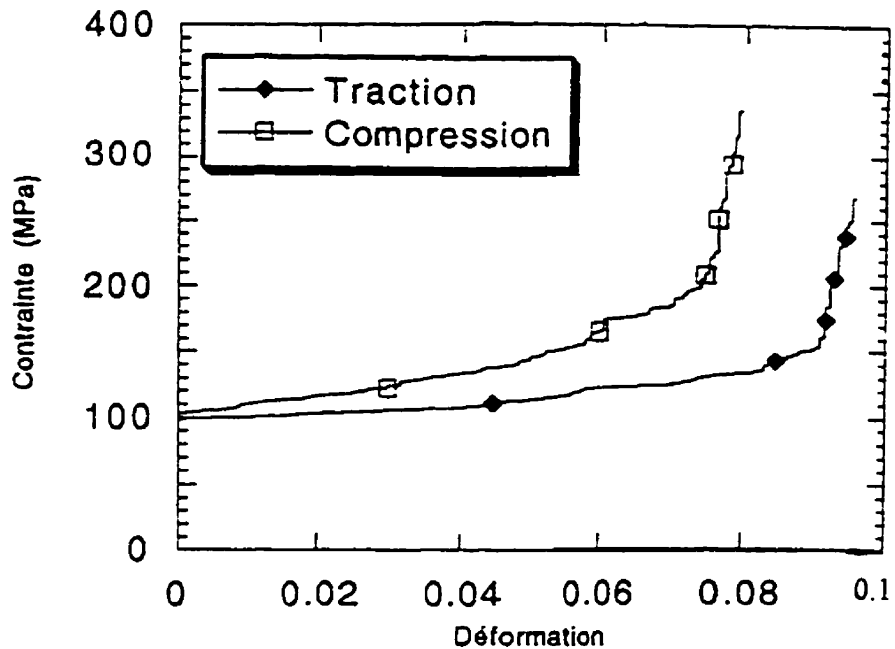


Figure 1-26 Différence de comportement obtenu entre la traction et la compression pour des variantes de type 2-11-12. Simulation réalisée pour 100 grains. [17]

1.3.5 Hystérésis et sous-cycles

Les auteurs qui abordent la question de l'hystérésis sont nombreux, mais ceux qui abordent les sous-cycles se font rares. Pourtant ces deux sujets sont fortement liés. Les sous-cycles sont issus de l'inversion du cours d'une déformation martensitique alors que celle-ci n'a pas atteint sa valeur maximale à l'aller et minimale au retour (figures 1-27 [28] et 1-28 [29]). On se doit d'être prudent dans l'interprétation de la figure 1-27 car elle provient d'une sollicitation axiale d'un ressort hélicoïdal dont la sollicitation n'est pas homogène (figure 1-29) Cette formulation est valide à la fois pour l'hystérésis observée en superélasticité lors de l'induction de martensite sous contrainte et pour l'hystérésis

caoutchoutique. Les mécanismes de déformations martensitiques dans les deux cas ne sont pas les mêmes. Dans le cas de la superélasticité, il n'y a pas de relaxation, contrairement au comportement caoutchoutique.

Les caractéristiques des sous-cycles sont les suivantes:

1. Tous les parcours observés sont restreints à l'enveloppe formée par le parcours qui mène à une déformation martensitique maximale puis à son retour à contrainte nulle (en excluant les phénomènes de relaxation).
2. Le point de départ d'un sous-cycle est le point dans l'espace T, σ, ε pour lequel il y a changement de signe de $d(\varepsilon_m)$ alors que $0 < \varepsilon_m < \varepsilon_{m\text{-maximum}}$.
3. Les sous-cycles tendent à aller rejoindre l'enveloppe de l'hystérésis. La forme de la courbe T, σ, ε et son lieu de rencontre avec l'enveloppe dépendent des caractéristiques de l'alliage.
4. Une fois qu'un parcours a rejoint l'enveloppe, les propriétés peuvent être considérées indépendantes de l'histoire du sous-cycle interne à cette enveloppe.

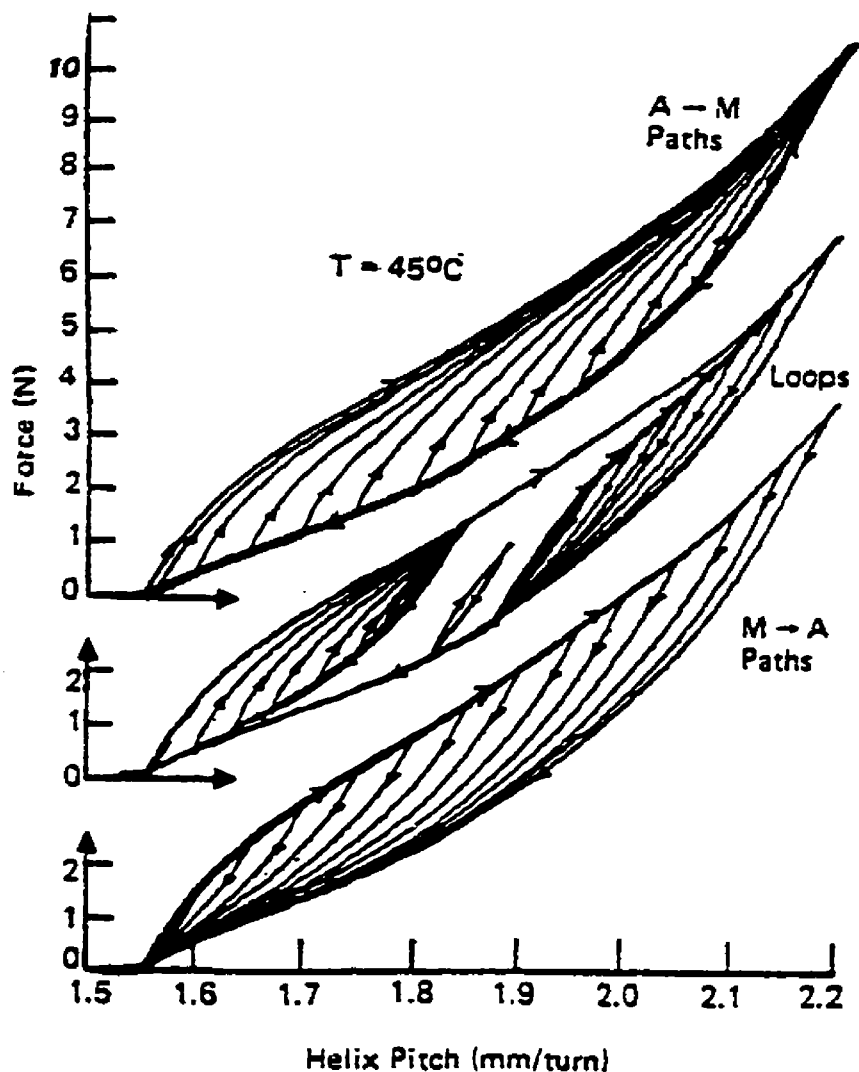


Figure 1-27 Mesures expérimentales montrant l'hystérésis isotherme selon les parcours thermodynamiques empruntés pour un ressort hélicoïdal de 2.8 mm fait de fil de Nitinol, TIMET heat 4609, de 0.61 mm. Ces parcours ont été déterminés comme indépendants de la vitesse de déformation sur une large plage de vitesse de déformation et stables sur une période de mesure étalée sur plusieurs années. [28]

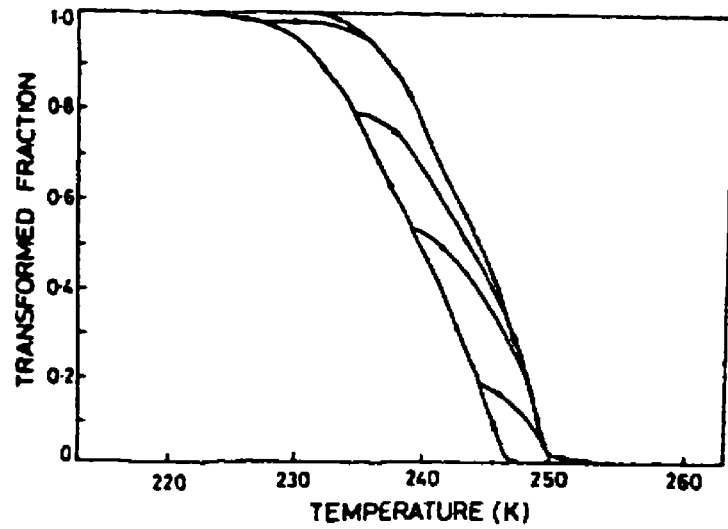


Figure 1-28 Fraction de phase martensitique en fonction de la température selon une variation de température à contrainte nulle [28]

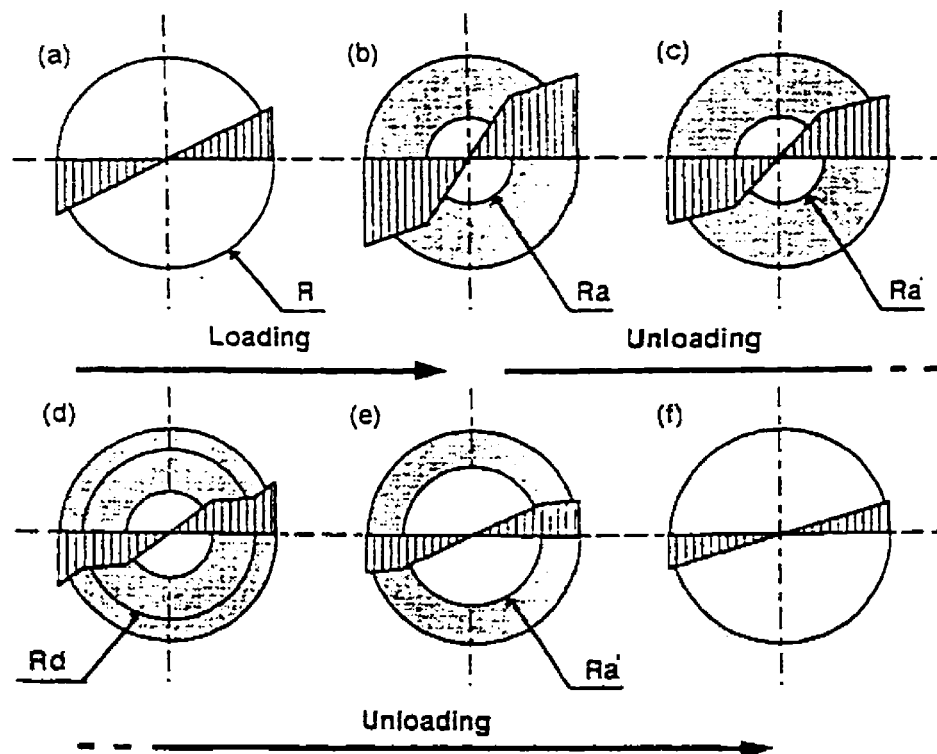


Figure 1-29 Distribution de contrainte de cisaillement sur le rayon d'une section de fil sollicité en torsion. [30]

1.3.6 Éducation

L'éducation est la mémorisation graduelle d'une deuxième forme à l'état martensitique. Une fois éduqué, le matériau se transformant à contrainte nulle ne se transformera plus en variantes autoaccomodantes, mais plutôt selon les variantes orientées qui correspondent à la deuxième forme mémorisée. Cependant, il ne peut fournir d'efforts mécaniques lors de cette déformation. Ce phénomène est appelé effet mémoire double sens et il est différent de l'« effet mémoire double sens assisté» qui lui est en fait un cycle thermique à contrainte déviatorique externe non-nulle. L'éducation est un effet secondaire de la fatigue pour les premiers cycles répétés dont il a été tiré profit pour plusieurs applications. La « fatigue » de cet effet de la fatigue est d'ailleurs étudiée.

L'origine de l'éducation reste un sujet de controverses. Stalmans et al. [22] parlent de structures asymétriques induites lors des premiers cycles de déformation qui assistent, par la suite, la formation préférentielle des variantes formées lors des déformations précédentes. Perkins & Sponholz [31] évoquent la possibilité que des restes de martensites, orientées dans la direction de déformations antérieures, stables même à $T > A_c$, soient responsable de la germination et de la croissance de variantes orientées sans contrainte externe. Les microdéformations plastiques accentuent le phénomène, mais ne sont pas nécessaires à son apparition. Une baisse de la qualité de la mémoire de forme vers la phase-mère est en outre observée.

Il est bien connu que quelques cycles, dans la déformation désirée, stabilisent les effets mémoire. Cependant, les caractéristiques telles que les températures de transitions sont modifiées (et conséquemment la forme de l'hystérésis), et des déformations résiduelles peuvent apparaître. L'ampleur de ces déformations dépend de l'alliage. L'exemple d'un Cu-Zn-Al (pas très performant en fatigue) est donné à la figure 1-30 [32].

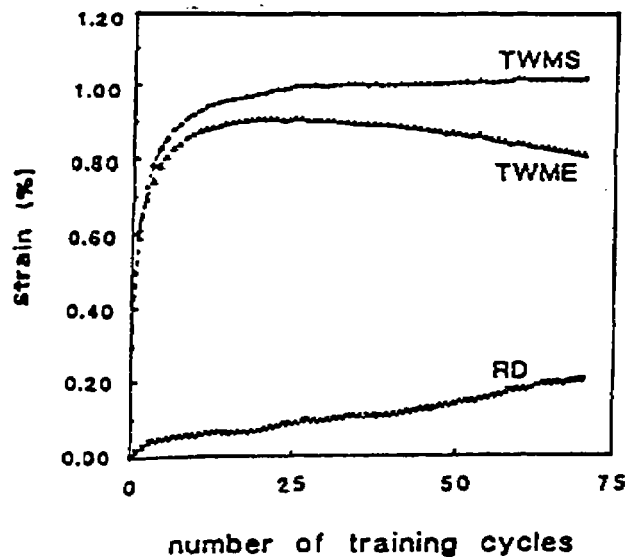


Figure 1-30 L'effet mémoire double sens (TWME) est la différence entre la déformation martensitique double sens (TWMS) et la déformation résiduelle (RD) de la forme austénitique. [32]

L'éducation introduit une anisotropie complexe dans le matériau et complexifie énormément la modélisation. La sensibilité des différents matériaux à l'éducation est variable et n'a pas encore été, au meilleur des connaissances, ni quantifiée, ni modélisée. En modélisant les microdéformations plastiques et les structures internes par des champs

élastiques internes, il est peut-être possible de modéliser les effets de l'éducation. Mais les lois de comportements de ces champs restent à être développées.

Pour l'instant, comme les AMF sont utilisés pour leur propriété de grandes déformations réversibles, la modélisation n'est pas appliquée pour une mise en forme finale, mais plutôt pour prévoir le comportement thermomécanique de l'AMF au travail, en déformation martensitique. L'éducation est un problème de fatigue à court terme. Si l'on doit modéliser un matériau uniaxial, on peut toujours le pré-cycler avant la caractérisation afin d'avoir des propriétés un peu plus stables. Les propriétés tendront à être anisotropes, mais n'affecteront pas les résultats dans l'axe unique de la modélisation.

La modélisation de l'éducation reste donc un objectif à long terme, et l'intégration de champs de contraintes internes de façon modulaire reste entièrement possible dans les modèles développés qui seront détaillés dans les chapitres suivants.

2. Fatigue dans la littérature

Pomey dans Leboiteux [33] entend par fatigue (ou "endommagement par fatigue") "la modification des propriétés des matériaux consécutive à l'application de cycles d'efforts, cycles dont la répétition peut conduire à la rupture des pièces constituées avec ces matériaux".

Si la fatigue est assez bien connue dans les matériaux classiques, elle n'en reste pas moins un phénomène statistique dépendant de nombreuses variables structurales au niveau du matériau. Parmi les alliages classiques, même si le phénomène reste semblable, il existe des différences notables dans les mécanismes d'endommagement et dans les modes de rupture. Les alliages à mémoire de forme sont également sensibles à la fatigue. Ils souffrent des mêmes mécanismes d'endommagement rencontrés dans les alliages classiques, auxquels se superposent d'autres mécanismes reliés aux déformations d'origine martensitique. De plus, contrairement aux alliages classiques, les AMF peuvent être influencés grandement par des cycles thermiques de basse amplitude (quelques °C). Ces cycles thermiques dans certaines plages de température causent des effets mécaniques sur les alliages à mémoire de forme.

Les propriétés spécifiques aux AMF sont liées à une transformation de phase du matériau. La définition de la fatigue doit donc être élargie afin d'en tenir compte. Deux approches sont utilisées pour classer les phénomènes de fatigue dans les AMF selon le type de sollicitation imposée ou bien par les effets observés. Van Humbeeck [34] considère trois différents types de fatigue :

1. Rupture causée par une sollicitation cyclique à déformation ou à contrainte contrôlée et à température constante. Dans un tel cas, il considère trois situations possibles:

- Le matériau reste en phase martensitique pendant la sollicitation.
- Le matériau reste en phase mère (β) pendant la sollicitation.
- La martensite est induite sous contrainte pendant la sollicitation à une température $T > A_f$.

2. Évolution des propriétés physiques et mécaniques liées aux cycles thermiques de transformation, telles les températures de transformation, l'hystérésis, l'effet mémoire double sens non-assisté.

3. Dégradation de l'effet mémoire par sollicitation cyclique thermique ou mécanique à l'intérieur ou à travers le domaine de transformation.

Malgré son aspect général, cette classification ne tient pas compte des points suivants :

1. Dans le premier cas:

- de cycles à contrainte (ou déformation) constante et à température variable;
- de cycles effectués dans le domaine de transformation;

2. Dans le deuxième cas:

- de l'évolution des propriétés fonctionnelles physiques et mécaniques liées à des cycles quelconques incluant des cycles mécaniques purs.

Dans le troisième cas, on peut considérer que le terme "effet mémoire" comprend implicitement les phénomènes d'effet mémoire simple sens, d'effet mémoire double sens non-assisté et de déformation superélastique (incluant l'effet mémoire double sens assisté).

Les alliages à mémoire de forme sont presque exclusivement utilisés pour leur effet mémoire; on peut ainsi parler, dans leurs applications, de cycles d'effet mémoire. Ces cycles d'effet mémoire peuvent être provoqués par des cycles mécaniques, thermiques ou mixtes. La plupart des auteurs se limitent au trois cas de base suivants : fatigue mécanique (effet pseudo-élastique), fatigue thermique avec un terme mécanique constant (effet mémoire double sens assisté), fatigue thermo-mécanique en alternance (effet mémoire simple sens). Le type de sollicitation peut varier, c'est à dire traction, compression, flexion, torsion ou occasionnellement un état mixte.

2.1 Sollicitations cycliques

2.1.1 Définitions

La complexité des cycles dans le contexte thermomécanique avec transformation de phase est plus grande que dans le cas de la fatigue classique. On peut observer dans un cycle soit une transformation de phase partielle ou complète, soit une sollicitation cyclique sans transformation de phase, ce qui dans la phase martensitique devient un cycle de réorientation de variantes. La complexité des phénomènes susceptibles de se produire simultanément explique qu'aucune théorie d'endommagement ou de combinaison de cycles différents n'ait encore été dégagée. Les travaux expérimentaux rapportent pour la plupart des cycles simples ou associés à une application spécifique.

Il n'y a pas d'unanimité sur l'appellation des familles de cycles possibles. Dans ce rapport, les termes suivants seront utilisés :

- Cycles thermiques:* Les cycles de transformation induits thermiquement sans contrainte ne présentent comme déformation macroscopique qu'une dilatation volumique (thermique et de transformation). La température varie de part et d'autre des températures de transformation, la contrainte externe est nulle et le matériau n'effectue pas de travail externe.
- Fatigue thermique:* Effets causés par des cycles thermiques. Ces cycles modifient le comportement de la transformation et influencent les comportements thermomécaniques subséquents.
- Cycles mécaniques:* Cycle de transformation martensitiques et inverses induites sous contrainte à température constante $T > A_f$, Cycles de réorientation des variantes de martensite à température constante $T < M_f$, Cycles mixtes d'induction de martensite et de réorientation de variantes à température constante $M_f < T < A_f$. La température ne varie pas, seule la contrainte change.
- Fatigue mécanique:* Effets causés par les cycles mécaniques.
- Cycles thermo-mécaniques:* Tous cycles où toutes les conditions suivantes sont observées : la température varie, la contrainte effective (interne ou externe) est non-nulle, constante ou variable. Les états thermo-mécaniques imposés durant le cycle induisent la transformation martensitique et/ou inverse, ou bien causent la réorientation cyclique des variantes de martensite.

<i>Fatigue thermo-mécanique:</i>	Effets causés par des cycles thermomécaniques.
<i>Vieillessement sous contrainte:</i>	Accélération du vieillissement par des variations de température et/ou de contrainte qui n'induisent pas de transformation ou de réorientation de martensite.

2.1.2 Cycles mécaniques

En fatigue classique, la vie d'une pièce est caractérisée par une période d'amorce de fissure, une période de propagation stable et finalement une propagation instable suivie de la rupture. Il en est de même pour les AMF, même si les effets de la transformation martensitique influencent la durée de ces étapes. Dans cette section, peu d'attention est donnée aux performances en mémoire de forme de l'alliage ou aux déformations finales. Seule l'intégrité physique et quelquefois la fonctionnalité du matériau sont mises en cause lors des sollicitations. Il y a eu plusieurs tentatives d'appliquer des méthodes classiques de caractérisation de la fatigue aux AMF. Toutefois, lors d'analyse des données, une attention particulière doit être portée sur les phases en jeu pour les domaines de température et de contrainte que balaie le cycle. En effet, les modes de déformation et les facteurs influants sur l'initiation et la propagation de fissures ne sont pas les mêmes pour les différentes phases, sans compter les effets de transition.

Par exemple, Miyazaki & Ohtsuka [35] présentent à la figure 2-1 des courbes de longévité en fatigue $\sigma-N$ pour trois polycristaux de Cu-Al-Ni ayant différentes compositions, différentes températures de transitions (et peut-être différents types de martensites). Le

spécimen A reste complètement en phase mère tout au long du cycle. Le spécimen B est initialement en phase-mère, mais se transforme durant le cycle (jusqu'à quel point, ce n'est pas détaillé, la transformation inverse a-t-elle lieu?). Le spécimen C, est complètement martensitique.

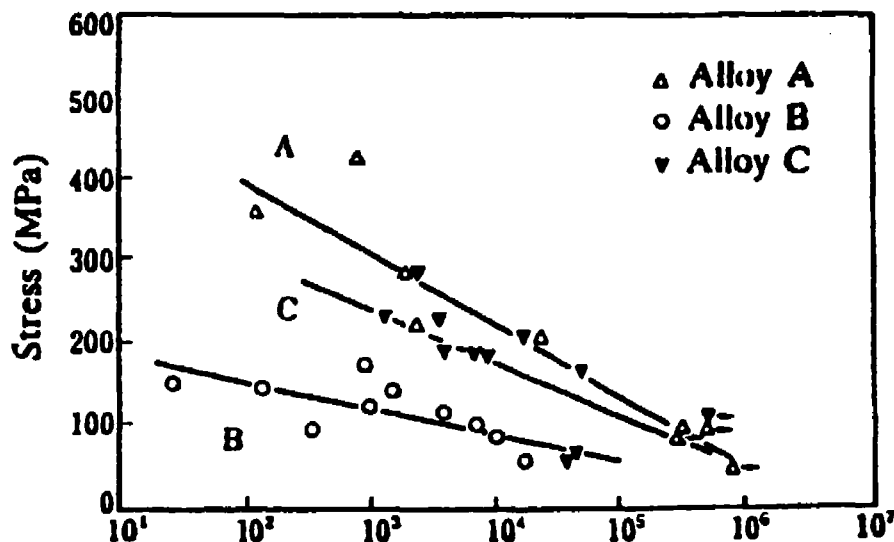


Figure 2-1 Durée de vie en fatigue mécanique de polycristaux de Cu-Zn-Al [35].

Ce sont trois Cu-Al-Ni, mais on pourrait difficilement les comparer si l'on regardait leurs courbes contrainte-déformation pour des cycles identiques (celles-ci ne sont pas fournies par les auteurs), parce que les courbes caractéristiques et les modes de déformation dans chaque cas sont fondamentalement différents. Cependant cette figure a l'utilité de faire ressortir les facteurs qui influencent l'initiation et la propagation de fissures.

- Les spécimens A, qui offrent les meilleures performances, sont sollicités dans le domaine élastique linéaire de la phase-mère et peuvent être considérés comme des cas de fatigue classique.

- Les spécimens B, qui présentent les moins bonnes performances, effectuent des cycles dans le domaine superélastique, donc avec hystérésis. Ils sont les seuls spécimens à subir des transformations de phases austénite-martensite cycliques. Les fractions de phases étant reliées aux contraintes appliquées, les spécimens B cyclés aux plus grandes contraintes (qui procurent une durée de vie très limitée) subissent plus de transformation de phases que les spécimens B cyclés à des niveaux de contraintes plus faibles. Aussi, le module de rigidité lors de la transformation étant faible, une petite augmentation de contrainte implique une grande augmentation de déformation de transformation. Ces résultats sont donc, dans une courbe $\sigma-N_f$, difficilement comparables même pour les spécimens B entre eux (et ce, même dans les meilleures conditions: sans variabilité de la contrainte d'induction de transformation $\sigma_{Ms}(T)$ parmi les échantillons B; et aucune variation de température pendant les essais).
- Enfin, dans les spécimens C, le mode de déformation résulte d'un mouvement d'interfaces martensite-martensite dont l'amplitude dépend de la température, de la contrainte et de l'histoire thermomécanique du matériau. De plus, comme il y a un processus de relaxation menant à des déformations pseudo-plastiques, le premier cycle différera d'autant plus du cycle N que la contrainte sera grande.

Les modules de rigidités des trois modes de déformations sont très différents. Donc pour la même contrainte, on obtient des déformations différentes. Ainsi, un graphique de déformation en fonction du nombre de cycles rendrait plus évidentes les propriétés de ces alliages. Aussi, les droites des moindres carrés ne rendent pas justice aux spécimens C

puisque seuls les résultats à forte contrainte et faible nombre de cycles pour les spécimens A remontent la droite et que pour les spécimens C, aucun résultat n'est inclu résultant en un faible nombre de cycles. Enfin, tous ces échantillons ont subi des ruptures intergranulaires et on observe une variabilité au niveau des résultats.

D'autres courbes de durée de vie en fatigue mécanique $\sigma-N_f$ sont montrées aux figures 2-2 et 2-3 [34], mais leurs grandes dispersions en font des outils qualitatifs. Dans les courbes à une température supérieure à A_f , des figures 2-4, 2-5 et 2-6 [36], le genou correspond à la contrainte d'induction de martensite. On peut constater à la figure 2-4 [36] que la position du genou augmente en contrainte avec la température pour un même alliage. Cette augmentation devrait normalement être une fonction linéaire de la température, mais une contrainte maximale d'induction de la martensite est observée et une limite d'écoulement survient à haut niveau de contrainte.

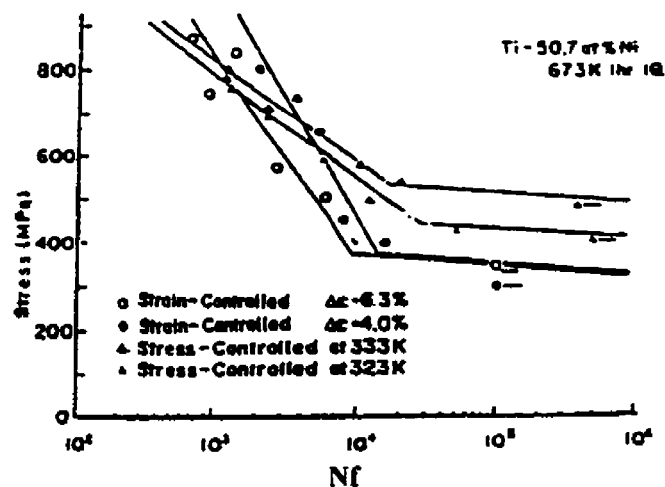


Figure 2-2 Durée de vie en fatigue mécanique contrôlée par la contrainte et par la déformation pour un Ti-50.7at%Ni[34].

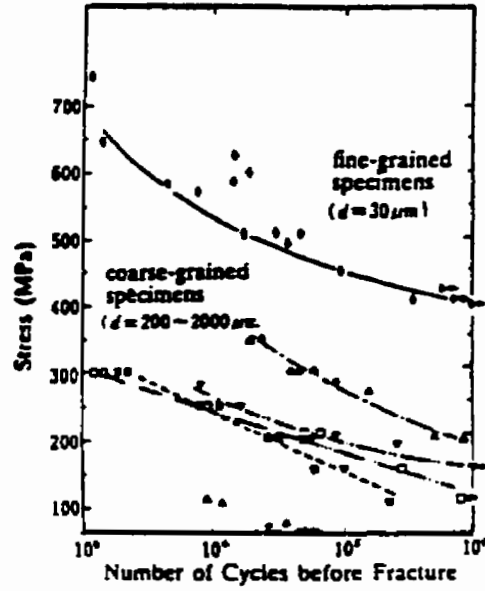


Figure 2-3 Durée de vie en fatigue mécanique de Cu-Zn-Al polycristallins pour différentes tailles de grains [34].

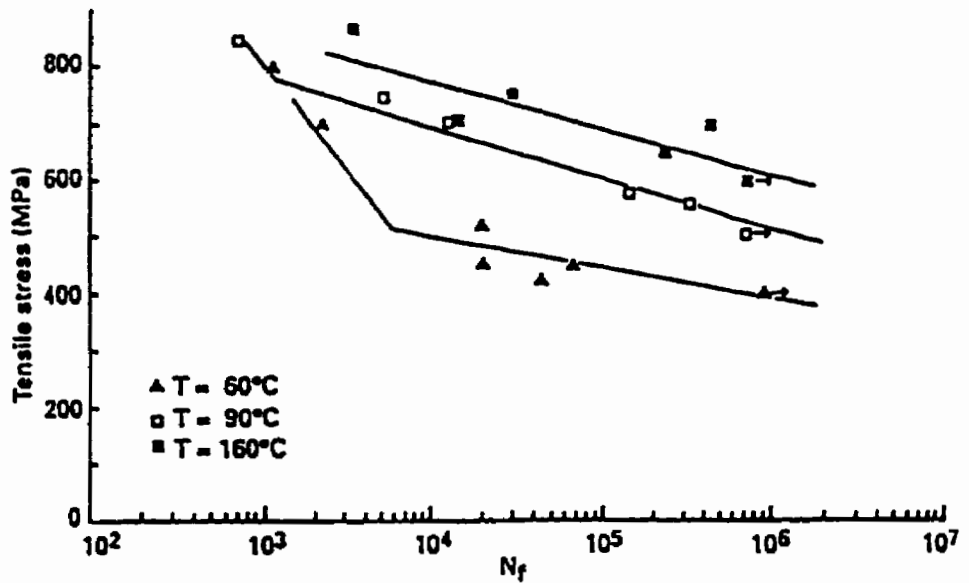


Figure 2-4 Effet de la température sur la vie en fatigue d'un Ti-50.8Ni recuit à 400°C pendant 1 heure et refroidi graduellement au four [36].

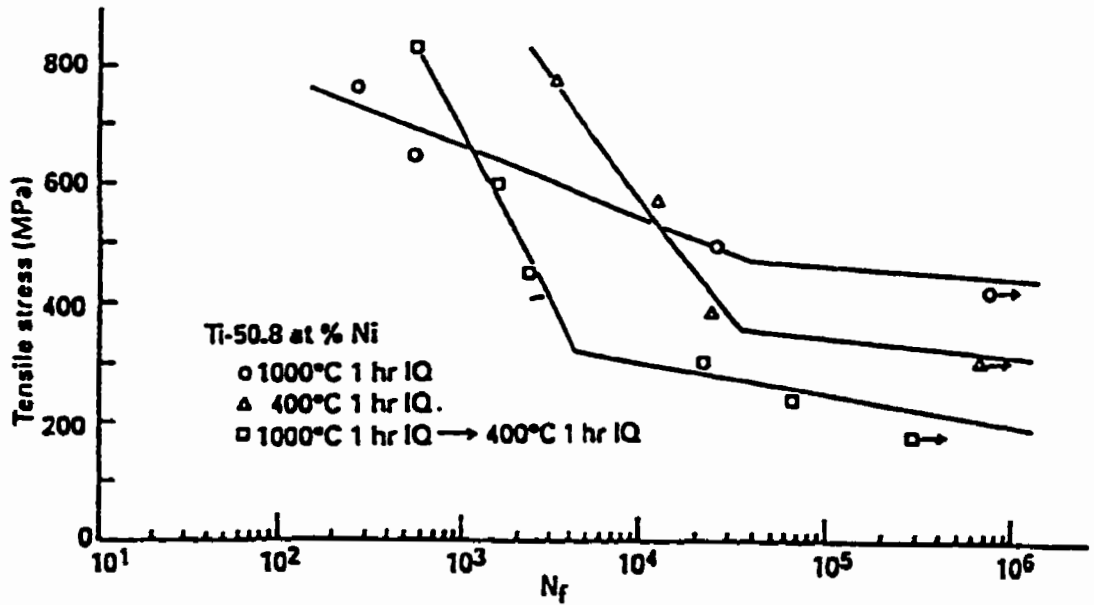


Figure 2-5 Effet du traitement thermique sur la vie en fatigue d'un Ti -50.8% Ni testé à température constante [36].

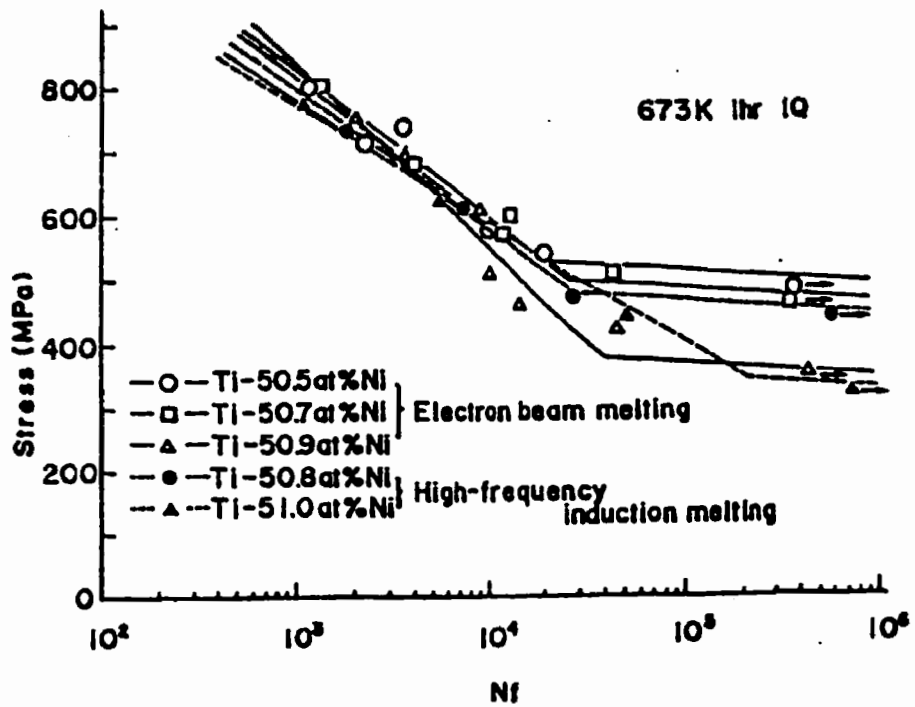


Figure 2-6 Effet du mode de fabrication et des inclusions TiC sur la vie en fatigue [36].

Concernant les vitesses de fissuration, les AMF répondraient de façon assez classique (fig. 2-7 [37] et fig. 2-8 [34]) et présentent un régime de Paris ($da/dN) = C(\Delta K^a)$ où a est la longueur de la fissure, et $\Delta K = \sqrt{(\pi \cdot a)(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})}$.

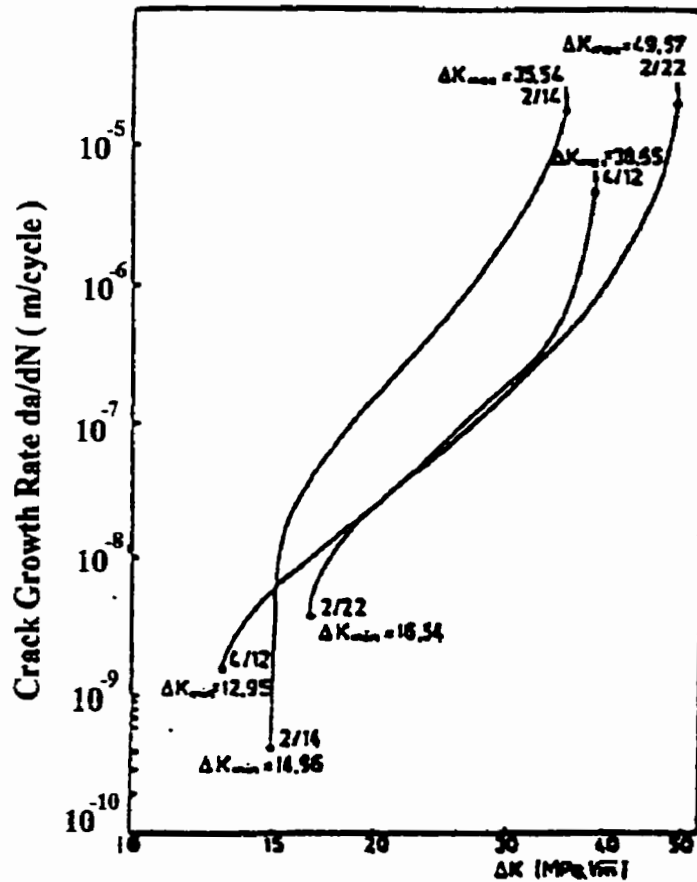


Figure 2-7 Croissance des fissures de fatigue pour plusieurs Cu-Zn-Al. La croissance est plus rapide pour un alliage dans sa phase β stable que pour le même alliage déformé à chaud puis mis en solution ou pour un alliage semblable en phase martensitique [37].

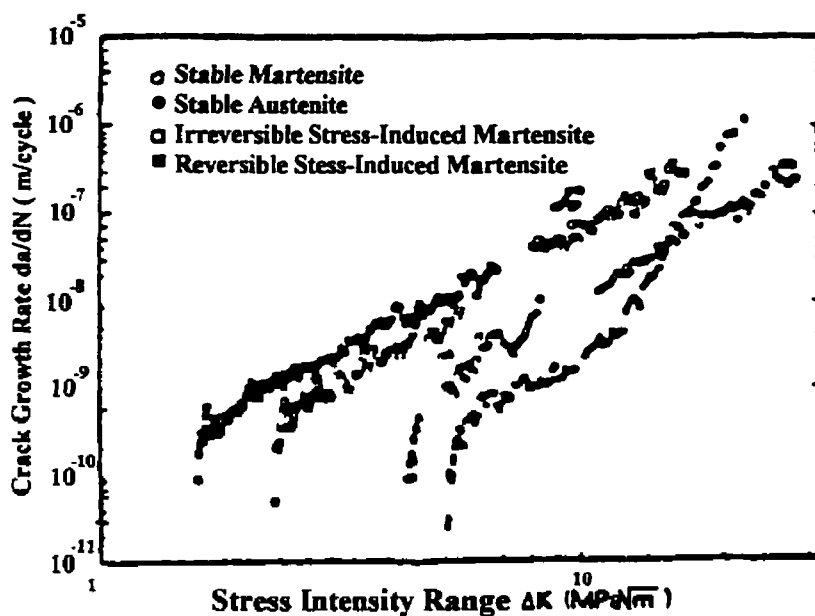


Figure 2-8 Variation des taux de croissance des fissures en fonction du facteur d'intensité de contrainte à température ambiante pour des Ti-Ni quasi-équiatomiques ayant des transformations de phase à des températures différentes [34].

Pour les alliages cuivreux surtout, une grande différence existe entre les monocristaux et les polycristaux. Dans les monocristaux la rupture se produit, évidemment, à l'intérieur du grain : la densité de dislocations augmente avec le nombre de cycles, la martensite résiduelle ne se retransforme plus en phase-mère et des microfissures se développent aux cisaillements de l'interface phase-mère/martensite [38]. Van Humbeeck [34] en tire les conclusions suivantes :

- Pour les monocristaux, la durée de vie en fatigue (jusqu'à rupture) est pratiquement indépendante de la déformation, de l'orientation cristalline et même de la contrainte appliquée.

- Dans des monocristaux de Cu-Al-Ni, il a été observé que les fissures peuvent apparaître d'abord parallèlement aux plaquettes de martensite induites sous contrainte, aux interfaces phase-mère/ martensite ou aux interfaces entre les variantes de martensite.
- Des expériences sur les Cu-Zn-Al [34,38] montrent que les structures de dislocations formées graduellement à l'intérieur du cristal agissent comme des obstacles locaux à la transformation. Ce qui, à cause du cisaillement martensitique, crée à la surface des échantillons des extrusions ou des trous qui avec un nombre croissant de cycles se rejoignent pour former des fissures continues.

Dans les polycristaux, les joints de grains dans les AMF ordonnés à grande échelle comprennent des sites de forte incompatibilité due à la grande anisotropie élastique des grains. Ces alliages sont habituellement très friables, comme par exemple le composé intermétallique β CuZn. La fatigue des AMF polycristallins se traduit de façon prédominante par des ruptures aux joints de grains [34, 35, , 38]. Dvorak et al. [39] ont obtenus quelques résultats de fatigue sur des Cu-Zn-Sn ayant différentes tailles de grains. Les déformations résiduelles sont minimales pour les grains de taille maximale, c'est à dire qui tendent vers le monocristal.

La préparation et le fini de la surface des échantillons jouent un rôle décisif sur le nombre de cycles à la rupture [34, 40]. Tautzenberger et al. [41] montrent à la figure 2-9 l'influence sur la durée de vie en fatigue de fils de Ni-Ti-10%Cu en cyclage thermomécanique. Hornbogen [37] rapporte qu'un pré-cyclage thermique peut augmenter la vie en fatigue superélastique (fig. 2-10). Il est cependant possible que la différence soit, en partie, due à la différence de températures de transformation entre les deux spécimens (précyclés ou

non) par rapport à la température de l'expérience. D'ailleurs, les deux courbes montrent des genoux à des contraintes différentes. Il serait intéressant d'avoir des résultats pour des contraintes d'induction de martensite identique, quitte à effectuer les essais à des températures légèrement différentes.

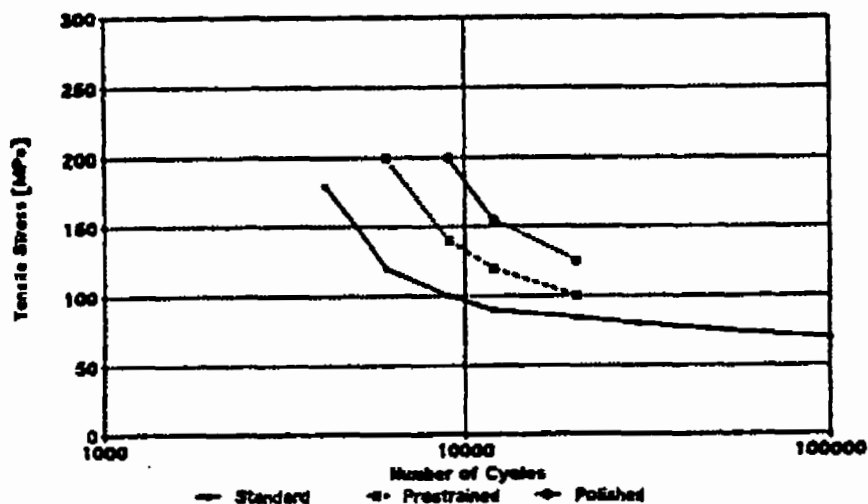


Figure 2-9 Influence du fini de surface sur la durée de vie en fatigue [41].

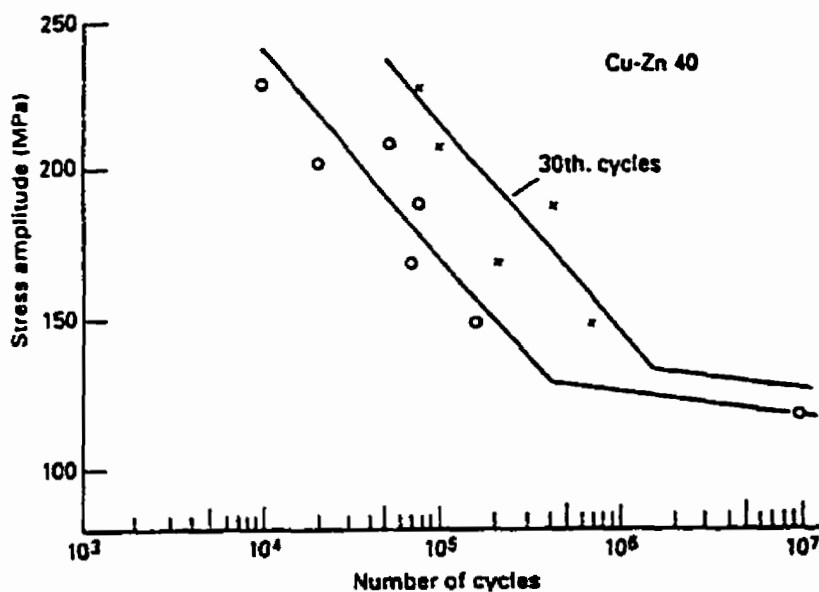


Figure 2-10 Effets d'un précyclage thermique sur la vie en fatigue à 20°C pour un Cu-Zn-Al. L'alliage a subi 30 cycles thermiques de transformation [37].

2.1.3 Cycles thermiques

Van Humbeeck [34] expose les résultats d'une revue de littérature sur l'effet du cyclage thermique de plusieurs AMF (cuivreux pour la plupart). Selon lui, certains auteurs rapportent une augmentation de M_s avec le nombre de cycles, alors que d'autres rapportent l'inverse pour le même type d'alliage. Des contradictions similaires existeraient pour les autres températures de transformation et l'hystérésis. Il en conclut qu'en acceptant comme corrects tous ces résultats, il s'ensuit que plusieurs mécanismes sont actifs durant le cyclage thermique avec des effets opposés. D'un côté, l'introduction de défauts a tendance à stabiliser la phase dans laquelle ces défauts ont été créés [13, 34, 42, 43]. D'un autre côté, ces mêmes défauts peuvent servir de sites de germination pour la transformation et augmenter à la fois la friction interne et faire ralentir l'évolution de la transformation de phase et de sa transformation inverse [13, 34, 36, 42, 43]. La densité et la configuration de ces défauts peuvent aussi être influencées par la taille des grains puisqu'il y a concentration de contraintes d'accommodation aux joints de grains. Les défauts peuvent aussi changer l'ordre local des phases, augmentant localement les températures de transformations [34, 36], ce qui a pour effet d'accroître aussi l'étalement de la transformation.

Plusieurs auteurs utilisent la DSC pour mesurer les échanges thermiques, déterminer les températures critiques et suivre l'évolution de la transformation martensitique durant un balayage de température. Perkins & Muesing [13] rapportent des résultats obtenus avec un Cu-Zn-Al pour 20 cycles (fig. 2-11, 2-12 et 2-13). Les courbes de DSC ne sont pas

publiées, mais le premier auteur montre dans un autre article (Adachi et Perkins[42]) des résultats de 30 cycles pour deux échantillons de Cu-Zn-Al dont un a été vieilli à température ambiante $T > A_f$ pendant six mois. Adachi et Perkins [42] laissent entendre que la transformation martensitique ne serait pas parfaitement thermoélastique durant les tous premiers cycles et qu'elle présenterait certains " sauts " limités visibles sur les courbes de DSC (figure 2-14). Ces sauts sont présents même sur l'échantillon vieilli, mais disparaissent dans les deux cas dès les premiers cycles. Une stabilisation locale d'une fraction de la martensite est observée dans les premiers cycles [13, 42, 44].

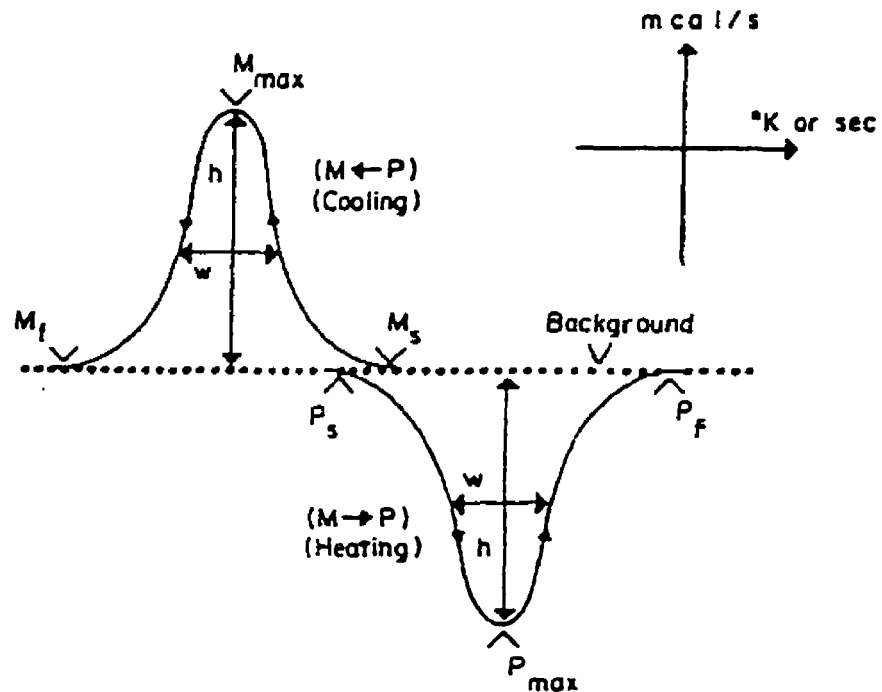


Figure 2-11 Profil schématique d'un essai de DSC pour les transformations P-M et M-P, définissant les paramètres cinétiques, incluant les températures de transformations M_s , M_{max} , M_f , P_s , P_{max} , P_f ainsi que les valeurs crêtes et la largeur à mi-crête [13].

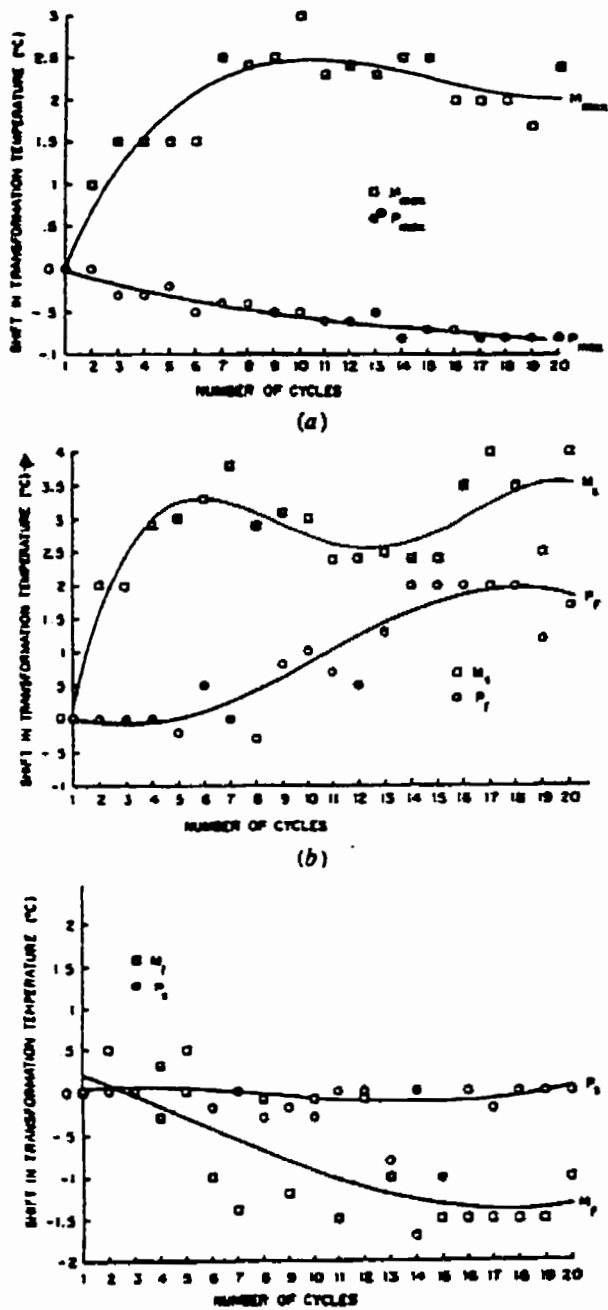


Figure 2-12 Variation des températures de transformation pour des cycles entre 240°K et 340°K : (a) M_{max} et P_{max} en fonction du nombre de cycles de transformation complète : (b) M_s et P_f et (c) M_f et P_s [13].

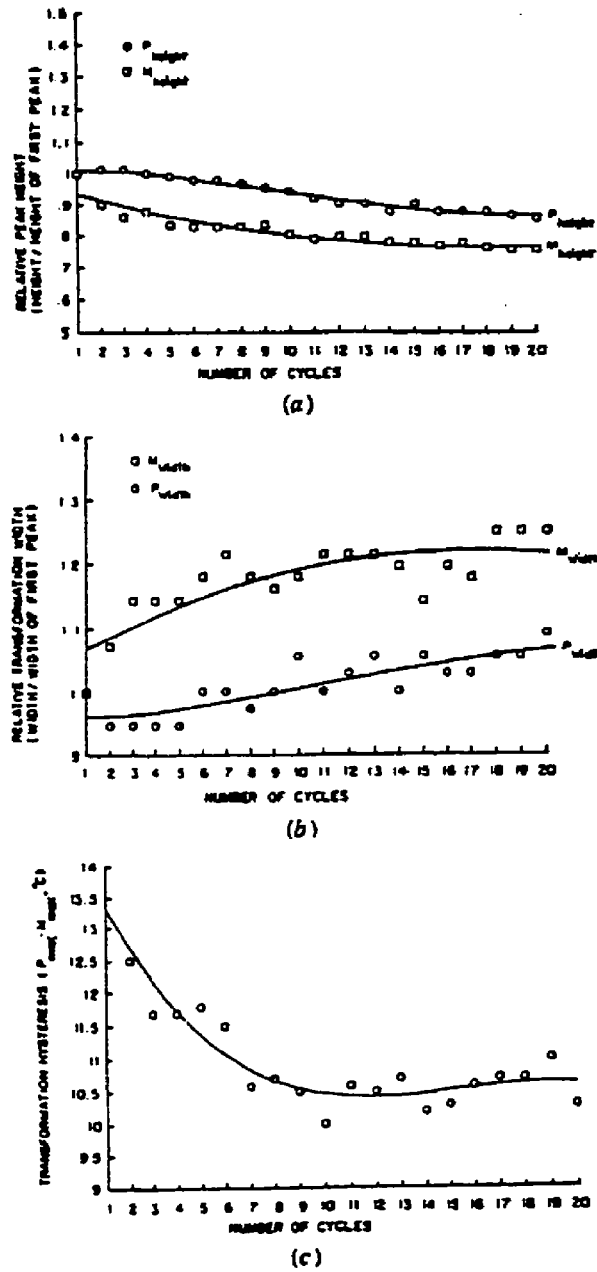


Figure 2-13 Variation des facteurs de forme de la DSC et de l'hystérésis due au cyclage entre 240°K et 340°K; (a) valeur crête en fonction du nombre de cycles, (b) largeur à mi-crête, c) hystérésis de transformation $P_{max} - M_{max}$ [13].

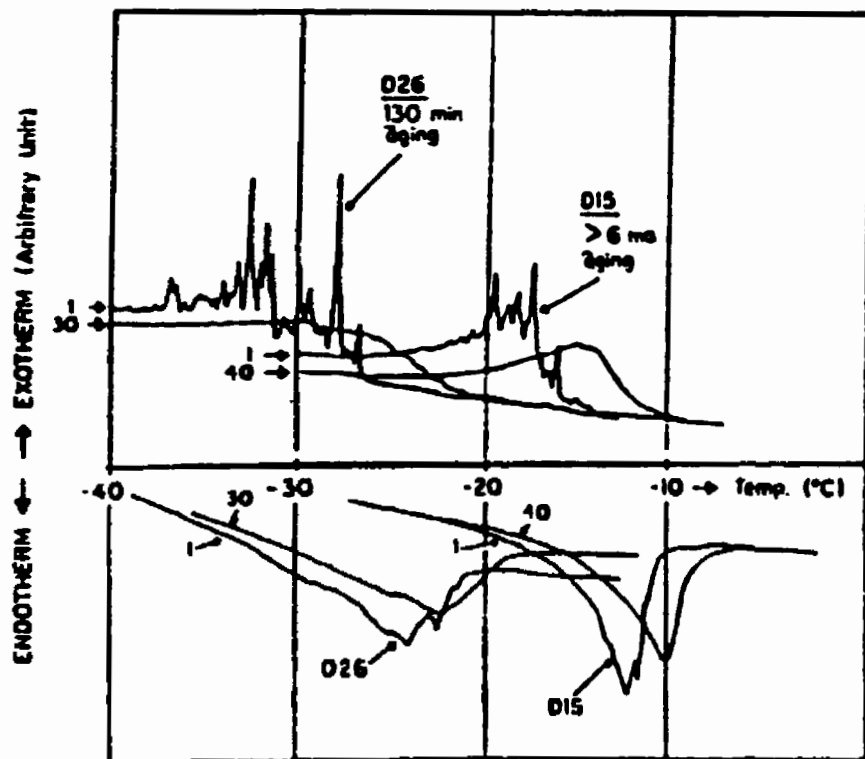


Figure 2-14 Profils de DSC obtenus à un taux de 2.5 deg/min pour un échantillon après trempe et revenu (D26) et pour un échantillon vieilli à température ambiante pendant plus de six mois (D15) [42].

Fisher et al. [43] examinent l'effet du vieillissement sur la fatigue thermique dans un Cu-Al-Ni. Des pics ont été observés lors des premières transformations martensitiques et inverses, bien que plus arrondis. Une stabilisation prononcée de la martensite est également observée. La mémoire microstructurale des sites de germination n'est pas observée, donc la martensite résiduelle ne joue pas de rôle pour la germination de variantes semblables. Les températures de transformations en fonction du nombre de cycles sont présentées à la figure 2-15.

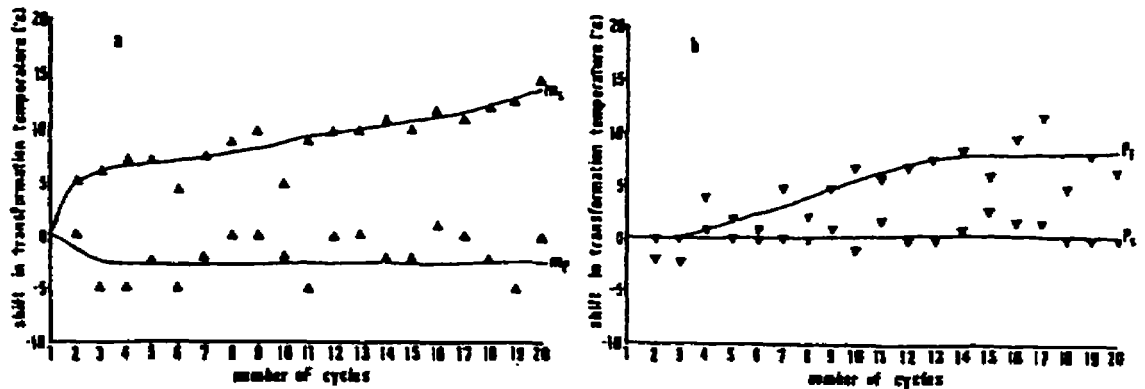


Figure 2-15 Effets du cyclage thermique sur un Cu-14%Al-3.4%Ni; (a) M_s et M_f , (b) P_s et P_f [43].

Airoldi et al. [45] présentent aussi des résultats de DSC de sept alliages de Ni-Ti et incluent également les chaleurs spécifiques de transformation. Le tableau 2-1[45] résume leurs expériences. Selon eux, les chaleurs spécifiques de transformation sont liées à la stabilisation dans les premiers cycles et au traitement thermique que l'alliage a reçu. Ils avancent également l'hypothèse que la chaleur spécifique de la transformation martensitique est une fonction linéaire des températures de transformations. La vérification de leur hypothèse à l'aide de données expérimentales est montrée à la figure 2-16 [43]. Des calculs approximatifs à l'aide des données de Perkins [13] portent à croire que cette hypothèse n'est pas valide pour les cuivreux.

Tableau 2-1 Effets de cycles thermiques sur des alliages Ni-Ti tels que mesurés par DSC [45].

Specimen Code	at % Ni Start Composition	M_s (C)	ΔH (J/g) P \rightarrow M	A_s (C)	ΔH (J/g) M \rightarrow P	Cycle
B-ITM+	50	36.3	31.3	53.6	32.3	1st
		35.0	31.2	51.3	32.1	2nd
		30.7	30.7	47.9	33.2	10th
G-ITM	50.4	28.7	30.1	41.5	32.1	1st
		27.4	29.6	40.4	32.7	2nd
		20.9	27.8	36.7	31.4	10th
		19.2	27.9	36.3	31.2	11th
HR-J+	50	18.0	27.3	29.0	29.9	1st
		16.2	26.9	27.7	30.1	2nd
		9.4	25.2	23.6	30.7	10th
E-J	50.5	8.3	23.1	2.3	24.4	1st
		7.1	22.7	-21.5	24.5	2nd
		2.9	22.3	-19.8	22.6	10th
C2-J	50.5	-6.7	21.8	-22.1	24.2	1st
		-8.7	22.1	-22.5	23.4	2nd
		-18.7	21.0	-25.7	23.1	10th
		-20.8	20.6	-27.3	21.6	12th
C1-J	50.5	-15.2	21.6	-20.9	24.9	1st
		-16.4	21.5	-19.0	23.4	2nd
		-19.1	21.6	-18.9	22.5	10th
F-TT-ITM	50.5	-33.7	18.6*	9.8	21.0	1st
		-33.9	18.8*	9.8	21.0	2nd

+ Specimens showing a single DSC peak on cooling.

* The quoted values include the P \rightarrow R and R \rightarrow M phase change steps.

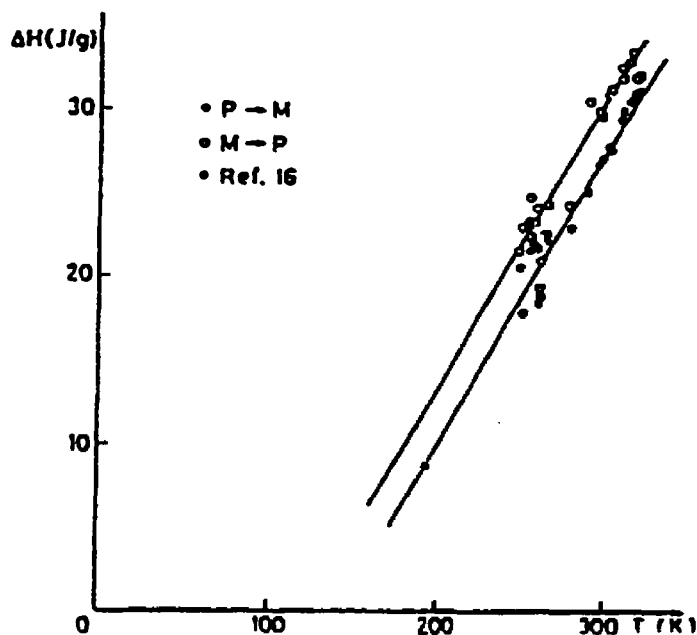


Figure 2-16 ΔH P-M et ΔH M-P en fonction de $(T_0 = (A_s + M_s)/2)$ [43].

D'autres auteurs utilisent des mesures de résistivité pour déterminer les températures critiques de transformation. Tadaki & al. [46] comparent les effets de 10 000 cycles thermiques de transformation pour deux échantillons Cu-Zn-Al ayant des microstructures différentes, le premier ayant une phase mère de type DO₃ et le deuxième de type B2. Les courbes de résistivité en fonction de la température sont montrées à la figure 2-17 pour le premier et le dernier cycle des deux échantillons. La figure 2-18 montre l'évolution de la température M_s selon le type de microstructure de la phase-mère. Les tendances des autres températures caractéristiques de transformation ne sont pas rapportées.

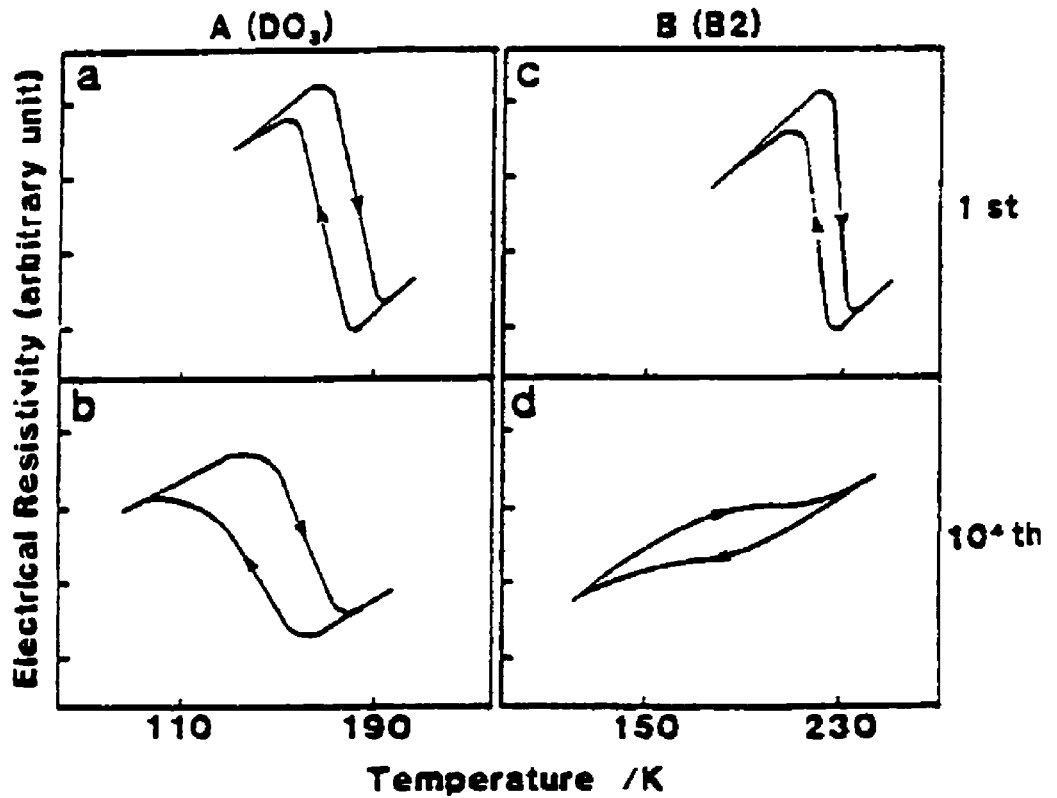


Figure 2-17 Résistivité en fonction du balayage de température; (a) et (c) pour le premier cycle thermique des alliages A et B respectivement, (b) et (d) pour le dix millièème cycle thermique des alliages A et B respectivement [46].

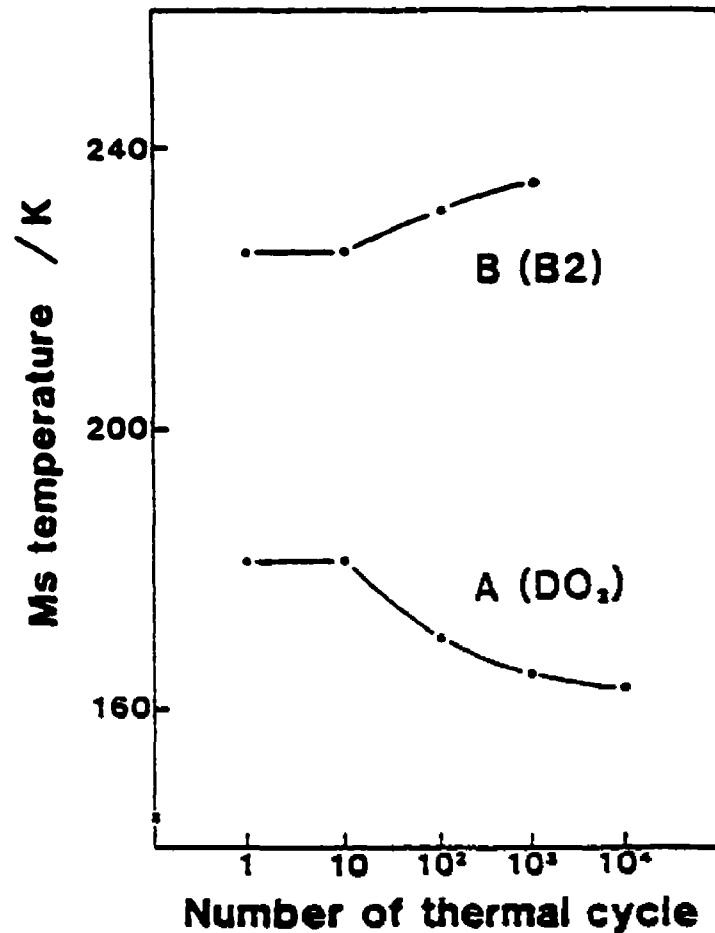


Figure 2-18 Variation de la température M_s des alliages A et B en fonction du nombre de cycles thermiques [46].

Miyazaki [36] compare l'évolution de quelques alliages de Ni-Ti et donne une méthode pour diminuer les effets du cyclage thermique sur les Ni-Ti. La microscopie électronique révèle l'apparition de dislocations durant les premiers cycles thermiques. La densité et les angles associés augmentent avec le nombre de cycles [13, 36, 47] et le cyclage thermique tend à désordonner l'alliage [46]. Les dislocations se retrouvent sous forme d'arrangements particuliers : bandes, peignes et enchevêtrement des dislocations [48]. Les champs de contraintes générés par ces dislocations ont pour effet de gêner la transformation

martensitique et de diminuer M_s et M_f [13, 36, 47]. L'augmentation de la plage de températures M_s - M_f peut aussi être expliquée par l'aspect local de l'effet de ces champs de contraintes. Aussi les effets prémartensitiques observés par résistivité ne sont pas affectés par ces champs de contraintes [36, 47].

Les types de microstructures martensitiques qui varient avec le nombre de cycles thermiques ont aussi été observées au microscope électronique [45, 46]. De plus, la taille moyenne des plaquettes de martensite diminue avec le nombre de cycles à cause de l'augmentation des dislocations, ce qui tend à augmenter l'énergie d'interface et donc à hausser légèrement M_s et A_s , à baisser M_f et A_s , et ainsi à déplacer en moyenne l'hystérésis vers une température plus basse [49].

Comme c'est l'introduction de dislocations qui produit ce type d'effet lors du cyclage thermique, il est possible selon Miyazaki [36] de supprimer ces effets en introduisant une fine microstructure interne, ce qui augmente la contrainte minimale de glissement pour la création de nouvelles dislocations. Pour les Ni-Ti avec plus de 50.5%Ni, il est possible par traitement thermique d'obtenir de fins précipités de Ti_3Ni_4 qui sont efficaces pour contrer les effets du cyclage thermique. Un recuit, effectué à une température plus faible que la température de recristallisation, réarrange les dislocations introduites par la mise en forme. Les dislocations réarrangées thermiquement peuvent être efficaces pour augmenter la contrainte minimale de glissement et pour stabiliser l'alliage lors du cyclage thermique. Les effets d'un précyclage mécanique sont semblables, mais ils nécessitent de grandes déformations, ce qui nuit par la suite à la mémoire de forme. Les courbes de résistivité en fonction de la température de quelques alliages mentionnés sont montrées aux figures 2-19, 2-20 et résumées au tableau 2-2 [36].

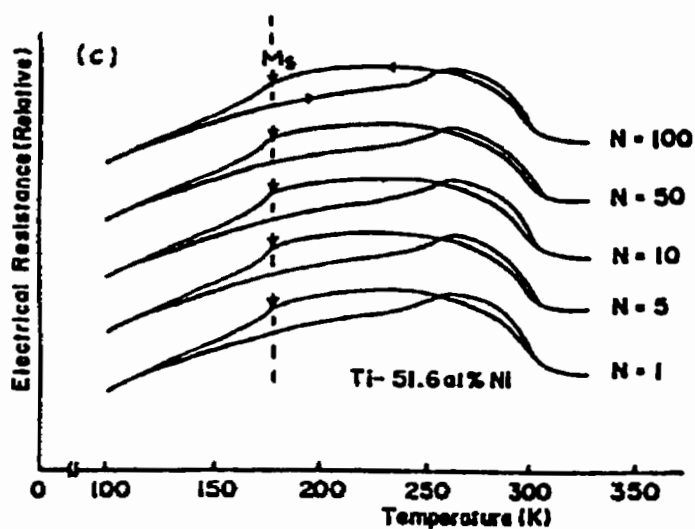


Figure 2-19 Effets des cycles thermiques sur les courbes de résistivité en fonction de la température pour un Ti-51.6%Ni qui a subi un vieillissement contrôlé à 400°C pendant une heure, puis mis en solution à 1000°C. [36]

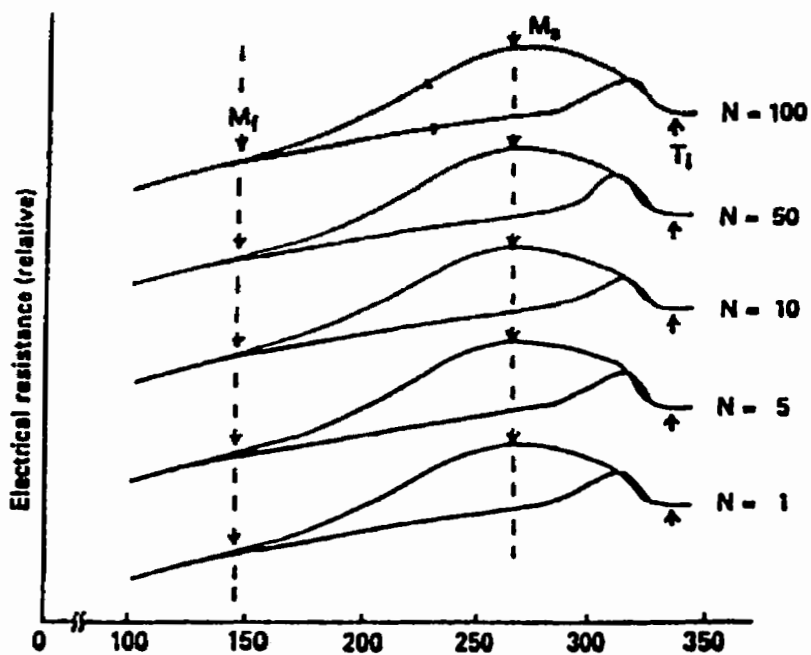


Figure 2-20 Effet des cycles thermiques sur les courbes de résistivité en fonction de la température pour un alliage Ti-49.8%Ni recuit à 1000°C pendant une heure sans mise en solution préalable après mise en forme à froid [36].

Tableau 2-2 Effet des cycles thermiques sur des alliages Ni-Ti selon la microstructure [36].

	Ni-Content (at%)	Heat-Treatment	Changes by Thermal Cycling	Internal Structure
(1)	49.8	1000°C+IQ	YES	NONE
	50.6		YES	NONE
	51.6		YES	NONE
(2)	49.8	1000°C+IQ → 400°C+IQ	YES	NONE
	50.6		NO	PRECIPITATES
	51.6		NO	PRECIPITATES
(3)	49.8	400°C + IQ	NO	TRD
(4)	49.8	1000°C+IQ, followed prestraining beyond 20%	NO	SWHS
(5)	49.8	1000°C+IQ, followed by prestraining to 4.6%	YES	WWHS

TRD: Thermally Rearranged Dislocations

SWHS: Strongly Work Hardened Structure

WWHS: Weakly Work Hardened Structure

Pons et Cesari ont effectué des cycles de transformation sur des échantillons de trois Cu-Zn-Al β contenant différentes grosseurs de grains et distributions de précipités γ (1° 15 nm denses, 2° 30nm moins denses, 3° 500nm éparées). Les températures de transformation à différents cycles sont données au tableau 2-3[49]. Les points suivants ont été observés :

- Une distribution dense de fins précipités contribue à diminuer l'évolution des températures de transformation durant le cyclage.
- L'absence de précipités a été observée à proximité des dislocations qui apparaissent lors du cyclage thermique.

- Les plaquettes de martensite formées en groupes auto-accommodants étaient plus courtes et plus minces dans le Cu-Zn-Al avec précipités que dans le Cu-Zn-Al sans précipités.
- Les petits précipités rencontrés sont complètement absorbés par les plaquettes de martensite lors de leur croissance.
- Les gros précipités ne peuvent être absorbés complètement et des arrangements de minuscules plaquettes de martensite se forment entre ceux-ci. Les interactions entre ces arrangements de martensite sont différentes de celles rencontrées entre les plaquettes auto-accommodantes normales et tendent à former un plus grand nombre de dislocations.

Tableau 2-3 Températures de transformation obtenues à différentes étapes de cyclage thermique [49].

Cycle	M_s (K)	M_f (K)	A_s (K)	A_f (K)
Sample 1				
1	280	255	264	284
10	279	256	262	283
50	279	253	264	285
100	280	256	266	284
200	281	256	263	283
300	279	257	265	283
Sample 2				
1	257	202	213	262
10	256	204	215	263
50	255	205	215	262
100	256	206	214	264
200	257	206	214	264
Sample 3				
1	264	241	252	275
10	265	239	252	277
50	267	242	253	278
100	269	244	252	278
200	269	244	253	277

Les cycles thermiques diminuent sensiblement la capacité d'éducation du matériau pour l'obtention de l'effet mémoire double sens [34, 32]. On traitera du phénomène d'éducation plus en détail à la section 2.4.3.

2.2 Cycles thermomécaniques

2.2.1 Cycles thermomécaniques de structures

Une caractéristique courante des structures sollicitées cycliquement est que les cycles subis par les différentes parties de la structure sont différents. Il y a interaction entre certaines parties qui ont atteint différents niveaux de fatigue. Les régions les moins affectées demeurent évidemment les parties centrales des éprouvettes de traction ou de compression pure ou encore, pour les chargement non-homogènes, les zones subissant les contraintes les plus faibles.

2.2.1.1 Compression

Trivero [50] aborde la tenue en service d'un pion fait de Cu-Al-Ni en compression uniaxiale dans des cycles thermomécaniques d'effet mémoire double sens assisté. L'alliage conserve de bonnes caractéristiques de mémoire de forme en fatigue, mais il y a fluage progressif de la pièce. Une butée peut être utilisée pour limiter la déformation en phase martensitique. Les déformations austénitiques, suites à ces cycles, sont reportées à la figure 2-21. L'auteur rapporte que la durée de vie en compression des alliages Cu-Al-Ni est plus élevée par un facteur 10 par rapport à une sollicitation en traction. En compression, la rupture adviendrait par germination de plusieurs fissures aux joints de grains, aux endroits où la martensite induite sous contrainte se forme préférentiellement [50].

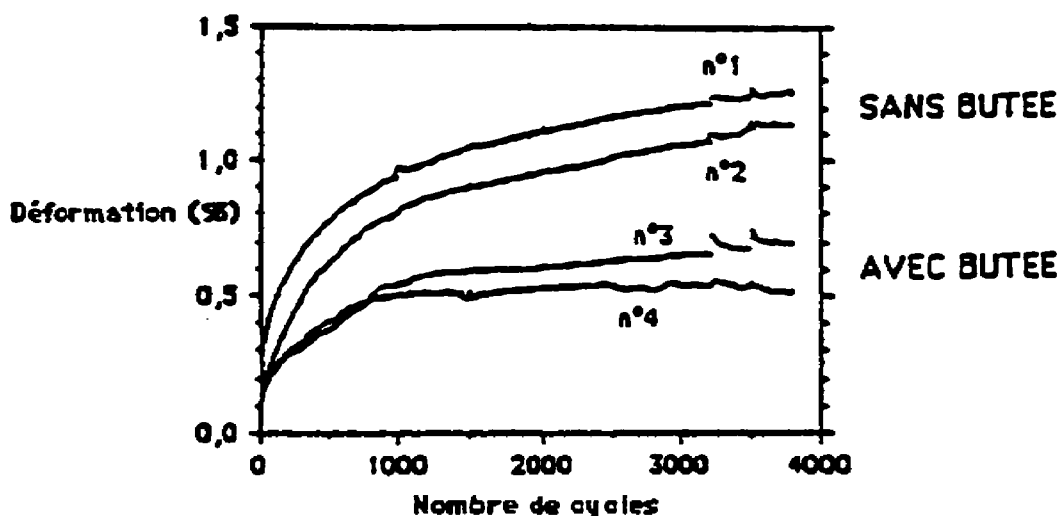


Figure 2-21 Déformations austénitiques d'un pion Cu-Al-Ni en compression sous 75 MPa avec ou sans butée [50].

2.2.1.2 Flexion

Rodriguez [48] a réalisé des cycles d'éducation (en effet mémoire double sens assisté) en flexion trois points, puis des cycles en mémoire de forme double sens non assistée. Les amplitudes de déformation martensitique sont rapportées à la section 2.4.4. Des essais de cycles mémoire de forme double sens assisté en flexion double (fig. 2-22) ont été effectués par Trivero [50]. Selon la longueur entre les appuis des cales (fig. 2-23), le montage est en déflexion libre ou imposée. Les effets observés recourent les résultats rapportés précédemment par le même auteur en compression.

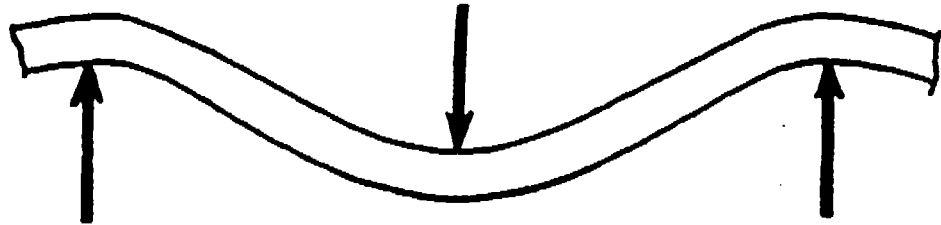


Figure 2-22 Schéma de principe d'un essai de flexion trois points [50].

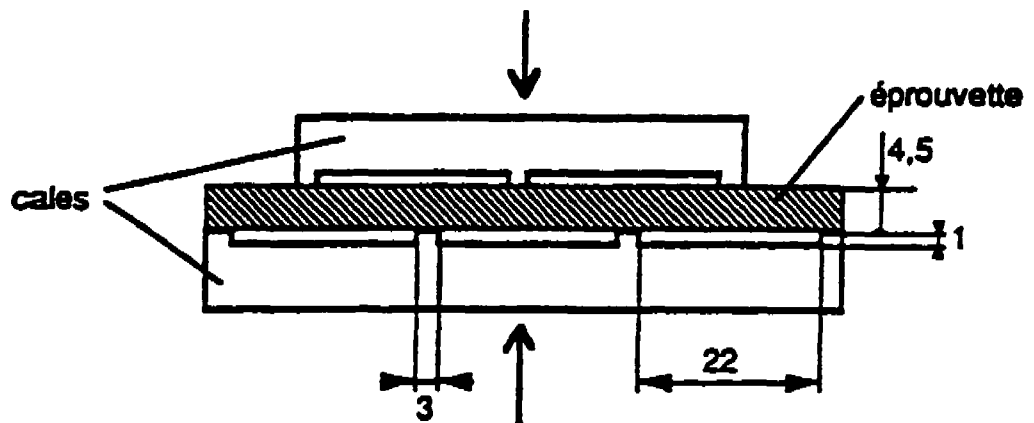


Figure 2-23 Éprouvette de flexion double [48].

2.2.1.3 Torsion-cisaillement

Les ressorts hélicoïdaux sollicités axialement sont généralement considérés, en négligeant une légère flexion, comme étant sollicités en torsion pure au niveau des spires. La distribution du cisaillement sur le rayon du fil en torsion est complexe, surtout pour un chargement thermomécanique. Patoor [2] présente un cas de sollicitation mécanique pour un ressort dans le domaine superélastique, mais n'aborde pas le cas thermomécanique. Une approche semblable est utilisée par Tanaka et al. (fig. 2-24 [51]).

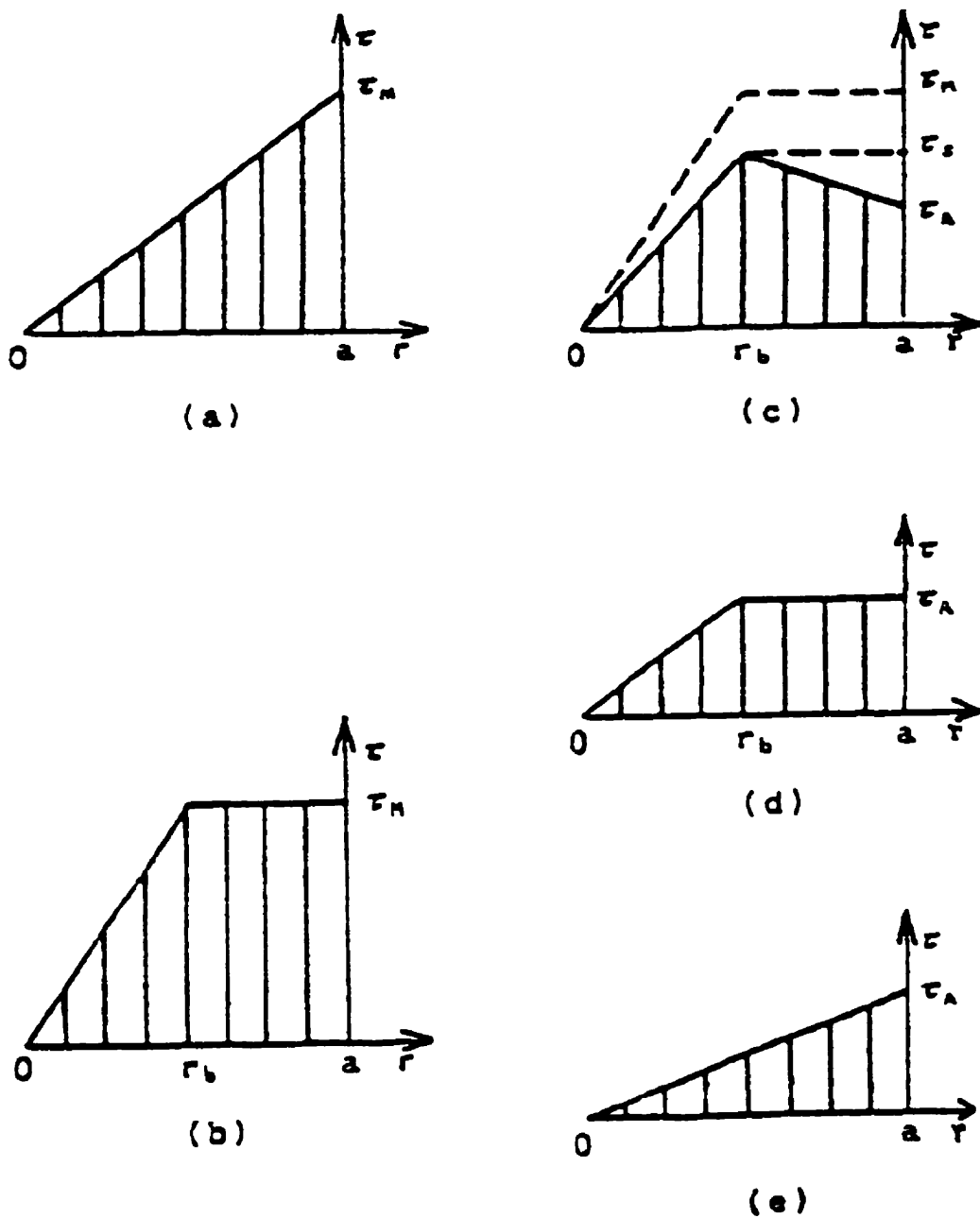


Figure 2-24 Distribution du cisaillement sur le rayon d'un fil en torsion à $T > A_f$: (a), (b) chargement; (c), (d) et (e) déchargement [51].

Tamura et al. [52] exposent des résultats obtenus sur deux types de ressorts de Ni-Ti pour des cycles thermomécaniques dans une application d'actuateur. Le premier ressort subit uniquement la transformation phase R→martensite (R→M), tandis que le deuxième subit les transformations successives phase B2→R et R→M. La force générée par l'alliage est plus stable en fatigue lorsque seule la transformation R→M a lieu (95% de l'effort original au cycle 10^4 par rapport à 65% pour la transformation échelonnée B2→R + R→M). Les températures de transformation sont également plus stables.

Tobushi et al. [53, 54] étudient la fatigue thermomécanique de ressorts hélicoïdaux Ti-56%Ni sollicités quasi-axialement dans des moteurs à chaleur avec vilebrequin excentrique (fig. 2-25 [54]). Les figures 2-26 et 2-27 [54] montrent les relations entre les déformations résiduelles et la force axiale développée en fonction du nombre de cycles. Plus le nombre de spires est grand, moins la déformation atteinte dans le cycle est grande.

1. Pour une valeur de cisaillement au rayon de plus de 2%, une nette dégradation des propriétés en fatigue se produit. Les auteurs ne parlent pas des phases en jeu lors de cette déformation, mais il semblerait que ce soit la disparition graduelle de la phase R à ce niveau de déformation qui soit en cause, comme l'ont remarqué un peu plus tard ces mêmes auteurs [55] ainsi que Tamura et al.[52].
2. Plus il y a de spires dans le ressort, plus il est puissant [53]. Plus cette puissance du ressort est exploitée, plus les déformations résiduelles augmentent.
3. La vie en fatigue en fonction du cisaillement est montrée à la figure 2-28. Les auteurs [54] la considèrent linéaire, mais l'intervalle de données est faible et la dispersion est plutôt grande pour faire de telles hypothèses.
4. Plus le diamètre du fil est petit pour le ressort, plus le travail massique accompli est grand [53].

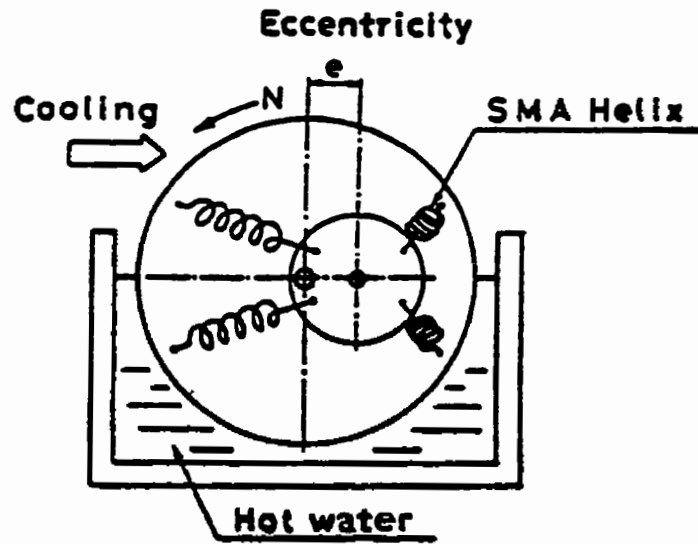


Figure 2-25 Moteur à chaleur AMF avec un vilebrequin excentrique [54].

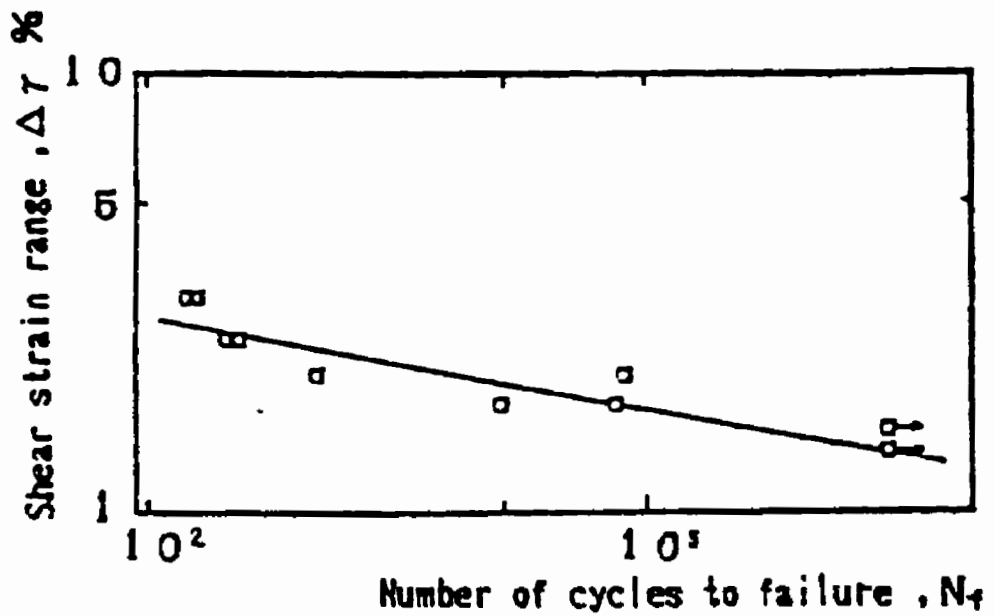


Figure 2-26 Relation entre l'élongation résiduelle du ressort et le nombre de cycles [54].

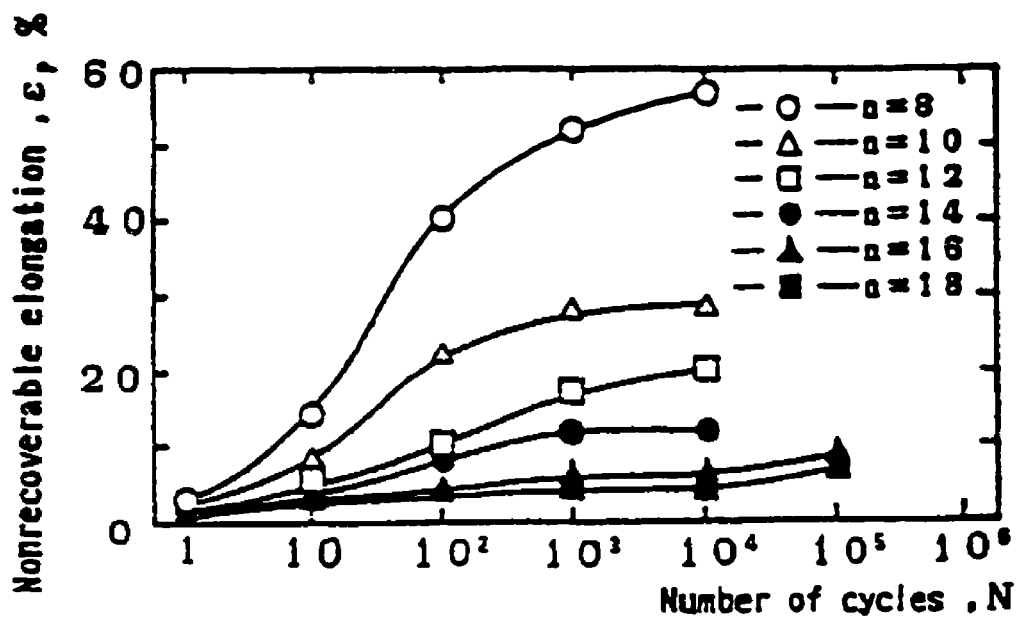


Figure 2-27 Relation entre la force axiale développée par le ressort et le nombre de cycles [54].

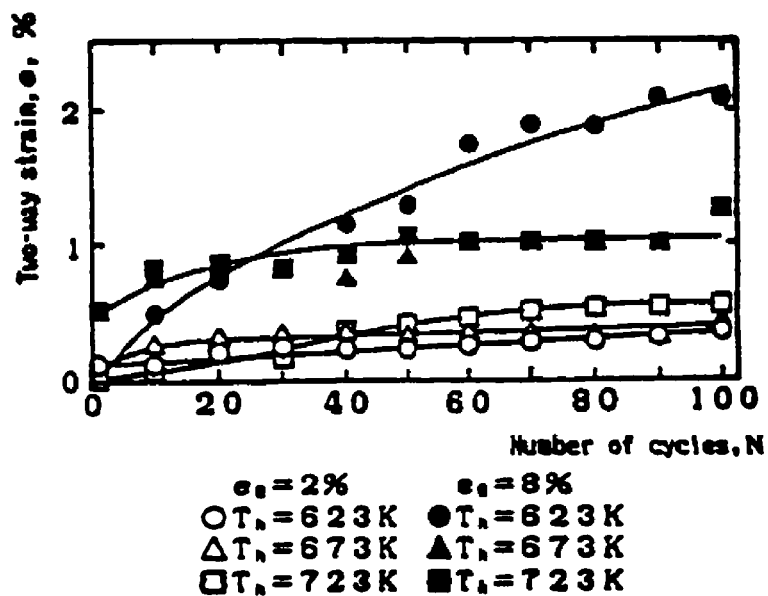


Figure 2-28 Relation entre l'intervalle de cisaillement cyclique et la durée de vie en fatigue [54].

Tautzenberger et al. [41] rapportent des résultats de cycles thermomécaniques et mécaniques sur des ressorts hélicoïdaux de Ni-Ti-10wt%Cu. Leurs conclusions portent sur les points suivants :

- La contrainte de vie infinie pour les AMF cyclés est la contrainte maximale lors de cycles mécaniques ou thermomécaniques avant l'induction de martensite sous contrainte (autrement dit, qui ne comportent pas d'effet mémoire...).
- S'il n'y a pas de mouvement de la structure durant le cycle (génération d'effort), la vie en fatigue est grandement améliorée.

Manach et Favier [56] ont effectué des cycles de cisaillement sur un Cu-Zn-Al en phase martensitique à température ambiante ($M_s = 80^\circ\text{C}$). Le mode de déformation est donc par glissement d'interfaces martensite-martensite. Ce cycle est quelque fois appelé ferro-élastique. Les figures 2-29 et 2-30 montrent l'éprouvette et les courbes contrainte-déformation suite à 10 cycles à $\pm 1\%$ de déformation suivis de 10 cycles à $\pm 2\%$. Ils observent un durcissement cyclique qui tend à se saturer après 5 ou 6 cycles. De la même façon, l'hystérésis ΔH diminue avec les cycles.



Figure 2-29 Éprouvette Cu-Zn-Al avant et après un essai de cisaillement. La déformation est mesurée par un système vidéo qui enregistre l'inclinaison des frontières entre le noir et le blanc [56].

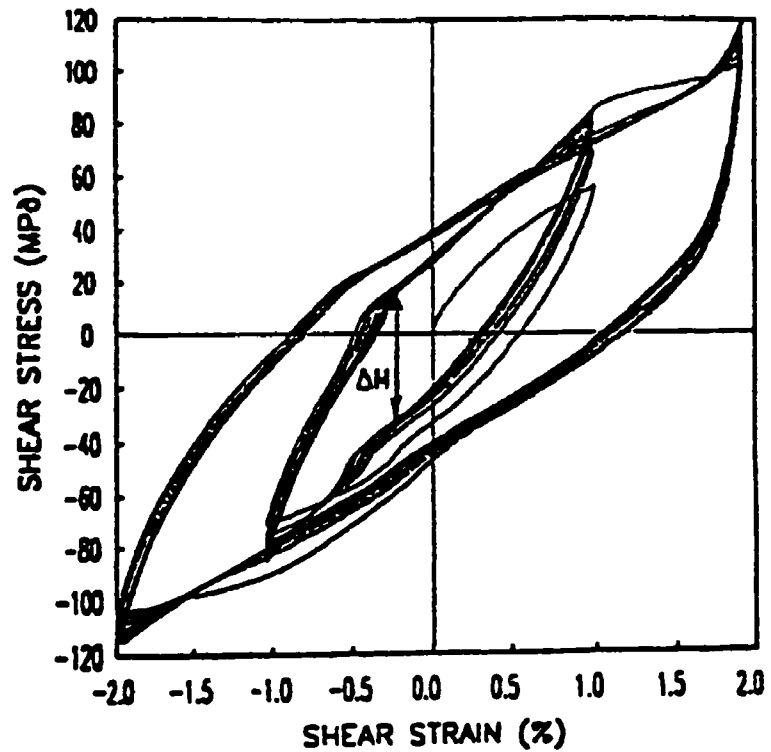


Figure 2-30 Essais cycliques de cisaillement centré [56].

Les auteurs ne détaillent pas la nature des déformations ni l'état de la microstructure. Un chauffage au dessus de la température A_f aurait donné l'indication d'une éventuelle plasticité. Il n'y a pas d'indication sur les températures de transformation suite à ces cycles.

2.2.2 Cycles thermomécaniques divers

Hori et al. [57] présentent des résultats pour des cycles thermomécaniques où la température et la contrainte varient. Le fil en Ti-55.3Ni, capable d'une déformation martensitique de 8%, est mis sous contrainte par un ressort hélicoïdal. Le schéma de ce cycle, qui correspond à celui de beaucoup d'actuateurs AMF, est montré à la figure 2-31.

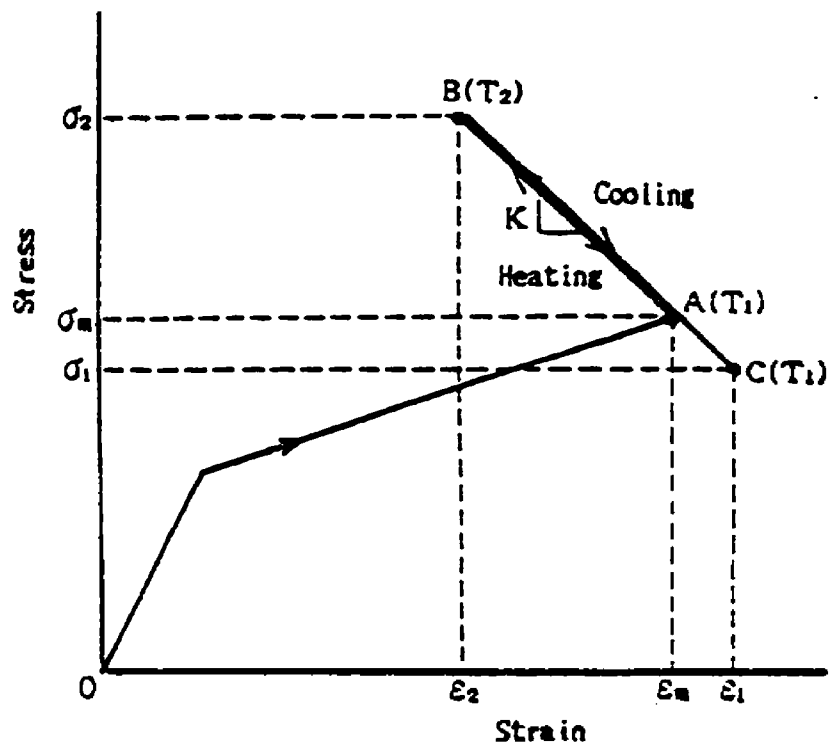


Figure 2-31 Relation schématique contrainte-déformation lors du chauffage et refroidissement [57].

Le cycle est plus complexe qu'il n'en paraît: il faut considérer le changement de courbe contrainte-déformation entre les températures T_1 et T_2 . Aussi, la même figure, dans le plan température-contrainte ou température-déformation, présente une hystérésis. Plusieurs essais ont été effectués avec différents niveaux de déformation. Le niveau de déformation est contrôlé par la contrainte à T_1 .

La figure 2-32 décrit les comportements en force et déformation en fonction de la température. Les évolutions des états contrainte-température de transformation, déformations résiduelles et force de recouvrement sont en tous points semblables aux cycles plus simples comme les cycles d'effet mémoire double sens assisté. Afin d'obtenir une force maximale développée par l'AMF, il vaut mieux utiliser un ressort à constante de raideur élevée. Pour obtenir de grandes amplitudes de déformation, il vaut mieux utiliser des ressorts de constantes faibles.

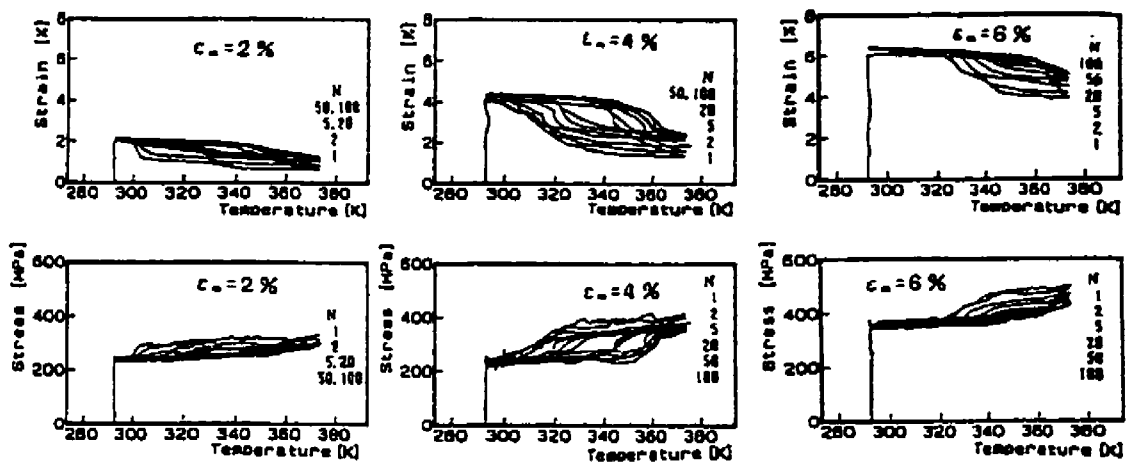


Figure 2-32 Courbes contrainte-température et déformation-température d'un ressort fil de NiTi hélicoïdal pour des variations de température entre 293°K et 373°K sous contrainte [57].

2.3 Évolution du matériau

2.3.1 Effets reliés au vieillissement

Les matériaux soumis à des cycles de fatigue sur de longues périodes de temps souffrent également de vieillissement. Celui-ci peut être influencé par les effets dynamiques des déformations, contraintes, variations de température et transformations de phase. Un effet courant du vieillissement est la stabilisation de la martensite. Deux causes principales sont à l'origine de ce phénomène:

- Une évolution structurale augmente l'ordonnement de l'alliage en phase martensitique dans un ordre différent de celui hérité de la phase-mère [42, 47]. Ceci a pour effet d'augmenter les températures de transformation.
- Un piégeage des interfaces de martensite par les défauts de trempe (lacunes) [47].
- Rodriguez [48] a observé un décalage vers les hautes températures lorsque l'échantillon est maintenu en phase-mère trop longtemps lors des cycles d'éducation. Il montre aussi les effets du vieillissement thermique sur l'effet mémoire de forme double sens (fig. 2-33 [48]). Un vieillissement prolongé en austénite peut entraîner la formation de précipités conduisant à une diminution de M_s et à un plus grand étalement des températures de transition. Pour des Cu-Zn-Al polycristallins affinés avec 0.40wt% de Co, il a été observé que la combinaison d'un traitement de vieillissement et d'un haut contenu en Al minimise la stabilisation martensitique [22].

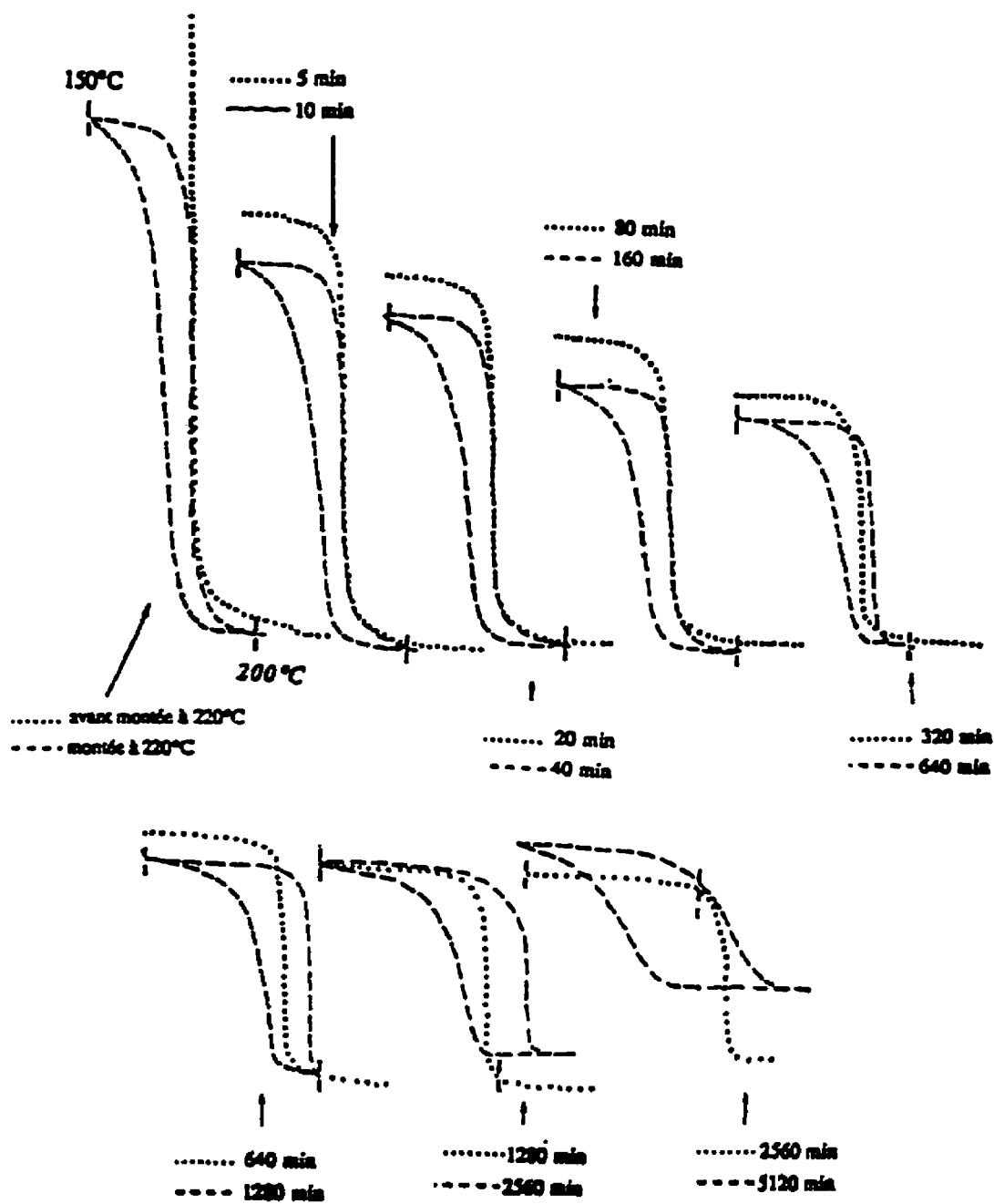


Figure 2-33 Vieillessement thermique de l'effet mémoire double sens d'un alliage Cu-13%Al-4%Ni à 220°C. Evolution du cycle déformation-température [48].

2.3.2 Déformations résiduelles

Les déformations résiduelles (DR) ont deux origines: la martensite stabilisée localement et la plasticité. La déformation due à la martensite stabilisée peut être récupérée par une surchauffe au dessus de A_f [22]. Les DR sont évidemment associées aux sollicitations mécaniques ou thermomécaniques. En fatigue, les DR apparaissent en deux étapes: dans un premier temps, elles augmentent rapidement jusqu'à une valeur plateau qui dépend fortement de la contrainte appliquée; par la suite, les DR augmentent linéairement avec le nombre de cycles selon une pente qui s'accroît légèrement avec l'augmentation de contrainte (fig. 2-34, 2-35 [22]). Pour une contrainte au-dessous de la contrainte critique de glissement, le mécanisme dominant la première étape est la plasticité. Dans la deuxième étape, c'est la stabilisation de martensite. La figure 2-36 montre l'origine des DR en fonction du nombre de cycles thermomécaniques d'un Cu-Al-Ni [48]. Les déformations résiduelles non-uniformes sont toujours accompagnées de champs de contraintes. Les petites déformations réversibles causées par ces champs lors des variations de température contribuent à l'étalement en température de la transformation [22] et ne constituent pas l'effet mémoire double sens.

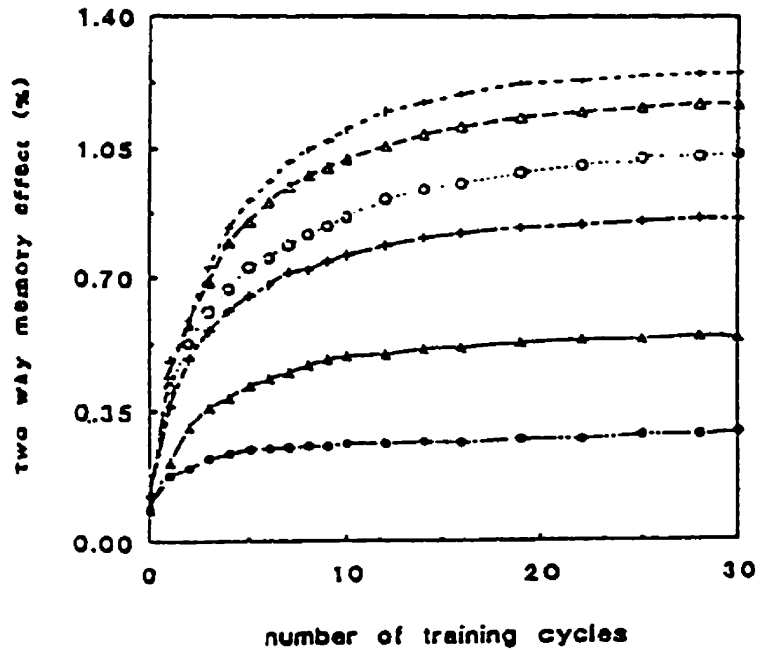


Figure 2-34 Déformations résiduelles, en phase austénitique, suite à des cycles d'éducation à différents niveaux de contrainte [22].

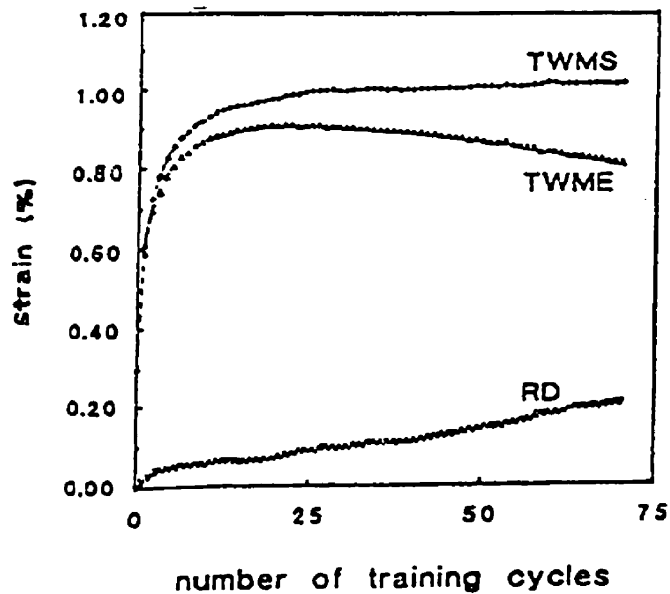


Figure 2-35 L'effet mémoire double sens (TWME) est la différence entre la déformation martensitique de transformation (TWMS) et la déformation résiduelle (RD) [22].

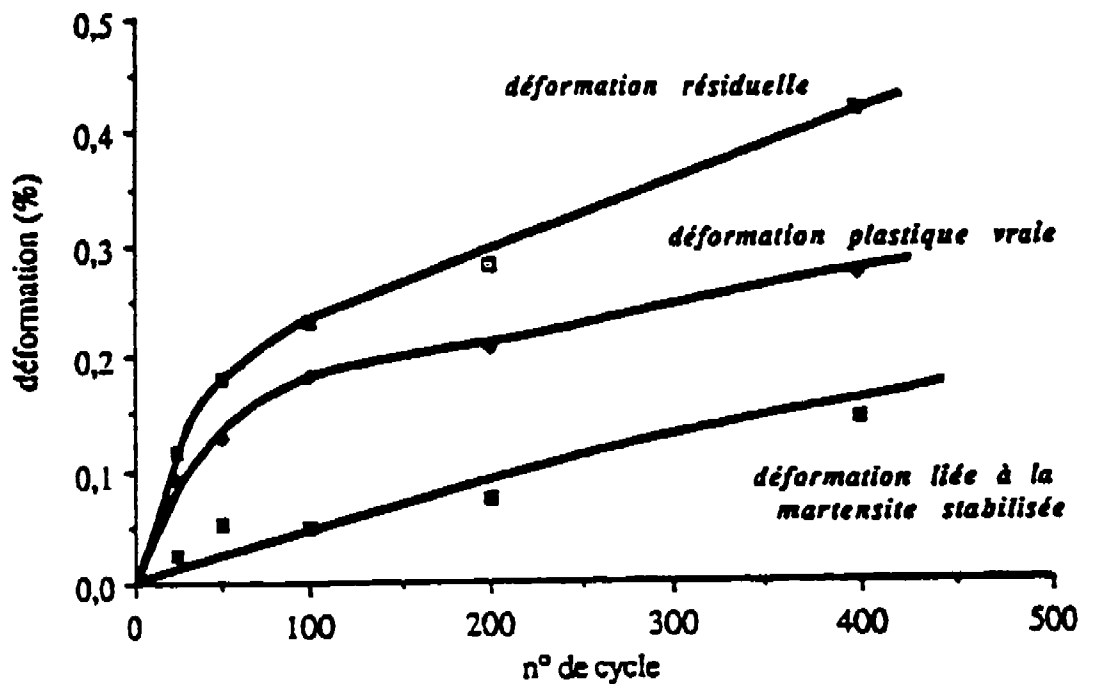


Figure 2-36 Effet du cyclage sur la déformation résiduelle en austénite et sur ses composantes. Cycles flexion trois points, Cu-Al-Ni, 150-200 °C, [48].

2.4 Dégradation de l'effet mémoire

2.4.1 Cycles d'effet mémoire simple sens

Voici un cycle typique d'effet mémoire simple sens :

1. Le matériau est à contrainte nulle à une température $T > A_f$ à 100% de phase-mère.
2. Un refroidissement est imposé à contrainte nulle jusqu'à une température $T < A_s$;
3. Une contrainte est appliquée puis enlevée, causant une déformation de type martensitique pseudo-permanente, soit par induction de martensite sous contrainte sans transformation inverse (pour $M_f < T < A_s$), soit par réorientation de variantes de

martensite auto-accommodante formées lors de la baisse de température à contrainte nulle de l'étape 2 (pour $T < M_s$);

4. Un réchauffement est imposé jusqu'à une température $T > A_f$, causant l'effet mémoire simple sens, donc la disparition de la déformation causée par l'étape 3.

Ohtsuka et al. [58] présentent aux figures 2-37 et 2-38 les résultats de cycles d'effet mémoire simple sens sur un AMF Fe-Mn-Si-Cr-Ni ainsi que la force développée par l'AMF durant la transformation vers la phase austénitique. Le matériau est déformé en traction pour former la phase martensitique, puis chauffé jusqu'à la phase-mère austénitique. La force développée par l'alliage est proportionnelle à la déformation martensitique. La détérioration cyclique de cette force est attribuée aux déformations résiduelles principalement causées par la stabilisation de martensite. La quantité de martensite stabilisée augmente avec la contrainte imposée lors de la transformation inverse.

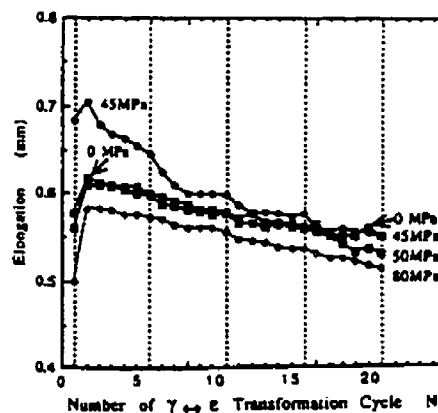


Figure 2-37 Variation d'élongation d'un AMF Fe-Mn-Si-Cr-Ni (transformation γ - ϵ) en fonction du nombre de cycles d'effet mémoire simple sens [58].

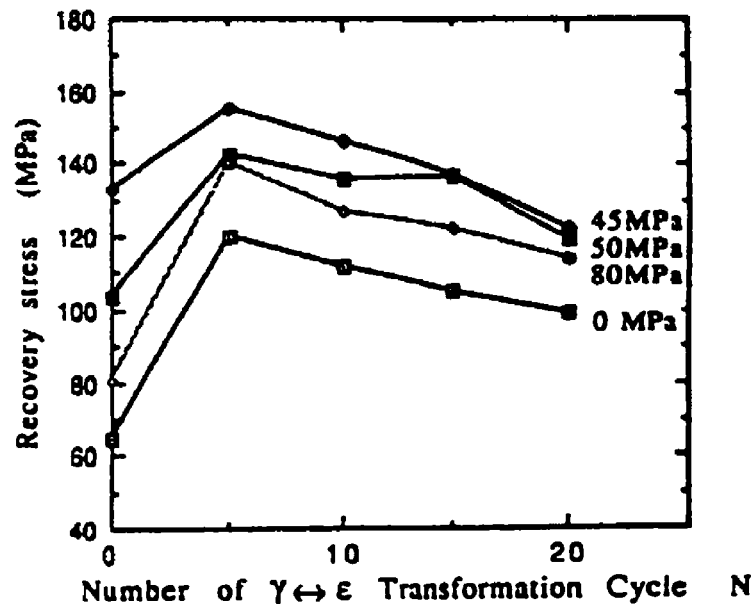


Figure 2-38 Contrainte développée par un AMF Fe-Mn-Si-Cr-Ni (transformation γ - ϵ) en fonction du nombre de cycles d'effet mémoire simple sens [58].

2.4.2 Cycles superélastiques ou d'effet mémoire double sens assistée

Ces deux cycles ont une origine commune, même si les effets de la fatigue diffèrent. Dans le cas superélastique, les transformations sont induites sous contrainte par une variation de contrainte. Dans le cas de l'effet mémoire double sens assisté, les transformations sont induites sous contrainte par une variation de température. En effet, une baisse de température dans le domaine $T > A_f$ réduit la contrainte nécessaire à l'induction de la martensite sous contrainte. Un cycle superélastique typique est schématisé à la figure 2-39 [59] :

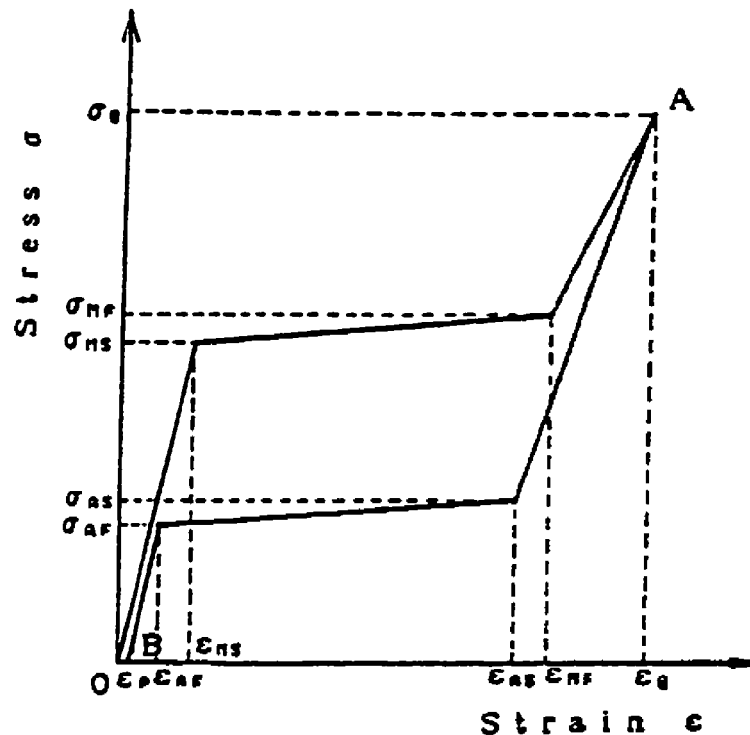


Figure 2-39 Courbe schématique contrainte-déformation d'un cycle superélastique [59].

1. Le matériau est à contrainte nulle à une température $T > A_f$ avec 100% de phase-mère.
2. Une contrainte est graduellement appliquée, causant une déformation de type martensitique par induction de martensite sous contrainte.
3. La contrainte est graduellement relâchée, provoquant ainsi, avec hystérésis, la transformation inverse de retour vers la phase-mère.

Les effets généraux de cycles superélastiques sont les suivants :

- Les déformations résiduelles sont composées des déformations de la martensite stabilisée et des déformations plastiques [22, 25, 31, 35, 36, 59, 60](fig. 2-39, 2-40a).

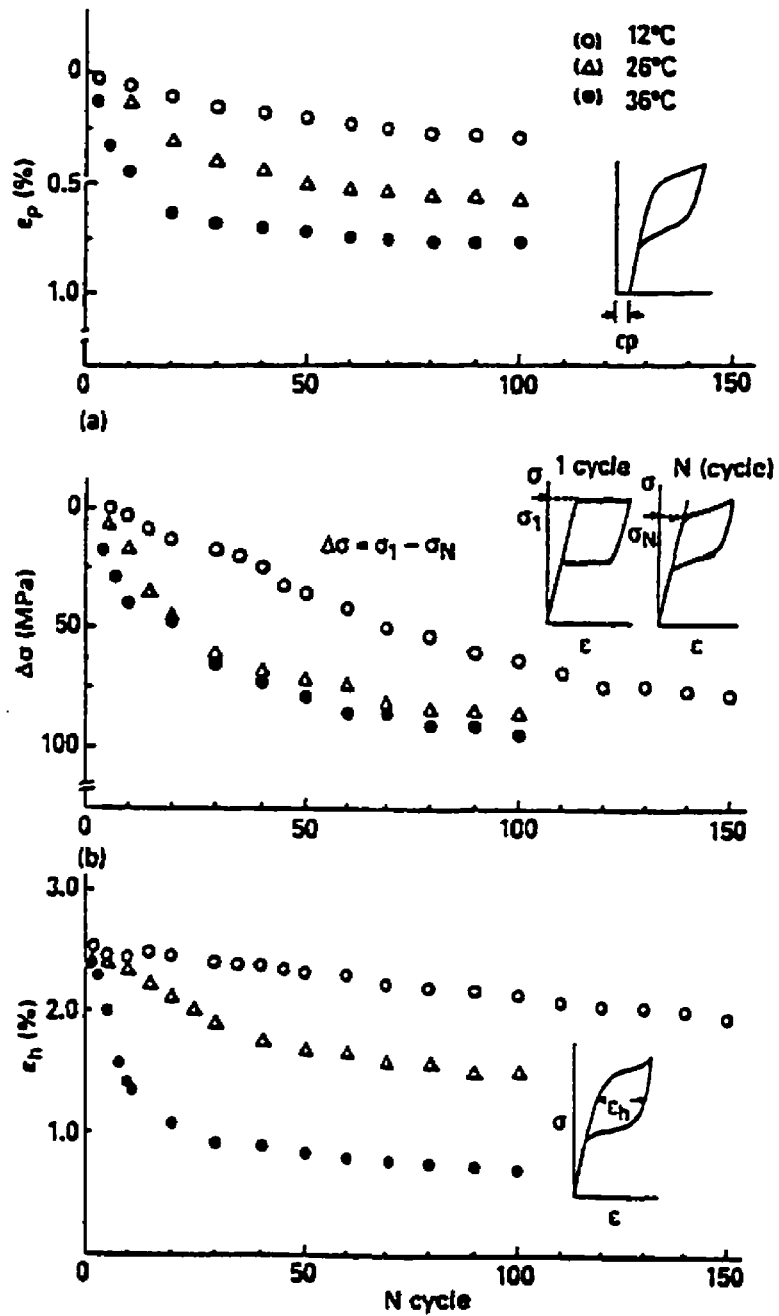


Figure 2-40 Effet des déformations cycliques d'un Ti-Ni sur (a) les déformations résiduelles, (b) la contrainte critique d'induction de la martensite, (c) l'hystérésis en déformation [36].

- Les structures de dislocations qui apparaissent avec le cyclage mécanique font varier localement et agrandissent l'étalement des températures de transformations avec pour effet d'augmenter la pente de la transformation induite sous contrainte (fig. 2-41 [34], 2-42 [36]). Ce phénomène, observé ici à la suite de cycles superélastiques, devrait selon ses origines survenir à divers degrés peu importe les types de cycles imposés au matériau. Cet étalement a aussi pour effet d'abaisser la contrainte d'induction de la martensite [36](fig. 2-40b).
- La modification de l'hystérésis, suite à l'augmentation de la pente de la transformation induite sous contrainte et aux modifications des contraintes critiques de transformation, est habituellement accompagnée d'une diminution de l'aire de l'hystérésis [36, 59] (fig. 2-40c).

Tous ces phénomènes varient de façon significative dans les premiers cycles, puis le taux de variation diminue avec une augmentation du nombre de cycles [59].

Pour diminuer les effets de fatigue des cycles superélastiques, il est important de maximiser la contrainte critique de glissement lors de l'élaboration du matériau [36]. Les comportements en fatigue superélastique de plusieurs Ni-Ti sont présentés en figure 2-43 et 2-44.

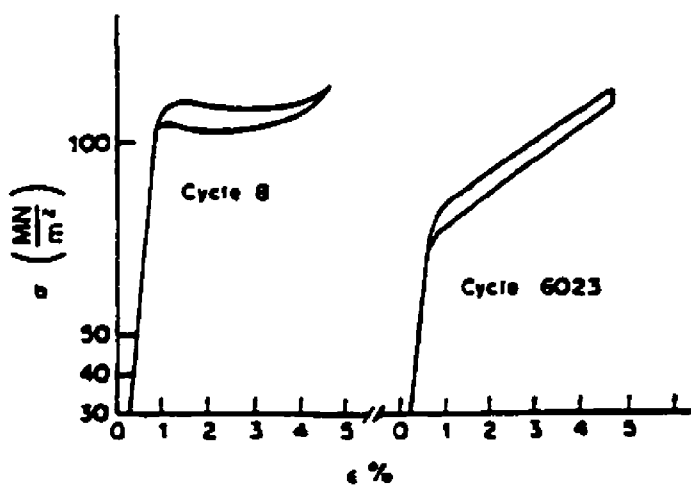


Figure 2-41 Courbes contrainte-déformation pour un cristal Cu-Zn-Al à température ambiante pour les cycles 8 et 6023 [34].

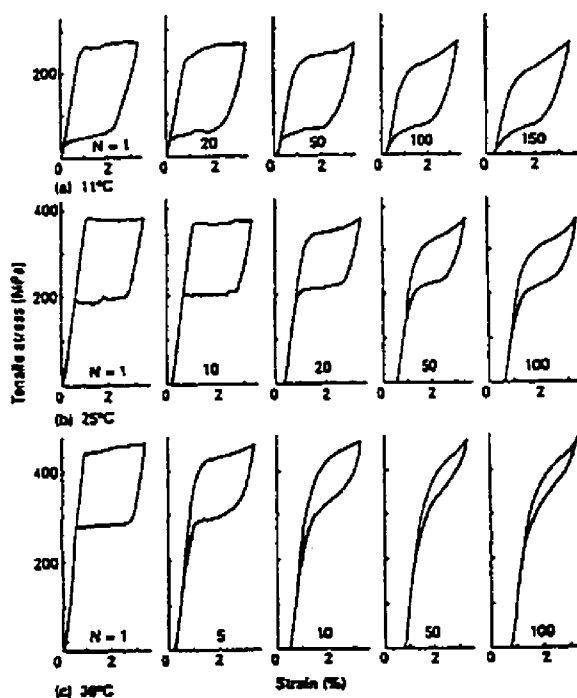


Figure 2-42 Effets des déformations cycliques sur les courbes contrainte-déformation à différentes températures pour un alliage Ti-50.5%Ni [36].

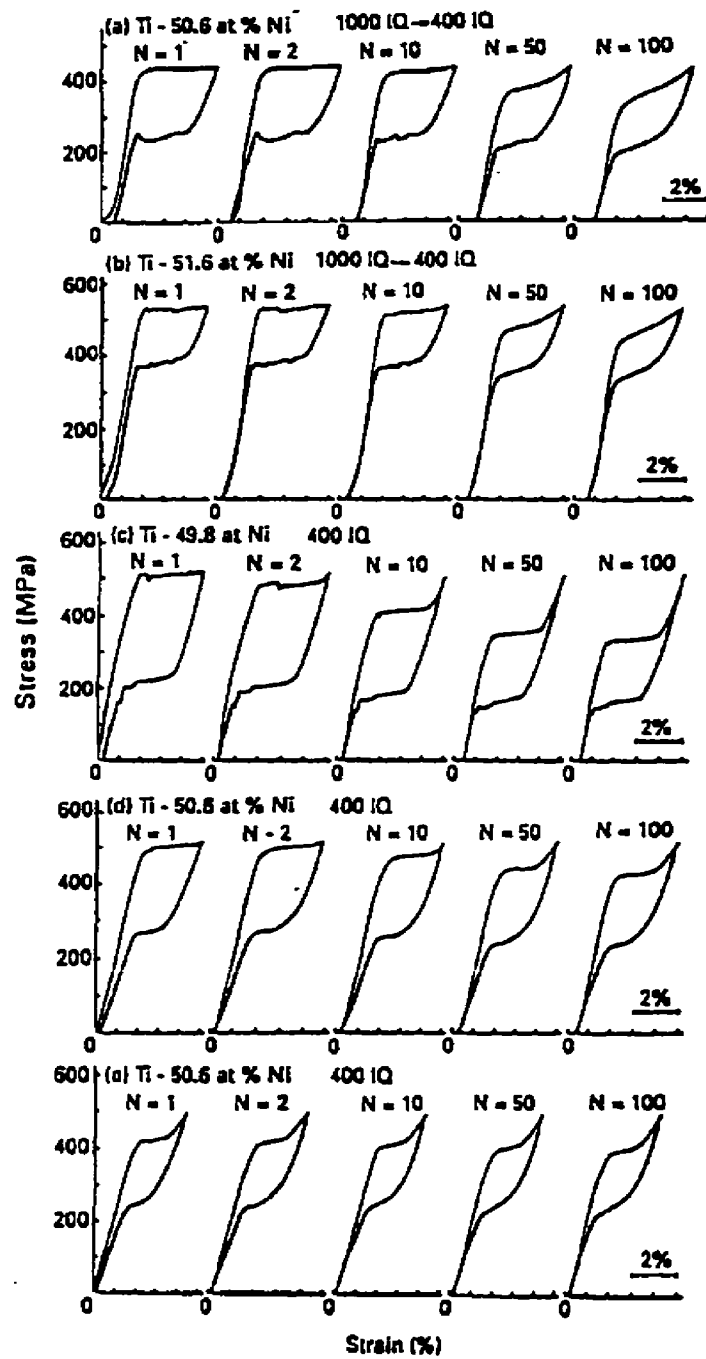


Figure 2-43 Effet de cycles mécaniques sur les courbes contrainte-déformation pour des alliages Ti-Ni ayant subi des traitements thermiques différents [36].

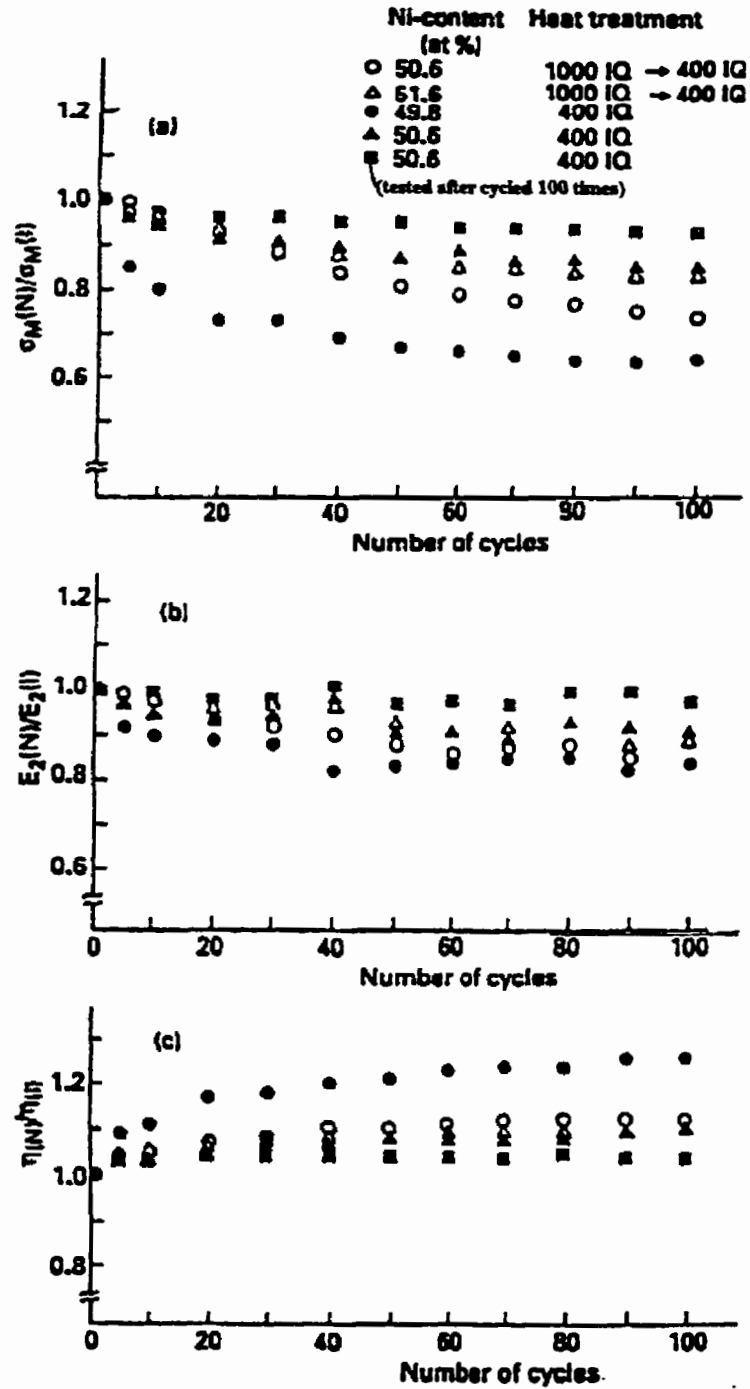


Figure 2-44 Effets de cycles mécaniques sur les caractéristiques en superélasticité d'alliages Ti-Ni ayant subi des traitements thermiques variés [36].

Comme les contraintes d'induction de transformation augmentent avec la température, que la contrainte critique de glissement est comparativement constante et que la température minimale pour obtenir un cycle superélastique complet est $T=A_f$, il existe pour un AMF donné une plage de température optimale pour ce type de cycle. La figure 2-42 [36] illustre ce fait : (a) la température est légèrement au-dessus de A_f et la transformation inverse est complète pour les premiers cycles. Cependant, avec un certain nombre de cycles, les températures de transitions évoluent et A_f peut augmenter et créer des déformations résiduelles pseudo-plastiques qui disparaîtront si le matériau est chauffé au-dessus du nouveau A_f . Ceci est plus apparent pour les grandes déformations qui induisent plus de martensite et qui affectent d'avantage les températures de transition en fatigue; (b) les cycles sont dans la plage de température optimale; (c) la contrainte requise à cette température pour induire de grandes déformations martensitiques commence à dépasser localement la contrainte de glissement. On peut remarquer que le niveau moyen des déformations résiduelles augmente aussi avec la température. Les déformations résiduelles augmentent avec la contrainte appliquée et la contrainte nécessaire à l'induction d'une déformation martensitique donnée s'accroît avec la température. Il est donc optimal d'utiliser l'AMF à une température légèrement supérieure à A_f pour maximiser le déformation martensitique et minimiser les déformations résiduelles.

Quant au ratio d'énergie de déformation récupérable sur l'énergie totale emmagasinée, celui-ci augmente aussi avec le nombre de cycles aux dépens du ratio d'énergie dissipée [59]. Pour les cycles en mémoire double sens assistée, les effets sont équivalents aux effets

des cycles superélastiques. Il faut seulement noter l'équivalence (figure 2-45 [51]), par exemple, d'une hausse de la température de transition et d'une baisse de la contrainte d'induction à une température donnée ou encore d'une baisse de la température d'induction à une contrainte donnée.

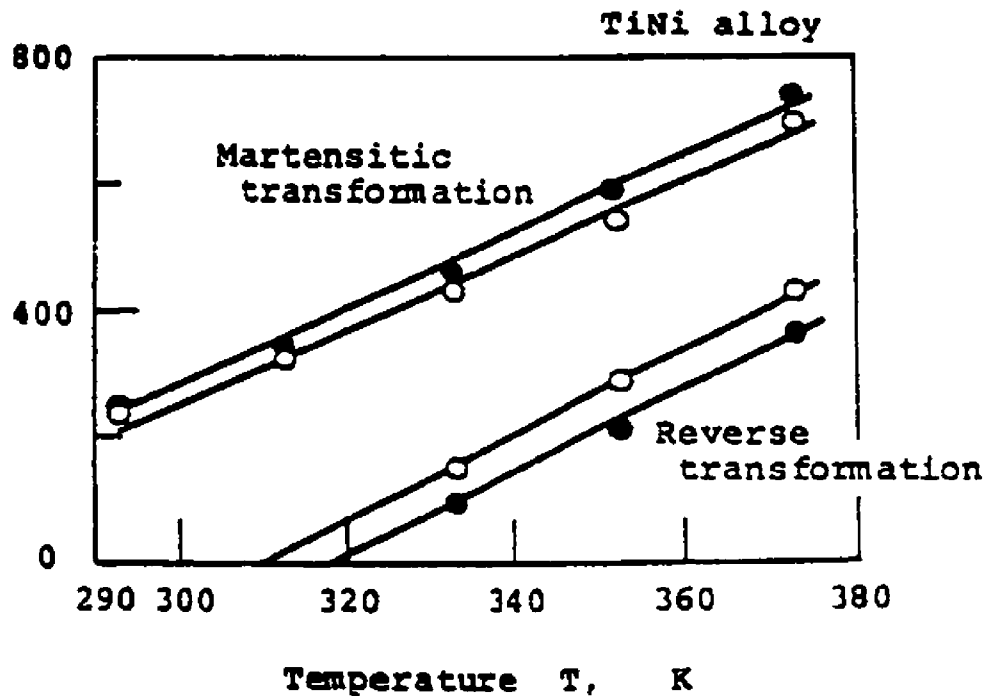


Figure 2-45 Relation contrainte-température lors de la transformation de phase pour un Ti-Ni [51].

Tobushi et al. [55] ont effectué des cycles thermomécaniques (mémoire de forme double sens assisté) en maintenant une déformation constante, obtenue au départ par un mode mixte d'induction et de réorientation de la martensite sous contrainte à $T < A_f$ en faisant varier la température. Les fils (diamètre 0.75 mm) en Ti-55.3%Ni sont en traction. Ils ont aussi effectué avec le même matériau des cycles thermomécaniques à contrainte constante

(Cycle B fig. 2.80). Les deux expériences ont été répétées pour plusieurs niveaux de déformations. En dehors des effets équivalents aux cycles superélastiques, les points suivants ont été observés :

- La transformation de phase R a lieu de façon stable à un niveau de déformation de 1%, mais celle-ci disparaît graduellement pour des déformations cycliques de plus de 2%.
- Comme le module de rigidité est très faible durant l'induction de martensite sous contrainte pour ce Ti-Ni, il est désavantageux d'utiliser de grandes déformations pour obtenir pratiquement la même force générée puisqu'il s'ensuit des déformations résiduelles et une baisse d'amplitude de l'effort généré (fig. 2-47 [55]). Par contre, l'effort développé par le matériau augmente avec la température selon la relation montrée à la figure 2-45.

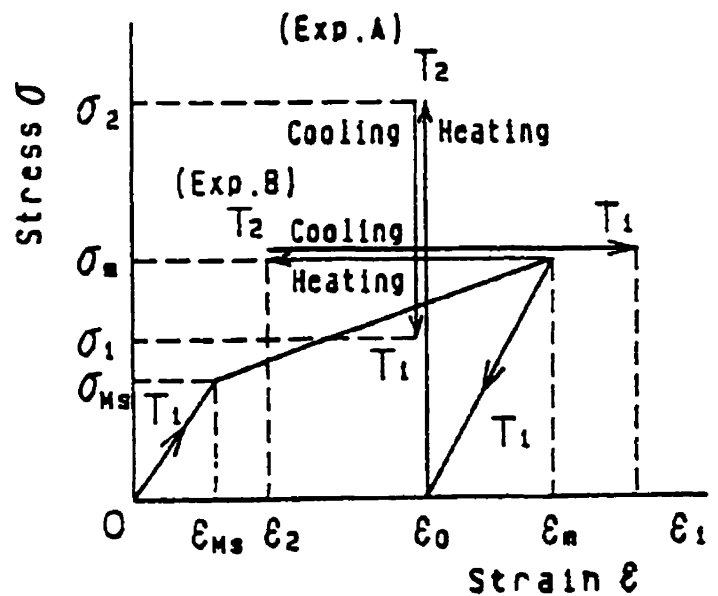


Figure 2-46 Relations contrainte-déformation pour les cycles des expériences A (déformation constante) et B (contrainte constante) [55].

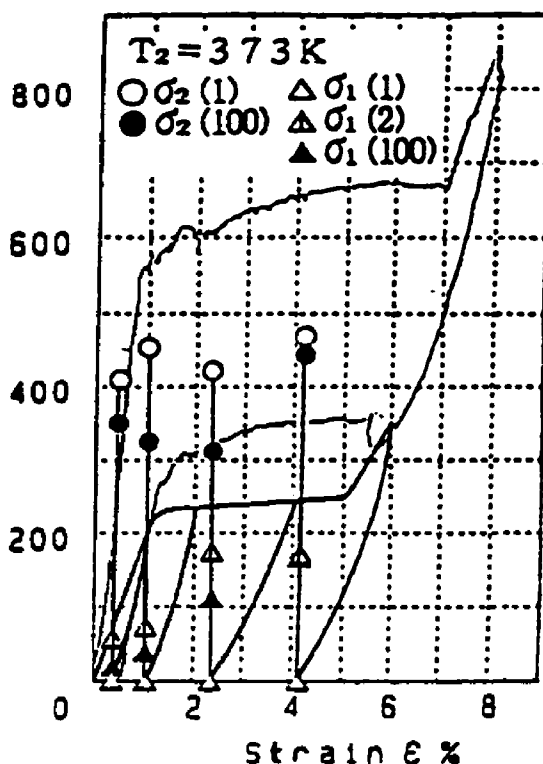


Figure 2-47 Courbes contrainte-déformation pour l'expérience A sur l'effort généré ($T_1=293^\circ\text{K}$, $T_2=373^\circ\text{K}$). En arrière plan, une courbe contrainte-déformation à T_2 du matériau pour 8% de déformation [55].

2.4.3 Cycles d'éducation et effet mémoire double sens

Dans tous les cas de sollicitations cycliques imposées aux AMF, les premiers cycles ont des effets particuliers sur la microstructure du matériau et sont déterminants pour son comportement ultérieur. Il est possible de contrôler les premiers cycles thermomécaniques du matériau de façon à améliorer, stabiliser ou influencer ses performances dans son utilisation subséquente. Les phénomènes liés aux premiers cycles et les traitements associés appliqués au matériau sont couramment appelés "éducation".

Les changements microstructuraux décrits par Patoor et Berveiller [2], Perkins et al.[31], Miyazaki et al. [35], ainsi que Stalmans et al.[22] pour les alliages à mémoire de forme lors des premiers cycles de chargements mécaniques ou thermomécaniques font état de l'apparition graduelle d'une microstructure orientée. Cette orientation de la microstructure est due au fait que la transformation martensitique thermoélastique sous contrainte n'est pas pure au sens où il lui sont toujours associés la création et/ou le mouvement de défauts tels que des dislocations, précipités ou autres défauts ponctuels. Ces défauts et des microdéformations plastiques se retrouvent après quelques cycles disposés le long des variantes martensitiques formées durant les premiers cycles. Perkins et al.[31] décrivent les "traces" laissées par les variantes martensitique lors de leur transformation inverse dans le domaine austénitique, comme "un terrain de stationnement microscopique" où toutes les "voitures" (variantes de martensite) auraient disparues. À cette microstructure orientée est associé un champ de contraintes internes associé au traitement d'éducation appliqué au matériau. Ce champ de contraintes internes a pour effet d'orienter les variantes qui se forment et il est à l'origine de l'effet mémoire double sens.

En fait, l'effet mémoire double sens correspond à l'effet superélastique dans lequel les contraintes appliquées ont été remplacées par des contraintes internes. D'une certaine façon, l'effet mémoire double sens est un effet secondaire de la fatigue. Ce champ de contraintes pourrait également expliquer la dérive des températures de transformation observée avec l'augmentation du nombre de cycles. Ainsi, à une température plus élevée que la température M_s initiale du matériau, les contraintes internes suffiraient à auto-

induire la transformation martensitique. Cependant, les observations de Stalmans et al.[22] montrent que la contrainte maximale appliquée pendant les cycles d'éducation n'influence pas significativement les températures de début de la transformation. Ces changements sont donc attribués à la répétition des transformations de phases. Ainsi, les microdéformations plastiques ne sont pas indispensables au développement de l'effet mémoire double sens contrairement à ce que soutenaient Perkins et al. en 1984 [31]. Il est donc possible que les contraintes qui orientent la croissance des variantes de martensite apparaissent seulement lors de cette croissance. Ces contraintes seraient le résultat d'une asymétrie microstructurale dans l'austénite[22].

Une autre influence proviendrait des plaquettes de martensite stabilisées suite à quelques cycles. Celles-ci supprimeraient localement l'étape de germination en participant directement à la croissance. Comme les plaquettes de martensite possèdent des orientations privilégiées, celles-ci participeraient à la mémoire double sens non-assistée [31]. Cependant les expériences de Stalmans et al. [22] montrent qu'une surchauffe, qui élimine la martensite stabilisée, a peu d'effet sur la mémoire de forme double sens et qu'elle serait même nuisible en réduisant la déformation martensitique maximale. Cette martensite stabilisée a cependant le potentiel de changer l'allure des courbes contrainte-déformation en réduisant l'énergie nécessaire à la germination (fig.1.5 [5]).

Ces descriptions du phénomène corroborent le fait que les cycles thermiques diminuent sensiblement la capacité d'éducation du matériau pour obtenir l'effet mémoire double sens [34, 32]. Les cycles thermiques sans déformation "éduquent" les plaquettes de martensite

du matériau et les poussent à croître de façon auto-accomodante. Comme seuls les premiers cycles de transformation ont une grande influence, il est difficile de "rééduquer" le matériau par la suite pour obtenir une déformation spontanée. Les changements microstructuraux dans les AMF lors des premiers cycles de chargement sont semblables à ceux décrits par Pomey dans Leboiteux [33] pour les alliages classiques. Pomey parle aussi de cycles d'éducation de matériaux classiques pour augmenter les performances en fatigue.

2.4.4 Effet mémoire double sens

Stalmans et al. [22] décrivent l'*effet mémoire double sens* (EMDS) comme étant un changement de forme spontané, sans application de contrainte macroscopique, par chauffage et refroidissement entre une forme haute température et une forme basse température. Ils entendent par contrainte macroscopique autant les contraintes externes que les contraintes résiduelles. Ils considèrent d'un autre domaine la mémoire double sens obtenue après les sévères déformations qui entraînent de la plasticité dans des chargements non-uniformes comme la flexion ou la torsion et qui laissent dans le matériau des champs de contrainte.

L'EMDS est une conséquence de l'éducation. Il est possible d'éduquer volontairement le matériau pour que celui-ci adopte une forme martensitique en plus de sa forme austénitique de départ. La figure 2-48 [22] donne un exemple d'un tel cycle d'éducation.

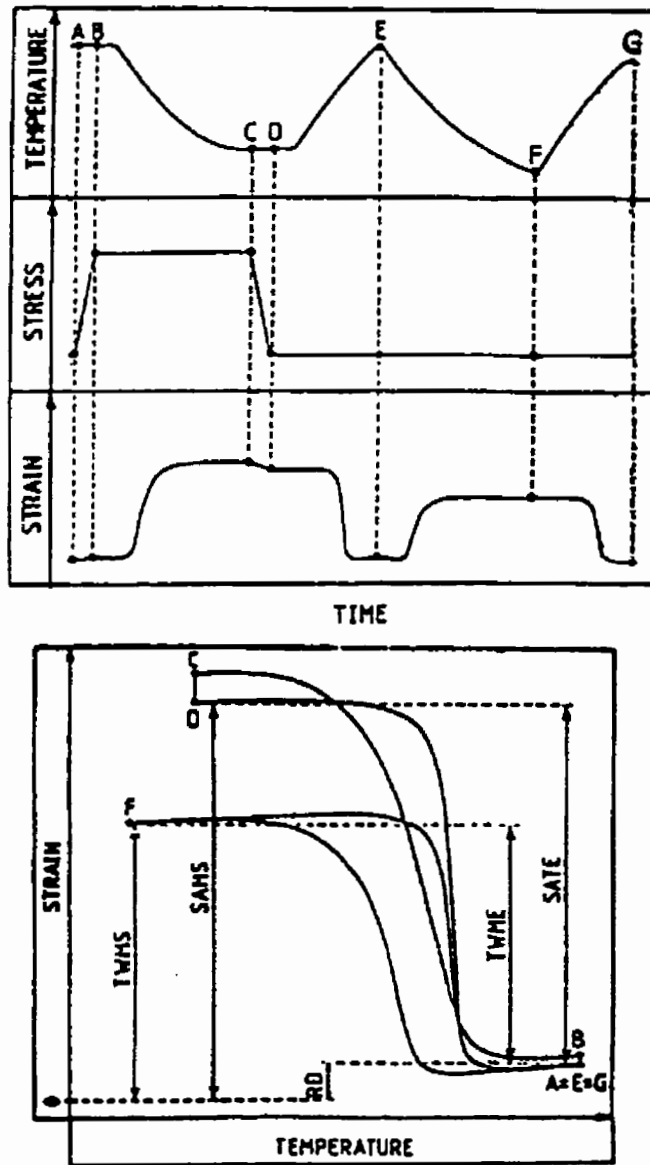


Figure 2-48 Cycle d'éducation ABCDE en effet mémoire double sens assisté, suivi d'un cycle de mémoire de forme double sens non-assisté EFG (haut), Courbes contrainte-déformation (bas) illustrant l'effet mémoire double sens (TWME), l'induction martensitique sous contrainte (SATE) et montrant les déformations associées à l'effet mémoire double sens (TWMS) et à l'induction martensitique sous contrainte (SAMS) ainsi que les déformations résiduelles (RD) [22].

L'EMDS (en déformation) atteint une valeur plateau, après un certain nombre de cycles d'éducation (environ 20 à 30 cycles d'éducation en mémoire double sens assistée pour les Cu-Zn-Al [22]). Après, les déformations résiduelles deviennent l'effet dominant. La dégradation n'est pas due à une détérioration de la microstructure permettant l'orientation privilégiée de variantes de martensite lors de la transformation phase-mère→martensite (P→M), mais plutôt aux imperfections de l'effet mémoire simple sens lors de la transformation inverse (M→P) [22]. En fait, les sous-structures menant à l'EMDS continuent à s'ajuster et à se définir avec les cycles [31].

Les cycles d'éducation à basse contrainte ne permettent pas d'atteindre la valeur maximale d'EMDS du matériau. La contrainte optimale d'éducation est la contrainte minimale pour l'obtention du maximum d'EMDS. Le nombre optimal de cycles d'éducation est le minimum de cycles pour l'obtention du maximum d'EMDS avec la contrainte optimale [22]. La déformation appliquée pour les cycles d'éducation devrait être plus grande que la déformation en EMDS désirée.

Rodriguez [48] note que pour un Cu-Al-Ni en flexion au-delà de 25 cycles d'éducation, le rendement (déformation EMDS→déformation martensitique atteinte lors du cycle d'éducation) évolue peu et qu'à partir de 50 cycles, il est pratiquement constant (fig 2-49 [48]). Il est donc préférable d'augmenter la contrainte d'éducation plutôt que d'augmenter le nombre de cycles d'éducation si l'on désire un EMDS de plus grande amplitude. Le rendement obtenu par ce type de cycles d'éducation peut être de l'ordre de 75%.

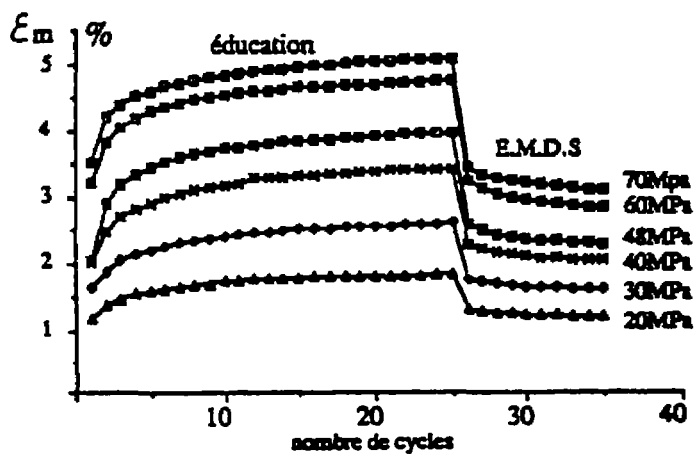
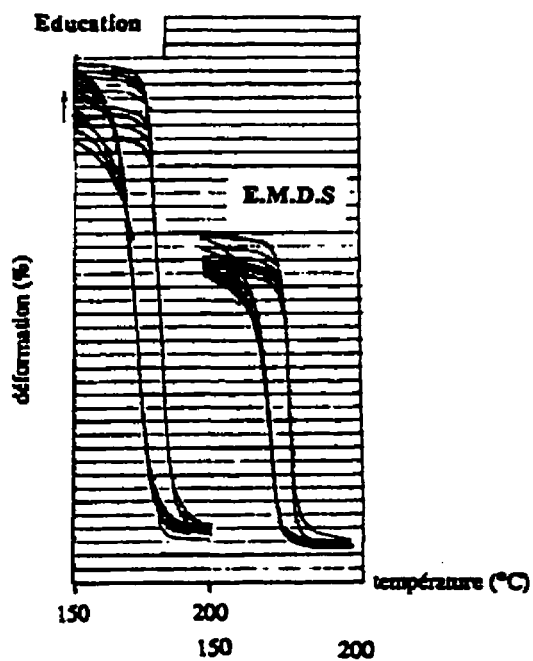


Figure 2-49 Influence de la contrainte d'éducation sur la déformation martensitique au cours des cycles d'éducation et en EMDS (flexion trois point, Cu-Al-Ni) [48].

Comme le montre Rios Jara [61] aux figures 2-50 et 2-51, la déformation lors des cycles d'éducation est plus grande que la déformation spontanée qui en résulte. Il mentionne également que l'éducation peut se faire avec des cycles de mémoire de forme simple sens. Mais ce type d'éducation n'est pas très performant et l'amplitude de déformation EMDS obtenue est plus faible (2% comparativement à 3.5% dans ce cas). La tenue en fatigue est également réduite [48].

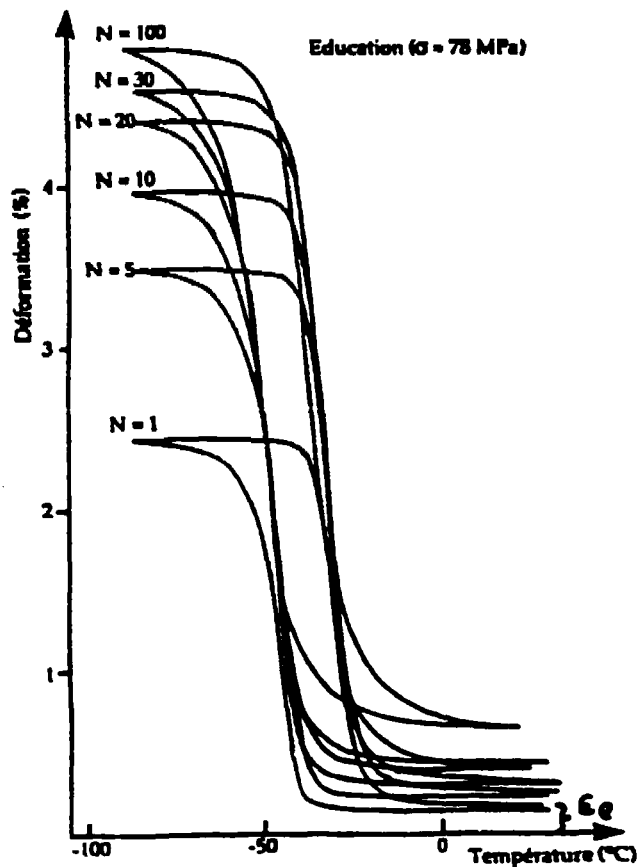


Figure 2-50 Courbes de cycles thermomécaniques d'éducation à contrainte constante de 78 MPa pour un Cu-Zn-Be polycristallin [61].

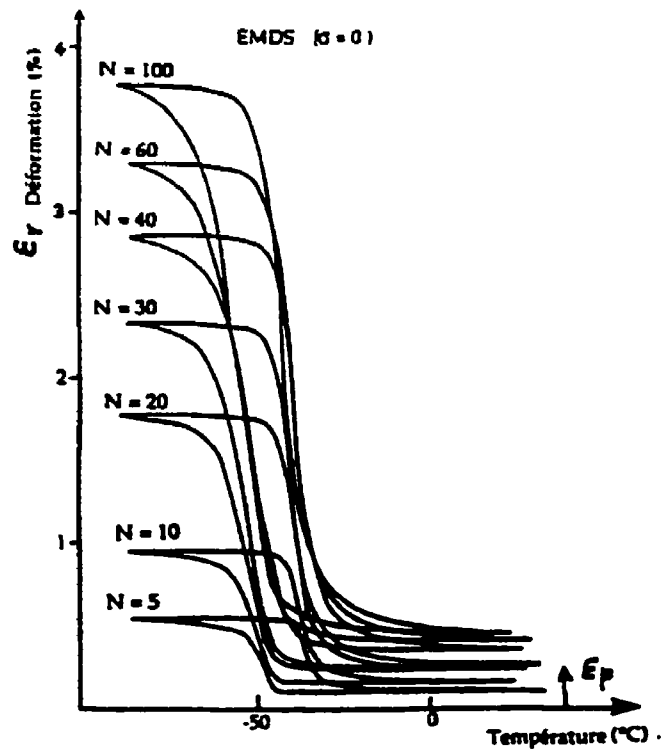


Figure 2-51 Courbes d'effet mémoire double sens non-assisté suite à N cycles d'éducation préalables pour un Cu-Zn-Be polycristallin [61].

L'éducation peut être effectuée également en imposant, pour quelques heures, une déformation constante à environ 100°C qui induit la transformation partielle [50]. Ceci stabilise quelques variantes de martensite orientées, qui croissent sans nouvelle germination lors d'une baisse de température sous M_s et produisent l'EMDS. En cyclant thermiquement l'échantillon avec une déformation constante imposée, l'EMDS peut être induite par la suite, mais son amplitude est plus faible qu'avec les méthodes précédentes.

Rodriguez [48] rapporte aussi que des cycles d'éducation superélastiques à haute température procurent un rendement de l'ordre de 50%, mais la tenue en fatigue de l'amplitude de déformation est mauvaise. Aussi, l'effet des traitements thermiques (autres

que les cycles thermiques de transformation) est peu connu sur la capacité d'éducation du matériau, mais ceux-ci sont reliés à la déformation martensitique maximale qui peut être obtenue.

2.4.5 Autres facteurs influençant le comportement en fatigue

Les effets de la vitesse de déformation sur la fatigue sont peu connus et encore moins documentés. Pour les cycles thermomécaniques, il est possible de convertir la vitesse dT/dt et la courbe déformation-température en valeurs de vitesse de déformation. Les conditions de transformation ont été observées comme indépendantes de la vitesse de déformation [26], mais le frottement interne provoque un échauffement qui peut fausser des résultats. Pour des cycles rapides à température d'équilibre, dans un cycle superélastique par exemple, l'énergie dégagée lors de la transformation exothermique n'a pas le temps d'être évacuée dans l'environnement. Comme celle-ci est réabsorbée par la transformation inverse, on peut dire que le matériau se comporte de façon adiabatique [26].

Il est possible de limiter les effets du cyclage thermique en introduisant au préalable dans le matériau une concentration de défauts. Ces défauts peuvent être de deux types:

1. des précipités provoqués par un traitement thermique à température modérée [49, 62];
2. des dislocations introduites par écrouissage [36, 62].

Dans le même ordre d'idée, Hornbogen [37] fait état d'amélioration pour les AMF cuivreux suite à une préalable déformation à chaud suivi d'un traitement de bétatisation, ce qui rendrait ces matériaux moins friables en retardant l'apparition de fissures intergranulaires et en favorisant, un mode de rupture transgranulaire.

Beyer et al. [40] obtiennent aussi des améliorations pour des fils de 0.15 mm en Ti-Ni-6%Cu pour différents niveaux d'érouissage à froid et différentes températures et temps de recuit. Pour un haut taux d'érouissage et une haute température de recuit, une recristallisation partielle est observée. Les figures 2-52 et 2-53 résument leurs résultats. Il y a une meilleure tenue en fatigue pour des transformations partielles (ce qui implique de plus petites déformations) que pour des transformations complètes durant le cycle. Les gains obtenus par ces traitements thermomécaniques au niveau de la durée de vie en fatigue se font au détriment de la déformation martensitique maximale. Aussi, dans le cas présenté, plus la température de recuit est élevée, plus il y a du fluage.

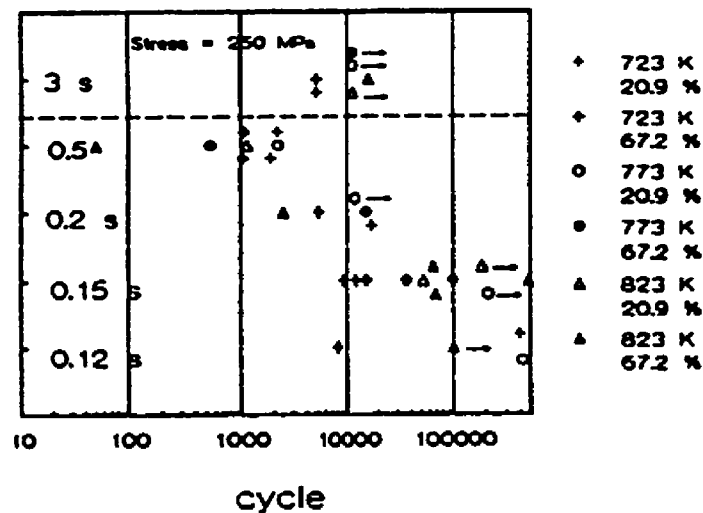


Figure 2-52 Durée de vie en fatigue thermomécanique de fils de 0.15 mm =Ti-Ni -6%Cu pour différents niveaux d'érouissage, températures et temps de chauffage de recuit. Le recuit est effectué par induction électrique [40].

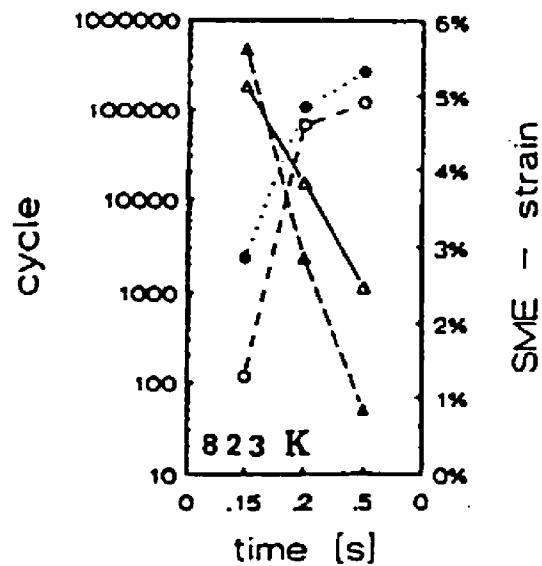


Figure 2-53 Déformation de transformation maximale obtenue et durée de vie en fatigue thermomécanique pour différents niveaux d'érouissage et temps de chauffage de recuit. Les triangles représentent les nombres de cycles et les cercles la déformation de transformation maximale. Les symboles blancs et noirs correspondent respectivement à 20.9% et 67.2% d'érouissage avant-recuit [40].

Afin de réduire la stabilisation de la martensite, Charbonnier [62] préconise, à l'issue du traitement de mise en solution, d'effectuer une trempe étagée (c'est-à-dire à une température supérieure à A_f) et de poursuivre le revenu à cette température.

Dans les Ti-Ni riches en Ni, les fissures peuvent apparaître aux inclusions de TiC. Il semblerait qu'éliminer la présence de carbone améliorerait les performances, mais les résultats de Miyazaki [36] montrent que les fissures apparaissent au même nombre de cycles (fig.2-20). Cependant les alliages utilisés n'ont pas les mêmes compositions, ni les mêmes contraintes d'induction de martensite. On peut observer sur cette figure une légère baisse de performance avec une augmentation de la fraction de Ni, ce qui dénoterait une

légère amélioration pour les Ti-Ni sans carbone. Des amorces de fissures ont aussi été observées sur des inclusions de TiO [40].

Duerig et Zadno[63] décrivent le comportement de Ni-Ti après des écrouissages à froid de 12 à 40%. Le comportement mécanique est quasi-linéaire (fig. 2-54) avec peu d'hystérésis et permet des déformations de l'ordre de 4% qui sont très stables en fatigue (fig. 2-55). Le mécanisme de déformation est peu détaillé, mais il n'est pas lié à une transformation de phase. Le module de Young augmente avec le pourcentage d'écrouissage à froid et diminue linéairement avec la température. Pour un cas rapporté, il y a une pente de $-31.25 \text{ MPa/}^\circ\text{C}$ entre -200°C et 200°C pour un module de Young de 31 GPa à 0°C .

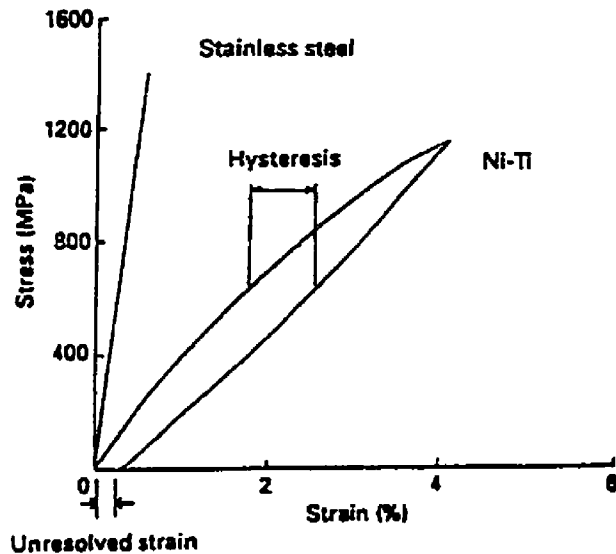


Figure 2-54 Courbes contrainte-déformation à température ambiante d'un Ni-Ti déformé à froid comparé avec un acier inoxydable courant [63].

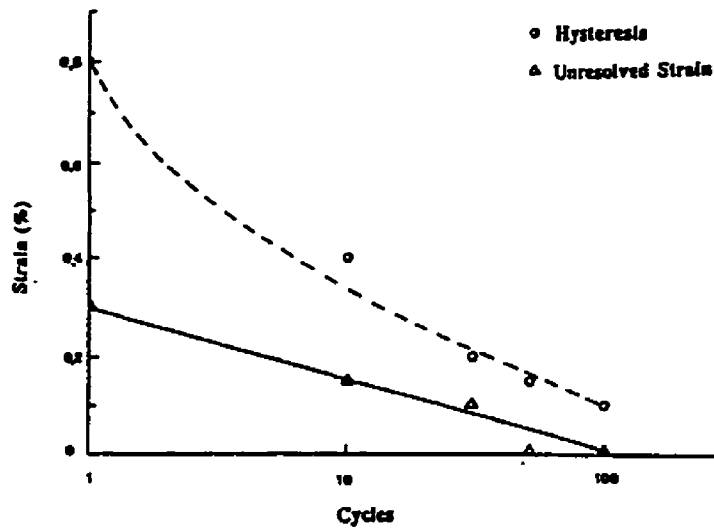


Figure 2-55 Variation de l'hystérésis et de la déformation résiduelle accumulée pour chaque cycle [63].

Leurs résultats préliminaires montrent que les caractéristiques d'un tel matériau ne sont pas très sensibles à la composition de l'alliage et présentent une capacité de stockage d'énergie comparable aux AMF Ti-Ni classiques. La principale difficulté est la mise en forme, puisque toute déformation à chaud détruit les bienfaits de l'écroutissage à froid. Les Ti-Ni ayant ces caractéristiques ne sont pas des alliages à mémoire de forme proprement dits, puisqu'il ne possèdent pas la capacité de l'effet mémoire simple sens, mais ils présentent tout de même un comportement remarquable et il serait possible d'écrouter localement des pièces AMF Ti-Ni afin d'obtenir ces propriétés. Il serait alors possible d'améliorer les performances en fatigue des fixations ou des zones de rupture pour certaines pièces aux endroits où l'effet mémoire est nuisible et accélère la fatigue.

Les phases en jeu influencent aussi la durée de vie en fatigue. Par exemple, dans les Cu-Al-Ni, deux types de martensite peuvent être induites sous contrainte : la martensite β_1 est plus favorable à la tenue en fatigue que la martensite γ , car elle cause moins de distorsion en surface. Le temps passé à haute température dans le cyclage favorise aussi le vieillissement. Les cycles thermomécaniques ayant une cinétique en température plus rapide présentent une meilleure tenue en fatigue [48]. Trivero [50] montre à la figure 2-49 le résultat, pour un pion en compression, d'un précyclage thermique sous forte contrainte suivi de cycles semblables, mais à plus faible contrainte. Les bienfaits du précyclage se saturent assez rapidement avec une augmentation de la contrainte de précyclage.

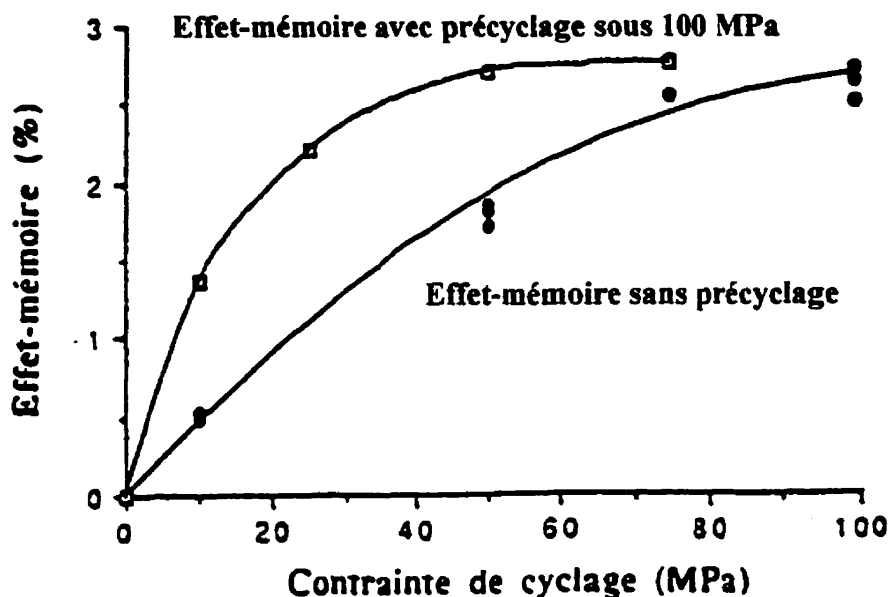


Figure 2-56 Effet de précyclage à contrainte plus élevée sur l'amplitude de l'effet mémoire double sens assisté selon la contrainte appliquée [50].

2.5 Restauration du matériau fatigué par traitement thermique

La martensite stabilisée, ne participant plus aux comportements AMF, suite au vieillissement ou à la fatigue d'origine thermique et/ou mécanique, peut être récupérée par une surchauffe au dessus de A_f ou par un recuit éclair. Cette inversion est obtenue par le désancrage des interfaces de martensite et par le retour à l'état d'ordre initial du matériau [64]. La restauration de la martensite stabilisée est associée à la chaleur dégagée comme il est observé sur la courbe de DSC de la figure 2-57 [65]. Il est possible d'aller plus loin en imposant un recuit de recristallisation suivi d'un traitement thermique adéquat pour l'obtenir des phases originales et ainsi « remettre à neuf » le matériau. Ce sujet n'est pas spécifique aux AMF.

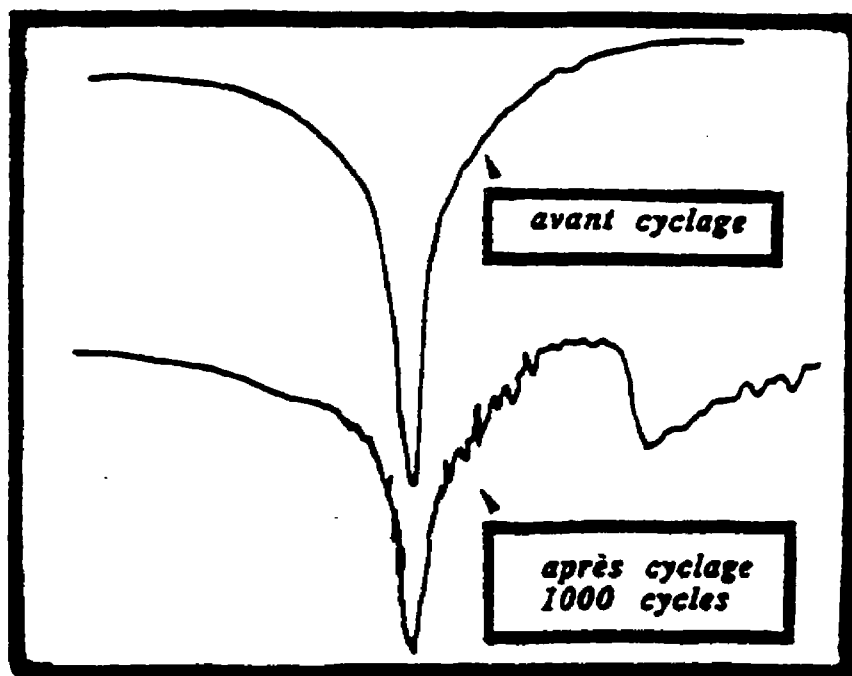


Figure 2-57 Thermogramme DSC lors d'une récupération de martensite stabilisée [65].

2.6 Caractéristiques en fatigue des alliages existants

L'évolution des caractéristiques de chaque AMF est différente. La forme de l'évolution est semblable, mais la direction de l'évolution est difficile à prévoir. Ainsi, pour tous les AMF, la majeure partie des changements s'effectuent dans les premiers cycles, puis se stabilisent. Pour chaque AMF, le nombre des premiers cycles, l'amplitude et le sens (augmentation ou diminution) dans lequel une caractéristique évolue peut varier. Cette revue bibliographique vise à identifier les paramètres et à orienter les essais de fatigue requis pour les principaux AMF en vue d'une modélisation. Trop de facteurs métallurgiques influencent la fatigue des AMF pour que nous soyons en mesure de prédire leurs comportements en fatigue sans étude expérimentale.

Le chapitre suivant aborde le problème de l'inclusion de la fatigue dans un modèle de comportement AMF et dans le calcul de structure.

3. Considérations pour la modélisation de la fatigue de l'effet mémoire

Des mesures de la perte d'effet mémoire en fonction du nombre de cycles sont publiées, mais il n'y a pas de formulation énergétique ou de théorie d'endommagement qui permettrait de comparer les effets de différents cycles thermomécaniques entre eux. La formulation d'un tel critère d'endommagement nécessite, à elle seule, des travaux expérimentaux et de recherche d'envergure doctorale. De plus, ni les matériaux, ni l'équipement de caractérisation thermomécanique n'étaient disponibles au moment d'effectuer les travaux présentés dans ce mémoire. On se limitera donc, en se fondant sur la littérature et l'expérience de modélisation, à faire des suggestions d'approches de solutions.

3.1 Simulations de cycles de fatigue

Quelques modèles de simulation de fatigue existent dans la littérature, mais ils ont un potentiel très réduit pour leur introduction dans les outils de design car ils n'incorporent pas de relation d'endommagement dans l'espace de sollicitation température-contrainte-déformation du matériau.

Le cas modélisé par Bourbon et al.[66], tel que montré à la figure 3-1 dans lequel l'alliage subit un cycle superélastique isotherme à déformation totale constante en est un exemple.

C'est donc dire que:

- à mesure que le nombre de cycles augmente, la déformation résiduelle augmente et la déformation en jeu (notamment la déformation due à la transformation de phase) diminue;
- conséquemment, la contrainte maximale du cycle diminue.

Il est donc normal que la déformation résiduelle des cycles subséquents tende à diminuer puisque les conditions de sollicitation sont de moins en moins sévères avec les cycles.

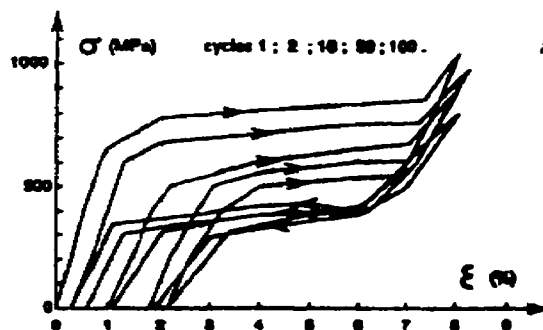


Figure 3-1 NiTi, traction ondulée ($T=373^{\circ}\text{C}$) [66]

Aucune information n'est donnée sur les propriétés thermomécaniques, à savoir si:

- une partie de la déformation résiduelle est réversible au chauffage;
- les températures de transformation à contrainte nulle ont changé;
- les conditions de transformation $\sigma_M(T)$ sont encore linéaires.

Un modèle semblable, utilisant l'interpolation par krigeage, a été développé par Meunier et al. [67], en 1993. Ce type de modèle permet de simuler des données expérimentales connues, mais ne permet pas de prévoir d'autres cycles que ceux mesurés. La niche de tels modèles est la prévision des performances d'une application intégrant un élément AMF préalablement caractérisé en fatigue durant sa vie utile.

3.2 Approche micromécanique

À partir des résultats expérimentaux de la littérature, analysés au chapitre 2, on constate que la dégradation de la déformation martensitique augmente lorsque:

1. la déformation martensitique maximale atteinte durant le cycle augmente;
2. la contrainte maximale atteinte lors d'un cycle augmente et approche la contrainte d'écoulement plastique S_y du matériau.

L'interprétation de ces observations indique que la déformation d'origine martensitique (surtout dans les polycristaux, à cause de l'accommodation aux joints de grains et de la déformation martensitique locale limitée au grain) est propice à l'apparition de concentrateurs de contrainte. Ainsi, plus il y a de déformation martensitique, plus s'accroît le besoin d'accommodation aux joints de grains et aux concentrateurs de contrainte. Aussi, à mesure que la contrainte moyenne augmente, les probabilités que les contraintes locales de ces concentrateurs de contrainte dépassent la limite d'élasticité augmentent aussi. Si le rapport σ_M/S_y est faible, l'amplitude de contrainte et de déformation élastiques d'accommodation disponible aux endroits critiques augmente et diminue les probabilités de plasticité locale. Puisque σ_M augmente avec la température, la plage de température la moins affectée en fatigue est située près des températures de transformation; ce qui est cohérent avec les courbes expérimentales de la figure 2.42 [36].

Un AMF aux phases ductiles avec une valeur S_y élevée, un σ_M relativement faible et une pente de transformation $d\sigma_M/dT$ faible, de même qu'un AMF dont la transformation présente une faible déformation sont donc avantagés en fatigue.

Comme le matériau devient de moins en moins homogène (à l'instar des alliages classiques qui développent des stries menant éventuellement à des amorces de fissures) et avec une distribution de microdéformations plastiques causant des contraintes localisées à l'intérieur du matériau, il est concevable que cette distribution de contraintes affecte localement les conditions thermomécaniques de transformation d'un certain pourcentage du matériau. Ceci étendrait alors la plage thermique de transformation du matériau dans son ensemble tel qu'observé expérimentalement; ce qui aurait pour conséquence de contribuer (avec les effets microstructuraux) à détériorer la linéarité des conditions des transformations du matériau qui continue, selon les contraintes locales, à respecter l'équation de Clausius-Claperton. Les observations expérimentales de ce fait sont difficiles à trouver dans la littérature puisque la plupart des auteurs expérimentent soit à température constante, soit à contrainte constante.

Cet étalement des conditions thermomécaniques locales de transformation n'aura pas pour seul effet de causer des modifications de la courbe contrainte-déformation initiale du matériau considéré homogène. Ces modifications s'effectueraient pour la proportion du matériau affecté par des contraintes dues aux microdéformations plastiques, mais non pour le reste du matériau; ce qui, selon une simple loi des mélanges sur la distribution des propriétés, donnerait un résultat, tel que schématisé à la figure 3-2, qui est tout à fait cohérent avec les observations expérimentales rapportées par Miyazaki[36]. Les résultats de simulations apparaissent à la figure 3-3. Plusieurs types de modification du comportement en fatigue pour les zones affectées du matériau ont été modélisés afin de faire ressortir leurs influences. Les résultats en A) représenteraient plus un matériau non-homogène sans déformation plastique; ceux en B) représenteraient une plastification

n'affectant que la déformation de transformation maximale; finalement, les résultats en C) tiennent compte d'un durcissement structural en transformation pour l'AMF déformé plastiquement. L'hypothèse C) est celle qui colle le plus, qualitativement, avec le comportement observé expérimentalement par Miyazaki[36].

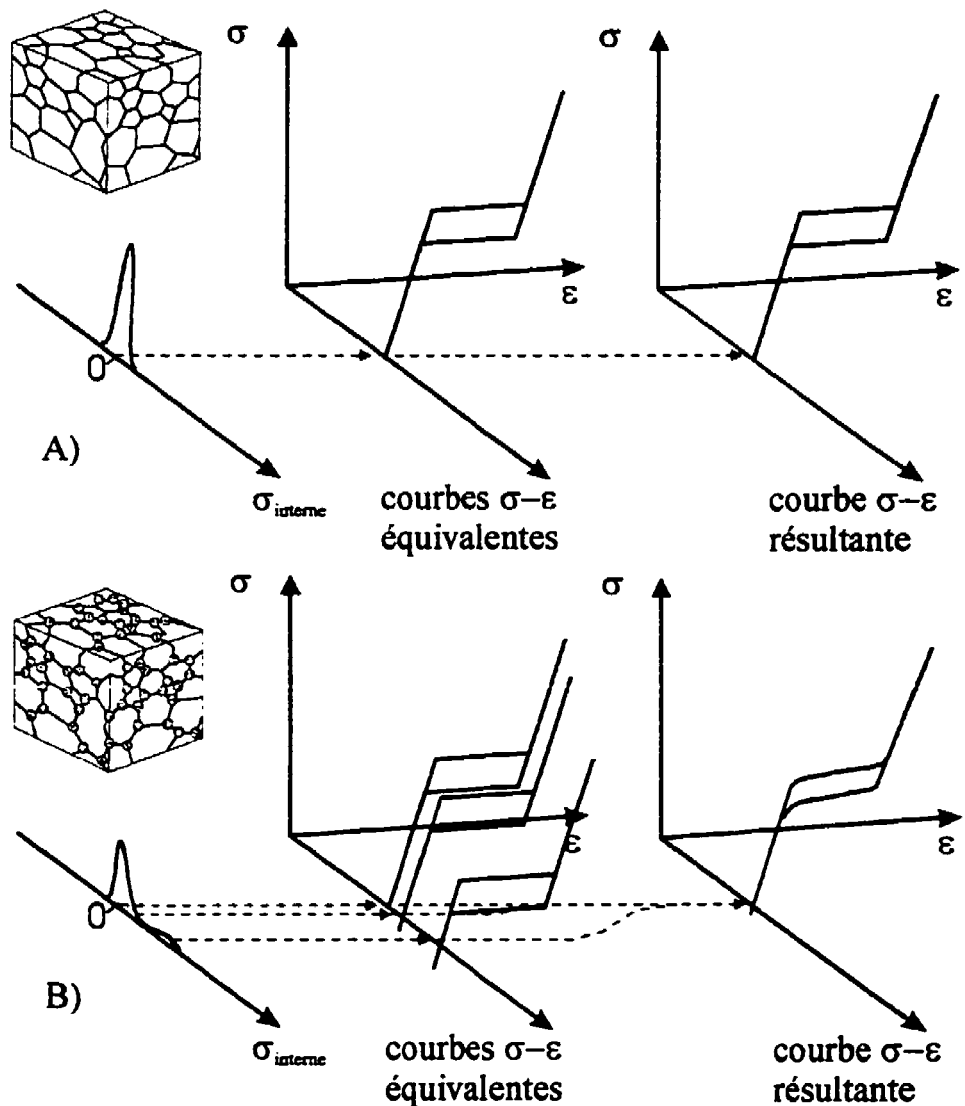


Figure 3-2 Effet de la non-homogénéité du matériau AMF d'une cellule de déformation sur le comportement mécanique (représentation schématique). A) matériau AMF quasi-homogène; B) matériau AMF hétérogène affecté par la fatigue.

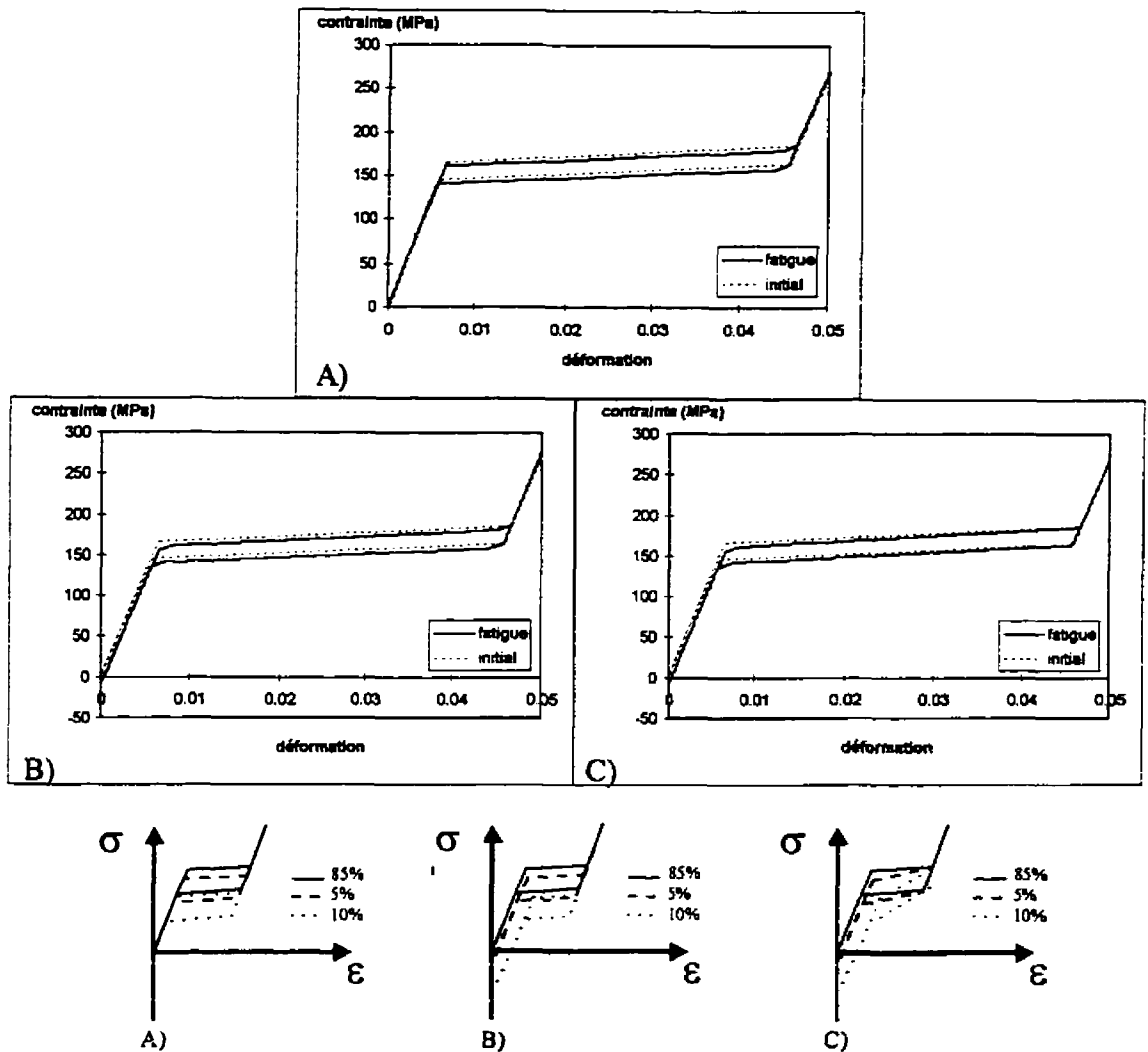


Figure 3-3 Effet de la non-homogénéité du matériau AMF, tel que calculé selon une loi simple des mélanges, pour différentes hypothèses d'évolution du matériau des fractions d'AMF affectées par la fatigue. A) contraintes d'induction affectées seulement; B) déformation plastique, déformation maximale de transformation et contraintes d'induction affectées; C) idem (B) avec durcissement structural. (AMF simulé)

On aurait donc avantage à privilégier des fonctions de transformation de courbes contrainte-déformation initiale basées sur une distribution de propriétés. De plus, on peut tenir compte de la part de martensite stabilisée dans la déformation résiduelle résultant du

bas (en température) de la distribution dont la température A_f effective est plus élevée que la température de l'essai (figure 3-4).

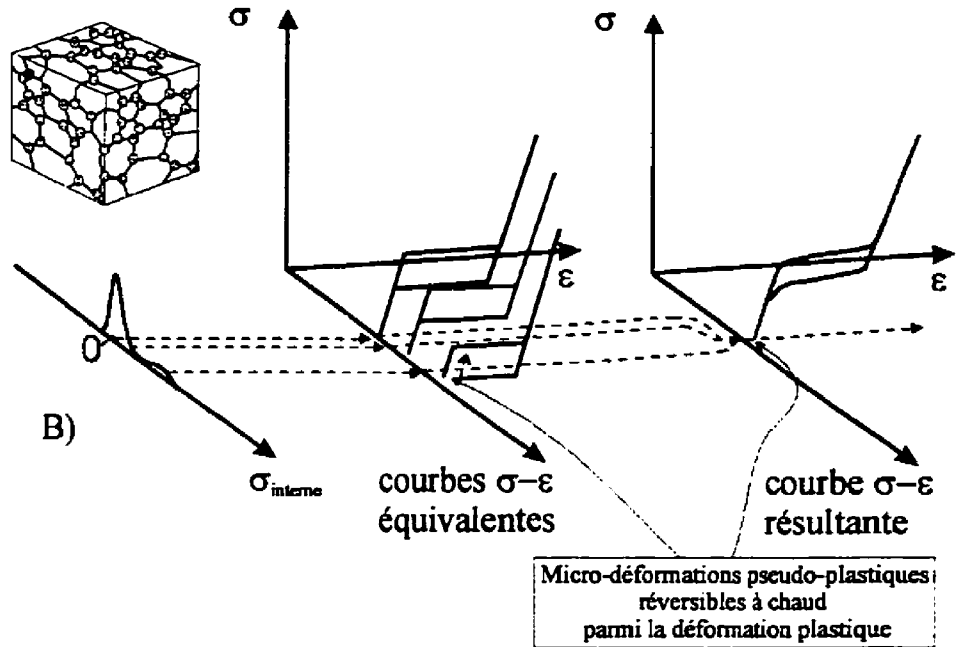


Figure 3-4 Représentation schématique du mécanisme introduisant la part de déformation pseudoélastique réversible dans les déformations résiduelles rencontrées à la suite de cycles mécaniques dans les AMF.

Évidemment, la simple loi des mélanges utilisée ici est tout à fait inadéquate. Une méthode abordant le calcul des propriétés selon un matériau hétérogène présentant des inclusions déformées d'AMF plastifiées post-transformation, à l'intérieur d'une matrice AMF non plastifiée, serait à envisager. Cependant, une étude plus approfondie des AMF plastifiés est d'abord nécessaire, peu de travaux ayant été faits sur ce sujet. De plus, la priorité devrait être portée sur le développement de modèles d'AMF incluant la plasticité, puisque de toute façon ils seront nécessaires aux calculs d'inclusions envisagés.

4. Modèle de comportement thermomécanique

4.1 Modélisation uniaxiale non-linéaire (KRIGAMF)¹

KRIGAMF est un modèle d'AMF non-linéaire, basé sur l'interpolation par krigeage de données expérimentales et de données calculées, qui permet de prédire le comportement du matériau à mémoire subissant un chargement thermomécanique donné. KRIGAMF a été mis en oeuvre dans la librairie de fonctions en langage C LIBKAMF permettant : la lecture du fichier de données expérimentales représentant le matériau, le calcul de la représentation numérique du matériau, le calcul et la mise à jour de l'état thermomécanique de plusieurs noeuds ou points discrets sur une structure, ainsi que la création, la destruction, la vérification et la gestion des objets créés par la librairie.

La librairie LIBKAMF permet d'intégrer de façon transparente le modèle KRIGAMF dans un logiciel de calcul de structure. Cependant, les limitations du modèle devraient être connues de l'utilisateur final. Les limites conceptuelles sont décrites dans les sections suivantes. Il y a aussi des limites associées notamment aux données expérimentales disponibles, à leur qualité, à la stabilité du matériau ainsi qu'au type de sollicitation utilisé pour la caractérisation par rapport à la sollicitation simulée dans le logiciel de calcul. Les données de caractérisation nécessaires à KRIGAMF, ainsi que les formats de fichiers, sont détaillées dans les sections suivantes ainsi qu'à l'annexe B.

¹ Cette section contient de larges extraits de l'article "Modélisation du comportement thermo-mécanique d'un alliage à mémoire de forme en sollicitation uniaxiale" par F. Trochu, M.-A. Meunier et P. Terriault, publié dans les actes de conférences IA-SMA Ville de Québec 1994.

Le but de cette section est de montrer comment construire, à l'aide du krigeage, un modèle capable de représenter le comportement d'un AMF soumis à des sollicitations uniaxiales et à des variations de température. Le modèle est utilisé ici sur une base de données expérimentales simulée à partir de données issues de la littérature. Les publications de Patoor & Berveiller, Funakubo et Charbonnier se sont révélées les principales sources pour les comportements d'AMF et les courbes expérimentales. Pour le krigeage et la librairie C de krigeage, les notes du cours MEC6310 par Trochu et la documentation sur la librairie C de krigeage par Trochu et Paludetti ont été utilisées. Une brève bibliographie sur le krigeage est également présentée à l'annexe A.

Étant donné la complexité du comportement thermomécanique des AMF, il est essentiel, avant même d'aborder les fondements du modèle, de bien comprendre les différents comportements de ces alliages. Une description de leurs comportements remarquables et un aperçu de l'approche adoptée pour les caractériser seront d'abord présentés. Par la suite, une solution fondée sur le krigeage sera utilisée pour construire un espace d'interpolation représentant le comportement thermomécanique d'un AMF. Finalement, les limites du modèle actuel et les axes de développement futur seront discutés et quelques exemples seront présentés.

Une version minimale (linéarisée) rebaptisée LINLAMF (ou "bi-planaire"; de par son extension des modèles bi-linéaires selon l'axe de la température) a également été développée et mise en oeuvre dans la librairie LIBLAMF qui est compatible avec LIBKAMF. Cette version du modèle est présentée à la section 5.6. L'avantage de cette version est de permettre des calculs plus rapides (au détriment de la précision) et de

nécessiter des ressources informatiques plus modestes. De plus, dans le cas de structures AMF complexes, il est avantageux d'utiliser un modèle plus simple pour les pré-calculs de dimensionnement afin de réduire le temps de développement

4.1.1 Transformation martensitique et comportement thermomécanique des AMF

Dans les AMF, trois modes de déformations sont possibles : 1° élastique; 2° *martensitique*; et 3° plastique. Il est également possible d'observer macroscopiquement la superposition de plusieurs de ces modes.

Le mode de déformation supplémentaire, appelé ici *déformation martensitique*, est dû à l'orientation privilégiée de cristaux de martensite dans la direction d'une contrainte appliquée. La transformation martensitique impose un cisaillement au réseau cristallin de la phase-mère (Fig. 4-1a). Dans le cas des AMF, la transformation martensitique est de type thermoélastique et ne cause pas de déformation plastique significative. Lorsque la transformation a lieu sans l'influence d'une contrainte, les cisaillements au plan microscopique n'occasionnent pas de déformation au plan macroscopique puisqu'il n'y a pas de changement de volume et que les cisaillements microscopiques sont distribués dans toutes les directions cristallographiques admissibles (variantes de martensite). Macroscopiquement, le résultat de ces petits cisaillements donne une déformation nulle (Fig. 4-1b). Mais lorsque la transformation a lieu sous l'effet d'une contrainte, la variante dont le cisaillement est orienté selon la contrainte sera privilégiée aux dépens de toutes les autres. Dans ce cas, la somme de ces cisaillements microscopiques produit une

déformation macroscopique non-nulle. La déformation martensitique peut donc être obtenue de deux façons :

1. soit par induction sous contrainte de la transformation martensitique;
2. soit par réorientation des variantes de martensite formées dans des directions autres que celle de la contrainte.

Les changements de phase dans un AMF sont régis par les températures critiques suivantes : M_f , M_s , A_s , et A_f , qui signifient respectivement « martensite finish », « martensite start », « austenite start » et « austenite finish » (Fig. 4-2). La phase mère à partir de laquelle le matériau se transforme est appelée *austénite* ou *phase haute température*. Les conditions de la transformation martensitique dépendent de la contrainte appliquée et de la température. Il est souvent pratique d'introduire les contraintes critiques de transformations $\sigma_{mf}(T)$, $\sigma_{ms}(T)$, $\sigma_{as}(T)$ et $\sigma_{af}(T)$ qui sont généralement des fonctions assez linéaires de la température (Fig. 4-3).

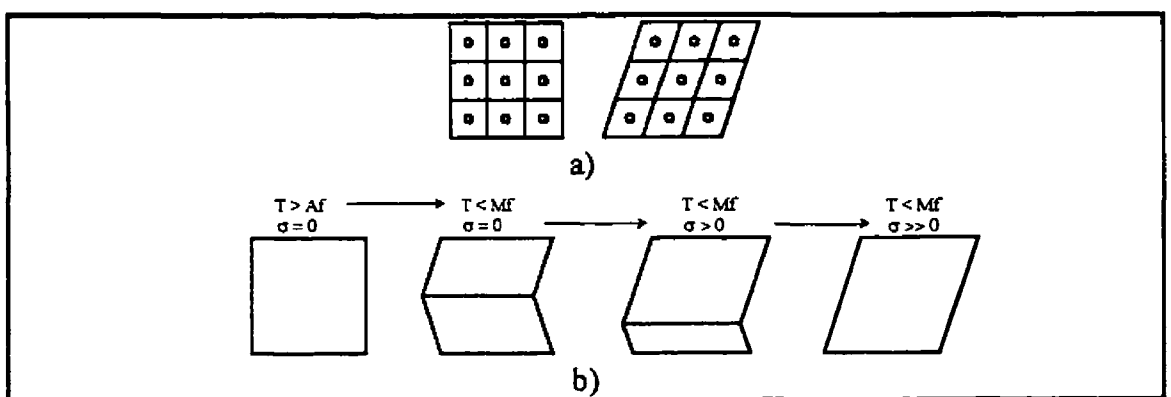


Figure 4-1 a) Cisaillement du réseau cristallographique lors de la transformation martensitique
b) Réorientation de variantes de martensite par application d'une contrainte

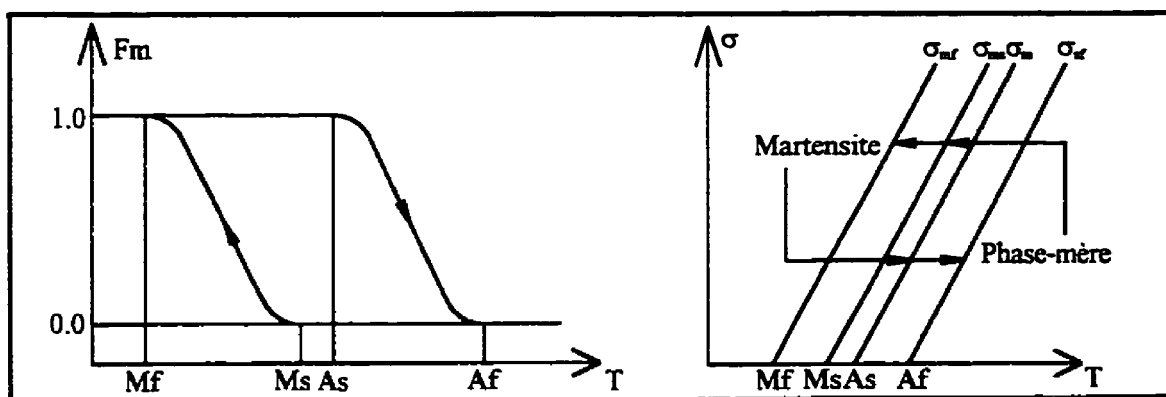


Figure 4-2. Variation de la fraction de martensite en fonction de la température
 Figure 4-3. Température de transformation en fonction de la contrainte

Pour $T < M_f$, tout le matériau est en phase martensitique et pour $T > M_f$, seule la contrainte a une influence sur les fractions de phases du matériau. La transformation martensitique est graduelle entre $\sigma_{mf}(T)$ et $\sigma_{ms}(T)$. Le niveau de transformation est caractérisé par la fraction de martensite F_m présente dans le matériau. La déformation martensitique est proportionnelle à la fraction F_o de martensite orientée, dans la direction de la contrainte qui est présente dans le matériau et qui n'est pas compensée dans la direction inverse (Fig. 4-1b). F_o ne peut être plus grand que F_m et tous deux varient de 0 à 1. La déformation martensitique limite $\epsilon_{M_{max}}$ est atteinte lorsque $F_o = 1$.

Comme la déformation martensitique peut être obtenue de deux façons et que le comportement des AMF dépend à la fois de la température et de la contrainte, le chargement sera défini comme étant un état thermomécanique qui tend à accroître F_o . De la même façon, un état thermomécanique qui tend à décroître F_o sera appelé un déchargement.

Pour mieux comprendre la signification de ces paramètres, prenons l'exemple d'un AMF en comportement superélastique, caractéristique d'un chargement suivi d'un déchargement en contrainte à température constante $T > A_f$.

En se référant à la figure 4-4, on remarque quatre zones distinctes sur la courbe de traction.

- La zone I correspond à un comportement élastique avec une déformation proportionnelle au module de rigidité de la phase mère. Le matériau est complètement en phase mère : $F_m = 0$ et $F_o = 0$.
- La zone II représente un comportement superélastique avec une déformation martensitique causée par l'induction de martensite orientée sous contrainte. Le matériau passe graduellement de $\sigma_{ma}(T)$ (phase mère avec $F_m = 0$ et $F_o = 0$) à $\sigma_{mf}(T)$ (phase martensitique avec $F_m = 1$ et $F_o = 1$). En superélasticité, toute la martensite induite est orientée dans le sens de la contrainte, donc $F_o = F_m$.
- La zone III correspond au comportement élastique de la martensite complètement orientée, avec une déformation proportionnelle au module de rigidité équivalent de cette phase orientée. Le matériau est complètement en phase martensitique à la suite de la zone II ($F_m = 1$, et $F_o = 1$). Le retour de la zone III à la zone I s'effectue, avec une hystérésis, par la zone IV.
- La zone IV représente un comportement superélastique en déchargement. La déformation martensitique disparaît graduellement à mesure que son support (la martensite) se retransforme en phase-mère à partir de $\sigma_{mf}(T)$ ($F_m = 1$ et $F_o = 1$) jusqu'à $\sigma_{mf}(T)$ ($F_m = 0$ et $F_o = 0$).

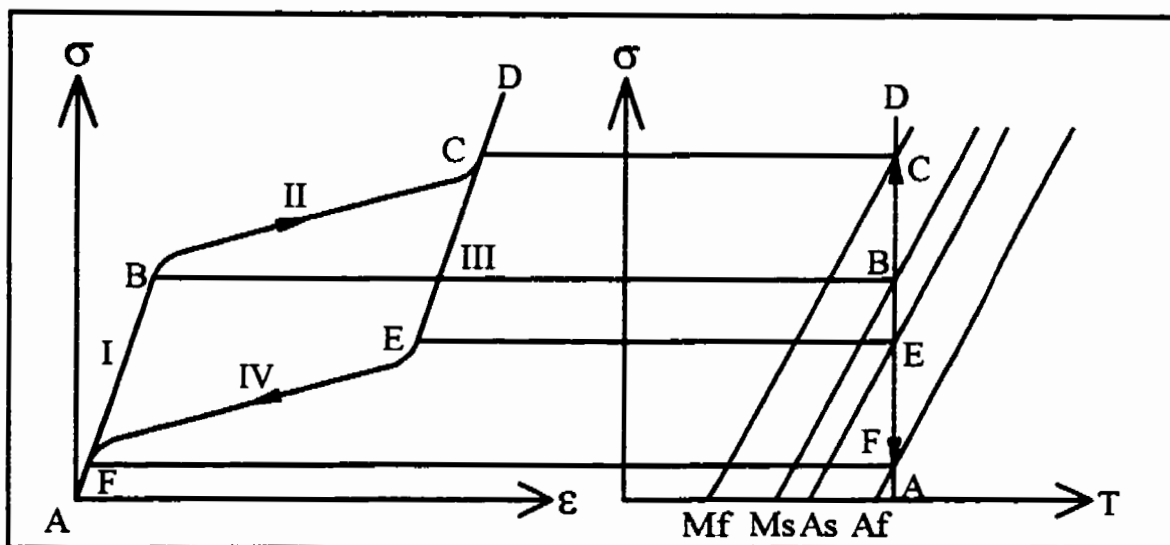


Figure 4-4 Exemple de déformation martensitique : le comportement superélastique.

Ce cycle superélastique avec transformation de phase complète et retour à la phase-mère décrit l'enveloppe des possibilités de parcours pour des cycles de chargement en contrainte à une température constante $T > A_f$. Les zones II et IV sont appelées respectivement courbes principales de chargement et de déchargement. Comme il sera décrit un peu plus loin, il existe entre ces courbes principales une infinité de parcours représentant des cycles partiels.

La figure 4-5 permet de situer ce cycle superélastique complet à température constante sur un diagramme T - σ - ϵ comme étant la courbe 1. En faisant varier la température à partir de la courbe 1, les chemins suivants seront parcourus :

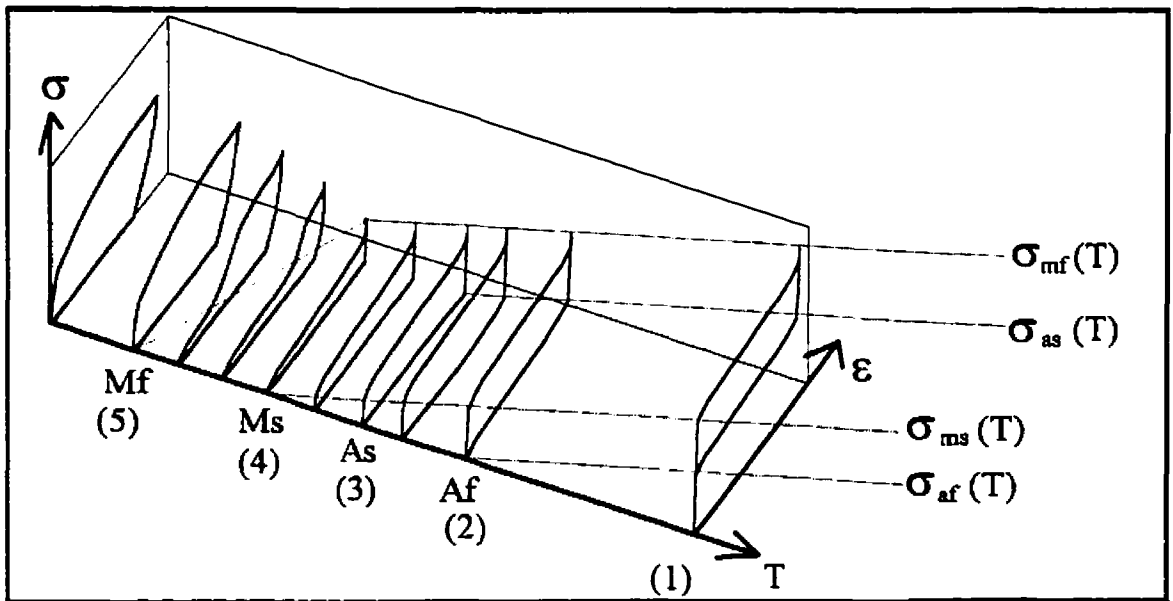


Figure 4-5 Diagramme T - σ - ε : courbes génératrices de l'enveloppe du comportement thermomécanique d'un AMF.

- (1) Pour une augmentation de température, un comportement semblable à la courbe 1 est observé, régi par les valeurs de contraintes critiques de transformation $\sigma_{\alpha}(T)$ montrées à la figure 4-3. Il existe une limite supérieure en température $T = M_d$ au-delà de laquelle il n'est plus possible d'induire de la martensite sous contrainte. Pour $T > M_d$, l'AMF se comporte comme un alliage classique. Nous définirons par M_{ds} , la température à partir de laquelle il n'est plus possible d'induire 100% de martensite sous contrainte.
- (2) Pour une diminution de température, un comportement semblable à la courbe 1 est observé jusqu'à ce que la valeur $T = A_f$ soit atteinte. La courbe 2 qui représente le chargement et déchargement en contrainte à $T = A_f$, constitue un cas limite de la courbe 1 puisque $\sigma_{af}(A_f) = 0$.

(3) Pour une diminution subséquente de température à partir de la courbe 2 (Fig. 4-5), la déformation martensitique ne disparaît pas complètement au déchargement. Cette déformation est complètement récupérable si l'on augmente la température jusqu'à A_f .

Il faut donc, pour tracer les isothermes principales $T < A_f$:

- (i) partir de $T > A_f$, avec $\sigma = 0$;
- (ii) diminuer graduellement T jusqu'à la température désirée, sans dépasser celle-ci, toujours avec $\sigma = 0$;
- (iii) effectuer le chargement en contrainte jusqu'à $F_0 = 1$.

De cette façon, comme on peut constater sur la figure 4-5 entre les courbes 2 et 3, la transformation martensitique inverse ne se fait graduellement plus. Le diagramme $\sigma_{\alpha\alpha}$ - T de la figure 4-3 explique bien ce phénomène. Les contraintes critiques de transformation diminuent graduellement jusqu'à zéro et n'ont par la suite aucune influence sur les phases présentes dans le matériau. À $M_s < T < A_f$, la martensite est induite sous contrainte et il n'y a pas de transformation inverse.

(4) Entre les courbes 3 et 4, les contraintes $\sigma_{mf}(T)$, $\sigma_{ms}(T)$, qui gouvernent le début et la fin de la transformation martensitique, diminuent progressivement jusqu'à $T = M_s$ (courbe 4) pour laquelle $\sigma_{ms}(M_s)=0$. La martensite est induite uniquement sous contrainte et il n'y a pas de transformation inverse.

- (5) Entre les courbes 4 et 5, il y a apparition graduelle, à $\sigma = 0$, de martensite d'origine thermique ($\sigma = 0$, $F_m > 0$ et $F_o = 0$). La martensite d'origine thermique n'est pas orientée et ne cause pas de déformation macroscopique. Lors de l'application d'une contrainte, il y a réorientation de la martensite et une déformation macroscopique apparaît. La déformation par réorientation présente un retour anélastique au déchargement (comportement caoutchoutique) et la déformation pseudo-permanente présente au déchargement disparaît avec un chauffage à $T > A_f$ (effet mémoire simple forme).
- (6) Enfin, pour $T < M_f$ et $\sigma = 0$, le matériau est entièrement en phase martensitique ($F_m = 1$) non-orientée ($F_o = 0$). Les courbes de chargement sont semblables à la courbe 5 qui est caractéristique du comportement caoutchoutique. Cependant, la courbe σ - ϵ et l'amplitude du retour caoutchoutique varie avec la température.

NOTE

Le modèle actuel est, pour l'instant, fondé sur l'enveloppe de transformation et de réorientation de la martensitique sous contrainte. Il ne tient pas compte du fait que la fraction de martensite F_m à contrainte nulle pour $M_f < T < A_f$ peut être plus grande que la valeur de F_m obtenue lors d'une descente de température à contrainte nulle à partir de $T = A_f$. Ce dernier cas particulier sera incorporé au modèle dans une version subséquente.

4.1.2 Approche par surfaces limites

Les courbes principales de chargement et de déchargement génèrent ensemble des surfaces principales de chargement et de déchargement. La partie du plan $\sigma = 0$ pour $T < A_f$ et pour $\varepsilon_{\max} > \varepsilon > 0$ à $\sigma = 0$ est considérée comme faisant partie du plan de déchargement puisqu'une infinité de courbes de déchargement de cycles partiels s'y posent. Ces surfaces principales forment l'enveloppe des possibilités de parcours pour des cycles de chargement en contrainte et en température dans la transformation austénite-martensite. Elles peuvent être calculées à partir des données recueillies en laboratoire. Cependant, la réponse (ou encore la déformation) de l'AMF engendrée par les variations de contrainte et de température ne se trouve pas forcément sur une des deux surfaces principales. En effet, il est possible de se trouver entre celles-ci. Illustrons cette possibilité à l'aide d'un exemple simple. Considérons le cas où la température est maintenue constante à une valeur plus grande que la température A_f et que la contrainte varie. L'AMF est alors en chargement (ou en déchargement) superélastique. Une coupe des deux surfaces principales par un plan de température constante donne les deux courbes représentées à la figure 4-6a).

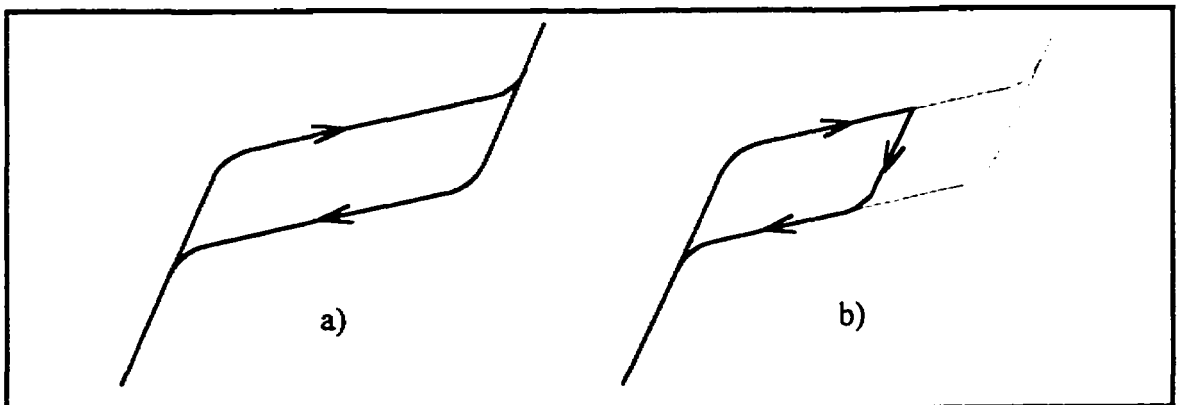


Figure 4-6 Cycles superélastiques. a) Cycle complet superélastique isotherme: courbes de chargement et de déchargement. b) Cycle partiel, comparé au cycle complet, avec courbe de déchargement secondaire.

Si, lors du chargement, la contrainte est relâchée avant que la martensite ne soit complètement transformée, le passage de la courbe principale de chargement à celle de déchargement se fait selon une courbe de déchargement secondaire telle que représentée à la figure 4-6b). Cette courbe secondaire est calculée en utilisant les informations suivantes. Le taux de martensite orientée F_0 du point initial sur la courbe principale de chargement est connu car c'est une des observations. Le taux de martensite orientée du point d'arrivée sur la courbe principale de déchargement est connu lui aussi. Il s'agit en fait du taux de martensite orientée F_0 du point initial moins la valeur d'un *facteur caoutchoutique* f_c en ce même point². On suppose enfin que la pente de la courbe secondaire est égale au module de Young en son point de départ. Ces trois informations permettent d'approximer le chemin de la déformation inverse qui permettra de rejoindre la courbe principale de déchargement. Un raisonnement analogue pour le passage de la courbe principale de déchargement à celle de chargement (chemin inverse) donne la courbe de chargement secondaire de la figure 4-7a). La concavité de cette courbe est opposée à celle de la courbe de déchargement secondaire. En reportant les deux courbes sur un même graphique, une forme de lentille est obtenue et constitue ce qu'on appelle un cycle secondaire (Fig. 4-7b).

² Le modèle est capable de rendre plusieurs types de sous-cycles rencontrés dans la littérature. En fait la plupart des AMF ont des sous-cycles de déchargement qui reviennent vers $\sigma_{Af}(T)$ et des sous-cycles de chargement qui visent le plus grand F_0 atteint dans le cycle. On obtient ces conditions pour un f_c égal à F_0 au point de départ du sous-cycle.

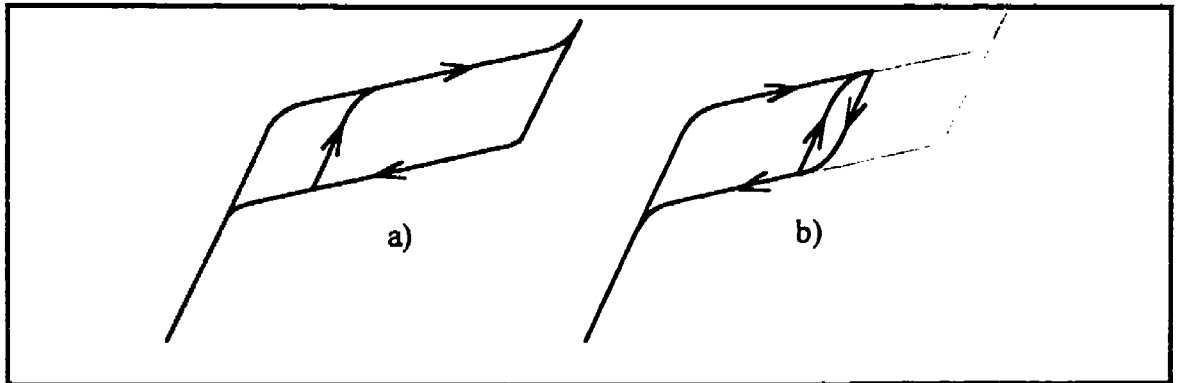


Figure 4-7 Courbes secondaires sur un cycle superélastique. a) Courbe secondaire de chargement. b) Forme de lentille créée par deux courbes secondaires.

Imaginons maintenant que la contrainte augmente alors que l'on se situe sur une courbe de déchargement secondaire. Cette courbe secondaire engendre donc une nouvelle courbe de chargement tertiaire ayant comme point de départ le point actuel et comme point d'arrivée le point initial de la courbe secondaire qui a engendré cette nouvelle courbe tertiaire. Cette situation peut se produire autant en chargement qu'en déchargement. Ce dernier cas est présenté à la figure 4-8.

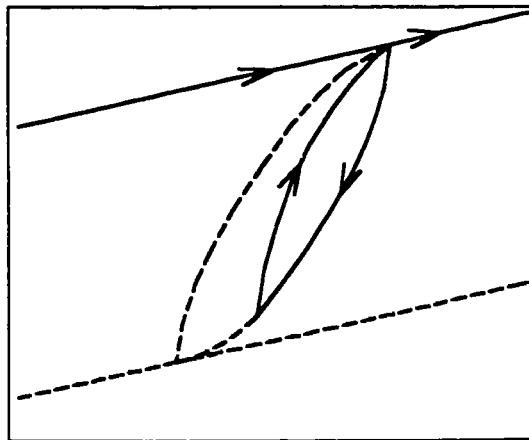


Figure 4-8 Courbe tertiaire engendrée à partir d'une courbe secondaire.

Une courbe secondaire peut donc engendrer une courbe tertiaire qui, à son tour, peut en engendrer une autre, et ainsi de suite. La réponse en déformation de l'AMF peut donc emprunter une infinité de chemins. Il est impossible de savoir à l'avance quels chemins devront être calculé lors d'une simulation. Il faut calculer ceux-ci à mesure en fonction de l'état de l'AMF, c'est à dire sa position dans l'espace T - σ - ϵ - F_m - F_o - f_c .

L'histoire thermomécanique de l'AMF est représentée par le facteur caoutchoutique f_c et la hiérarchie des sous-cycles. La courbe de Bézier définie par deux points et deux pentes reliées à des points de contrôle a été choisie, en première approximation, pour modéliser les courbes des sous-cycles puisque l'on connaît le point de départ et le point d'arrivée calculé à partir de f_c du point de départ. De plus, ce comportement caoutchoutique présente habituellement une pente égale ou plus faible qu'un retour parfaitement élastique. Au départ, une pente équivalente au module de Young est donc imposée et, à l'arrivée, la pente de la courbe rejointe. En fait, la courbe de Bézier est un cas particulier du krigeage des dérivées. Étant donné sa simplicité, nous avons opté pour la courbe de Bézier plutôt que de rekriger chaque couplet de points et de pentes.

L'étude des courbes de comportement issues de la littérature a donc permis de recréer un modèle d'AMF qui dépend de la température T , de la contrainte σ , de la déformation ϵ , des fractions de martensite F_m et de martensite orientée F_o , et d'un facteur caoutchoutique f_c . Le but de cette approche est de créer un modèle semi-empirique du comportement thermomécanique des AMF. Il s'agit d'un modèle uniaxial construit et calculé à partir de courbes contrainte-déformation isothermes. Les données nécessaires peuvent être obtenues par les manipulations expérimentales décrites dans la section suivante.

4.1.3 Méthodologie expérimentale

La méthodologie suivante est adoptée pour caractériser le comportement thermomécanique uniaxial d'un AMF (voir annexe B pour plus de détails).

- (1) Préparation identique des échantillons de l'AMF à modéliser comprenant: mise en forme, traitement thermique, précyclage;
- (2) Essais de DSC ou de résistivité pour déterminer les températures de transformation de l'alliage;
- (3) Essais uniaxiaux à différentes températures au-dessus de A_f pour évaluer M_{ds} ; la température au-delà de laquelle on ne peut plus induire 100% de martensite sous contrainte. Le module de Young de la phase mère est aussi déterminé, ainsi que la pente $\partial\sigma/\partial T$ des frontières de transformation et S_y à $T > M_d$;
- (4) Essai préliminaire uniaxial à une température $T > A_f$ afin de déterminer la déformation martensitique maximale pouvant être atteinte avec cet alliage sans déformation plastique.
- (5) Essais uniaxiaux σ - ϵ à température constante pour les températures suivantes: $M_f - X$; M_f ; M_s ; $(M_f + M_s)/2$; A_s ; A_f ; $(M_{ds} + A_f)/2$; et $M_{ds} - y$. Les paramètres X et Y sont spécifiés selon l'étalement des températures mesurées en (2) et (3). Au total, 8 essais uniaxiaux σ - ϵ seront réalisés pour caractériser l'alliage dans tout le domaine de température³. Pour chaque essai :

³ Selon le domaine de température nécessaire à la simulation, le nombre d'essais peut être considérablement réduit.

- La température d'un essai pour $T < A_f$ doit être obtenue en descente de température à partir d'une température $T > A_f$ avec $\sigma = 0$ afin d'éviter la présence de martensite supplémentaire d'origine thermique ou de déformation martensitique pseudo-permanente.
- Lorsque la température est atteinte, quelques cycles partiels sont effectués jusqu'à l'obtention du cycle correspondant au maximum de martensite orientée sans déformation plastique.
- Les données recueillies en (2), (3) et (4) permettront de déterminer les déformations à atteindre lors des cycles partiels. Les cycles partiels serviront à estimer un facteur caoutchoutique local observé lors du changement de chargement à déchargement, et vice-versa.

(6) Le taux de martensite orientée F_o est estimé à l'aide du module de Young et de la déformation martensitique maximale obtenus en (3) et (4). Le taux de martensite F_m est estimé à l'aide du taux de martensite orientée et des températures de transformations obtenues en (2). Un facteur caoutchoutique f_c est estimé avec le taux de martensite orientée F_o et les courbes de cycles partiels obtenus en (5).

(7) Interpolation par krigeage de courbes σ - ϵ à des températures intermédiaires et calcul des observations F_o , F_m et f_c .

(8) Importation des courbes dans le modèle de comportement.

4.1.4 Krigeage des données

Une fois la lecture des données expérimentales effectuée et le calcul des paramètres complété, l'AMF est représenté par une structure de données qui est gardée en mémoire. Toutes ces données forment quatre surfaces : les surfaces de chargement et de déchargement principales, ainsi que les surfaces de martensite orientée et d'austénite élastique. Les surfaces de chargement et de déchargement principales sont composées d'une série de courbes qui, à leur tour, sont décrites par une série de points. Chaque point est constitué de six composantes qui proviennent soit des données prélevées en laboratoire (température, contrainte, déformation et quelques valeurs du facteur caoutchoutique), soit des valeurs calculées à partir des données expérimentales (les taux de martensite orientée et transformée et toutes les autres valeurs du facteur caoutchoutique). La figure 4-9 représente l'allure des surfaces principales de chargement (figure 4-9a), et de déchargement (figure 4-9b) dans le repère "température-contrainte-déformation". Une superposition des deux surfaces est illustrée à la figure 4-9c pour bien montrer l'hystérésis qui existe entre celles-ci.

La création des surfaces de martensite orientée et d'austénite élastiques utilise quelques points des données expérimentales ainsi que les modules de rigidité des deux phases de l'alliage. Ces deux surfaces se comportent de la même façon qu'un matériau classique, c'est-à-dire que leur rigidité est supposée indépendante de la température. La figure 4-10 montre ces deux régions élastiques. On voit que l'austénite élastique existe pour des contraintes faibles à des températures relativement élevées, tandis que la martensite élastique peut exister à toute température lorsque la contrainte est élevée.

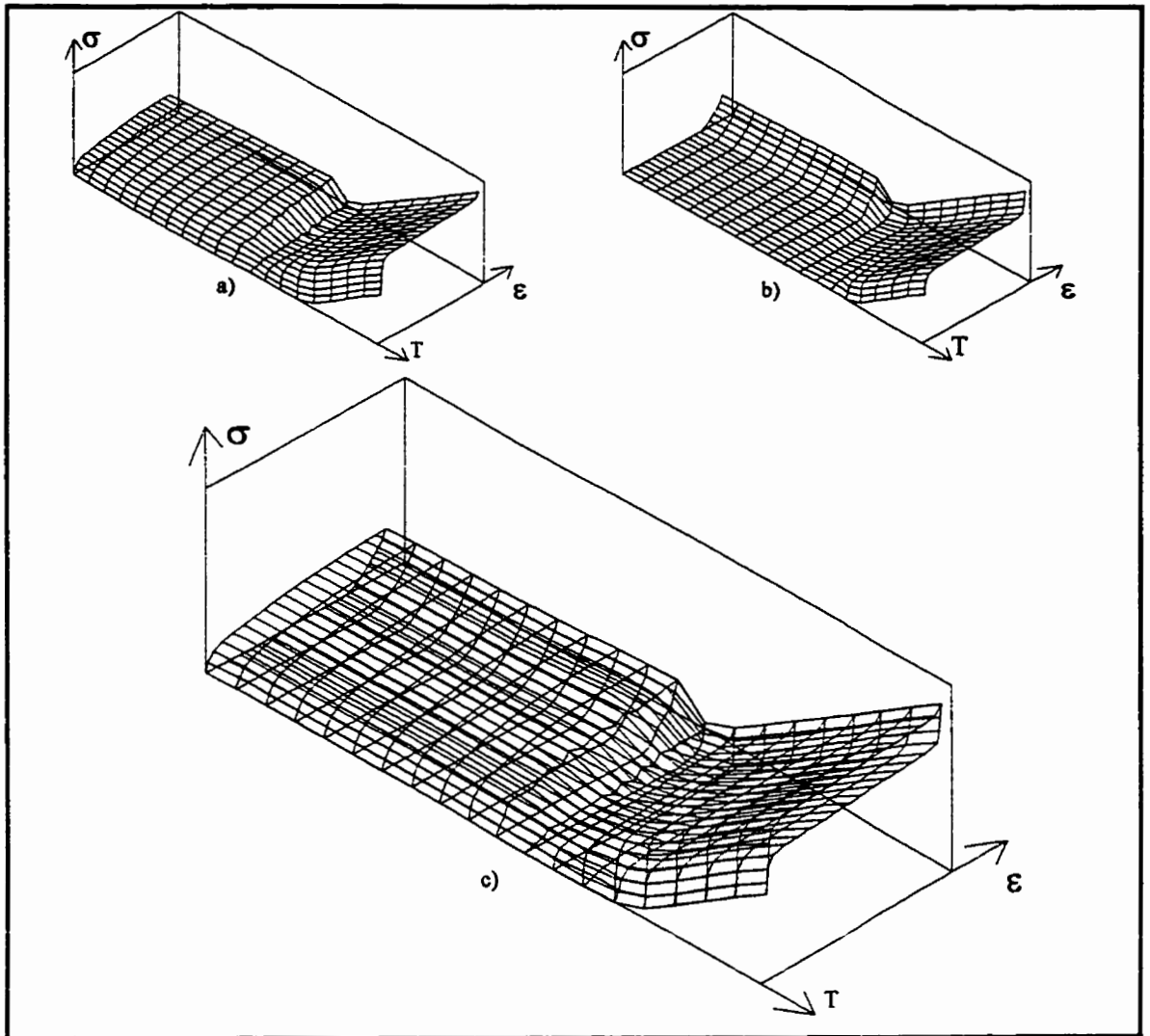


Figure 4-9 Surfaces principales du modèle. a) Surface principale de chargement b) Surface principale de déchargement c) Superposition des deux surfaces principales a) et b)

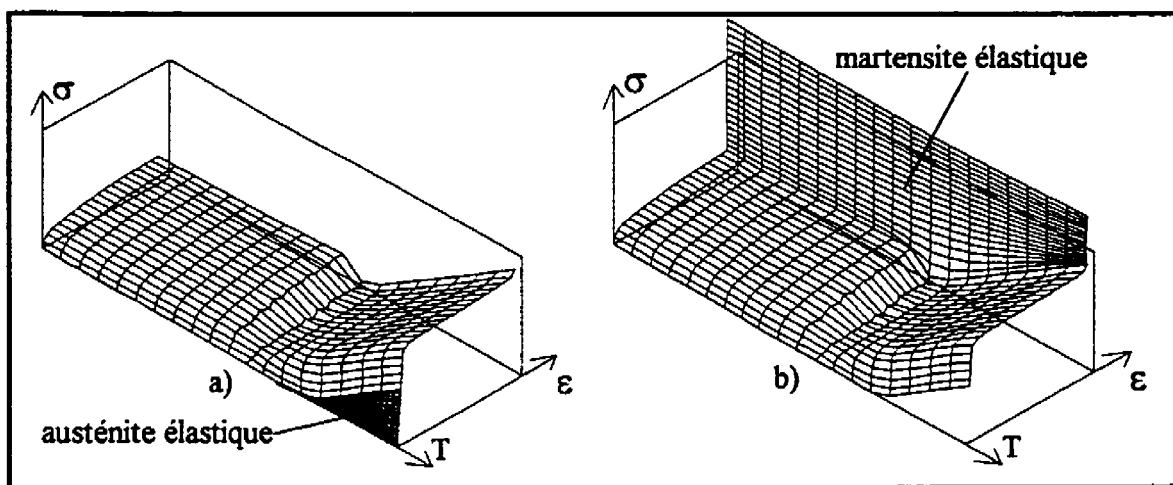


Figure 4-10 Surfaces élastiques a) martensite élastique, b) austénite élastique

Un des buts du modèle est de prédire, à partir d'un minimum d'informations expérimentales, la déformation d'un AMF soumis à une sollicitation uniaxiale lorsqu'une séquence de températures et de contraintes appliquées est connue. Il aurait été efficace d'utiliser un krigeage géométrique à deux dimensions (la température et la contrainte) avec quatre observations par point (déformation, taux de martensite transformée et orientée, et facteur caoutchoutique). En effet, connaissant température et contrainte, il est facile et rapide d'interpoler les observations correspondantes dans l'espace bidimensionnel. Par contre, comme on peut le voir sur la figure 4-9b, une partie de la surface de déchargement s'assoit sur le plan de contrainte nulle. Une série de points ayant les mêmes coordonnées possèdent alors des observations différentes. Il en résulterait un système de krigeage singulier, ce qui est impossible à résoudre.

Afin de remédier à ce problème, les surfaces de transformations ont été paramétrisées selon deux paramètres u et v normalisés entre 0 et 1. Le paramètre u correspond à la température, et le paramètre v à la longueur de la courbe isotherme (longueur de la courbe

contrainte vs déformation lorsque la température est constante). Ces paramètres u et v sont calculés pour chaque point des deux surfaces et gardés en mémoire au même titre que les six autres données décrivant un point. De cette façon, il est possible d'effectuer un krigeage géométrique dans un espace bidimensionnel (où les variables sont les paramètres u et v) avec 6 observations par point (température, contrainte, déformation, taux de martensite transformée et orientée, facteur caoutchoutique). Il est alors possible de résoudre ce système de krigeage. Cependant les résultats se sont avérés décevants en terme de précision pour le peu de points expérimentaux utilisés. Le problème a été réglé par l'utilisation du krigeage paramétrique de surfaces multi-dimensionnelles. Les interpolations se font pour des couples (u, v) connus. Pour interpoler un point à une température et une contrainte connues, il faut calculer la valeur des paramètres u et v correspondants. La valeur normalisée du paramètre u est obtenue simplement par

$$u = \frac{T_{\text{imposé } \epsilon} - T_{\text{min}}}{T_{\text{max}} - T_{\text{min}}}$$

Il est plus difficile de déterminer le paramètre v car il faut utiliser une méthode itérative. Les observations ϵ , F_m et F_o sont des fonctions croissantes, et une variante de la méthode de la bisection est utilisée pour déterminer v à la précision désirée.

En somme, lorsque la température et la contrainte sont connues, il est possible de connaître les valeurs des paramètres u et v correspondants. De plus, cette démarche peut être appliquée pour connaître les u et v correspondant à une température spécifiée et une valeur imposée de n'importe quelle autre observation (contrainte, déformation ou taux de martensite orientée par exemple). Dans le cas présent, certaines situations particulières demandent de connaître les paramètres u et v qui correspondent à une température

imposée et à une valeur d'observation imposée (soit la contrainte, la déformation ou le taux de martensite orientée). Dans chacun des cas, la convergence est assurée vers une valeur unique de la position (u, v) .

Le krigeage paramétrique dans un espace bidimensionnel avec six observations par points a été fait en utilisant une dérive et une covariance linéaires. Plusieurs autres combinaisons ont été essayées (covariance cubique, dérive constante, covariance spline-4d, covariance spline-2d, etc.) Dans tous ces cas, le modèle passait bien entendu par les points de mesure, mais il engendrait des déviations variables selon les observations. La dérive et la covariance linéaires s'avère la combinaison la plus fiable et le plus facile à contrôler.

4.1.5 Krigeage des sous-surfaces

Comme il a été vu précédemment, une courbe principale peut engendrer une courbe secondaire qui, à son tour, peut en engendrer une tertiaire, et ainsi de suite. La réponse de l'AMF peut donc emprunter une infinité de chemins. Il est impossible de savoir à l'avance quelles sous-courbes doivent être calculées. À partir des courbes secondaires à température constante, regardons maintenant le cas plus général où des variations de température et de contrainte peuvent avoir lieu. Un déchargement à partir d'un point situé sur une surface de chargement primaire génère une surface de chargement secondaire, de la même façon que dans le cas superélastique discuté précédemment. Le calcul de cette surface secondaire est fait de la façon suivante. Pour une série de températures balayant toute la plage des valeurs possibles, une série de courbes secondaire est calculée pour générer la surface secondaire. Les points de départ et d'arrivée sur ces génératrices sont déterminés à partir du point sur la surface principale où un changement de sens de

chargement a été détecté. Pour un changement de température par rapport au point de référence, un point sur la surface qui possède la même valeur de F_0 (pour contrainte différente) ne représente ni un chargement ni un déchargement: il s'agit en fait d'états équivalents à cause de la thermoélasticité de la transformation. Tous les points de départ des courbes secondaires génératrices possèdent donc le même taux de martensite orienté F_0 . Le calcul de chaque courbe secondaire est réalisé comme précédemment en utilisant la température, le taux de martensite orientée et le facteur caoutchoutique. La surface secondaire générée par toutes les courbes secondaires est krigée selon u et v entre 0 et 1. Les paramètres de normalisation sont les mêmes que ceux utilisés pour les surfaces principales. Un exemple de surface secondaire de déchargement engendrée à partir d'une surface principale est montré à la figure 4-11.

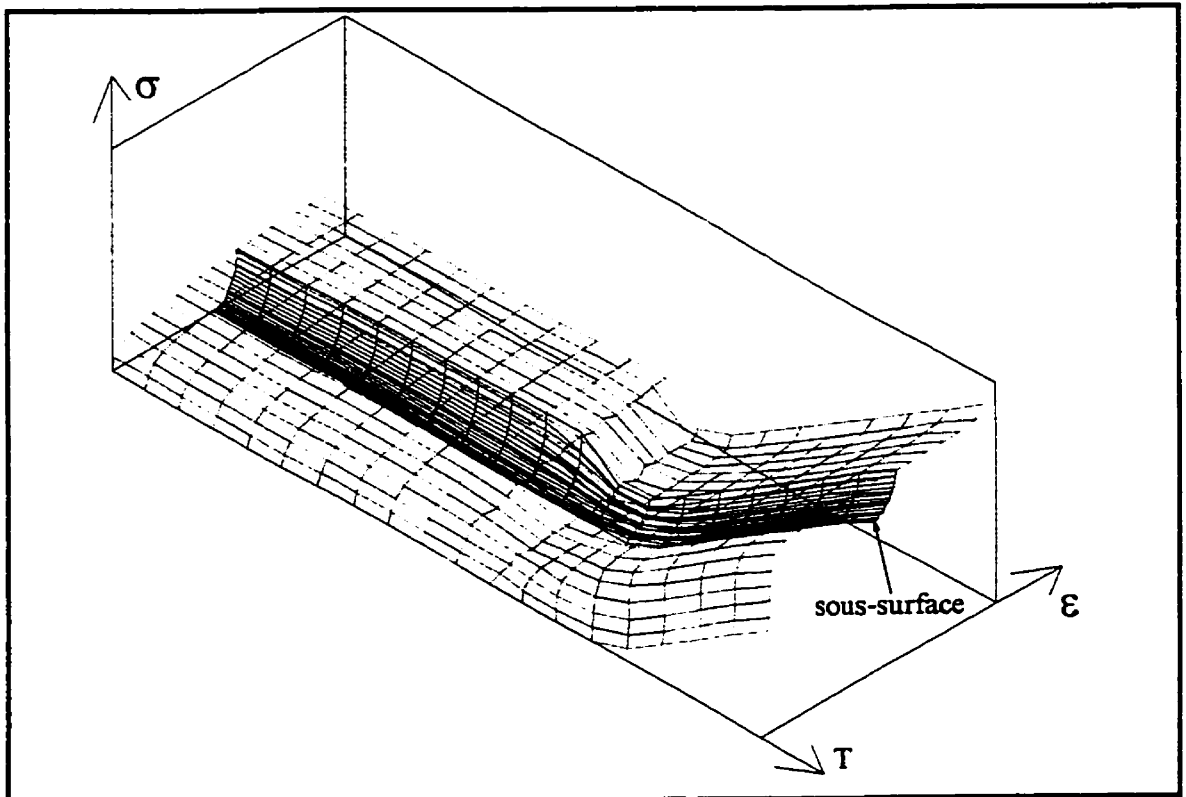


Figure 4-11 Exemple de surface de déchargement secondaire.

Les concepts utilisés précédemment pour les courbes peuvent être appliqués aux surfaces. En effet, il est possible de créer des surfaces secondaires de chargement, ou de générer des surfaces tertiaires à partir d'une surface secondaire. Dans tous les cas, une surface paramétrisée en u et v est obtenue. Puisqu'il est possible d'imposer des variations de température et/ou de contrainte, les variations de contraintes ne suffisent pas à déterminer si le matériau est en chargement ou en déchargement. Le critère utilisé est fondé sur le taux de martensite orientée F_o : si le taux de martensite orientée F_o tend à augmenter suite aux variations de contrainte et de température, alors il s'agit d'un chargement et si F_o tend à diminuer, c'est un déchargement.

4.1.6 Calcul de la réponse d'un AMF

Il faut absolument connaître l'état initial du matériau (température, contrainte, déformation, taux de martensite transformée et orientée, facteur caoutchoutique ainsi que la hiérarchie des sous-courbes si applicable) pour pouvoir démarrer l'algorithme. Pour remédier à ce problème, on impose une contrainte nulle au premier pas de la séquence et l'on considère un matériau sans déformation, donc $F_o = 0$. Il est possible de déterminer F_m en fonction de la température. La température et la contrainte peuvent varier en même temps, mais dans la séquence, seuls des segments de droite dans le plan T - σ sont pris en compte. Les courbes continues doivent être approximées par une série de segments de droites.

Le modèle est donc composé de quatre surfaces construites à partir des données expérimentales (les surfaces principales de chargement et de déchargement ainsi que les

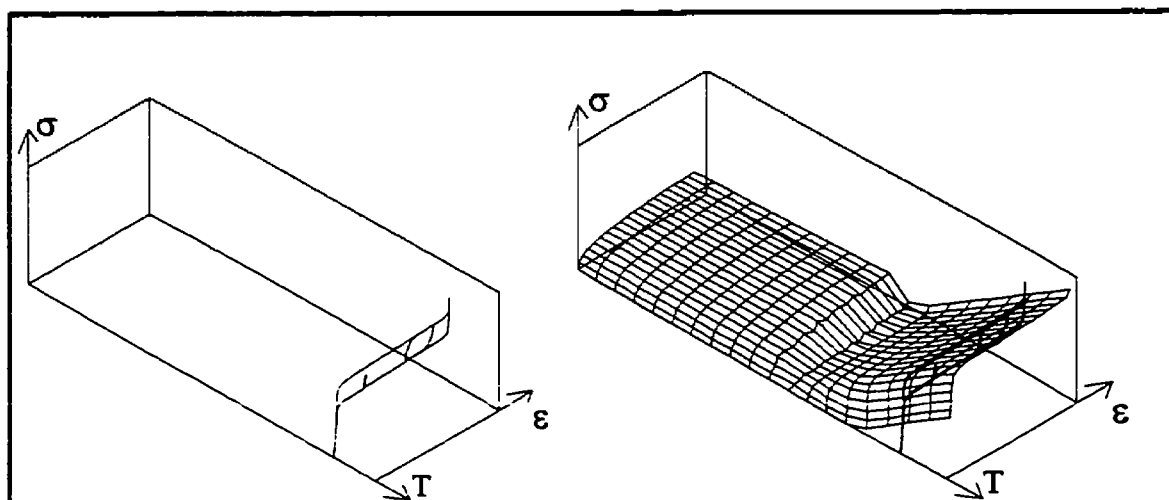
surfaces de martensite et d'austénite élastiques) et d'une infinité de sous-surfaces qui sont calculées au besoin. C'est la principale caractéristique du modèle. Le passage d'une surface à une autre est dicté soit par une variation de la tendance d'évolution du taux de martensite orientée (décrit plus haut), soit lorsque les paramètres u et v deviennent inférieur à 0.0 ou supérieur 1.0 dans le déplacement vers un nouveau point de température et contrainte imposées. Ces deux critères d'analyse sont constamment utilisés dans l'algorithme.

4.1.7 Validation du modèle KRIGAMF

La validation préliminaire du modèle est réalisée à partir de quelques cas décrits dans la littérature. Le but de la validation est d'analyser l'évolution de la déformation d'un AMF lorsqu'elle est soumise à des variations de contrainte uniaxiale et de température. Bien entendu, une reproduction d'essais réalisés en laboratoire sur de vrais échantillons d'AMF est prévue pour une validation ultérieure. Quatre cas caractéristiques sont présentés. Pour chaque cas, on retrouve une brève explication, une description des variations de contrainte et de température imposées à l'AMF en plus de présenter la réponse à l'aide de deux figures. La figure de gauche représente le chemin parcouru par la réponse dans le repère température-contrainte-déformation. Dans celle de droite, la surface de chargement principal a été superposée à la réponse pour mieux situer celle-ci dans le repère.

4.1.7.1 Premier cas : hystérésis superélastique et sous-cycles à température constante

L'échantillon est complètement austénitique au départ. La température est fixée à une valeur plus grande que A_f et la contrainte est séquencée de façon à reproduire un cycle complet et des sous-cycles en régime superélastique. L'austénite est ainsi transformée en martensite induite sous contrainte. La déformation en fonction de la température et de la contrainte (la réponse de l'AMF) pour ce cas est présentée à la figure 4-12. Un tableau présentant les variations de contrainte l'accompagne.

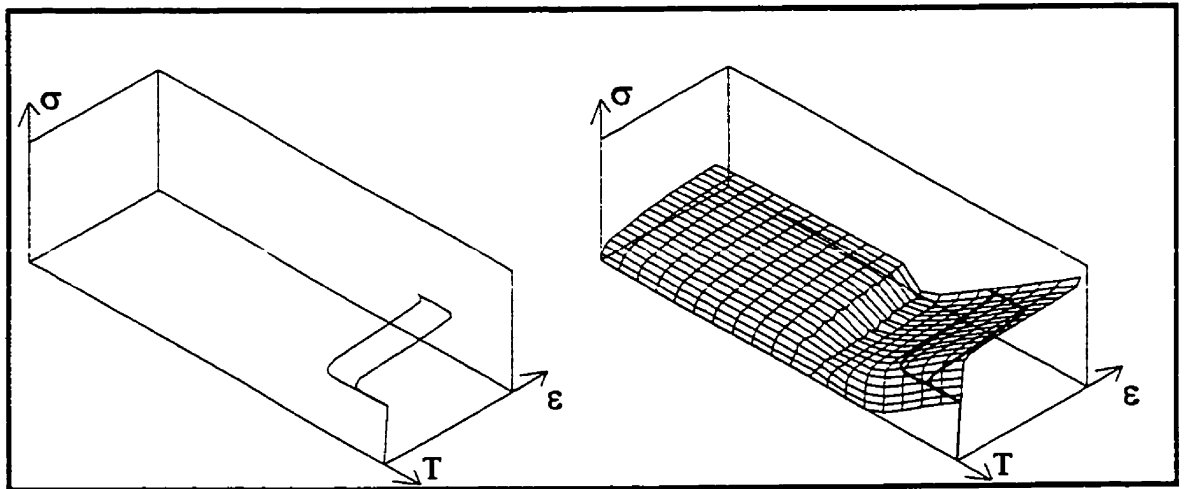


Température (C)	55	55	55	55	55	55	55
Contrainte (MPa)	0	192	140	240	135	165	0

Figure 4-12 Cas 1: Comportement superélastique

4.1.7.2 Deuxième cas : Hystérésis en température

Ce cycle est également appelé « mémoire double sens assisté ». À partir d'un échantillon complètement austénitique sur lequel est appliquée une contrainte sans former de martensite induite, la température (tout en conservant la même contrainte appliquée) est abaissée, ce qui transforme l'austénite en martensite. Par la suite, la température est augmentée pour revenir à l'état complètement austénitique. De cette façon, la réponse de l'AMF trace une hystérésis en température. La figure 4-13 illustre la réponse de l'AMF pour ce cas de chargement et le tableau joint présente les variations de contrainte et de température imposées.

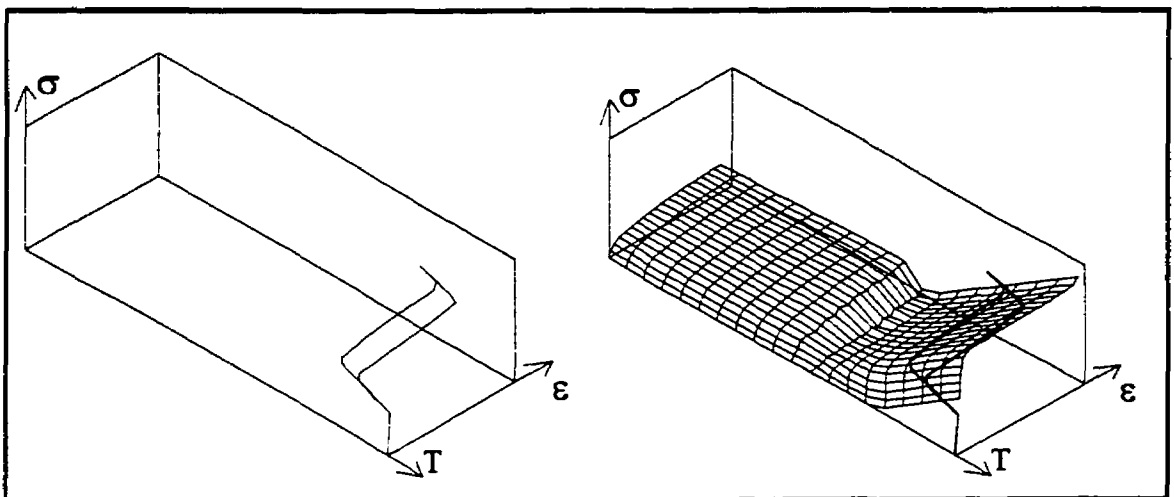


Température (C)	65	65	45	65
Contrainte (MPa)	0	140	140	140

Figure 4-13 Cas 2: Hystérésis en température

4.1.7.3 Troisième cas : Hystérésis avec variations simultanées de contraintes et de températures

Ce cas ressemble beaucoup au deuxième (hystérésis en température seulement). Par contre, pendant la baisse de température, la contrainte est augmentée ce qui rend le chargement "plus sévère". La réponse de l'AMF est tracée à la figure 4-14. Les variations de température et de contrainte imposées sont inscrites dans le tableau qui l'accompagne.



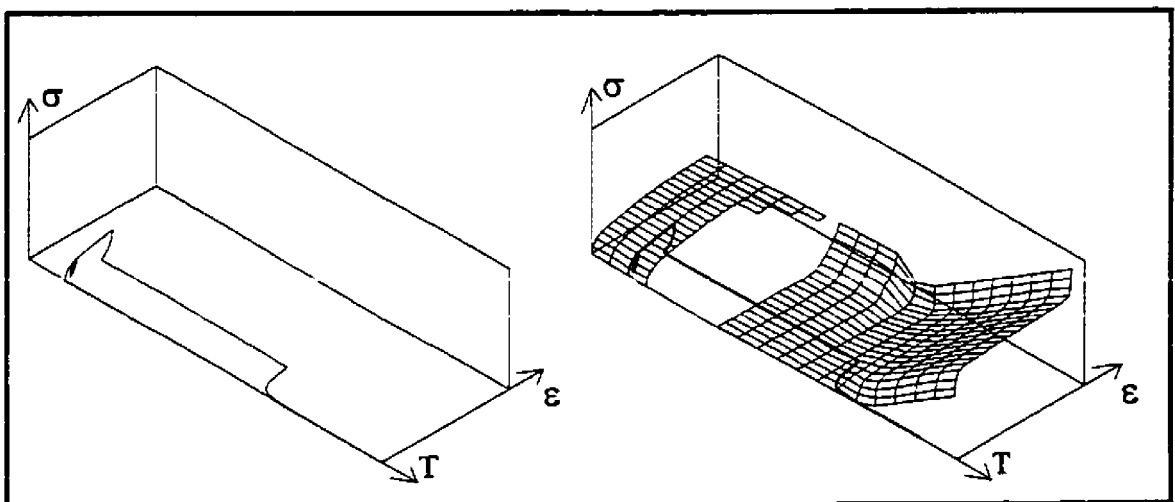
Température (C)	65	65	45	65
Contrainte (MPa)	0	100	180	100

Figure 4-14 Cas 3: variation simultanée de la température et de la contrainte.

4.1.7.4 Quatrième cas : Effet caoutchoutique et effet mémoire simple sens

Ce cas englobe deux caractéristiques très importantes des AMF : l'effet caoutchoutique et l'effet mémoire simple sens. On débute avec un échantillon complètement austénitique dont on abaisse la température jusqu'à une valeur inférieure à M_f . L'échantillon devient

alors complètement martensitique. Contrairement aux trois cas précédents, il est composé de martensite d'origine thermique plutôt que de martensite induite sous contrainte. Par la suite, en augmentant la contrainte, la martensite d'origine thermique non-orientée est transformée en martensite orientée. En ramenant la contrainte à une valeur nulle, on remarque des déformations pseudo-permanentes causées par l'orientation privilégiée d'une certaine quantité de martensite (effet caoutchoutique). Une élévation de température (ici, à contrainte nulle) permet de transformer toute la martensite en austénite et ainsi récupérer la déformation. C'est l'effet mémoire simple sens. Les valeurs des contraintes et des températures imposées sont inscrites dans le tableau qui accompagne la figure 4-15 présentant la réponse de l'AMF.



Température (C)	65	-10	-10	-10	-10	-10	55
Contrainte (MPa)	0	0	40	0	60	0	0

Figure 4-15 Cas 4 : comportement caoutchoutique et effet mémoire simple sens.

4.1.8 Limitations actuelles de KRIGMAF 1D

Les limitations suivantes sont observées:

- La sollicitation mécanique est uniaxiale non-inversée.
- La température doit être plus basse que M_{ds} . Au-delà de cette température, le matériau sort de son domaine d'intérêt et se comporte graduellement, en l'absence de transformations de phases, comme un alliage classique.
- Une importante différence de comportement existe selon l'axe de la température pour $M_f < T < A_f$, parce que la transformation martensitique peut être induite sous contrainte à partir de la phase mère, alors que la transformation inverse ne peut être obtenue sous contrainte à partir de la phase martensitique (dans le domaine d'application du modèle). Il faut donc distinguer la martensite d'origine thermique (non-orientée) de celle qui est induite (ou orientée) lorsque des montées de température sont effectuées à partir du domaine où il est possible d'obtenir de la martensite d'origine thermique, soit pour $T < M_s$. Une martensite initialement d'origine thermique qui a été réorientée sous contrainte se comporte de la même façon que la martensite induite sous contrainte.

Le modèle actuel est, pour l'instant, fondé sur l'enveloppe de transformation et de réorientation martensitique sous contrainte. Il est donc valide pour les cas suivants :

- 1° Montée et descente en Température et Contrainte lorsque $T_{min} > M_s$;
- 2° Montée et descente en Température et Contrainte lorsque $T_{max} < M_f$;
- 3° Montée et descente en Contrainte et descente en Température pour $M_f < T < M_s$;
- 4° Montée en Température à contrainte nulle lorsque $M_f < T < A_f$.

Le modèle n'autorise pas de montée de température en présence de martensite thermique et d'une contrainte entre M_f et A_f . La raison en est que la fraction de martensite thermique non-orientée qui dépend de l'histoire thermique en dessous de M_s du matériau, modifie considérablement le comportement mécanique dans cette plage de température et que le modèle ne tient pas compte que F_m à contrainte nulle pour $M_f < T < A_f$ peut être plus grand que le F_m d'origine thermique lors d'une descente à partir de $T > A_f$.

Les pas de chargement sont indépendants du temps et le modèle ne tient pas compte pour l'instant d'effets viscoélastiques, du fluage ou de la fatigue.

Cependant, le modèle permet de modéliser qualitativement tous les comportements rencontrés dans les AMF sauf l'effet mémoire double sens non-assisté qui dépend de contraintes internes développées durant la transformation; ce qui constitue un autre sujet d'étude.

4.1.9 Développements futurs

Un modèle tenant compte de la différence entre les fractions de martensite orientée et non-orientée permettra de prendre la relève du modèle actuel dans le domaine $M_f < T < A_f$ pour des changements de direction en température lorsque la fraction de martensite F_m à contrainte nulle pour $M_f < T < A_f$ est plus grand que la fraction de martensite d'origine thermique lors d'une descente à partir de $T > A_f$. Les nouvelles courbes génératrices seront interpolées à partir des courbes à $T = M_f, M_s, A_s$ et A_f du modèle actuel.

Une observation supplémentaire permettra de tenir compte de déformations résiduelles proportionnelles au niveau maximum de déformation atteint. Cette déformation résiduelle

pourra avoir une composante plastique et une composante martensite stabilisée, ce qui réduit alors la déformation martensitique maximale.

Une surface limite indiquant le passage en plasticité pourra être générée pour utilisation subséquente par des logiciels de calculs.

Éventuellement, un modèle de comportement tenant compte d'un état de contrainte multi-axial sera développé, mais beaucoup de recherche et de caractérisation restent à faire à cette fin.

Il reste aussi du travail à faire pour automatiser le traitement des courbes expérimentales. Ceci comprend l'épuration de données erratiques parmi les données brutes, l'interpolation par krigeage des courbes intermédiaires pour affiner le modèle surfacique, l'évaluation des coefficients F_m , F_o , f_c ainsi qu'une formulation appropriée des données pour les rendre compatible avec la structure du modèle.

4.1.10 Conclusions sur KRIGAMF

À partir de données expérimentales simulées, un modèle de prédiction de la déformation d'un AMF a été réalisé. En utilisant le krigeage paramétrique comme outil de calcul, il a été possible de créer des surfaces de chargement et déchargement qui modélisent les différents comportements thermo-mécaniques d'un AMF. Les données nécessaires au calcul de la réponse thermomécanique de l'AMF sont interpolées à partir de ces surfaces. Le comportement entre les surfaces principales est calculé à partir de la valeur du facteur caoutchoutique du point de départ d'une surface principale. En comparant les résultats produits par ce modèle avec des exemples tirés de la littérature (Patoor, Funakubo,

Charbonnier), sa validité qualitative a été vérifiée. Les paramètres que constituent la fraction de martensite F_m , la fraction de martensite orientée F_o et le facteur caoutchoutique f_c permettent de résumer l'histoire thermomécanique du matériau. Les propriétés instantanées du matériau, *sur une surface principale de chargement ou de déchargement*, dépendent uniquement de la température, de la contrainte et sont indépendantes du chemin parcouru pour atteindre cet état. L'histoire thermomécanique doit être préservée à partir du moment où l'état thermomécanique quitte une des surfaces principales, et ce jusqu'à ce que l'état thermomécanique rejoigne de nouveau une de ces surfaces. Ceci est aussi valide pour les sous-surfaces entre elles.

Le modèle permet, à partir d'un nombre réduit d'observations expérimentales, de recréer le comportement caoutchoutique pour $T < M_f$, l'effet mémoire simple sens à contrainte nulle lors de la montée de température à partir d'un domaine martensitique, le comportement superélastique, et l'effet mémoire double sens assisté par la contrainte pour des cycles complets ou partiels pour $T > M_s$.

Sans être complètement général, ce modèle est suffisant pour la plusieurs applications. Afin de permettre son utilisation non-restrictive par d'autres logiciels fondés sur les éléments finis, le modèle pourra être complété entre les températures M_f et A_f en tenant compte de la présence de martensite d'origine thermique et généralisé dans une formulation multiaxiale. Enfin, il s'agit d'un premier pas vers d'autres modèles tenant compte des déformations résiduelles, de la fatigue ou de l'éducation des AMF. Ce genre d'approche pourrait également s'appliquer à d'autres domaines, comme la plasticité des matériaux, par exemple.

4.2 Modélisation dans un contexte de design de pièces AMF

La figure 4-16 illustre la situation de LIBKAMF dans le processus de design et de calcul. On peut y voir les étapes nécessaires aux calculs de structure: caractérisation du matériau, interprétation et transformation des données expérimentales pour la modélisation (par KRIGAMF), puis finalement, interaction entre le modèle et le logiciel de calcul via LIBKAMF.

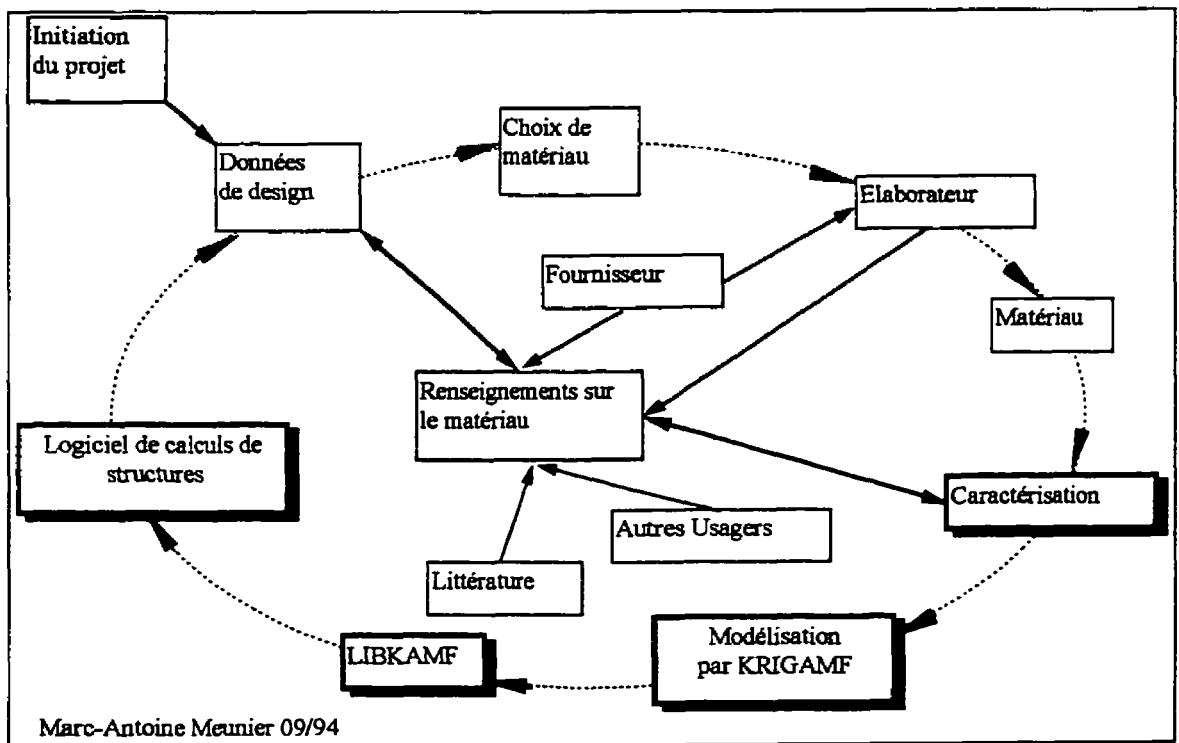


Figure 4-16 Rôle de LIBKAMF dans le processus de design d'une application AMF à l'aide d'outils de calculs numériques.

Un des principaux objectifs visés par cette approche est de garder possible le développement d'une méthodologie axée sur la résolution de cas généraux. C'est

pourquoi une formulation discrète a été privilégiée. Une formulation discrète pour le calcul de structure puisque le cas général en géométrie l'impose, mais aussi une formulation discrète au niveau de la modélisation de matériau.

Ce choix au niveau de la modélisation de matériau est ainsi motivé:

- Les propriétés thermomécaniques des AMF sont fortement liées à leur histoire thermomécanique étant donné l'hystérésis de leurs transformations de phases. Or, une pièce de géométrie quelconque en AMF peut se voir imposer des forces et des flux de chaleur indépendants dans leur répartition. De plus, la transformation martensitique est exothermique et son inverse endothermique; il y a donc génération et absorption massique de chaleur proportionnellement à la variation locale de la fraction de phase.
- L'évolution des propriétés thermomécaniques du matériau en fatigue est complexe et dépend fortement de l'histoire thermomécanique du matériau. Dans une structure, l'évolution en un point sera affectée aussi par l'évolution des autres. En effet, l'évolution non-homogène du matériau aura, entre autres, une influence sur les répartitions des contraintes et des températures.
- Les propriétés initiales ponctuelles d'une structure en AMF avant sa mise en service dépendent:
 - de son procédé de mise en forme et de l'érouissage local reçu dans une phase ou l'autre du matériau;
 - des traitements thermiques subis durant la mise en forme et pour l'obtention de la phase-mère attribuant les propriétés d'AMF.

On peut donc conclure dans le cas général que le matériau est non-linéaire et non-homogène. En chaque point de la structure, on doit considérer un matériau différent susceptible d'évoluer vers un matériau aux propriétés différentes pendant son usage. Aussi, la non-homogénéité et la dépendance de l'histoire thermomécanique du matériau font en sorte que pour simuler le comportement en fatigue d'une répartition de contraintes non-uniforme, il faudra simuler, un à un, tous les cycles.

La discrétisation d'une structure AMF devra tenir compte non seulement de la répartition des contraintes et de la température, mais aussi de la répartition de fraction de phase et des disparités dans les propriétés du matériau.

Un exemple de problème complexe de calcul de structure AMF serait la modélisation en fatigue d'une poutre en flexion gauche, refroidie et chauffée par convection, pour laquelle:

- les opérations de mise en forme et de traitements thermiques donnent des propriétés variables sur sa section;
- les conditions de sollicitations mécaniques sont multiaxiales;
- les dimensions de la poutre ne permettent pas de considérer la température constante;

Le présent travail n'a évidemment pas pour objet d'accomplir une telle simulation, mais d'élaborer une démarche le permettant éventuellement. En attendant, on peut, à l'aide de simplifications effectuer des calculs très utiles sur des géométries simples. D'ailleurs en effectuant les simplifications appropriées, on retombe sur des méthodes existantes développées par d'autres auteurs[30, 68, 69, 70, 71].

Ainsi, la spire du ressort dans la modélisation de Gillet[68] peut être assimilée, à des fins de comparaison, à trois éléments aux frontières mobiles. Le modèle de matériau est linéarisé par morceaux et les propriétés sont considérées comme homogènes; ce qui permet à la fois de simplifier le modèle de matériau ainsi que le calcul de structure. Le calcul de structure est également simplifié à une torsion pure (permettant un modèle de matériau uniaxial) et à une température constante sur le rayon de la spire; ce qui, selon les résultats, est justifié et simplifie le modèle de matériau.

La figure 4-17 présente schématiquement le calcul de la réponse d'une structure en AMF. La modularisation a été privilégiée afin de permettre un développement graduel et d'assurer une bonne mise en oeuvre informatique. Une double flèche sur ce schéma signifie un processus itératif. Une flèche unidirectionnelle indique, pour le module de départ, un transfert de paramètres ou la capacité de modifier le module pointé. Certains modules ont des processus itératifs internes et, au besoin, font une copie de travail des données thermomécaniques représentant les noeuds dont la mise à jour est réservée au module de modélisation de matériaux lorsque tous les modules ont atteint leur équilibre. Cette modularisation permet également de valider un par un les modules lors de leur développement.

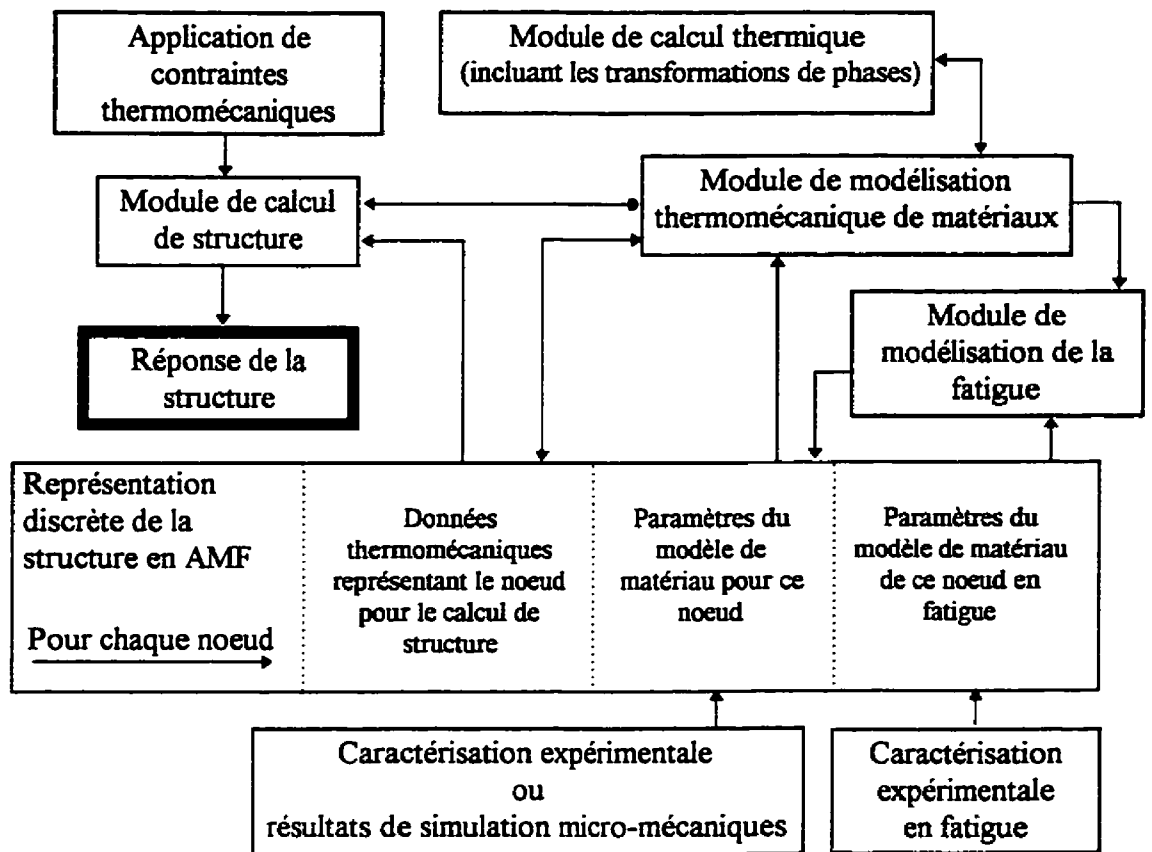


Figure 4-17 représentation schématique du calcul de la réponse d'une structure en AMF.

Un obstacle important à la résolution de cas généraux est le passage d'un modèle 1D à un modèle 3D. Il est possible, avec la version actuelle de LIBKAMF, de modéliser des chargements de types différents, tels la traction et la compression pour un même matériau, à l'aide de plusieurs fichiers de matériaux. Mais le nombre de cas résolus par cette solution (notamment la flexion) est limité. La section suivante avance des considérations pour le passage à un modèle 3D.

4.3 Modélisation triaxiale

Cette section se veut une première réflexion sur la modélisation tridimensionnelle des AMF en tenant compte des concepts mis en relief dans les sections précédentes. Aucun modèle complet de comportement des AMF n'existe à ce jour et les modèles triaxiaux commencent à peine à émerger. Cette réflexion vise un passage conceptuel du modèle uniaxial KRIGAMF à un modèle triaxial. Cette transformation n'est pas effectuée dans le cadre de ce travail.

4.3.1 Modèles de plasticité

La pseudoplasticité des AMF laisserait prévoir une adaptation possible des modèles de type élasto-plastique ou élasto-visco-plastique. Cependant plusieurs mécanismes dans les AMF se différencient de la plasticité:

- Les mécanismes de déformation martensitique se font par glissements ordonnés d'interfaces et non par flot de matière.
- Les AMF ne sont pas visqueux en superélasticité ($T > A_f$) et la vitesse de déformation n'influence pas les conditions de leur transformation. Cependant, cette vitesse de déformation a une influence sur leur comportement par le biais d'un échauffement du matériau (et une possible absorption plus grande d'énergie). Un paramètre interne serait approprié pour modéliser cet effet. L'effet de la vitesse de déformation sur le

comportement caoutchoutique ($T < M_f$) est peu ou pas documenté. Les vitesses de déformation sont rarement rapportées dans les articles sur les AMF.

- Il y a peu de phénomènes de relaxation à $T > A_f$ lors de déformation par transformation induite, mais à $T < A_f$, une forme de relaxation inter-variantes mène à une pseudoplasticité réversible lors de la transformation martensitique inverse.
- La pseudoplasticité présente à $T < A_f$ induit un durcissement par déformation, mais les courbes restent non-linéaires et présentent une hystérésis de chargement-déchargement.
- Il y a bien un équivalent de “drag stress” lors du glissement des interfaces. Il est considéré comme étant la cause de l’hystérésis. Il varie avec la température. Ce n’est pas le même phénomène que dans le cas de la plasticité.

Étant donné les différences physiques et malgré les similitudes de certains comportements dans certaines conditions, les modèles de plasticité ne peuvent être appliqués tels quels à cause de la déformation martensitique. Un modèle général d’AMF (incluant la plasticité post-transformation) pourrait plus facilement modéliser la plasticité, comme un cas particulier (où la déformation de transformation est nulle), que l’inverse. Cependant, les concepts tels que les “back-stress” et “drag-stress” retrouvés dans ces formulations sont intéressants. Les sections suivantes résument les approches de quelques auteurs.

4.3.2 Patoor et al.[72, 73, 74, 75]

Une approche valide serait, dans une structure, de modéliser chaque grain, en spécifiant son orientation, et d'avoir des éléments tampons entre chaque grain pour inclure l'effet des interfaces et des joints de grains. Pour le calcul de pièces faites d'un nombre réduit de cristaux, cela peut toujours fonctionner, mais la vérification de l'orientation de chaque grain d'une structure s'annonce impraticable. Pour pallier la situation, on considère une direction équiprobable pour un certain nombre de grains dans une cellule de déformation. On peut même à la limite simuler une texture dans le matériau. Les essais doivent être faits à partir de monocristaux dont les difficultés d'élaboration peuvent varier selon les alliages ou encore avec des données provenant d'autres simulations. Patoor et al. ont développé un tel modèle. Celui-ci est cependant, pour l'instant, limité à la superélasticité. L'approche micromécanique pourrait s'avérer utile pour évaluer les propriétés de polycristaux avec ou sans texture. Cette filière pourrait s'avérer très intéressante pour fournir les données nécessaires à une modélisation, à une échelle, plus macroscopique, du type de celle effectuée par KRIGAMF.

4.3.3 L'excellent et Lich[76]

L'excellent et Lich, dans une revue de littérature, concluent que même si certains modèles publiés présentent des résultats moyennement rapprochés des observations expérimentales, la modélisation des effets dus à la transformation de phase n'est pas encore réellement

comprise (1991). La plupart des modèles existant sont uniaxiaux ou incomplets dans le domaine thermique. Ces auteurs recommandent:

- l'utilisation de variables d'état tensorielles reliées à la déformation martensitique;
- une analyse poussée des phénomènes dissipatifs afin d'améliorer la formulation thermodynamique;
- l'intégration des processus d'éducation qui, selon eux, sont essentiels à l'utilisation technologique des AMF.

4.3.4 Sun et Hwang[27]

L'approche la plus globale au niveau du domaine de température, dans les articles revus, se retrouve dans le modèle multiaxial de Sun et al. (1993), même si à $M_s < T < A_s$, l'interprétation faite des mécanismes de déformation n'est pas complètement documentée. La formulation est également lourde par rapport à la précision obtenue; il y a linéarisation excessive, et même si le modèle donne des résultats acceptables pour certains Ni-Ti (les AMF au comportement le plus « linéaire par morceau »), celui-ci éprouverait des difficultés à représenter un AMF aux comportements moins linéaires.

Les hypothèses de base et l'échelle du matériau modélisé sont très semblables à celles utilisées dans le modèle KRIGAMF. Sun et al. font appel à une déformation moyenne ϵ_{mn} pour le volume de l'élément afin de tenir compte de la non-homogénéité de la déformation.

Le modèle présente une formulation biphasée austénite-martensite et les transformations sont fonctions de la température T , du tenseur de contrainte $\underline{\sigma}$, du tenseur de déformation moyenne $\underline{\epsilon}_m$, et de la fraction de martensite F_m . Les déformations macroscopiques sont considérées être contrôlées par un ou une combinaison de des trois procédés suivants:

- déformation par induction de martensite;
- réorientation de variantes de martensite initialement autoaccommodantes;
- réorientation de variantes de martensite orientées vers d'autres variantes d'orientations différentes.

Les caractéristiques actuelles du modèle de Sun et al. sont les suivantes:

- Le modèle est valide dans tout le domaine de température. La formulation n'est pas généralisée pour les différents procédés de déformation. Les trois cas sont traités séparément, puis combinés.
- Le modèle (comme KRIGAMF) est limité pour le moment à une contrainte nulle durant une augmentation de température entre M_f et A_f .
- L'histoire thermomécanique du matériau est représentée par la fraction de martensite présente, et le tenseur de la déformation martensitique moyenne locale; ce qui rejoint les recommandations de Lexcellent et al[76].
- L'énergie interne causée par l'inclusion de martensite non-orientée est calculée selon une solution basée sur la méthode d'Eshelby et le schème autocohérent.

- La différence d'énergie de surface des grains entre les deux phases est prise en compte.
- L'énergie dissipée est considérée comme étant une fonction linéaire de la fraction de martensite cumulative $W_d = D_0 F_m$, où D_0 est considéré constant.
- Le modèle ne tient pas compte de la relaxation pseudoélastique lors de la déformation par réorientation de variantes.
- Un effet de la vitesse de déformation se traduit par un échauffement; il ne peut donc pas être considéré dans une déformation isotherme.
- Le modèle n'est pas intrinsèquement fermé et laisse la porte ouverte à l'intégration des phénomènes négligés jusqu'ici et de fonctions d'interpolation non-linéaires pour améliorer les performances. Il faudrait aussi évaluer sa capacité à représenter adéquatement les sous-cycles; ce qui n'est pas mentionné dans les articles de ces auteurs.

Aussi, les travaux rapportés par Sun et al. ne sont pas terminés et ils proposent, entre autres, de tenir compte du « work hardening » retrouvé dans les AMF polycristallins par un terme supplémentaire (dépendant de la fraction de martensite, de la température et de la taille moyenne des grains) mesuré expérimentalement et ajouté à la formulation de l'énergie élastique interne.

4.4 Passage de KRIGAMF vers la modélisation triaxiale

Les bases du modèle uniaxial KRIGAMF peuvent être poussées plus loin par généralisation à un schème tensoriel tel que montré au tableau 4-1.

Tableau 4-1 Paramètres de KRIGAMF lors du passage de l'uniaxial au triaxial.

Uniaxial		Triaxial	
T	température (scalaire)	T	température (scalaire)
σ	contrainte uniaxiale	$\underline{\sigma}_d$	tenseur de contrainte déviatorique
ϵ	déformation uniaxiale	$\underline{\epsilon}_E$	tenseur de déformation élastique
		$\underline{\epsilon}_M$	tenseur de déformation martensitique
		$\underline{\epsilon}_P$	tenseur de déformation plastique
		$\underline{\epsilon}_{PP}$	tenseur de déformation pseudoplastique
Fm	fraction de martensite (scalaire)	Fm	fraction de martensite (scalaire)
Fo	fraction de martensite orientée Fo (scalaire)	\underline{F}_O	fraction de martensite orientée (tenseur) avec $0 \leq \sqrt{\underline{F}_O \cdot \underline{F}_O} \leq$
fc	Facteur caoutchoutique empirique pour la modélisation de l'hystérésis. Représente le «drag stress» macroscopique ainsi que d'autres effets mal connus, mais observés expérimentalement. Donne la valeur de $Fo' = Fo \pm fc$ de part et d'autre de l'hystérésis pour des cycles partiels. $fc=0$ pour $Fo=0$ et $Fo=1$	fc	Facteur caoutchoutique scalaire fonction de la fraction de martensite orientée $fc = F(\sqrt{\underline{F}_O \cdot \underline{F}_O})$ $\sqrt{\underline{F}_O' \cdot \underline{F}_O'} = \sqrt{\underline{F}_O \cdot \underline{F}_O} \pm fc(\sqrt{\underline{F}_O \cdot \underline{F}_O})$ La formulation est alors implicite de façon à permettre les multiples chemins de décharge permis par les trois axes. Représente essentiellement le «drag-stress».
		$\underline{\sigma}_b$	Tenseur de «Back stress» martensitique pour tenir compte de l'orientation de l'hystérésis. Représente l'histoire triaxiale récente de la déformation martensitique

NOTE: les déformations dues à dilatation thermique ne sont pas incluses dans le modèle; ce sont les logiciels de calculs utilisant le modèle qui en tiennent compte.

Dans une approche semblable à celle de Sun et al. (et de Patoor et al., à plus petite échelle), pour les polycristaux, on peut considérer que, dû à l'équiprobabilité de l'orientation des grains, nous aurons en fait une réponse moyenne avec la participation de chaque variante, peu importe la direction de la contrainte appliquée. Il y aura donc une distribution, reliée à la contrainte d'induction de martensite de chaque variante, qui ne varie pas selon l'orientation de la cellule. Ainsi, les relations $F_m(T, \sigma_d)$, $F_o(T, \sigma_d)$ et donc la déformation totale $\epsilon(T, \sigma_d, F_m, F_o, f_c, \sigma_b)$ seront indépendantes de l'orientation à l'intérieur de la cellule.

Les cellules tridimensionnelles doivent contenir un minimum de grains, pour ne pas avoir à tenir compte :

- de l'orientation des grains, et de l'anisotropie des monocristaux formant les différents grains;
- des variations dans le contenu des éléments d'alliage qui changent localement les valeurs des températures des transformations;
- du fait que l'énergie nécessaire à la germination et la croissance de certaines variantes est plus élevée que pour d'autres et que certaines variantes sont avantagées.

On peut alors considérer le mélange austénite-martensite comme un matériau à trois phases:

- une phase austénitique, haute température;

- une phase martensitique autoaccommodante " M_{auto} " dont les déformations martensitiques causées par les aiguillettes de martensite qui la composent s'annulent entre elles; elle peut contenir des cristaux, ou des portions de cristaux de martensite appartenant à la variante orientée selon la déformation martensitique macroscopique;
- une phase martensitique orientée " M_o " dont la totalité des aiguillettes de martensite qui la composent est orientée selon la variante locale la plus proche de la déformation martensitique macroscopique.

De cette façon (si on néglige, pour l'instant, les effets de texture) le matériau est initialement isotrope et les propriétés anisotropes qui se développent lors de déformations martensitiques et plastiques dépendent du niveau de déformation et de l'histoire thermomécanique mais sont indépendantes de la direction de déformation dans le référentiel physique. On a, en quelque sorte, "isotropie" de l'anisotropie, dans le sens où l'on a la même réponse du matériau par rapport à un référentiel, peu importe ce référentiel. Ceci permet de considérer une phase austénitique isotrope, une phase martensitique autoaccommodante isotrope et une phase martensitique orientée anisotrope dont les propriétés dépendent de l'histoire thermomécanique, mais pas de l'orientation. Il faut cependant noter que les fractions de phases et les propriétés directionnelles de la phase martensitique orientée, elles, dépendent de l'histoire thermomécanique de la cellule. Un tenseur σ_b de «Back stress» martensitique, ajouté au modèle (uniaxial), tient compte de l'orientation de l'hystérésis dans l'espace triaxial en combinaison avec la température.

L'autoaccomodation est donc considérée à une échelle plus grande que celle des plaquettes de martensites adjacentes; elle est à l'échelle des grains constituant la cellule.

Les déformations martensitiques macroscopiques sont considérées être contrôlées par un ou une combinaison des trois procédés suivants:

- déformation par croissance et décroissance de martensite orientée induite sous contrainte;
- réorientation de variantes de martensite autoaccommodantes;
- réaccommodation de variantes de martensite orientées;

La réorientation de variantes orientées dans une direction vers une autre direction est considérée comme une combinaison de ces procédés; ce qui est cohérent avec les mécanismes de minimisation de l'énergie interne en cours dans le matériau.

Les surfaces seuils des transformations et les capacités de déformations martensitiques triaxiales restent à déterminer. L'équipement multiaxial, les matériaux et le temps de laboratoire nécessaires à l'évaluation complète de ces surfaces représentent un coût prohibitif et, pour l'instant, il y aura lieu de recourir à une approximation à partir d'essais uniaxiaux en tension, en compression et en cisaillement du matériau, ou à partir de résultats de simulations micromécaniques. À ce titre, les travaux de El Amrani[17] pourraient aider à évaluer ces surfaces (figures 4-18, 4-19, et 4-20).

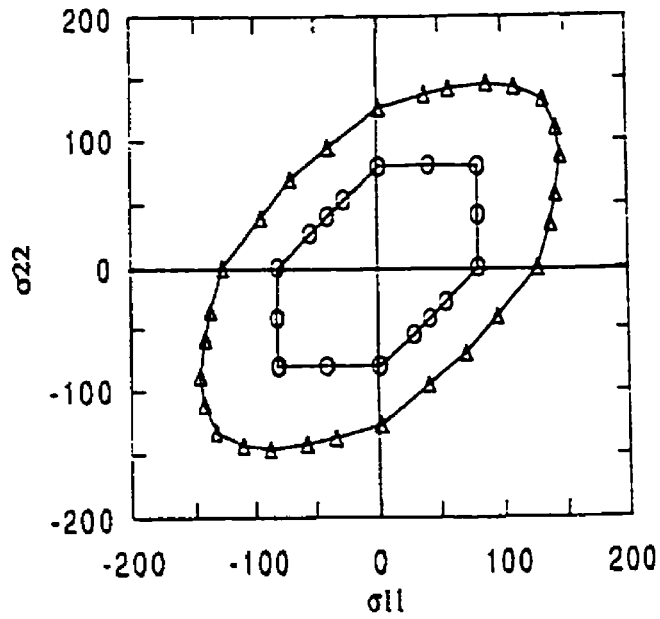


Figure 4-18 Surface de chargement correspondant à $f=0$ et $f=50\%$ de martensite induite sous contrainte dans le plan biaxial pour des variantes de type 0-1-1. [17]

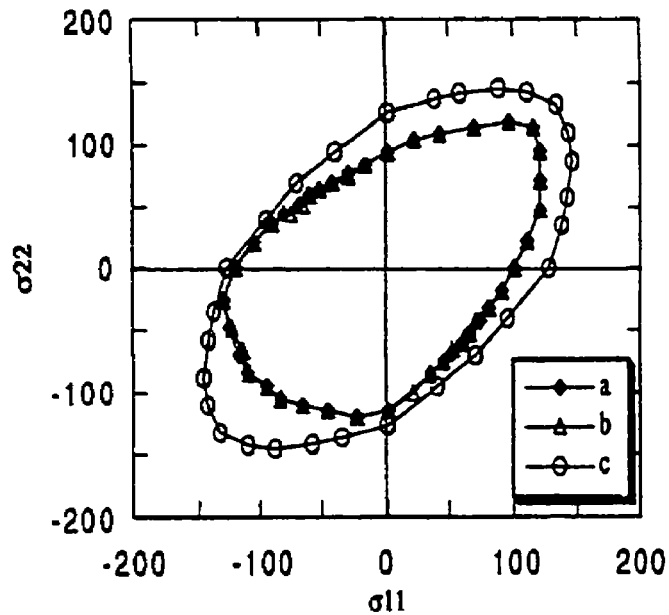


Figure 4-19 Différentes surface de chargement pour $f=50$ de martensite en fonction du type de variantes utilisées. a) variantes 2-11-12, b) transformation isovolumique et c) variantes 0-1-1. [17]

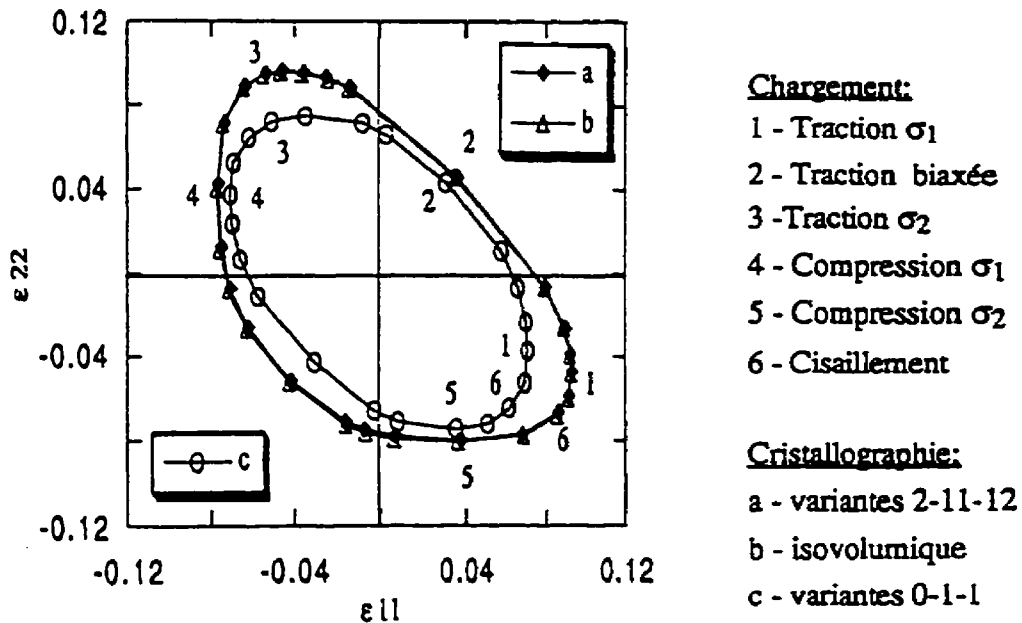


Figure 4-20 Déformation maximale de transformation. Évolution pour différents types de variantes, en fonction du chargement dans le plan principal $\sigma_1\sigma_2$. [17]

Le phénomène d'éducation et l'incorporation de la déformation plastique restent deux difficultés majeures à intégrer dans un modèle. On peut envisager les solutions suivantes:

- Un champ de contraintes internes fonction de l'histoire de la déformation et des fractions de phases en présence, pourrait être utilisé pour simuler l'éducation.
- La déformation plastique nécessite un tenseur de déformation supplémentaire ϵ_P ; son influence sur la déformation martensitique maximale et le piégeage de la déformation martensitique devront être investigués. La martensite orientée piégée ou stabilisée nécessite un tenseur pseudoplastique supplémentaire ϵ_{PP} pour permettre sa réversibilité dans certaines conditions (échauffement supplémentaire). La martensite non-orientée piégée ou stabilisée peut, elle, être incorporée en imposant une valeur minimale de F_m

plus grande que 0 dans la plage de température affectée. Dans les polycristallins, les interfaces et l'accommodation entre les grains ont un effet sur les conditions de transformations de phase; ce qui fait en sorte que la valeur maximale de $\sqrt{\underline{F}_0 \cdot \overline{F}_0}$ sera plus petite que 1 et donc qu'on ne peut pas orienter 100% de la martensite ni atteindre le niveau de déformation rencontré dans les monocristaux. De plus, les effets dynamiques de cet aspect devront être observés et analysés afin d'être intégrés au modèle.

Une fois ces deux aspects incorporés au modèle (la plasticité en priorité), il sera alors possible d'y greffer un module complet de fatigue.

5. Caractérisation, modélisation et calculs de ressorts hélicoïdaux

Ce chapitre a pour objectif d'appliquer la démarche développée (section 4.2) à une composante AMF très utilisée comme actuateur, le ressort hélicoïdal. Le cas de la torsion cylindrique y est par le fait même résolu, puisqu'il s'agit de l'hypothèse adoptée pour la sollicitation mécanique des spires du ressort hélicoïdal.

5.1 Objectifs spécifiques:

- Estimer la réponse d'un ressort hélicoïdal soumis à des chargements thermomécaniques quelconques dans la plage de température $T > A_s$.
- Optimiser le dimensionnement de ressorts afin de maximiser les performances du matériau à mémoire utilisé et d'en réduire la quantité, donc le poids et les coûts.

5.2 Cadre:

Les calculs s'effectuent dans un cadre de design en petite entreprise limité par des délais de calculs raisonnables et un support informatique modeste. La caractérisation du matériau doit être simple et rapide. Au point de vue calcul, la rapidité a priorité sur la précision (qui se doit tout de même d'être acceptable).

5.3 Définition du problème:

Dans le domaine de température $T \geq A_s$, il est possible d'exploiter l'effet mémoire de deux façons:

- Dans un cycle d'effet mémoire simple sens pour lequel:

Dans un premier temps, un ressort hélicoïdal AMF est déformé axialement lors d'un chargement suivi d'un déchargement, à partir d'un matériau vierge de déformation d'origine martensitique, de façon à obtenir une déflexion résiduelle à une température $A_s < T < A_f$. Cette déformation résiduelle ne comprend pas de déformation plastique au sens permanent; elle est considérée complètement réversible lors d'un chauffage au-dessus de A_f à contrainte nulle.

Dans un deuxième temps, le ressort est placé dans un dispositif fixant le déplacement. Deux situations supplémentaires peuvent survenir:

1- Il y a un jeu entre la tête du ressort et l'appui;

2- Le dispositif fixant le déplacement est remplacé par une force variable en fonction du déplacement, tel un contre-ressort. La fonction force-déplacement est connue.

Dans un troisième temps, le ressort AMF est chauffé à une température supérieure à celle où sa déformation initiale a eu lieu.

- Dans un cycle d'effet mémoire double sens assisté pour lequel:

Dans un premier temps, un ressort hélicoïdal AMF est déformé axialement lors d'un chargement, à partir d'un matériau en phase austénitique, de façon à obtenir une déflexion élastique ou superélastique par induction de transformation sous contrainte à une température $T > A_f$. Cette déformation ne comprend pas de déformation plastique au sens permanent; elle est considérée complètement réversible.

Dans un deuxième temps, le ressort est placé dans un dispositif fixant le déplacement ou imposant une force supplémentaire variable en fonction du déplacement, tel un contre-ressort. Dans cette situation, la fonction force-déplacement est connue et le ressort est en équilibre avec la force initialement déployée.

Dans un troisième temps le ressort AMF est refroidi ou chauffé.

Le problème consiste donc à calculer la réponse thermomécanique du ressort en fonction de forces (ou de déflexions) et de températures appliquées. Les paramètres à considérer sont: les dimensions du ressort, le matériau utilisé et le jeu entre la tête du ressort et l'appui fixe ou l'origine d'une fonction de force-déplacement.

5.4 Approche de solution:

Ce problème a trois volets:

1. Caractérisation du matériau AMF
2. Modélisation du matériau AMF
3. Calcul de structure pour le ressort AMF

Ces volets sont intimement liés, mais la solution apportée est influencée principalement par le modèle de matériau. Comme il n'existe pas présentement de modèle thermomécanique simple pour des sollicitations 3D, le modèle utilisé ici est une version linéarisée biplanaire (détaillé à la section 5.6) de KRIGAMF (détaillé à la section 4.1). Il a l'avantage d'être très rapide et utilisable sur PC. C'est un modèle à sollicitation mécanique 1D. Ceci influence donc:

1. le calcul du ressort hélicoïdal pour lequel ont été faites des hypothèses simplificatrices afin d'approximer la sollicitation mécanique à un état uniaxial plutôt que de convertir la réponse de la modélisation uniaxiale du matériau à une sollicitation mécanique multiaxiale.
2. la caractérisation thermomécanique du matériau pour le modèle biplanaire dont la sollicitation mécanique 1D a été choisie de façon à représenter la sollicitation mécanique rencontrée en 1.

La solution est élaborée selon l'approche discrète précédemment introduite à la section 4.2. Les hypothèses de modélisation de matériau et des hypothèses supplémentaires sur les calculs sont reportés respectivement aux annexe C et D.

5.5 Calcul de ressorts hélicoïdaux AMF

La sollicitation sur une spire du ressort est approximée par la torsion pure (des réflexions sur le facteur de Wahl suivent à la section 5.5.1). C'est une hypothèse classique qui a été reprise notamment par Gillet[68] dans ses calculs de ressorts AMF. Les hypothèses

géométriques classiques de déformation en torsion pure sont indépendantes du matériau et sont donc valides pour les AMF.

Il en découle les équations suivantes:

$$\Delta h = \frac{n\pi D \Delta\psi}{2} \quad (5.1)$$

où Δh est la déflexion, n le nombre de spires actives, D le diamètre moyen de l'hélice et ψ l'angle de torsion unitaire sur le fil.

$$M = \frac{FD}{2} = 2\pi \int_r \tau_{\theta r}(r) r^2 dr \quad (5.2)$$

où M est le moment effectif sur les spires, F , la force axiale appliqué sur le ressort, $\tau_{\theta r}(r)$, la répartition du cisaillement sur le rayon de la section du fil.

$$\gamma_{\theta r}(r) = r\psi \quad (5.3)$$

où $\gamma_{\theta r}$ est la déformation de cisaillement locale à la position r sur le rayon.

Donc, si on a caractérisé le matériau de façon à obtenir la fonction $\tau_{\theta r} = t(\gamma_{\theta r}, T)$, on obtient:

$$M = 2\pi \int_r \tau_{\theta r}(\psi, T, r) r^2 dr \quad (5.4)$$

Ceci permet de calculer la réponse $M = m(\psi, T)$ et accessoirement $F = f(\Delta h, T)$.

Bien sûr, pour les AMF, la fonction $\tau_{\theta r} = t(\gamma_{\theta r}, T)$ est non-linéaire et présente une hystérésis, ce qui la rend dépendante de l'histoire thermomécanique. C'est donc le rôle du modèle de matériau AMF de garder à jour les propriétés thermomécaniques du matériau au fur et à

mesure que le calcul s'effectue pour un chargement thermomécanique donné. Par ailleurs, $\tau_{\theta r} = t(\gamma_{\theta r}, T)$ est non-linéaire, mais elle doit physiquement être une fonction continue.

Pour résoudre ce problème, la solution de Gillet[68] est intéressante, mais reste intrinsèquement limitée à une loi de comportement linéaire par morceau. On peut donc difficilement l'étendre à la déformation en torsion dans le domaine caoutchoutique, ni passer à un modèle de matériau moins linéaire si besoin. En effet, un terme de calcul s'ajoute pour chaque nouvelle section linéaire du modèle. De plus, la formulation n'est pas encore généralisée dans l'espace température-déflexion-force.

La solution adoptée ici utilise des éléments linéaires disposés sur le rayon de la section. Ils sont dans cet emploi l'équivalent, en plus souple, de la méthode incrémentale utilisée par Gillet[68]. En effet, selon la solution adoptée, le calcul du ressort est:

- indépendant du modèle de matériau,
- indépendant de la répartition de températures sur le rayon de la spire.

À force appliquée nulle, si on néglige le poids du ressort (sur lui-même), on peut considérer qu'il n'y a pas de déflexion, que $\psi = 0$ et que la température du système importe peu. D'une part, pour une variation infinitésimale de déflexion ∂h , on enregistre une variation d'angle unitaire de rotation $\partial \psi$, et donc sur le rayon du fil AMF une variation $\partial \gamma(r) = r \partial \psi$. D'autre part, le système peut subir une variation de température $\partial T(r)$. La solution implique donc de calculer, au moyen du modèle de matériau AMF, la contrainte de cisaillement $\tau_{\theta r}$ en chaque noeud, selon les $\partial \gamma_{\theta r}$ et ∂T

locaux, en fonction de l'histoire thermomécanique du noeud. Le moment dM développé par la spire est par la suite calculé à partir de l'équation 5.4 en interpolant linéairement $\tau_\theta(r)$ entre r_1 et r_2 de chaque élément. L'intégrale se résume à additionner les moments développés par chaque élément cylindrique représenté en symétrie axiale par deux noeuds, tel que présenté à l'équation 5.5.

$$M_{r_n-r_{n-1}} = \frac{\pi A}{2}(r_2^4 - r_1^4) + \frac{2\pi b}{3}(r_2^3 - r_1^3) \quad \text{avec } A = \frac{\tau_2 - \tau_1}{r_2 - r_1} \quad \text{et } b = \tau_1 - Ar_1 \quad (5.5)$$

Du point de vue structure, on obtient donc à l'aide de cette méthode la variation de force pour une variation de déflexion. Le problème posé impose l'inverse: la déflexion en fonction de la force. On trouve cet inverse par une méthode itérative. La méthode de la sécante a été choisie pour sa rapidité de convergence. Malheureusement cette méthode n'est pas la plus stable et présente une possibilité de divergence. Elle a donc été modifiée pour un contrôle de l'intervalle de recherche de solution.

Avec le programme développé à partir de cette solution, on peut, à l'aide du modèle de matériau, en imposant une variation de force ou de déflexion, et/ou de température, calculer la déflexion et/ou la force développée par un ressort hélicoïdal. À chaque pas de calcul, la répartition de la contrainte de cisaillement sur le rayon est disponible; on peut donc au besoin évaluer et localiser le maximum. Il est donc possible, à l'aide des résultats de chaque pas de calcul (à un degré de finesse désiré), de bâtir des fonctions simples représentant des paramètres (force, déflexion, contraintes sur le rayon) en fonction de la température.

Exemple: À force appliquée nulle et en présence de déformation pseudo-permanente¹, si le couple résultant sur la section d'une spire est nul, cela ne veut pas dire que la contrainte de cisaillement est nulle et égale sur tout le rayon. De plus, il est pratique d'estimer quel est le couple à appliquer à une température donnée pour obtenir la déflexion résiduelle désirée au déchargement. Cette information supplémentaire peut être obtenue par itération à la température A_s . Cette valeur de couple à appliquer n'est pas nécessairement valide à des températures plus basses, mais permet de mettre en état la structure pour modéliser l'effet mémoire simple sens.

5.5.1 Facteur de correction sur la contrainte

Le facteur de correction de Wahl[77] pour les ressorts hélicoïdaux n'est pas utilisé ici, même s'il est recommandé (sans aucun détail sur sa plage de validité) dans la norme japonaise[78] sur les ressort hélicoïdaux AMF. La raison étant que les formules de Wahl considèrent un matériau dont la rigidité élastique est homogène et constante. Or, dans les AMF, le module de rigidité à la fibre externe lors d'une transformation partielle (c'est ce qui nous intéresse) est beaucoup plus faible que le module initial. Cela porterait à croire qu'un déplacement du centre de rotation dans le fil AMF subissant des déformations de transformation a moins d'effet sur la contrainte maximale atteinte à la fibre externe que dans les matériaux classiques à cause de la meilleure répartition des contraintes sur la section. Un facteur multiplicatif spécifique, qui serait plus faible que le facteur de Wahl

¹ Suite à un chargement et un déchargement mécanique impliquant de la déformation de transformation à une température $T < A_f$, par exemple.

pendant la transformation mais toujours fonction du facteur de forme du ressort, aurait à être développé. Le facteur de Wahl reste sans doute valide dans le domaine élastique de l'AMF et pourrait avoir une influence sur le début d'induction de transformation. Mais, comme la contrainte d'induction de transformation est ici évaluée expérimentalement sur un ressort, elle incorpore déjà ces corrections. La contrainte d'induction pourrait par la suite varier sur le rayon de la spire, à mesure que l'on avance vers le coeur, puisque de moins en moins affectée par les effets de l'effort tranchant. L'erreur ainsi induite est négligeable puisque le coeur de la spire ne participe que peu à la réponse mécanique du ressort.

5.6 Modélisation du matériau AMF

Le modèle biplanaire utilisé est basé sur une courbe contrainte déformation $\tau = \tau(\gamma)$ à $T = \text{cte}$. Les courbes $\tau = \tau(\gamma)$ aux autres températures sont évaluées par une translation, selon la pente d'induction de transformation sous contrainte $\partial\tau/\partial T$ dans le plan τ - T , et une translation élastique équivalente selon $G(\partial\tau/\partial\gamma)$ dans le plan τ - γ . Le comportement d'hystérésis est représenté par un modèle dit "points de retours"[79], selon une pente d'instabilité (voir D, figure 5-1) évaluée graphiquement et considérée indépendante de la température.

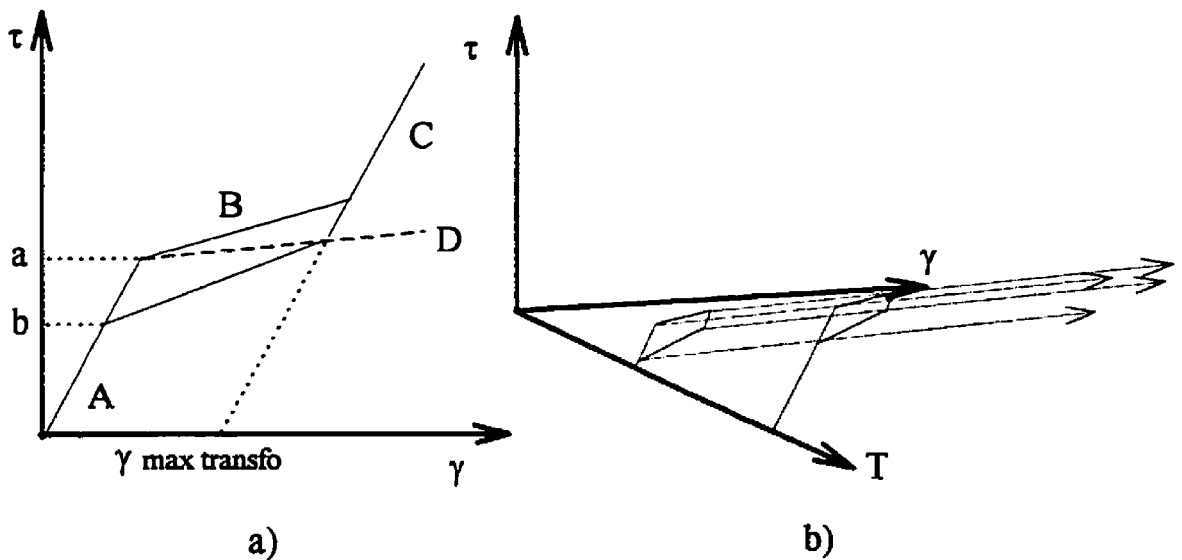


Figure 5-1. Représentation schématique du modèle biplanaire. a) Coupe à température constante avec identification des coefficients. b) Représentation biplanaire dans l'espace Température-Contraainte-Déformation.

Le comportement d'hystérésis pour la modélisation dans l'axe de la température est fondé sur le concept de déformation martensitique équivalente à différentes températures, due à la thermoélasticité de la transformation, tel qu'appliqué dans KRIGAMF (section 4.1). Ainsi, pour une déformation martensitique identique, obtenue à deux températures différentes d'un type de chargement ne variant que selon l'amplitude de contrainte et de déformation totale: le matériau est dans le même état de phase et ce, grâce à la thermoélasticité. La contrainte supplémentaire à température plus élevée est due à une composante purement élastique. Le raisonnement s'applique également aux sous-cycles d'hystérésis.

Ceci permet de simplifier la description du matériau par les paramètres qui apparaissent au tableau suivant:

Tableau 5-1 Paramètres expérimentaux du modèle biplanaire.

Tref	Température à laquelle la courbe contrainte-déformation de référence a été effectuée.
A	Module de rigidité de la phase mère (austénite)
B	Module de rigidité apparente pendant la transformation
C	Module de rigidité de la deuxième phase (peut être approximé par A, lorsque la simulation ne se rend pas jusqu'à cet état)
D	Pente d'instabilité ($D < B$)
a	contrainte à l'intersection de A et B symbolisant la contrainte approximée d'induction de transformation du matériau à Tref
b	contrainte symbolisant la fin de la transformation inverse à Tref
defomax	déformation maximale de transformation à Tref (approximée comme étant constant en température)
$\partial a / \partial T$	pente thermoélastique de contrainte d'induction de transformation selon la température

Les huit premiers paramètres peuvent être tirés d'un seul essai de déformation 1D à température constante. Le dernier est obtenu, plus difficilement, par une série d'essais sous une contrainte constante à différentes températures, soit par résistivité sous différentes contraintes en balayage de température. L'obtention de ces valeurs sera traitée plus en détail à la section suivante.

5.6.1 Caractérisation du matériau AMF en cisaillement

En raison de son comportement thermomécanique plus complexe, les AMF présentent des caractéristiques plus nombreuses. Les influences de compositions et de traitements thermiques sont critiques dans l'obtention d'un comportement donné. Aussi, le

comportement en cisaillement de deux pièces d'un AMF, d'une même coulée, laminé en plaque ou tréfilé, sera différent parce que ces pièces n'auront pas eu le même écrouissage et un traitement thermique rigoureusement équivalent pour l'obtention d'une microstructure identique, en plus du fait que le ratio de taille de grain/section sera différent.

L'idée est donc de caractériser le matériau dans l'état le plus rapproché de son application. Ainsi pour un fil de diamètre donné, on pourra optimiser les dimensions restantes (diamètre d'hélice, pas d'enroulement) selon la réponse nécessaire du ressort pour l'application. S'il s'avérait que le diamètre du fil choisi au départ ne soit pas adéquat, on pourrait alors en première approximation utiliser ses propriétés pour des diamètres voisins. Mais, plus on s'éloigne du diamètre du fil caractérisé, plus on s'éloigne des propriétés du matériau simulé.

Le modèle biplanaire, utilisé ici, a besoin d'une courbe τ - γ à une température constante plus élevée que A_s , et de la pente $\partial\tau/\partial T$ d'induction de transformation. Le modèle, pour simplifier la programmation, n'est pas défini à une température $T < A_s$.

Caractériser un fil AMF de petit diamètre en cisaillement pur est un problème complexe. Les critères de pseudo-écoulement et de calcul de rigidités équivalentes, selon les différents types de sollicitation, sont très complexes pour les AMF et ne permettent pas toujours efficacement d'évaluer la courbe τ - γ à partir d'une courbe σ - ϵ , surtout si l'on tient compte de l'anisotropie induite par le tréfilage.

5.6.2 Hypothèse de déformation à volume constant

Une première méthode consiste à convertir les résultats de traction en courbe de cisaillement en utilisant les équations classiques de résistance des matériaux mais en considérant un coefficient de Poisson de 0.5 pour la déformation de transformation induite sous contrainte. Ceci correspond à une déformation à volume constant. Pour le reste de la courbe, le coefficient de Poisson de la phase mère élastique est utilisé. Dans le cas du Ni-Ti, les valeurs varient de 0.25 à 0.41 dans la littérature; 0.33 a été utilisé dans le présent travail.

On peut donc, en évaluant le module de rigidité initial, en mode superélastique, séparer les déformations élastique et anélastique, et ainsi appliquer une loi de mélange proportionnelle.

Pour la conversion traction \rightarrow cisaillement, nous avons en traction uniaxiale:

$$\sigma_1 = \frac{F}{S}, \sigma_2 = \sigma_3 = 0; \quad \varepsilon_1 = \varepsilon(\sigma_1), \varepsilon_2 = \varepsilon_3 = -\nu\varepsilon_1 \quad (5.6)$$

nous aurons donc en cisaillement:

$$\tau = \tau_{\max} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} = \frac{\sigma_1}{2} \text{ et } \gamma = \gamma_{\max} = \varepsilon_{\max} - \varepsilon_{\min} = (1 + \nu)\varepsilon_1 \quad (5.7)$$

Il s'agit d'une conversion directe de données expérimentales, le critère d'écoulement utilisé étant celui de Tresca. On peut simuler un critère de von Mises par une mise à l'échelle élastique, c'est-à-dire en effectuant une mise à l'échelle des composantes de contrainte et déformation élastiques par le rapport des contraintes d'écoulement de Tresca

et von Mises en cisaillement. Ce facteur est calculé de la façon suivante: le chargement de cisaillement pur peut être résumé par:

$$\sigma_1 = \sigma_{critere} = -\sigma_2, \sigma_3 = 0 \quad (5.8)$$

Selon les critères, on a:

von Mises:

$$S_y = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} = \sqrt{\frac{1}{2}[4\sigma_{Mises}^2 + \sigma_{Mises}^2 + \sigma_{Mises}^2]} \quad (5.9)$$

$$S_y = \sqrt{3}\sigma_{Mises}$$

Tresca:

$$S_y = 2\sigma_{Tresca} \quad (5.10)$$

Donc:

$$\sigma_{Mises} = \frac{2}{\sqrt{3}}\sigma_{Tresca} \quad (5.11)$$

La mise à l'échelle élastique est appliquée sur toute la courbe parce que la déformation non-linéaire en présence n'est pas un écoulement dû à la plasticité et que les concepts d'écrouissage classiques ne s'appliquent pas nécessairement. En effet, différentes variantes de martensite, selon l'orientation des grains par rapport au chargement, ne se transforment pas aux mêmes seuils de contraintes. Il est donc sensé de considérer une part élastique dans la déformation non-linéaire.

De plus, le critère de von Mises n'est pas normalement adéquat pour caractériser les seuils de transformation des AMF dans n'importe quel chargement[17], mais est assez rapproché

en cisaillement. Ce critère a donc été utilisé en connaissance de cause pour simplifier les calculs.

Ainsi, pour une courbe discrète:

$$\gamma_i = \frac{\sqrt{3}}{2}(1+\nu_{el}) \varepsilon_{iel} + (1+\nu_{an}) \varepsilon_{ian} \quad (5.12)$$

$$\text{avec } \varepsilon_{iel} = \frac{\sigma_i}{E}, \quad \varepsilon_{ian} \approx \varepsilon_i - \varepsilon_{iel},$$

$$\tau_i = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_i \quad (5.13)$$

$$(5.14)$$

La méthode a l'avantage de permettre le transfert intégral du déchargement et des sous-cycles.

Si la courbe doit être bilinéarisée pour être modélisée par la suite, on peut alors simplifier le problème en bilinéarisant la courbe de traction, puis en appliquant le calcul de conversion aux deux droites ainsi créées. C'est la méthode qu'utilise Gillet[68] dans sa thèse. Cette méthode peut être aussi utilisée pour évaluer la pente d'instabilité en cisaillement à partir de celle évaluée en traction et donc d'inclure le déchargement et les sous-cycles.

5.6.3 Bilinéarisation, puis conversion d'une courbe M-Ψ

Une autre façon, beaucoup plus grossière, d'obtenir la courbe τ - γ est de bilinéariser une courbe Moment-Angle unitaire obtenue à partir d'une courbe force-déflexion d'un ressort. On peut, par la suite, par la résistance des matériaux classique, calculer les rigidités

apparentes en cisaillement des deux droites et le point d'inflexion. Cette méthode est incluse ici à titre de comparaison.

5.6.4 Estimation de la courbe τ - γ à partir d'une courbe de torsion pure

- Une première solution serait d'effectuer un essai de torsion pure et, par calcul inverse, d'évaluer les propriétés en cisaillement.
- Si l'équipement nécessaire à un essai de torsion pure n'est pas disponible, on peut, en deuxième solution, effectuer un essai de traction ou de compression sur un ressort hélicoïdal fabriqué avec le fil AMF, et, par calcul inverse, évaluer la torsion pure pour, comme dans la première solution, évaluer les propriétés en cisaillement pur.
- Si l'équipement nécessaire à un essai de traction ou de compression de ressort hélicoïdal n'est pas disponible, on peut, en troisième solution, effectuer un essai de déflexion sous force constante en balayage de température sur un ressort hélicoïdal fabriqué avec le fil AMF. On peut, par la suite, évaluer la courbe force-déflexion à température constante à partir des pentes de transformation et du module de Young du matériau austénitique. On fait ensuite les mêmes calculs que dans la deuxième solution.

La qualité des données dépend donc de la méthode d'obtention de la courbe τ - γ .

Aussi, l'évaluation de la pente $\partial\tau/\partial T$ d'induction de transformation est très importante car l'influence qu'elle a sur les calculs en température avec ce modèle est considérable. Plusieurs méthodes peuvent être utilisées pour déterminer $\partial\tau/\partial T$; elles dépendent de l'équipement disponible.

- Une première solution serait d'effectuer des essais de torsion pure à différentes températures constantes, puis évaluer les τ_m au point où commence la non-linéarité de la courbe. On évalue par la suite la pente $\partial\tau/\partial T$ par régression linéaire.
- Si l'équipement nécessaire à un essai de torsion pure n'est pas disponible, on peut, en deuxième solution, effectuer un essai de traction ou de compression à différentes températures constantes sur un ressort hélicoïdal fabriqué avec le fil AMF, puis évaluer les F_m au point où commence la non-linéarité de la courbe. On évalue par la suite la pente $\partial F/\partial T$ par régression linéaire que l'on transforme directement en pente $\partial\tau/\partial T$, puisque le matériau a un comportement linéaire classique en ces points.
- Si l'équipement nécessaire à un essai de traction ou de compression n'est pas disponible, on peut en troisième solution, effectuer un essai de déflexion sous différentes forces constantes en balayage de température sur un ressort hélicoïdal fabriqué avec le fil AMF. On évalue les $M_s(F)$ par le début de non-linéarité de la courbe. On fait ensuite les mêmes calculs que dans la deuxième solution. Il faut alors tenir compte des effets pré-martensitiques de changement de rigidité en température (voir section 5.7.2). Ceci ne survient pas avec les essais à température constante, puisque la contrainte est calculée de façon purement géométrique dans le régime linéaire du ressort.

Les difficultés d'interprétation des courbes résultantes se doivent d'être soulignées, et un montage le plus précis possible menant au minimum d'erreurs expérimentales est

souhaitable. En effet, les courbes n'étant pas linéaires, il est très difficile de mettre en oeuvre une méthode d'évaluation systématique qui donne des résultats crédibles.

5.6.5 Calcul de structure inverse

Il s'agit en fait de la même méthode de calcul de torsion ou de ressorts hélicoïdaux expliquée plus haut, mais appliquée dans un calcul inverse.

On doit donc disposer d'une courbe Moment-Angle unitaire de torsion $M-\Psi$ obtenue par un essai de torsion pure ou par calcul inverse d'une courbe force déflexion d'un ressort hélicoïdal. Comme il sera discuté par la suite, cette méthode a des limites, mais est tout de même bien adaptée à la détermination des paramètres expérimentaux du modèle choisi. La série d'étapes suivantes s'adresse à la portion « chargement » de la courbe $M-\Psi$ (figure 5-2).

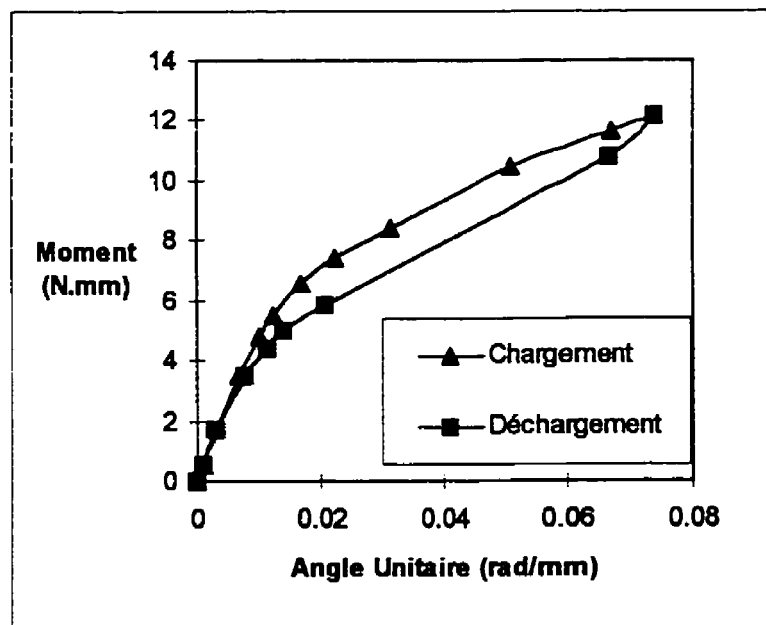


Figure 5-2. Courbe Moment-Angle unitaire telle que calculée à partir de la courbe force-déflexion du ressort de Gillet (figure 5-5) et des équations 5.1 et 5.2.

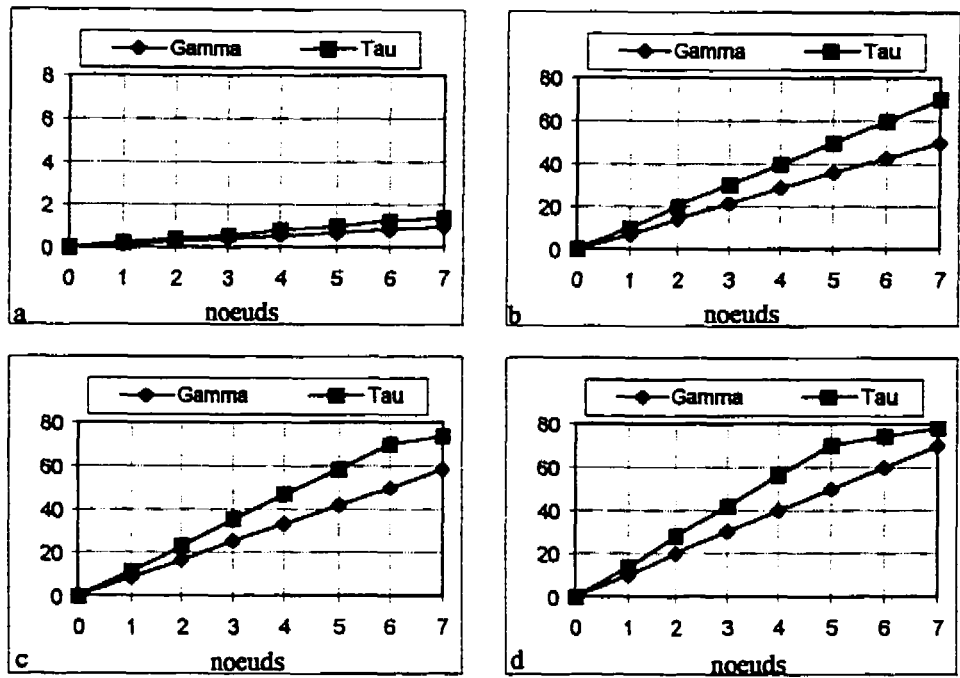


Figure 5-3. Représentation schématique du chargement des noeuds 0 à 7 pour un calcul inverse à sept éléments. a) Matériau initialement homogène, réponse classique du matériau. b) Fin du comportement classique, début de transformation au noeud 7. c) La déformation du noeud 7 en b) est appliquée au noeud 6. d) La déformation du noeud 7 en c) est appliquée au noeud 6. (échelle relative pour Tau et Gamma)

1. La section d'un fil AMF soumis à un moment nul ou infinitésimal, en négligeant la possible anisotropie microstructurale induite lors de la solidification, de la mise en forme et du traitement thermique, a un comportement thermomécanique que l'on considérera homogène (figure 5-3.a), tout au moins dans le plan de sollicitation qui nous intéresse, soit la torsion pure du fil par rapport à son axe. On décompose le rayon du fil en n éléments (dans le cas présent, linéaires).
2. Pour une augmentation du moment appliqué, le matériau sera considéré homogène jusqu'à ce que la contrainte maximale sur la section induise une transformation de phase dans l'AMF (figure 5-3.b). On peut alors, avant ce point, profiter du fait que le

matériau est linéaire pour reconstruire la première partie de la courbe τ - γ , elle aussi linéaire, jusqu'à une déformation γ_{ms} .

3. Par la suite, on impose un angle unitaire de torsion Ψ de façon à obtenir une déformation de cisaillement à l'avant dernier noeud, c'est-à-dire le premier noeud du dernier élément, égale à la déformation du dernier point calculé de la courbe τ - γ (figure 5-3.c et 5-3.d).
4. On calcule par la suite le moment développé par les $n-1$ premiers éléments à partir de la partie de la courbe τ - γ déjà calculée. La différence entre le moment développé par les $n-1$ premiers éléments et la courbe expérimentale doit forcément être générée par le dernier élément, et c'est de cette façon que l'on calcule un nouveau point pour la courbe τ - γ .
5. On poursuit itérativement les étapes 3 et 4 pour toute la courbe de chargement M - Ψ (figure 5-2).

De cette façon, on peut estimer les paramètres A , B , C , a et b (figure 5-1) du modèle à partir de la courbe τ - γ non-linéaire obtenue. Cette méthode présente aussi l'avantage d'être une source de données pour les modèles non-linéaires.

La même méthode appliquée sur la courbe de déchargement fausse les résultats, parce que chaque noeud sur le rayon possède en fait une courbe de déchargement différente étant donné sa déformation de transformation propre lors de l'inversion de chargement. Cependant, elle donne, à défaut d'autre chose, une approximation du paramètre D du modèle, lorsque appliquée sur des sous-cycles de déchargement.

Le seul paramètre restant à identifier est $\partial\tau/\partial T$.

Une comparaison des courbes τ - γ , basées sur les résultats expérimentaux de Gillet (figures 5-4 et 5-5) et calculées selon les différentes méthodes, apparaît en figure 5-6.

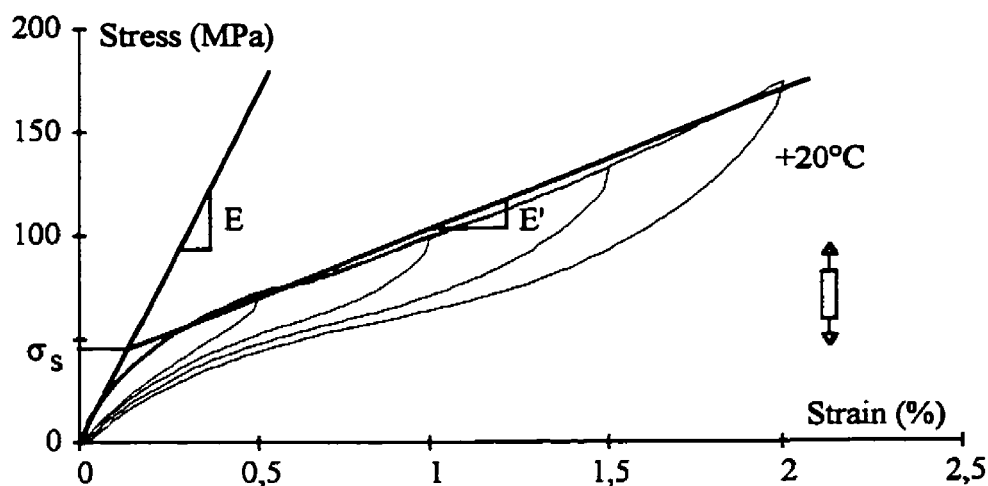


Figure 5-4. Courbe de traction de l'échantillon fil de Gillet. Il provient de la même bobine et a subi le même traitement thermique que l'échantillon ressort.

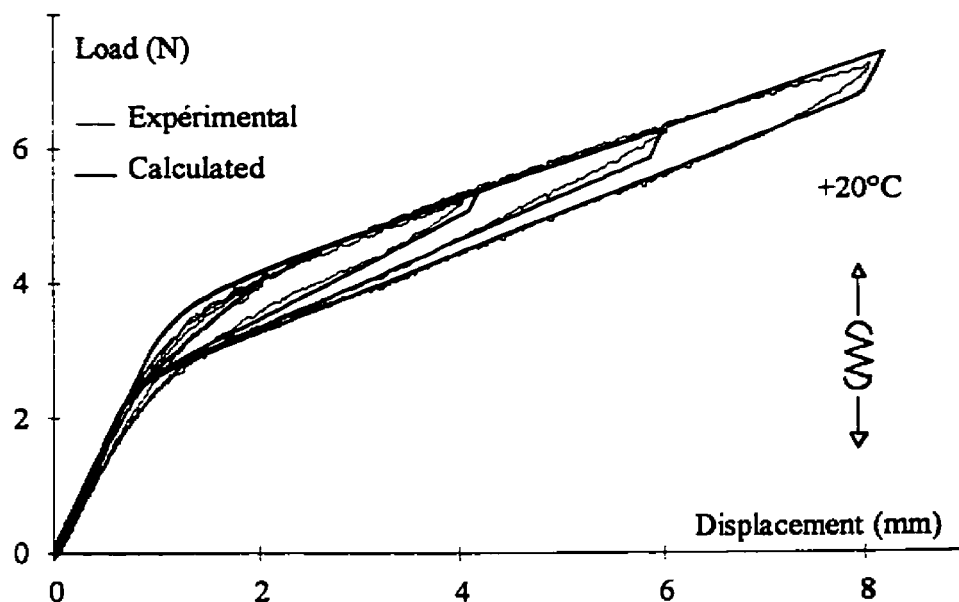


Figure 5-5. Courbe Force-Déplacement de l'échantillon ressort de Gillet et modélisation par la méthode de Gillet.

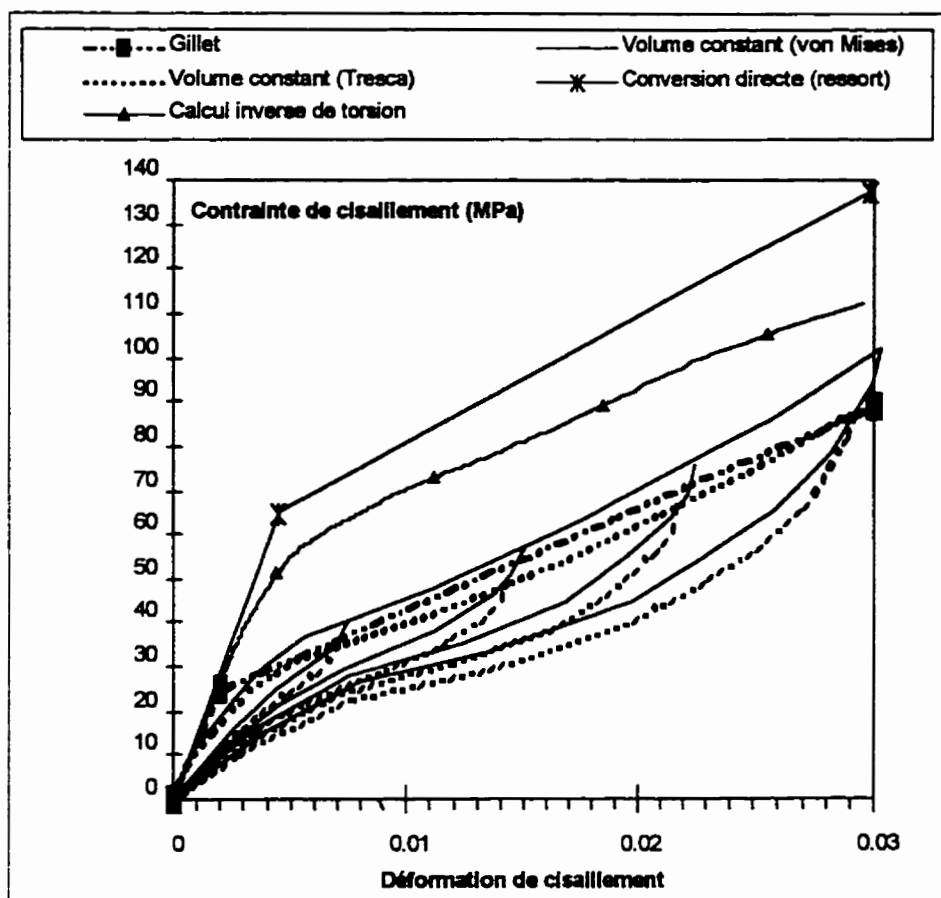


Figure 5-6. Comparaison des courbes τ - γ obtenues selon différentes méthodes d'estimation.

On y constate que les pentes linéaires austénitiques sont bien évaluées dans tous les cas. Les pentes de transformation sont comparables dans tous les cas, sauf la conversion directe du ressort bilinéarisé. Par contre, si on compare les contraintes (cisaillement) d'induction de transformation avec la contrainte calculée à partir du début de non-linéarité de la courbe force déflexion du ressort (figure 5-5), seul le calcul inverse donne la bonne valeur. Aussi, seule la méthode de conversion de la courbe discrète sous l'hypothèse de transformation à volume constant permet de convertir systématiquement les sous-cycles.

Il est donc peut-être possible, sans calculs complexes, d'évaluer la courbe τ - γ à partir d'une courbe de traction et d'une courbe de ressort ou de torsion.

On évalue alors:

1. le module de rigidité en cisaillement de l'austénite, de façon classique.
2. le seuil de transformation en cisaillement, en calculant la contrainte de cisaillement à la fibre externe au dernier point de linéarité de la courbe force-déflexion par calcul de structure classique.
3. le reste de la courbe, en utilisant la méthode de conversion de la courbe discrète sous l'hypothèse de transformation à volume constant, mais en réajustant le critère d'écoulement selon la valeur calculée en 2.

Il faudrait comparer des résultats sur plusieurs matériaux pour conclure. Sinon, le calcul inverse de torsion donne des résultats adéquats au chargement et cette méthode s'applique même quand le matériau est en martensite et qu'il n'y a aucune linéarité.

5.7 Résultats expérimentaux

Des essais ont été effectués principalement sur deux ressorts de Ni-Ti. Ces ressorts ont été fournis par Imago SA de LaCiotat (France). Les ressorts originaux ont cependant été modifiés, remis en forme à chaud, afin d'obtenir une plus grande déflexion en compression avant spires jointives, et retraités thermiquement afin d'obtenir un échantillon présentant la phase R et un échantillon inhibant la phase R au profit d'une transformation martensitique (M) directe. Les spécifications métallurgiques (composition des alliages et traitements thermiques) des matériaux de ces ressorts ne font pas l'objet du présent mémoire. Les modifications apportées aux ressorts et les essais expérimentaux inclus dans cette section ont été, sauf mention contraire, effectués par l'auteur dans les laboratoires d'Imago SA. Les caractéristiques géométriques de ces ressorts apparaissent au tableau 5-2.

Tableau 5-2 Caractéristiques géométriques des échantillons ressorts.

Échantillon	D	d	L_0	L_{spj}	n
R	≈8 mm	1 mm	20 mm	7	≈5.5
M	≈8 mm	1 mm	22 mm	7	≈5.5

D est le diamètre moyen d'enroulement, d le diamètre du fil, L_0 la longueur austénitique du ressort, L_{spj} la longueur du ressort à spires jointives et n le nombre d'enroulements actifs.

D'autres essais ont été effectués sur un ressort non-modifié et un ressort identique d'acier.

5.7.1 Evaluation des transitions de phases par mesure de résistivité

Afin de confirmer l'état de phase du matériau lors des essais, des mesures de résistivité ont été effectuées sur les deux échantillons ressorts (Fig. 5-7). Ces mesures ont été effectuées après tous les essais thermomécaniques rapportés ci-après, pour des raisons de disponibilité de montage et de priorités expérimentales. Il eut été préférable d'effectuer d'abord ces mesures suite aux traitements thermiques, puis au moins une seconde fois, après les essais thermomécaniques. Les températures de transition ont donc été d'abord évaluées de façon thermomécanique, par des tests de compression à température constante. En effet, la non-linéarité de la courbe déflexion-force trahit les transformations de phases dans les AMF. Les courbes de balayage en températures sous charge constante en donnent également une indication.

Les courbes de la figure 5-7 sont partielles parce que l'eau était le seul liquide disponible pour le cryostat au moment de ces essais et qu'une bonne partie de ces transformations se passe, à contrainte nulle, sous la température de solidification de l'eau. Cependant, l'intérêt consiste ici plutôt à savoir où les transformations ne se produisent pas sans contrainte, et c'est ce que montre cette figure.

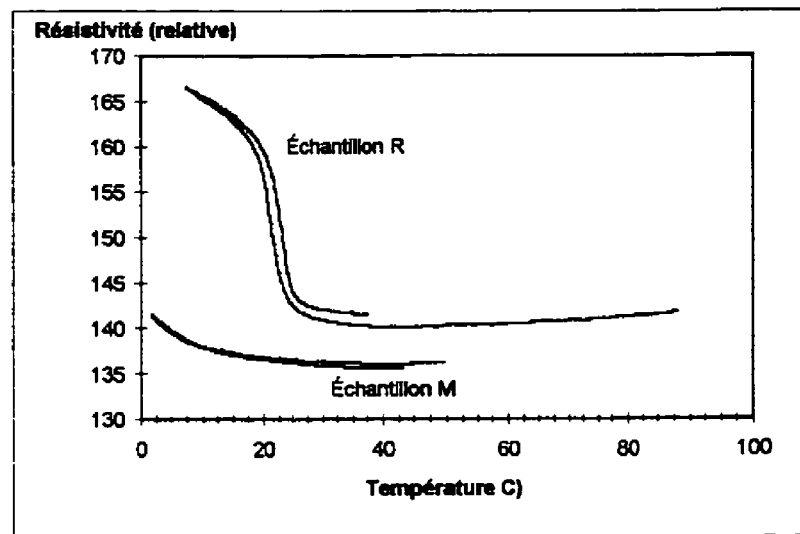


Figure 5-7 Courbe partielle de résistivité pour le ressort M et R
(Remerciements spéciaux à Dr Pierre Charbonnier).

On a obtenu les résultats suivants:

Échantillon R:

On voit un clair changement en dessous de 30°C au refroidissement. On peut aussi observer une non-linéarité de la résistivité pré-transition, qui survient sur une longue plage de température. Il est cependant difficile de conclure sur l'hystérésis au chauffage parce que l'échantillon peut avoir subi, en plus de la transformation R, une transformation martensitique partielle.

Échantillon M:

Le balayage a été effectué à partir d'une température plus basse, puisqu'il était su expérimentalement que la transition se produisait à des températures plus basses que dans l'échantillon R. On voit un changement clair à 10°C au cours du refroidissement. Encore une fois, il est difficile de conclure sur la remontée en température qui n'affiche pratiquement pas d'hystérésis; on pourrait être en présence d'effets uniquement pré-transition. On peut aussi observer une non-linéarité de la résistivité pré-transition, qui survient dans des conditions similaires à l'échantillon R.

Ces résultats sont cohérents avec les résultats obtenus lors des essais thermomécaniques.

5.7.2 Effets pré-transitions

Un changement de rigidité est observé dans les Ni-Ti à l'approche de leurs transformations de phases R ou martensitiques. Ceci est observé sur les courbes expérimentales rapportées par de nombreux auteurs, notamment Miyazaki[35, 36]. Généralement, on observe une diminution de rigidité à l'approche de la transition de phase qui induit la mémoire.

Comme la transformation dépend de la contrainte et de la température et que, la plupart du temps, la rigidité est mesurée par la réponse du matériau sous contrainte, il serait à prévoir que ce phénomène dépend de la température et de la contrainte. On ne peut pas non-plus conclure sur l'influence de la mise en forme et la possible anisotropie du phénomène. De plus, la non-linéarité du comportement mécanique du Ni-Ti martensitique

empêche d'observer si le phénomène continue à se produire (simultanément avec d'autres) en dessous des températures de transition.

Les figures 5-8 et 5-9 montrent la déflexion en température pour le ressort R sous une charge équivalente à une contrainte de 58 MPa à la fibre externe dans l'état austénitique. Il n'y a pas de transformation. Ceci est confirmé par la courbe de résistivité montrée à la figure 5-7, assortie à une pente de transformation $R \partial\epsilon/\partial T$ élevée, et par la courbe de compression du même ressort à une température constante de 32.5 °C qui montre un comportement linéaire jusqu'à presque deux fois cette contrainte à la fibre externe. L'écart entre les courbes de la figure 5-8 est probablement dû à l'hystérésis mécanique du système. Cet écart est grandement amplifié par l'échelle comme on peut le constater pour les mêmes données à la figure 5-9.

La figure 5-10 montre les variations de déflexion relative calculées, selon les variations de rigidité en cisaillement à température constante de la partie linéaire des courbes de compression du ressort R, et observées lors du balayage de température sous une charge constante (58 Mpa austénitique) à partir de la courbe médiane et de la courbe inférieure de la figure 5-8.

De plus, on retrouve pratiquement les mêmes rigidités austénitiques en température pour les ressorts R et M qui sont fait du même alliage même s'il n'ont pas subi les mêmes traitements thermiques. On manque cependant de données expérimentales et de précision pour conclure sur ce sujet.

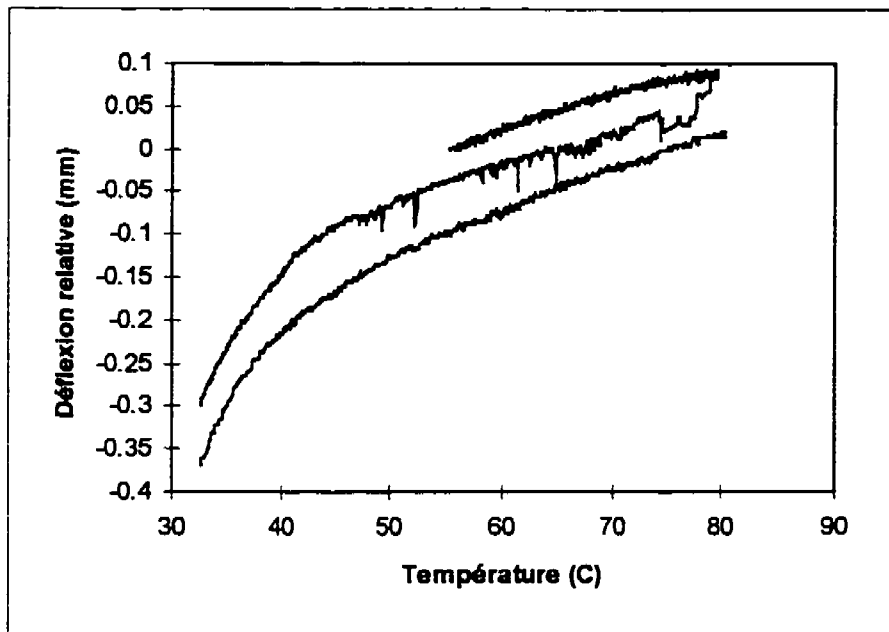


Figure 5-8 Déflexion relative du ressort R au-dessus des températures de transformations en fonction de la température sous une contrainte à la fibre externe de 58 Mpa. (Portion agrandie de la courbe présentée à la figure 5-9)

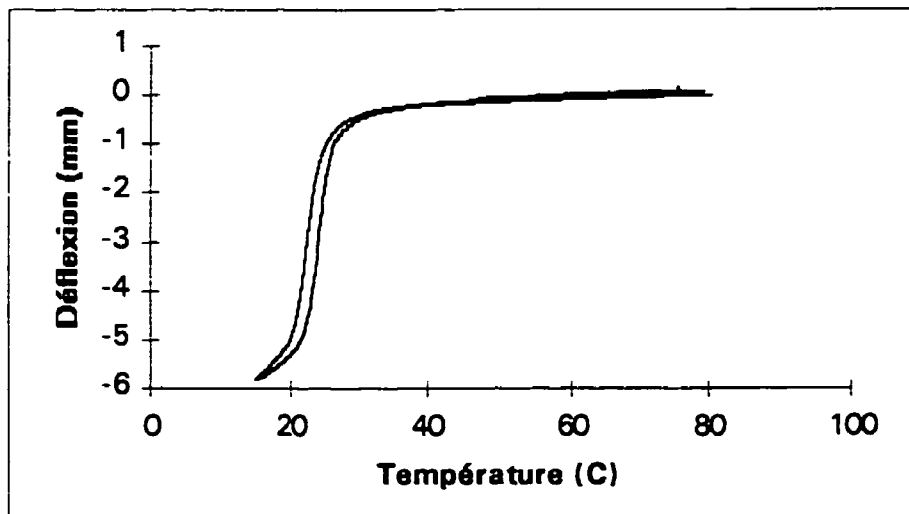


Figure 5-9 Déflexion relative du ressort R en fonction de la température sous une contrainte à la fibre externe de 58 MPa lors d'un balayage étendu en température.

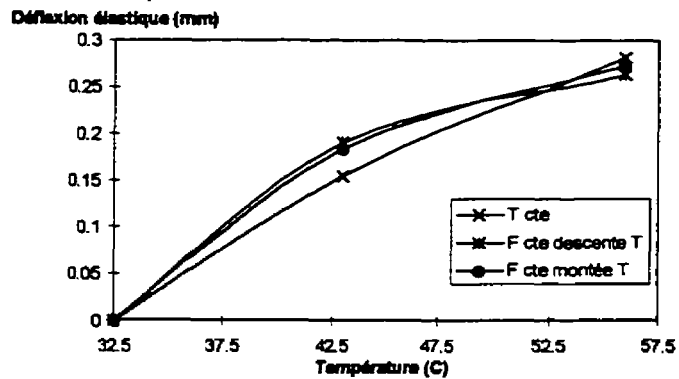


Figure 5-10 Comparaison dans le domaine élastique du ressort R, en fonction de la température, entre la déflexion relative observée sous une contrainte constante de 58 MPa à la fibre externe et la déflexion relative calculée à partir des valeurs de rigidité obtenues par les essais à température constante (Courbes lissées).

L'origine de ces phénomènes n'a pas encore été complètement éclaircie et ne fait pas l'objet du présent mémoire. On se limitera à proposer un essai de mesure de rigidité en température par une mesure de la vitesse du son dans le matériau sous contrainte nulle, afin de préciser la nature du phénomène.

On doit cependant tenir compte de ces effets pré-martensitiques lors de la caractérisation et de la modélisation des Ni-Ti, puisque les résultats de calculs de structures seront affectés par ces changements de rigidité. Ainsi:

- Les modèles (tel que le modèle utilisé ici) qui utilisent une rigidité de la phase mère constante en température induiront des erreurs au niveau de la déformation élastique lors d'un changement de température.
- Toute méthode de calcul de pente de transformation $\partial\tau/\partial T$ qui utilise des courbes de transformations sous charge constante lors d'un balayage de température est plus complexe parce que l'erreur sur la déformation calculée sur la base d'une rigidité constante est fonction de la contrainte appliquée.

5.7.3.1 Aspect mécanique

Le ressort doit être sollicité de façon à garder l'hypothèse de torsion pure. Les ressorts équarris introduisent, en ce sens, un changement de comportement, puisque les spires équarries n'ont pas le même angle d'enroulement et deviennent jointives avant celles qui ne le sont pas et ne participent plus à la déflexion. Cela modifie donc le nombre n de spires actives sur certaines plages de déflexion h et donc la rigidité $K(h)$ du ressort. Ce problème qui est moins présent en traction, est de nature purement géométrique. On peut le filtrer approximativement à l'aide d'une courbe obtenue sur un ressort de géométrie identique fait d'un matériau linéaire. La courbe $K(h)$ du matériau linéaire permettra de déterminer le nombre de spires actives $n(h)$ pour corriger les calculs de structures ou encore déterminer les plages de déflexions admissibles. Évidemment cette approche ne se préoccupe pas des possibles changements du type de sollicitation de la spire, rencontrés notamment lors de grandes déformations en traction sur les ressort.

L'appui (ou l'endroit) où est appliquée la force de compression (ou traction) influence également le comportement du ressort. Les meilleurs résultats ont été obtenus avec des supports centraux coniques aux appuis permettant au ressort de se centrer, même si, avec les ressorts hélicoïdaux non équarris, la première spire tend à se coucher en partie sur l'appui près du point de contact, à mesure que la charge est appliquée. Par la suite, on n'observe pas d'influence jusqu'à ce que le ressort soit presque à spires jointives et, à ce moment, c'est l'hétérogénéité de l'angle d'enroulement qui entre en jeu. On voit alors certaines spires se toucher avant d'autres.

5.7.3.2 *Aspects thermiques*

Pour la régularisation en température, deux principes se concurrencent:

- Soit on fournit en grande quantité, en débit forcé, un fluide à température contrôlée dans une enceinte partiellement close dans laquelle un échantillon échange thermiquement avec le fluide.
- Soit on régularise la température d'une quantité finie d'un fluide brassé et confiné dans une enceinte fermée dans laquelle l'échantillon échange thermiquement avec le fluide.

Dans tous les cas, on doit faire en sorte que tous les autres modes de transmission thermique de l'échantillon soient négligeables. Une attention particulière doit être portée sur les ponts thermiques aux points de contact avec l'échantillon.

Chez Imago SA, pour le banc de traction, on utilise une enceinte de faible volume (boîte de conserve (efficace et économique)) dans laquelle de l'air chaud (ou de l'azote liquide dans un petit bac) est fourni en quantité suffisante afin de maintenir quasi-constante la température de l'échantillon.

Les mêmes principes ont été utilisés dans le design d'un montage de compression de ressort. Une analyse thermique de l'échantillon a été effectuée à l'aide de petits thermocouples placés au centre et alternativement, à la base et au sommet de l'échantillon. Dans les premières versions du montage, une différence de température entre les extrémités et le centre suggérait un échange non-négligeable avec les appuis. Les meilleurs résultats au niveau de l'homogénéité en température ont été obtenus avec un petit

montage (figure 5-11) qui isole thermiquement le ressort du reste de la machine de traction (pratiquement, la conduction par rapport à la convection). Les pièces de plastique (Delrin) qui ralentissent l'échange de chaleur par conduction entre les pièces d'aluminium et le bâti du banc de traction (acier) font en sorte que la conduction est négligeable par rapport à la convection du fluide à température contrôlée sur les pièces d'aluminium. Les déflexions dans les pièces d'aluminium et de Delrin dues aux forces appliquées sur les ressorts ont été calculées et apparaissent comme négligeables. Avec une entrée d'air pas trop directe sur l'échantillon, on arrive à une température assez homogène du ressort (dans les limites des thermocouples). Un déflecteur a été ajouté à cette fin. Les fuites d'air sont nombreuses, nécessaires et bénéfiques en autant que le débit est soutenu. Les thermocouples passent par l'entrée d'air ou par l'ouverture supérieure. Il est presque impossible avec un tel montage de contrôler avec exactitude la température appliquée. Par contre, on peut obtenir des températures assez homogènes dans l'échantillon dans une plage de températures désirée. Si seul le chauffage est disponible, il est difficile d'obtenir des températures légèrement au-dessus de la température ambiante car l'appareil de chauffage a une température minimale. Cependant, en reculant la source d'air chaud de l'enceinte, et en permettant un certain brassage avec l'air ambiant avant l'entrée du mélange dans l'enceinte, on peut obtenir des résultats acceptables.

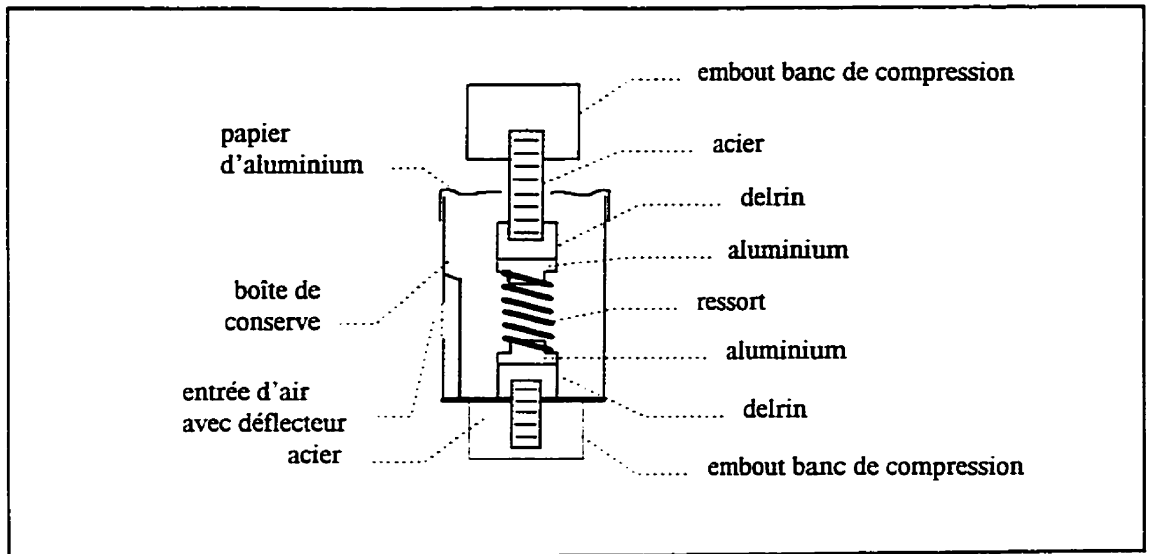


Figure 5-11. Montage de compression de ressort avec contrôle de température.

5.7.4 Essais à température constante

Les essais à température constante ont été effectués en compression avec le montage décrit à la dernière section. Le montage n'était pas équipé d'un système digital d'acquisition de données et les courbes force-déflexion ont initialement été produites sur une table traçante puis numérisées.

5.7.4.1 Ressort R

La figure 5-12 montre les courbes force-déflexion obtenues pour le ressort R. La courbe à 25 °C semble être située entre les températures de transformation inverse A_s et A_f , plutôt près de A_f . Étant donné le faible écart entre les températures R_f et R_s et la possibilité que $R_s < A_s$, on ne peut utiliser cette courbe pour évaluer la pente $d\tau/dT$ d'induction de phase R parce que l'on ne connaît pas l'état de phase initial de l'échantillon. De plus, cet essai a

été réalisé à température ambiante et l'échantillon, contrairement aux autres essais à température constante maintenue par convection forcée, était affecté en température par sa propre transformation. L'échantillon avait préalablement été chauffé au-dessus de A_c , puis refroidi à l'air libre dans son montage jusqu'à l'essai.

Les courbes à 31 et 32 °C fournissent donc l'échantillonnage minimal pour l'évaluation de $d\tau/dT$. On obtient grosso modo une pente de 22 MPa/°C en cisaillement.

Enfin, la courbe à 56 °C ne présente aucune transformation jusqu'à spires jointives. Il n'est donc pas possible, à partir de cette géométrie de ressort, d'évaluer la jonction entre les pentes $d\tau/dT$ d'induction de phase R et de martensite en super-élasticité. Sur la base de la pente calculée précédemment, il aurait fallu imposer une contrainte de 670 MPa en cisaillement pour induire la phase R à cette température. Or, limité par l'état spires jointives du ressort, on n'atteint que 245 MPa. Le seuil de plastification pour l'alliage n'a pas été évalué et des mesures répétées de la longueur austénitique du ressort montrent qu'il n'a pas été endommagé.

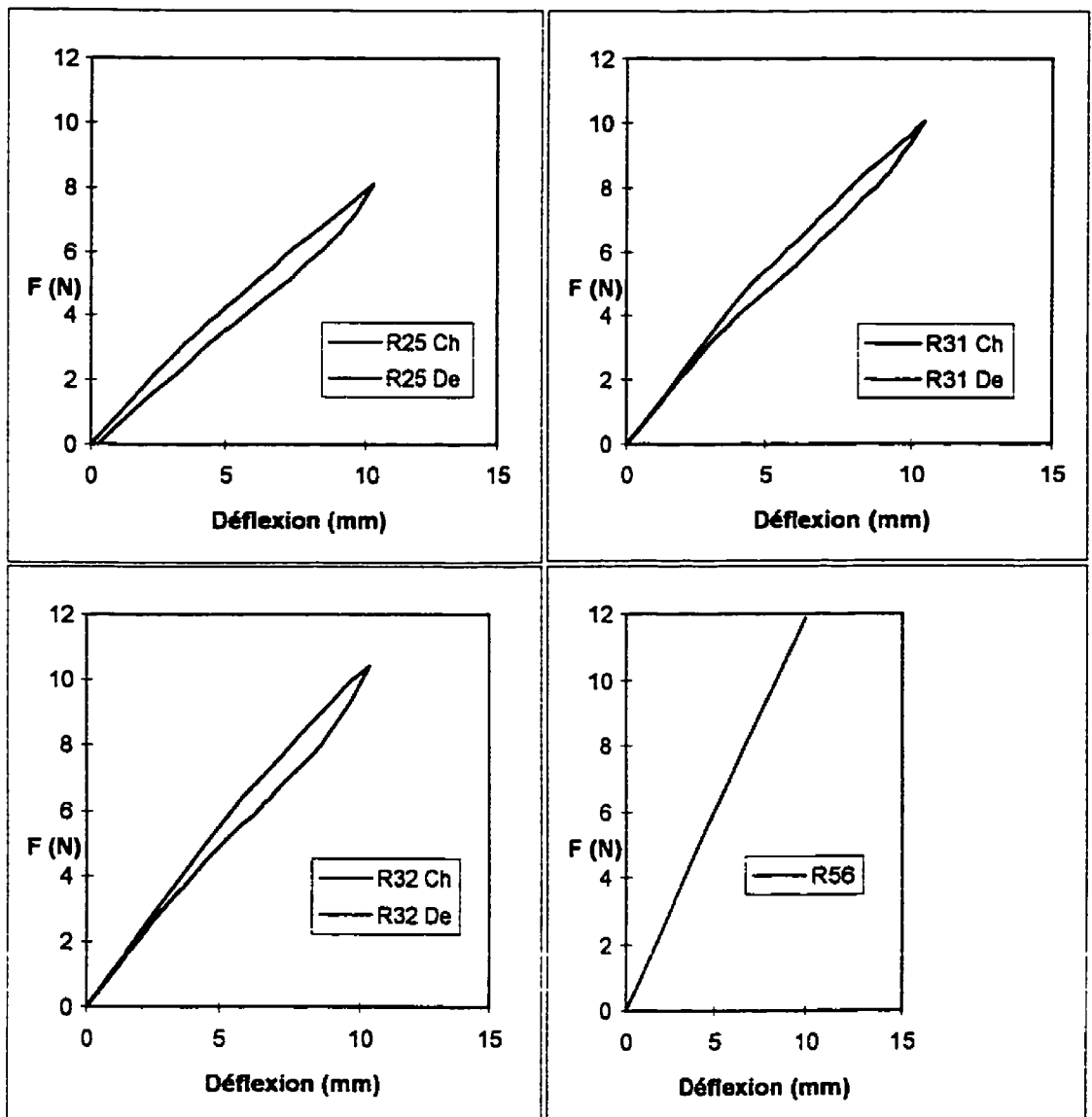


Figure 5-12. Courbes force-déflexion du ressort R à 25, 31, 32, et 56°C.

La figure 5-13 compare les courbes en chargement de la figure 5-12. On y constate les effets de changement de rigidité selon la température. Un contrôle plus raffiné de la température aurait été nécessaire pour obtenir la valeur maximale de déformation de transformation, étant donné la forte pente $d\tau/dT$ d'induction de phase R.

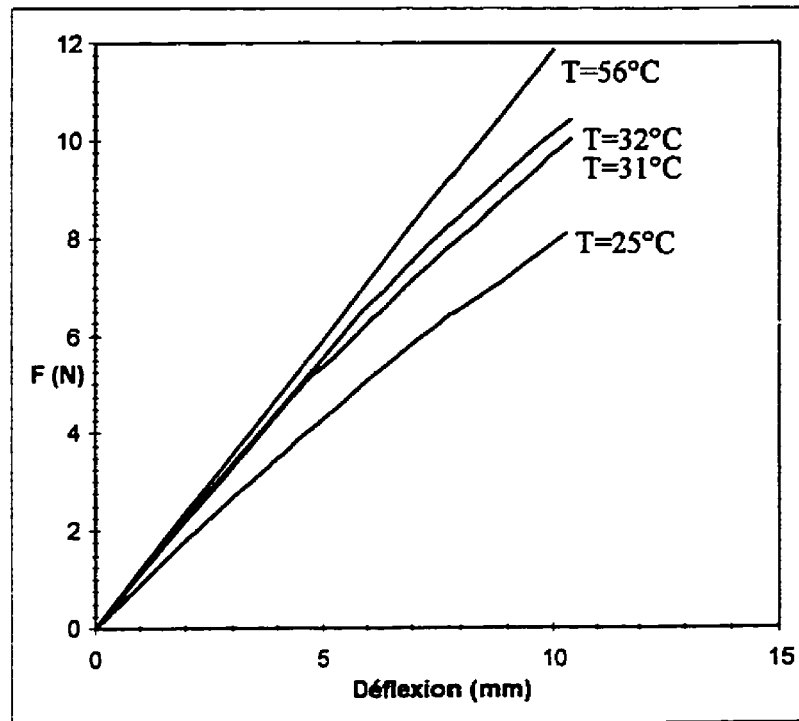


Figure 5-13. Courbes force-déflexion en chargement du ressort R aux températures constantes de 25, 31, 32 et 56 °C.

5.7.4.2 Ressort M

La figure 5-14 montre les courbes force-déflexion obtenues pour le ressort M.

La courbe à 25 °C semble située entre les températures de transformation inverse A_s et A_f , plutôt près de A_f . Cette courbe n'a pas été utilisée pour évaluer la pente $\partial\tau/\partial T$ d'induction de phase martensitique parce que l'on ne connaît pas avec exactitude l'état de phase initial de l'échantillon. Cet essai a été réalisé à température ambiante et l'échantillon, contrairement aux autres essais à température maintenue constante par convection forcée, était librement affecté en température par sa propre transformation. L'échantillon avait préalablement été chauffé au dessus de A_f et refroidi à l'air libre dans son montage jusqu'à l'essai.

Les courbes à 30, 32.5, 43°C et une courbe partielle à 58°C fournissent donc l'échantillonnage pour l'évaluation de $d\tau/dT$ d'induction de martensite. On obtient grosso modo une pente de 5.8 MPa/°C en cisaillement.

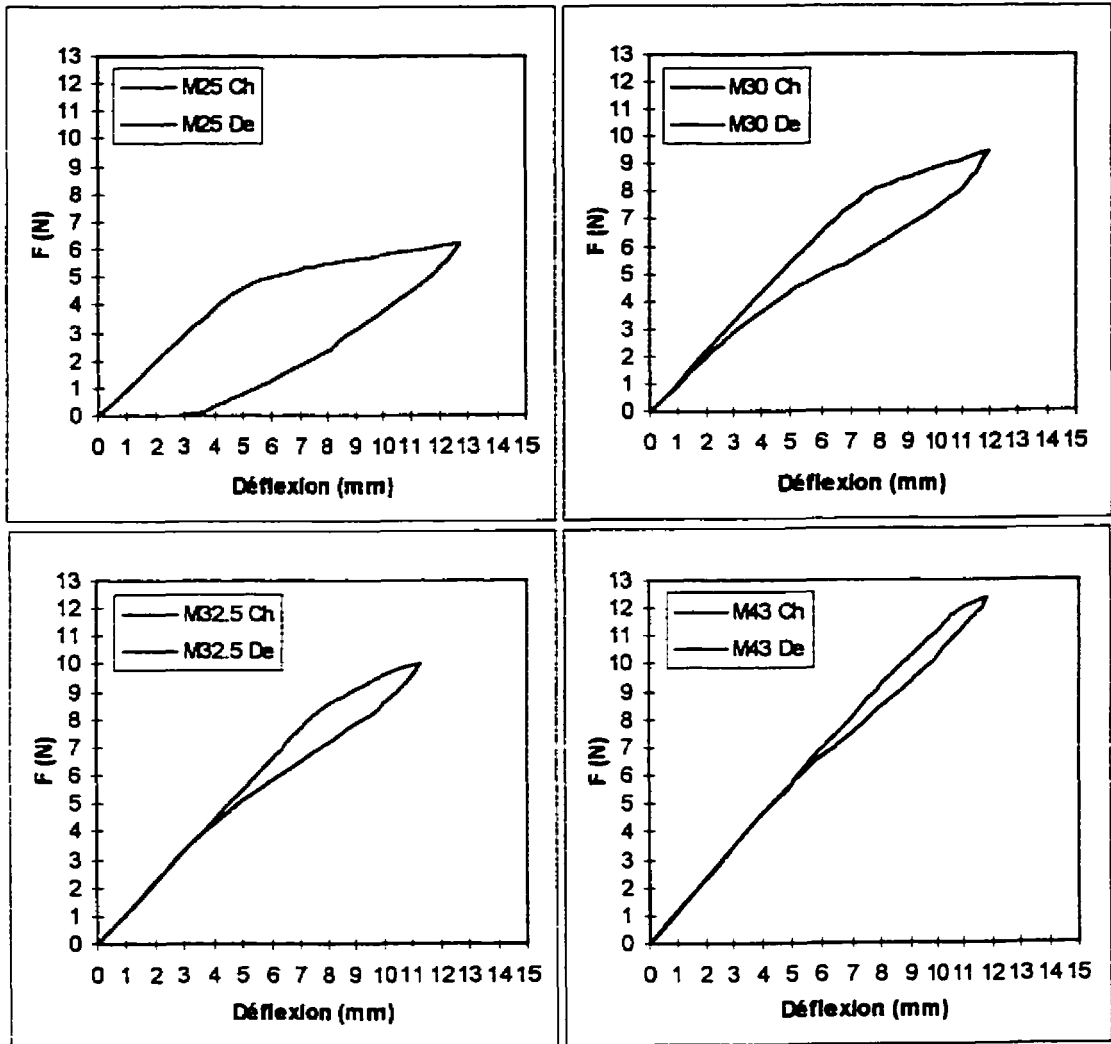


Figure 5-14. Courbes force-déflexion du ressort M à 25, 30, 35 et 43 °C.

La figure 5-15 compare les courbes en chargement de la figure 5-14. On y voit les effets de changement de rigidité selon la température. On observe aussi une bonne déformation de transformation à l'approche des températures de transitions. Ceci est dû à la contrainte

d'induction de martensite qui est plus faible. La déflexion maximale du ressort M ne permet apparemment pas d'obtenir la valeur maximale de déformation de transformation; en effet, la déflexion est limitée par l'état spires jointives du ressort. La déflexion maximale possible de 15 mm (qui en pratique n'est jamais atteinte dans les essais superélastiques) correspond à une déformation à la fibre externe d'environ 3%. Or, il est typique pour ces alliages de présenter une capacité de déformation superélastique beaucoup plus grande. Les contraintes seuils de plastification n'ont pas été évaluées, mais des mesures répétées de la longueur austénitique du ressort montrent que le ressort M n'a pas été endommagé. Les contraintes d'induction de transformation de la figure 5-14 sont reportées en fonction de la température à la figure 5.16 afin d'évaluer la pente $\partial a/\partial T$ pour le modèle bi-planaire.

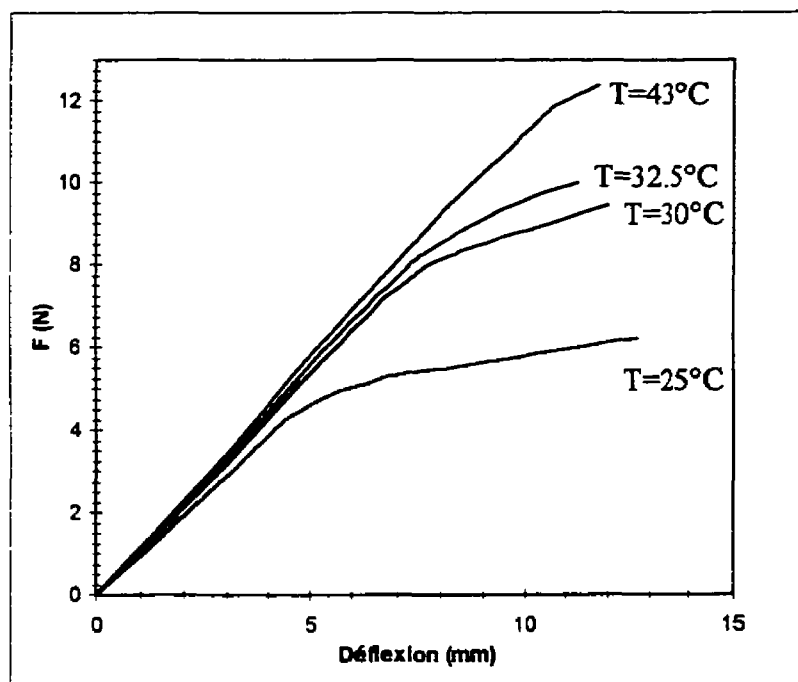


Figure 5-15. Courbes force-déflexion en chargement du ressort M aux températures constantes de 25, 30, 32.5, et 43 °C.

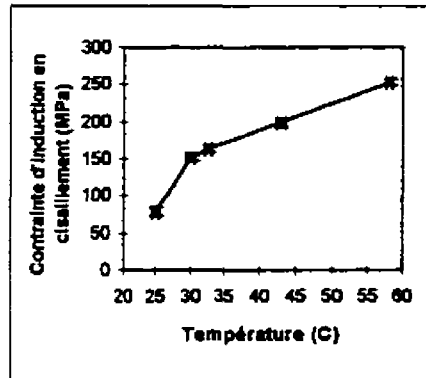


Figure 5-16. Contrainte en cisaillement d'induction de martensite selon la température.

5.7.5 Évaluation des erreurs systématiques d'un montage de mesure de déflexion sous charge constante en balayage de température.

Un problème avec les manipulations expérimentales en température est l'influence de la dilatation thermique sur le montage lui même. La motivation première de cette section était l'interprétation correcte de la déflexion pré-transition (figures Figure 5-8 et Figure 5-9) observée sur les essais de déflexion sous charge constante. La figure 5-17 présente un schéma simplifié du montage avant modification.

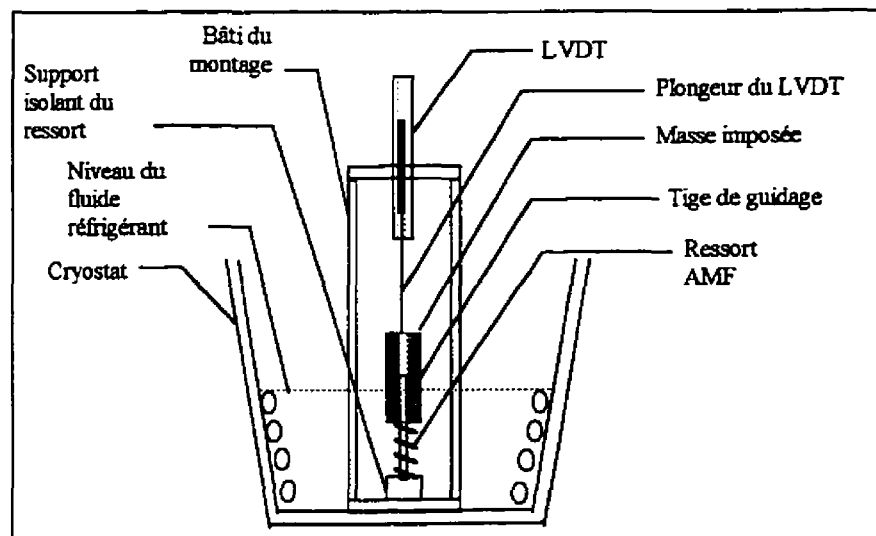


Figure 5-17. Montage, avant modification, de mesure de déflexion sous charge constante en balayage de température. Les thermocouples et le module d'acquisition de données ne sont pas indiqués.

5.7.5.1 Dilatation thermique

Des mesures ont été effectuées, avec le montage initial, sur un ressort d'acier possédant un comportement mécanique linéaire et un coefficient de dilatation compatible avec le bâti. La contrainte appliquée a été minimale. Une pente d'environ $0.004 \text{ mm}/^\circ\text{C}$ a été observée; Ceci correspond à la différence de dilatation thermique: entre un acier et un plastique de type PTFE pour une pièce d'environ 10 mm de hauteur, ou entre un acier et un plastique « moyen » pour une pièce d'environ 20 mm de hauteur. Or le support isolant du ressort, fait d'un plastique non-identifié, avait une hauteur de 22 mm.

Cette pièce a été remplacée par un support d'acier associé à deux pièces de plastique de moins de 1mm de hauteur afin de conserver une certaine isolation de l'échantillon par rapport à la masse du bâti. La tige guide était par contre en contact avec le support d'acier. L'usinage d'un support permettant l'isolation de la tige guide serait une amélioration. Cet aspect a été négligé au profit du très grand coefficient de convection du liquide brassé à l'intérieur du cryostat. Le test a été refait et une pente de moins de $0.001 \text{ mm}/^\circ\text{C}$ a été observée. Ces valeurs de pentes semblent très faibles, mais la plage de température des essais peut être assez étendue.

On peut expliquer cette situation par la variation assez lente de la température dans le montage, le très grand coefficient de convection qui prévaut à l'intérieur du cryostat et du fait que la répartition verticale de la température dans le bâti, dans le support de masse, dans la masse, dans le LVDT et la tige, est approximativement la même. Si tous les

matériaux ont les mêmes coefficients de dilatation, des dilatations égales selon l'axe des mesures n'affectent pas celles-ci.

Il faut donc le moins possible utiliser des matériaux aux coefficients de dilatation linéique différents dans la conception de ce type de montage, ou lorsque c'est impératif, utiliser le minimum de matériaux intrus en couches minces qui n'affecteront que peu la dilatation de l'ensemble du montage. Les échantillons d'AMF courants ont des coefficients de dilatation voisins de celui de l'acier, particulièrement le Ni-Ti, et ne causent donc pas de problème

5.7.5.2 Poussée d'Archimède

Un corps immergé dans un liquide est soumis à une force de flottaison égale à la masse de liquide qu'il déplace. Si une partie des masses appliquées est immergée lors de la déflexion du ressort AMF, la force imposée varie en fonction de la déflexion et du volume immergé. L'importance de l'erreur est aussi fonction de la différence entre la densité du matériau de la masse et du fluide. L'acier a une densité de 7700 Kg/m^3 , l'eau de 1000 Kg/m^3 et l'éthanol de 789 Kg/m^3 . Il y a donc une erreur de 13% pour la masse immergée dans le cas de l'eau et 10% dans le cas de l'éthanol. Les courbes expérimentales obtenues subséquemment démontrent que ce n'est pas négligeable. Même si seule une partie de la masse est immergée, ceci introduit une erreur variable et non-contrôlée selon les dimensions, la géométrie de l'échantillon et de la masse, ainsi que le niveau du fluide.

La solution apportée comporte un tube d'acier mince qui élève les masses au-dessus du fluide en tout temps. Le tube utilisé ici pèse 6g. Il est fait d'un matériau dense et déplace

un faible volume d'eau lors de la déflexion du ressort. Il introduit au maximum une variation de force appliquée au ressort de 5.9 mN dans l'éthanol et de 7.6 mN dans l'eau.

Un schéma du montage modifié, qui a été utilisé pour obtenir les résultats expérimentaux des sections suivantes, est montré en figure 5-18.

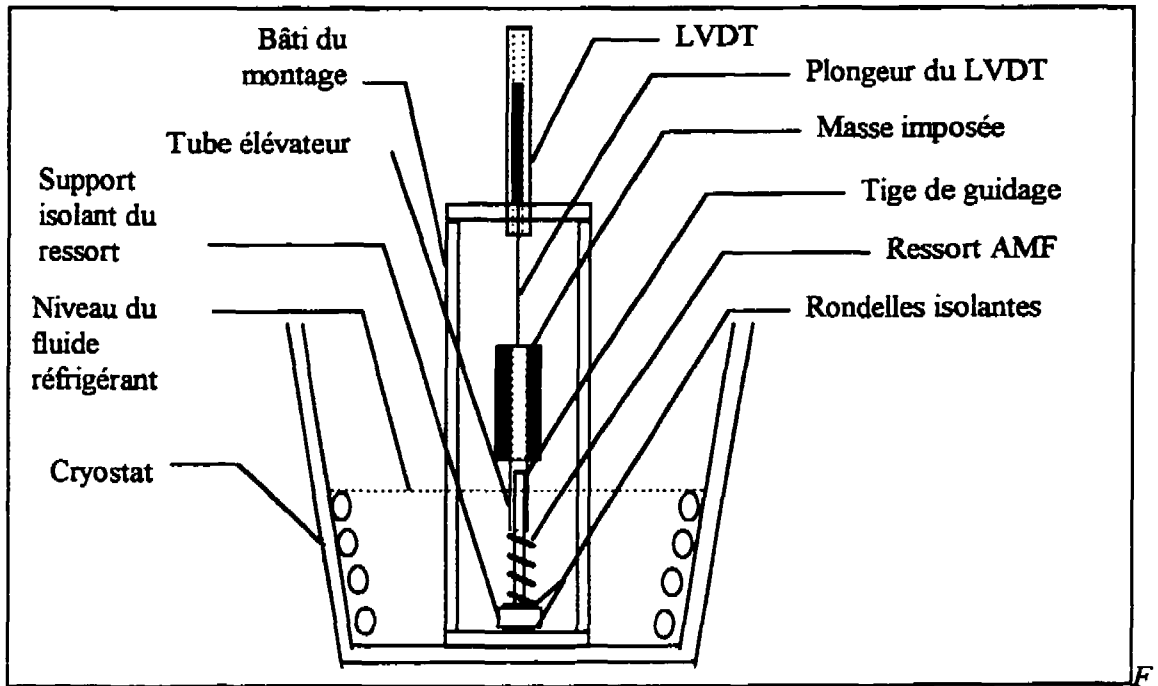


Figure 5-18. Montage, après modification, tel qu'utilisé pour les mesures de déflexion sous charge constante en balayage de température. Ne sont pas indiqués, les thermocouples et le module d'acquisition de données.

5.7.5.3 Répétabilité des résultats

En raison de l'unicité de chaque échantillon, il est difficile d'évaluer à la fois la répétabilité du matériau et celle du montage. Les buts de ces manipulations étaient surtout qualitatifs au sens où elles permettent une meilleure interprétation des courbes expérimentales, surtout en remontée du ressort AMF lors de la transformation inverse vers l'austénite.

L'hystérésis mécanique que présente le montage est difficile à évaluer puisqu'elle est variable. Cette partie du montage n'a pas été modifiée pour des raisons économiques et de temps d'usinage. En effet, refaire une série de masses pour chaque diamètre de tige guide s'avérerait couteux en temps et en argent. Les aspects suivants ont été relevés:

- Même lubrifiées, les masses qui n'ont pas de géométries identiques et ne possèdent pas des finis de surface optimaux, couissent en touchant parfois la tige guide; de la même façon, le ressort touche la tige guide par endroits.
- La tenue du lubrifiant au PTFE est peu connue dans un fluide brassé, notamment l'éthanol à température assez élevée, tel que rencontré dans le cryostat. Du lubrifiant était ajouté régulièrement.
- Les masses sont parfois difficiles à centrer, et il n'est ni agréable ni facile de procéder à ces ajustements au-dessus d'un cryostat rempli d'éthanol dénaturé à 55°C.
- On supposerait normalement la friction identique à la montée et à la descente, mais le montage est soumis aux vibrations accrues du compresseur du cryostat au refroidissement et non à l'échauffement. Le frottement réel apparait donc surtout à l'échauffement.
- Le ressort, pendant l'effet mémoire à l'échauffement, a la capacité de générer lui-même une force supplémentaire lorsque le frottement tend à le maintenir à une certaine déformation. Ceci a le potentiel de décaler la réponse de déflexion en température. Le problème réel est donc en fin de transformation inverse où la force développée par le ressort ne varie qu'avec le changement de rigidité en température, et ce de façon beaucoup plus graduelle.

L'hystérésis mécanique a été évaluée, à plusieurs occasions, à l'aide d'un ressort d'acier ou d'AMF entre 55 et 60°C, en appliquant manuellement une force de compression sur la partie mobile du montage comprenant des masses, puis en la retirant. À l'aide du LVDT, on note la différence entre la position avant et après compression. La force due au frottement, évaluée à de 0.055 à 0.155 N (≈ 3 MPa austénitique), introduirait une erreur maximale de 19% au plus bas niveau de charge imposée. Il faut prendre en considération que ces valeurs ont été obtenues dans les pires conditions, en remontée et sans vibration, et que le frottement réel n'est pas constant et en moyenne beaucoup moins élevé. Évidemment, à friction constante, le ressort à la constante K la moins élevée, soit celui en AMF, sera le plus affecté au niveau de la déflexion.

Quant à la possible déformation martensitique résiduelle dans le ressort AMF, le ressort, mesuré à sa sortie du cryostat n'a en aucun cas changé de dimension. L'idée que la contrainte réelle de retour de la déformation martensitique en cisaillement $\tau_{Af}(T \gg A_f) = 0$ n'est pas écartée. Les instruments disponibles ne permettait pas de le mesurer, mais il y a des indices. Comme les essais, à différentes charges, sont effectués les uns après les autres, une différence a été observée, lorsque l'on remettait la charge à zéro plutôt que d'ajouter la différence de charge et de repartir le nouveau cycle; ce qui suggère un retour incomplet de la déformation de transformation sous charge, même à température élevée. Ces courbes sont présentées à la figure 5-19. La transformation débute à une température légèrement plus élevée pour les courbes à masses ajoutées, soit parce que l'hystérésis mécanique du montage agit dans le sens de la force appliquée et donne une force résultante plus élevée, soit parce qu'une fraction de martensite est déjà présente et que le matériau est dans un

sous-cycle d'hystérésis. La deuxième explication est plus plausible; elle explique l'écart de déflexion fonctionnelle entre les courbes sous même charge puisque, dans toutes ces courbes, le ressort est à spires jointives à basse température. Cependant, cet écart varie selon la charge et affecte moins les courbes à charges élevées; ce qui suggère que l'hystérésis mécanique proportionnellement plus faible pour les charges plus élevées entre en jeu.

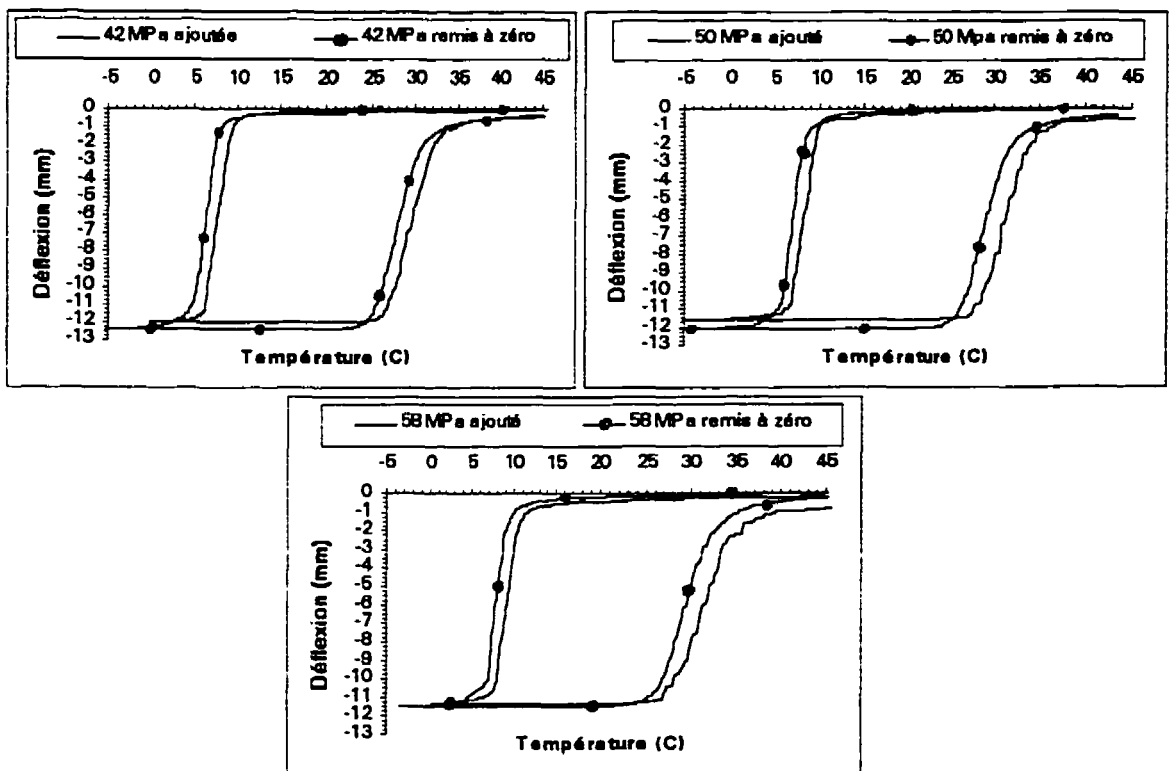


Figure 5-19. Déflexion fonctionnelle sous charge constante en fonction de la température pour le ressort M selon que la masse a été rajoutée à la suite d'un cycle à charge plus faible ou remise à zéro avant le début du nouveau cycle thermique.

Pour ce qui est de la stabilité du matériau lui-même, les courbes de la figure 5-20 montrent des résultats sous une même charge espacés par plusieurs essais en température et

contraintes variables. En tenant compte de la variabilité du montage, les résultats sont considérés comme satisfaisants. Les hystérésis ne peuvent être comparées puisque la température minimale et donc le niveau de transformation du matériau dans ces essais varie. On peut difficilement conclure au niveau de la fatigue, puisque l'ordre dans lequel les essais ont été effectués est [R33, R33b et RM33] espacé de plusieurs autres essais sous charges diverses. On ne peut dégager de tendances. De plus, comme les températures minimales atteintes varient, on ne peut comparer les remontées en température.

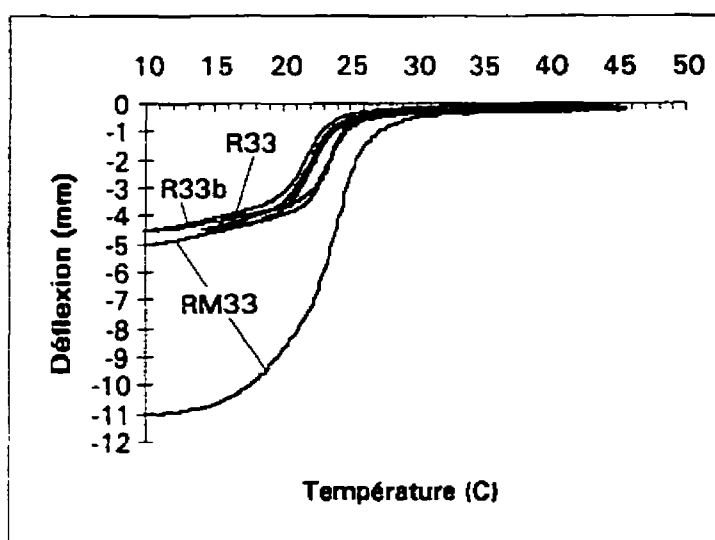


Figure 5-20. Déflexion fonctionnelle sous charge constante de 33 MPa (AUST) en fonction de la température pour le ressort R. Les essais ont été effectués dans l'ordre suivant: R33, R33b et RM33.

Finalement, au terme de ces essais, plusieurs mesures à chaud et à froid sous charge nulle ont été effectuées et aucun effet mémoire double sens n'a été décelé. Ceci est étonnant compte tenu du nombre de cycles d'éducation reçus.

5.7.6 Essais à charge constante

Les deux ressorts R et M ont été soumis à des balayages en température sous une charge constante, la charge étant décrite ici selon le système en vigueur chez Imago SA, c'est-à-dire la contrainte élastique à la fibre externe. Ceci correspond dans le domaine élastique, pour cette géométrie de ressort, à une force de 0.056 N ou à une masse de 5.75 g par MPa. Dans le calcul des forces imposées ont été incluses toutes les masses libres, tel le plongeur du LVDT, placées au-dessus de l'échantillon. Aussi pour alléger le texte, les descriptions utilisent les contraintes arrondies au MPa. Les calculs utilisent par contre les valeurs réelles telles que montrées au tableau 5-3.

Tableau 5-3. Correspondance entre les étiquettes et les contraintes qu'ont subi les ressorts R et M en balayage de température.

15.4 MPa	→	15 MPa	41.8 MPa	→	42 MPa
25.37 MPa	→	25 MPa	49.9 MPa	→	50 MPa
33.35 MPa	→	33 MPa	58.02 MPa	→	58 MPa
70.1 MPa	→	70 MPa			

Les charges imposées ne sont pas très élevées pour les raisons suivantes:

- Le montage ne permettait pas aisément d'appliquer des charges plus élevées.
- Le temps disponible était limité et chaque courbe prend en moyenne une heure à obtenir.
- Il était plus intéressant d'obtenir des courbes pour des chargements graduels.

- À forte contrainte, l'alliage R se transforme directement en martensite. Ceci restreint les charges possibles pour obtenir des courbes aux mêmes niveaux de contrainte dans les ressorts R et M.
- Il y avait lieu d'éviter d'introduire des phénomènes de fatigue, puisque les deux mêmes échantillons sont utilisés de façon répétée.

5.7.6.1 Ressort R

La figure 5-21 montre la déflexion sous charge constante lors d'un balayage de température pour le ressort R. La figure 5-21a) montre la déflexion fonctionnelle du ressort, c'est-à-dire le débattement obtenu lors du balayage de température. C'est surtout cette information qui est utilisée en design industriel. Dans la réalisation de modèles et de calculs de structure, il est plus intéressant d'inclure la déformation élastique emmagasinée dans le matériau et ainsi de replacer correctement ces courbes dans l'espace Température-Force-Déflexion comme à la figure 5-21b). Comme le montage ne permettait pas de mesurer la déflexion élastique lors de la mise sous charge du ressort, ces valeurs ont été calculées à l'aide de la rigidité en cisaillement observée lors d'essais à température constante au voisinage de 45°C. Aussi, doit-on, à cause des effets pré-martensitiques de changement de rigidité, faire commencer toutes ces courbes à partir de la même température pour pouvoir comparer leurs déflexions.

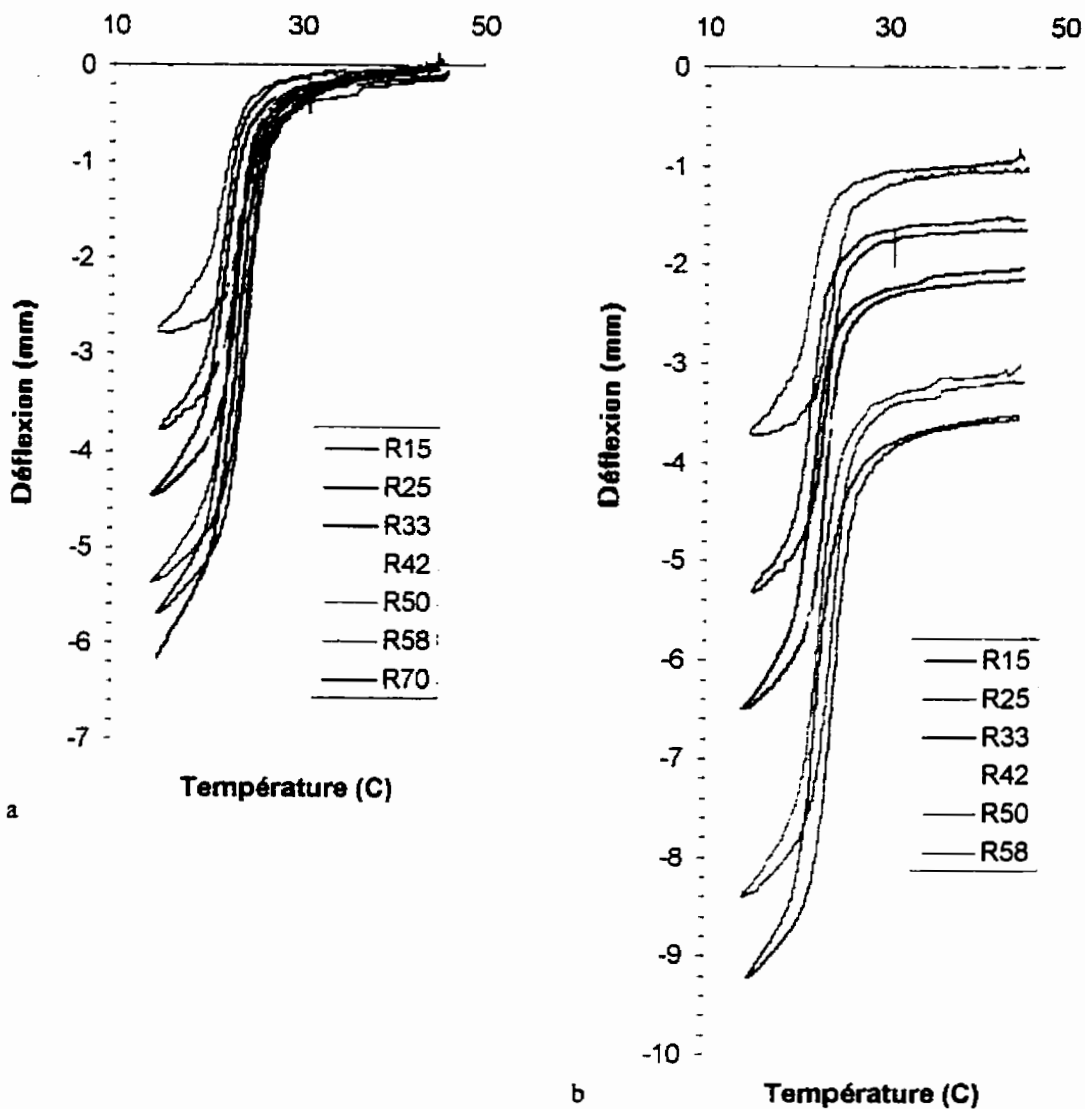
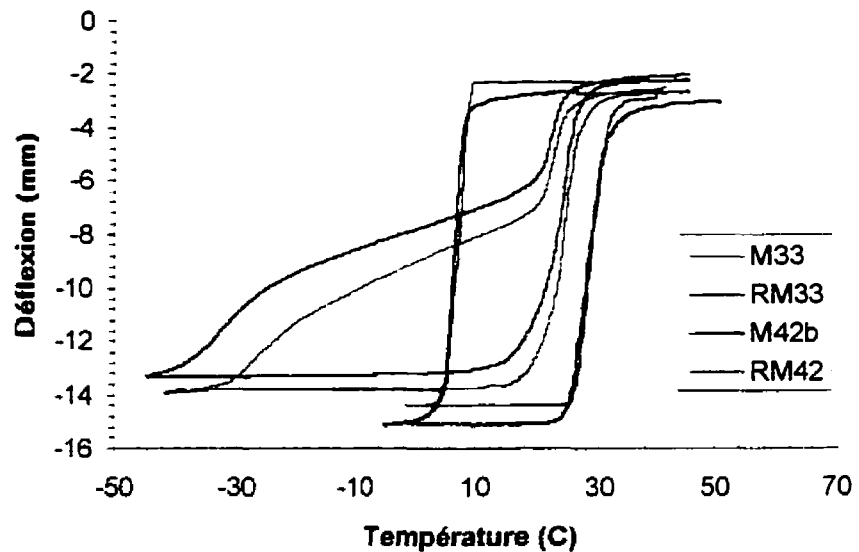


Figure 5-21 Déflexion sous charge constante en fonction de la température pour le ressort R.
 a) Déflexion fonctionnelle. b) Déflexion totale tenant compte de la déflexion élastique initiale.

La figure 5-22 présente des courbes à transformations multiples pour le ressort R sous deux charges différentes. On y remarque une différence de pente suite à la transformation R qui est probablement due à l'induction de martensite sous contrainte à une température différente. En effet, les pentes $\partial\tau/\partial T$ d'induction de transition de phase ne sont pas les

mêmes pour la transition R et la transition martensitique¹. La répartition de contrainte et de phases sur le rayon est alors très complexe. La couche extérieure de la spire est en phase martensitique, une partie à l'intérieur de la spire est en phase R, avec possiblement encore de l'austénite au coeur de la spire. Les courbes du ressort M sous des charges identiques sont incluses à titre de comparaison.



NB: Les ressorts R et M n'ont pas la même déflexion à spires jointives.
et ne sont pas spires jointives à 33 MPa (AUST).

Figure 5-22 Déflexion sous charge constante en fonction de la température pour les ressorts R et M. Un balayage étendu à basse température a été imposé au ressort R afin d'obtenir la transformation martensitique.

¹ Ce qui peut expliquer qu'à partir d'une certaine contrainte, on induit directement la martensite. Cette contrainte correspondrait à l'intersection des deux pentes de transformation.

5.7.6.2 Ressort M

La figure 5-23 montre des sous-cycles en température sous une charge constante de 58 MPa austénitique. Les courbes de la figure 5-24 montrent la déflexion sous charge constante lors d'un balayage de température pour le ressort M. À la différence du ressort R (figure 5-21) le ressort M atteint l'état spires jointives pour des contraintes relativement peu élevées. Du point de vue industriel donc, la déflexion fonctionnelle de ce ressort passe par un maximum autour d'une contrainte austénitique dans la plage des 33 à 42 MPa. À plus faible contrainte, on n'obtient pas le maximum de déformation martensitique possible; à plus haute contrainte, la portion élastique de la déflexion totale, limitée par la hauteur du ressort à spires jointives, devient de plus en plus importante.

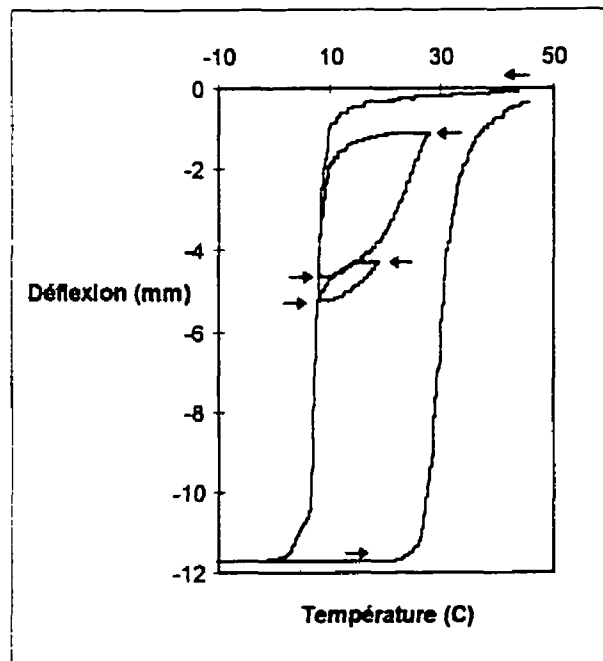


Figure 5-23 Déflexion fonctionnelle sous une charge constante de 58 MPa austénitique en fonction de la température pour le ressort M lors de sous-cycles. Les flèches indiquent le sens de variation de la température aux changements de direction à l'intérieur du cycle entier.

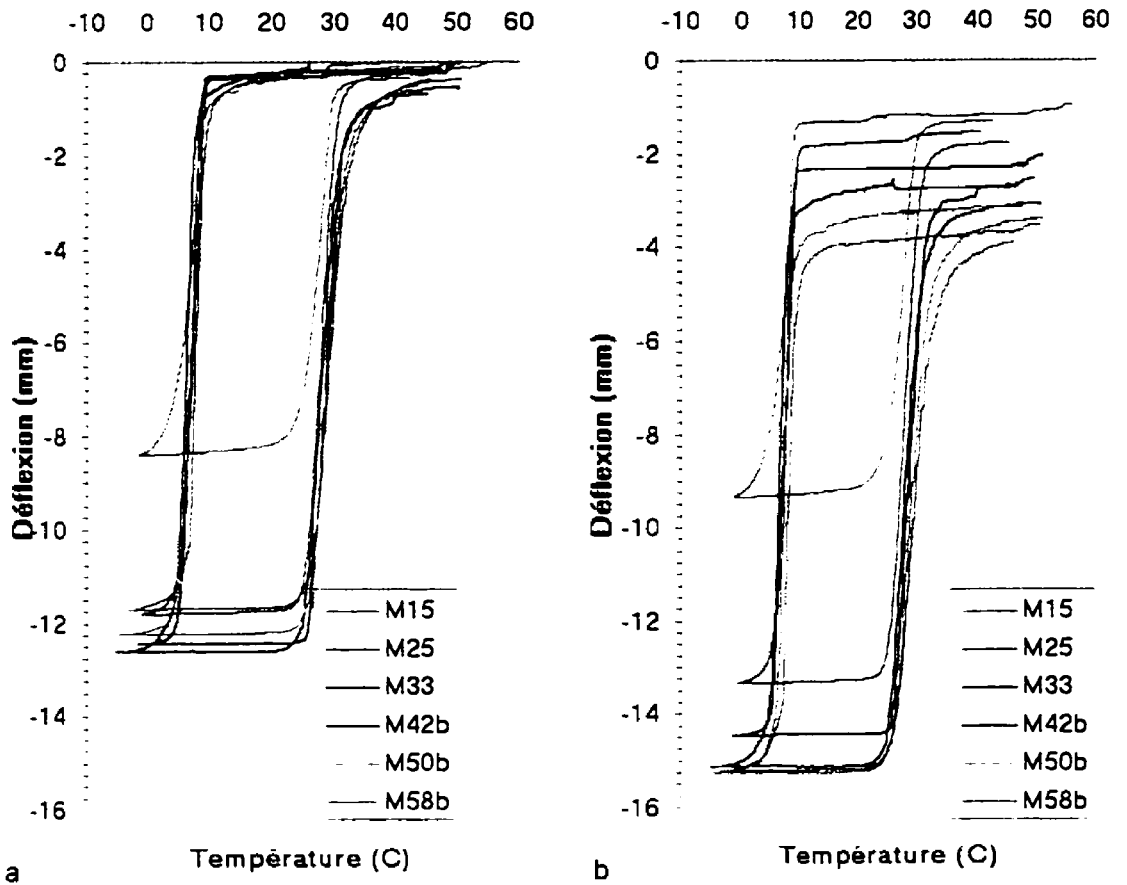


Figure 5-24 Déflexion sous charge constante en fonction de la température pour le ressort M. a) Déflexion fonctionnelle. b) Déflexion totale tenant compte de la déflexion élastique initiale.

5.8 Résultats de calculs de ressorts hélicoïdaux AMF

5.8.1 Ressort de Gillet et effets du nombre d'éléments

Le ressort de la thèse de Gillet[68] a la géométrie décrite au tableau suivant:

Tableau 5-4 Paramètres géométriques du ressort de Gillet[68]

Diamètre moyen	Diamètre de spire	Nombre utile de spires	Pas du ressort
3.4 mm	0.8 mm	6	2.5 mm

Afin de valider l'approche développée, les caractéristiques du matériau ont été évaluées par calcul inverse, puis bilinéarisé pour le modèle biplanaire. Les résultats du calcul inverse apparaissent à la figure 5-25.

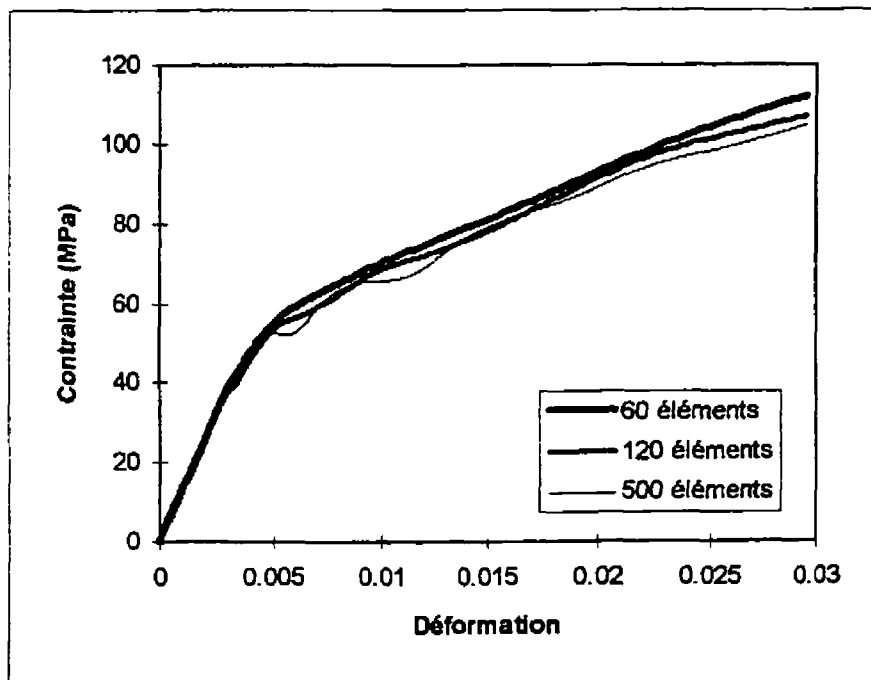


Figure 5-25 Courbes contrainte-déformation en cisaillement à partir de la courbe force déflexion du ressort de la thèse de Gillet [68], obtenues par calcul de structure inverse selon le nombre d'éléments utilisés.

On y voit une plus ou moins bonne convergence pour une augmentation du nombre d'éléments. Ceci est dû à la linéarisation par morceaux des données d'entrée, soit la courbe déflexion-force. En effet, les fluctuations relevées sur les résultats, pour des nombres d'éléments élevés, correspondent aux « charnières » de la courbe déflexion-force qui est interpolée linéairement entre les points de données. En somme, le calcul est trop précis pour la qualité de données disponibles. Une version du code de calcul, utilisant l'interpolation non-linéaire par krigeage, est en développement et devrait améliorer la stabilité du calcul (au détriment de la puissance de calcul nécessaire). Les paramètres obtenus sont résumés au tableau 5-5.

Tableau 5-5 Paramètres du modèle biplanare pour le matériau du ressort de Gillet[68].

Tref (°C)	A (MPa)	B(MPa)	C(MPa)	D(MPa)	a(MPa)	b(MPa)	$\gamma_{\max, \text{transfo}}$ (%)	$\partial a / \partial T$ (MPa/°C)
20	12688	2267	8290	19500	50	35	2.8	1.2

À partir des paramètres obtenus par calcul inverse, la courbe expérimentale a été recalculée selon le calcul direct. Les résultats des calculs selon le nombre d'éléments utilisés apparaissent à la figure 5-26. On y voit une convergence très rapide selon le nombre d'éléments. À partir de 20 éléments on ne voit plus de différence notable dans la réponse. Les différences entre le calcul et l'expérimental sont dues au modèle de matériau biplanare et non à la méthode de calcul. Par exemple, la bilinéarisation des courbes de la figure 5-25 rendent ponctuelles des conditions de transformation normalement plus graduelles.

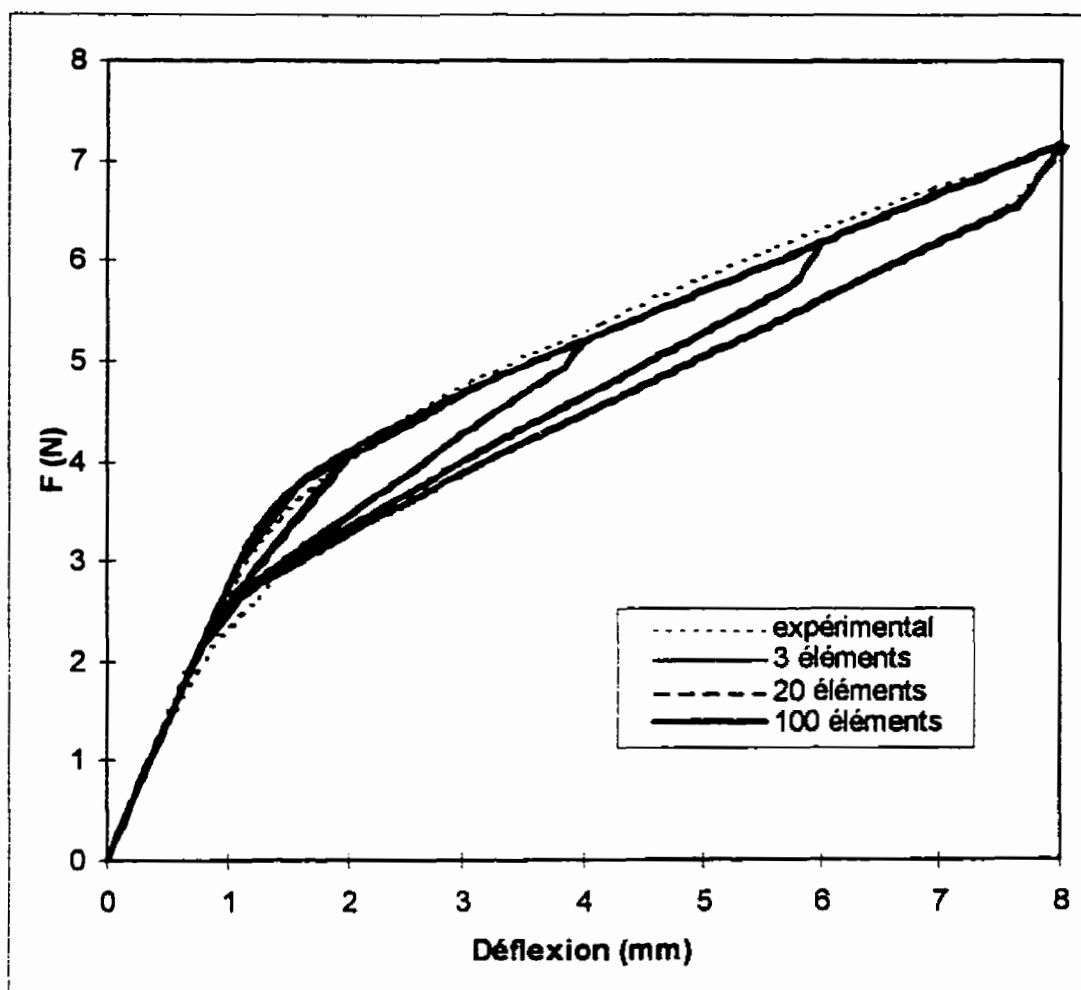


Figure 5-26 Comparaison, à 20°C entre la courbe déflexion-force expérimentale du ressort de Gillet[68] et les courbes calculées, selon le nombre d'éléments, avec les paramètres de matériau obtenus par calcul inverse de cette même courbe expérimentale.

Le nombre d'éléments semble plus important lors de cycles thermiques sous charge constante, tel qu'illustré à la figure 5-27, pour le ressort M décrit à la prochaine section.

Le sous-cycle thermique effectué lors de ce calcul fait ressortir l'effet cumulatif des erreurs dues à la dépendance de l'histoire thermomécanique du matériau sur ses propriétés.

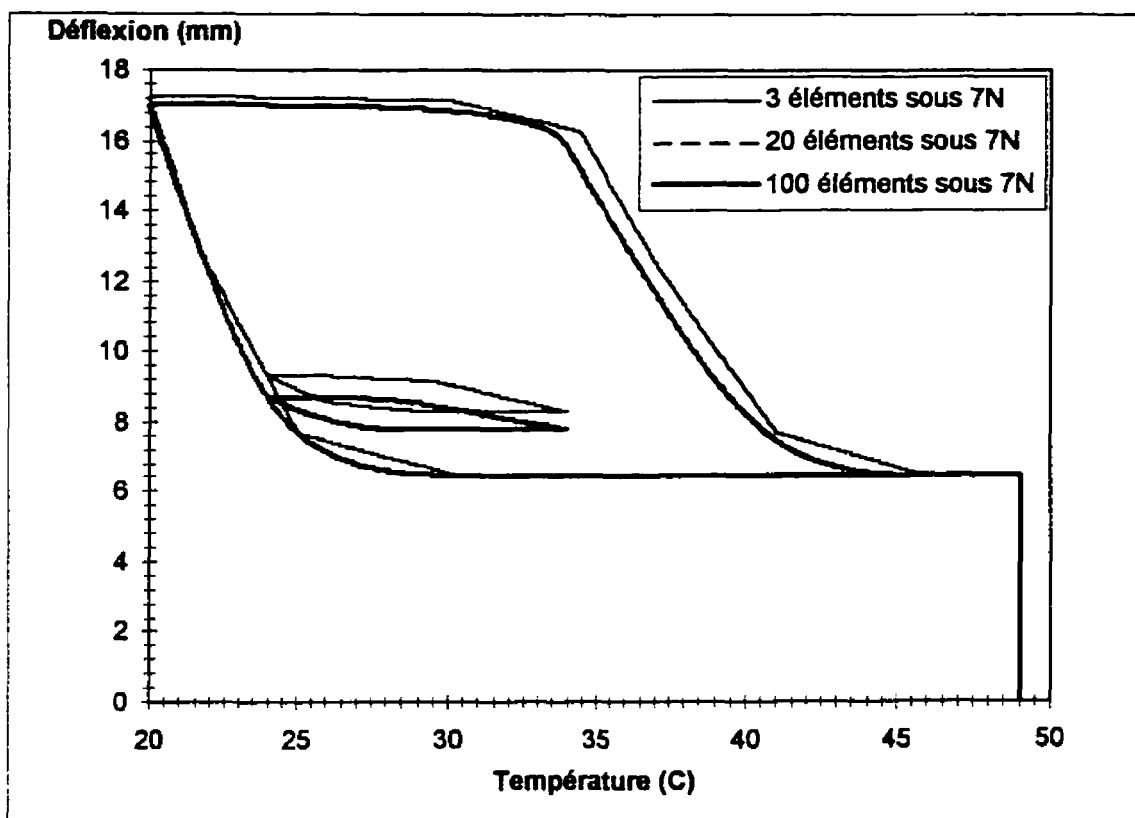


Figure 5-27 Effet du nombre d'éléments sur la réponse thermomécanique calculée du ressort M.

Comme dans le cas du cycle superélastique (figure 5-26), moins de 20 éléments sont suffisants pour la convergence du calcul. On note, cependant, que l'écart pour le calcul effectué avec 3 éléments semble amplifié. Pour les calculs subséquents, un nombre de 50 éléments a été jugé sûr et vérifié pour tous les matériaux utilisés. Plus important encore, pour la stabilité des calculs, les plages d'incrément ont été limitées en température de 0.005 à 0.025 °C et en force, de 0.025 à 0.035 N dans les domaines de non-linéarité du matériau.

5.8.2 Comparaison entre les résultats de calcul et les courbes expérimentales

5.8.2.1 Ressort M

Les paramètres du matériau, reportés au tableau 5-6, ont été obtenus par la méthode décrite à la section 5.6.5. Les résultats de calculs inverses tendent à fluctuer, mais une linéarisation par les moindres carrés sur la portion de la courbe post-linéaire donne une bonne approximation. La déformation maximale (qui n'a pas d'importance ici puisqu'elle n'est jamais atteinte dans les simulations avec ce matériau) a été approximée à partir de données de la littérature. Elle a été convertie de traction à cisaillement avec un coefficient de Poisson de 0.5, selon l'hypothèse de déformation à volume constant lors de la transformation. Ceci donne selon la résistance des matériaux classiques:

$$\gamma_{\max} = \varepsilon_{\max} - \varepsilon_{\min};$$

$$\varepsilon_{\left\{\begin{smallmatrix} \min \\ \max \end{smallmatrix}\right\}} = \left[\begin{smallmatrix} \min \\ \max \end{smallmatrix} \right] \cdot \{\varepsilon_1 \quad \varepsilon_2 \quad \varepsilon_3\};$$

comme en traction:

$$\varepsilon_{\max} = \varepsilon_1 = \varepsilon_{\text{traction}};$$

$$\varepsilon_{\min} = \varepsilon_2 = \varepsilon_3 = -\nu\varepsilon_1;$$

la déformation maximale de transformation en cisaillement $\gamma_{\max_transfo}$ est donc égale à:

$$\gamma_{\max_transfo} = (1 + \nu)\varepsilon_{\max_transfo}$$

Tableau 5-6 Paramètres du modèle biplanaire pour le matériau du ressort M

Tref (°C)	A (MPa)	B(MPa)	C(MPa)	D(MPa)	a(MPa)	b(MPa)	$\gamma_{\max_transfo}$ (%)	$\partial a/\partial T$ (MPa/°C)
30	24500	3000	24500	8500	140.5	50.5	12	5.8

Les résultats de calculs de cycles superélastiques avec les paramètres du tableau 5-6 apparaissent à la figure 5-28. On y voit une bonne corrélation. Cependant, si on utilise ces

paramètres pour le calcul de cycles superthermoélastiques, tels que montrés à la figure 5-29, on obtient de moins bons résultats. Il faut cependant spécifier que ce cycle calculé est différent du cycle expérimental. En effet, sur la courbe expérimentale (figure 5-29), le ressort est en compression et atteint après une certaine déflexion un état où ses spires sont jointives et forment une butée. Le dernier millimètre de déflexion au refroidissement est affecté, à l'approche de la « butée », par la non-homogénéité du pas d'enroulement du ressort. Aussi, la température minimale atteinte en descente est plus basse que celle nécessaire pour atteindre la « butée ». Les effets causés par la présence d'une « butée » sont explicités plus loin. De plus, le module de rigidité de la phase mère est constant dans le modèle biplanaire contrairement au Ni-Ti, ce qui ne permet pas de tenir compte de la déflexion due au changement de rigidité sous charge lors de calculs et ne permet pas non plus de savoir la déformation de transformation exacte atteinte lors du cycle expérimental.

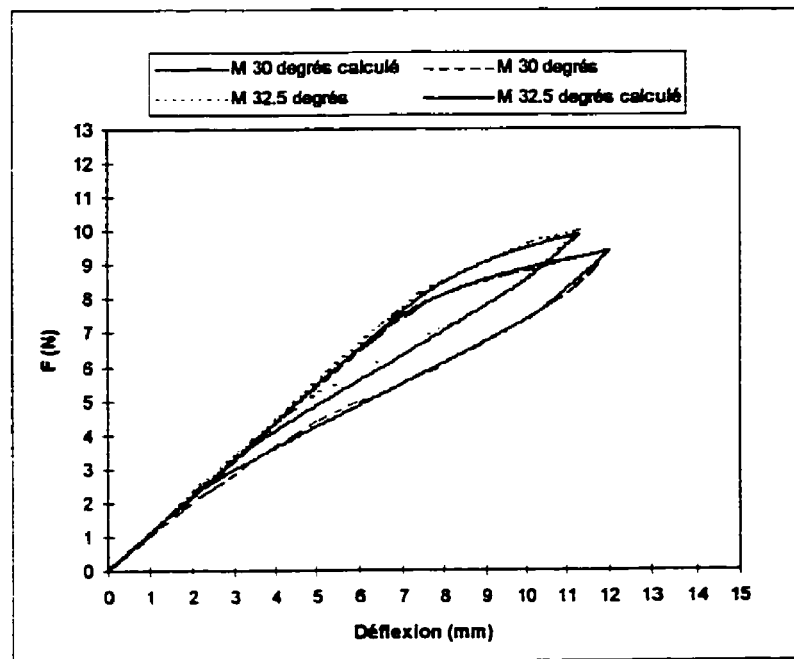


Figure 5-28 Comparaison entre les courbes déflexion-force expérimentales et calculées (50 éléments) pour des cycles superélastiques (déformation contrôlée) à 30 et 32.5 °C du ressort M.

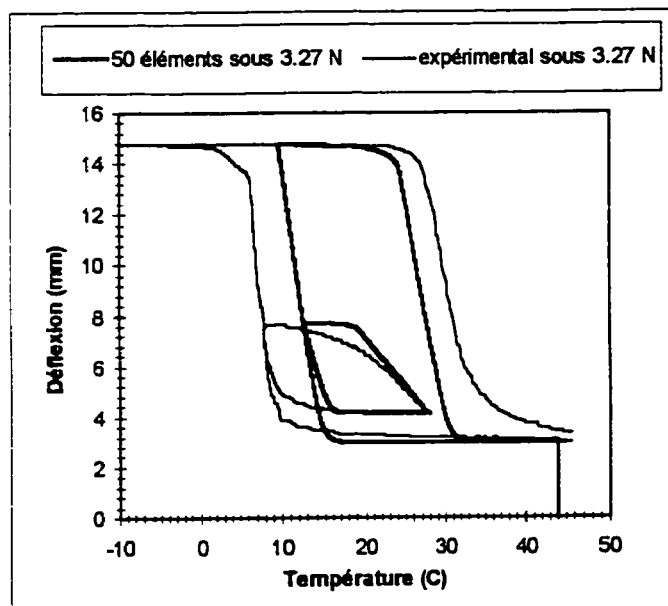


Figure 5-29 Comparaison entre les courbes déflexion-température expérimentales et calculées (50 éléments) pour des cycles superthermoélastiques (température contrôlée) sous 3.27 N du ressort M.

Si l'on tente de modifier les paramètres afin d'obtenir une réponse plus rapprochée de la courbe expérimentale, comme à la figure 5-30, à partir des paramètres du tableau 5-7, ce sera au détriment de la réponse d'autres cycles thermomécaniques, tel que montré à la figure 5-31. On tentera, dans les prochaines sections, d'expliquer les différences entre les courbes calculées et les courbes expérimentales.

Tableau 5-7 Paramètres (modèle biplanaire) modifiés pour les cycles superthermoélastiques pour le matériau du ressort M.

T _{ref} (°C)	A (MPa)	B(MPa)	C(MPa)	D(MPa)	a(MPa)	b(MPa)	$\gamma_{\max_transfo}$ (%)	$\partial a/\partial T$ (MPa/°C)
30	24500	3000	24500	-11500	140.5	35.5	12	4.8

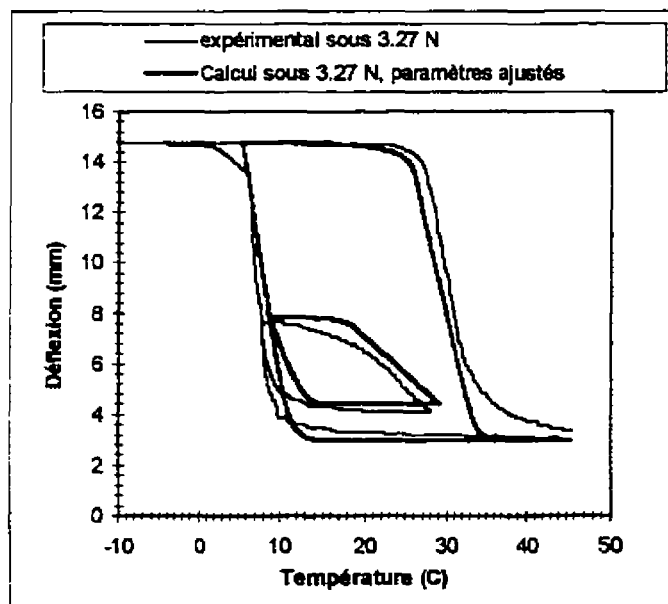


Figure 5-30 Comparaison entre les courbes déflexion-température expérimentales et calculées (50 éléments) pour des cycles superthermoélastiques (température contrôlée) sous 3.27 N du ressort M avec des paramètres ajustés.

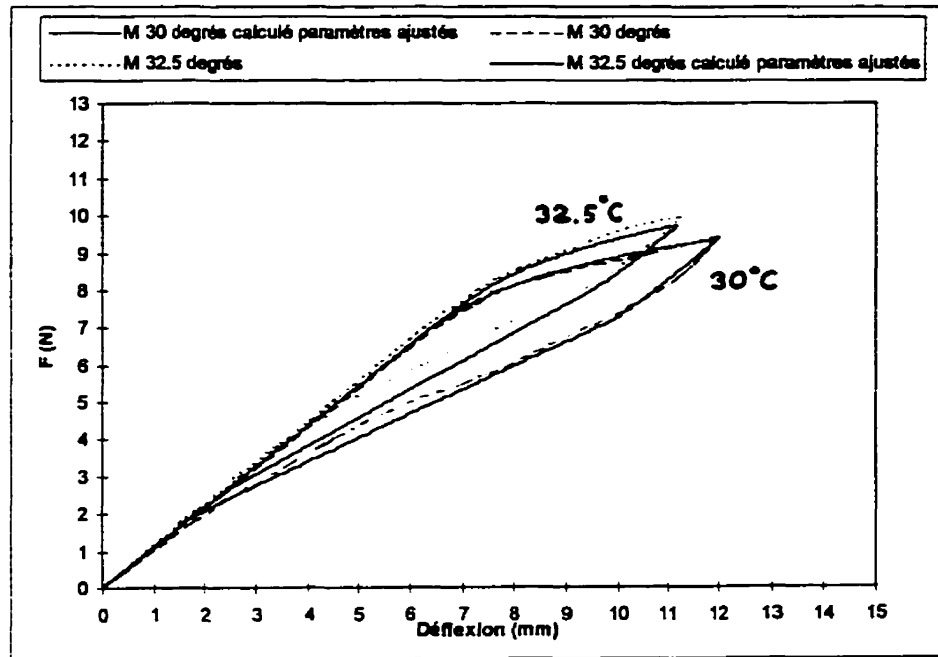


Figure 5-31 Comparaison entre les courbes déflexion-force expérimentales et calculées (50 éléments) pour des cycles superélastiques (déformation contrôlée) à 30 et 32.5 °C du ressort M avec les paramètres ajustés pour les cycles superthermoélastiques.

5.8.2.2 Effets de butées, de stabilisation de phase et de friction.

L'insertion d'une butée dans un cycle thermique sous charge constante suspend ce cycle à une déformation donnée jusqu'à ce que le ressort développe de nouveau la force nécessaire pour décoller la charge de la butée. Entre temps, le cycle thermique à charge constante est converti en cycle thermique à déflexion constante. La réponse calculée pour une telle série de cycles sur le ressort M (tableau 5-6) est présentée à la figure 5-32. Le matériau ne reste pas inactif pendant la partie du cycle à déflexion constante et les ratios des déformations de transformation sur les déformations élastiques, ainsi que la répartition de contrainte de cisaillement sur le rayon changent tout comme la force développée par le ressort, tel que montré à la figure 5-33.

La température minimale atteinte pour le cycle calculé n'est pas aussi basse que pour la courbe expérimentale, car le modèle biplanaire n'est pas valide pour ce matériau à une température plus basse. Néanmoins, on peut voir sur la figure 5-32 (repère C) les effets d'une butée sur la température de retour de la déflexion lors d'un réchauffement (puisque les conditions de transformation directes et inverses sont affectées par l'histoire thermomécanique du matériau). La différence des cycles thermomécaniques entre le calcul et l'expérience n'explique pas à elle seule tous les écarts de réponse. Le comportement à l'approche de la « butée » (figure 5-32 repère B) peut être expliqué par la non-homogénéité du pas d'enroulement du ressort. Le manque de refroidissement peut expliquer la différence de réponse au chauffage (figure 5-32 repère C) mais n'explique pas la différence de température de retour (figure 5-32 repère D). Le modèle biplanaire utilisé ne tient pas compte, notamment, d'une stabilisation de phase; ce qui permettrait d'expliquer en partie la température plus élevée de transformation inverse (figure 5-32 repères C et D). C'est aussi plausible puisque le matériau est resté en phase martensitique complète, sous charge, et à basse température pendant plusieurs minutes. Certains détails, tel le point de retour (figure 5-32 repère D) visé par les sous-cycles¹ (qui surviennent avant la partie du cycle à basse température), qui est près de celui calculé, tendent à corroborer cette hypothèse. La linéarisation par morceaux de la courbe de déchargement par le modèle biplanaire introduit une erreur au niveau du point final de transformation inverse. Ceci est également observé, avec moins de conséquences, sur les cycles

¹ Un deuxième sous cycle expérimental plus petit est omis sur cette figure pour une question de clarté

superélastiques de la figure 5-28. Restent les différences au niveau des conditions de transformations (figure 5-32 A) qui sont dues au fait que l'hypothèse selon laquelle la pente $\partial a/\partial T$ est constante n'est pas tout à fait valide à l'approche des températures de transformation thermique comme c'est le cas pour le matériau du ressort R dont les résultats sont présentés plus loin. Le modèle est plus représentatif à haute température et les simulations sous des charges plus élevées colleraient probablement plus à l'expérience, mais les courbes expérimentales associées à ces charges ne sont pas disponibles.

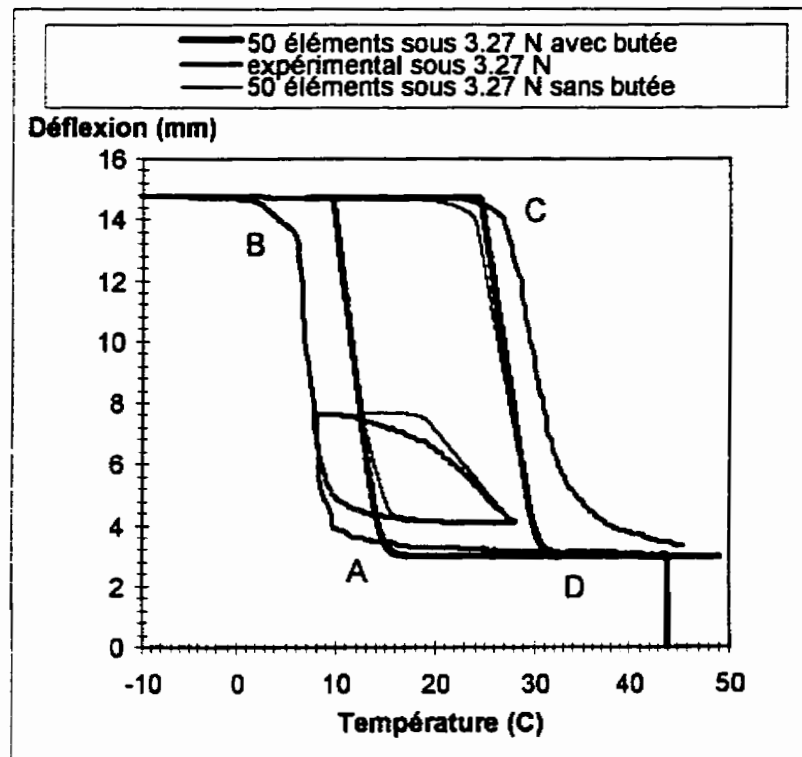


Figure 5-32 Comparaison entre les courbes déflexion-température expérimentales et calculées (50 éléments) avec ou sans butée pour des cycles superthermoélastiques du ressort M sous 3.27 N.

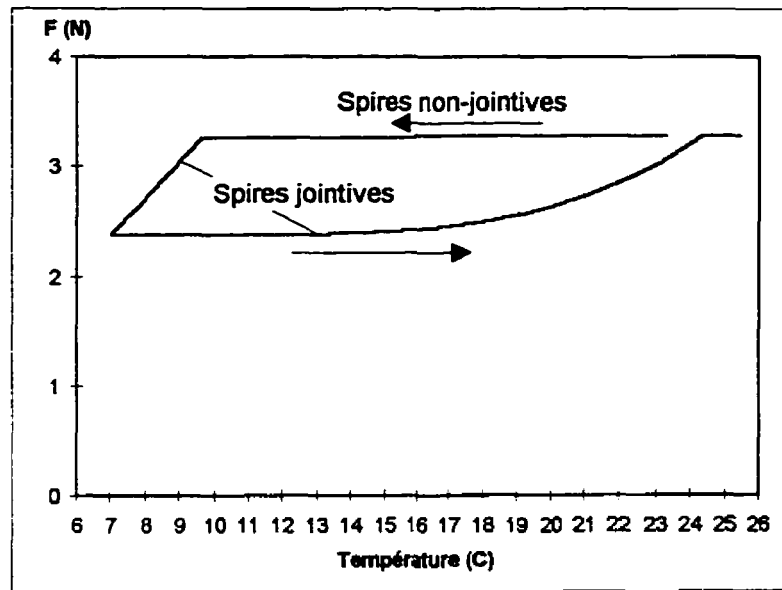


Figure 5-33 Évolution de la force générée par le ressort telle que calculée (50 éléments) lors d'un cycle superthermoélastique avec butée pour le ressort M sous une force 3.27 N.

Si on simule l'effet d'un frottement, comme montré à la figure 5-34, on se rapproche (figure 5-32 repères A, B, et D) de la courbe expérimentale. De plus, le frottement permet de prédire le retour incomplet à l'échauffement. Mais le frottement seul n'explique pas la disparité entre le calcul et l'expérience. Le niveau de frottement nécessaire pour coller à la courbe expérimentale serait trop élevé. La courbe calculée pour la figure 5-34 simule un frottement dynamique graduel de 0.25 N lorsque la pente déflexion-température n'est pas nulle. Il serait intéressant de simuler un frottement statique en plus du frottement dynamique. Cela nécessite un algorithme plus élaboré.

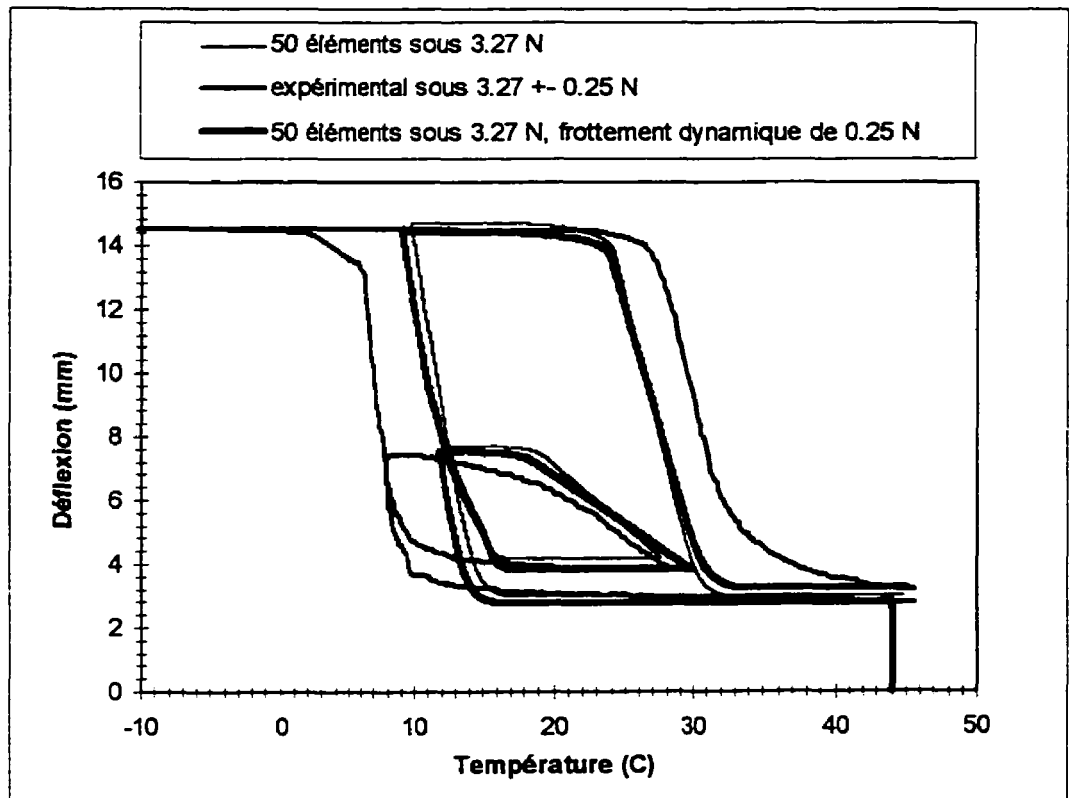


Figure 5-34 Comparaison entre les courbes déflexion-température expérimentales et calculées (50 éléments) pour des cycles superthermoélastiques (température contrôlée) du ressort M sous 3.27 N modifié par une force de friction dynamique de 0.25N.

5.8.2.3 Ressort R

Les résultats de calculs pour le ressort R sont moins convaincants. La méthode de calcul n'est pas mise en cause, mais plutôt le modèle biplanaire. En effet, pour la transition R, comme l'illustre la figure 5.35, les paramètres $\partial a/\partial T$, $\epsilon_{\max_transfo}$, A, B, C et probablement D (figure 5-1) correspondant au modèle biplanaire ne sont pas constants. Un modèle non-linéaire tel KRIGAMF (section 4.1) serait nécessaire ici, mais la précision de l'équipement expérimental utilisé pour la caractérisation de ce matériau s'est avérée inadéquate. Le but

de cette section est de montrer à quel niveau d'approximation on peut arriver avec le modèle biplanaire.

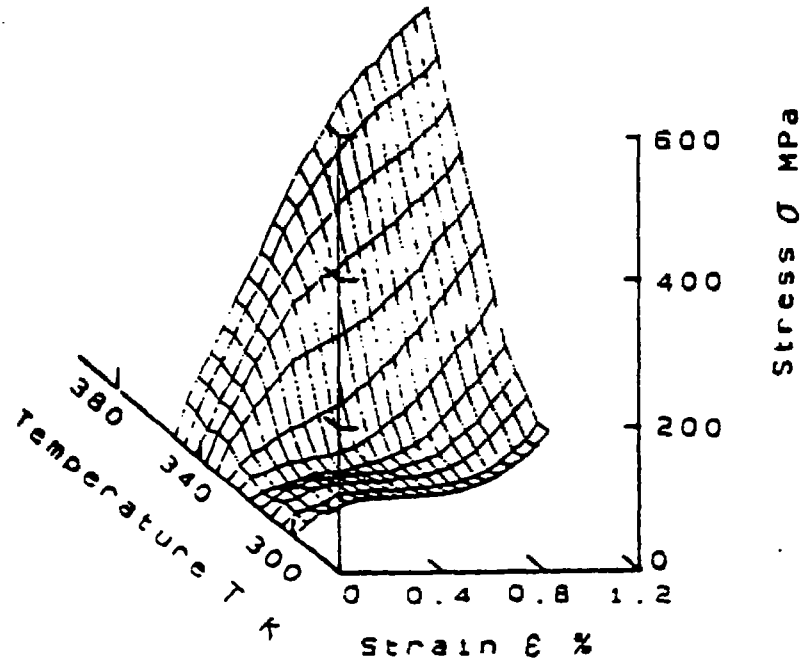


Figure 5.35 Relation Contrainte-Déformation-Température due à la transition R [80].

Le tableau 5-8 présente les paramètres du matériau du ressort R. La qualité des données expérimentales de déflexion à température constante n'a pas permis le calcul inverse de la courbe contrainte-déformation en cisaillement. Les paramètres ont été évalués par des calculs sur les parties linéaires des courbes force-déflexion à température constante (T_{ref} , A, a, b, et $\partial a/\partial T$), la littérature ($\gamma_{max_transfo}$) et des simulations itératives (B, C, et D).

Tableau 5-8 Paramètres du modèle biplanaire pour le matériau du ressort R

T_{ref} (°C)	A (MPa)	B (MPa)	C (MPa)	D (MPa)	a (MPa)	b (MPa)	$\gamma_{max_transfo}$ (%)	$\partial a/\partial T$ (MPa/°C)
31	24750	18500	24750	14511	95.5	45.5	1.2	22.2

Les résultats de simulation d'un cycle superélastique avec ce matériau, à sa température de référence, sont présentés à la figure 5-36. Les résultats sont bons, mais tiennent sur une plage réduite de températures étant donné la pente $\partial a/\partial T$ élevée. Par contre, les mêmes paramètres de matériaux lorsqu'ils sont utilisés pour un cycle superthermoélastique (figure 5-37), se montrent tout à fait inadéquats.

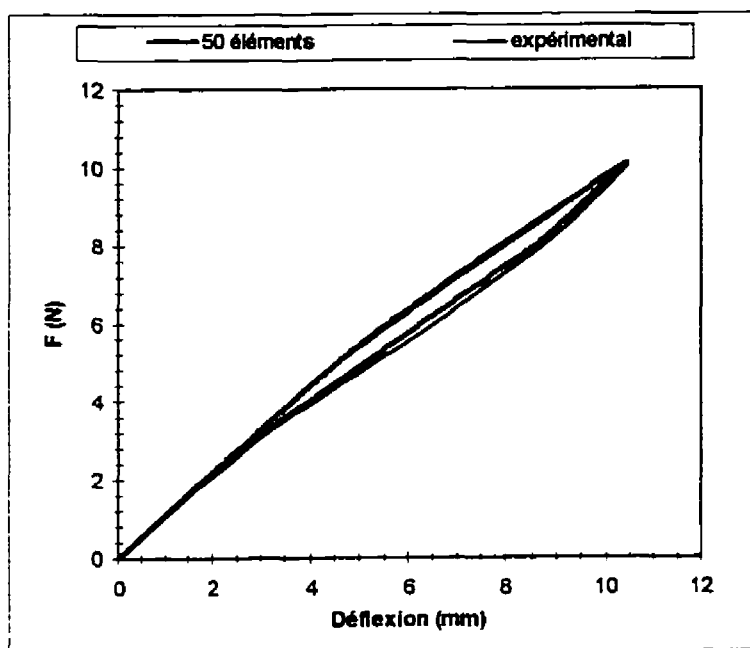


Figure 5-36 Comparaison entre les courbes déflexion-force expérimentales et calculées (50 éléments) pour un cycle superélastique (déformation contrôlée) à 31 °C du ressort R.

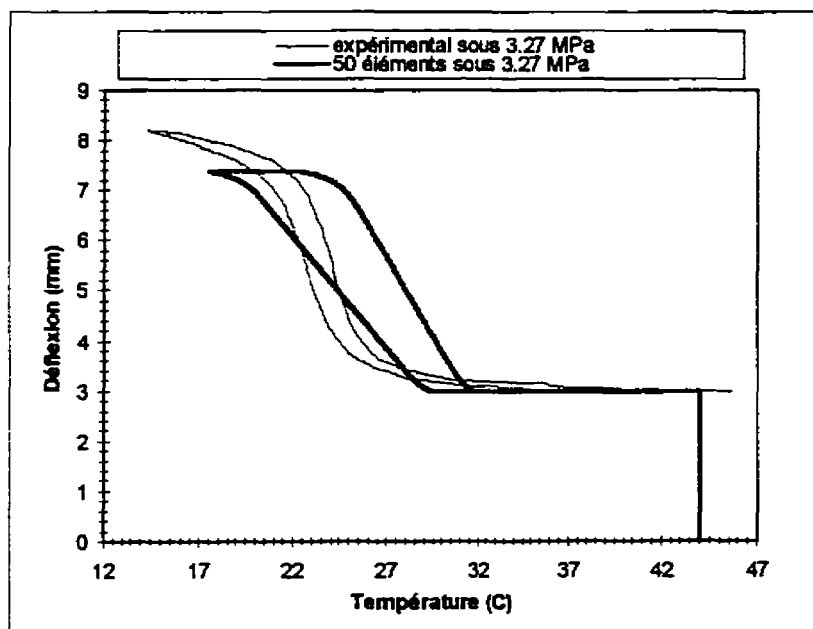


Figure 5-37 Comparaison entre les courbes déflexion-température expérimentales et calculées (50 éléments) pour des cycles superthermoélastiques (température contrôlée) sous 3.27 N du ressort R.

Une combinaison de paramètres plus adéquate pour représenter le cycle superthermoélastique est présentée au tableau 5-9.

Tableau 5-9 Paramètres (modèle biplanaire) modifiés pour les cycles superthermoélastiques pour le matériau du ressort R.

Tref (°C)	A (MPa)	B(MPa)	C(MPa)	D(MPa)	a(MPa)	b(MPa)	$\gamma_{\max_transfo}$ (%)	$\partial a/\partial T$ (MPa/°C)
31	24750	14500	22750	12511	95.5	65.5	0.7	22.2

Les résultats en superthermoélasticité avec ces paramètres apparaissent à la figure 5-38. Évidemment, les résultats en superélasticité présentés à la figure 5-39 en souffrent. On ne peut s'empêcher de remarquer que les paramètres des tableaux 5-8 et 5-9 correspondent respectivement à des comportements en chargement retrouvés à la figure 5.35 à haute et à basse températures dans le regime superélastique.

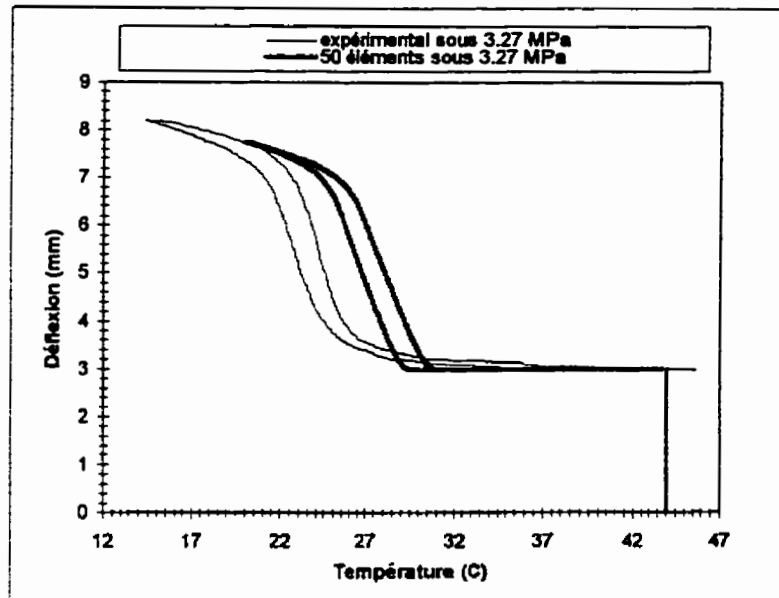


Figure 5-38 Comparaison entre les courbes déflexion-température expérimentales et calculées (50 éléments) pour des cycles superthermoélastiques (température contrôlée) sous 3.27 N du ressort R avec des paramètres ajustés.

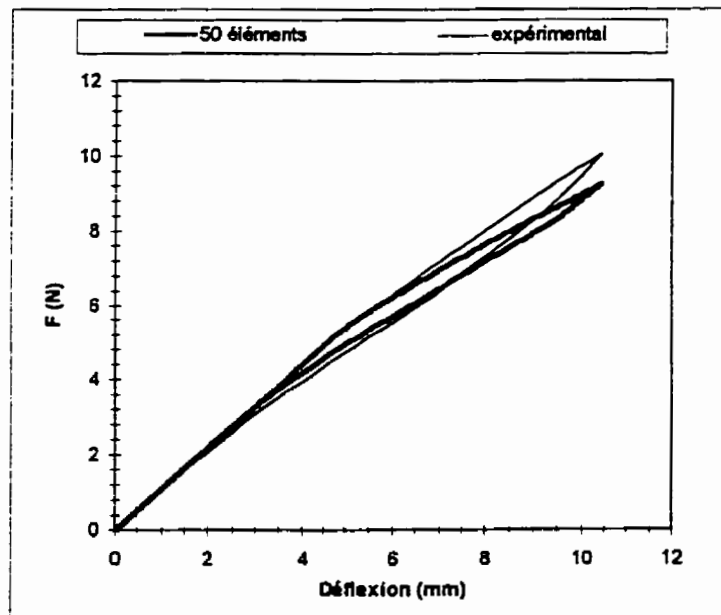


Figure 5-39 Comparaison entre les courbes déflexion-force expérimentales et calculées (50 éléments) pour un cycle superélastique (déformation contrôlée) à 31 °C du ressort R aux paramètres ajustés pour les cycles superthermoélastiques.

5.9 Effets des erreurs de caractérisation et de modélisation sur les résultats de calcul

Les différences entre les comportements calculés et observés expérimentalement sont dues aux erreurs expérimentales des observations, et aux effets cumulatifs des erreurs de caractérisation, de modélisation et de calculs.

Pour les prochaines sections, des simulations ont été réalisées pour mettre en relief les effets des variations de paramètres du modèle biplanaire (section 5.6) et de géométrie du ressort sur la réponse thermomécanique de ressorts hélicoïdaux. Une infinité de cycles sont possibles dans l'espace température-force-déflexion. Afin de rendre l'interprétation des résultats la plus claire possible, des cycles superélastiques et superthermoélastiques (mémoire double sens assisté) ont été calculés. Dans la plupart des cas, les simulations utilisent un matériau semblable à celui du ressort M caractérisé dans les sections précédentes. Un matériau, du type de celui qui a été caractérisé avec le ressort R des sections précédentes, est parfois utilisé lorsque c'est plus approprié.

5.9.1 Cycles superélastiques

5.9.1.1 Paramètres « a », « b », $\partial\omega/\partial T$ et T_{ref}

Les effets d'une variation de « a » ou de « b » sur la réponse d'un ressort hélicoïdal AMF sont respectivement présentés aux figures 5-40 et 5-41. Il est à noter que ces cycles sont à déformation contrôlée, et que la différence au déchargement observée à la figure 5-40 est

partiellement due à la différence de déformation de transformation atteinte durant le cycle, en plus de la variation de l'écart entre « a » et « b ».

Une variation de la pente d'induction de transformation sous contrainte $\partial a/\partial T$ et/ou de la température de référence T_{ref} a les mêmes effets, dans un cycle superélastique à température constante T_{cycle} , qu'une variation de la contrainte d'induction de transformation « a » selon l'équation:

$$\Delta a_{\text{équivalent}} = \Delta a + (T_{\text{cycle}} - T_{\text{ref}} + \Delta T_{\text{ref}}) \cdot \left(\frac{\partial a}{\partial T} + \Delta \left(\frac{\partial a}{\partial T} \right) \right)$$

à la différence près qu'une variation de $\partial a/\partial T$ et/ou de T_{ref} modifiera également le paramètre « b » selon l'équation:

$$\Delta b_{\text{équivalent}} = \Delta b + (T_{\text{cycle}} - T_{\text{ref}} + \Delta T_{\text{ref}}) \cdot \left(\frac{\partial a}{\partial T} + \Delta \left(\frac{\partial a}{\partial T} \right) \right)$$

puisque dans le modèle biplanaire $\partial a/\partial T$ est considéré égal à $\partial b/\partial T$.

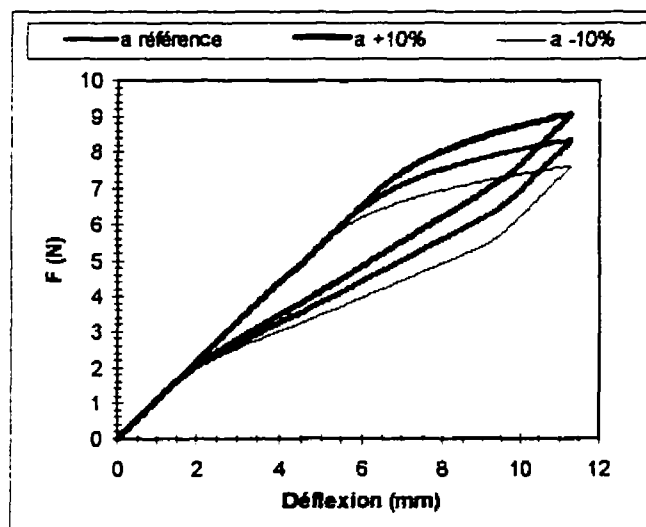


Figure 5-40 Effet de la variation du paramètre « a », la contrainte d'induction de transformation, sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

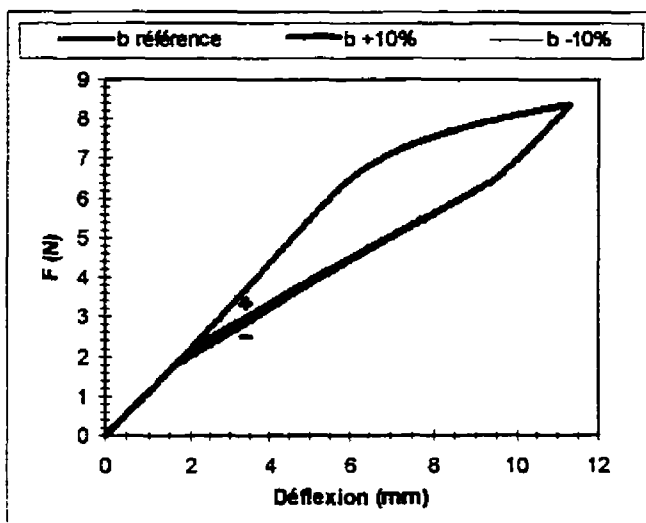


Figure 5-41 Effet de la variation du paramètre « b », la contrainte de fin de transformation inverse, sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

5.9.1.2 Paramètre « A »

La figure 5-42 montre les effets d'une variation de la rigidité de la phase-mère « A ». On remarque les effets proportionnels sur la constante de ressort k de la partie linéaire austénitique. Des effets plus subtils apparaissent également au début de la non-linéarité où la rigidité de la phase-mère a encore une influence sur le comportement mécanique. Évidemment, comme les simulations de la figure 5-42 sont réalisées à déformation totale constante, on ne peut rien conclure sur les hystérésis. Des simulations à déformation de transformation constante montrent un léger allongement et aplatissement de l'enveloppe de l'hystérésis pour une baisse de la rigidité de la phase-mère « A ». Ces effets apparaissent en début de transformation et en fin de transformation inverse, c'est-à-dire aux endroits où la participation du coeur de la spire qui demeure en phase-mère possède une certaine influence.

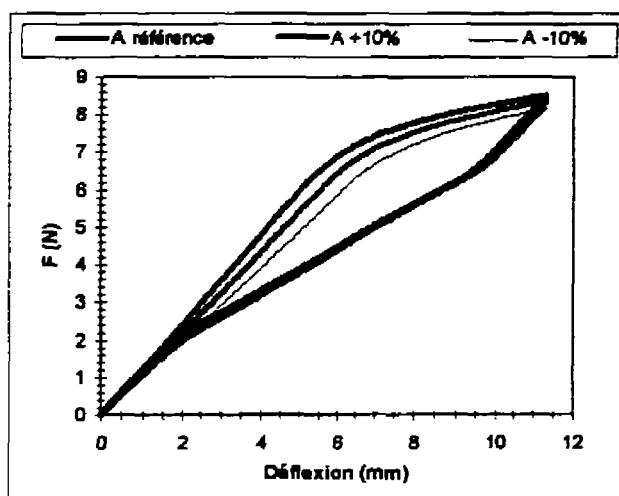


Figure 5-42 Effet de la variation du module de rigidité de la phase-mère « A » sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

5.9.1.3 Paramètres « B »

La figure 5-43 montre l'influence du module de rigidité en transformation « B » sur le comportement superélastique du ressort. Les points de départ et de retour de l'hystérésis sont inchangés. La hauteur de l'hystérésis est fonction de la différence entre « B » et « D ».

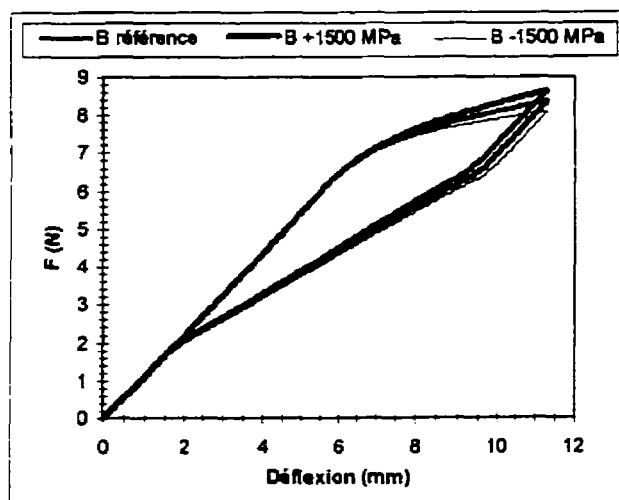


Figure 5-43 Effet de la variation du module de rigidité en transformation « B » sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

5.9.1.4 Paramètres « C »

La figure 5-44 illustre le changement de comportement superélastique d'un ressort lors d'une variation du paramètre « C » par rapport au paramètre « A ». L'enveloppe de l'hystérésis est affectée au déchargement. Pour des déflexions plus grandes, il est observé une augmentation de la rigidité post-transformation du matériau.

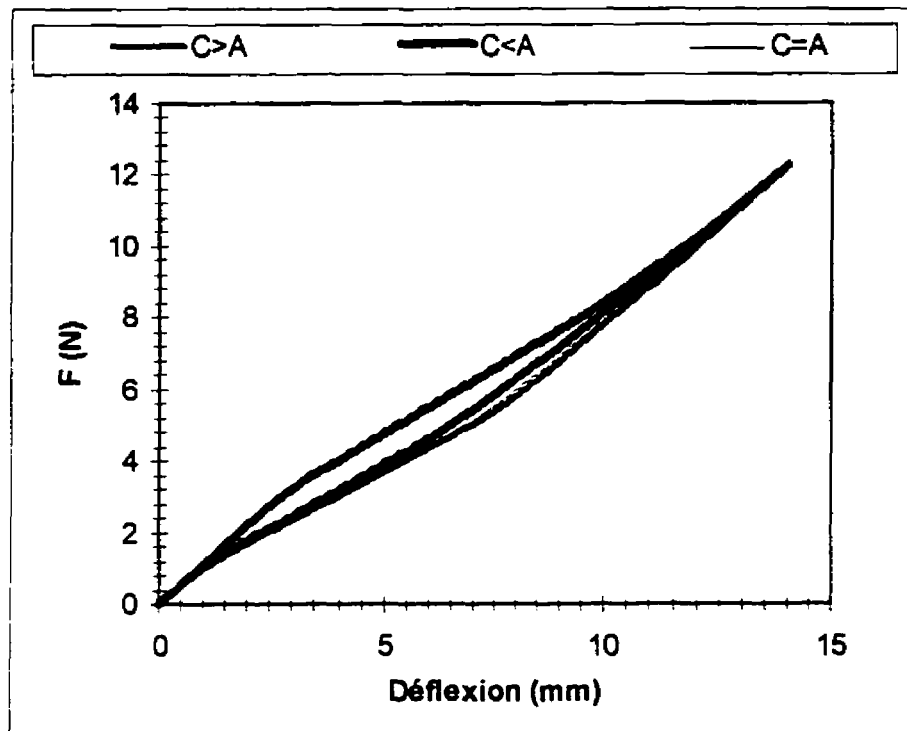


Figure 5-44 Effet de la variation du module de rigidité de la phase orientée « C » par rapport au module de rigidité de la phase-mère « A » sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

5.9.1.5 Paramètres « D »

La pente d'instabilité nécessaire au modèle biplanaire pour la génération de l'hystérésis affecte la réponse calculée du ressort AMF tel que montré à la figure 5-45. Les parties des

courbes en chargement ne sont pas affectées, mais les sous-cycles de chargement, à partir d'une courbe partiellement déchargée le seraient de la même façon que les parties des courbes en déchargement montrées ici.

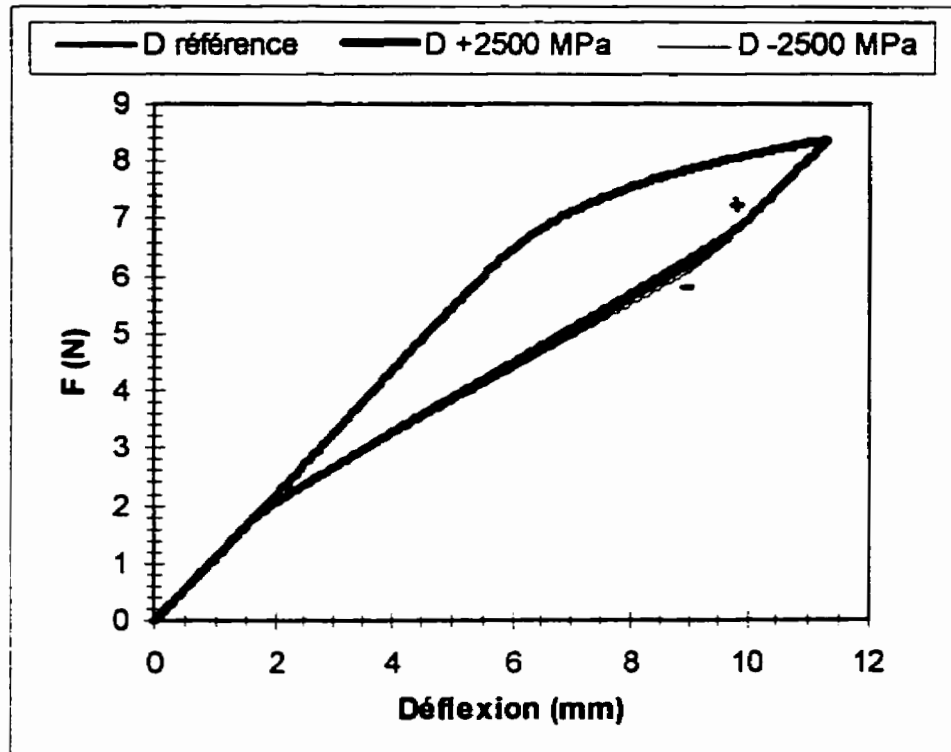


Figure 5-45 Effet de la variation de la pente d'instabilité « D » sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

5.9.1.6 Paramètres « $\gamma_{max_transfo}$ »

Les courbes de la figure 5-46 illustrent les effets d'une diminution de la déformation maximale de transformation de l'AMF sur la réponse superélastique de la structure ressort. Dans cet exemple, la déformation maximale de transformation est atteinte à la fibre externe contrairement à la référence. Certains AMF, notamment la plupart des

CuZnAl, plastifient avant d'atteindre ce niveau de déformation. Aussi, selon la géométrie du ressort, la déformation maximale atteinte reste relativement faible. Cet exemple vise donc les AMF de type Ni-Ti R qui ont de faibles déformations de transformation et la capacité de se comporter élastiquement après leur transformation orientée. On observe donc pour une diminution de « $\gamma_{\max_transfo}$ », une diminution de la déflexion pour laquelle une augmentation de la rigidité post-transformation a lieu.

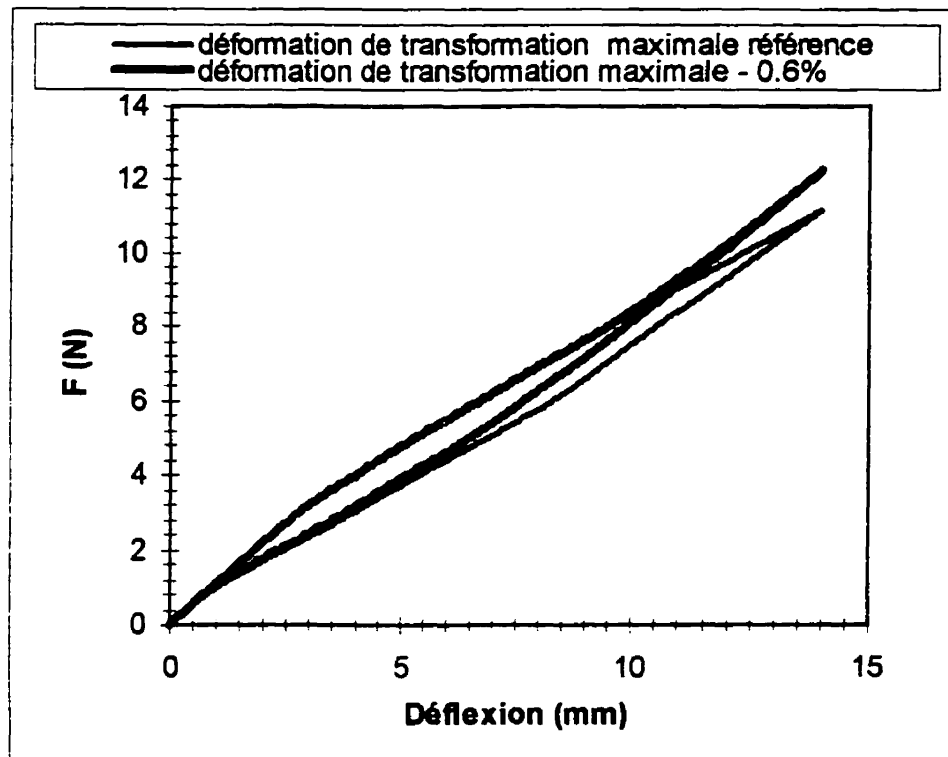


Figure 5-46 Effet de la variation de la valeur maximale de déformation de transformation « $\gamma_{\max_transfo}$ » sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

5.9.1.7 Paramètres r , D_m et n de géométrie du ressort

Les figures 5-47, 5-48 et 5-49 montrent l'influence d'une variation de la géométrie du ressort pour des cycles superélastiques. L'angle d'enroulement n'est pas considéré ici parce que les hypothèses de calcul l'éliminent, et que la déflexion calculée est relative à une hauteur initiale de ressort connue.

On rappelle que les changements de géométrie affectent considérablement les niveaux de contraintes et de déformations atteintes dans les cycles à déformation totale constante. Les chargements subis par les ressorts dont les réponses sont reportées dans ces figures ne sont en aucun cas comparables. Ils illustrent simplement les résultats d'erreurs de mesures sur les paramètres géométriques des ressorts.

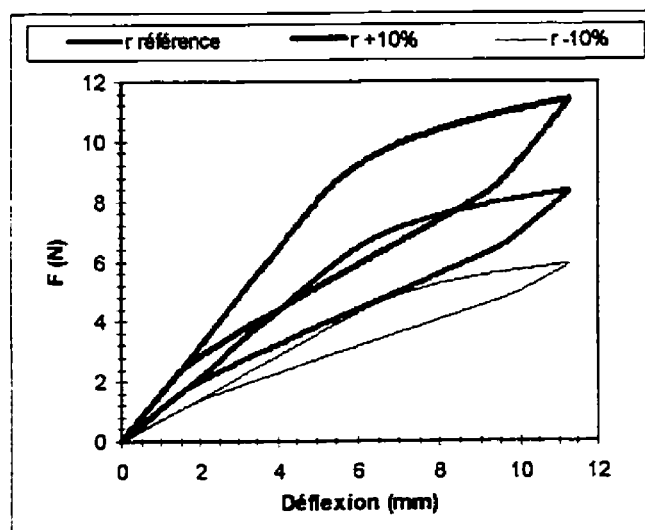


Figure 5-47 Effet de la variation du rayon des spires « r » sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

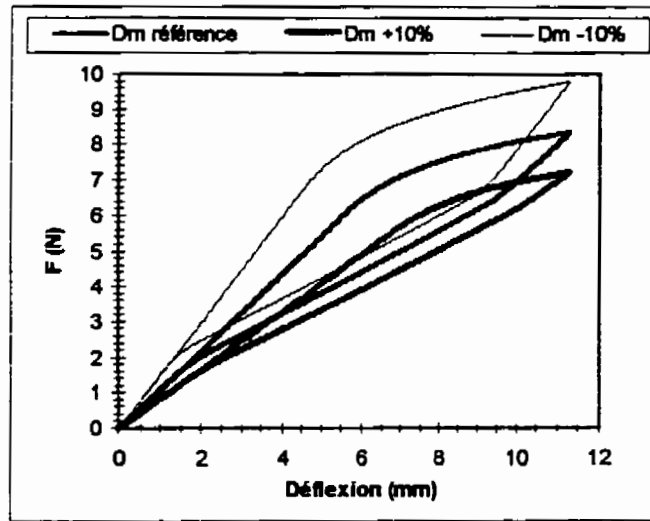


Figure 5-48 Effet de la variation du diamètre moyen « D_m » d'enroulement sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

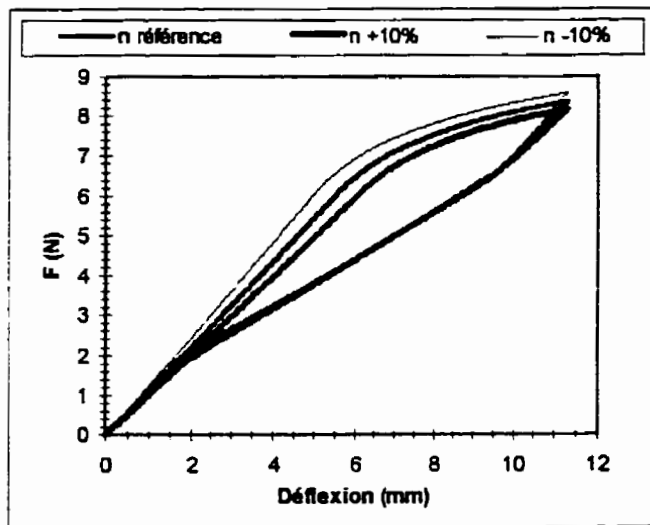


Figure 5-49 Effet de la variation du nombre d'enroulements actifs « n » sur le comportement superélastique à déflexion totale constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

5.9.2 Cycles superthermoélastiques (effet mémoire double sens assisté)

Comme expliqué précédemment, les cycles superthermoélastiques sont équivalents, en principe, aux cycles superélastiques à cause de la thermoélasticité des transformations de phases dans les AMF où une diminution de température est équivalente à une augmentation de contrainte. Pour des raisons microstructurales, une contrainte minimale doit cependant être présente pour que l'hypothèse soit valide. Comme le modèle de matériau biplanaire ne tient pas compte, pour l'instant, de ces effets microstructuraux, la contrainte minimale appliquée est maintenue à un niveau approprié. Les courbes suivantes sont tout de même incluses afin d'illustrer les effets de variations de paramètres lors de cycles thermiques à force appliquée constante qui comprennent, en outre, une génération de travail à l'échauffement.

5.9.2.1 Paramètres « a », « b », $\partial a / \partial T$ et T_{ref}

Les équivalences décrites entre ces paramètres pour les cycles superélastiques à la section 5.9.1.1 sont aussi valables pour les cycles superthermoélastiques. On remarque toutefois que ces équivalences dépendent de la température de l'essai et que contrairement aux cycles superélastiques, les cycles superthermoélastiques ne sont pas à température constante. Les effets d'une variation de « a » sont illustrés à la figure 5-50. Comme cette simulation n'inclut pas de butée virtuelle limitant la déformation du ressort, la température minimale atteinte a été limitée et seules les courbes de chargement sont visibles.

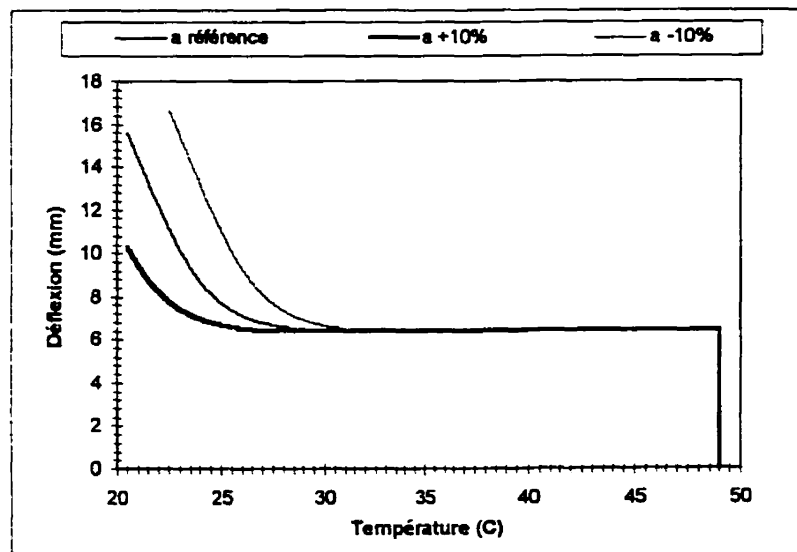


Figure 5-50 Effet de la variation de la contrainte d'induction de transformation « a » sur le comportement superthermoélastique, à force appliquée constante, d'un ressort hélicoïdal AMF.

La figure 5-51 illustre les effets d'un changement du paramètre « b » du matériau sur la réponse du ressort AMF. Comme la déformation de transformation atteinte lors du chargement est la même pour les trois courbes, le point de départ du déchargement est le même. On serait porté à croire que l'influence ne se fait sentir qu'au déchargement. Cependant, les parcours de rechargement à partir d'un déchargement partiel seraient également affectés.

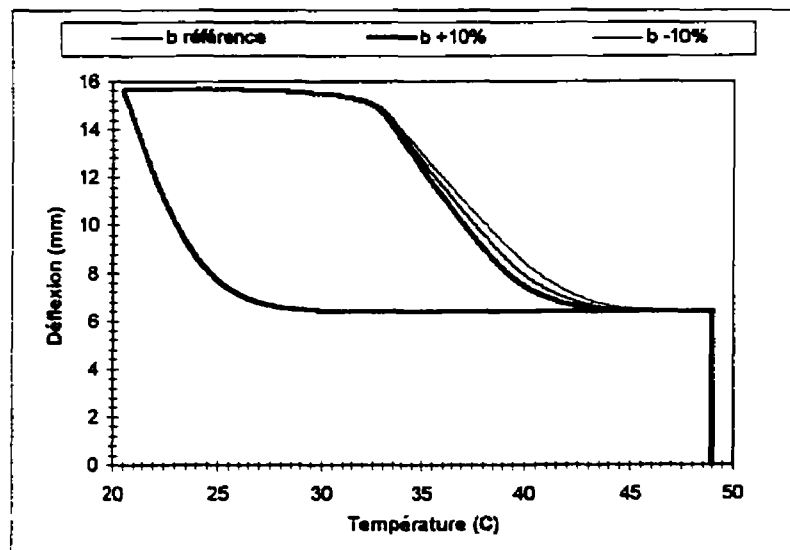


Figure 5-51 Effet de la variation de la contrainte de fin de transformation inverse « b » sur le comportement superthermoélastique, à force appliquée constante, d'un ressort hélicoïdal AMF.

La figure 5-52 montre les effets d'une variation de la pente de la contrainte d'induction de transformation selon la température $\partial a/\partial T$. On note que ces cycles à température minimale constante atteignent des déformations de transformations différentes. Il faut tenir compte en observant les hystérésis (figure 5-52).

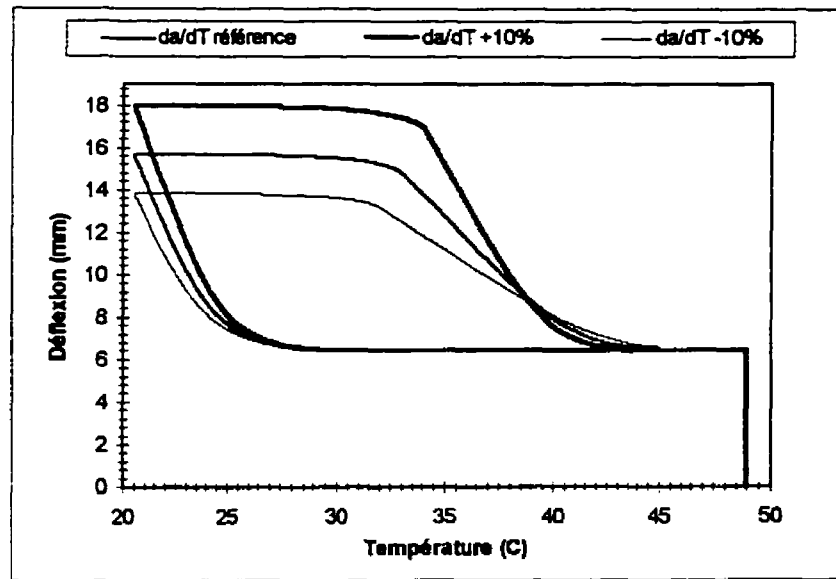


Figure 5-52 Effet de la variation de la pente de contrainte d'induction de transformation en température « $\partial a/\partial T$ ($\partial \sigma/\partial T$) » sur le comportement superthermoélastique, à force appliquée constante, d'un ressort hélicoïdal AMF.

On peut cependant en dégager, pour une augmentation de $\partial a/\partial T$, les observations suivantes :

- 1- l'écart de température entre le début d'induction de transformation et la fin de la transformation inverse diminue;
- 2- la pente de la déflexion en température augmente.

Les AMF qui ont des $\partial a/\partial T$ élevés sont donc les candidats idéaux pour la conception de thermoactuateurs.

5.9.2.2 Paramètre « A »

La figure 5-53 présente les réponses d'un ressort AMF selon la variation du module de rigidité de la phase-mère « A ». On observe, pour une baisse de « A », une augmentation

de la déflexion élastique avant le cycle thermique; ce qui pour un ressort en compression limité par son état « spires jointives » diminue la déflexion utile lors du cycle thermique subséquent. La contrainte sur la spire, lorsque le ressort est complètement en phase-mère homogène élastique, est calculée de façon purement géométrique. Les contraintes (et donc les températures) auxquelles surviennent les transformations directe et inverse sont donc inchangées. Par contre, les déflexions, en ces situations, seront modifiées proportionnellement au changement de « A ». Une baisse de « A » occasionnera une légère « accélération » de la déflexion, selon la température, au début de la transformation directe et à la fin de la transformation inverse à cause du rapport « A/B » plus faible; soit la même raison causant l'affaissement des courbes superélastiques décrites à la section 5.9.1.2. Ces courbes sont également affectées par le rapport « A/C »; « C » restant constant (voir section 5.9.2.4).

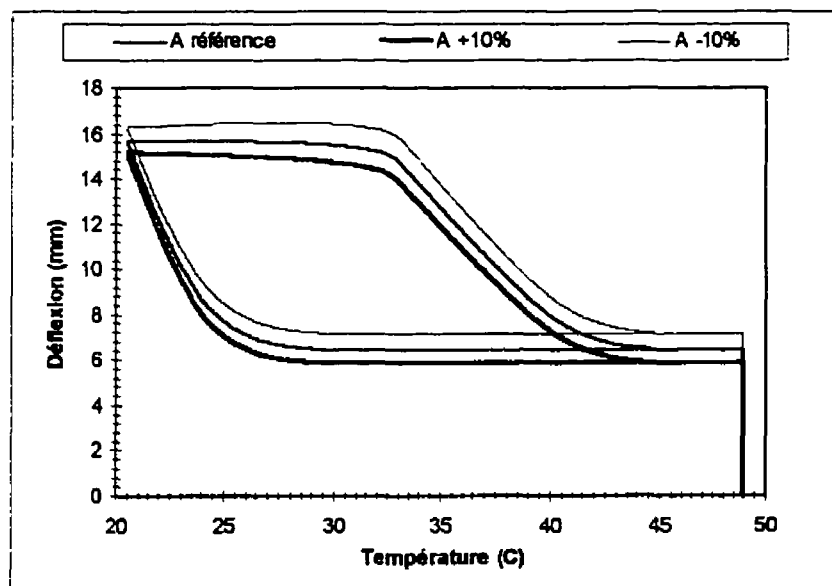


Figure 5-53 Effet de la variation du module de rigidité de la phase mère « A » sur le comportement superthermoélastique, à force appliquée constante, d'un ressort hélicoïdal AMF.

5.9.2.3 Paramètre « B »

Les effets de la variation du module de rigidité lors de la transformation de l'AMF sur la réponse d'un ressort sont montrés à la figure 5-54. Si on diminue « B », on remarque une nette accélération de la déflexion lors d'une baisse de la température du ressort en transformation. Ceci diminue également l'hystérésis en température puisqu'une baisse de « B » diminue l'écart entre « B » et « D » comme il est décrit à la section 5.9.2.5. Un changement de « B » n'a pas d'influence sur les températures d'induction de transformations.

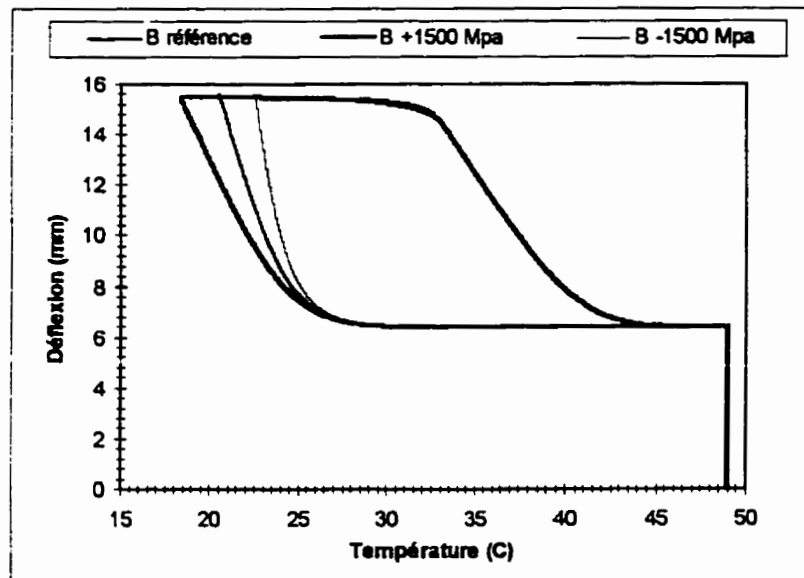


Figure 5-54 Effet de la variation du module de rigidité durant la transformation « B » sur le comportement superthermoélastique, à force appliquée constante, d'un ressort hélicoïdal AMF.

5.9.2.4 Paramètre « C »

Les effets de variations du module de rigidité de l'AMF transformé (orienté) « C » par rapport au module de rigidité de la phase-mère « A » sur le comportement superthermoélastique d'un ressort AMF sont présentés à la figure 5-55. Le matériau du type du ressort M voit sa déformation de transformation maximale limitée à 0.6% afin de permettre l'observation des effets d'une variation de « C » pour une déflexion raisonnable. Toutes ces courbes atteindraient une déflexion d'équilibre en descente de température; malheureusement, la limite inférieure de validité en température pour le modèle biplanair serait atteinte avant cet équilibre dans la majorité des cas. La caractéristique suivante est cependant observée. Pour le modèle biplanair, lorsqu'un noeud sur le rayon dépasse la déformation de transformation maximale, le module de rigidité qui s'applique est C. Or la translation élastique de la courbe superélastique de référence est effectuée selon les pentes $\partial a / \partial T$ et A. Comme la contrainte à ce niveau de déformation constante est donnée par:

$$\frac{\tau(T)}{\gamma} = a(T) + \gamma_{\max_transfo} \cdot B + (\gamma - \gamma_{\max_transfo} - \frac{a(T)}{A}) \cdot C$$

il s'ensuit une différence de contrainte, à déformation constante, égale à:

$$\frac{\partial \tau}{\partial T} = \left(1 - \frac{C}{A}\right) \cdot \frac{\partial a}{\partial T}$$

Il est donc cohérent, pour ce modèle, d'observer à la figure 5-55 sur la courbe $C > A$, un recul de la déflexion à partir d'une certaine température en descente et de la même façon une déflexion supplémentaire lors de la remontée en température. Cette particularité devrait être vérifiée expérimentalement afin de préciser la validité du modèle dans ce secteur de l'espace contrainte-déformation-température.

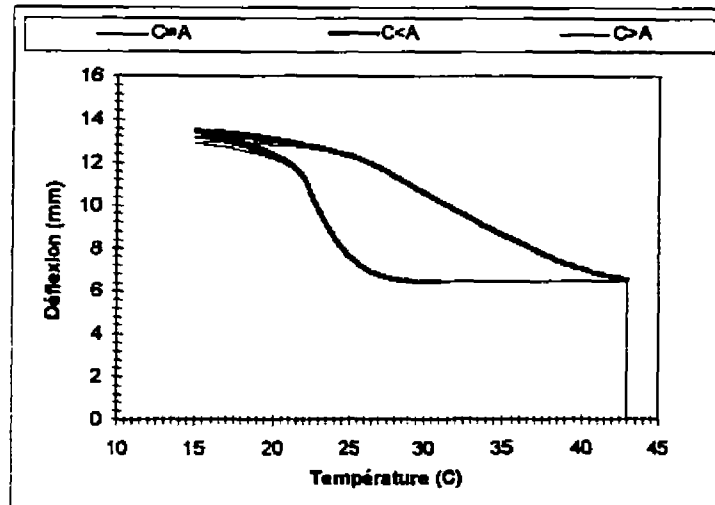


Figure 5-55 Effet de la variation du module de rigidité de la phase orientée « C » par rapport au module de rigidité de la phase-mère sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

5.9.2.5 Paramètre « D »

Les effets d'une variation de « D » sur l'hystérésis dans le cycle thermique sont illustrés à la figure 5-56. Ces effets sont équivalents à ceux montrés à la figure 5-45 pour des cycles superélastiques.

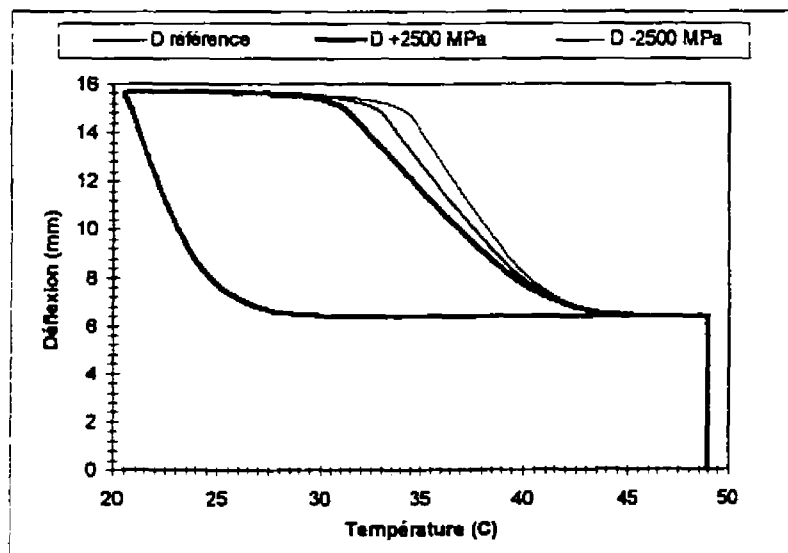


Figure 5-56 Effet de la variation de la pente d'instabilité « D » sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

5.9.2.6 Paramètre « $\gamma_{max_transfo}$ »

La figure 5.57 montre les effets de la déformation de transformation maximale « $\gamma_{max_transfo}$ » sur la déflexion en fonction de la température pour un ressort AMF sous charge constante. Le modèle biplanaire, dans le cas présent, est en dehors de sa plage de validité pour les petites déformations (au coeur) pour les températures $T < 27^{\circ}\text{C}$, ce qui ne devrait pas trop affecter la réponse du matériau.

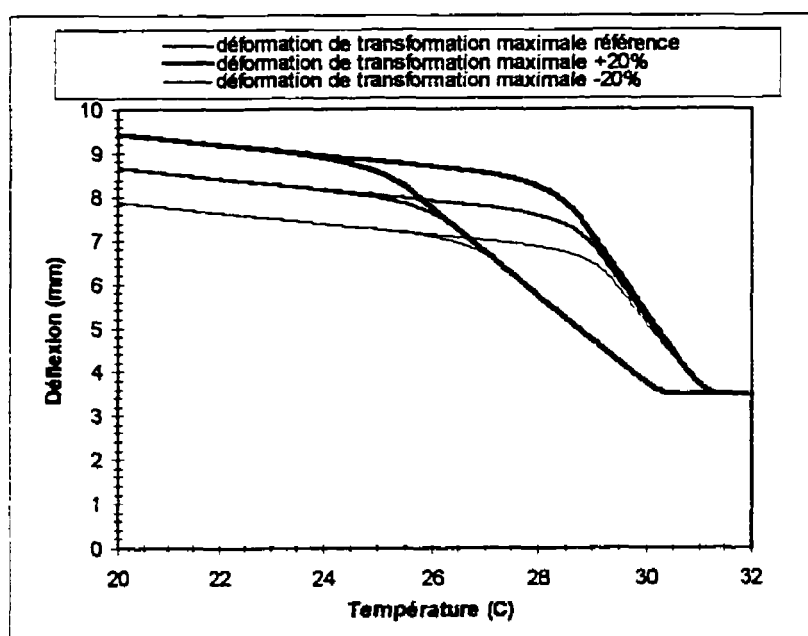


Figure 5.57 Effet de la variation de la déformation de transformation maximale « $\gamma_{max_transfo}$ » sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

5.9.2.7 Paramètres r , Dm et n de géométrie du ressort

Les figures 5-58, 5-59 et 5-60 montrent l'influence d'une variation de la géométrie du ressort pour des cycles superthermoélastiques. L'angle d'enroulement n'est pas considéré

ici parce que les hypothèses de calcul l'éliminent et que la déflexion calculée est relative à une hauteur initiale de ressort connue.

On rappelle, comme dans le cas superélastique, que les changements de géométrie affectent considérablement les niveaux de contraintes et de déformations atteints dans les cycles à déformation totale constante. Les chargements subis par les ressorts dont les réponses sont reportées dans ces figures ne sont en aucun cas comparables; ils illustrent simplement les résultats d'erreurs de mesures sur les paramètres géométriques des ressorts.

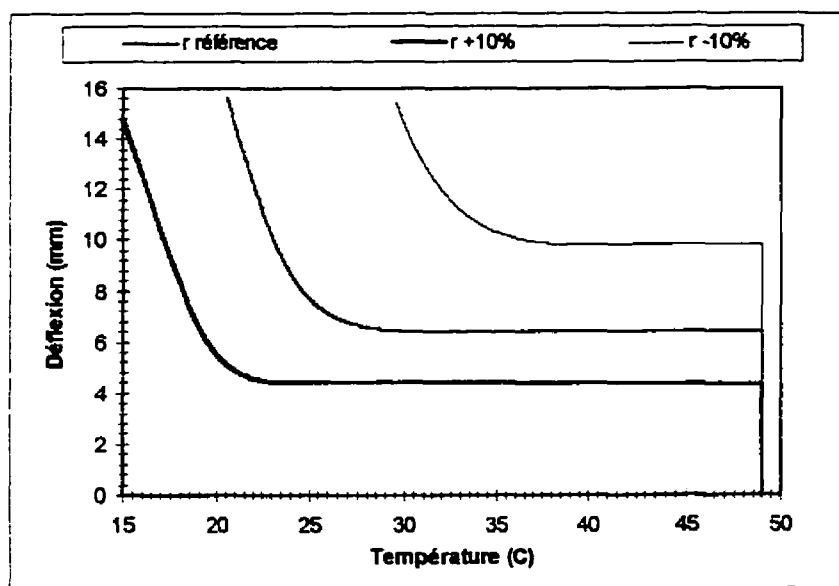


Figure 5-58 Effet de la variation du rayon des spires « r » sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

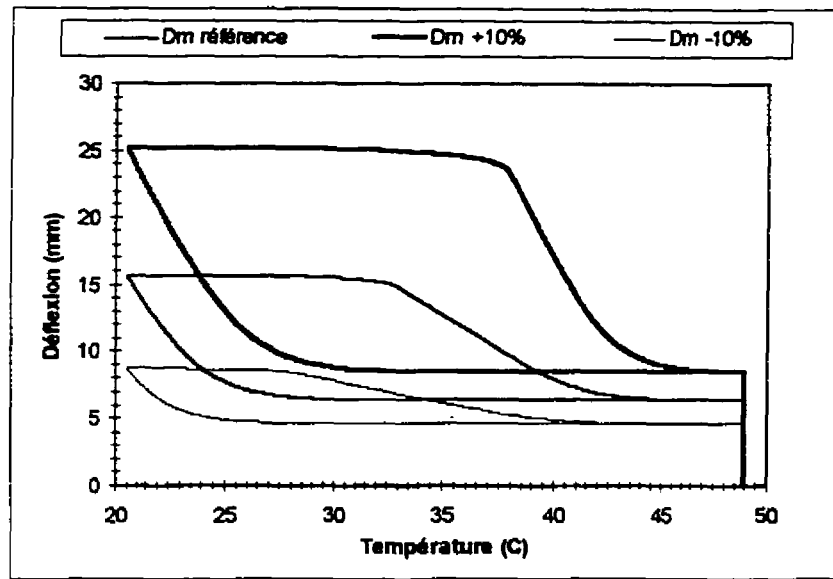


Figure 5-59 Effet de la variation du diamètre moyen d'enroulement « D_m » sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

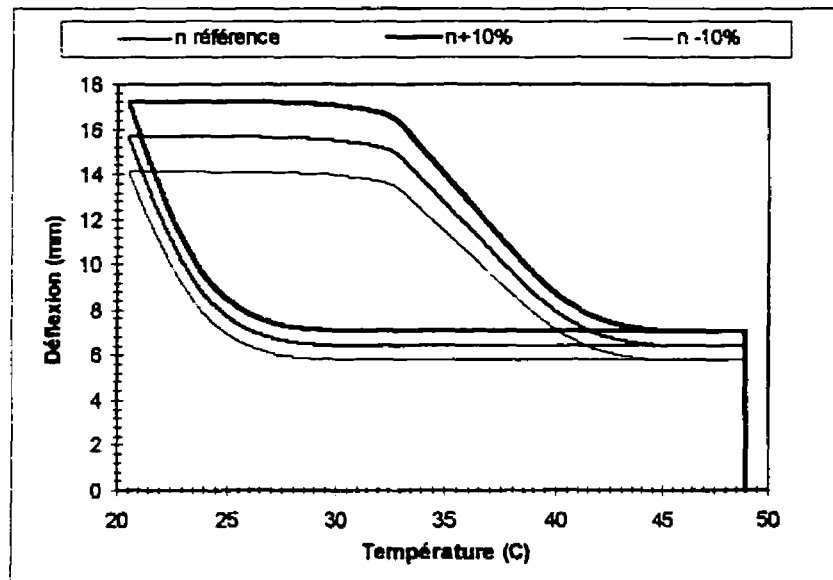


Figure 5-60 Effet de la variation du nombre de spires actives « n » sur le comportement superthermoélastique à force appliquée constante d'un ressort hélicoïdal AMF.

Conclusion générale

L'approche modulaire développée intégrant caractérisation, modélisation et calcul de structures discrètes permet d'obtenir des résultats utiles au design. Comme dans tout processus en série, il y a un chaînon faible et la qualité de la réponse calculée d'une structure AMF soumis à un chargement thermomécanique du matériau sera, au mieux, de l'ordre de précision le plus faible de la caractérisation, de la modélisation ou de la méthode de calcul de structure utilisée.

La méthode de calcul de ressort hélicoïdal développée permet des calculs généralisés dans l'espace température-force-déflexion. Elle a de plus la capacité de calculer la réponse de ressorts en matériaux classiques utilisés au-delà du comportement élastique. Les réponses de ressorts AMF calculées par cette méthode et avec le modèle biplanaire donnent des bons résultats en superélasticité lorsque comparées aux courbes expérimentales. Les courbes expérimentales en superthermoélasticité ne rendent pas justice aux résultats de calculs superthermoélastiques qui sont malgré tout acceptables. Les cycles thermomécaniques subits par les ressorts lors des essais expérimentaux sortent du domaine de validité du modèle biplanaire et des indices laissent à penser que les courbes mesurées comportent des erreurs dues aux montages.

Le modèle de matériau biplanaire n'est pas adéquat près des températures de transitions à contrainte nulle et donc à faible contrainte lors de cycles superthermoélastiques. Il n'est pas non plus adéquat pour représenter les Ni-Ti présentant une transition R. Il a cependant

des avantages de rapidité en temps calcul indéniables et a le potentiel de représenter adéquatement une catégorie d'AMF aux relations contrainte-déformation-température modérément complexe comme certains cuivreux à simple transformation et le NiTi martensitique utilisé dans ce mémoire. Un modèle de matériau AMF non-linéaire 1D tel KRIGAMF 1D a tous les atouts nécessaires pour combler les lacunes du modèle biplanaire dans le calcul de ressort.

La nécessité d'une caractérisation précise et d'une bonne identification des cycles thermomécaniques subis lors d'essais expérimentaux a été mise en relief par une modélisation des effets de variations des propriétés de matériau AMF, des effets de frottement dynamique et des effets de butées sur la réponse d'un ressort hélicoïdal AMF.

Il serait intéressant d'inclure les forces de frottements statiques dans un algorithme de calcul, étant donné l'intérêt au point de vue du design et du contrôle de qualité. Les AMF sont des matériaux très sensibles et on ne saurait exagérer les précautions à prendre lors de leur caractérisation et de leur implantation dans un design.

L'importance de représenter différents cycles thermomécaniques avec un même modèle et un même lot de paramètres a été démontrée. Il s'agit là d'une caractéristique essentielle au respect de la physique du problème dans une modélisation phénoménologique.

Il est possible de caractériser un fil d'AMF en cisaillement par calcul inverse de torsion. Les résultats sont fortement influencés par la qualité des données expérimentales et les méthodes d'interpolations utilisées lors du calcul. Il est recommandable de respecter le

caractère non-linéaire des fonctions en jeu car dans les calculs inverses, les erreurs sont cumulatives. Une telle méthode de calcul inverse pourrait être développée notamment en flexion, selon la courbure et la déflexion, pour la caractérisation multiaxiale d'AMF.

Le caractère hétérogène de la fatigue dans les AMF nécessitera probablement le recours à une approche micromécanique pour l'élaboration d'une modélisation utile. Lorsqu'une théorie d'endommagement de l'effet mémoire pour des cycles thermomécaniques généraux aura été dégagée, il sera possible d'introduire la fatigue dans les calculs élaborés selon l'approche développée dans ce mémoire, même pour les structures présentant des sollicitations hétérogènes tel la torsion ou la flexion.

Enfin, les codes de calculs développés avec le modèle biplanare pour illustrer ce travail restent dans les limites du raisonnable pour un ordinateur de classe 486 sous DOS en termes de rapidité de calcul et d'espace mémoire pour des chargements complexes. Toute amélioration de ces codes nécessitera une puissance de calcul supérieure. Il a été démontré que le nombre d'éléments nécessaires à la convergence des calculs de ressorts hélicoïdaux est relativement bas (20). Un algorithme pour optimiser les valeurs d'incrément de force et de température aurait à être implanté afin d'offrir à l'utilisateur une assurance de précision et pour minimiser le nombre de pas de calculs. De plus, le nombre de cycles thermomécaniques possibles est infini et comme dans un chargement hétérogène le matériau est différent en tout point, un travail reste à faire pour avertir automatiquement l'utilisateur si le matériau sort du domaine de validité du modèle ou encore pour aiguiller un nouvel utilisateur sur des chargements thermomécaniques intéressants ou optimisés.

Selon le principe que les cycles minimisant la contrainte et la déformation de transformation affectent moins le matériau en fatigue, il serait également possible de mettre au point des algorithmes d'optimisation afin de déterminer la meilleure géométrie de ressort pour un alliage et une application donnée de façon à maximiser ses performances en fatigue.

Peu importe le degré de transparence de l'outil de calcul, une connaissance des AMF restera toujours indispensable si l'on ne veut pas que le maillon faible de la chaîne de calcul soit l'exploitation des résultats.

RÉFÉRENCES

- [1] SHIMIZU, K. et TADAKI, T. (1987). Shape Memory effects: Mechanism, Shape memory alloys, ed. Funakubo, H., Gordon & Breach, Amsterdam.
- [2] PATOOR, E. et BERVEILLER, M. (1990). Les alliages à mémoire de forme, Hermès, Paris.
- [3] LIEBERMAN, D.S., SCHMERLING, M.A. et KARZ, R.S. (1993). Ferroelastic "memory" and mechanical properties in Au-Cd, Actes de la conférence technologie & mise en oeuvre des matériaux à mémoire de forme. Montréal, Juin 1993.
- [4] OTSUKA, K. (1990). Introduction to the R-phase transition, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, edit. Duerig T.W., Butterworth-Heinemann, 37-45.
- [5] CHRISTIAN, J.W. (1982). Deformation by moving interface, Metallurgical Transaction A, 13A, 509-538.
- [6] MING, H. Wu. (1990). Cu-based Shape Memory Alloys, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys. Edit. T..Duerig, Butterworth-Heinemann, 69-88.
- [7] LINDGÅRD, P-A. (1991 nov.). Journal de Physique IV Colloque C4, 1, 3-12.
- [8] PATEL, J.R. et COHEN, M. (1953). Criterion for action of applied stress in the martensitic transformation, Acta Metall., 1, 531.
- [9] GOODINGS, R.J. et BALES, G.S. (1991 nov.). Heterogeneous nucleation at a single defect and subsequent growth of martensitic phase transition, J. Phys. IV C4, 1 59-64.

- [10] SKROTZKI, B. (1991 nov.). The course of the volume fraction of martensite vs temperature function $M_x(T)$, J. Phys. IV C4, 1.
- [11] Alliages a memoire de forme (AMF) - AFNOR A51X. (1991 avril). Norme Francaise NF A51-080, Vocabulaire et mesures.
- [12] GUILLEMANY, J.M. et PEREGRIN, F. (1992). Comprehensive calorimetric, thermodynamic and metallographic study of Cu-Al-Mn shape memory alloys, Journal of Material Science 27, 863-868.
- [13] PERKINS, J. and BING, W.E. (1983). Martensitic transformation cycling effects in Cu-Zn-Al shape memory alloy, Metall. Trans. A, 14A, 33.
- [14] GENG R.S. (1986 oct.). Evaluation of Intrinsic Stresses of a SMA by Acoustic Emission, Materials Evaluation, 44, 1340-1343.
- [15] WASILEWSKI, R.J. , BUTLER, S.R. et HANLON, J.E. (1967). On the Martensitic Transformation in NITI , Metal Science Journal, 1, 104-110.
- [16] PATOOR, E., BENSALAH M.O., EBERHARDT A. et BERVEILLER M. (1992 nov.). Détermination du comportement thermomécanique des alliages à mémoire de forme par optimisation d'un potentiel thermodynamique", à paraître dans Revue de Métallurgie.
- [17] AMRANI, M.E., BENSALAH, M.O., PATOOR, E., EBERHARDT, A. et BERVEILLER, M. (1992). "Détermination des surfaces de début et de fin de transformation pour un alliage à mémoire de forme", Actes du Premier Congrès Marocain de Mécanique, Rabat (Maroc), avril 1993.

- [18] PATOOR, E., EBERHARDT, A. et BERVEILLER, M. (1993). "Micromechanical Modelling of Superelasticity in Shape Memory Alloys", à paraître dans Pitman Research Notes in Mathematics, avril 1993.
- [19] VAN HUMBEECK, J. (1994). Aspects microstructuraux: relations entre la transformation martensitique et les propriétés thermomécaniques, Technologie des alliages à mémoire de forme, coord. Patoor E., Berveiller M., Hermès, Paris, 89-100.
- [20] SCHMID, E. et BOAS, W. (1936). Kristallplastizität, Springer, Berlin.
- [21] SALZBRENNER, R.J. et COHEN, M. (1979). Acta Metall., 27, 739-748.
- [22] STALMANS, R., VAN HUMBEECK, J. et DELAEY, L. (1992). Thermomechanical cycling, two way memory and concomitant effect in Cu-Zn-Al alloys, Acta metall. mater., 40-3, 501-511.
- [23] PLANES, A., CASTAN, T., ORTIN, J., DELAEY, L. (1989 MID-sept.). J. Appl. Phys., 66-6.
- [24] ISALGUÉ, A. et TORRA, V. (1993). High resolution equipment for martensitic transition in Shape Memory Alloys: Local studies in stress-strain-temperature, Meas. Sci. Tech., 4, 456-461.
- [25] OTSUKA, K. and SHIMIZU, K. (1986). Pseudoelasticity and shape memory effects in alloys, International Metals Reviews, 31-3, 93-114.
- [26] VAN HUMBECK, J. et DELAEY, L. (1981 oct.). The influence of strain rate, amplitude and temperature on the hysteresis of a pseudoelastic Cu-Zn-Al single crystal, Journal de Physique colloque C5, supplément au No. 10, 42, 1007-1011.

- [27] SUN, Q.P. et HWANG, K.C. (1993). Micromechanics Modelling for the Constitutive Behavior of Polycrystalline Shape Memory Alloys (part I and II), J. Mech. Phys. Solids, 41-1, 1-33.
- [28] ORTIN, J. PLANES, A. (1991 nov.) Thermodynamics and hysteresis behavior of thermoelastic martensitic transformations, J. Phys. IV C4, 1.
- [29] CORY, J.S. et MCNICHOLS JR, J.L. (1985). Nonequilibrium thermostatics, J. Appl. Phys., 58-9, 3282-3294.
- [30] GILLET, Y., PATOOR, E. et BERVEILLER, M. (1992). Mechanical Engineering for Shape Memory Alloys, Proceedings of the International Conference on Martensitic Transformations, 1992.
- [31] PERKINS, J. et SPONHOLZ, R.O. (1984). Stress-Induced Martensitic Transformation Cycling and Two-Way Shape Memory Training in Cu-Zn-Al alloys, Metallurgical Transaction A, 15A, 313-321.
- [32] STALSMANS, R., VAN HUMBEECK, J., DELAEY, L. (1991 nov.). Training and the two way memory effects in copper based shape memory alloys, J. de Phys. IV C4, 1, 403-408.
- [33] LEBOITEUX, H. (1973). La fatigue dans les matériaux, aspects physiques et mécaniques, Ediscience, Paris.
- [34] VAN HUMBEECK, J. (1991 nov.). Cycling effects, fatigue and degradation of shape memory alloys, J. Phys. IV C4, 1, 189-197.

- [35] MIYAZAKI, S. and OHTSUKA, K. (1987). Copper-based Shape Memory Alloys, Shape Memory Alloys. Edit. H. Funakubo, Gordon and Bleach Publishers, 116-172.
- [36] MIYAZAKI, S. (1990) Thermal and stress cycling effects and fatigue properties of Ni-Ti alloys, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys (ed. Duerig, T.W., Melton, K.N., Stöckel, D. et Wayman, C.M.), Butterworth-Heinemann, 369-393.
- [37] HORNBOGEN, E., Shape memory alloys. Ruhr-Universität Bochum, Germany.
- [38] SADE, M. et HORNBOGEN, E. Thermal and mechanical fatigue of shape memory alloys, source originale inconnue, 125-132.
- [39] DVORAK, I. and HAMBOLT, E.B. (1975 jan.). Transformational Elasticity in a Polycrystalline Cu-Zn-Sn Alloy, Metallurgical Transaction A, 6A, 95-99.
- [40] BEYER, J. KOOPMAN, B. BESSELINK, P.A. et WILLEMSE, P.F. (1990). Fatigue properties of a Ni-Ti-6%Cu shape memory alloy, Materials Science Forum, 56-58, 773-778.
- [41] TAUTZENBERGER, P., KEHRER, H. P, NUSSKERN, H. et KOCHER, H.H. (1992). Stability of the shape memory effect and mechanical fatigue of Ni-Ti-Cu and Ni-Ti element, Proceedings of the international conference on martensitic transformations 1992, 1295-1300.
- [42] ADACHI, K. et PERKINS, J., The effect of cycling on martensitic transformation in a Cu-Zn-Al alloy. source originale inconnue.

- [43] FISHER, P., DUNNE, D. et KENNON, N. (1986). The effects of transformation cycling and ageing on the β_1 to γ_1' thermoelastic martensitic transformation, Proceedings of the International Conference on Martensitic Transformation, 1986, The Japan Institute of Metals, 946-951.
- [44] SADE, M., (1989) "Calorimetric study of pseudoelastically cycled Cu-Zn-Al single crystals", source originale inconnue, 173-178.
- [45] AIROLDI, G., RIVOLTA, B. et TURCO, C. (1986). Heats of transformation as a function of thermal cycling in Ni-Ti alloys, Proceedings of the International Conference on Martensitic Transformation, 1986, The Japan Institute of Metals, 691-696.
- [46] TADAKI, T., TAKAMORI, M. et SHIMIZU, K. (1987) Thermal cycling effects in Cu-Zn-Al shape memory alloys with B2 and DO₃ type ordered structures in parent phase, Trans. of Jap. Inst. of Metals, 28, 120-128.
- [47] CHARBONNIER, P. (1992). Influence des traitements thermiques sur le transformation martensitique d'un alliage a memoire de forme Cu-Zn-Al-Ni, Thèse de doctorat, INSA, Lyon, France.
- [48] RODRIGUEZ, P. (1989). Étude de la fatigue thermique et thermomécanique d'un alliage à mémoire de forme haute température type Cu-Al-Ni, Thèse de doctorat, INSA Lyon, France.
- [49] PONS, J. et CESARI, E. (1993). Martensitic transformation cycling in a Beta Cu-Zn-Al alloy containing Gamma precipitates, Acta Met. et Mat., 41-9, 2547-2555,

- [50] TRIVERO, F. (1991). Étude de la tenue en fatigue thermomécanique d'un alliage à mémoire de forme type Cu-Al-Ni, Thèse de Doctorat, INSA, Lyon, France.
- [51] TANAKA, K., HAYASHI, T., ITOH, Y. et TOBUSHI, H. (1992). Analysis of thermomechanical behavior of shape memory alloys, Mechanics of Materials, **13**, 207-215.
- [52] TAMURA, H., SUZUKI, Y. et TODOROKI T. (1986). Fatigue properties of a Ni-Ti alloy in thermal cycling, Proceedings of the International Conference on Martensitic Transformation, 1986, The Japan Institute of Metals, 736-741.
- [53] TOBUSHI, H., KIMURA, K., IWANAGA, H. et CAHOON, J.R. (1990). Basic Research on Shape Memory Alloy Heat Engine, JSME int. J. serie I, **33-2**, 263-268.
- [54] TOBUSHI, H., IWANAGA, H., OHASHI, Y. et al. (1990). Cyclic Characteristics of the shape memory effect in Ti-Ni Alloy wires and Helical Springs, JSME int. J. serie I, **33-2**, 256-262.
- [55] TOBUSHI, H. , OHASHI, Y., SAIDA, H., HORI, T. et SHIRAI, S. (1992). Recovery Stress and Recovery Strain of Ti-Ni Shape Memory Alloy, JSME int. J. serie I, **35-1**, 84-90.
- [56] MANACH, P.Y. et FAVIER, D. (1991 nov.). Experimental study for the identification of a tensorial scheme for shape memory alloy, J. Phys. IV C4, **1**, 415-420.
- [57] HORI, T., TOBUSHI, H., OHASHI, Y. et al. (1992). Cyclic Deformation of a Bias Type Two-Way Shape Memory Component using Ti-Ni Alloy", JSME int. J. serie I, **35-2**, 179-184.

- [58] OHTSUKA, H., KAJIWARA, S. et ISHIHARA, T. (1992). The effect of cyclic transformation on the shape memory characteristic in an Fe-Mn-Si-Cr-Ni alloy, Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 246, 189-194.
- [59] KAWAGUCHI, M., OHASHI, Y. et TOBUSHI, H. (1990). Cyclic Characteristics of Pseudoelasticity of Ti-Ni Alloys, JSME int. J. serie I, 34-1, 76-82.
- [60] FUNAKUBO, H. (1987), Shape memory alloys, Gordon & Breach, Amsterdam,
- [61] RIOS JARA, D. (1993 Juin), "Two way shape memory effect and related thermomechanical treatments", Actes de la conférence technologie & mise en oeuvre des matériaux à mémoire de forme, Montréal.
- [62] CHARBONNIER, P., Fatigue et vieillissement des alliages à mémoire de forme, Documentation Imago SA.
- [63] DUERIG, T.W. et ZADNO, R. (1990), Linear Superelasticity in cold worked Ni-Ti, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, ed. Duerig, T.W, Butterworth-Heineman, 415-419.
- [64] HONMA, T. (1987). TiNi-Based Shape Memory Alloys, Shape Memory Alloys, ed. Funakubo, H., Gordon and Breach Publishers, 61-115.
- [65] RODRIGUEZ, P. et GUÉNIN, G. (1990). Stability of the two way memory effect during thermal cycling of a high M_s temperature Cu-Al-Ni alloy, Mat. Sc. Forum, 56-58, 541-546.

- [66] BOURDON, G. et LEXCELLENT, C. (1994 fév.). Modélisation thermodynamique du comportement cyclique d'alliages à mémoire de forme Ti-Ni et Cu-Zn-Al sollicités en traction ondulée, J. Phys. IV C4, 4, 145-150.
- [67] MEUNIER, M.-A., TROCHU, F., et CHARBONNIER, P. (1995). Modeling of Thermomechanical Fatigue Behavior in Shape Memory Alloys Using Dual Kriging, à paraître.
- [68] GILLET, Y. (1994). Dimensionnement d'élément simple en alliage à mémoire de forme, Thèse de doctorat, Université de Metz, France.
- [69] GILLET, Y., PATOOR, E. et BERVEILLER, M. (1995). Sollicitation non homogène de poutre superélastique avec hystérésis", à paraître.
- [70] GILLET, Y., PATOOR, E. et BERVEILLER, M. (1995). Beam theory Applied to Shape Memory Alloys, à paraître.
- [71] PATOOR, E. (1993 juin). Modélisation thermomécanique du comportement des matériaux et structures à mémoire de forme, Actes du congrès "Technologie et Mise en Oeuvre des Matériaux à Mémoire de Forme", Montréal (Canada).
- [72] PATOOR, E., BENSALAH, M.O., TROCHU, F. et TERRIAULT, P. (1995). Minimisation quadratique du potentiel thermodynamique pour une transformation martensitique thermoélastique", à paraître.
- [73] PATOOR, E., EBERHARDT, A. et BERVEILLER, M. (1988) Thermomechanical Behaviour of Shape Memory Alloys", Arch. Mech., 40-5-6, 775-794.

- [74] PATOOR, E., EBERHARDT, A. et BERVEILLER, M. (1988). An Integral Equation for the Polycrystalline Thermomechanical Behavior of Shape Memory Alloys, Proceedings of MECAMAT, Besançon (France).
- [75] PATOOR, E., EBERHARDT, A. et BERVEILLER, M. (1987). Potentiel pseudoélastique et plasticité de transformation martensitique dans les mono- et polycristaux métalliques", Acta Metall., 35 11, 2779-2789.
- [76] LEXCELLENT, C. et LICHT, C. (1991). Some Remarks on the Modelling of the Thermomechanical Behaviour of Shape Memory Alloys, J. Phys. IV C4, 1.
- [77] WAHL, A.M. (1944) Mechanical Springs, Penton Publishing Co, Cleveland.
- [78] Methods of fixed temperature load test for coil spring of shape memory alloys - JIS H 7104-1991. (1991). Japanese Industrial Standard.
- [79] DELAEY, L., AERNOULT, E. (1986). Hysteresis, relaxation and creep in shape memory alloys, ICOMAT 86', Nara (Japon), 926.
- [80] TOBUSHI, H., TANAKA, K., KIMURA, K., HORI, T. et SAWADA, T. (1992). Stress-Strain-Temperature Relationship Associated with the R-Phase Transformation in TiNi Shape Memory Alloy, JSME International Journal, Series I, 35-3, 278-284.

ANNEXE A

Brève bibliographie sur le krigeage

Historique

Le krigeage est une méthode d'interpolation issue de la géostatistique qui a d'abord été utilisée en génie minier dans les années 60 par Krige[1]. Elle s'est imposée comme une méthode générale d'estimation des ressources naturelles[2]. Matheron[3, 4] en a par la suite développé la formulation mathématique dans les années 70. Depuis les années 80, le krigeage est employé en cartographie numérique[5-7] et en modélisation géométrique comme une méthode générale qui contient l'interpolation linéaire et les splines comme cas particuliers[4], et permet de retrouver comme un cas limite la méthode des moindres carrés. Le krigeage constitue un outil simple[8] qui s'applique dans toutes sortes de domaines: représentation paramétrique des courbes et des surfaces sur l'ordinateur[9], construction automatique de maillages pour les éléments finis, compression de l'information topographique en cartographie numérique, aide à la visualisation des résultats de simulations par éléments finis, interprétation systématique de données expérimentales.

Une brève bibliographie présente ici les ouvrages à l'origine du krigeage et certains travaux faits à l'École Polytechnique de Montréal.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] KRIGE, D. G. (1951). A Statistical Approach to Some Basic Mine Valuation Problems on the Witwatersrand, J. Chem. Metall. Min. Soc. S. Afr., 52, 119-139.
- [2] JOURNAL, A. G. & HUIJBREGTS (1978) Mining Geostatistics, Academic Press, New York.
- [3] MATHERON, G. (1973). The Intrinsic Random Functions and their Applications, Adv. in Appl. Prob. 5, 439-468.
- [4] MATHERON, G. (1980). Splines et krigeage: leur équivalence formelle, Rapport N-667, Centre de géostatistique, École des Mines de Paris.
- [5] TROCHU, F. (1987, octobre). Fonctions de krigeage - Guide de l'usager, Projet Castor, École Polytechnique, Génie civil, Montréal.
- [6] TROCHU, F. (1987, décembre). Fonctions de krigeage 1D - Résultats graphiques, Projet Castor, École Polytechnique, Génie civil, Montréal, 105 p.
- [7] TROCHU, F. (1988 mars). Fonctions de krigeage 2D avec dérivées et lignes de discontinuité, Projet Castor, École Polytechnique, Génie civil, Montréal, 42 p.
- [8] GILBERT, R., CARRIER, R., BENOIT, C., SOULIÉ, M. & SCHIETTEKATTE, J. (1990). Applications of Dual Kriging in Human Factors Engineering, Advances in Industrial Ergonomics and Safety II, Edited by Biman Das, Taylor & Francis,.
- [9] TROCHU, F. (1993) A Contouring Program Based on Dual Kriging Interpolation, Engineering with Computers, 1-9, 160-177.

ANNEXE B

GUIDE DE CARACTÉRISATION DES ALLIAGES À MÉMOIRE DE FORME

par

F. Trochu, V. Brailovski, M.-A. Meunier, P. Terriault

Groupe d'Etude et de Modélisation sur les Matériaux à Mémoire de Forme (GEM3F)

Département de génie mécanique, Ecole Polytechnique de Montréal

Version 1 - 15 octobre 19941

Résumé du rapport

Objectifs généraux

Ce guide a pour but de fournir les informations nécessaires à l'ingénieur responsable de la conception de pièces en alliages à mémoire de forme (AMF) en vue de caractériser le comportement mécanique des AMF. Il est conçu de manière modulaire et évolutive : *modulaire*, afin que le concepteur puisse accéder rapidement à l'information essentielle pour l'application visée et qu'il puisse décider, grâce à un menu de caractérisation, de l'effort expérimental requis pour le niveau de précision cherché ; *évolutive*, car au fur et à

1 Des corrections mineures ont été apportées pour l'inclusion comme annexe au présent mémoire.

mesure que les applications vont devenir plus diverses et sophistiquées, le contenu de ce guide sera mis à jour.

Il faut d'abord procéder à la *caractérisation quasi-statique* du matériau dans l'espace contrainte, température, déformation. (Plus tard, des normes de *caractérisation dynamique* pourront aussi être élaborées.) En ce qui concerne la caractérisation quasi-statique, des essais mécaniques et une analyse calorimétrique (DSC) permettent de rencontrer avec plusieurs niveaux de précision possibles les exigences minimales pour réaliser un calcul thermo-mécanique. Enfin, un certain nombre de données métallurgiques sont aussi indispensables pour compléter la connaissance du matériau.

Données métallurgiques

L'information métallurgique est importante dans la mesure où les paramètres concernés ont une influence sur les propriétés mécaniques : taille moyenne des grains, procédés d'élaboration du matériau et de mise en forme des pièces, composition des alliages, diagrammes de phase, traitements thermiques, cycles d'éducation. Pour chaque livraison d'échantillons, toutes les informations métallurgiques devraient systématiquement être transmises par les fournisseurs d'AMF, de même que les informations thermiques et mécaniques ayant servi à la préparation des pièces commandées. Des échantillons du matériau brut, c'est-à-dire avant mise en forme et avant traitement thermique, devraient aussi être fournis en nombre suffisant pour permettre la vérification des données de caractérisation transmises par le fournisseur et pour les propres essais de caractérisation du client. Plus tard, des données sur la fatigue intrinsèque du matériau et des pièces livrées devraient être produites par l'équipe responsable du contrôle de qualité.

Cyclage thermique

Un moyen privilégié d'étude des AMF reste l'essai de calorimétrie différentielle (DSC), qui devrait être effectué systématiquement pour toute livraison d'échantillons afin de corroborer les températures de transition indiquées par les fournisseur et observables avec les essais de traction. Comme il n'est pas toujours facile d'interpréter les courbes de DSC, des mesures de résistivité devraient aussi être réalisées si possible.

Cyclages mécaniques

Des essais de traction à température constante seront effectués à de faibles vitesses de déformation de façon à éliminer les effets dynamiques. Ces essais mettront en évidence les cycles d'hystérésis mécaniques du matériau ainsi que les sous-cycles observables lors de l'effet superélastique. A partir de ces résultats, les théories micromécaniques permettent de déduire, à partir des courbes de traction, le comportement du matériau en compression ou en torsion. Si les moyens expérimentaux le permettent, des essais de compression ou de torsion pourront aussi être réalisés et les résultats comparés avec la théorie.

Conclusion

La caractérisation des AMF en vue d'applications mécaniques, du fait de la complexité du comportement remarquable de ce type de matériau, doit être effectuée selon une approche multi-disciplinaire, qui fait intervenir des données métallurgiques, des résultats de calorimétrie différentielle (DSC) et des essais mécaniques (essais uniaxiaux). Les travaux expérimentaux de caractérisation ne peuvent être dissociés du cycle complet de développement d'un produit AMF dans lequel interviennent les contributions suivantes : élaborateur d'alliages, fournisseur d'AMF, concepteur mécanique, contrôle de qualité et

client. En particulier, les *données métallurgiques* sur l'élaboration des alliages, leurs traitements thermiques et les données mécaniques sur le processus de fabrication des pièces AMF doivent être documentés car celles-ci gouvernent les propriétés finales du produit. A travers une communication ouverte entre les différents intervenants, il sera possible de surmonter les difficultés inhérentes à un projet de recherche et de faire progresser la technologie des AMF. L'ensemble de la démarche de caractérisation proposée dans ce guide est schématisé dans la figure suivante.

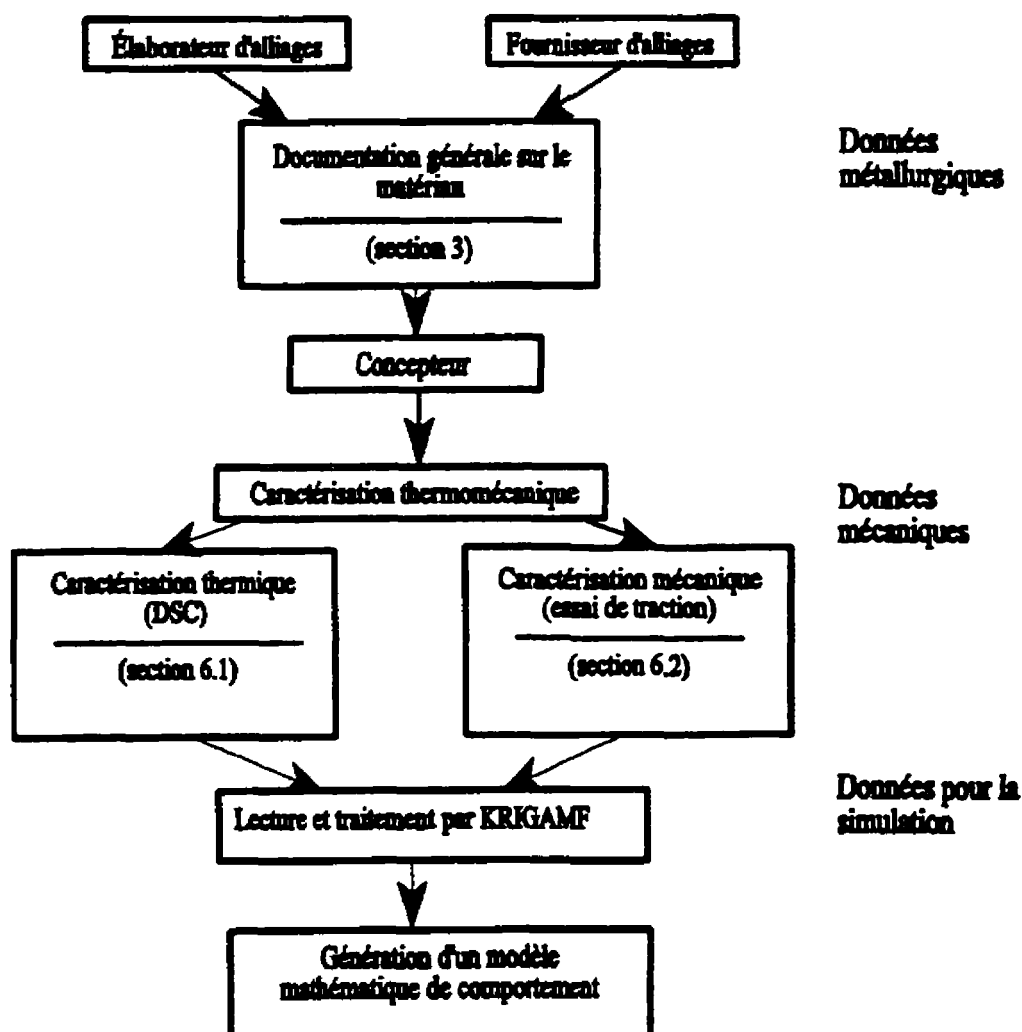


Table des matières

1. Introduction	289
2. Description générale du logiciel KRIGAMF	292
3. Documentation générale sur les matériaux à caractériser	297
4. Choix des équipements	299
5. Préparation des échantillons pour les essais thermomécaniques	299
5.1 Taille et forme de l'échantillon.....	299
5.2 Découpe du matériau	300
5.3 Nombre d'éprouvettes requis.....	302
5.4 Traitement thermique	303
5.4.1 Traitements thermique préliminaires	303
5.4.2 Précyclage thermique.....	304
6. Caractérisation thermomécanique de la transformation martensitique	305
6.1 Caractérisation thermique	305
6.2 Caractérisation mécanique.....	306
6.2.1 Essais préliminaires.....	308
6.2.2 Essais uniaxiaux à température constante.....	314
7. Simplifications possibles du modèle	316
8. Exemple pratique	320
 Annexes	
Annexe B1. Méthodes de caractérisation et d'étude des AMF	
Annexe B2. Construction du fichier de données pour KRIGAMF	
Annexe B3. Propriétés des alliages à mémoire de forme	
Annexe B4. Données nécessaires pour calculer un actuateur ou un connecteur AMF	
Annexe B5. Traitement thermique élémentaire	
Annexe B6. Essai de DSC (Calorimétrie différentielle à balayage)	
Annexe B7. Essai de traction	

1. Introduction

La conception de pièces AMF s'inscrit dans le cadre d'un processus industriel qu'il est utile de schématiser dans le tableau A1 qui suit afin de bien illustrer les contributions de chaque maillon de la chaîne de fabrication. Comme le comportement mécanique des AMF est complexe, non-classique et qu'il peut être affecté par un grand nombre de facteurs, il est indispensable d'assurer un suivi rigoureux sur l'ensemble du processus de fabrication et de préciser clairement les responsabilités de chaque intervenant. Un manque de rigueur à ce niveau ou l'absence d'une contribution critique des intervenants risquent de compromettre la réalisation des applications. Il faut toujours garder à l'esprit que les AMF constituent des matériaux aux propriétés remarquables, mais relativement difficiles à caractériser et que, malgré des progrès récents en ce domaine, leur maîtrise industrielle n'est pas encore complétement assurée.

Lorsqu'on commence à manipuler des échantillons AMF, on s'aperçoit rapidement, du fait même des propriétés remarquables de ce type de matériau, de leur grande sensibilité aux techniques de caractérisation. Par exemple, si des précautions particulières ne sont pas prises, un essai de DSC est complètement faussé par les contraintes internes créées lors de la coupe de l'échantillon. Un essai de traction n'est pas significatif et n'aura par conséquent aucune valeur prédictive si l'échauffement créé lors de l'usinage de l'échantillon n'est pas rigoureusement contrôlé. Un essai de traction qui dépasse le seuil de plasticité de la phase austénitique ou un traitement thermique à une

température trop élevée ou trop long risquent d'altérer considérablement le comportement du matériau. Enfin, les déformations superélastiques entraînent souvent des glissements au niveau des mors du montage, ce qui faussent les résultats des essais mécaniques.

Tableau B | Processus de développement d'un dispositif mécanique à base d'AMF.

INTERVENANT	SPÉCIALITÉ	RESPONSABILITÉ
Élaborateur d'alliages	métallurgie	Données métallurgiques : - composition de l'alliage - processus d'élaboration (laminage, tréfilage, etc.) - températures de transition - numéro de coulée
Fournisseur	métallurgie, mécanique	Données métallurgiques : - transmission des données d'élaboration - traitements thermiques, cycles d'éducation et températures de transition - données sur la fatigue Données mécaniques : - méthode de fabrication - numéro du lot de fabrication
Concepteur	mécanique	Données mécaniques : - courbes de traction, compression, torsion - conception du dispositif - notes de calcul et dimensionnement des composantes
Contrôle de qualité	mécanique	- courbes caractéristiques des dispositifs - résultats de fatigue
Client	application	- analyse des besoins - validation des dispositifs à base d'AMF

Ce document ne constitue pas un guide complet de caractérisation des AMF. Plusieurs techniques expérimentales mentionnées à l'annexe 1 peuvent être adaptées pour les AMF. L'objectif essentiel de ce guide est de décrire le type de données expérimentales qui sont nécessaires pour modéliser le comportement mécanique des AMF.

L'objectif premier de ce guide est de préciser les données de caractérisation nécessaires pour réaliser des calculs mécaniques de pièces AMF avec les logiciels KRIGAMF et SIMAMF (éléments finis) développés à l'École Polytechnique. Les sections suivantes suggèrent une démarche pour une modélisation précise, qui peut être suivie à divers degrés, selon la précision requise par les calculs et la relative stabilité du matériau. Cette démarche s'inscrit dans le cadre du processus de design décrit à la figure B1. Il ne s'agit pas d'une étude exhaustive, car une analyse complète demanderait une collaboration étroite avec les élaborateurs et fournisseurs d'alliages ainsi qu'avec les responsables du contrôle de qualité. Ce genre de synthèse, qui pourra toutefois être réalisée dans l'avenir, reste pour l'instant en dehors des objectifs du présent rapport.

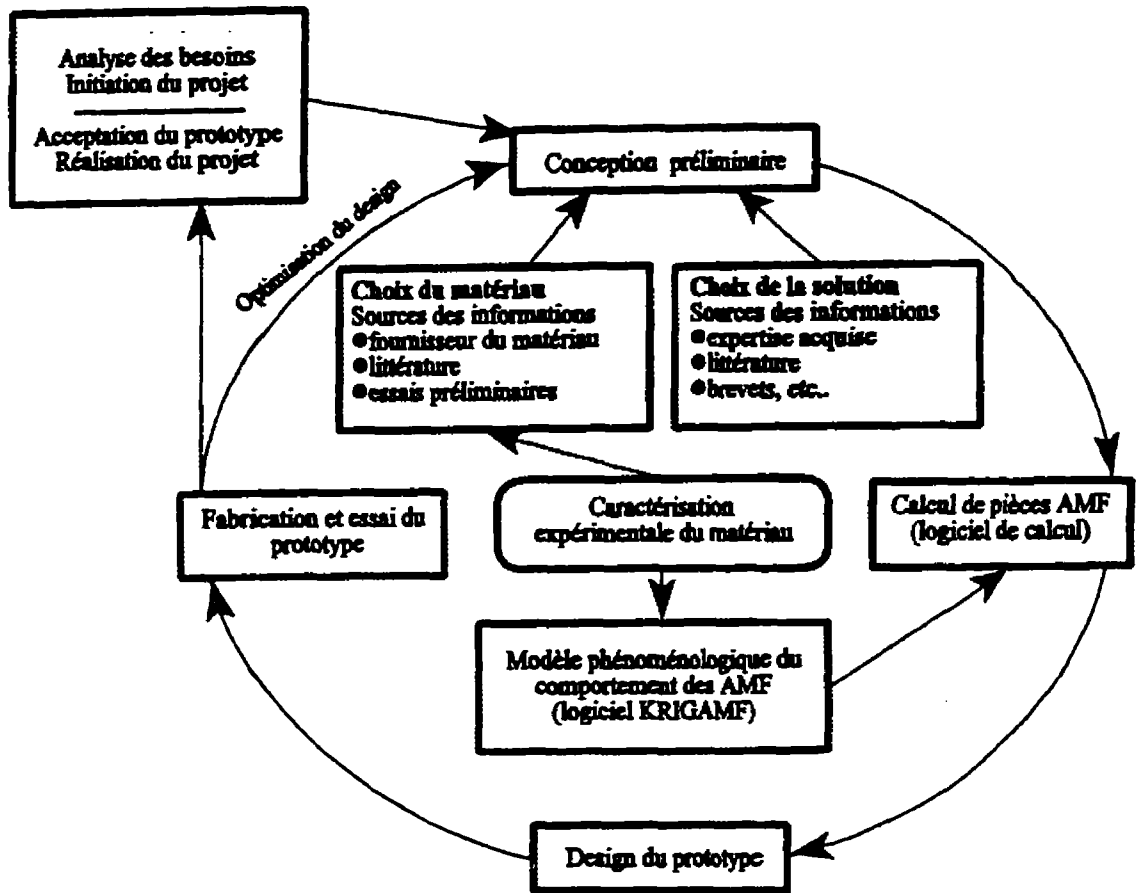


Figure B 1 Rôle de la caractérisation dans le design d'une application AMF à l'aide de logiciels de simulation.

2. Description générale du logiciel KRIGAMF

Un des buts du logiciel KRIGAMF est de réduire au minimum les travaux expérimentaux de caractérisation permettant une modélisation du comportement thermomécanique des AMF à l'aide de la méthode d'interpolation du krigeage. La procédure expérimentale est fonction du type de simulation que l'on désire effectuer et de la précision requise. Plus il y a d'informations expérimentales disponibles, plus le fichier de données du matériau sera précis et plus le modèle de comportement final sera représentatif du comportement de l'AMF.

L'idée de base qui a motivé le développement de KRIGAMF est de pouvoir enregistrer sur un ordinateur le plus rapidement possible et avec une précision qu'on peut évaluer l'ensemble des comportements thermomécaniques complexes des alliages à mémoire de forme à partir de données expérimentales partielles. Un échantillon AMF sur la machine de traction ou dans la cellule DSC va "éduquer" le logiciel, qui va apprendre à reproduire le comportement du matériau.

Le logiciel KRIGAMF n'est pas documenté en détail dans cette section. Il est recommandé de lire l'article *Modélisation du comportement thermomécanique d'un alliage à mémoire de forme en sollicitation uniaxiale* de Trochu, Meunier et Terriault dans le compte rendu de conférence Québec IA-SMA, 1994, afin de mieux comprendre la nature des informations que nécessite le modèle. Avant de lancer une simulation utilisant l'outil de calcul KRIGAMF, plusieurs étapes doivent préalablement avoir été complétées. La figure B2 présente un diagramme qui expose ces différentes étapes dans un ordre séquentiel. Par la suite, une brève discussion de chacune des étapes est effectuée.

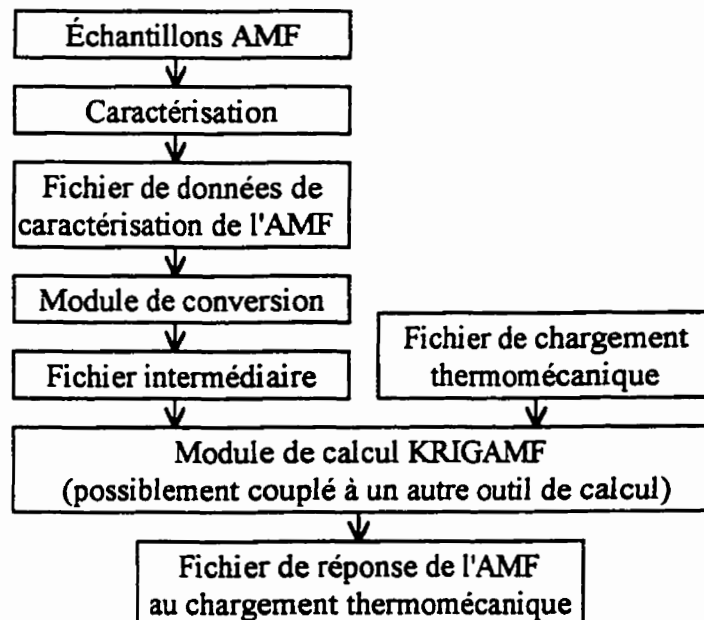


Figure B 2. Diagramme de préparation de données pour le logiciel KRIGAMF

Échantillons AMF : Les échantillons qui servent à la caractérisation doivent être représentatifs du comportement de la pièce à simuler. En fait, les échantillons et la pièce doivent posséder la même histoire thermomécanique. Comme il a été discuté précédemment, le module de calcul KRIGAMF simule le comportement instantané de l'AMF. Par conséquent, si les propriétés de l'AMF évoluent dans le temps, le responsable doit déterminer le moment propice pour effectuer la caractérisation afin que celle-ci soit représentative du comportement de la pièce en opération. La suite de ce rapport discute amplement de ces aspects.

Caractérisation : Les essais de caractérisation nécessaires au bon fonctionnement de KRIGAMF s'effectuent à partir de deux principaux types d'équipement, une DSC et une machine de traction munie d'une enceinte régulée en température. La DSC est utilisée pour déterminer les quatre températures caractéristiques de la transformation (M_f , M_s , A_s et A_f). La machine de traction permet d'obtenir des courbes isothermes à différentes températures. Pour chaque courbe, il faut obtenir la boucle principale d'hystérésis en plus de quelques sous-cycles (au moins deux).

Fichier de données de caractérisation de l'AMF : Ce fichier comprend les données recueillies lors de la caractérisation. D'autres informations doivent également apparaître comme la description de l'échantillon et les spécifications des équipements utilisés. Les informations comprises dans ce fichier dépendent fortement de la simulation à réaliser. L'annexe 2 décrit plus en profondeur les informations à inclure dans ce fichier ainsi que leur disposition.

Module de conversion : Les données prélevées lors de la caractérisation sont insuffisantes pour le fonctionnement du module KRIGAMF. Les forces et déplacements doivent être convertis en contraintes et déformations et certains autres paramètres doivent être calculés (les taux de martensite transformée, les taux de martensite orientée et les facteurs caoutchoutiques utilisés pour le calcul des sous-cycles). Cette étape de conversion est dissociée du module de calcul pour la simple et bonne raison qu'elle n'est effectuée qu'une seule fois par type d'échantillon. Une perte de temps considérable est ainsi évitée. Le module de conversion nécessite comme entrée le fichier des données brutes de caractérisation de l'AMF et produit un fichier intermédiaire de données qui seront lues par KRIGAMF.

Fichier intermédiaire : Le fichier produit par le module de conversion contient toutes les données requises pour le bon fonctionnement de KRIGAMF. Il ne doit jamais être modifié et il est inutile de divulguer son contenu.

Les cinq étapes décrites précédemment sont réalisées une seule fois par type d'échantillon. Par contre, les trois étapes suivantes sont effectuées autant de fois que l'utilisateur le désire. Le fichier de chargement thermomécanique est différent pour chaque simulation mais c'est toujours le même fichier intermédiaire qui est utilisé.

Fichier de chargement thermomécanique : Les informations concernant le chargement thermomécanique imposé à la pièce y sont spécifiées. Il est possible d'imposer des variations simultanées de contrainte, de déformation ou de température.

Module de calcul KRIGAMF : Le module de calcul KRIGAMF peut être perçu comme une boîte noire ayant besoin de deux fichiers d'entrée pour produire un fichier décrivant la réponse de la pièce sous le changement thermomécanique imposé. Le module KRIGAMF peut être couplé à d'autres outils de calculs pour calculer la réponse d'une pièce. Une description sommaire de la philosophie de KRIGAMF est présentée afin de justifier les données de caractérisation prélevées sur les échantillons. Les courbes obtenues à partir de la machine de traction servent de squelette à partir duquel des surfaces interpolées sont construites par krigeage. En fait, il y a deux surfaces (une pour le chargement et une autre pour le déchargement) dans l'espace tridimensionnel température-contrainte-déformation. Des courbes isothermes sont préconisées car les manipulations expérimentales avec variations de température engendrent fréquemment des difficultés techniques (dilatation thermique, lenteur d'acquisition des données, etc.). Lors de l'imposition du chargement thermomécanique, la réponse de l'AMF est calculée par interpolation sur les surfaces. La réponse emprunte un parcours de façon à épouser la forme des surfaces. L'outil mathématique employé pour obtenir les équations des surfaces et pour effectuer les interpolations est le krigeage.

Fichier de réponse de l'AMF : Dépendant des outils de calcul utilisés en parallèle avec KRIGAMF, le fichier de réponse prendra des formes différentes. Il est impossible d'énumérer tous les types de résultats qui peuvent être obtenus. À titre d'exemple, il est possible de calculer l'état de contrainte à plusieurs endroits dans une pièce en

fonction du temps, de la température et de l'allongement d'un ressort AMF ou bien la déflexion d'une rondelle Belleville en fonction de la charge appliquée et de la température.

3. Documentation générale sur les matériaux à caractériser

Il est évident que plus on dispose d'informations préliminaires sur le matériau à caractériser, plus le nombre d'expériences nécessaires pour caractériser un AMF à l'aide du logiciel KRIGAMF sera réduit. Un maximum de renseignements devrait être recueilli sur le matériau afin de prévoir les mécanismes affectant sa stabilité et son comportement thermomécanique. Ces renseignements peuvent provenir du fournisseur d'AMF, de l'élaborateur d'alliages, d'autres utilisateurs ou encore de la littérature (voir annexe 3).

Les renseignements utiles sont entre autres :

- la composition exacte de l'alliage ;
- la taille des grains et la texture due à la mise en forme ;
- le diagramme de phases d'équilibre selon la température et la contrainte ;
- le numéro de coulée de l'élaborateur ;
- l'identification du lot chez le fournisseur ;
- les traitements thermiques déjà reçus ;

- les températures théoriques de transitions M_s , M_f , A_s , A_f selon la composition et le traitement thermique reçu ;
- les pentes de $M_s(\sigma, T)$, $M_f(\sigma, T)$, $A_s(\sigma, T)$ et $A_f(\sigma, T)$;
- la fonction de dilatation thermique ou les coefficients linéiques des différentes phases ;
- la température maximale d'utilisation sans dégradation thermique ;
- les caractéristiques de comportement thermomécaniques de ce type de matériau :
 - déformation martensitique maximale ;
 - modules de rigidité prévus selon les phases ;
 - seuil de plasticité $\sigma_y(T)$;
 - type de rupture selon la température ;
 - température maximale d'induction de la martensite (M_d) ;
 - difficultés expérimentales rencontrées (rupture aux mors, glissements, etc.) ;

Ces renseignements et les renseignements additionnels (qui peuvent être utilisés surtout pour des logiciels de calculs de pièces AMF - voir annexe 4) seront ensuite comparés et complétés avec les résultats expérimentaux.

4. Choix des équipements

On n'aborde pas pour le moment la question du choix des équipements expérimentaux. Toutefois il faut signaler que le contrôle et la reproductibilité des forces externes, des températures et des déplacements imposés sont des paramètres primordiaux pour l'analyse quantitative de la transformation martensitique [1].

5. Préparation des échantillons pour les essais thermomécaniques

5.1 Taille et forme de l'échantillon

La taille et la forme de l'échantillon dépendent de la source et de l'approvisionnement, qui risquent de varier. Autant que possible pour les essais de traction, une éprouvette cylindrique normalisée ou une éprouvette rectangulaire taillée à partir de plaques pourront être utilisées (voir norme ASTM : E 8M-90a [2]).

La taille et la forme de la section de l'échantillon devront aussi être choisies en tenant compte de la grosseur des grains, de façon à ce que les résultats ne soient pas trop influencés par la section ou soient représentatifs du matériau utilisé dans chaque application. Par exemple, pour analyser un ressort, on devra caractériser un fil. L'étude d'une rondelle AMF nécessitera la caractérisation du ruban à partir duquel la rondelle est fabriquée.

☛ *Des critères devront être établis soit théoriquement soit expérimentalement pour déterminer la taille minimale de la section en fonction de la taille et de l'anisotropie des*

grains. Par exemple, si la taille de grain est comparable avec une section du fil à tester, la non-homogénéité du champ de contraintes va fausser les résultats des essais.

La texture devra être prise en compte lors de la découpe des échantillons (figure B3 [3]), surtout pour les alliages qui présentent un mode de rupture intergranulaire. Le choix doit tenir compte des contraintes internes prévisibles selon la texture du matériau.

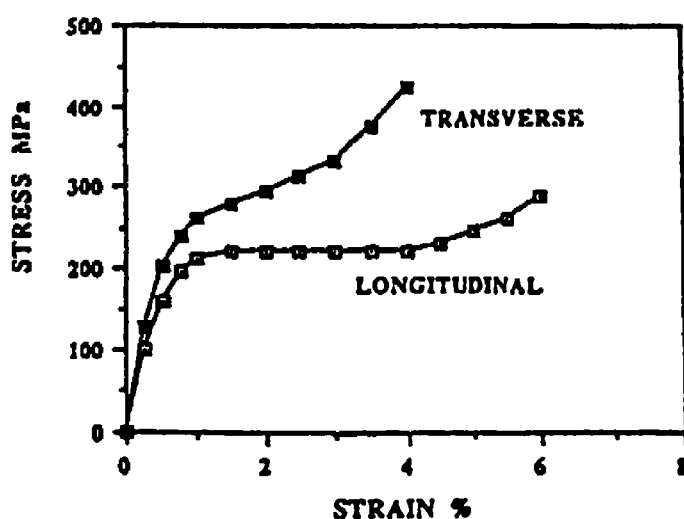


Figure B 3. Influence de la texture sur le comportement mécanique de l'alliage Ni-Ti.

Des critères devront être établis soit théoriquement soit expérimentalement pour décider dans quelle direction l'axe de l'éprouvette sera orienté par rapport à la texture.

5.2 Découpe du matériau

La découpe doit être effectuée de façon à minimiser les déformations plastiques sur les surfaces taillées des éprouvettes. En particulier, il faut veiller à ce que les températures d'usinage ne dépassent pas la température critique au-delà de laquelle le matériau se dégrade de manière permanente. Un sablage sera effectué pour diminuer les contraintes

internes en surface afin de minimiser les changements de forme lors du traitement thermique initial.

☛ ***Repères visuels de déformation.***

Des repères peuvent être tracés ou gravés sur la partie utile de l'éprouvette. Ces repères doivent résister aux traitements thermiques. Des mesures sont effectuées à l'aide d'un microscope optique et d'une règle micrométrique. Par convention, la longueur de référence est mesurée entre les repères visuels. Toute autre méthode de mesure, de précision égale ou supérieure, serait acceptable. Ces repères permettent de mesurer la déformation absolue du matériau par rapport à son état initial. Ainsi, il est possible d'observer l'évolution de la déformation du matériau en dehors du banc d'essai et d'évaluer les déformations résiduelles après une succession d'effets mémoires.

Le comportement des AMF est complexe et, pour bien comprendre les phénomènes en action lors d'un essai expérimental, des mesures doivent être effectuées avant et après chaque étape expérimentale. Les résultats devraient être conservés dans un journal de l'éprouvette avec la date et l'heure de chaque essai. Par exemple, les mesures avant et après le traitement thermique initial permettent d'évaluer l'état du matériau après la découpe. Les mesures avant et après un traitement thermique subséquent donneront une indication sur la quantité de martensite stabilisée (qui est responsable des déformations résiduelles). Enfin, des mesures entre chaque essai espacées de plus que quelques minutes permettrait de constater, éventuellement, un retour viscoélastique de la déformation.

5.3 Nombre d'éprouvettes requis

Le nombre d'éprouvettes utilisées est fonction du degré de précision recherché, de la variabilité et de la stabilité du matériau à caractériser et, bien sûr, de la disponibilité du matériau à caractériser. Si plusieurs échantillons sont utilisés pour chaque courbe contrainte-déformation d'une même température constante, le logiciel KRIGAMF dans sa version actuelle peut accepter différents fichiers de données afin d'accommoder une variabilité statistique du comportement mécanique. Ainsi un fichier formé de courbes moyennes représentera le comportement moyen et un fichier formé de courbes extrêmes permet de représenter la variabilité de comportement du matériau.

KRIGAMF n'incorpore pas, pour le moment, les phénomènes de fatigue dans ce modèle. La caractérisation du matériau est réalisée pour une histoire thermomécanique donnée. Si le matériau subit une évolution lors des essais effectués, il faudra au moins une éprouvette par essai pour bien le caractériser. Si le matériau est très stable, que les effets de la fatigue sont négligeables et que les sollicitations appliquées lors des essais n'endommagent aucunement le matériau, on peut alors réutiliser la même éprouvette pour des essais succesifs..

☞ Mesure de la microdureté

La mesure de la microdureté peut effectivement servir pour déterminer la stabilité structurale en fonction des contraintes et températures fixées (annexe 1 et norme ASTM : E 92-82 [4]).

Toute série d'éprouvettes fabriquées ultérieurement afin de compléter les résultats de l'étape 8 de ce plan devrait repasser par les étapes antérieures afin de pouvoir être évaluées et comparées avec la série d'éprouvettes initiale.

5.4 Traitement thermique

5.4.1 Traitements thermique préliminaires

Le traitement thermique donnant lieu à la première transformation martensitique devrait être effectué après la découpe des échantillons en suivant les instructions du fournisseur (annexe 5). Lors de ce traitement thermique, il y aura relaxation du reste des déformations plastiques dues à la découpe.

☛ Il faudra veiller à fixer les échantillons de façon à ce que ceux-ci ne soient pas déformés durant le traitement thermique tout en s'assurant que ce dispositif n'affecte pas trop la sévérité de la trempe.

Les traitements appliqués aux échantillons dépendent évidemment des conditions que doivent être simulées avec le logiciel KRIGAMF, par exemple certains cycles d'éducation pour reproduire des propriétés proches du matériau tel qu'il sera utilisé dans l'application considérée. Cependant, plus le traitement introduit de l'anisotropie dans le matériau, moins les résultats seront utilisables pour des calculs sous chargements multi-axiaux. L'essentiel est que tous les échantillons reçoivent le même traitement thermomécanique.

5.4.2 Précyclage thermique

Les échantillons devraient présenter une certaine stabilité au niveau des températures de transition. Il faut noter, par exemple, que les premiers cycles thermiques à contrainte nulle modifient les températures de transition M_s , M_f , A_s et A_f . Les premiers cycles à contrainte nulle éduquent aussi le matériau à avoir la même forme en phase martensitique qu'en phase-mère. Ceci rend également difficile l'éducation subséquente avec une autre forme et tend donc à supprimer l'effet mémoire double sens.

Une phase de design préliminaire doit être réalisée avant d'utiliser le logiciel KRIGAMF. Ceci inclut le choix du matériau AMF final, c'est à dire après traitement, en fonction du type de sollicitation. Le précyclage thermomécanique des éprouvettes, s'il y a lieu, doit être déterminé en fonction de l'application à calculer avec KRIGAMF. Les éprouvettes doivent être traitées de façon à reproduire le comportement du matériau utilisé dans l'application projetée.

☞ *Un précyclage thermique est souhaitable si la pièce à modéliser va effectuer plus d'un cycle de transformation martensitique. Le précyclage thermique de la pièce avant utilisation est même peut-être recommandable. Les effets de ce précyclage sur les propriétés thermomécaniques et leur stabilité (entre autres en fatigue) peuvent être examinés au besoin avec une DSC et des essais de cyclages mécaniques.*

Il est aussi à noter que KRIGAMF ne permet pas de modéliser l'effet mémoire double sens. Il est donc important de s'assurer par des observations que cet effet n'est pas présent suite aux cycles thermomécaniques ou encore que cet effet est négligeable dans le domaine de température et avec le type de sollicitation utilisée lors de la modélisation.

Résultats de la préparation des échantillons

- Des éprouvettes représentatives et identiques sont préparées avec des propriétés mécaniques stabilisées. Si les propriétés ne sont pas stables, celles-ci devraient être pour le moins documentées. KRIGAMF modélisera alors un matériau aux propriétés instantanées.
- Des repères optiques permettront d'évaluer les déformations résiduelles et de surveiller leur évolution dans le temps.
- Une documentation détaillée sur l'élaboration et les traitements reçus devra être constituée afin de permettre la fabrication de nouvelles éprouvettes pour ce matériau.

6. Caractérisation thermomécanique de la transformation martensitique

6.1 Caractérisation thermique

Plusieurs méthodes peuvent être employées pour cette caractérisation. L'essai de calorimétrie différentielle (DSC) est le plus répandu. Il sera effectué afin de déterminer les températures de transformation de l'alliage et la fraction martensitique $F_m(T)$ à contrainte nulle en fonction de la température. Des alternatives acceptables selon les matériaux seraient par exemple des mesures d'émission acoustique ou de résistivité lors d'un balayage thermique de part et d'autre des températures de transformation.

L'échantillon avec lequel est effectué l'essai de DSC doit être prélevé à partir d'une éprouvette du matériau afin d'avoir le même passé thermomécanique. Ceci signifie,

par exemple, que si les éprouvettes ont été éduquées ou cyclées mécaniquement, l'échantillon doit être prélevé dans la partie représentative de l'éprouvette, soit dans la section centrale entre les mors.

☛ *Sablage des échantillons pour la DSC*

Le matériau devrait être sablé sur ses faces de coupe afin de minimiser l'influence des déformations plastiques de coupe, et puis chauffé à la température $T > A_f$ anticipée avant d'enregistrer la courbe afin d'éliminer l'effet des contraintes internes dues à la coupe.

Résultats de la caractérisation thermique :

- Températures de transitions M_s , M_f , A_s et A_f .
- Courbe de DSC permettant le calcul de la fonction $F_m(T)$ selon la méthode de Skrotzky [5].

Les détails du déroulement d'un essai de DSC sont précisés à l'annexe 6.

6.2 Caractérisation mécanique

Du fait des propriétés thermomécaniques particulières des alliages à mémoire de forme, les essais thermomécaniques peuvent être réalisés selon 3 modalités différentes :

1. *essais à températures fixées* au cours desquels on enregistre un diagramme effort-déformation ;

2. *essais à contraintes fixées* qui donnent lieu à un diagramme déformation -température (déflexion de mémoire de forme à contrainte constante - voir norme AFNOR A51X) ;
3. *essais à déplacements fixés* au cours desquels on enregistre un diagramme force-température (cette manipulation consiste à mesurer l'effort généré par la mémoire de forme à déformation constante - voir norme AFNOR A51X [6]).

Les deux dernières manipulations consistent à mesurer l'effort ou la déflexion générés par le phénomène de mémoire de forme en effectuant des balayages en température. Pour le moment , la description détaillée de ces modes d'essais n'est pas abordée, mais il faut noter que lors de ces manipulations il est important de ne pas trop chauffer l'échantillon. En effet, il ne faut pas induire de dilatation thermique des organes de fixation, car ceci conduirait à des résultats aberrants. Les essais de type (2) et (3) peuvent être extrêmement utiles surtout si l'on veut simuler un effet mémoire de forme pour calculer des pièces réelles en AMF.

Pour le logiciel KRIGAMF on se restreint pour le moment par un première mode d'essai : essai à température fixée. Mais il faut noter qu'à partir d'une série d'essais de traction à température fixée, on peut estimer une force générée par l'effet mémoire en connaissant le décalage entre la contrainte maximale mesurée à la température M_d et la contrainte maximale générée est de l'ordre de 10-15 % (fig. B4 [7]).

De plus, à partir des essais de traction, on peut calculer le module de Young selon la norme ASTM : E 111-82 [8] et le module de transformation. On peut aussi estimer le coefficient de Poisson (norme ASTM : E 132-86 [9]) en utilisant un extensomètre

transversal couplé avec un extensomètre longitudinal. La précision de cette estimation va dépendre du niveau d'anisotropie de l'alliage réel. Il faut noter aussi que le module de cisaillement peut être estimé directement avec des essais de torsion (fig. B5[3]). Ces données sont nécessaires surtout pour le calcul des ressorts en AMF). Plutôt que d'effectuer ceux-ci, qui sont très délicate à réaliser, il est possible d'approcher à des résultats recherchés en remplaçant en essai de torsion par un essai de traction par une méthode préconisée par Adler et al. [10].

La différence entre les comportements d'un AMF en tension et compression tels qu'illustrés à la figure B6, impose qu'on réalise aussi des essais de compression. Une alternative possible consiste d'utiliser les résultats d'Amrani et Patoor [11] en estimant le décalage entre les courbes de traction et de compression (~ 15-20 %).

6.2.1 Essais préliminaires

Buts :

- Déterminer la température maximale d'application pratique de l'AMF, ce qui revient à déterminer la température au delà de laquelle la transformation induite sous contrainte n'est que partielle ou dégradée.
- Déterminer la déformation martensitique maximale ainsi que le module de rigidité de l'austénite et, si les conditions de plasticité ou de rupture le permettent, le module de rigidité de la martensite complètement orientée.
- Déterminer le seuil de plasticité ou de rupture de la martensite complètement orientée (celui qui survient avant l'autre).

Méthodologie :

Dans cette étape, il est impératif de garder les paramètres de température et de contrainte de l'expérimentation en deçà de la limite de dégradation thermique et du seuil de plasticité ou de rupture fragile. Le diagramme de phases d'équilibre selon la température et la contrainte peut donner une bonne indication du domaine dans lequel un changement de comportement se produit, puisque les phases en jeu sont la plupart du temps déterminantes (conjointement avec la taille des grains) du mode de rupture. De plus, il peut être observé sur ce diagramme qu'il y a une température limite au-dessus de laquelle on ne peut plus induire de martensite sous contrainte.

Il faut noter que si la contrainte critique nécessaire au lancement de déformation par glissement de dislocation (déformation plastique) est très basse, l'effet superélastique ne se manifeste pas (fig. B7). Dans ce dernier cas, seule la déformation classique élastique a lieu et la rupture, généralement, porte un caractère intergranulaire.

☛ Une démarche spéciale devra être développée dans les cas où aucun renseignement d'origine métallurgique n'est disponible sur le matériau. Des marges de sécurité devront être fixées pour la limite de dégradation thermique et le seuil de plasticité ou de rupture fragile.

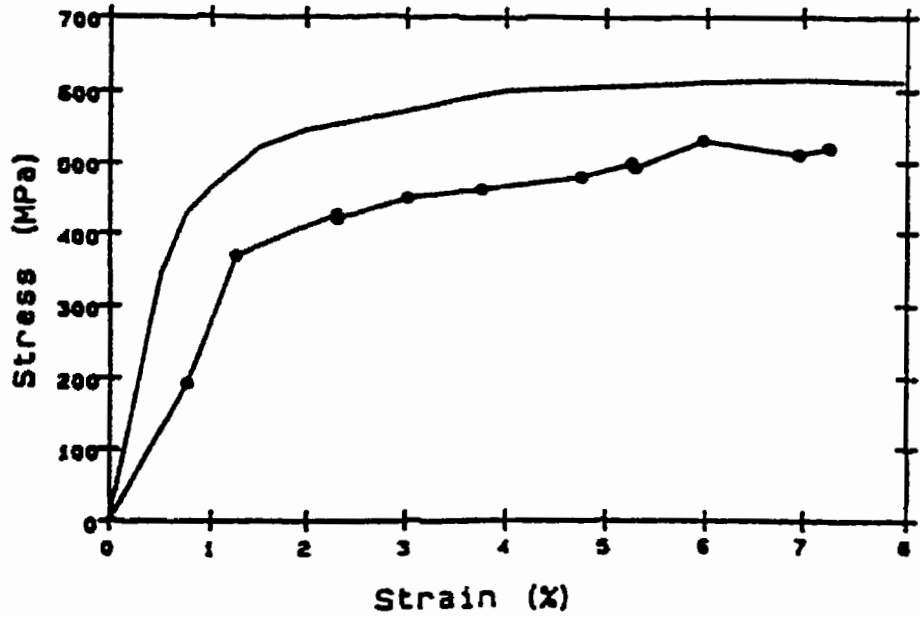


Figure B 4. L'enveloppe des contraintes générées par la mémoire de forme par rapport à la courbe contrainte-déformation d'un alliage AMF à température constante (Ni-Ti).

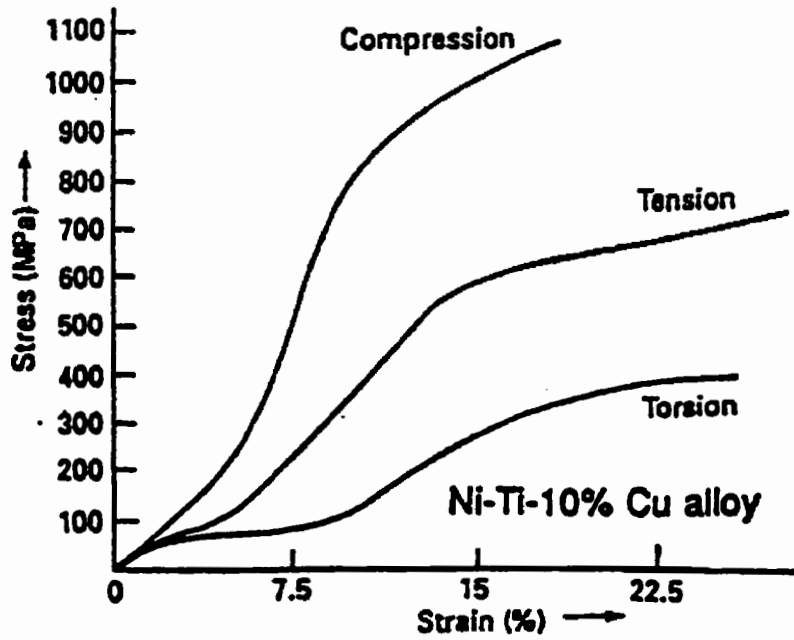


Figure B 5. Les comportements différents d'un alliage AMF en tension, compression et torsion.

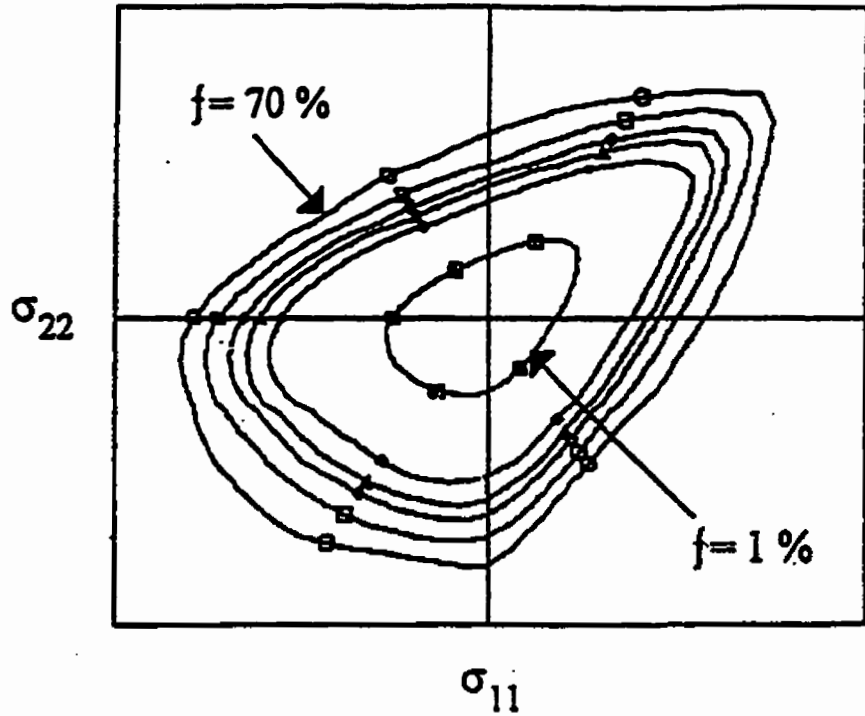


Figure B 6. Surfaces de transformation pour différentes valeurs de fraction totale de martensite.

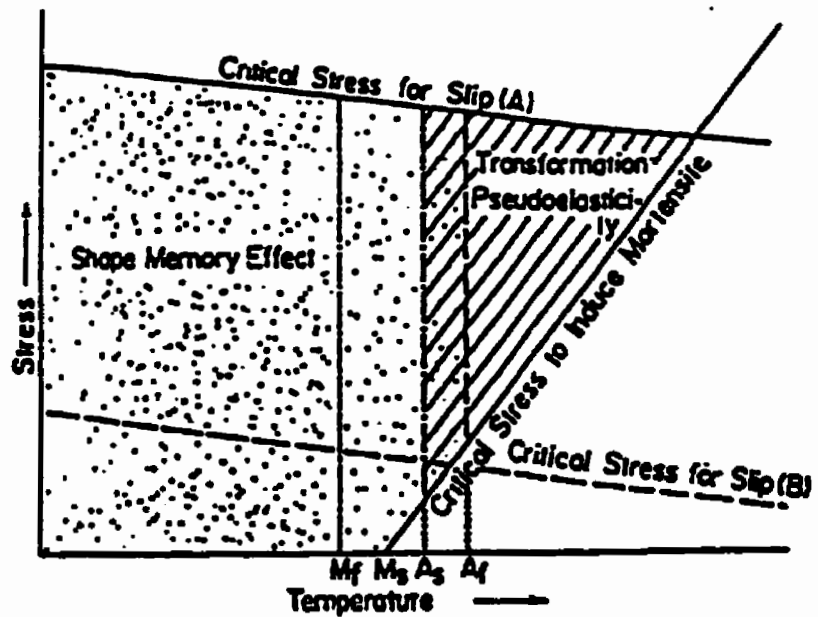


Figure B 7. Diagramme d'état schématique.

Pour évaluer la température maximale d'application pratique, l'utilisation des essais de traction préliminaires est recommandée. À partir d'une température légèrement plus élevée que A_f , pour laquelle l'alliage comporte 100% d'austénite d'après la courbe de DSC, les opérations suivantes seront effectuées :

- - Imposer à l'échantillon tel qu'indiqué en section 2 des cycles de faible déformation martensitique ($\epsilon_m < 1\%$) en incrémentant graduellement la température après chaque cycle. La graduation de température devrait être choisie selon les renseignements préliminaires obtenus sur les performances du matériau ou sur les courbes publiées dans la littérature.
 - - L'essai est interrompu lorsqu'un changement de la pente de $M_s(\sigma, T)$ est observé (voir la figure B8) ou au début de déformation plastique (0.2%).
 - - Vérifier, si possible, sur le diagramme d'équilibre de phase s'il n'y a pas un changement du type de phase martensitique à cet état thermomécanique ou s'il n'y a réellement plus possibilité de transformation martensitique induite (TMI).
- Pour vérifier qu'il ne s'agit pas d'un effet de fatigue ou de vieillissement thermique, refaire un même cycle à une température T_i plus basse afin de comparer la courbe contrainte-déformation avec les résultats précédents. Si la valeur de $\sigma_{Ms}(T_i)$ a changé, on peut conclure qu'il s'agit d'effets de la fatigue ou du vieillissement, ou encore de la déformation plastique si la lecture des repères visuels de l'échantillon révèle des déformations résiduelles à contrainte nulle. Dans le cas où la pente de $M_s(\sigma, T)$ serait encore la même, un essai effectué avec une deuxième éprouvette non-cyclée à la

température maximale atteinte aidera à conclure sur la nature du phénomène. L'avant dernière température atteinte sera considérée comme étant la limite supérieure en température du modèle KRIGAMF.

Résultats de la caractérisation mécanique :

- Température maximale d'application pratique de l'AMF, c'est-à-dire la température au dessus de laquelle la transformation induite sous contrainte n'est que partielle ou dégradée, ou la température limite de dégradation thermique.
- Déformation martensitique maximale.
- Modules de rigidité de l'austénite et de la martensite complètement orientée (si les conditions de rupture le permettent).
- Contrainte seuil de plasticité ou de rupture de la martensite complètement orientée (celui qui survient avant l'autre). Ceci suppose que le mode de rupture est sensiblement le même, et que le seuil de plasticité est constant en température.

6.2.2 Essais uniaxiaux à température constante

Méthodologie :

Pour caractériser le domaine complet de l'AMF, des essais de traction uniaxiaux contrainte-déformation seront effectués à température constante pour les températures suivantes :

$M_f - x$; M_f ; M_s ; $(M_f + M_s)/2$; A_s ; A_f ; $(M_{ds} + A_f)/2$; et $M_{ds} - y$.

Les paramètres x et y sont spécifiés selon l'étalement des températures mesurées à la section 6.1. Au minimum, 8 essais de traction uniaxiaux seront réalisés pour caractériser l'alliage. dans tout le domaine de température

Si les besoins sont plus spécifiques, on peut éliminer, réduire ou augmenter le nombre de courbes dans certaines plages de températures selon les besoins de la modélisation. Pour chaque essai la procédure suivante sera adoptée :

☛ *Température d'un essai*

La température d'un essai pour $T < A_f$ doit être obtenue en descente de température à partir d'une température $T > A_f$ à contrainte nulle afin d'éviter la présence de martensite supplémentaire d'origine thermique ou de déformation martensitique pseudo-permanente. Lorsque la température est atteinte, quelques cycles partiels sont effectués jusqu'à l'obtention du cycle correspondant au maximum de martensite orientée choisi (voir figure B8) sans déformation plastique irréversible.

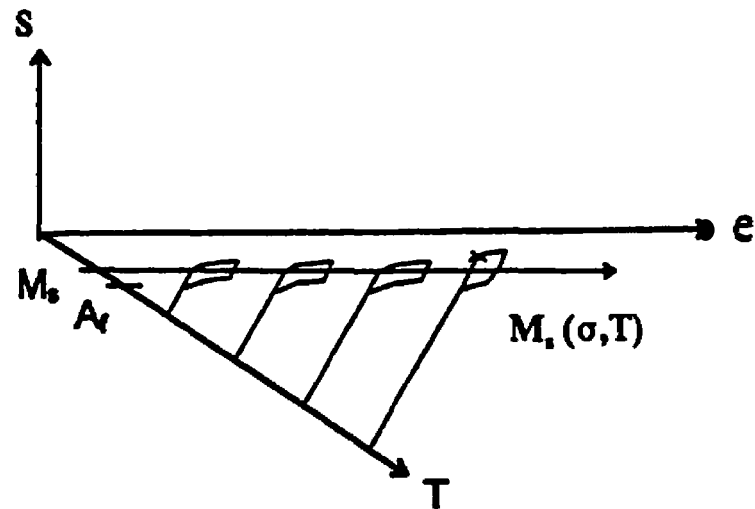


Figure B 8. Représentation schématique des essais de l'étape 6.2.1.

Les données recueillies aux sections précédentes permettront de déterminer les déformations à atteindre lors des cycles partiels. Les cycles partiels serviront à estimer un facteur caoutchoutique local observé lors du changement de chargement à déchargement, et vice-versa.

Déformation maximale

Il faut évidemment faire attention ici à ne pas endommager le matériau. Il n'est pas nécessaire d'atteindre, par exemple, 100% de transformation induite sous contrainte lors d'un essai dans le domaine martensitique. En fait, la plupart des AMF cuivreux atteindront le seuil de plasticité avant 100% de transformation induite sous contrainte. L'important est de fournir au modèle des données comparables quant à la déformation martensitique. Le modèle utilise la notion de martensite orientée et fait donc une différence entre la

déformation élastique classique, la déformation martensitique et la déformation plastique irréversible qu'il faut absolument éviter lors des essais de caractérisation.

Ainsi, pour deux essais réalisés à des températures différentes dans le domaine superélastique, la déformation totale requise pour un essai à déformation martensitique constante sera plus grande pour la température la plus élevée car la déformation élastique avant la déformation martensitique est plus grande. Dans le domaine superélastique, les déformations totales peuvent être calculées d'avance avec la relation de Clausius-Clapeyron. Dans le domaine caoutchoutique, il est préférable d'utiliser un logiciel de contrôle pour la machine de traction en programmant comme limite de sécurité la déformation martensitique calculée ou encore d'effectuer des essais préliminaires sur un échantillon témoin.

7. Simplifications possibles du modèle

Il est possible de diviser l'emploi du logiciel KRIGAMF en trois catégories fonctionnelles :

1. Modélisation de l'effet superélastique ou superthermique à des températures $T > A_f$.
2. Modélisation du comportement caoutchoutique à température $T < M_f$.
3. Modélisation de phénomènes entre M_f et A_f , incluant l'effet mémoire simple sens.

Selon le niveau de complexité et de non-linéarité du matériau, on peut aussi faire certaines simplifications sont possibles. Ceci dépend du diagramme de phase du matériau métastable. Ainsi sur certaines plages de températures du domaine superélastique, les

phases en jeu sont les mêmes et la relation de Clausius-Claperon fait en sorte que la courbe contrainte-déformation est la même à l'exception d'une translation élastique. Pour ce faire, les transformations de phases doivent être stables et identiques sur toute la plage de température où l'on veut faire la simplification.

Les Ni-Ti sont en général plus propices à cette simplification que les cuivreux dont les effets microstructuraux sont plus importants, les phases possibles sont plus nombreuses et évoluent en fonction de la température. Ainsi, une courbe contrainte-déformation superélastique à une température $T > A_f$ et une évaluation de la pente $d\sigma/dT$ des conditions de transformation évaluée, par exemple, par des mesures d'émission acoustique en balayage de température à des niveaux de contraintes différents permet de recréer le domaine désiré.

Le module d'Young est évalué sur la courbe contrainte-déformation superélastique selon la méthode classique qui figure dans la norme française et on translate élastiquement la même courbe sur tout le domaine désiré. Un autre détail à vérifier dans cette simplification est que le module de Young demeure sensiblement le même sur le domaine de température prévu. En effet, une légère augmentation de la rigidité de la phase mère pour une augmentation de température, a été observé pour les Ni-Ti entre autres. Comme le diagramme de phase métastable en température et contrainte n'est pas toujours disponible pour un matériau donné, il faut agir avec prudence.

Une estimation des températures de transformation peut être réalisée à partir des courbes de traction en repérant les contraintes de début de transformation et de fin de transformation inverse. Deux courbes contrainte-déformation superélastiques réalisées aux deux températures limites du domaine de températures désiré donnent également la pente $d\sigma/dT$, avec l'avantage de pouvoir comparer avec les résultats de l'analyse thermique. Il faut quand même tenir compte que de cette manière seulement les valeurs M_s et A_f pourront être obtenues. Dans l'éventualité d'une légère évolution de la courbe contrainte-déformation selon la température, le domaine interpolé par krigeage sera plus représentatif de la réalité avec deux courbes expérimentales.

Le domaine caoutchoutique ($T < M_f$) des AMF est peu connu et les effets dynamiques peuvent devenir non-négligeable. Des essais devront être réalisés à des températures $T < M_f$ pour valider le modèle. Le domaine de température entre M_f et A_f , et surtout entre A_s et A_f , doit comporter assez de courbes pour permettre de bien reproduire l'effet mémoire simple sens. Il est difficile dans ce domaine de simplifier quoi que ce soit. Les courbes principales et les sous-courbes de déchargement sont particulièrement importantes pour calculer un retour de déformation sans charge. Les courbes principales de chargement qui, entre A_s et A_f , peuvent à la limite être extrapolées élastiquement selon la méthode proposée dans le domaine élastique et les sous-courbes de chargement sont particulièrement utiles pour modéliser la génération d'efforts lors de l'effet mémoire simple sens.

Une façon d'améliorer l'interpolation des courbes lors de la transformation thermique est d'utiliser une courbe de DSC et de déterminer la fraction de martensite en fonction de la température selon la méthode de Skrotzky [5]. A partir de la teneur en austénite lors de la transformation inverse par exemple, on peut calculer la déformation martensitique maximale à contrainte nulle pour une température donnée.

Noter que la dilatation thermique est habituellement négligeable devant les déformations dues aux transformations de phase. Cette dilatation n'est pas la même en phase mère qu'en phase martensitique. Selon le degré de précision désiré, la fonction $d\sigma/dT$ peut être évaluée. Par exemple, certains auteurs utilisent simplement deux valeurs constantes selon que le matériau se trouve en phase mère ou bien en phase martensitique. La dilatation thermique peut être prise en compte dans le logiciel KRIGAMF.

D'une manière générale on peut distinguer deux types d'essais expérimentaux : (1) les essais qui permettent de déterminer les caractéristiques intrinsèques du matériau (DSC, traction, etc.) ; et (2) les résultats de validation obtenus sur les structures réelles (poutre ou lame en flexion, ressort, etc.), qui devront être confrontés aux résultats théoriques obtenus avec un modèle de calcul de structure.

8. Exemple pratique

A titre d'exemple, les difficultés et les résultats obtenus lors d'une série d'essais réalisés à l'École Polytechnique seront présentés. La démarche expérimentale est la suivante :

- Essai de traction d'une éprouvette en état superélastique;
- Simulation à l'aide du modèle bilinéaire (version restreinte du logiciel KRIGAMF) du comportement d'un alliage AMF;
- Simulation par éléments finis d'un essai de flexion trois points d'une poutre AMF;
- Validation expérimentale des résultats de simulation numérique.

Trois éprouvettes utilisées pour les essais sont issues d'une même plaque d'alliage Cu-Zn-Al. Les éprouvettes 1 et 2 pour un essai de traction dont la section est rectangulaire ont une forme normalisée taillée (norme ASTM : E 8M-90a). L'éprouvette 3 a la forme d'une poutre rectangulaire qui sera soumise à des essais de flexion 3 points. Toutes les éprouvettes ont subi le même traitement thermique : homogénéisation (850°C, 15 min) suivi d'une trempe à l'eau (20°C) et d'un revenu (100°C, 1 heure).

La courbe de traction de l'éprouvette 1 est présentée à la figure B9. La figure B10 illustre la superposition des courbes calculée et expérimentale. Les résultats montrent une différence très significative entre les deux courbes. Sachant que le logiciel fonctionne

puisque'il a été validé à partir d'autres résultats expérimentaux, on a cherché une explication en procédant de la manière suivante:

- Un essai de DSC a été réalisé avec deux échantillons prélevés sur les éprouvettes de traction (figure B11a) : l'échantillon testé 1 et un échantillon témoin 2 sont comparés avec le résultat de DSC pour un échantillon découpé dans l'éprouvette de flexion 3 (figure B11b). Un décalage de 8 à 10°C est observé dans les températures de transformation pour les échantillons 1 et 2 avec l'échantillon 3. On peut rejeter de l'influence de la fatigue ou du vieillissement parce que les essais de DSC avec les échantillons 1 et 2 donnent le même résultat.
- Un essai de traction a été réalisé avec une éprouvette ayant la forme de la poutre 3 (fig. B9). La courbe 12 illustre la superposition avec une précision satisfaisante des courbes calculée (modélisation par krigeage et par éléments finis) et expérimentale (validation pour un essai de flexion 3 points).

Conclusion:

Un échauffement trop élevé lors de l'usinage de l'échantillon a altéré considérablement le comportement mécanique du matériau en provoquant :

- un décalage de températures de transformation (de 8 à 10°C) qui entraîne à son tour un décalage des courbes de traction (fig. B9);

- la dégradation nette de propriétés remarquables des AMF : l'enthalpie de transformation du matériau usiné est 1.5 fois moindre que celle du matériau non-usiné (cf. fig. B11a et B11b).

Il faut donc prendre des précautions particulières pour ne pas endommager le matériau lorsqu'on commence à manipuler des échantillons AMF. Les conditions du traitement thermique, la préparation des échantillons et le déroulement des essais doivent être rigoureusement contrôlés.

La procédure suivie pour un essai de traction est décrite à l'annexe 7.

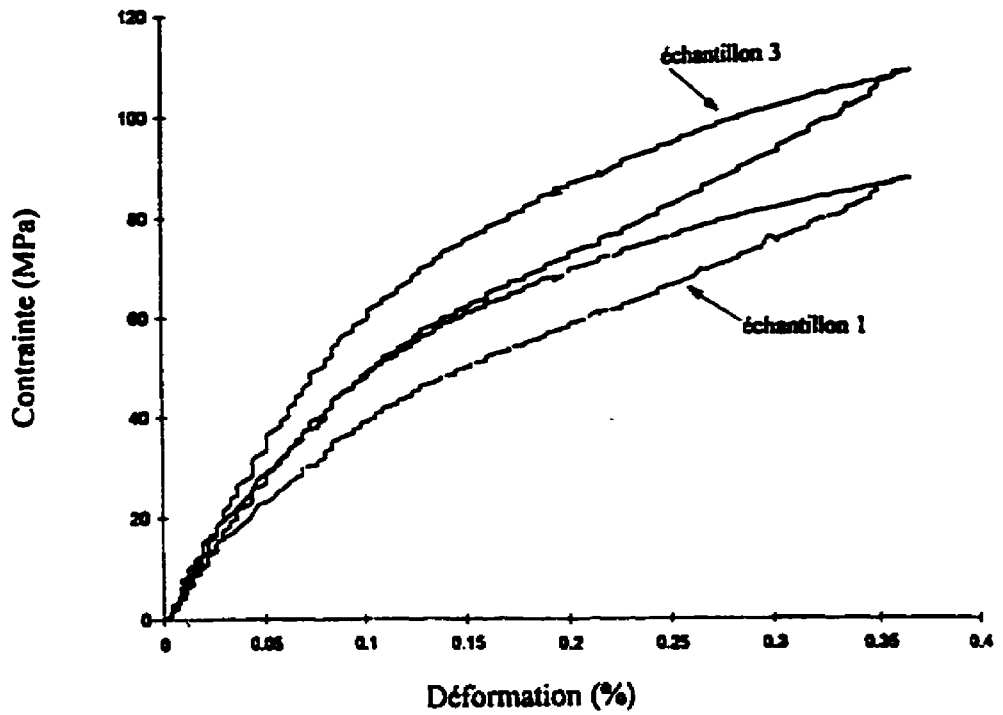


Figure B 9. Essais de traction : deux courbes superélastiques expérimentales sont obtenues pour les éprouvettes 1 et 3.

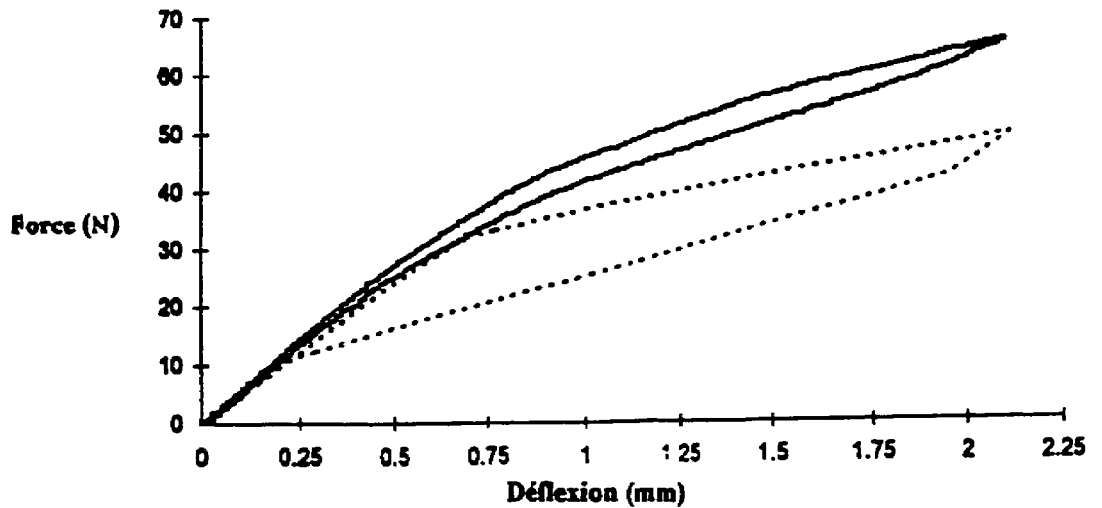
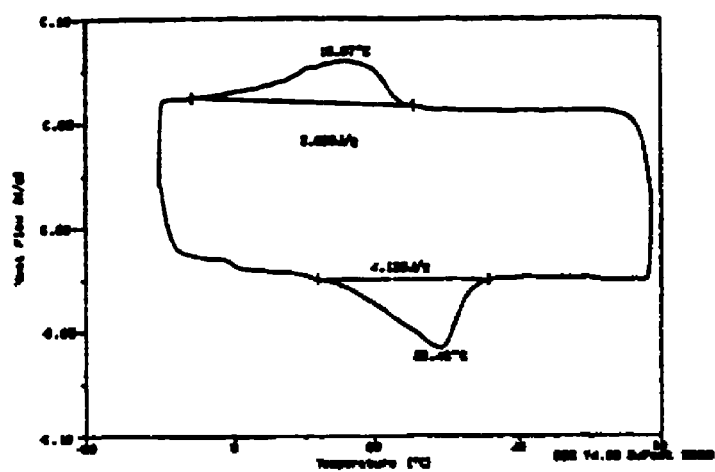
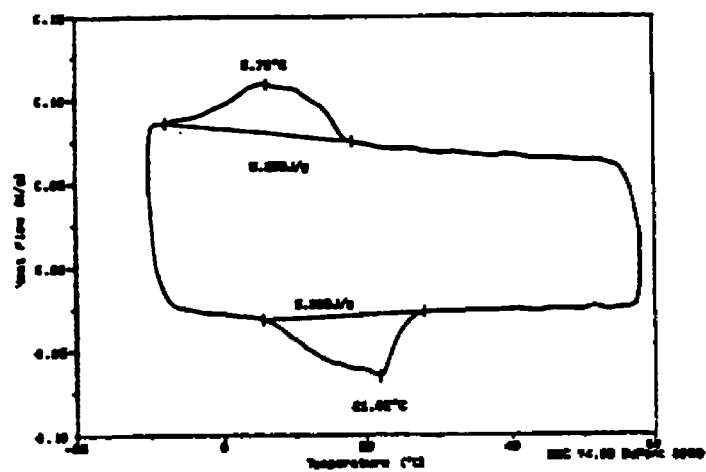


Figure B 10. Essais de flexion trois points avec l'éprouvette 3: données calculées (- -) et données expérimentales (-).



(a)



(b)

Figure B 11. Essais de DSC : (a) échantillons 1 et 2; (b) échantillon 3.

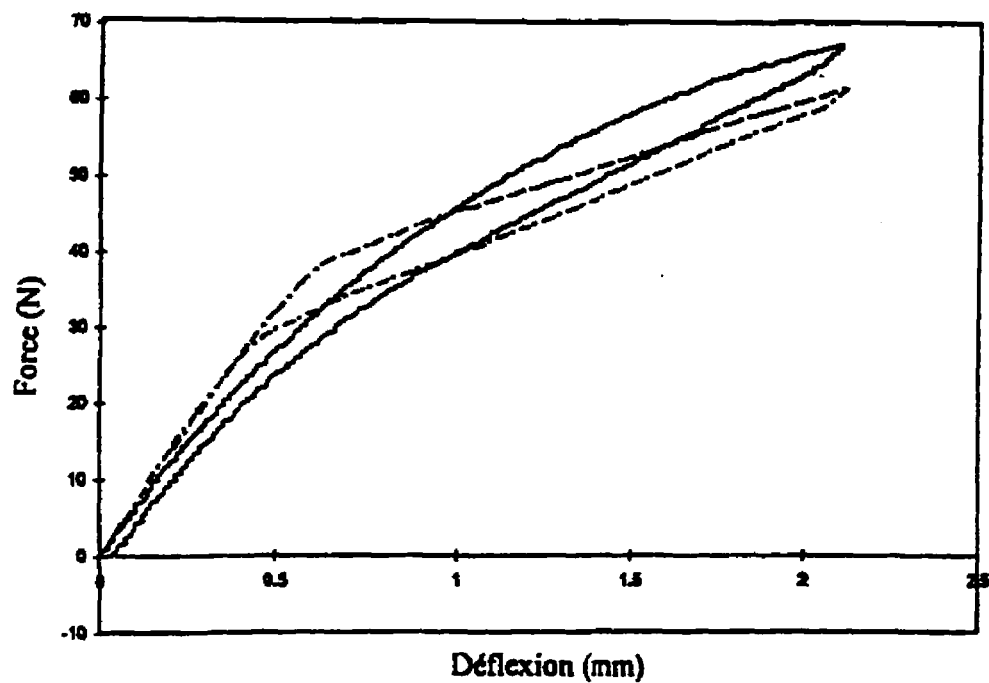


Figure B 12. Essais de flexion trois points pour l'éprouvette 3 : données calculées (- -) et données expérimentales (-).

Références

1. ISALGUE, A., TORRA, V. (1993). High-resolution equipment for martensitic transformation in SMA : local studies in stress-strain-temperature. Meas. Sci. Technol. **4**, 456-461.
2. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM E 8M-90a.
3. MELTON, K.N. (1989), Ni-Ti based SMA. Engineering Aspect of SMA. Edit. Duerig T.W., 21-25.
4. Standard Test Methods for Tickers Hardness of Metallic Materials, ASTM E 92-82.
5. SKROTZKY, P. (1991 nov.) The course of the volume fraction of martensite vs temperature function $M_x(T)$, J. de Phys. IV C4, **1**, 367-372.
6. Norme française NF A51-08090. (1990). "Alliages à mémoire de forme (AMF)" AFNOR A51X.
7. PROFT, J.L., DUERIG, T.W. (1989). The Mechanical Aspects of Constrained Recovery. Engineering Aspect of SMA. Edit. Duerig T.W., 115-129.
8. Standard Test Methods for Young's Modulus, Tangent Modulus, and Chord Modulus, ASTM E 111-82.
9. Standard Test Methods for Poisson's Ration at Room Temperature, ASTM E 132-86.
10. ADLER, P.H., YU, W., PELTON, A.R. (1990). On the tensile and torsion properties of pseudoelastic Ni-Ti, Scripta Metal. et Mater., **24**, 943-947.
11. GILLET, Y. (1994). Dimensionnement d'éléments simples en alliage à mémoire de forme. Thèse de doctorat, Université de Metz, France.

ANNEXE B1

Guide de Caractérisation des Alliages à Mémoire de Forme (Annexe 1)

Méthodes de caractérisation et d'étude des AMF

Les méthodes expérimentales pour suivre les transformations martensitique directe et inverse et comprendre le mécanisme de l'effet de mémoire de forme sont présentées ci-dessous.

No	Effets observés	Paramètres mesurés
1	<u>Les effets directement liés à l'effet de mémoire de forme et qui se manifestent au niveau :</u>	
1.a	- macroscopique :	-mesures des contraintes engendrées sous déformation constante au chauffage à partir de domaine martensitique [cf. norme AFNOR A51X] ; -mesures de la déflexion de mémoire de forme sous contrainte constante au chauffage à partir du domaine martensitique ; -mesures de la réversion de la déformation résiduelle au réchauffage ; -mesures des déformations ou contraintes qui sont des caractéristiques de l'effet mémoire double sens ;
1.b	- microscopique :	-mesures de quantité de matériau transformée par l'utilisation de micrographie optique ou électronique, diffraction des rayons X ou des électrons [1, 2, 3].
	<u>Les effets concomitants à la transformation de phases :</u> - réaction exothermique lors de la transformation directe et endothermique lors de la transformation inverse ; - engendrement d'ondes ultrasonores par la formation de martensite; - changement des propriétés magnétiques ;	-mesure de la chaleur dégagée ou absorbée par calorimétrie différentielle à balayage - DSC (fig. B1-1 [4]) ; -détection d'ondes ultrasonores par la méthode d'émission acoustique-AE (fig. B1-1 [4]) ; -mesure de susceptibilité ou de perméabilité magnétique (fig. B1-2 [5], fig. 3 [6]) ; - mesure d'effet de Hall [7] ;

No	Effets observés	Paramètres mesurés
	<p><u>Les effets concomitants à la transformation de phases</u> :(suite)</p> <p>- changement des propriétés électriques ;</p> <p>- changement des propriétés acoustiques ;</p>	<p>- mesure de résistivité en utilisant des méthodes directes ou indirectes - (courant Foucault) (fig. B1-4 [8]) ; - mesure du pouvoir thermoélectrique -PTE (fig. B1-3 [5]) ;</p> <p>- mesure de la vitesse du son [7] ; - mesure de propagation d'ondes ultrasonores dans le matériau (analyse ultrasonique) [9,10]</p>
2.f	- changement des propriétés mécaniques ;	- mesure de la microdureté : Vickers, Rockwell (fig. B1-5 [11]) ; - mesure du frottement interne -DMA [12] ; - mesure des constantes élastiques E et G ([13,14]) ;
2.g	- changement des propriétés thermophysiques ;	- mesures de conductivité thermique [15] ; - mesure du coefficient de dilatation thermique (fig. B1-6 [5]) ; - mesure de la chaleur spécifique [15].

Parmi les nombreuses techniques expérimentales, certaines sont d'un usage courant en métallurgie physique : radiographie, micrographie, etc. D'autres méthodes de la science des matériaux, ont été adaptées particulièrement pour les AMF. Elles sont fondées sur la différence des propriétés entre les deux phases : martensite et austénite. Les propriétés des AMF dépendent de la proportion d'une phase par rapport à l'autre dans le mélange. On peut tirer de ces valeurs la fraction volumique de martensite sans pour autant différencier le nombre et la nature des variantes formées.

Aujourd'hui, les chercheurs préfèrent utiliser un nombre limité de méthodes expérimentales, par exemple l'émission acoustique ou la résistivité électrique. Les autres techniques ont été écartées pour motifs : complexité d'utilisation, basse précision et répétabilité, destructivité de l'analyse, etc. Mais la révision de certaines techniques

expérimentales pourrait faire découvrir d'incontestables avantages à leur utilisation pour les AMF. Par exemple, la mesure de microdureté donne des résultats pertinents pour déterminer la stabilité structurale en fonction de contraintes et températures fixées. C'est une méthode unique qui donne la possibilité d'obtenir toutes les données sur un seul échantillon dont l'histoire thermomécanique est fixée. En plus, l'effet de mesure est localisé et n'est pas cumulatif comme dans un essai de traction (fig.5 [11]).

Par ailleurs, il semble assez raisonnable d'adapter les appareils et les techniques utilisant les courants de Foucault pour mesurer sans contact la conductivité électrique à des températures élevées. Par exemple, lors un durcissement par vieillissement, la dureté et la conductivité du matériau se modifient simultanément. Ainsi le taux de durcissement obtenu par vieillissement peut être examiné par des techniques utilisant les courants de Foucault (fig.4 [8]).

Il faut tenir compte que l'utilisation satisfaisante d'une de ces méthodes pour un alliage à base cuivre ne donne pas de garantie de succès pour un alliage à base nickel-titane et inversement. Par exemple, la méthode de résistivité électrique donne pour un alliage de la famille des Cu-Zn-Al de très bons résultats qui sont faciles à interpréter. Par contre, pour un alliage à base de Ni-Ti, l'analyse de ces résultats est beaucoup plus complexe à cause de la grande influence de la composition de l'alliage et du traitement thermique sur la résistivité du matériau. D'un autre côté, les méthodes magnétiques comme les mesures de susceptibilité ou de perméabilité magnétique, qui ont été utilisées avec

succès pour un alliage de type Ni-Ti, ne peuvent pas 'être utilisées pour les alliages à base cuivre.

Les essais mécaniques usuels sous température constante ou non constituent les méthodes de base pour mesurer et caractériser le comportement mécanique des AMF :

- traction et compression, dans lesquels les paramètres mesurés ou contrôlés sont la contrainte et la déformation ;
- flexion et torsion dans lesquels les paramètres mesurés ou contrôlés sont la force appliquée et la déflexion (essai de flexion) ou le couple de torsion et la rotation angulaire (essai de torsion).

Ainsi, avant de choisir une méthode ou une technique expérimentales, il faut analyser les caractéristiques de cette méthode ou de cette technique : précision et répétabilité des mesures, complexité et flexibilité de la méthode, type d'alliage étudié et but de l'analyse : contrôle de qualité ou recherche fondamentale.

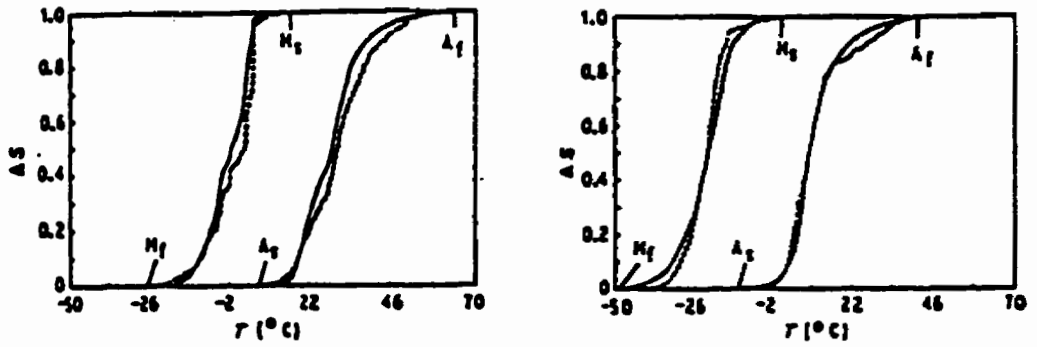


Figure B1.1 Mesure de transformation directe et inverse du monocristal Cu-Al-Ni (a) et du polycristal (b) : signal calorimétrique (—) et signal d'émission acoustique (- - -).

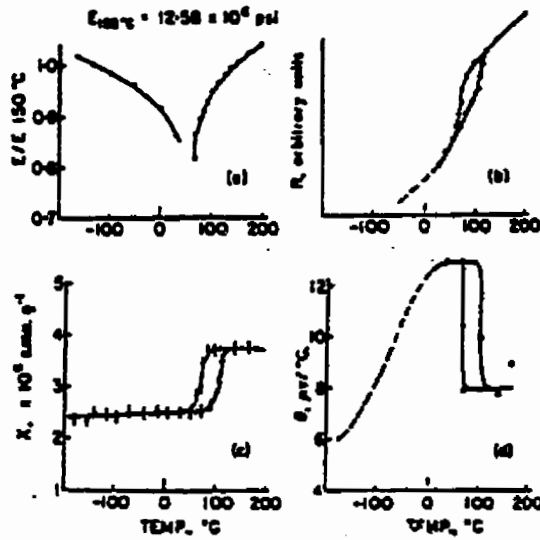


Figure B1.2. Comportements anormaux de l'alliage Ni-50.6 % Ti: (a) module d'élasticité dynamique; (b) conductivité électrique; (c) susceptibilité magnétique; (d) pouvoir thermoélectrique.

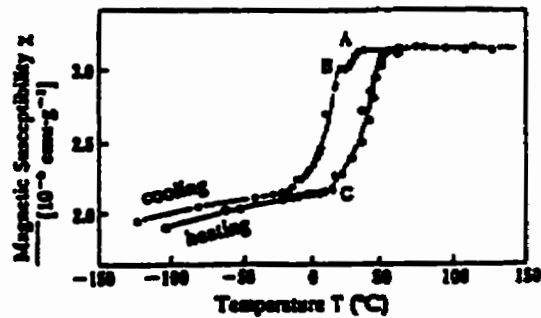


Figure B1.3. Effet de la température d'essai sur la susceptibilité magnétique pour l'alliage Ni-50 % Ti - 1 % Fe.

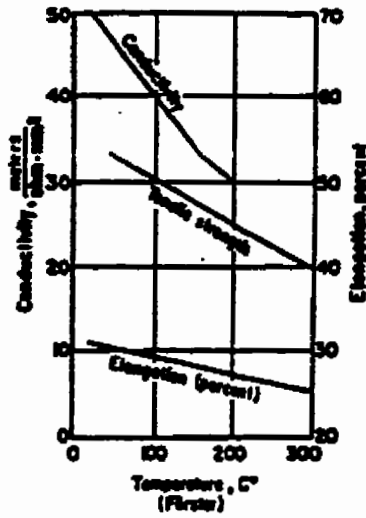


Figure B1 4 Relation entre la conductivité électrique (mesurée par courant Foucault), la force de traction et l'allongement pour un alliage à base cuivre.

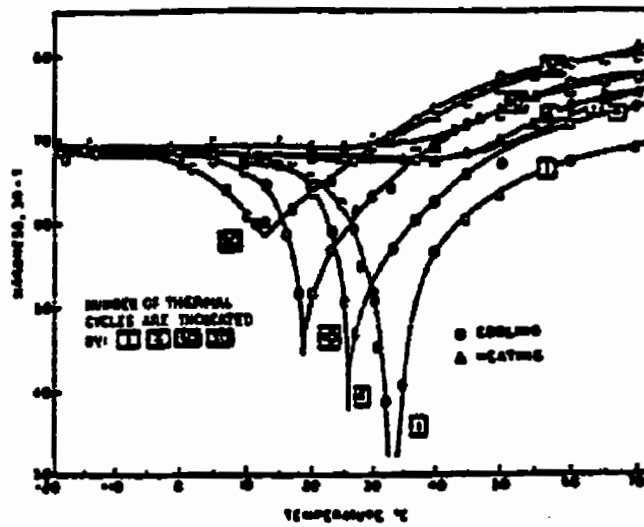


Figure B1 5. Effet de la transformation cyclique sur la dureté et la température.

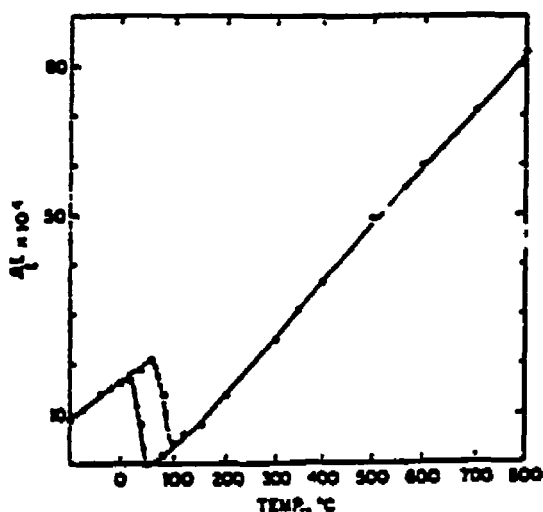


Figure B1 6. Dilatation thermique de l'alliage Ni- 50.2 %Ti en intervalles des températures de - 100 à + 800 °C.

Références

- [1] TRIVERO, FLORENT (1991). Etude de la tenue en fatigue thermomecanique d'un alliage à memoire de forme type Cu-Al-Ni, These de doctorat, INSA, Lyon, France.
- [2] MING-YUAN, KAO et SEPEHR, FARIABI (1992). Caracterisation of NiTi Shape Memory Wires by Differential Scanning Calorimetry and Transmission X-ray Diffraction, Materials Research Society Symp. Proc., 246, 225-233.
- [3] Engineering Aspect of SMA. (1990). Edit. DUERIG, T.W. 115-129.
- [4] GULEMANY, J.M., PEREGRIN, F. (1992) Comprehensive calorimetric, thermodynamic and metallographic study of Cu-Al-Mn shape memory alloys, Journal of Material Science, 27, 863-868.
- [5] WASILEWSKI, R.J. , BUTLER, S.R. and HANLON, J.E. (1967) On the Martensitic Transformation in Ni-Ti, Metal Science Journal, 1, 104-110.
- [6] MIYAZAKI, S. and OHTSUKA, K. (1987). Copper-based Shape Memory Alloys, Shape Memory Alloys. Edit. Funakubo, Gordon and Bleach Publishers, 116-172.

- [7] WANG, F. E. , DE SAVAGE, B. F. and BUEHLER, W. J. (1968). The Irreversible Critical Range in the TiNi Transition, Journal of Applied Physics, 39-5, 2166-2175.
- [8] PAUL, E. (1987). Mix Introduction to non-destructive testing, Wiley.
- [9] PACE, N.G. and SAUNDERS, G.A. (1970) Ultrasonic Study of the Martensitic Phase Change in TiNi, Philosophical Magazine, 22, 73-82.
- [10] MANOSA, L.I. , MACQUERON, J.L. and BABOUX, J.C. (1991) Ultrasonic Attenuation During the Martensitic Transformation in Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys, J. Phys. IV C4, 1, 265-267.
- [11] MUKHERJEE K., MILLIO F. and CHANDRASEKARAN M. (1974). Effects of Stress and Transformation Cycling on the Transition Behavior of Nearly Stoichiometric Ti-Ni Alloy, Materials Science and Engineering, 14, 43-147.
- [12] STOIBER, J., BIDAUX, J.-E., GOTTHARDT, R.(191) Internal Friction Study of Stress-Induced Martensitic Transformation in Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys, J. Phys. IV C4, 253-257.
- [13] WASILEWSKI, R.J.(1965 sept.) Elastic-Modulus Anomaly in NiTi", Transaction of the Metallurgical Society of AIME, 233, 1691-1693.
- [14] ROGERS, G.(1988). Intelligent Materials Systems & Structures, Two-Day Seminar, Virginia Polytechnic Institute.
- [15] GOFF, J.E., J. APPL. Phys., 397-5, 2208.

ANNEXE B2

Guide de Caractérisation des Alliages à Mémoire de Forme

(Annexe 2)¹

Construction du fichier de données pour KRIGAMF

La disposition et le type des données de ce fichier peuvent éventuellement changer, car le logiciel est en phase de validation.

Pour le module de calcul KRIGAMF, une caractérisation thermique et une caractérisation mécanique doivent être réalisées. Les données décrivant l'échantillon et les équipements utilisés doivent également être fournies. Les principales données sont décrites ci-dessous :

Description de l'alliage :

- - type d'alliage étudié,
- - composition de l'alliage,
- - fournisseur de l'alliage.

Description de l'essai de caractérisation thermique (DSC)

- - type d'appareil utilisé,
- - précision de l'appareil (la spécification de l'appareil et le rapport de calibration),
- - masse de l'échantillon,
- - histoire thermomécanique de l'échantillon,

¹ Cet annexe a été revu et augmentée pour l'inclusion dans ce mémoire

- - responsable de la fabrication de l'échantillon,
- - outils utilisés pour la mise en forme de l'échantillon,
- - séquence de variation de la température ainsi que les rampes de température,
- - fichier de résultats de la DSC (flux de chaleur en fonction de la température)².

Description des essais de caractérisation mécanique

- - type d'appareil utilisé,
- - précisions et rapport de calibration de la machine, de la cellule de force, d'extensomètre, etc.),
- - dimensions géométriques des échantillons,
- - histoire thermomécanique des échantillons,
- - responsable de la fabrication des échantillons,
- - outils utilisés pour la mise en forme des échantillons,
- - type d'essai (flexion, torsion, traction, compression, etc.),
- - paramètres géométriques (ex : distance entre appuis pour un essai de flexion),
- - séquence et les vitesses de chargement thermomécanique (pour chaque essai),
- - température de l'essai (pour chaque essai),
- - fichier de résultats des essais (déplacement en fonction de la force)².

² Les données doivent être transformées en Code ASCII

Dans la version actuelle de KRIGAMF, la majorité de ces données ne sont pas encore utilisées. Par contre, elles serviront à bâtir une base de données sur les propriétés des AMF.

Format de données pour la lecture dans LIBKAMF

L'organisation du fichier peut être subdivisée en deux parties

1. Les données générales sur le matériau
2. Les données de courbes uniaxiales Contrainte-Déformation à Température constante

Les parties n'ont pas d'ordre précis dans le fichier texte. Elle doivent cependant être distinctes de façon à ce que chaque partie reste entière et intacte. Les données générales s'énoncent avec un mot clé suivi de la valeur correspondante tel que suit:

#SY valeur de la contrainte d'écoulement en MPA

#YOUNG valeur du module d'Young de l'Austénite en MPA

(Il est douteux que cette valeur sont réellement constante en température, mais pour l'instant...On pourra toujours le remplacer plus tard par une fonction $YOUNG=f(T)$)

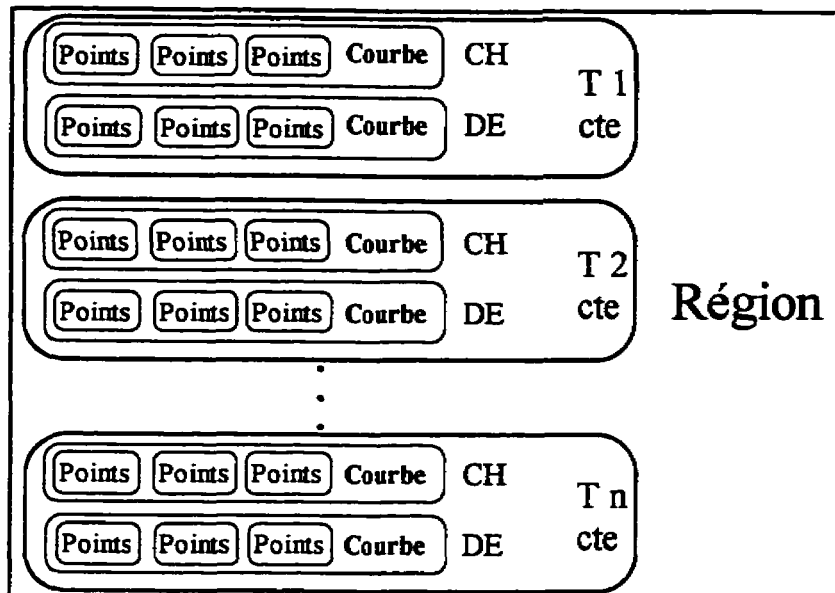
Aussi, pour les cas on l'on atteindrait la martensite complètement orientée, il devrait y avoir un 2e module YoungM possiblement dépendant de la température, mais pour l'instant...)

Les données de courbes uniaxiales Contrainte-Déformation à Température constante sont organisées en 9 « régions » qui sont identifiées par les mots-clés suivants:

#T<MF, #T=MF, #MF<T<MS, #T=MS, #MS<T<AS, #T=AS, #AS<T<AF, #T=AF,

#T>AF

Chaque région contient un certain nombre de courbes de chargement et de déchargement à température constante formées d'un certain nombre de points.



Chaque point est défini par 5 paramètres (sans compter la température):

param.	signification	unité	remarque
cont	Contrainte	Mpa	
defo	Déformation	%	
Fm	Fraction martensitique du matériau	entre 0 et 1	fraction d'origine thermique et induite sous contrainte confondues.
Fo	Fraction de l'orientation maximale de la martensite	entre 0 et 1	fraction de la déformation anélastique maximale obtenue indifféremment par induction sous contrainte ou réorientation de variantes.
fc	Facteur caoutchoutique	entre 0 et 1	indique la fraction de déformation anélastique maximale qui sera mis en jeu lors d'un sous-cycle d'hystéresis en partant de ce point.

Le format de ces données pour chaque région est sous la forme suivante:

Mot_Clé_Région n (Nombre_de Courbes_à_T_cte)

T1 c1 d1

(température de la première Courbe) (nombre de point pour la courbe de chargement)

(nombre de point pour la courbe de déchargement)

cont_1_CH_T1 defo_1_CH_T1 Fm_1_CH_T1 Fo_1_CH_T1 fc_1_CH_T1

cont_2_CH_T1 defo_2_CH_T1 Fm_2_CH_T1 Fo_2_CH_T1 fc_2_CH_T1

...

cont_c1_CH_T1 defo_c1_CH_T1 Fm_c1_CH_T1 Fo_c1_CH_T1 fc_c1_CH_T1

cont_1_DE_T1 defo_1_DE_T1 Fm_1_DE_T1 Fo_1_DE_T1 fc_1_DE_T1

cont_2_DE_T1 defo_2_DE_T1 Fm_2_DE_T1 Fo_2_DE_T1 fc_2_DE_T1

...

cont_d1_DE_T1 defo_d1_DE_T1 Fm_d1_DE_T1 Fo_d1_DE_T1 fc_d1_DE_T1

T2 c2 d2

cont_1_CH_T2 defo_1_CH_T2 Fm_1_CH_T2 Fo_1_CH_T2 fc_1_CH_T2

cont_2_CH_T2 defo_2_CH_T2 Fm_2_CH_T2 Fo_2_CH_T2 fc_2_CH_T2

...

cont_c2_CH_T2 defo_c2_CH_T2 Fm_c2_CH_T2 Fo_c2_CH_T2 fc_c2_CH_T2

cont_1_DE_T2 defo_1_DE_T2 Fm_1_DE_T2 Fo_1_DE_T2 fc_1_DE_T2

cont_2_DE_T2 defo_2_DE_T2 Fm_2_DE_T2 Fo_2_DE_T2 fc_2_DE_T2

...

cont_d2_DE_T2 defo_d2_DE_T2 Fm_d2_DE_T2 Fo_d2_DE_T2 fc_d2_DE_T2

...

TN cn dn

cont_1_CH_TN defo_1_CH_TN Fm_1_CH_TN Fo_1_CH_TN fc_1_CH_TN

cont_2_CH_TN defo_2_CH_TN Fm_2_CH_TN Fo_2_CH_TN fc_2_CH_TN

...

cont_cn_CH_TN defo_cn_CH_TN Fm_cn_CH_TN Fo_cn_CH_TN fc_cn_CH_TN

cont_1_DE_TN defo_1_DE_TN Fm_1_DE_TN Fo_1_DE_TN fc_1_DE_TN

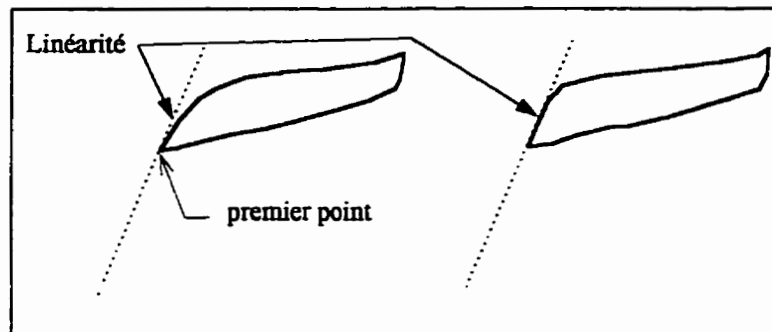
cont_2_DE_TN defo_2_DE_TN Fm_2_DE_TN Fo_2_DE_TN fc_2_DE_TN

...

cont_dn_DE_TN defo_dn_DE_TN Fm_dn_DE_TN Fo_dn_DE_TN fc_dn_DE_TN

Mot-Clé_région_suivante ...

NB. (Pour l'instant) La partie linéaire de la courbe (i.e. la partie austénitique pure) ne doit pas être incluse dans le fichier. Certaines choses n'ont pas encore été corrigées, Le premier point de données de la courbe de chargement doit être le même que le premier point de la courbe de déchargement. C'est légèrement inexact, mais c'était un artifice pour éviter des problèmes d'ordre numérique, et ce n'est pas un problème parce que les courbes sont non-linéaires et que pour la courbe de chargement on peut inclure une partie linéaire De la même façon le dernier point de donnée de la courbe de chargement doit être le même que le premier point de la courbe de déchargement. Cela est aussi valable du coté martensitique.



Calculs de paramètres et Outil pour la confection du fichier de données AMF

Il y a 6 paramètres dans les données que nécessitent KRIGAMF, $T, \sigma, \varepsilon, F_m, F_o$ et f_c , 3 d'entre eux T, σ , et ε sont obtenus de façon expérimentale et les autres sont évalués.

F_m

F_m est la fraction de martensite du matériau qui dépend de la température et de la contrainte que subit le matériau.

(F_m ne sert pas pour l'instant dans KRIGAMF, c'est une des raisons pour les limitations pour $M_f < T < A_f$, il faut tout de même des valeurs factices pour les fonctions de LIBKAMF, des explications sont données tout de même...)

1. pour une température $T < M_f$ $F_m = 1$
2. pour une température $T > A_f$ $F_m = F_o$
3. pour une température $M_f < T < A_f$ c'est plus compliqué:
 - À contrainte nulle, la proportion de phase F_m peut être évaluée par la méthode de Strotsky à partir d'une courbe de DSC ou, dans le cas où ces renseignements ne sont pas disponibles, approximé linéairement
 - Au chargement, on prend pour hypothèse que la contrainte d'induction de martensite sous contrainte est plus faible que la contrainte de réorientation de martensite auto-accommodante. Donc, à une température donnée, on part avec le F_m d'origine thermique calculé à contrainte nulle puis on y ajoute graduellement la martensite induite sous contrainte (calculée d'après la

déformation anélastique) jusqu'à ce que le matériau soit complètement martensitique et par la suite $F_m=1$.

- Comme le déchargement s'effectue après chargement complet:
 - Pour $T < A_s$ $F_m=1$
 - Pour $A_s < T < A_f$ c'est plus compliqué car il y a un retour caoutchoutique superposé à une transformation inverse partielle. On peut tout de même évaluer par la méthode de Strotsky ou linéairement la valeur F_m à contrainte nulle et estimer que la contrainte de retour caoutchoutique est plus élevée que celle de transformation inverse et donc que la déformation résiduelle après déchargement est approximativement égale à:
 - (la déformation anélastique maximale atteinte lors du chargement) -
 - ((la déformation anélastique maximale du matériau) * (la fraction d'austénite à contrainte nulle à cette température)) -
 - (le retour caoutchoutique de la portion restante de martensite).

Fo

Fo est le rapport de la déformation anélastique en un point sur la déformation anélastique maximale du matériau (qui est supposée constante dans cette version du modèle même si c'est restrictif face au cas général (La transition R n'est pas comme ça)). Le programme experi.c permet le calcul automatique de Fo à partir de la courbe contrainte-déformation. La courbe dans le fichier doit ne contenir que la partie non-linéaire de la courbe, le module

d'Young de l'austénite à cette température et la déformation anélastique maximale du matériau tel que caractérisé sont évalués de la façon suivante:

Le premier point de la courbe complète est considéré être 0.0, 0.0 donc le module d'Young est évalué comme étant: $Young = (cb.pt[0].cont) * 100 / (cb.pt[0].defo)$;

La déformation maximale est considérée comme étant la déformation anélastique au dernier point, donc $defomart = cb.pt[nbpt-1].defo - (100 * cb.pt[nbpt-1].cont / Young)$;

Cela nécessite pour être juste des courbes expérimentales ayant des derniers points aux mêmes déformations anélastiques.

fc

Fc indique la fraction de déformation anélastique maximale qui sera mis en jeu lors d'un sous-cycle d'hystéresis en partant d'un point donné de son histoire thermo-mécanique. Fc est la différence pour les points de la courbe contrainte-déformation entre le Fo du point de départ du sous-cycle et le Fo du point d'arrivée sur la courbe opposée dans l'hystéresis.

Ces valeurs sont observées sur les courbes expérimentales puis interpolées à partir des valeurs de Fo calculées.

ANNEXE B3

Guide de Caractérisation des Alliages à Mémoire de Forme

(Annexe 3)

Propriétés physico-chimiques et thermomécaniques des alliages à mémoire de forme

Plusieurs matériaux présentant des effets mémoire de forme sont actuellement en cours d'étude dans les laboratoires. Ils ne sont pas évoqués dans ce rapport qui ne retient que les trois familles d'alliages ayant atteint le stade de la production industrielle. Il s'agit des alliages à base cuivre (famille des Cu- Zn-Al et Cu-Al-Ni) et ceux à base de nickel-titane (famille de Ni-Ti). Dans le tableau ci-dessous sont reportées les principales caractéristiques de ces alliages tirées de sources différentes [1-9].

N°	Propriétés	Unités	Alliages de la famille des Cu-Zn-Al	Alliages de la famille des Cu-Al-Ni	Alliages de la famille des Ni-Ti
1	Fusion	°C	950-1050 ⁽⁷⁾	1000-1050 ⁽⁷⁾	1250-1300 ⁽⁷⁾
2	Densité	10 ³ kg/m ³	7.6-8.0 ⁽²⁾ ; 7.8-8.1 ⁽³⁾	7.1-7.3 ⁽³⁾	6.4-6.5 ⁽⁵⁾
3	Resistivité électrique : -générale : -austénite : -martensite :	10 ⁻⁸ Ωm	8.5-9.7 ^{(1),(2)} ; 7-10 ⁽⁵⁾ ; 8-13 ⁽³⁾ 7 ^{(3),(7)} 12 ^{(3),(7)}	11-13 ^{(1),(2)} 10 ^{(3),(7)} 14 ^{(3),(7)}	80-89 ^{(2),(5)} 100 ^{(3),(7)} 80 ^{(3),(7)}
4	Susceptibilité magnétique		-----	-----	<1.002 ⁽⁶⁾
5	Permeabilité magnétique	emu/g	-----	-----	3*10 ⁽⁶⁾
6	Coefficient de dilatation thermique	10 ⁻⁶ °C	17 ⁽³⁾ ; 16-18 ⁽⁶⁾	17 ⁽³⁾ ; 16-18 ⁽⁶⁾	11 ⁽³⁾ (aust.) ; 6.6 ⁽⁶⁾
7	Conductivité thermique	W/m°C	120 ^{(1),(2)}	30-43 ^{(1),(2)} ; 80 ⁽³⁾	18 ⁽²⁾ (aust.) ; 8.6-10 ⁽⁶⁾ (mart.)

N°	Propriétés	Unités	Alliages de la famille des Cu-Zn-Al	Alliages de la famille des Cu-Al-Ni	Alliages de la famille des Ni-Ti
8	Chaleur spécifique	J/kg °C	400 ⁽¹⁾ ; 390 ⁽⁷⁾	373-574 ^{(1),(2)} 400-480 ⁽⁶⁾	837 ⁽²⁾ ; 470-620 ⁽⁶⁾
9	Coefficient de convection	W/m ² °C	---	---	6.5 (l'air) ⁽¹¹⁾ 890 (l'eau)
10	Coefficient d'échange thermique par radiation	W/m ² °C ⁴	---	---	5.669 10 ⁻⁸ ⁽¹¹⁾
11	Enthalpie de transformation	10 ³ J/kg	8 ^{(3),(7)} ; 5.4 (dir.) ⁽⁹⁾ ; 5.6 (indir.) ⁽⁹⁾	8 ^{(3),(7)}	25 ^{(3),(7)} ; 30 ⁽¹⁰⁾
12	Températures de transformation	°C	-200+120 ^{(6),(7)}	-200+200 ⁽³⁾ ; +50+200 ⁽⁷⁾	-200+120 ⁽³⁾ ; -90+150 ⁽⁵⁾
13	Hystérésis /As-Ms/ /Af-As/; /Ms-Mf/:	°C	10-25 ^{(1),(2)}	15-20 ⁽¹⁾ ; 10-25 ⁽²⁾ ; 20-30 ^{(3),(6)}	20-40 ⁽³⁾ ; / NiTiCu ~13 NiTiNb ~ 20-100 ⁽⁵⁾ /
14	Etalement /Af-As/; /Ms-Mf/:	°C	15-30 ⁽³⁾	15-30 ⁽³⁾	20-40 ⁽³⁾
15	Température maximale d'utilisation	°C	140 ⁽³⁾ ; 160-200 (1 h) ⁽⁵⁾	250 ⁽³⁾ ; 300 (1 h) ⁽⁷⁾	300 ⁽³⁾ ; 150-400 (1h) ⁽⁵⁾
16	dS/dT	MPa/°C	2 ⁽⁷⁾ ; 2.5-5 ⁽⁶⁾	---	10 ⁽⁷⁾ ; 4-20 ⁽⁶⁾
17	Déformation maximale : effet mémoire simple sens : effet mémoire double sens /N- le nombre des cycles de sollicitation/	%	4 ⁽¹⁾ ; 6 ⁽²⁾ ; 3-6 ⁽³⁾ ; 2/mono-10/ ⁽⁷⁾ 1-2 ⁽³⁾ ; 1.2(N=10 ²) ⁽⁶⁾ ; 0.8 (N=10 ⁵) ⁽⁶⁾ ; 0.5 (N=10 ⁷) ⁽⁶⁾ ;	4 ⁽¹⁾ ; 5 ⁽²⁾ ; 4-6 ⁽³⁾ ; 2/mono-10/ ⁽⁷⁾ 2 ⁽¹⁾ ; 1-2 ⁽⁶⁾ ; 1 (N=10 ²) ⁽⁶⁾ ; 0.8 (N=10 ⁵) ⁽⁶⁾ ; 0.5 (N=10 ⁷) ⁽⁶⁾ ;	8 ⁽²⁾ ; 6 ⁽⁵⁾ ; 4 - /mono-10/ ⁽⁷⁾ 4.5 ⁽⁵⁾ 6 (N=10 ²) ⁽⁶⁾ ; 2 (N=10 ⁵) ⁽⁶⁾ ; 0.5(N=10 ⁷) ⁽⁶⁾
18	Module d'élasticité générale : -austénite : -martensite :	GPa	70-100 ^{(3),(7)} 72 ⁽⁴⁾ ; 70-110 ⁽³⁾ ; 70 ⁽¹⁾	80-100 ^{(3),(7)} 85 ⁽¹⁾ ; 70-110 ⁽³⁾ ; 80 ⁽¹⁾	70-98 ⁽³⁾ 90-100 ^{(3),(2)} 11.6 ⁽²⁾
19	Coefficient de Poisson : -austénite : -martensite :		---	---	0.43 ⁽²⁾ 0.25 ⁽²⁾ ; 0.31 ⁽¹⁰⁾
20	Elongation à rupture	%	10-15 ^{(5),(6)}	8-10 ⁽⁶⁾	40-50 ^{(5),(6)}

N ^o	Propriétés	Unités	Alliages de la famille des Cu-Zn-Al	Alliages de la famille des Cu-Al-Ni	Alliages de la famille des Ni-Ti
21	Limite élastique générale : austénite : martensite :	MPa	350 ⁽¹⁾ ; 150-300 ⁽⁷⁾ 80 ⁽¹⁾ ; 75 ⁽⁵⁾	400 ⁽¹⁾ ; 150-300 ⁽⁷⁾ 130 ⁽¹⁾	415 ⁽²⁾ ; 150-300 ⁽⁷⁾ 70 ⁽²⁾ ; 100-250 ⁽⁵⁾ ; 200 -800 ⁽⁶⁾
22	Limite de fatigue à 10 ⁶ cycles	MPa	270 ⁽⁶⁾	350 ⁽⁶⁾	350 ⁽⁶⁾
23	Limite plastique	MPa	600 ⁽¹⁾ ; 700-800 ⁽⁵⁾	500-800 ⁽¹⁾	700 ⁽²⁾ ; 800-1000 ⁽⁵⁾
24	Génération de contrainte de mémoire de forme sous déformation constante / "Recovery stress"/	MPa	550-650 ⁽⁴⁾	300-400 ⁽⁴⁾	500-900 ⁽⁴⁾
25	Déflexion de mémoire de forme sous contrainte constante / "Recovery deformation" /	%	3.5 ⁽⁴⁾	2.0 ⁽⁴⁾	8.0 ⁽⁴⁾
26	Amortissement (SDC)	%	30 ⁽⁷⁾	10 ⁽⁷⁾	15 ⁽⁷⁾
27	Anisotropie		15 ⁽¹⁾ , ⁽⁸⁾	12 ⁽¹⁾ ; 13 ⁽⁸⁾	2 ⁽⁸⁾
28	Phase-mère et type de rupture		B2- rupture transgranulaire /contrainte de glissement=200 MPa/ ⁽⁸⁾ ; DO ₃ -rupture intergranulaire /contrainte de glissement =600 MPa/ ⁽⁸⁾	DO ₃ - rupture intergranulaire /contrainte de glissement =200 MPa/ ⁽⁸⁾	B2- rupture transgranulaire /contrainte de glissement =100 MPa/ ⁽⁸⁾ ;
29	Dimension moyenne de grain	mm	~ 1-2 ⁽⁸⁾ ; 0.05-0.1 ⁽⁶⁾	~ 1-2 ⁽⁸⁾ ; 0.025-0.6 ⁽⁶⁾	0.01-0.02 ⁽⁸⁾
30	Tenue en corrosion		identique bronze-aluminium ⁽⁷⁾	identique bronze-aluminium ⁽⁷⁾	identique inox 300 ⁽⁷⁾
31	Prix relatif		0.5 ⁽⁵⁾	---	1.0 ⁽⁵⁾

Références

- [1] MIYAZAKI, S. and OHTSUKA, K.(1987). Copper-based Shape Memory Alloys, Shape Memory Alloys. Edit. H. Funakubo, Gordon and Bleach Publishers,Amsterdam, 116-172
- [2] WARAM, T. (1992). Actuators Design Using Shape Memory Alloys, T. Waram, Canada.
- [3] PATOOR, E. et BERVEILLER, M.(1990). Les alliages à memoire de forme", Hermès, Paris.
- [4] PROFT, J. and DUERIG, T.(1990). The Mechanical Aspects of Constrained Recovery, Engineering Aspects of Shape Memory Alloy, Edit. T.Duerig, Butterworth-Heinemann, 69-88.
- [5] SCHMIDT-MENDEM, P., REITH, H G. (1990). Application of Memory Alloys, GST Gesellschaft fur Systemtechnik mbH, Essen.
- [6] MELLOR B.G. (1989). Engineering Properties of Shape Memory Alloys", Proceedings of the course "The science and technology of Shape Memory Alloys", EEC-COMETT Barcelona, 334-394.
- [7] WEYNANT, E., BUFFARD, L., CHARBONNIER, P., LOURS, T.(1993). Emploi des AMF, Materiaux & Techniques, 6-7., 77-86.
- [8] MING, H. Wu (1990). Cu-based Shape Memory Alloys, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Edit. T..Duerig, Butterworth-Heinemann, 69-88.
- [9] CHARBONNIER, P. (1992). Influence des traitements thermiques sur le transformation martensitique d'un alliage a memoire de forme Cu-Zn-Al-Ni, These de doctorat, INSA, Lyon, France.
- [10] SPINNER, S. and ROZNER, A.G. (1968). Elastic Properties of NiTi as Function of Temperature, The Journal of Acoustical Society of America, 40-5, 1009-1016.
- [11] LEO, P.H., SHIELD, T.W., BRUNO, O.P. (1993) Transient heat transfer effects on the pseudoelastic behavior of shape-memory wires, Acta metall. mater., 41-8, 2477-2485.

ANNEXE B4

**Guide de Caractérisation des Alliages à Mémoire de Forme
(Annexe 4)**

Données utiles au calcul un actuateur ou un connecteur AMF

N°	Propriétés	Unités	Les données	
			présentées par le fournisseur d'AMF	présentées par le concepteur de l'actuateur
1	Densité	kg/m ³	+	
2	Résistivité électrique (A/M)	Ωm		+
3	Dilatation thermique (A/M)	°C ⁻¹		+
4	Conductivité thermique (A/M)	W/m °C		+
5	Chaleur spécifique (A/M)	J/kg °C		+
6	Coefficient d'échange thermique par convection ou par radiation	W/m ² °C W/m ² °C ⁴		+
7	Enthalpie de transformation	J/kg	+	
8	Températures de transformation As, Ms, Af, Mf	°C	+	
9	Hystérésis /As-Ms/ et étalement /Af-As/, /Ms-Mf/:	°C	+	
10	Température maximale d'utilisation	°C	+	
11	La pente dσ/dT	MPa /°C	+	
12	Génération des contraintes de mémoire de forme sous déformation constante	MPa	+	
13	Déflexion de mémoire de forme sous contrainte constante	%	+	
14	Déformation maximale : effet mémoire simple/ double sens	%	+	
15	Module d'élasticité (A/M)	MPa		+
16	Elongation à rupture	%		+
17	Limite plastique	MPa	+	

ANNEXE B5

Guide de Caractérisation des Alliages à Mémoire de Forme (Annexe 5)

Traitement thermique élémentaire

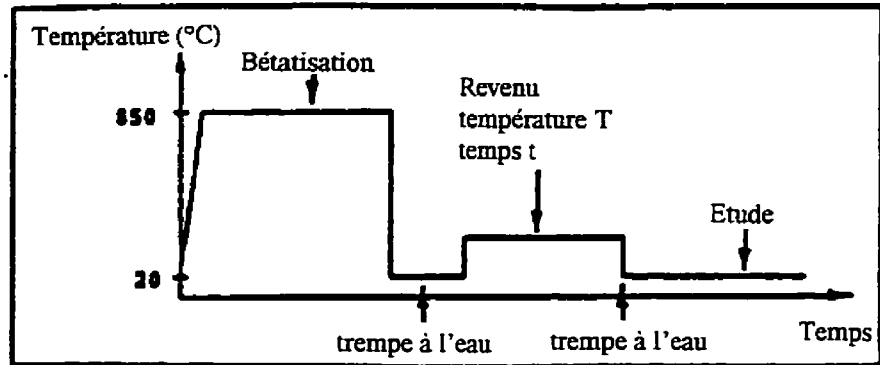


Figure B5 1. Exemple de traitement thermique pour un alliage à mémoire de forme Cu-Zn-Al [1].

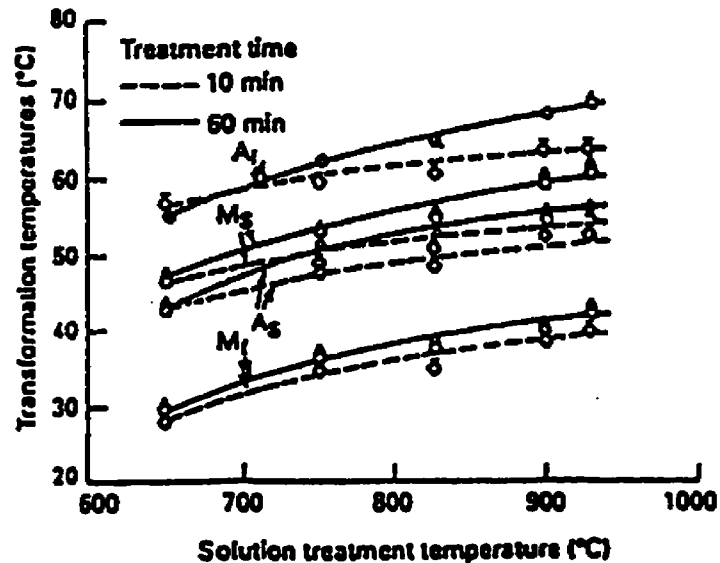


Figure B5 2. Évolution des températures de transformation en fonction de la température d'homogénéisation pour un alliage Cu-20.6%Zn-0.1%Al [2].

Trempe et revenu

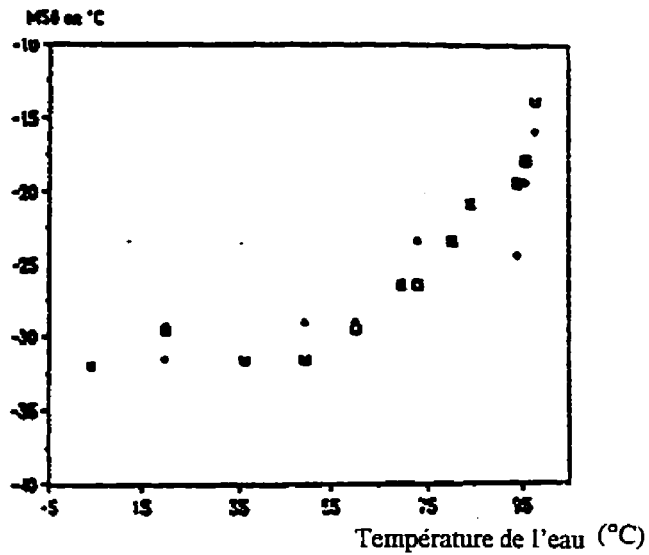


Figure B5 3. Températures de transition M_{50} obtenues en fonction de la température du milieu de trempe [1].

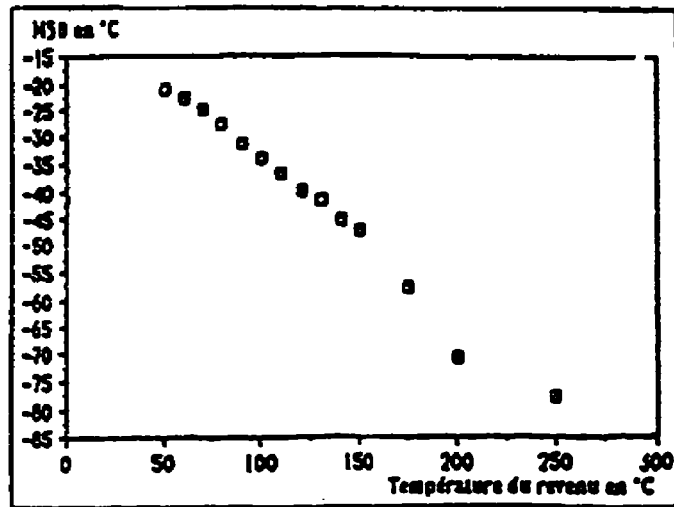


Figure B5 4. Évolution de la température M_s avec la température du revenu [1].

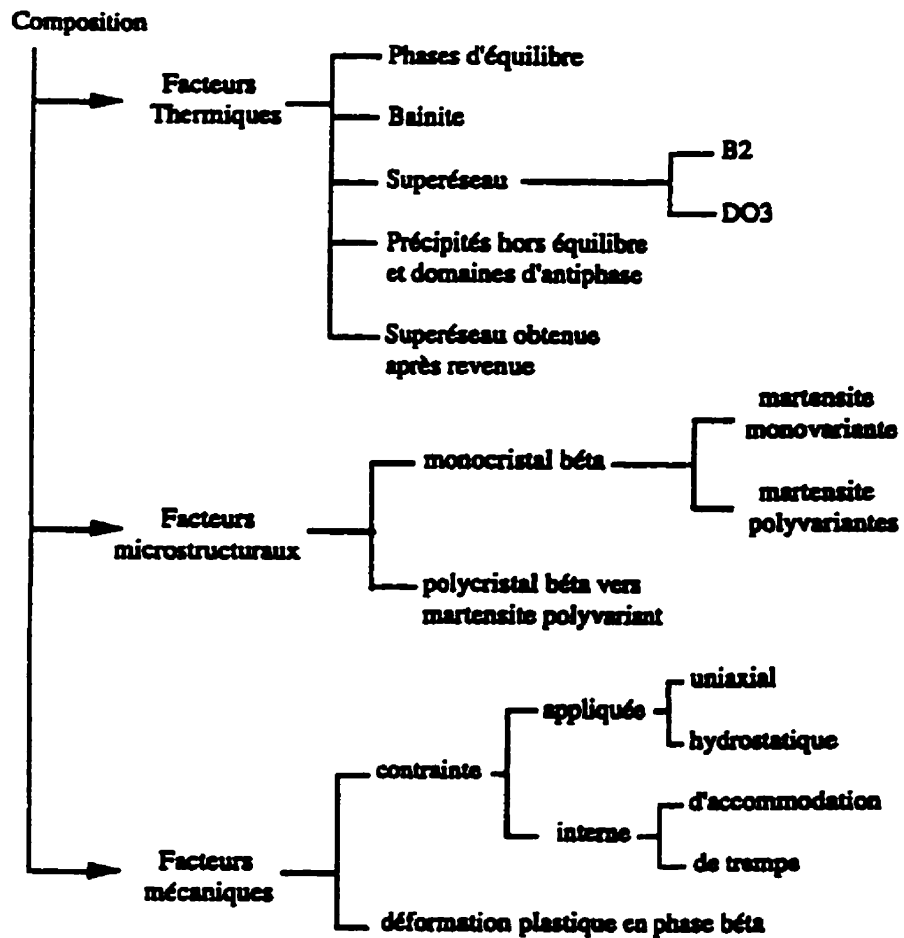


Figure B5 5. Principaux facteurs influençant la température de transformation de l'alliage Cu-Zn-Al pour une composition chimique fixée [3].

Tableau B5 1. Influence sur la température de transition de trempes après un revenu

Refroidissement	eau 3°C	eau 20°C	air 25°C
M50	-70.5	-68	-50.5

Tableau B5 2. Influence sur la température de transformation des conditions du traitement thermique.

Température (Ms) ou l'enthalpie (ΔH) de transformation	Température d'homogénéisation $T\beta$	Vitesse de trempes Vtr	Température du revenu Tr	Vitesse de trempes après un revenu
↗	↗	↘	↘	↘
↘	↘	↗	↗	↗

Température d'homogénéisation $T\beta \in [T1, T2]$; $T1 < T2$

$T1$ - température limite de stabilité de la phase β

$T2$ - température inférieure de 10 à 15°C à la température de fusion de l'alliage

** croissance rapide des grains si $T\beta$ et $\tau\beta \nearrow$*

Vitesse de trempe $Vtr \in [V1, V2]$; $V1 < V2$

$V1$ - vitesse maximale avant de croissance rapide de lacune de trempe

$V2$ - vitesse limite de stabilité de la phase β

** stabilisation de martensite si température du milieu de trempe $Ttr < Mf$*

Température du revenu $Tr \in [T1, T2]$; $T1 < T2$

$T1$ - température minimale de mise en ordre

$T2$ - température limite de stabilité de la phase β

** précipitation si Tr et $\tau \nearrow$*

Références

- [1] CHARBONNIER, P. (1992). Influence des traitements thermiques sur le transformation martensitique d'un alliage a memoire de forme Cu-Zn-Al-Ni, These de doctorat, INSA, Lyon, France.
- [2] MING, H. Wu (1990). Cu-based Shape Memory Alloys, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys. Edit. T..Duerig, Butterworth-Heinemann, 69-88.
- [3] PATOOR, E. et BERVEILLER, M. (1990). Technologie des alliages à mémoire de forme, Hermès, Paris, 288.

ANNEXE B6

Guide de Caractérisation des Alliages à Mémoire de Forme

(Annexe 6)

Essai DSC (calorimétrie différentielle à balayage)[1, 2]

1. Définition

Un essai DSC ("differential scanning calorimetry") est souvent utilisé afin de caractériser un polymère, un métal ou tout autre type de matériau. L'appareil de DSC chauffe ou refroidit le spécimen à des températures désirées et mesure le flux de chaleur généré par ce dernier par comparaison avec un échantillon témoin. Il s'agit ici de déterminer le début de la transformation martensitique et austénitique d'un alliage AMF traité thermiquement. En chauffant et en refroidissant un échantillon AMF dans un intervalle de températures adéquat, on peut déterminer les températures de changement de phases et la chaleur latente de transformation.

Pour obtenir des courbes et des résultats adéquats, il faut choisir un échantillon de bonne qualité, avec un poids approprié, et prendre certaines précautions particulières lors de sa préparation.

2. Procédure expérimentale

Étapes de mise en marche

A titre d'exemple on a choisi un appareil de DSC v 4.0 de DuPont. La résolution de cet appareil est $\sim 10 \mu\text{V}$ et la sensibilité calorimétrique $\sim 200 \text{ mV/W}$. La résolution en température est 0.1 K et la zone de balayage va de 100 à 850 K. Il s'agit des valeurs ordinaires pour les appareils DSC commerciaux. Dans un premier temps, voici les étapes qui permettent de réaliser le test DSC v4.0. D'une façon générale, ces étapes informent au niveau de la marche à suivre et donnent certains conseils pour réussir un essai de DSC avec des échantillons AMF. La procédure de mise en marche de la DSC a été rédigée dans le but de faciliter le travail des nouveaux usagers. Dans un second temps, les particularités de l'essai spécifique pour les AMF seront décrites.

Première étape : choix de l'échantillon

Masse de l'échantillon

Afin de maximiser les capacités de l'appareil, on choisit un échantillon de poids variant entre 17mg et 130 mg. Dans notre cas, l'expérience a été effectuée sur un spécimen d'environ 109 mg.

Qualité de l'échantillon

Pour ne pas fausser les résultats, il est favorable de couper un échantillon directement à partir du matériau désiré à l'aide d'un outil, de préférence une scie ou une pince. Par la suite, il s'agit de poncer la paroi usinée avec un papier sablé fin (Grade 400) de façon à éliminer ou du moins, à diminuer les contraintes résiduelles. Ces contraintes peuvent fausser les résultats et rendre difficile la lecture du graphique de sortie. De plus, il est préférable de manipuler l'échantillon avec les pinces prévues à cette fin, et non avec les doigts.

Si vous devez effectuer un traitement thermique sur un matériau, il est préférable de traiter un gros échantillon et de le couper par la suite, plutôt que d'effectuer le traitement thermique sur le petit spécimen destiné à la DSC.

Deuxième étape : début de la DSC

Débutez la DSC

Une fois la masse de l'échantillon connue, placez le dans un petit gobelet à l'intérieur de la cavité, sur la surface surélevée. Ensuite, ajoutez un autre gobelet (référence) identique au premier sur la surface voisine. Déposez par la suite le capuchon. Employez le capuchon perforé si vous désirez utiliser la cloche de verre ou celui non perforé, destiné à l'azote.

Déposez l'autre capuchon et boulonnez la cloche de verre ou agrafez la couvercle noir selon l'essai et les températures d'opération.

Sur l'appareil et sur la bonbonne d'azote, assurez-vous que les boutons sont dans les positions suivantes:

Appareil : Sur la bonbonne d'azote :

MODE : DTA SWITCH : ON

SENSITIVITY : 1X HEATER : 3

DERIVATIVE : OFF RATE : HIGH

CELL : DSC

Troisième étape: principales fonctions du logiciel

Marches à suivre.

Premièrement, mettre en marche l'ordinateur et l'écran. Faites **F1 START TA SYSTEM** pour débiter l'analyse thermique. Appuyez sur **F11**, ensuite sur **F1 GET NEW PROGRAM** et sélectionnez le lecteur C. Sachez que les touches **ESC**, **F11** et **F12** sont accessibles en tout temps. Pour une DSC, choisir DSC-4.0 avec le curseur et appuyer sur **ENTER**. Faites **F11**, **F4 GOTO EXPERIMENT PARAMETER**. Dès lors, plusieurs options sont disponibles.

Si vous appuyez sur **F1 SAMPLE INFO**, vous pouvez décrire votre spécimen :

Sample : Identifier l'échantillon.

Size : poids de l'échantillon.

Save Data File ? Yes

Data filename : a:essai1.001

(Si sauvegarde des données) (Fichier de sauvegarde)

Si vous sélectionnez **F2 GOTO METHOD EDITOR**, une panoplie de fonctions sont offertes. Par exemple, **F1 EDIT** permet de visualiser la méthode désirée et de changer les paramètres au besoin. N'oubliez pas de faire **F5 SELECT METHOD**.

Appuyez sur **ESC** une fois. Le menu précédent est offert. Assurez-vous que **SELECT MODULE** est approprié en appuyant sur **F5** :

Selection : 1

Maximum number : 3

Store signal B ? No

Faites **ESC** à nouveau et lorsque que tout est sous contrôle, appuyez sur **F1 START**. Le programme est maintenant en marche. Vous pouvez toujours visualiser la courbe grâce à **F5 GOTO REALTIME PLOT** et choisir les options voulues.

Lorsque l'essai est terminé, faites **F2 STOP**, **F11** et **F2 STOP PROGRAM**.

Pour revoir un ancien fichier, faites **F11** puis **F1 START PROGRAM**. Entrez le nom du fichier et appuyez sur **F8 ACCEPT THIS FORM**. Choisissez ensuite les options appropriées.

Pour imprimer le graphique sur la table traçante, faites **F4 GOTO HARD COPY** et par la suite **F1 PLOTTER**.

Si vous désirez plus d'information, consultez le manuel mis à votre disposition qui s'intitule: Operator's manual de la compagnie DuPont.

3. Procédure expérimentale spécifique aux AMF

Au cours de la procédure expérimentale, toutes les étapes ainsi que toutes les recommandations citées à la section précédente ont été suivies .

Ici, un échantillon AMF de 109 mg a servi à l'essai de la DSC.

La méthode choisie s'intitule AMF et se décrit comme suit:

- 1 Data Storage: OFF
- 2 External Event: 1
- 3 Equilibrate at -10.00 °C
- 4 Isothermal for 1.00 min
- 5 External Event: 0
- 6 Data Storage: ON
- 7 Ramp 10.00 °C/min to 60.00 °C
- 8 Isothermal for 1.00 min
- 9 External Event: ON
- 10 Equilibrate at -10.00 °C
- 11 Data Storage: OFF

12 External Event: OFF

Pour bien connaître le début et la fin de la transformation martensitique et austénitique, la zone de température choisie varie de $-10.0\text{ }^{\circ}\text{C}$ à $60\text{ }^{\circ}\text{C}$. L'utilisation de l'azote comme refroidisseur est donc de mise (External Event).

4. Analyse des résultats

Les résultats obtenus dans un essai de DSC sont présentés à la figure 1. Sur ce graphique, la température apparaît en abscisse et le flux de chaleur en ordonné. Les températures de début et de fin de chaque phase (martensitique, austénitique) peuvent être lues sur le graphique, ainsi que le flux de chaleur généré durant le changement de phase. Les résultats du tableau 1 ont été tirés de cette figure.

PHASE	TEMPÉRATURE ($^{\circ}\text{C}$)
Martensite Start Ms	19
Martensite Finish Mf	-9
Austénite Start As	5
Austénite Finish Af	29

Tableau B6 1. Résultats d'un essai de DSC.

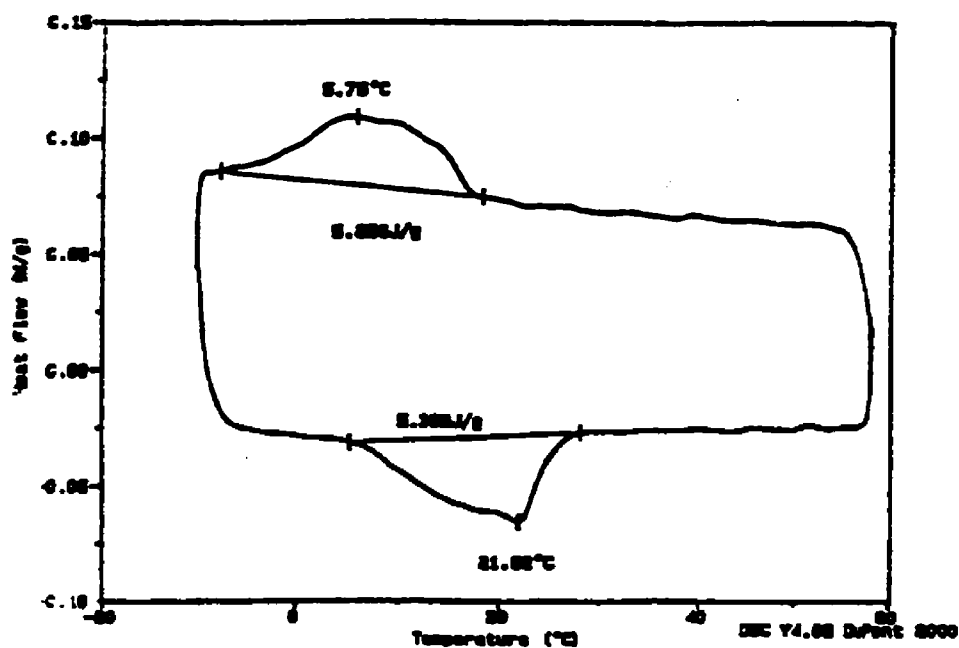


Figure B6 1. Courbe DSC pour un échantillon d'alliage Cu-Zn-Al.

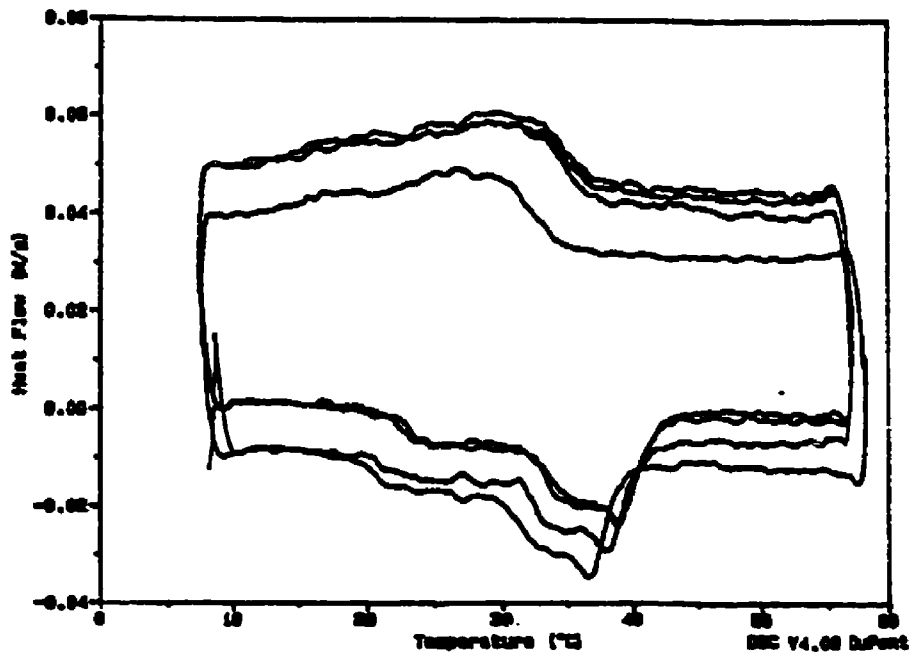


Figure B6 2. Courbe DSC pour un échantillon d'alliage Cu-Zn-Al (cyclage thermique).

Remarques

- Nous avons les valeurs d'énergie différentes pour le processus de transformation directe et inverse (figure 1). Cette fluctuation peut être provoquée par évolution de calibration d'appareil en situation dynamique ($\partial T/\partial \tau \neq 0$).

Il faut aussi noter que les premiers cycles thermiques modifient les températures de transition dues à un processus de mise en ordre d'un alliage après traitement thermique (figure 2).

Références

- [1] LAFOND, P. (1994 avril). Réalisation d'échantillons polymériques renforcés de fibres AMF, Projet de fin d'études, Département de génie mécanique, École Polytechnique de Montréal.
- [2] TERRIAULT, P. (1993 juillet) Note sur l'utilisdaton de la DSC, Rapport interne, Département de génie mécanique, École Polytechnique de Montréal.

ANNEXE B7

Guide de Caractérisation des Alliages à Mémoire de Forme

(Annexe 7)

Essais de traction

1. Introduction

Le but de cette annexe est d'illustrer un certain nombre de difficultés rencontrées lors de la réalisation d'essais mécaniques de traction avec les alliages à mémoire de forme. Certains problèmes sont généraux dans ce sens qu'ils se posent pour n'importe quel matériau, mais ils problèmes peuvent être souvent accentués pour les AMF. D'autres problèmes sont plus particuliers et ne se posent que pour les AMF.

2. Procédure expérimentale

Lors des manipulations, les essais de caractérisation des AMF sont effectués à l'aide de la machine de traction JJ. Il s'agit d'un système universel et classique l'analyse thermomécanique (TMA) muni d'une gamme de cellules de force Omnitronix : 0.5, 1.0, 2.0, 5.0 et 10.0 kN.

Le déplacement peut être enregistré dans ce système soit à l'aide du capteur de déplacement de traverse de la machine, soit à l'aide d'un extensomètre. Étant donné que des changements brusques des caractéristiques mécaniques d'un alliage AMF lors du changement de phase peuvent fausser les résultats d'essai, il est fortement recommandé d'utiliser un extensomètre longitudinal analogique.

Pour les essais réalisés à des températures différentes, une enceinte thermique est utilisée. Cette enceinte entoure complètement le montage. Le capteur de température est fixé sur les échantillons analysés. Le conditionneur MTS (modèle 408.82DC) est employé comme un intermédiaire entre la machine de traction et le système d'acquisition de données en base de PC IBM 486.

La machine peut être opérée en trois modes différents :

- déplacement contrôlé (charge et décharge) ;
- force contrôlée (charge et décharge) ;
- condition complexes : chargement avec un déplacement contrôlé et déchargement avec une force contrôlée (ou inversement).

3. Difficultés rencontrées

Dans certaines conditions, les données expérimentales ne correspondent pas à la réalité. Les difficultés que l'on peut rencontrer sont suivantes.

- Glissement dans les mors (essai sans extensomètre; le capteur de déplacement est relié à la traverse de la machine de traction). Bien que le changement de volume associé avec un changement de phase soit relativement petit (de la phase-mère à la martensite, $\Delta V/V=0.08$ dans un alliage Cu-Zn-Al), les déformations importantes peuvent provoquer un relâchement de serrage au niveau des mors (fig. 1).
- Jeu et friction dans un montage expérimental (fig. 2 et 3).
- Glissement les lames de l'extensomètre par rapport à l'échantillon analysé (fig. 4).

- Déformation permanente subie par une éprouvette à la suite d'un test de traction. Ces courbes ne devront pas être exploitées et l'échantillon doit être soumis à des traitements thermiques afin de renouveler l'effet mémoire de forme.
- Imperfection du système d'acquisition de données qui confère à nos courbes une allure en dents de scie. Le décalage entre la vitesse du système d'acquisition qui est assez élevée (par exemple 20 Hz) et les vitesses de chargement-déchargement (1 à 3 mm/min) est à l'origine de cette fluctuation du signal. L'utilisation d'un programme de lissage faciliterait la préparation des données pour le logiciel KRIGAMF.

4. Précautions

- Bien que l'utilisation d'un extensomètre permette de s'affranchir des erreurs occasionnelles lorsque l'on prend pour référence le déplacement de la traverse (déformation de bâti, glissement dans les mors, etc.), il est nécessaire d'effectuer un bon serrage de l'échantillon contre les lames de l'extensomètre afin d'éviter le glissement de l'extensomètre par rapport à l'échantillon analysé. Cet effet peut être assez prononcé à cause des grandes valeurs des déformations mesurées comparé aux métaux classiques (surtout dans un domaine superélastique). Afin de minimiser les risques de glissement de l'extensomètre et de rupture de l'échantillon au niveau des mors, les déformations maximales imposées doivent être de l'ordre de 1.5 à 2 % avec le matériel disponible à l'École Polytechnique. Par ailleurs, le glissement de l'extensomètre peut aussi être provoqué par l'inertie du système à des vitesses élevées (plus que 5 mm/min). La vitesse d'essai donc doit être limitée surtout si chaque essai

consiste une suite de boucles croissantes ou si l'on impose à l'échantillon des chargements et déchargements complexes.

- Si l'on effectue des essais à l'état martensitique ou composé ($M_f < T < A_f$), après chaque essai il est nécessaire de faire un revenu pour faire disparaître la déformation résiduelle quasi-permanente (mémoire de forme).
- Si l'on change les températures des essais, il faut attendre pour que la température se stabilise, De plus, chaque type d'essai doit être mené jusqu'à stabilisation des cycles imposés, c'est-à-dire jusqu'à ce que ceux-ci soient reproductibles.

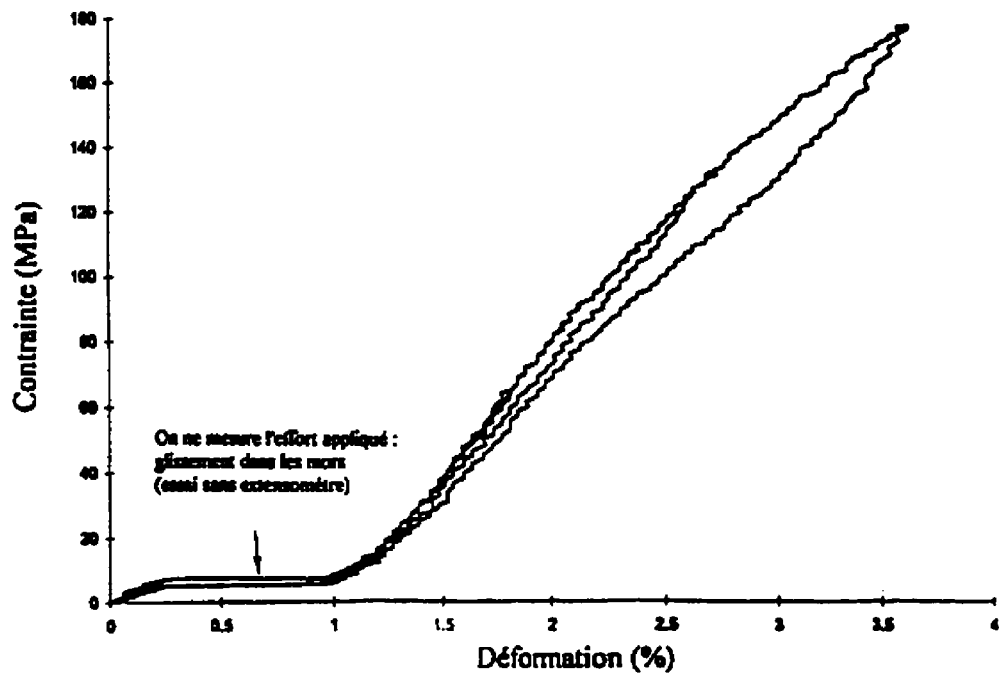


Figure B7 1. Essai de traction à 51°C pour un alliage Cu-Zn-Al à l'état superélastique.

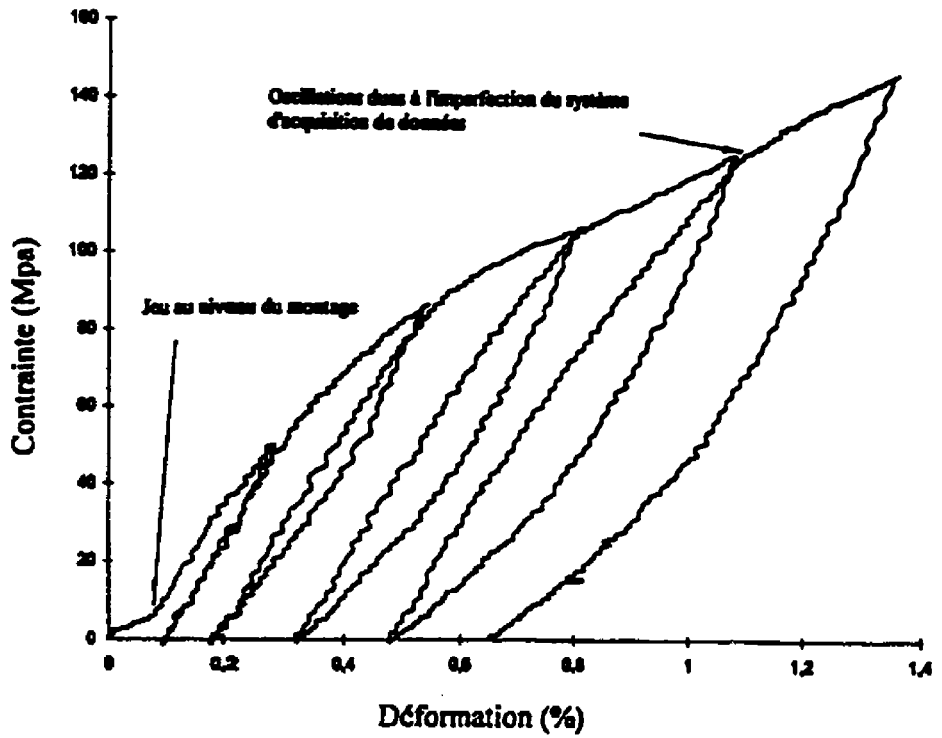


Figure B7 2. Essai de traction à 24°C pour un alliage Cu-Zn-Al à l'état caoutchoutique.

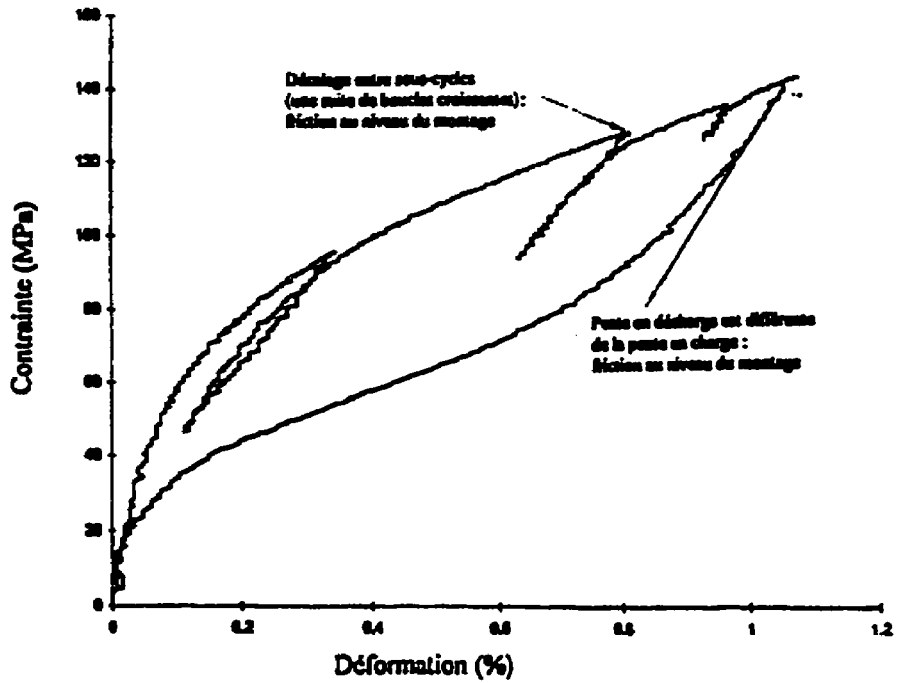


Figure B7 3. Essai de traction à 24°C pour un alliage Cu-Zn-Al à l'état superélastique.

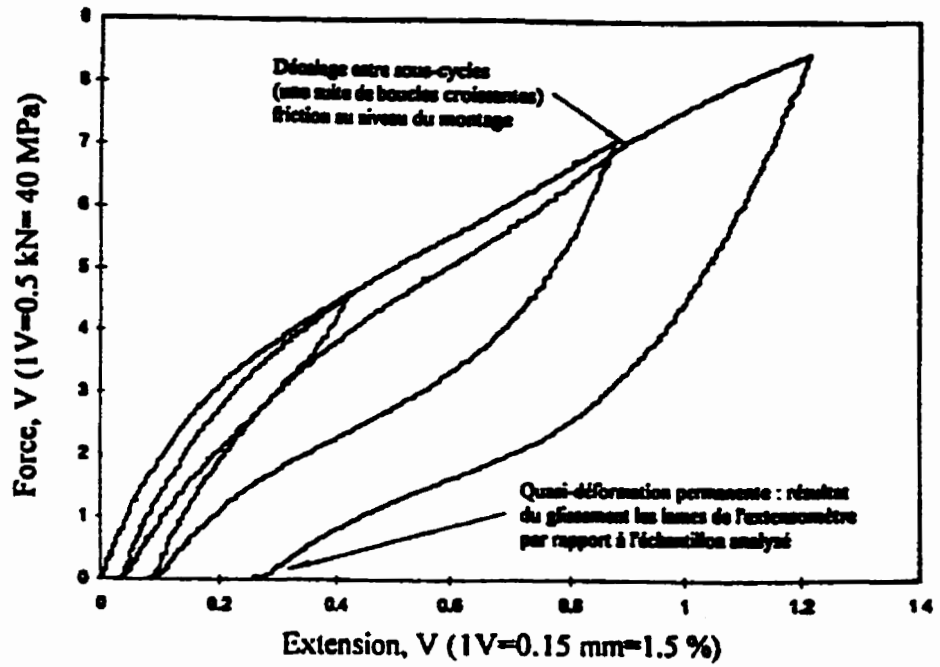


Figure B7 4. Essai de traction à 36.4°C pour un alliage Cu-Zn-Al à l'état superélastique.

ANNEXE C

Hypothèses sur le matériau

Les hypothèses qui découlent du modèle biplanaire, sont les suivantes:

1. Le critère à savoir si le matériau est en chargement ou en déchargement est le suivant: si la déformation martensitique tend à augmenter, c'est un chargement, si elle tend à diminuer, c'est un déchargement, et ce indépendamment du changement de déformation totale.
2. Le matériau à mémoire de forme utilisé peut être approximé par un modèle linéaire par palier.
3. Les chargement et déchargement en température dans un AMF partiellement transformé se font selon le modèle KRIGAMF basé sur des surfaces construites à partir de courbes génératrices aux origines isodéformation martensitique. Ce raisonnement est motivé par les termes d'énergie mécaniques et thermiques de la transformation martensitique pour recréer des états énergétiques de déformations équivalents lors d'une variation de température.
4. La connaissance de la pente de transformation $\partial\tau/\partial T$ et d'une courbe de cisaillement τ - γ sur le matériau permettent de prévoir le comportement mécanique, pour toutes températures supérieures à M_s dans la plage de température du problème, à partir de la relation de Clausius-Claperon.

5. La courbe τ - γ peut être estimée, à la suggestion de Gillet[1], à partir de la courbe σ - ϵ selon le critère proposé par El Amrani[2]. L'essai de traction peut être remplacé par un essai de cisaillement pur ou de torsion pure et un calcul inverse afin d'obtenir la courbe τ - γ . La courbe τ - γ peut, à la rigueur, être évaluée par calcul inverse à partir de la courbe déflexion-force d'un ressort hélicoïdal. L'essai choisi est effectué à une température T raisonnablement plus élevée que A_f pour avoir une courbe superélastique complète (ou partielle avec une déformation que l'on considère maximale pour l'application ou pour ne pas endommager le matériau). Plus le matériau a un comportement complexe en température, plus d'essais seront nécessaires à le caractériser correctement et plus le modèle non-linéaire KRIGAMF sera nécessaire.
6. Les phases en jeu lors de la transformation martensitique sont les mêmes sur toute la plage de température considérée ou la différence de comportement entre ces phases différentes est négligeable.
7. Dans un premier temps, le taux de martensite transformé est considéré comme une fonction linéaire de la température. Au besoin, la méthode de Strotsky[3] sera utilisée sur la courbe de DSC pour obtenir plus de précision entre A_s et A_f . Cela influence seulement les résultats entre A_s et A_f pour la force développée en fonction de la température. Il n'y a pas d'influence sur les résultats pour les $T > A_f$.
8. Les effets dynamiques sont négligés
9. La déformation martensitique obtenue par induction de martensite sous contrainte est équivalente à la déformation martensitique obtenue par réorientation de variantes dans

le matériau thermiquement transformé sans contrainte[4]. De cette façon on peut simuler la déformation pseudopermanente de réorientation de variantes autoaccomodantes rencontrée à des températures $T < M_s$ en la remplaçant par de la déformation pseudopermanente obtenue lors de déformation par induction de variantes privilégiée sous contrainte à une température $T=A_s$ qui ne permet pas un retour vers la phase-mère.

10. Le modèle ne tient pas directement compte de l'évolution du matériau dans le temps. Le modèle donne des propriétés instantanées.
11. Les échantillons utilisés pour la caractérisation ont une histoire thermomécanique équivalente à celle du ressort modélisée.

Références

- [1] GILLET, Y. (1994). Dimensionnement d'élément simple en alliage à mémoire de forme, Thèse de doctorat, Université de Metz, France.
- [2] EL AMRANI, M., BENSALAH, M.O., PATOOR, E., EBERHARDT, A. et BERVEILLER, M. (1993) Détermination des surfaces de début et de fin de transformation pour un alliage à mémoire de forme", Actes du Premier Congrès Marocain de Mécanique, Rabat (Maroc), avril 1993.
- [3] SKROTZKI, B. (1991 NOV.). The course of the volume fraction of martensite vs temperature function $M_x(T)$, J. Phys IV C4, 1.
- [4] CHRISTIAN, J.W. (1982) Deformation by moving interface, Metallurgical Transaction A, 13A, 509-538.

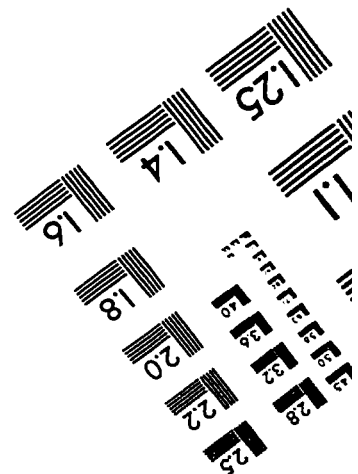
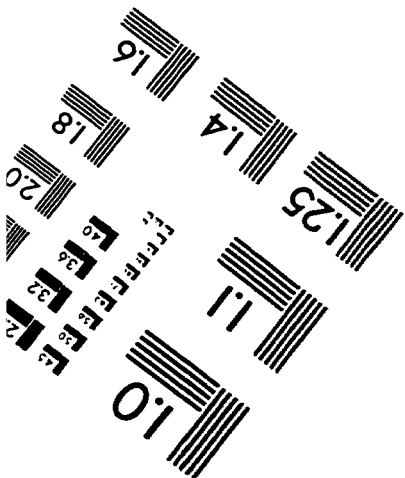
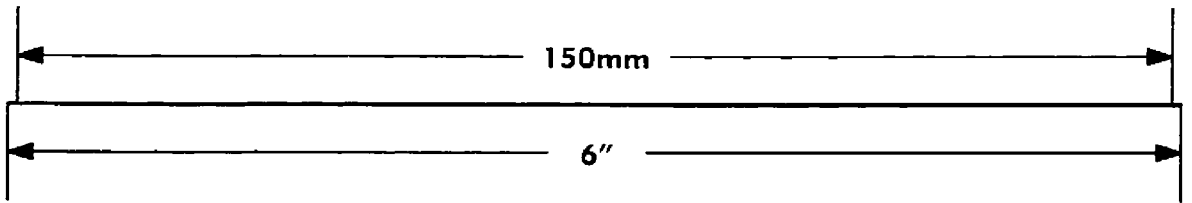
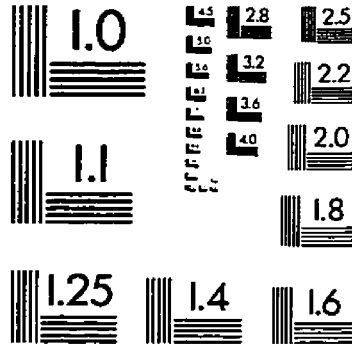
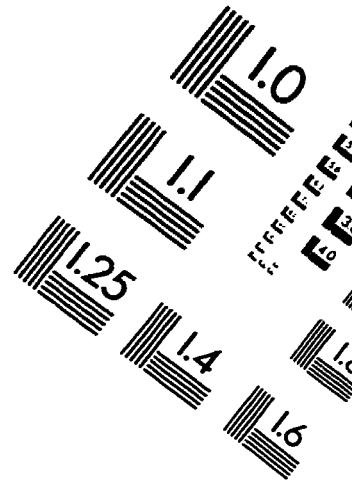
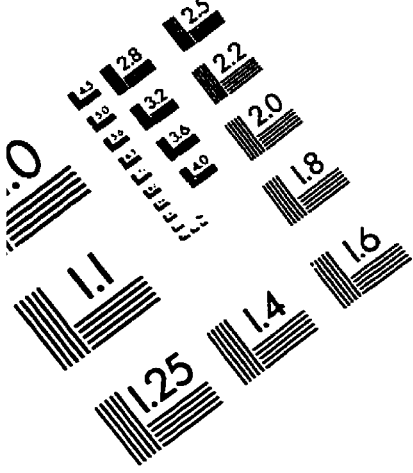
ANNEXE D

Aspects supplémentaires et hypothèses simplificatrices

pour le calcul de ressort hélicoïdal:

1. La dilatation thermique d'un ressort est considérée volumique, et donc: a) ne fait pas varier son facteur de forme; b) n'implique pas de déformation de torsion sur les spires; c) a une composante axiale correspondante à son coefficient de dilatation linéique. Ce qui la rend négligeable pour les matériaux métalliques, face aux déflexions du ressort.
2. Si la dilatation thermique est tenue en compte, la déflexion constante du ressort n'équivaut pas à une déformation constante de la section du fil composant ce ressort. Une température de référence doit être fixée de façon à calculer la géométrie ou la déflexion équivalente.
3. Si l'on veut ajouter une force initiale sur le ressort, elle doit être ajoutée à une température supérieure à M_s . Autrement, on doit modéliser le comportement non-linéaire caoutchoutique et des données expérimentales sont nécessaires en plus d'outils mathématiques plus poussés tel le krigeage.
4. L'effet de la masse du ressort sur lui même est en premier lieu négligé. Si l'on veut tenir compte de la force exercée par la masse du ressort sur lui-même, des calculs intermédiaires sur différentes spires selon la force exercée localement par la masse du ressort seraient nécessaires avant d'assembler les résultats.
5. Dans un premier temps, la température est considérée constante dans le matériau. Donc le mode et la vitesse de chauffage n'est pas considéré.
6. La possibilité de flambement n'est pas considérée du fait que le ressort peut être monté sur appui.
7. Il n'y a pas de possibilité de rotation de la tête du ressort dû à la friction des appuis.

TEST TARGET (QA-3)



APPLIED IMAGE, Inc
1653 East Main Street
Rochester, NY 14609 USA
Phone: 716/482-0300
Fax: 716/288-5989

© 1993, Applied Image, Inc., All Rights Reserved