



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO  
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**CARACTERIZAÇÃO TERMOELÁSTICA DE ATUADORES  
HELICOIDAIS DA LIGA Cu-Zn-Al COM MEMÓRIA DE  
FORMA**

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE  
PERNAMBUCO PARA OBTENÇÃO DO GRAU DE  
MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

AUTOR: CARLOS AUGUSTO DO NASCIMENTO OLIVEIRA  
ORIENTADOR: Prof. Dr. CEZAR HENRIQUE GONZALEZ

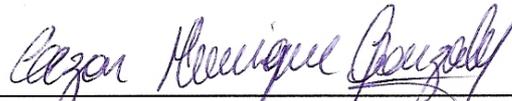
RECIFE, 28 DE FEVEREIRO DE 2007

“CARACTERIZAÇÃO TERMOELÁSTICA DE ATUADORES HELICOIDAIS DA LIGA Cu-Zn-Al COM MEMÓRIA DE FORMA”.

CARLOS AUGUSTO DO NASCIMENTO OLIVEIRA

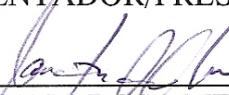
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: MATERIAIS E FABRICAÇÃO  
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO  
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA/CTG/EEP/UFPE



---

Prof. Dr. CEZAR HENRIQUE GONZALEZ  
ORIENTADOR/PRESIDENTE



---

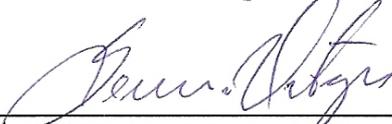
Profa. Dra. ANA ROSA MENDES PRIMO  
COORDENADORA DO CURSO

BANCA EXAMINADORA:



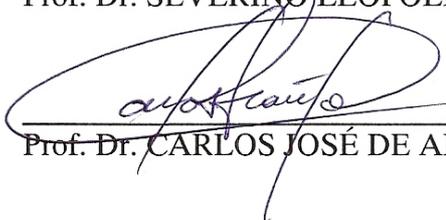
---

Prof. Dr. CEZAR HENRIQUE GONZALEZ (UFPE)



---

Prof. Dr. SEVERINO LEOPOLDINO URTIGA FILHO (UFPE)



---

Prof. Dr. CARLOS JOSÉ DE ARAÚJO (UFCG)

**O48c****Oliveira, Carlos Augusto do Nascimento.**

Caracterização termoelástica de atuadores helicoidais da liga Cu-Zn-Al com memória de forma / Carlos Augusto do Nascimento Oliveira.  
- Recife: O Autor, 2007.  
x, 73 folhas, il : figs., tabs., gráfs.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco.  
CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2007.

Inclui Bibliografia e Anexos.

1. Engenharia Mecânica. 2. Molas helicoidais. 3. Efeito memória de forma. 4. Transformações martensíticas. 5. Atuadores inteligentes. I. Título.

**UFPE****621****CDD (22. ed.)****BCTG/2008-083**

## AGRADECIMENTOS

Agradeço à Deus por me permitir saúde, força de vontade e perseverança abrindo as portas certas Durante o desenvolvimento deste trabalho.

Agradeço ao professor Cezar Gonzalez pela orientação, o incentivo e a paciência durante estes dois anos.

Aos meus pais Eliane e Gilberto, a meus irmãos Anderson e Jacqueline, a meu cunhado Roberto e minha namorada Erica Laurentino que durante estes dois anos me deram apoio, confiança, alto estima e acima de tudo amor.

Agradeço ao Professor Severino Urtiga pela ajuda durante as pesquisas e por ceder seu laboratório e equipamentos para a realização dos experimentos.

Agradeço aos professores do curso de pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFPE.

Aos meus amigos Dalmo Pereira, Pablo Guimarães, Rogério Queiroz e Heronilton por terem sido os primeiros a me incentivarem a iniciar o mestrado.

Agradeço aos meus amigos de curso Orlando Rocha, Euclides Pina, João Luiz, Paulo Carvalho, Fernando Ramos e Salomão.

Agradeço aos alunos de iniciação científica Marrison Gabriel e Júlio Saldanha pela ajuda nas atividades exercidas durante os experimentos.

A CAPES pela bolsa de mestrado.

## RESUMO

O advento dos materiais inteligentes ocorreu devido à crescente corrida tecnológica com a introdução de novas técnicas para o desenvolvimento de novos materiais capazes de proporcionar a produção de dispositivos heterodoxos resultando em melhorias funcionais aliadas a miniaturização e simplificação. Esses dispositivos desenvolvidos a partir desses novos materiais são disponibilizados como sensores, atuadores, aplicações na medicina, odontologia, robótica, etc.. Entre esses materiais denominados inteligentes destacam-se as ligas com efeito memória de forma, que podem sob determinadas condições apresentar recuperação de forma quando submetidas a alterações na temperatura ou tensão. Este fenômeno denominado efeito memória de forma (EMF) possibilita a utilização desses materiais como sensores ou atuadores inteligentes.

O objetivo principal desse trabalho consiste na caracterização de atuadores na forma de molas helicoidais produzidas através da conformação de fios de uma liga de Cu-Zn-Al com efeito memória de forma . A caracterização dessas molas foi realizada através da análise da deformação termoelástica, das temperaturas críticas de transformação, histerese térmica e do rendimento do efeito memória de forma. O principal interesse nos atuadores utilizados como molas helicoidais reside no grande deslocamento linear e na capacidade de carga proporcionado pelo efeito memória de forma que permite a realização de trabalho quando submetido a diferentes condições de temperaturas e tensões.

A caracterização desses atuadores na forma de molas helicoidais objeto desse trabalho de pesquisa foi desenvolvida a partir da conformação dos fios da liga Cu-Zn-Al seguida de um procedimento termomecânico de treinamento ou educação realizado com o auxílio de uma máquina de ensaio de tração sob carregamento constante aperfeiçoada no Laboratório de Materiais Inteligentes do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE. Nesses ensaios foram obtidas as temperaturas críticas de transformação em cada ciclo térmico e observou-se o comportamento do efeito memória de forma dos atuadores quando submetidos a diferentes carregamentos. Dentre os principais resultados foi observada a decalagem das curvas tensão versus deformação devido ao processo de reorientação das plaquetas de martensita e ao acúmulo de deformação plástica produzida durante os ciclos térmicos. A deformação plástica induz a redução do efeito memória de forma quando grandes cargas são aplicadas. As molas submetidas a menores cargas apresentaram melhores rendimentos do que aquelas molas submetidas às cargas maiores.

**Palavras chaves:** Molas helicoidais, Efeito memória de forma, Transformações martensíticas, Atuadores inteligentes.

## ABSTRACT

The development of smart materials came from the increasing necessity of responses with the introduction of new technologies which allowed the design of new materials capable to produce simple devices resulting in functional improvements allied with miniaturization. These devices developed from these smart materials are manufactured as sensors and actuators applied in medicine, odontology, mecatronics, etc. Among these materials named smart we have the shape memory alloys which can present shape recovery when submitted to stress and temperature intervals. This behavior called shape memory alloy (SMA) allows the building of devices as sensors and actuators.

The main aim of this work is the characterization of helical spring actuators manufactured by the mechanical conformation of wires produced using a CuZnAl shape memory alloy. The characterization of these spring actuators was performed through the thermoelastic deformation analyses, critical temperatures intervals, thermal hysteresis and the shape memory effect efficiencies. The interest in actuators used as helical springs is in the linear displacement and the load capacity provided by the shape memory effect allowing the production of work when submitted to different conditions of stress and temperature.

The characterization of helical spring devices object of this work of research was performed from the conformation of CuZnAl wires followed by a suitable procedure of education or training assisted by a tension tester machine with a constant loading developed in the Smart Materials Laboratory of Mechanical Engineering Department of UFPE. In these tests were evaluated the critical temperatures of transformations in each thermal cycle and observed the actuators shape memory behavior when submitted to different loadings. Among the main results was observed a shift in the tension-deformation curves due to the reorientation of the martensitic platelet and the amount of plastic deformation produced during the thermal cycles. The plastic deformation reduces the shape memory effect response when large loads are applied. The springs submitted to small loads presented better efficiencies when compared with those submitted to larger loads.

**Key-words:** Helical springs, Shape memory effect, Martensitic transformations, Thermoelastic deformation, Smart actuators.

# ÍNDICE

<b>1. INTRODUÇÃO</b>	1
<b>2. OBJETIVO</b>	3
2.1 Objetivo geral	3
2.2 Objetivo específico	3
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	4
3.1 Histórico	4
3.2 Efeito memória de forma	5
3.3 Transformação martensítica	6
3.3.1 Pontos críticos das transformações martensíticas	7
3.3.2 Tipos de transformações martensíticas	9
3.3.2.1 Transformação martensítica tipo Burst	9
3.3.2.2 Transformação martensítica tipo atérmica	9
3.3.2.2 Transformação martensítica tipo termoelástica	9
3.4 Propriedades termoelásticas das transformações martensíticas	11
3.4.1 Efeito memória de forma Simples	11
3.4.2 Efeito memória de forma Reversível	12
3.4.3 Comportamento Superelástico	13
3.5 Degradação do efeito memória de forma	14
3.6 Aplicações como atuadores inteligentes	15
3.7 O sistema Cu-Zn	21
3.8 Molas helicoidais	23
3.8.1 Constante de mola (Rigidez)	23
3.8.2 Esforços em molas helicoidais	23
<b>4. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS</b>	29
4.1 Conformação termomecânica e tratamentos térmicos	29
4.2 Preparação metalográfica	31
4.3 Microscopia óptica	31
4.4 Difractometria de raios-X	31
4.5 Resistividade elétrica	32
4.6 Calorimetria diferencial de varredura	33
4.7 Dispositivo de ensaio de tração sob carga constante	34
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	37
5.1 Caracterização microestrutural e estrutural	37
5.2 Caracterização física das temperaturas de transformação	38
5.3 Calorimetria diferencial de varredura	40

5.4 Ensaio de tração sob carga constante	44
5.4.1 Ensaio em banho térmico	44
5.4.2 Comportamento da temperatura Ms com a tensão	57
5.4.3 Constantes elásticas das molas	58
5.4.4 Desempenho do efeito memória de forma	59
<b>6. CONCLUSÕES</b>	<b>62</b>
<b>7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	<b>63</b>
<b>8. ANEXOS</b>	<b>69</b>

## LISTA DE FIGURAS

- Figura 3.1** Representação do EMF através das estruturas cristalinas das fases austenítica e martensítica.
- Figura 3.2** Representação macroscópica do efeito memória de forma com a aplicação de carga de tração.
- Figura 3.3** Micrografia óptica mostrando a morfologia da martensítica do fio de Cu-Zn-Al com aumento de 200X.
- Figura 3.4** Curva típica de transformação de uma LMF.
- Figura 3.5** Esquema do equilíbrio entre as fases austenítica e martensítica.
- Figura 3.6** Esquema do efeito memória de forma simples.
- Figura 3.7** Esquema do efeito memória de forma reversível (EMFR).
- Figura 3.8** Esquema da tensão versus deformação do comportamento superelástico nas LMF.
- Figura 3.9** Mão robótica.
- Figura 3.10** a) filtro de Simon. b) esquema de funcionamento do filtro do Simon.
- Figura 3.11** Ilustração de ligas de Nitinol utilizadas no regime superelástico em aparelhos dentários. a) fios de Ti-Ni usados na correção da arcada dentária. b) visualização do aparelho dentário.
- Figura 3.12** a) EMF aplicado no acionamento de flaps de aviões e b) EMF usado como dispositivo para correção do perfil das asas durante o vôo.
- Figura 3.13** Esquema do funcionamento do atuador para coleta de amostras a temperaturas elevadas.
- Figura 3.14** Endoscópio utilizando molas com memória.
- Figura 3.15** Diagrama de fase do cobre (sistema Binário Cu-Zn).
- Figura 3.16** Diagrama de fase do cobre (sistema ternário Cu-Zn-Al).
- Figura 3.17** a) Esforços em uma mola helicoidal submetida a esforço de tração. b) esquema dos esforços internos numa mola helicoidal.
- Figura 3.18** Esquema da distribuição das tensões na secção do fio de uma mola helicoidal.
- Figura 4.1** Esquema da conformação termomecânica das molas.
- Figura 4.2** Imagem de molas enroladas nos parafusos de 4,0 e 6,0 mm.
- Figura 4.3** Esquema do dispositivo do método dos quatro pontos aplicado aos fios de Cu-Zn-Al.
- Figura 4.4** Amostra do fio de Cu-Zn-Al submetida ao ensaio dos quatro pontos.
- Figura 4.5** Esquemas do dispositivo de ensaios sob carga de tração. (a) esquema no banho térmico. (b) esquema ao ar.

- Figura 5.1** Micrografias dos fios de Cu-Zn-Al. a) sem tratamento térmico com aumento de 100X. b) com tratamento de têmpera a 850°C, aumento de 200X.
- Figura 5.2** Micrografias dos fios de Cu-Zn-Al. a) sem tratamento térmico com aumento de 400X. b) com tratamento de têmpera a 850°C, aumento de 400X.
- Figura 5.3** Difractograma de raios-X do fio da liga Cu-Zn-Al na fase martensítica.
- Figura 5.4** Curvas da variação resistividade elétrica versus temperatura. (a) 1º ciclo térmico; (b) 2º ciclo térmico e (c) 3º ciclo térmico.
- Figura 5.5** Curvas do ensaio de calorimetria diferencial de varredura para a amostra submetida ao tratamento de têmpera a 25°C.
- Figura 5.6** Curvas do ensaio de calorimetria diferencial de varredura para a amostra submetida ao tratamento de têmpera a 25°C com revenido de 10 minutos a 100°C.
- Figura 5.7** Curvas do ensaio de calorimetria diferencial de varredura para a amostra submetida ao tratamento de têmpera a 100°C.
- Figura 5.8** Curvas do ensaio de calorimetria diferencial de varredura para a amostra submetida ao tratamento de têmpera ao ar calmo.
- Figura 5.9** Representação dos principais parâmetros característicos da transformação martensítica determinados a partir da curva deformação versus temperatura.
- Figura 5.10** Curvas deformação versus temperatura. (a) Curva do ciclo de carregamento da carga de 27 MPa. (b) Curva dos dois primeiros ciclos de treinamento para a mola de 4,0 mm.
- Figura 5.11** Curvas de deformação versus temperaturas, obtidas no ensaio de tração sob carga constante para a mola de 4 submetida à carga de 27 MPa.
- Figura 5.12** Evolução da deformação versus temperatura de molas de Ti-Ni [48].
- Figura 5.13** Curvas das temperaturas críticas versus número de ciclos.
- Figura 5.14** Evolução da deformação acumulada ciclo a ciclo. (a) curva de deformação versus temperatura para mola de 4 submetida à carga cisalhante de 36 MPa. (b) curva de deformação versus temperatura para a mola de 6 submetida à carga de 36 MPa.
- Figura 5.15** Evolução da deformação acumulada ciclo a ciclo. (a) curva de deformação versus temperatura para mola de 4 submetida à carga cisalhante de 70 MPa. (b) curva de deformação versus temperatura para a mola de 6 submetida à carga de 70 MPa.
- Figura 5.16** Evolução da deformação acumulada ciclo a ciclo. (a) curva de deformação versus temperatura para mola de 4 submetida à carga cisalhante de 84 MPa. (b)

curva de deformação versus temperatura para a mola de 6 submetida à carga de 84 MPa.

- Figura 5.17** Evolução da deformação acumulado ciclo a ciclo para as molas de 6,0 mm submetidas à carga cisalhante de 140 MPa.
- Figura 5.18** Curvas de temperaturas críticas versus número de ciclos (a) mola de 4 submetida à carga de 36 MPa. (b) mola de 6 submetida à carga de 36 MPa.
- Figura 5.19** Curvas de temperaturas críticas versus número de ciclos (a) mola de 4 submetida à carga de 70 MPa. (b) mola de 6 submetida à carga de 70 MPa.
- Figura 5.20** Curvas de temperaturas críticas versus número de ciclos (a) mola de 4 submetida à carga de 84 MPa. (b) mola de 6 submetida à carga de 84 MPa.
- Figura 5.21** Curvas de temperaturas críticas versus número de ciclos para mola de 6 com carga de 140 MPa.
- Figura 5.22** Curvas das temperaturas  $M_s$  versus número de ciclos (a) mola de 4. (b) mola de 6.
- Figura 5.23** Curvas das temperaturas  $A_s$  versus número de ciclos (a) mola de 4. (b) mola de 6.
- Figura 5.24** Curvas das temperaturas  $H_t$  versus número de ciclos (a) mola de 4. (b) mola de 6.
- Figura 5.25** Comportamento da Temperatura  $M_s$  em relação a carga aplicada.
- Figura 5.26** Comportamento da termoelasticidade versus número de ciclos para as molas de 4,0 mm de diâmetro.
- Figura 5.27** Comportamento da termoelasticidade versus número de ciclos para as molas de 6,0 mm de diâmetro.
- Figura 5.28** Comparativo do comportamento da termoelasticidade versus número de ciclos para as molas de 4 e de 6.

**LISTA DE TABELAS**

- Tabela 4.1** Equivalente em gramas das tensões de cisalhamento aplicadas as molas de Cu-Zn-Al.
- Tabela 5.1** Temperaturas críticas para os três ciclos térmicos
- Tabela 5.2** Temperaturas críticas da liga Cu-Zn-Al obtidas por meio de ensaio de calorimetria.
- Tabela 5.3** Listagem das deformações termoelástica para os ciclos de número 1, 5, 10, 15, 20, 30, 40 e 50.
- Tabela 5.4** Representação das temperaturas críticas de transformação e deformação termoelástica total observada no primeiro e no último ciclo de treinamento em banho térmico.
- Tabela 5.5** Constantes elásticas obtidas experimentalmente para as molas ensaiadas.

## 1. INTRODUÇÃO

A indústria tem buscado cada vez mais elementos e materiais capazes de reduzir custos e otimizar operações. Estas melhorias vêm acontecendo por meio da redução de espaço (miniaturização), resposta mais rápida a comandos e maior rendimento energético. Entre os materiais capazes de permitir estes tipos de melhorias, estão aqueles que podem funcionar como sensores e/ou atuadores. Estes materiais são chamados de materiais inteligentes.

Dentro da classe dos materiais inteligentes podemos citar as cerâmicas piezelétricas, que são elementos capazes de transformar esforços mecânicos em corrente elétrica e vice-versa, os polímeros eletro-ativos, utilizados na simulação do sistema muscular humano de sistemas robóticos e os fluidos eletro e magneto-reológicos cuja viscosidade pode ser alterada pela aplicação de uma corrente elétrica e as ligas com memória de forma, que são o foco do presente trabalho [1,2,3].

Ligas com memória de forma são ligas metálicas que podem ser deformadas pseudo-plasticamente e possuem a capacidade de recuperar a forma inicial por meio da aplicação de temperatura ou descarregamento da tensão. O mecanismo de recuperação de forma ocorre por meio do compartilhamento cisalhante de átomos conhecido por transformação martensítica. Durante este processo verifica-se a existência de duas fases uma a baixa temperatura e outra a alta temperatura que apresentam a mesma composição química, a mudança da fase de baixa temperatura para a fase de alta temperatura ocorre sem difusão atômica [4,5]. Entre as principais ligas com memória de forma são citadas as das famílias a base de cobre, a de base de ferro e as mais famosas e que apresentam os melhores resultados em aplicações tecnológicas, as ligas de base Ti-Ni. Entre as ligas de base de Ti-Ni destaca-se o Nitinol, uma liga que apresenta maior estabilidade das propriedades do efeito memória de forma quando comparada com ligas das outras famílias. Entre essas propriedades temos a biocompatibilidade e os maiores rendimentos do efeito memória de forma do que as observadas nas demais famílias de ligas. Esta liga vem sendo muito utilizada em aplicações que envolvem a indústria aeronáutica, robótica e na área da biomedicina.

Algumas das principais aplicações das ligas com memória de forma estão na forma de atuadores capazes de realizar trabalho por meio da variação de temperatura e/ou da aplicação e suporte de cargas. Como exemplo dessas aplicações estão os caso das mãos robóticas, das válvulas de abertura e fechamento de fluxo de fluidos, do endoscópio ativado por molas, entre outros [5,6,7,8].

A forma de molas é escolhida no presente trabalho por apresentar maior capacidade de elevação de cargas que as observadas em fios. A elevação das cargas ocorre devido à

resistência imposta pela constante de elasticidade da mola ( $k$ ) e pela distribuição das tensões nas hélices da mola. O maior deslocamento linear das molas também pode ser citado como fator de seleção, onde as molas apresentam maior deslocamento linear aliado à recuperação de forma que aqueles observados pelos fios com memória de forma [5].

Neste trabalho é apresentado o desenvolvimento e montagem do dispositivo de tração sob carga constante para o ensaio das molas, a análise e seleção das cargas cisalhantes aplicadas durante os ciclos de treinamento e os principais resultados referentes à deformação plástica e termoelástica, bem como o comportamento das temperaturas críticas de transformação durante o processo de educação.

Dentro do conjunto dos principais resultados observados é possível citar: o melhor rendimento do efeito memória de forma que ocorre nas molas submetidas as cargas de menor intensidade, a tendência de redução ou aumento das temperaturas  $M_s$  e  $A_s$  oriundas da reorientação das agulhas de martensita durante o processo de educação, o comportamento da deformação plástica e termoelástica durante a evolução dos ciclos e o comportamento das constantes elásticas durante as fases martensítica e austenítica que serão comentados e analisados durante a secção de resultados e discussões.

## **2. OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo Geral**

Este trabalho tem como objetivo caracterizar as molas obtidas pela conformação de fios da liga Cu-Zn-Al, para serem utilizados como atuadores inteligentes com efeito memória de forma na forma de molas helicoidais.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- Confeccionar molas helicoidais com efeito memória de forma reversível a partir de fios de uma liga de Cu-Zn-Al;
- Realizar tratamentos termomecânicos das amostras;
- Desenvolver um dispositivo para realizar ensaios de tração sob carga constante;
- Realizar a caracterização da microestrutura e da estrutura do material;
- Caracterizar os parâmetros termoelásticas das molas helicoidais com memória de forma

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Histórico

Os principais relatos das observações do efeito memória de forma foram feitos por Chang e Read em 1930 em uma liga de Au-Cd [4,9]. Os cientistas Scheil e Ölander utilizando medições de resistividade e metalografia observaram a natureza reversível das transformações martensíticas de fase na liga Au-Cd e o comportamento pseudoelástico tipo borracha em 1932 [9]. Em 1938, um comportamento semelhante e associado às transformações martensíticas na liga de Cu-Zn, foi detalhado por G.V. Kurdjumov. Em 1960 foi descoberto o efeito memória de forma na liga equiatômica de Ni-Ti, que foi patenteada com o nome de Nitinol (Níquel Titânio Naval Ordenance Laboratory), devido a sua descoberta ter ocorrido no laboratório da marinha dos Estados Unidos. Esta liga tornou-se a mais bem sucedida liga com efeito memória de forma, possuindo alta resistência mecânica, biocompatibilidade, boa resistência à corrosão, alta condutividade térmica e elétrica.

A primeira metade da década de 50 foi fundamental para a teoria das transformações martensíticas, onde foi estabelecida a maior parte do conhecimento cristalográfico necessário aos estudos por meio de debates esclarecedores a respeito dos micromecanismos envolvidos. Entre os principais nomes que tiveram participação nesta época, podemos citar: Chang, Kurdjumov, Cohen, Lieberman, Read, Suzuki entre outros [9,10].

No Brasil, as pesquisas com ligas com efeito memória de forma tiveram início na década de 70, na Universidade Federal de Minas Gerais, onde se destacaram os professores Evandro de Mirra e Paula e Margareth Spangler, que junto com colaboradores realizaram dissertações de mestrado e relatórios de pesquisa [9,10,11].

Em Pernambuco, as pesquisas feitas com estes materiais foram iniciadas pela Universidade Federal de Pernambuco, onde se destacou o nome do prof. Ney Freitas de Quadros, que desde a década de 80, tem realizado pesquisas para obtenção e aplicações das ligas com memória de forma e produzido diversos trabalhos de pesquisa, varias dissertações de mestrado e auxiliando na formação de pessoal específico nesta área de pesquisa.

### 3.2 Efeito Memória de Forma

O efeito memória de forma, abreviadamente conhecido por EMF, é uma das propriedades das transformações martensíticas termoelásticas. O efeito principal para esta propriedade é a recuperação de forma por meio de aquecimento acima de temperaturas críticas de transformação [4,8,11]. Neste tipo de transformação existem duas fases envolvidas a martensita (fase de baixa temperatura) e a austenita (fase de alta temperatura). Este tipo de transformação é diferente das transformações martensíticas que ocorrem nos aços comuns, pois neste tipo de material a transformação ocorre de forma explosiva. Na figura 3.1 o EMF é representado pelas estruturas das faces (escala atômica), onde se verifica o resfriamento da austenita para formar a fase martensita que é depois submetida à deformação. A deformação produzida é recuperada submetendo a amostra a aquecimento até a temperatura de transformação da fase austenítica. A fase martensítica é mais maleável que na fase austenítica e por isso é mais fácil de deformar. No aquecimento, ao atingir a temperatura crítica de transformação austenítica ou inversa, o material começa a recuperação da forma. Este processo é realizado sem difusão atômica, mas por movimento cooperativo dos átomos, principalmente por cisalhamento [4].

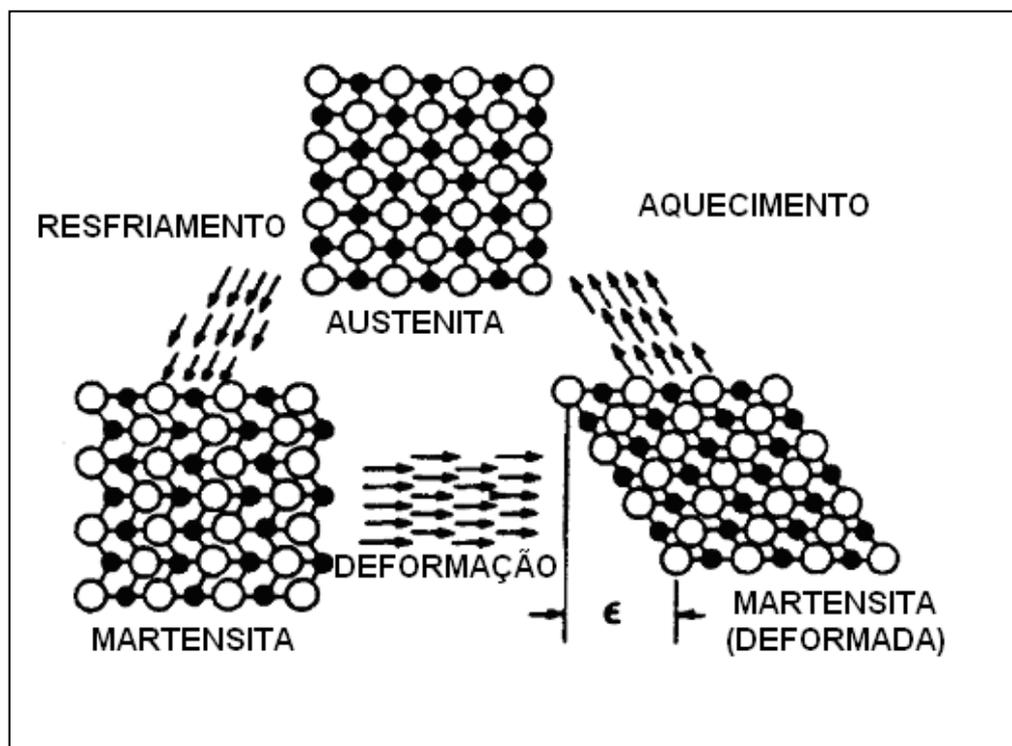


Figura 3.1. Representação do EMF através das estruturas cristalinas das fases austenítica e martensítica.

A figura 3.2 mostra o comportamento do EMF em uma mola helicoidal. A mola inicialmente é resfriada para a faixa de temperatura onde a fase martensítica é estável (processos de A→B). Neste momento, é aplicada uma carga de tração que gera deformação da martensita (processos de B→C). Após a liberação da carga em C, verifica-se que existe a recuperação de uma pequena porção da deformação imposta à mola. A recuperação total é obtida após aquecimento até a temperatura onde a fase austenítica é estável ( $A_f$ ) (processos de D→A). Este efeito é conhecido como efeito memória de forma simples (EMFS).

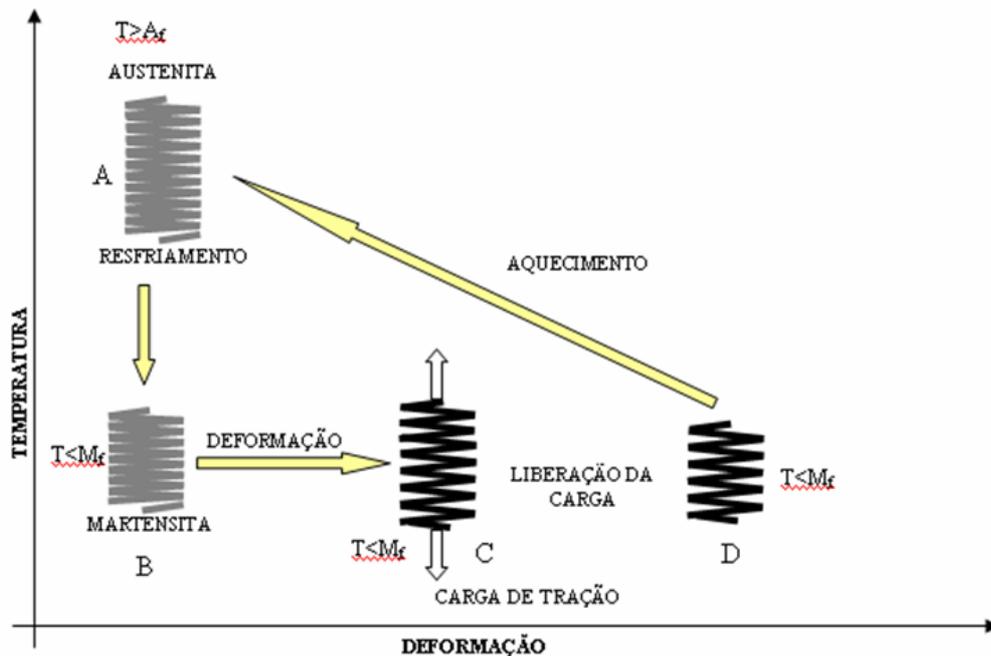


Figura 3.2. Representação macroscópica do efeito memória de forma com a aplicação de carga de tração.

### 3.3 Transformação Martensítica

As transformações martensíticas ocorrem devido ao movimento cooperativo de átomos da fase matriz por mecanismo de cisalhamento mantendo uma correspondência de rede entre os reticulados da fase matriz e produto [5,6]. Normalmente, a altas temperaturas temos a fase austenítica que é cúbica e a fase martensítica é encontrada quando o material está a baixas temperaturas e apresenta menor simetria que a fase matriz. Nas ligas a base de cobre sua estrutura é geralmente ortorrômbica. A morfologia da fase martensítica é formada por finas estruturas chamadas de agulhas ou plaquetas de auto-acomodação [9,10]. Inicialmente estas microestruturas foram estudadas para os aços quando representavam uma fase dura proveniente dos tratamentos térmicos de têmpera em aço com teor de carbono igual ou superior a 0,4% [12].

A martensita das ligas com memória de forma (LMF) é formada por finas lamelas organizadas em forma de agulhas. Estas agulhas podem ser visualizadas na figura 3.3, que apresenta a microestrutura dos fios da liga de Cu-Zn-Al que é estudada no presente trabalho.

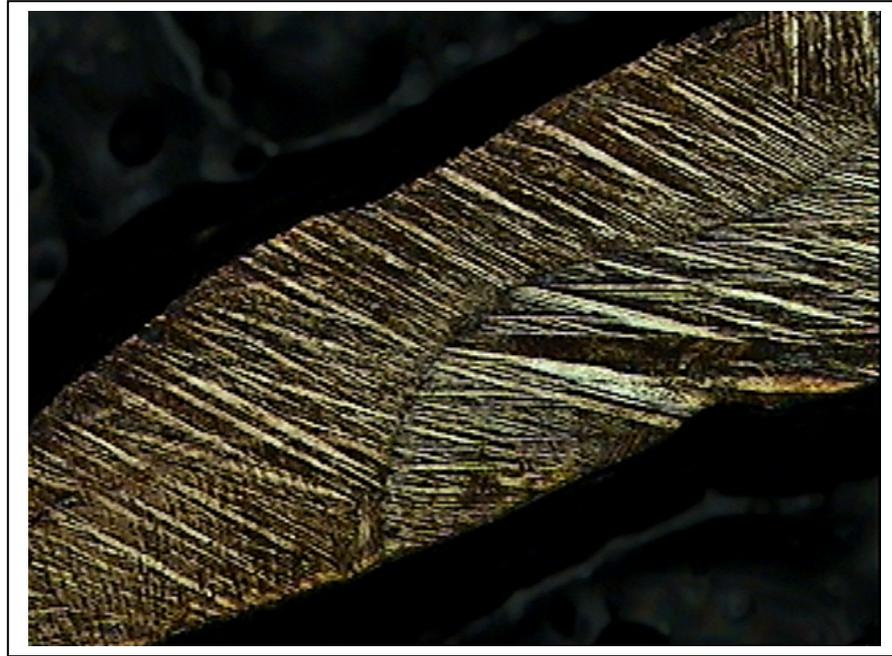


Figura 3.3. Micrografia óptica mostrando a morfologia da martensítica do fio de Cu-Zn-Al com aumento de 200X.

### 3.3.1 Pontos críticos das transformações martensíticas

A caracterização das ligas com memória de forma pode ser realizada por meio da determinação das temperaturas críticas de transformação. Estas temperaturas podem ser verificadas através do gráfico da figura 3.4, que apresenta uma curva típica da transformação numa LMF. Grande parte dessas transformações ocorre sobre uma relativamente estreita faixa de temperatura, porém o início e o término da transformação durante o aquecimento e o resfriamento se estendem sobre um intervalo de temperatura maior e que depende dos elementos de liga, tratamentos térmicos e outros fatores. A transformação também apresenta histerese que é um deslocamento da temperatura em que se tem o início da transformação direta ( $M_s$ ) e o início da transformação reversa ( $A_s$ ). Devido a isso, a histerese é dada pela diferença entre a temperatura onde se tem 50% de fração transformada de austenita ( $A_{50}$ ) e a temperatura de 50% de fração transformada de martensita ( $M_{50}$ ), ou seja,  $A_{50}-M_{50}$ . Normalmente, a histerese das transformações martensíticas termoelásticas situam-se entre 5°C a 30°C que varia com a composição química e o tipo de estrutura cristalina das ligas [1,13].

Na figura 3.4, são apresentados os principais pontos das transformações que são definidos como se segue:

- Ms: Temperatura de início da transformação direta ou martensítica;
- Mf: Temperatura de término da transformação direta;
- As: Temperatura de início da transformação inversa ou austenítica;
- Af: Temperatura de término da transformação inversa;
- Ht: Histerese térmica da transformação ( $H_T = A_{50} - M_{50}$ );
- $e_c$ : Amplitude térmica de resfriamento ( $e_c = M_F - M_S$ );
- $e_h$ : Amplitude térmica de aquecimento ( $e_h = A_F - A_S$ ).

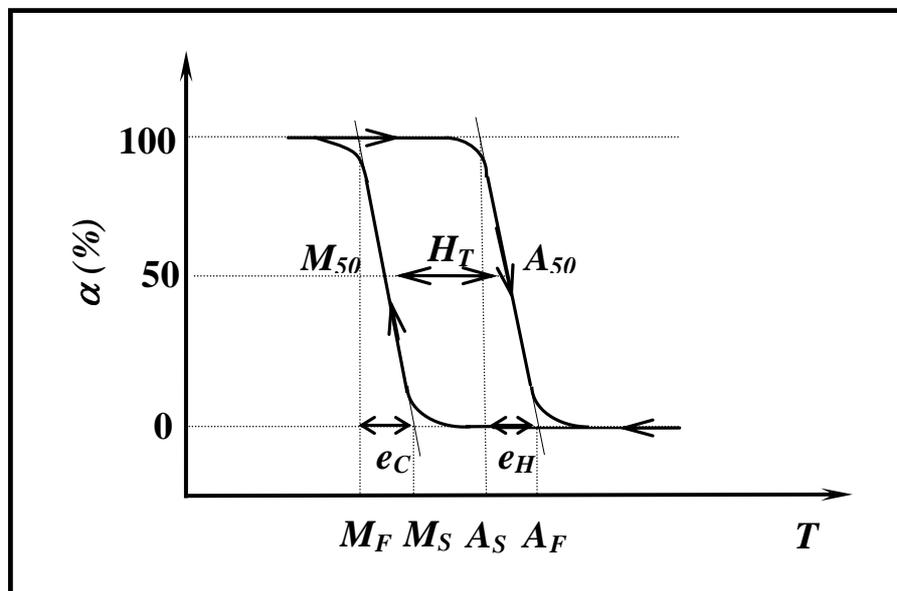


Figura 3.4. Curva típica de transformação de uma LMF.

As transformações martensíticas modificam as características físicas dos materiais, devido à mudança de fases e a reorientação das agulhas de martensita. Dentre as principais características encontradas na fase martensítica temos:

- A composição química de ambas as fases é a mesma;
- As transformações martensíticas ocorrem por um mecanismo de cisalhamento entre átomos;
- As transformações de martensita para austenita, conhecida também como transformação inversa;
- Todos os cristais de martensita possuem planos de hábitos específicos, que constituem à interface entre a fase matriz e a fase produto;

- As amostras apresentam irregularidades macroscópicas conhecidas como relevo de superfície. Estas distorções são provocadas pela natureza cisalhante da transformação. A mudança de forma é considerada como uma inclinação da superfície livre, de maneira a minimizar a energia da deformação.
- Durante o aquecimento das amostras das LMF, se a temperatura for mantida fixa entre as temperaturas  $A_s$  e  $A_f$ , a transformação fica estabilizada até que ocorra novamente o aumento da temperatura até que se atinja uma temperatura superior a  $A_f$  para que a transformação seja finalizada. Este fato também pode ser observado no resfriamento, quando a temperatura é mantida fixa entre as temperaturas críticas de transformação  $M_s$  e  $M_f$  [14,15].

### **3.3.2 Tipos de transformações martensíticas**

#### **3.3.2.1 Transformação martensítica tipo Burst (transformação explosiva)**

O crescimento deste tipo de transformação ocorre por um processo tipo avalanche (explosiva). A transformação se processa de forma extremamente rápida e geralmente acompanhada de uma variação de volume junto com deformação plástica da austenita. Este conjunto de fatores exhibe condições muito complexas para a transformação inversa, acarretando uma histerese muito larga, chegando ao caso de não apresentar reversibilidade [16].

#### **3.3.2.2 Transformação martensítica tipo atérmica**

A martensita formada durante a transformação é geralmente atérmica, o que significa que a transformação depende principalmente da temperatura, ou seja, a transformação só continua se existe mudança de temperatura. Como exemplo, durante o resfriamento, se a amostra for mantida em uma faixa de temperatura constante a reação se manterá inalterada até que ocorra novamente a redução dessa temperatura permitindo a continuidade do rearranjo da estrutura [14,15,16].

#### **3.3.2.3 Transformação martensítica tipo termoelástica**

A transformação martensítica de fase que origina o efeito memória de forma tem um caráter termoelástico. Durante esta transformação, o movimento da interface é controlado por um balanço local entre as forças químicas e não-químicas [17]. A força motriz (potencial

químico) é a energia livre de Gibbs das fases austenita e martensita, e as forças não-químicas são a energia de deformação elástica e a dissipação de energia devido as resistências passivas ao movimento da interface. As forças não-químicas aparecem quando ocorrem interações entre as interfaces e os defeitos cristalinos (precipitados, discordâncias, lacunas e outros). Estes defeitos da estrutura cristalina do material podem pré-existir na fase matriz, ou podem ainda ser criados ou eliminados durante a transformação, como por exemplo os defeitos pontuais do tipo lacunas [11,18].

Avaliando a seqüência das diferentes contribuições de energia (dissipação irreversível de energia e armazenamento reversível de energia elástica), as curvas das transformações termoelásticas são caracterizadas por uma histerese de transformação, em temperatura ou tensão mecânica [4,11,14]. Então, as transformações podem ser caracterizadas pelos termos térmicos e elásticos. Para a temperatura abaixo do  $M_s$ , As plaquetas de martensita crescem à medida que a amostra é resfriada. Entretanto, após alcançar certo tamanho, quando a soma do crescimento na energia livre termoquímica e o aumento na energia livre não-química (elástica e resistências passivas) se aproximam de certo valor mínimo, o crescimento é interrompido.

O equilíbrio entre os efeitos térmicos e elásticos nos fornece o termo “termoelasticidade” e a denominação de transformação martensítica termoelástica [17]. Uma vez que esse equilíbrio térmico é quebrado, as plaquetas de martensita irão crescer ou contrair. Por conseguinte, a estabilidade das fases apresenta uma forte dependência da temperatura. Se forem tomadas em consideração a energia química livre da fase matriz ( $G_a$ ) e a da fase martensita ( $G_m$ ), existe uma temperatura ideal de equilíbrio  $T_0$  de forma que as forças se equilibram conforme ilustrado na figura 3.5. A fase estável é a que possui menor energia livre. As transformações martensíticas termoelásticas são cristalograficamente reversíveis, ao contrário das transformações verificadas nos aços comerciais, nos quais um aquecimento à temperatura logo acima de  $M_f$  não reverte na formação de austenita e sim causa a decomposição da martensita em uma microestrutura que basicamente se divide em ferrita e cementita [12].

É importante salientar que a transformação martensítica termoelástica das LMF's, conforme ilustrada na figura 3.4, pode ser fisicamente detectada por várias técnicas de caracterização como a calorimetria diferencial, dilatométrica, análise termomecânica, variação de resistividade elétrica em função da temperatura, entre outros.

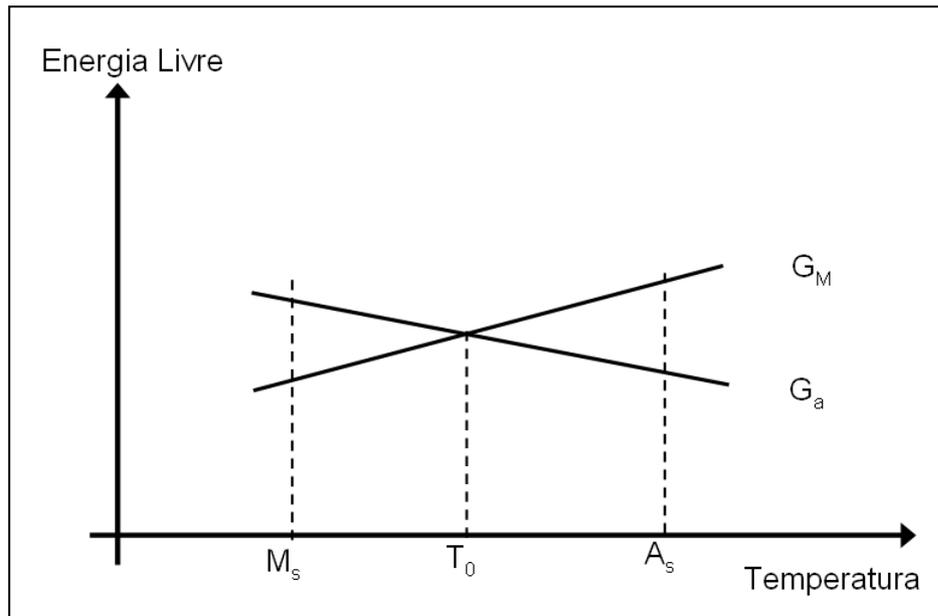


Figura 3.5. Esquema do equilíbrio entre as fases austenítica e martensítica.

### 3.4 Propriedades Termoelásticas das Transformações Martensíticas

Os fenômenos do EMF são propriedades das transformações martensíticas termoelásticas. Alguns destes fenômenos são chamados de EMFS, EMFR e Superelasticidade.

#### 3.4.1 Efeito memória de forma simples (EMFS ou One-way shape memory effect - OWSME)

O efeito memória de forma simples (EMFS) é aquele observado quando o material no estado martensítico, onde a temperatura é inferior a temperatura  $M_f$ , sendo aplicada uma carga capaz de gerar uma deformação aparentemente permanente. Esta deformação, que persiste após a retirada da tensão é chamada pseudoplástica, pois pode ser recuperada após o aquecimento do material até uma temperatura superior ao  $A_s$ . A figura 3.6 apresenta o esquema de funcionamento do efeito memória de forma simples em uma mola helicoidal. Nesta figura é visualizada a aplicação de uma carga de tração que gera deformação em uma mola. Esta deformação é recuperada após o aquecimento do material até uma temperatura superior a temperatura de final da transformação austenítica ou transformação inversa.

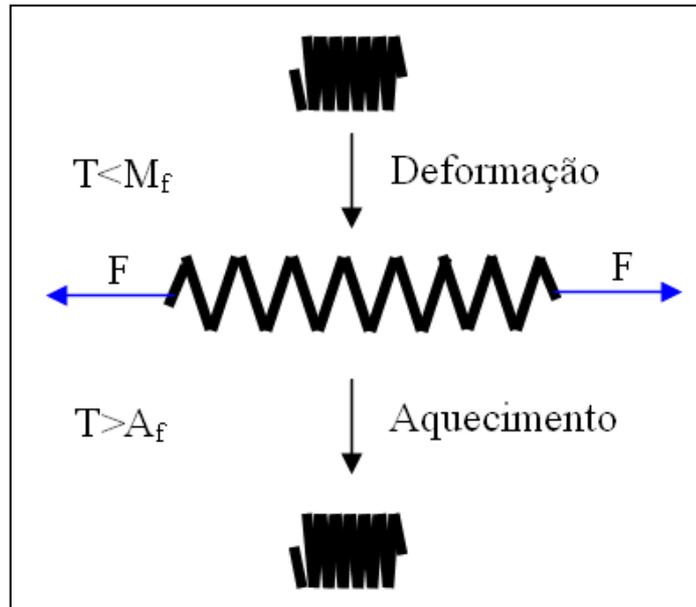


Figura 3.6. Esquema do efeito memória de forma simples.

### 3.4.2 Efeito memória de forma Reversível (EMFR ou Two-way shape memory effect - TWSME)

No EMFS apenas a forma da fase matriz pode ser recuperada. Em certas circunstâncias, existe a possibilidade de se recuperar as formas das fases austenítica e martensítica sem aplicação de cargas externas, mas a mudança de forma é promovida apenas pela variação de temperatura. Neste caso, o efeito é conhecido como efeito memória de forma reversível (EMFR) [4]. O termo Two-Way Shape Memory Effect (TWSME) foi usado por Delaey et al para designar este efeito espontâneo e reversível de forma durante o resfriamento e aquecimento, que foi observado depois de determinados procedimentos termomecânicos que teriam sido aplicados ao material [19]. Estes procedimentos foram denominados de educação ou treinamento [20,21,22,23]. Durante o treinamento pode-se associar uma forma a cada fase, em função de um determinado tratamento termomecânico. A figura 3.7 apresenta o esquema do efeito memória de forma reversível para uma mola. Nesta figura, o intervalo (a)-(b) é aplicada uma carga de tração provocando deformação na mola. Esta deformação apresenta uma faixa não recuperável mesmo após o aquecimento até temperaturas superiores ao  $A_s$ . Em (c) a mola recupera uma parte da deformação imposta após o aquecimento e mantém esta forma após o resfriamento. Submetendo a mola a subsequentes ciclos térmicos sem a aplicação de esforço externo, verifica-se que a forma da mola varia entre (c) e (d). O número de ciclos de treinamento para se obter o efeito memória de forma reversível pode variar de 5 a 30 ciclos [9].

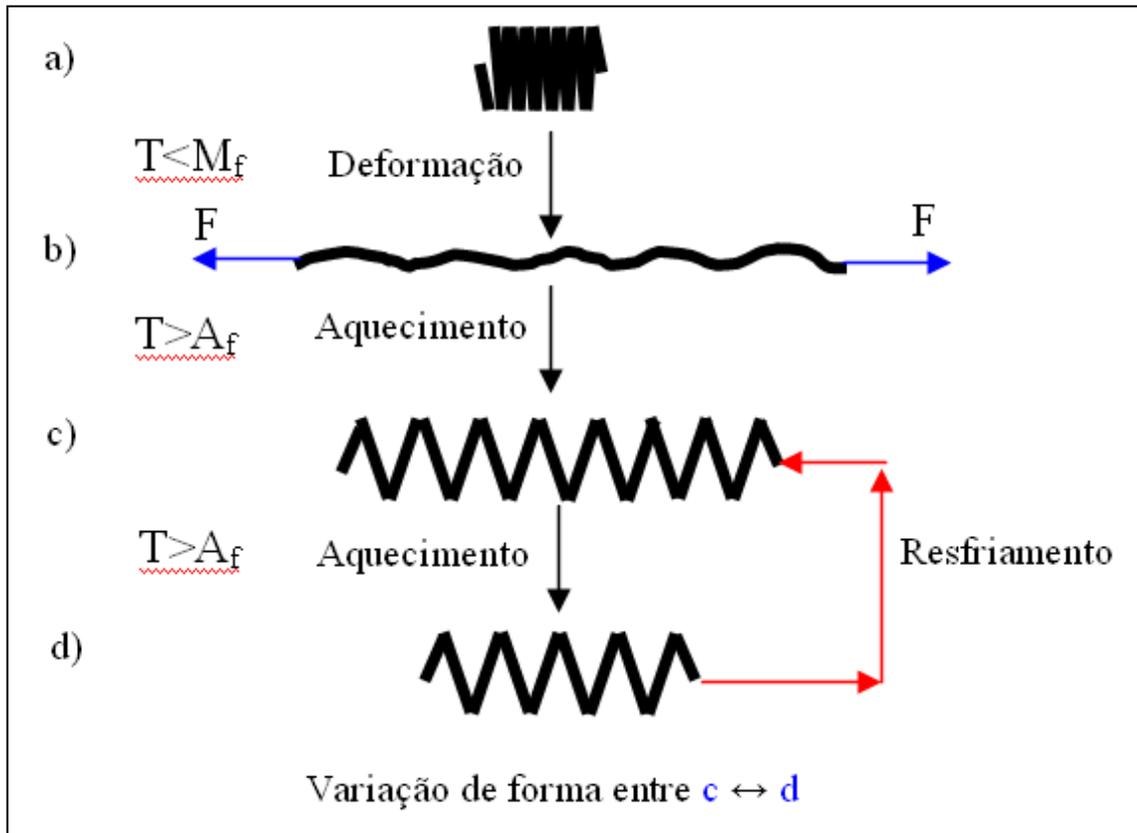


Figura 3.7. Esquema do efeito memória de forma reversível (EMFR).

A principal explicação para que a forma em (c) seja memorizada é que as discordâncias são reorganizadas segundo o sentido da aplicação da carga, durante o treinamento criando um campo de tensões internas que favorece a indução de plaquetas de martensita preferenciais [11,16]. Estas discordâncias existem mesmo na fase matriz depois da transformação inversa após aquecimento acima da temperatura  $A_f$ , e o campo de tensões em torno dessas discordâncias induz deformação nos planos de hábitos durante o resfriamento [4]. Além do treinamento por meio de ciclagem térmica, podemos induzir o efeito memória de forma reversível por meio de deformação plástica ou pseudoplástica, processo de envelhecimento, empregando precipitados e outros [4,23,24,25].

### 3.4.3 Comportamento superelástico

Quando uma LMF é aquecida acima da temperatura  $A_f$ , temos no material a fase de alta temperatura ou austenítica. A fase martensítica pode ser induzida a esta temperatura por carregamento, onde o material se deforma induzindo a fase martensítica. A fase austenítica reaparece quando a tensão é liberada no material, com a recuperação da forma inicial. Este fenômeno onde a martensita é induzida por tensão a elevadas temperaturas é conhecido como superelasticidade.

A figura 3.8 apresenta esquematicamente a curva tensão versus deformação do comportamento superelástico nas LMF.

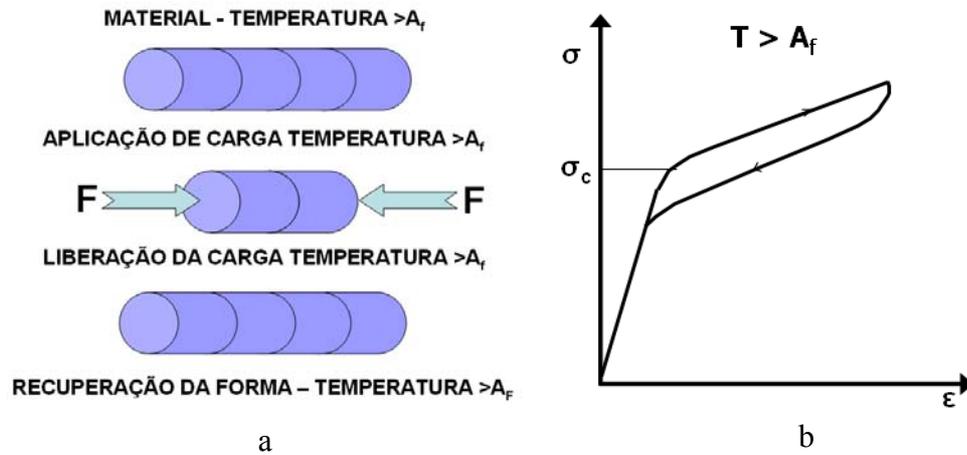


Figura. 3.8 Esquema da tensão versus deformação do comportamento superelástico nas LMF.

### 3.5 Degradação do efeito memória de forma

A perda do efeito memória de forma ocorre devido ao processo de estabilização martensítica. Este processo ocorre principalmente por transições de ordem-desordem incompletas durante o tratamento de betatização, modificações da configuração da fase martensítica, entre outros. A degradação é observada pelas modificações das temperaturas de transformação, aumentos das histereses e amplitudes térmicas, diminuição da deformação termoelástica do EMF e outros.

As principais causas da degradação do EMF de acordo com a literatura têm uma combinação complexa de parâmetros internos e externos [4,17]. Alguns dos principais parâmetros internos são:

- Sistema de ligas (as ligas a base de cobre apresentam maior estabilização do EMF do que as ligas de TiNi);
- Composição química da liga;
- Tipo de transformação, e as estruturas cristalinas das fases austeníticas e martensíticas.

Os parâmetros externos que podem afetar a estabilização martensítica são:

- Tipo de tratamento termomecânico;
- Procedimento de treinamento (tensão submetida à amostra, a deformação imposta pela própria memória de forma).

### 3.6 Aplicações como Atuadores Inteligentes

As principais ligas que apresentam o EMF e que são utilizadas atualmente pertencem ao sistema a base de cobre e de Ti-Ni, onde se encontram as ligas Cu-Al-Ni, Cu-Al-Mn, Cu-Sn, Cu-Zn-Al, Ti-Ni e Ti-Ni-Cu. As ligas do sistema Ti-Ni estão entre as mais estudadas e têm apresentado os melhores resultados quanto ao rendimento, recuperação e menor efeito da estabilização da martensítica.

As ligas a base de cobre têm apresentado grande interesse num crescente número de aplicações tecnológicas, devido ao seu menor custo e facilidade de obtenção em relação às ligas do sistema Ti-Ni, sendo aplicadas em atuadores com aceitável poder de transmissão de força ou sensores capazes de transmitir sinais de forma segura.

As ligas com memória de forma, apresentam uma grande variedade de aplicações nas áreas da indústria mecânica, automotiva, eletro-eletrônica, aeroespacial, robótica, medicina entre outras.

Dentre as principais aplicações nestas áreas podemos citar:

- Mão Robótica

Algumas das ligas com memória de forma, podem ser utilizadas para imitar o movimento de tendões do corpo humano. A figura 3.9 abaixo ilustra uma mão robótica capaz de simular os movimentos da mão humana. O funcionamento da mão se dá pela passagem de corrente elétrica pelos fios com memória de forma (efeito Joule), gerando aquecimento dos mesmos e permitindo a ativação das transformações martensíticas que fazem com que os dedos possam fechar ou abrir.

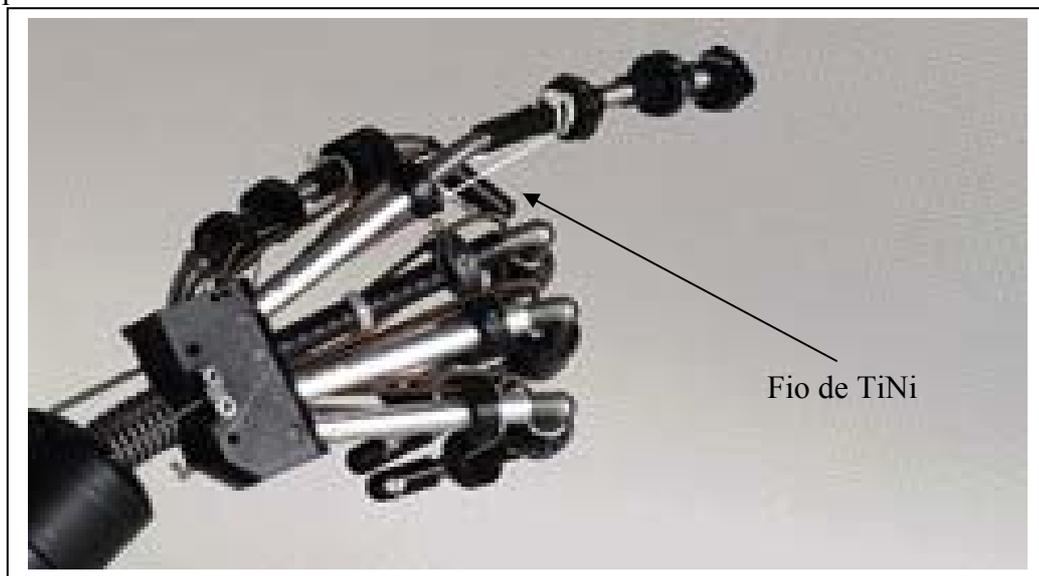


Figura 3.9. Mão robótica.

- Filtro de Simon

A figura 3.10 mostra o filtro de Simon que é um dos mais simples e eficazes dispositivos desenvolvidos para a medicina. Ele funciona por meio da inserção de um dispositivo na forma de um bastonete nas veias ou artérias do corpo [18,26]. Este dispositivo é mantido sob refrigeração até atingir o local desejado para a sua aplicação. O calor gerado pelo corpo é transmitido ao bastonete via corrente sanguínea, permitindo que ocorra mudança de forma no bastonete que vai impedir a obstrução dos vasos e veias.

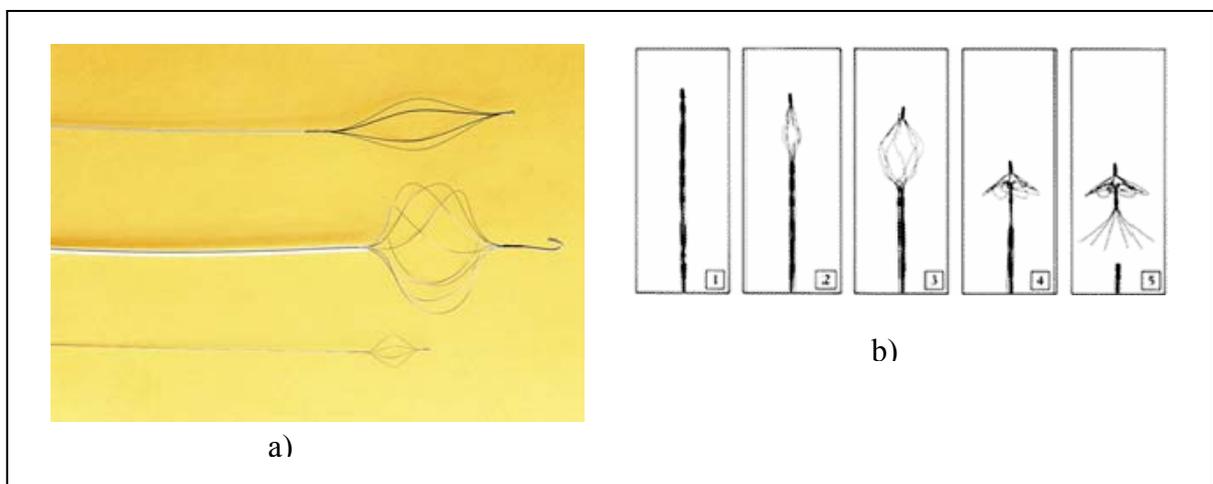


Figura 3.10. a) filtro de Simon. b) esquema de funcionamento do filtro do Simon.

- Aparelho para correção da arcada dentária

A figura 3.11 mostra as ilustrações de aparelhos dentários com EMF. Este tipo de aparelho funciona através do comportamento superelástico. As ligas com EMF podem ser utilizadas na forma de arames de Ti-Ni para se fazer a correção da posição dentária de jovens e adultos. Esta correção é imposta através de uma pequena variação de tensão e, conseqüentemente, com um incomodo mínimo para o paciente. A grande vantagem do Ti-Ni é o fato de ser biocompatível e de atingir deformações de cerca de 6% sem entrar no regime plástico, permitindo assim o acompanhamento do reposicionamento dos dentes pela força exercida pelo arame.

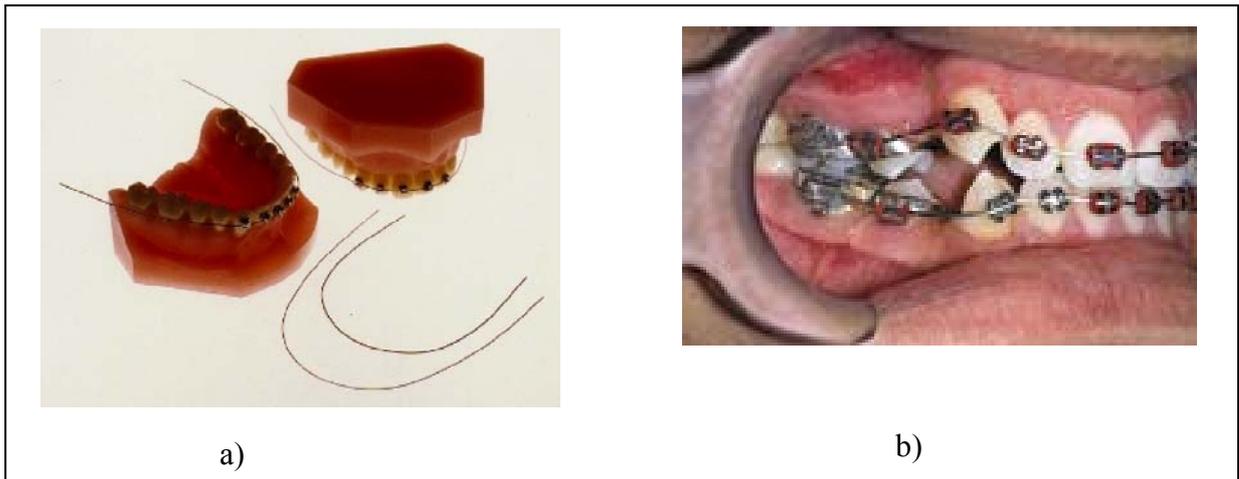


Figura 3.11. Ilustração de ligas de Nitinol utilizadas no regime superelástico em aparelhos dentários. a) fios de Ti-Ni usados na correção da arcada dentária. b) visualização do aparelho dentário.

- Aeronáutica

A figura 3.12.a mostra os principais usos das ligas inteligentes utilizadas para melhorar o controle de aeronaves.

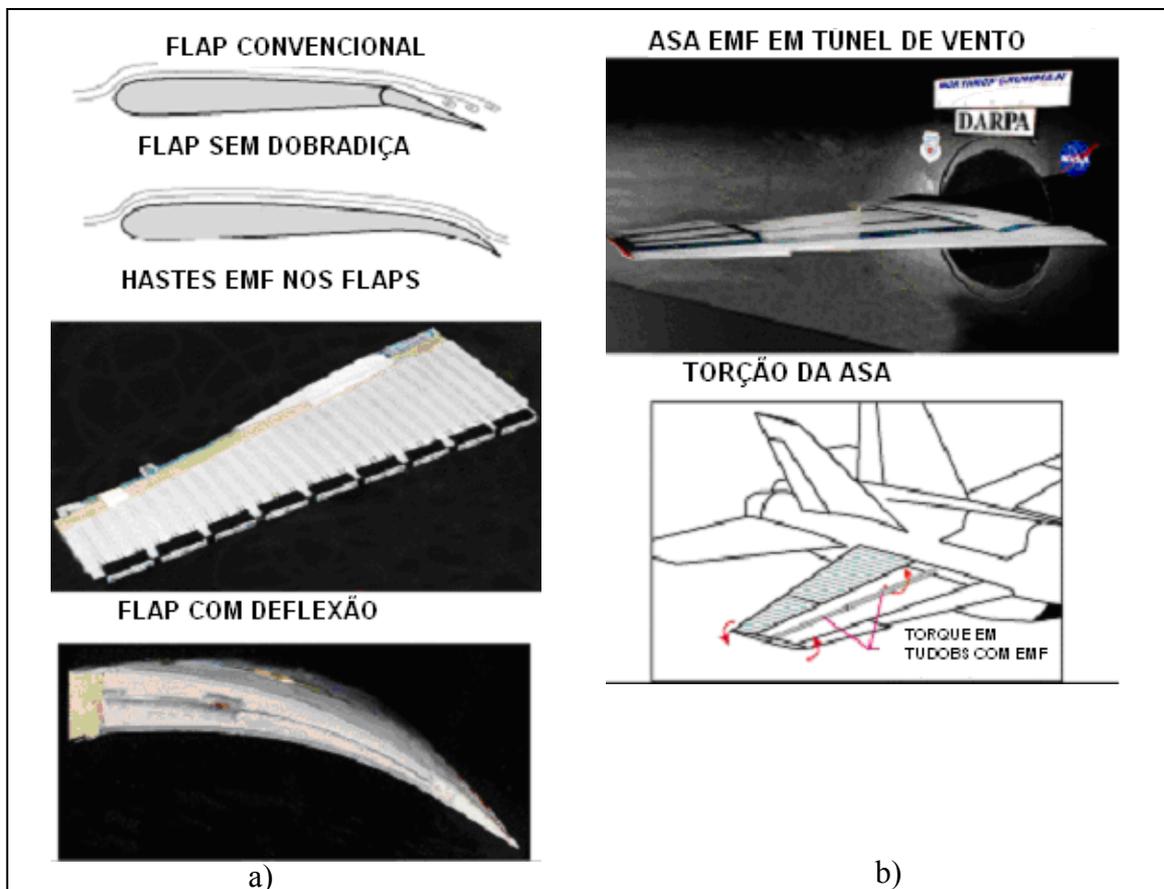


Figura 3.12. a) EMF aplicado no acionamento de flaps de aviões e b) EMF usado como dispositivo para correção do perfil das asas durante o voo.

Os acionamentos (controle de vôo), conhecidos como flaps, são instalados na parte posterior das mesmas. A utilização de LMF para acionamento destes flaps possibilita a redução de peso nas aeronaves. Esta redução de peso se dá pela substituição dos sistemas hidráulicos utilizados atualmente, também se observa redução nos tempos de reparo e nos custos com as manutenções.

Uma nova utilização das LMF na aeronáutica pode ser visualizada na figura 3.11.b. Este dispositivo vem sendo estudado atualmente, e funciona pela introdução de varões com efeito memória de forma nas asas dos aviões, de tal forma que eles possam alterar o perfil das asas por meio da passagem de corrente elétrica. O objetivo é a obtenção de formas geométricas mais perfeitas. Esta melhoria no perfil das asas fazem com que os aviões diminuam o arraste e conseqüentemente economizem combustível [27].

- Atuador para sucção de fluidos.

Dentre as aplicações em forma de molas com EMF, podemos citar o desenvolvido por Takenshi Naganuma et al, que construiu um sistema de sensor e atuador por meio de ligas com memória de forma, que é capaz de detectar a alta temperatura do fluido e permitir a sucção do mesmo por meio de uma mola que funciona como um atuador [5]. Este mecanismo foi utilizado na coleta de microrganismos na área de um vulcão submarino onde a temperatura do fluido era da ordem de 200°C. A figura 3.13 mostra de maneira simplificada o mecanismo de aquisição de amostras de fluidos. O diagrama da figura mostra o esquema da geração de força devido à ação da mola com memória de forma. A sucção do fluido ocorre apenas quando a temperatura é superior a 80°C. A mola tem seu comprimento inicial a baixa temperatura de 280 mm, a tensão da mola é inferior a força de atrito do pistão. Quando a mola é exposta a altas temperaturas (posição b), ela começa a se expandir (posição b-c) gerando a força de sucção necessária no pistão para coletar as amostras (fluido).

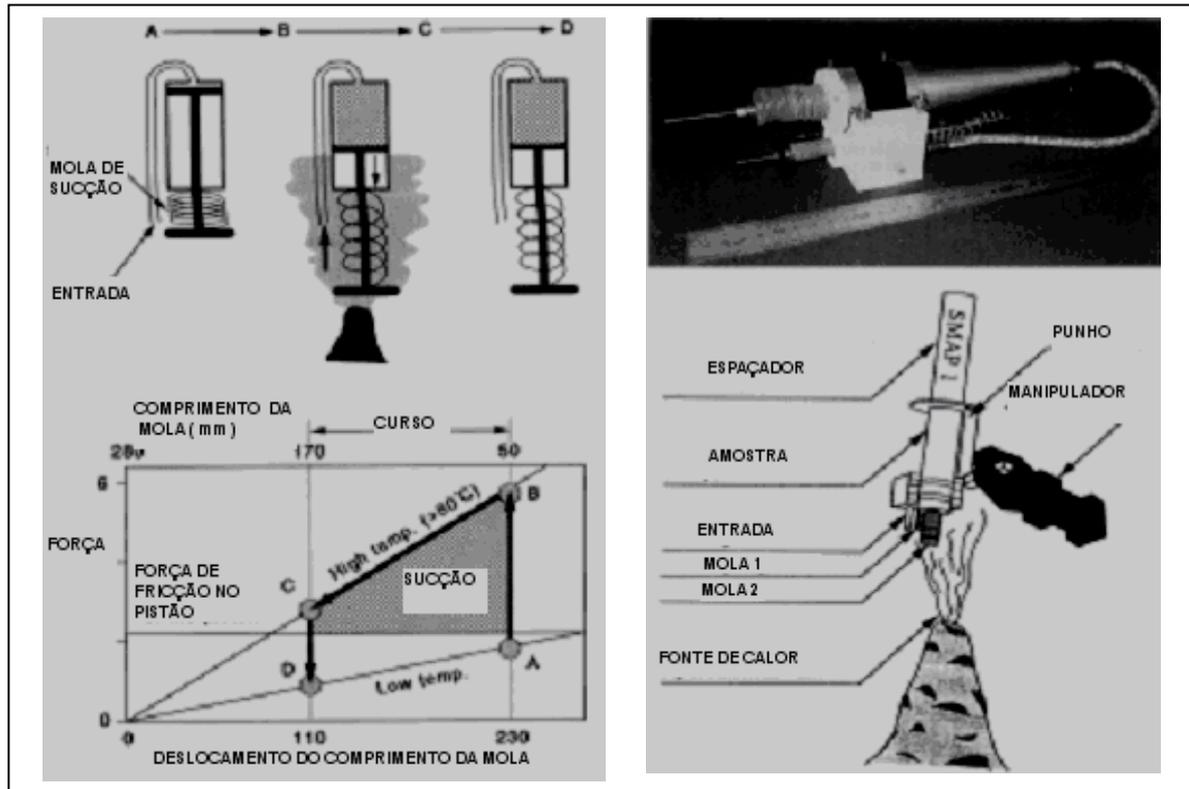


Figura 3.13. Esquema do funcionamento do atuador para coleta de amostras a temperaturas elevadas [5].

- Endoscópio ativado por LMF

Microatuadores estão substituindo cada vez mais as mãos humanas em trabalhos delicados e as molas com EMF são potencialmente indicadas para este fim devido a seu elevado deslocamento (distensão) em comparação aos atuadores convencionais. Shigeo Maeda et al. estudaram e desenvolveram um endoscópio para uso médico a partir do uso de molas com o efeito memória de forma [7]. O dispositivo teve como objetivo auxiliar os médicos nas cirurgias para torná-las menos evasivas ao corpo humano. Os endoscópios convencionais apresentam os seguintes problemas: dificuldade de transmissão de força quando o endoscópio se encontra curvado e a operação só é eficaz quando utilizado para pequenas distâncias.

A estrutura do endoscópio desenvolvido por Shigeo Maeda et al. [7] é mostrada na figura 3.14. O endoscópio consiste em uma parte dobrável, molas com EMF e um sistema de visualização de imagens.

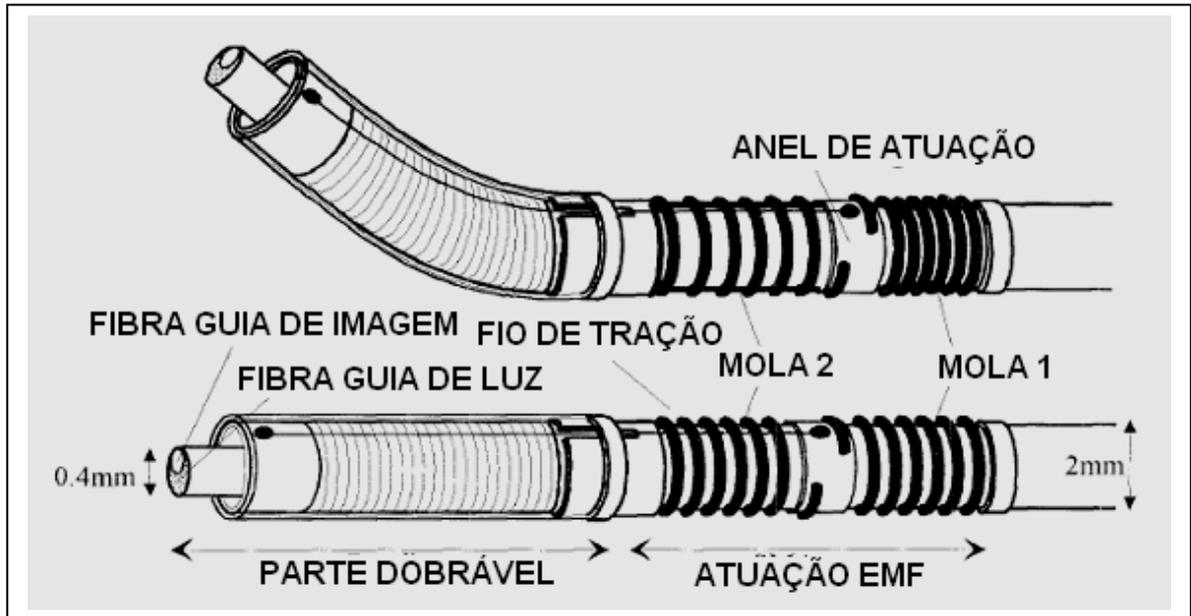


Figura 3.14. Endoscópio utilizando molas com memória [7].

No endoscópio, o sistema é composto por duas molas e um fio que faz a transmissão da força exercida pelas molas. Estas molas são aquecidas por meio de uma corrente elétrica que ativa o EMF. O princípio do funcionamento do mecanismo consiste em: as duas molas que estão inicialmente balanceadas (equilíbrio) e não aplicam força nenhuma no fio responsável pela movimentação do endoscópio. Quando a primeira mola é então aquecida recupera a sua forma original e exerce uma força no fio de forma a puxar o mesmo, fazendo com que o endoscópio se curve. Quando a primeira mola é resfriada a segunda mola é então aquecida fazendo com que o endoscópio volte então a seu estado inicial. O uso desses atuadores permite maior rapidez na transmissão de movimentos, bem como uma curvatura de até  $60^\circ$  do tubo. A constante elástica dessas molas ficou em torno de 350 N/m.

Muitos outros estudos com fios e molas com memória de forma foram realizados, entre os quais podemos citar: estudo feito por Wang et al. sobre a caracterização do EMFR em molas de TiNi, ativadas por corrente elétrica, estudos efetuados por Ramiro Velázquez e Edwige Pissaloux que analisavam a força e o tempo de resposta de atuadores com a forma de molas de TiNi, estudo feito por Arata Masuda et al. analisaram por meio de elementos finitos o comportamento superelástico de atuadores [28,29,30].

A maior parte destes trabalhos foi direcionada a obtenção de forças por meio do EMF na forma de molas e de fios. Nestes trabalhos as molas eram submetidas a cargas de compressão, onde os estudos a respeito das características dessas molas tinham bases no treinamento termomecânico das mesmas quando submetidas a cargas de compressão. No nosso trabalho, visamos obter resultados a respeito dos atuadores na forma de molas

submetidas a ensaios sob cargas de tração, que têm sido pouco evidenciados atualmente e podem apresentar bom desempenho em relação à recuperação de forma.

### 3.7 O sistema Cu-Zn

No sistema Cu-Zn, a transformação martensítica tem lugar numa gama de composições químicas em que existe a fase  $\beta$  a alta temperatura com estrutura CCC desordenada. Para obter a fase  $\beta$  a baixa temperatura num estado meta-estável, o material é aquecido no domínio de estabilidade da fase  $\beta$  e depois resfriado rapidamente. A figura 3.15 apresenta um diagrama de fase do sistema Cu-Zn, onde é possível observar a fase  $\beta$ .

Durante a têmpera (posição A e B na fig. 3.16), ocorrem transições ordem-desordem. Na fase  $\beta$  a alta temperatura, os átomos de Cu e Zn estão distribuídos de forma aleatória (estrutura A2 - CCC - desordenada). Ao atingir cerca de 450°C, os átomos de Cu e Zn assumem uma disposição ordenada formando uma estrutura do tipo B2.

No sistema ternário Cu-Zn-Al, as duas reações de ordem-desordem tem lugar, assim a seqüência:  $A2 \rightarrow B2 \rightarrow DO_3 \rightarrow L2_1$ . A diferença entre as estruturas  $DO_3$  e  $L2_1$  é que na segunda o posicionamento do alumínio é regular e pode ser determinado. A estrutura B2 é inevitável, no entanto as transições para  $DO_3$  e  $L2_1$  dependem da composição e das condições do tratamento térmico. A natureza da ordem obtida é importante porque tem influência sobre a estrutura da martensita, uma vez que esta herda a ordem ou a desordem da austenita obtida durante a têmpera.

A figura 3.16 apresenta a modificação das regiões da fase  $\beta$  com a adição fixas do alumínio a 2, 4 e 6% em peso. O aumento do teor de alumínio permite que as temperaturas críticas da martensita sejam deslocadas para temperaturas maiores que aquelas encontradas para o sistema Cu-Zn [16,31,32,33].

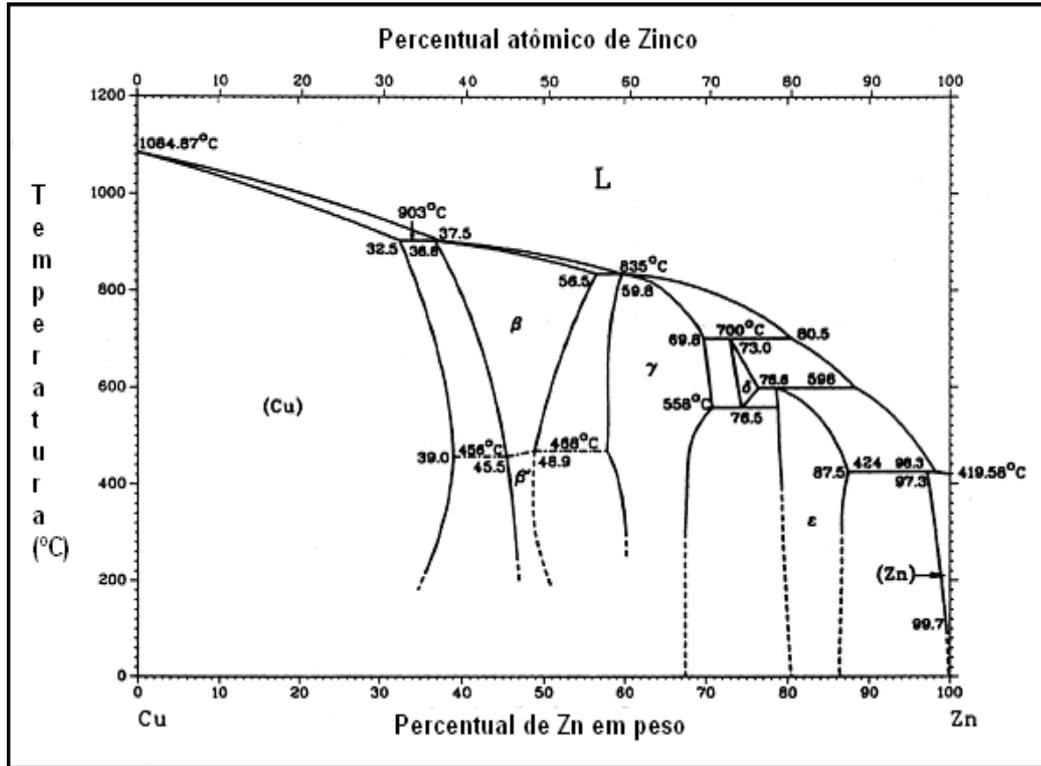


Figura 3.15. Diagrama de fase do cobre (sistema Binário Cu-Zn).

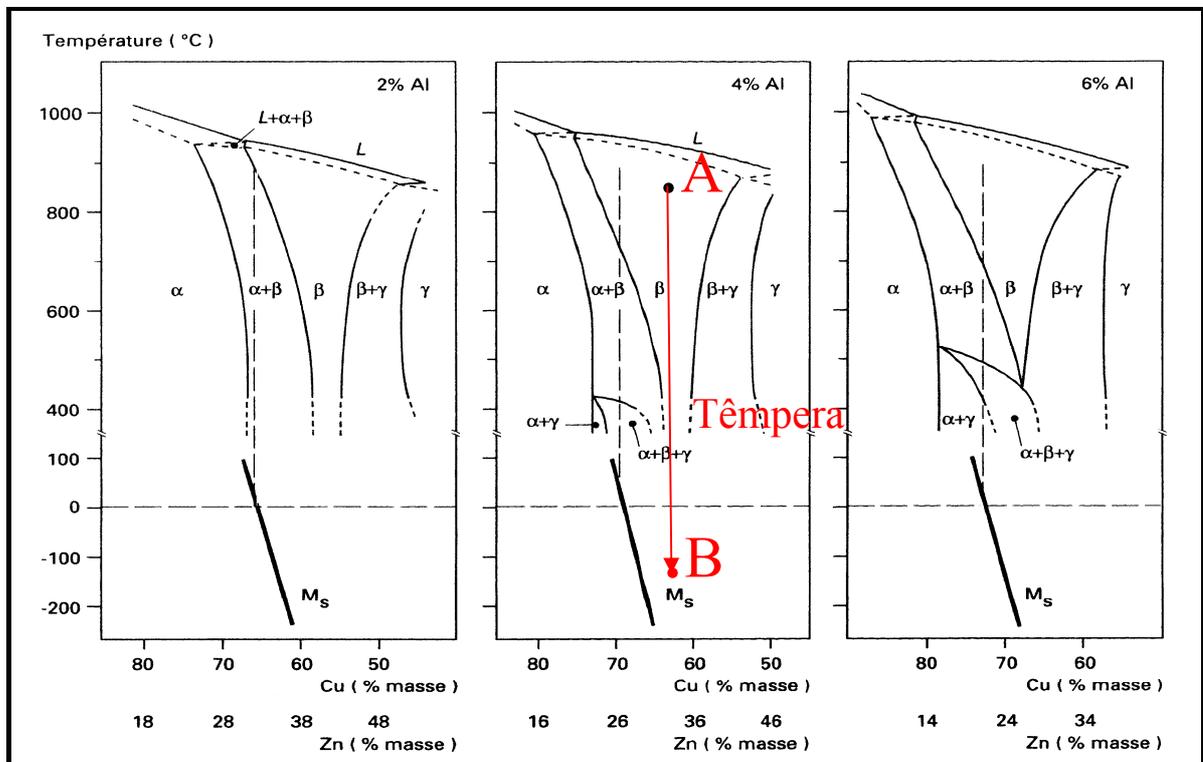


Figura 3.16. Diagrama de fase do cobre (sistema ternário Cu-Zn-Al).

### 3.8 Molas Helicoidais

Neste trabalho, a escolha de atuadores na forma de molas helicoidais foi devido ao fato que as molas são capazes de exercer maior força com a mesma quantidade de material (volume) em comparação a um fio de mesmo diâmetro e comprimento. A forma de molas permite que o atuador tenha maior deslocamento linear que aqueles observados para os fios, proporcionando a confecção de atuadores compactos. As molas apresentam grande capacidade de carregamento aliada ao efeito de recuperação de forma [34,35].

As molas são elementos mecânicos usados para exercer forças, para prestar flexibilidade e para armazenar energia na forma de energia mecânica de deformação elástica [35, 36]. As molas podem ser classificadas quanto à sua forma e a natureza dos esforços que as solicitam. Assim, temos molas helicoidais, molas de lâminas, molas de discos, entre outras. Nosso estudo desenvolve interesse direcionado as molas helicoidais submetidas a esforços de tração.

Nos itens seguintes são descritas os principais parâmetros e característicos das molas helicoidais.

#### 3.8.1 Constante de mola (Rigidez)

Independente da configuração, as molas possuem uma constante elástica da mola, representada pela letra  $k$  e definida como a inclinação da curva força versus deflexão [34]. Se a inclinação é constante, a rigidez é linear e a fórmula é definida como:

$$k = \frac{F}{y} \quad (1)$$

onde,  $F$  é a força aplicada a mola e  $y$  a deflexão da mola quando submetida a carga. As molas podem apresentar rigidez linear ou não-linear, porém nas aplicações mais frequentes, são utilizadas molas com o comportamento linear.

#### 3.8.2 Esforços em molas helicoidais

A figura 3.17 (a) mostra uma mola helicoidal de fio circular submetida à ação de uma força axial de tração,  $P$ . Designamos por  $D$  o diâmetro médio do enrolamento e por  $d$  o

diâmetro do fio. Consideremos agora que o fio da mola é seccionado num ponto qualquer por um plano que contém o eixo da mola como é mostrado na 3.17 (b).

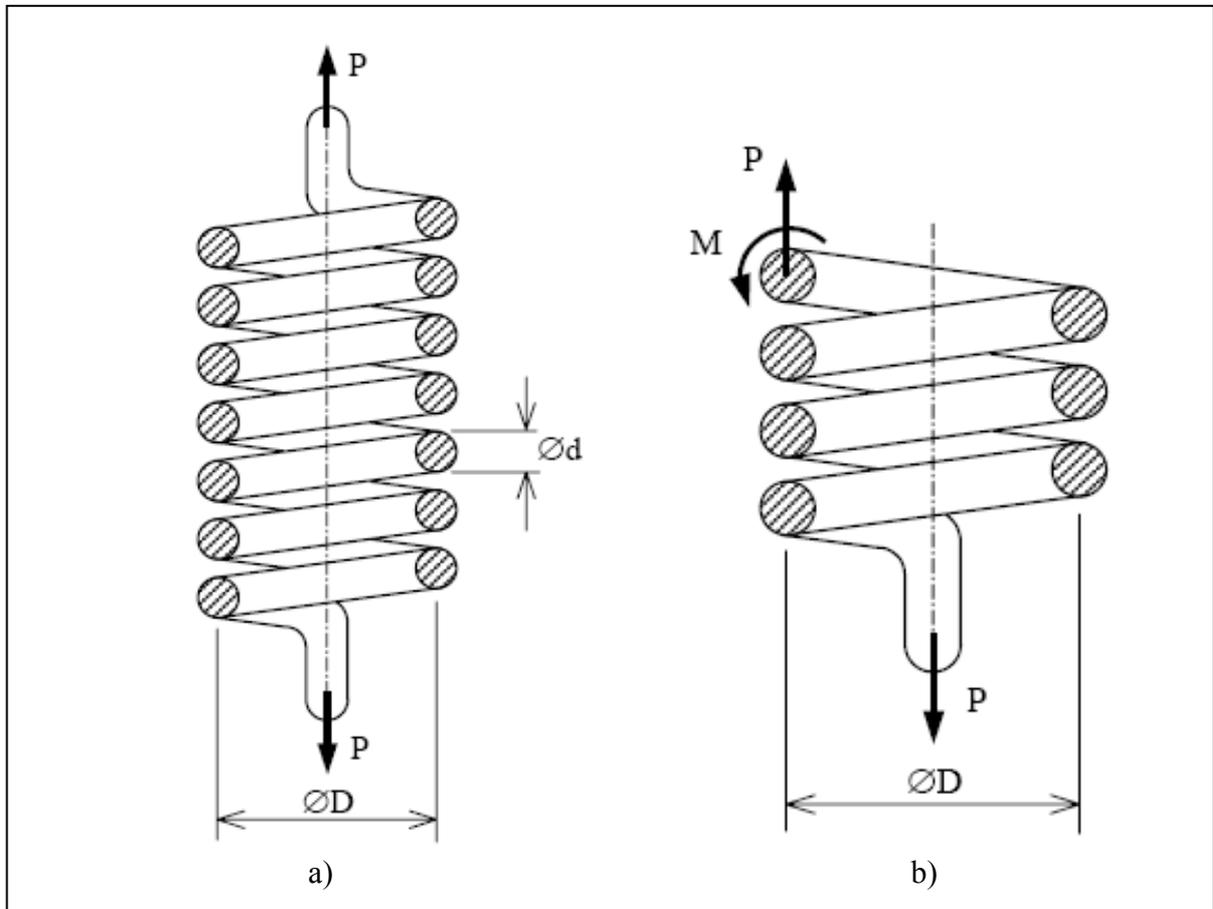


Figura 3.17. a) Esforços em uma mola helicoidal submetida a esforço de tração. b) esquema dos esforços internos numa mola helicoidal.

A figura 3.18 (a) mostra a distribuição das tensões na secção do fio da mola helicoidal provocada pela aplicação de uma força de tração. Na figura 3.18 (d) é mostrada a distribuição das tensões, incluindo a concentração de tensões localizadas nas extremidades internas do fio.

Os esforços internos ao fio são esforços de corte representado por  $P$  e o momento torsor representado por  $M$ . O momento torsor é igual ao produto de  $P$  pelo raio do enrolamento, representado por  $D/2$ . Ambos os esforços produzem tensões de corte ( $\tau$ ), na secção circular do fio. A tensão de corte máxima obtida ocorre no ponto interior da secção onde as direções das tensões de corte devidas aos dois esforços ( $P$  e  $M$ ) é a mesma.

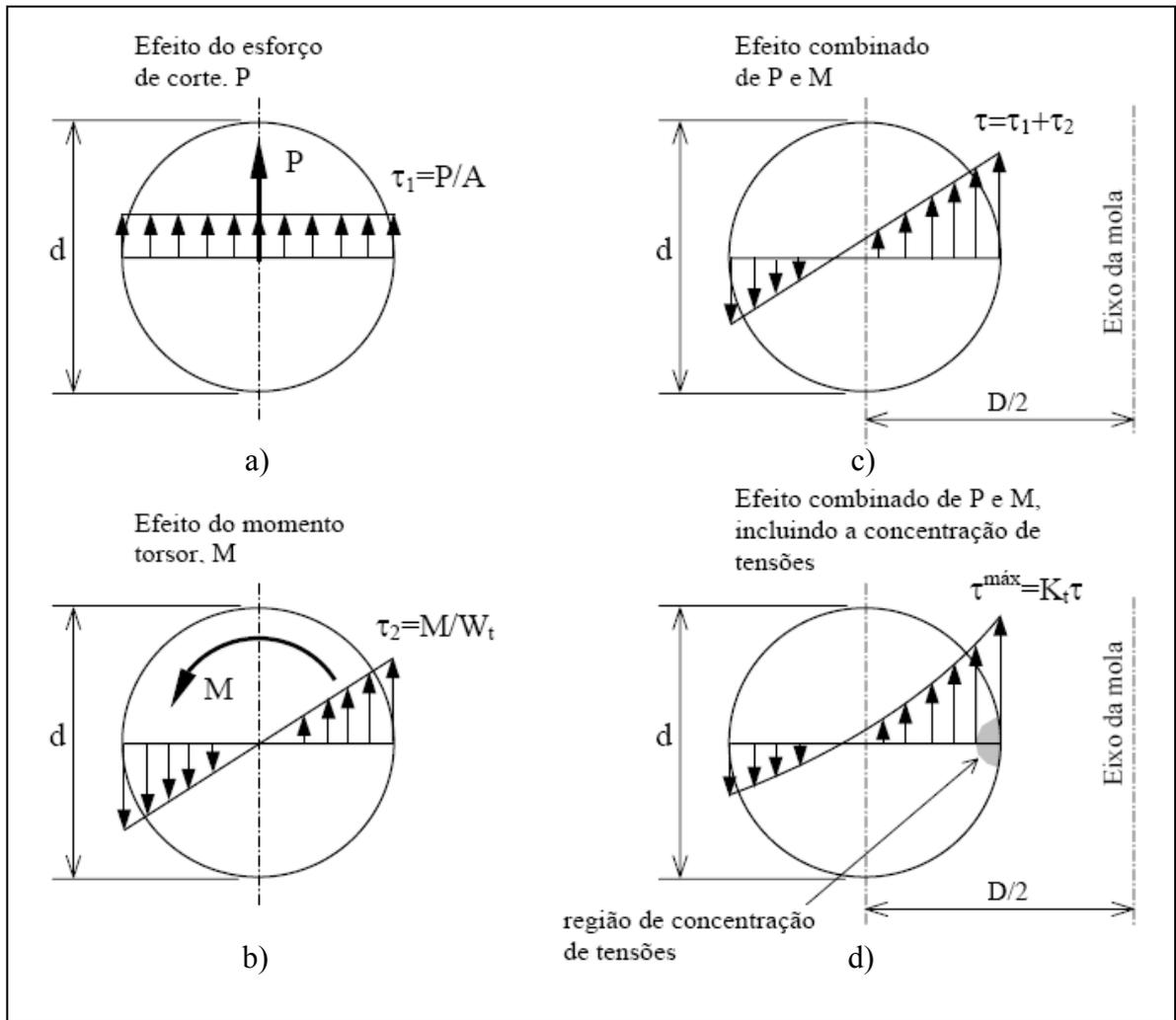


Figura 3.18. Esquema da distribuição das tensões na secção do fio de uma mola helicoidal.

A expressão da tensão de corte máxima é definida pela fórmula (2) abaixo:

$$\tau = \frac{M}{W_t} + \frac{P}{A} \quad (2)$$

onde,  $W_t$  é o módulo de resistência à torção e  $A$  é a área de secção.

Considerando  $W_t$ ,  $A$  e  $M$  definidos pelas fórmulas a seguir:

$$W_t = \frac{\pi \cdot d^3}{16} \quad (3)$$

$$A = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \quad (4)$$

$$M = P \cdot \frac{D}{2} \quad (5)$$

e substituindo estas equações (3), (4) e (5) na equação (2), temos:

$$\tau = \frac{8PD}{\pi d^3} + \frac{4P}{\pi d^2} \quad (6)$$

O fator C é definido como índice de curvatura da mola cuja fórmula é:

$$C = \frac{D}{d} \quad (7)$$

O intervalo de C varia entre 4 e 12, pois quando  $C < 4$ , a mola é de difícil fabricação e quando  $C > 12$  tem propensão à flambagem e também se entrelaça facilmente quando manipulada em quantidades. A partir da substituição da fórmula (7) em (6), obtemos a equação (8) abaixo.

$$\tau = \frac{8PD}{\pi d^3} \left( 1 + \frac{0,5}{C} \right) \quad (8)$$

O fator de cisalhamento direto ( $K_s$ ) é o definido pela equação (9) abaixo, assim a fórmula da equação (8) da tensão de corte passa a ser a fórmula da equação (10)

$$K_s = \left( 1 + \frac{0,5}{C} \right) \quad (9)$$

$$\tau = K_s \frac{8PD}{\pi d^3} \quad (10)$$

O fator  $K_w$  é conhecido como fator de correção de Wahl e inclui tanto o efeito das tensões diretas como o da concentração de tensões devido a curvatura e sendo definido pela equação (11). Este fator permite a modificação da fórmula tensão de cisalhamento da equação (10) para a equação (12).

$$K_w = \frac{4C - 1}{4C - 4} + \frac{0,615}{C} \quad (11)$$

$$\tau_{\max} = k_w \frac{8FD}{\pi d^3} \quad (12)$$

Como o fator de correção de Wahl pode ser dividido em dois efeitos, podemos também separá-los em um único fator de curvatura  $k_c$ , por intermédio da fórmula (13) abaixo.

$$K_c = \frac{K_w}{K_s} \quad (13)$$

A deflexão das molas quando submetida às cargas é definida pela equação (14) abaixo:

$$y = \frac{8FD^3 n}{d^4 G} = \frac{8FC^3 n}{dG} \quad (14)$$

onde:

- y - Deflexão ou flecha (cm);
- F - Carga axial atuante (kgf);
- D - Diâmetro médio da mola (cm);
- n - Número de espiras ativas;
- d - Diâmetro do arame (cm);
- G - Modulo de elasticidade transversal do material (kgf/cm<sup>2</sup>);

Neste trabalho, a tensão de cisalhamento que é aplicada às molas é calculada pela fórmula da equação (12). Este cálculo é influenciado pelo diâmetro externo da mola e pelo diâmetro do fio. Estes dois fatores têm influência no índice de curvatura “C”, podendo aumentar ou diminuir o valor de C. Para fios com mesmo diâmetro, quanto maior o diâmetro externo da mola maior será o índice de curvatura e por conseqüência a tensão de cisalhamento na mola.

O cálculo da deflexão das molas é feito a partir da fórmula apresentada pela equação (14). Nesta equação, também verificamos a presença do índice de curvatura. Devido à

influência deste índice, quanto maior o diâmetro externo da mola maior também será a deflexão da mesma.

O estudo das molas helicoidais é importante porque permite a verificação dos parâmetros necessários na obtenção de atuadores capazes de elevada capacidade de elevação de carga. O custo e o tamanho reduzido permitem que estes elementos sejam utilizados nas principais áreas da engenharia e também na medicina.

## 4. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Para a realização deste trabalho utilizamos uma liga à base de cobre com adições de zinco e alumínio. Esta liga foi adquirida na forma de fios com 0,9 mm de diâmetro por meio da empresa francesa Trefimétaux. A composição nominal da liga é Cu-25,3%Zn-4,0%Al (% em peso).

Molas com diâmetro externo de 4,0 mm e 6,0 mm foram obtidas com os fios de Cu-Zn-Al. Este elemento de máquina pode ser utilizado muitas vezes como atuadores, que são produzidos por tratamento termomecânico (deformações plásticas e tratamento térmico dos fios). Este estudo visa determinar as características termoelásticas das molas com memória de forma. Desta forma são determinadas às temperaturas críticas de transformação, os parâmetros intrínsecos as molas como: constante elástica, cargas máxima e mínima de elevação, diâmetros da mola, deflexão máxima e mínima de acordo com a carga aplicada, além da comprovação do efeito memória de forma. Este último será realizado através de ciclagem térmica sob carga de tração constante durante 50 ciclos, sendo avaliados os parâmetros citados acima.

### 4.1 Conformação Termomecânica e Tratamentos Térmicos

Os fios de Cu-Zn-Al são conformados plasticamente ao redor de parafusos com diâmetros, passo e número de hélices, próximos ao das dimensões desejadas para as molas. As molas obtidas têm os diâmetros externos de 4,0 e 6,0 mm, diâmetros internos de 3,1 e 4,2 mm, com 6 espiras, sendo 4 ativas, e 5,0 mm de comprimento.

Após a conformação dos fios, as amostras passam a etapa do tratamento térmico, no qual as molas vão adquirir sua forma final e apresentar o efeito memória de forma.

O tratamento térmico aplicado às amostras é chamado de betatização, ele consiste em aquecer a amostra a temperaturas elevadas dentro da fase  $\beta$ , seguido de resfriamento rápido (têmpera), possibilitando a retenção da fase metaestável (fase  $\beta$ ) a baixas temperaturas. Esta fase é a responsável pelo efeito memória de forma nas ligas a base de cobre. Os tratamentos térmicos foram executados em um forno a resistência elétrica tipo mufla, monitorado por um termopar tipo K a uma temperatura de 850°C. Depois as amostras foram temperadas sob diversas condições.

A partir da literatura e do diagrama de fase da liga de Cu-Zn-Al, foram selecionados quatro tratamentos térmicos de betatização: 1º) aquecimento a 850°C durante 10 minutos e têmpera em água a 100°C com revenido de 10 minutos, 2º) aquecimento a 850°C durante 10

minutos com têmpera em água a 25 C, 3 ) aquecimento a 850 C com têmpera ao ar calmo e 4 ) aquecimento a 850 C com têmpera em água a 25 C seguido de homogeneização em água a 100 C durante 10 minutos. Depois de executados os quatro tipos de tratamentos térmicos e após análise realizada em um sistema de calorimetria foi verificado que o primeiro tratamento apresentava elevados valores de transformação e também pelas molas se apresentarem maleáveis que aquelas obtidas por meio dos demais tratamentos. Este fatores levaram para a escolha do 1  tratamento térmico para a obtenção das molas deste trabalho. A execução da têmpera acima da temperatura onde a fase predominante é a martensítica e a manutenção a temperatura de 100 C durante o revenido permite uma melhor configuração da fase austenítica e promove a eliminação de lacunas de supersaturação da têmpera [37].

A figura 4.1 mostra o esquema de conformação mecânica e tratamento térmico a que foram submetidas às amostras de Cu-Zn-Al [38]. Na figura 4.2 são mostradas duas molas obtidas pelo procedimento descrito.

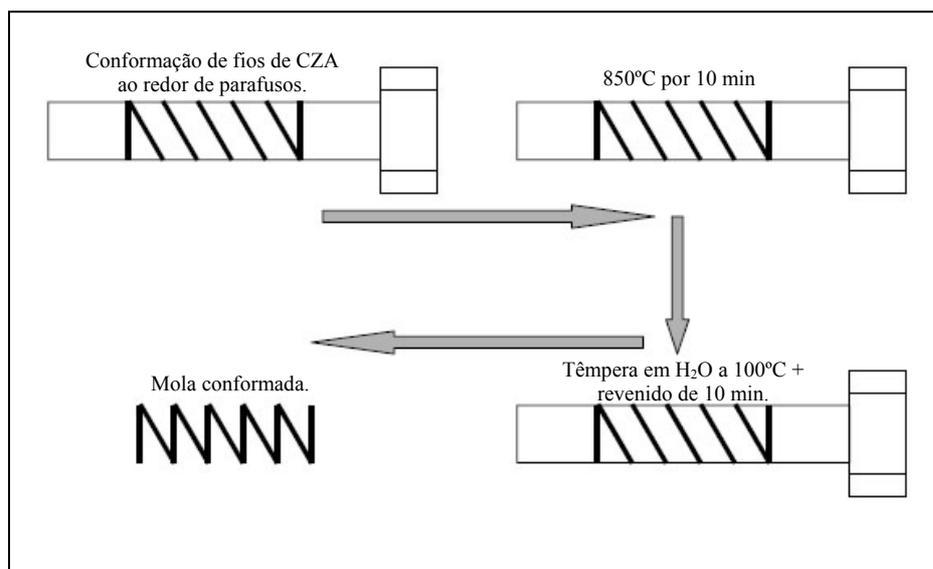


Figura 4.1. Esquema de conformação termomecânica das molas [38].

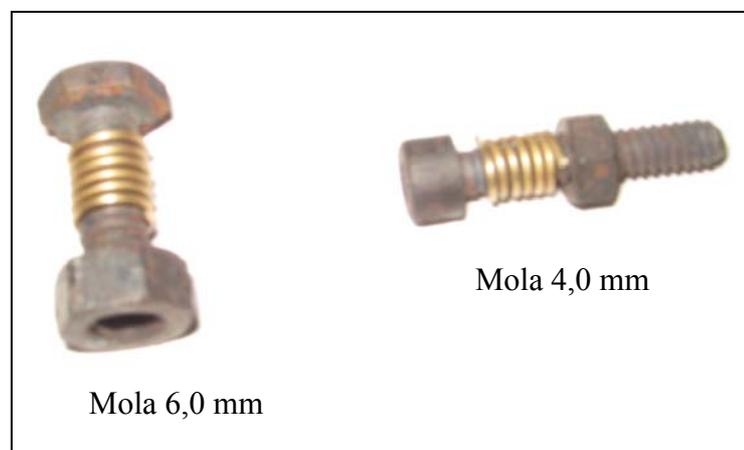


Figura 4.2. Imagem de molas enroladas nos parafusos de 4,0 e 6,0 mm.

## 4.2 Preparação Metalográfica

A preparação metalográfica das amostras da liga estudada consistiu no embutimento em resina acrílica a frio, com o objetivo de não promover mudanças na microestrutura do material. O lixamento foi realizado por meio de politrizes semi-automáticas, onde utilizamos as lixas de água com granulometria de 400, 600, 1000 e 1200 granas. O polimento foi realizado com o auxílio de pano metalográfico e pasta de diamante de 3, 1 e  $\frac{1}{4}$   $\mu\text{m}$ . O ataque químico foi realizado com Nital, que consiste de uma solução de álcool etílico com 5% de ácido nítrico. O tempo de ataque foi de cerca de 5 minutos seguido de lavagem com álcool etílico e secagem por meio de secador térmico.

## 4.3 Microscopia Óptica

As amostras tiveram suas microestruturas caracterizadas por microscopia óptica em um microscópio modelo Olympus BX51, fazendo uso de luz polarizada e interferência de contraste de Normanski.

## 4.4 Difractometria de Raios-X

Os tipos de fases presentes nos fios de Cu-Zn-Al foram identificados por meio da difração de raios-x. Os difratogramas foram obtidos por meio de um difratômetro da marca SHIMADZU modelo XRD 600, utilizando radiação Cu-K $\alpha$  com comprimento de onda de  $\lambda=1,5406\text{\AA}$ . A indexação dos picos do diagrama foram realizados por comparação com a literatura [11,14].

Os parâmetros de rede foram identificados a partir dos planos das fases, por meio da expressão da lei de Bragg e dos espaçamentos interplanares das estruturas CCC e ortorrômbicas.

$$n\lambda = 2 \cdot d \cdot \sin\theta \quad (15)$$

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{a^2} + \frac{l^2}{a^2} \quad \text{Estrutura Cúbica} \quad (16)$$

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad \text{Estrutura Ortorrômbica} \quad (17)$$

Onde,  $\lambda$  é o comprimento de onda da radiação incidente,  $\theta$  é o ângulo de Bragg,  $d$  é o espaçamento inter-planar,  $h$ ,  $k$  e  $l$  são os índices de Miller dos planos e  $a$ ,  $b$  e  $c$  são os parâmetros de rede.

#### 4.5 Resistividade Elétrica

A medição da resistividade elétrica pelo método dos quatro terminais é um procedimento experimental que permite obter as temperaturas críticas de transformação de fase das ligas com efeito memória de forma. Na amostra é feita a fixação de 4 fios equidistantes por meio de solda ponto. Nos dois fios das extremidades é aplicada uma corrente contínua estabilizada de 0,5 A e fios internos são utilizados para captar a diferença de potencial durante a ciclagem térmica. O conjunto é mergulhado em um banho térmico contendo óleo de silicone, onde a amostra é aquecida até a temperatura de 150°C. Durante o aquecimento da amostra, a fase martensítica se transforma para a fase austenítica, gerando variações importantes na diferença de potencial dos dois fios internos. Os dados da temperatura e da diferença de potencial são adquiridos por um sistema de aquisição de dados que possibilita obtenção dos gráficos de diferença de potencial versus temperatura, a partir dos quais e com o auxílio do método das tangentes são determinadas às temperaturas de transformação.

O método das tangentes consiste em se traçar retas tangentes às curvas de aquecimento e de resfriamento, os pontos de encontro destas retas identificam as coordenadas dos pontos de inflexão que determinam as temperaturas críticas de transformação. A figura 3.4 da revisão bibliográfica exemplifica o método das tangentes em uma curva típica de transformação martensítica.

A variação da temperatura no banho térmico foi realizada no intervalo de 25°C a 150°C, a uma taxa de aquecimento de 10°C/min e de 4°C/min no resfriamento. A figura 4.3 mostra o esquema do dispositivo do método dos quatro pontos.

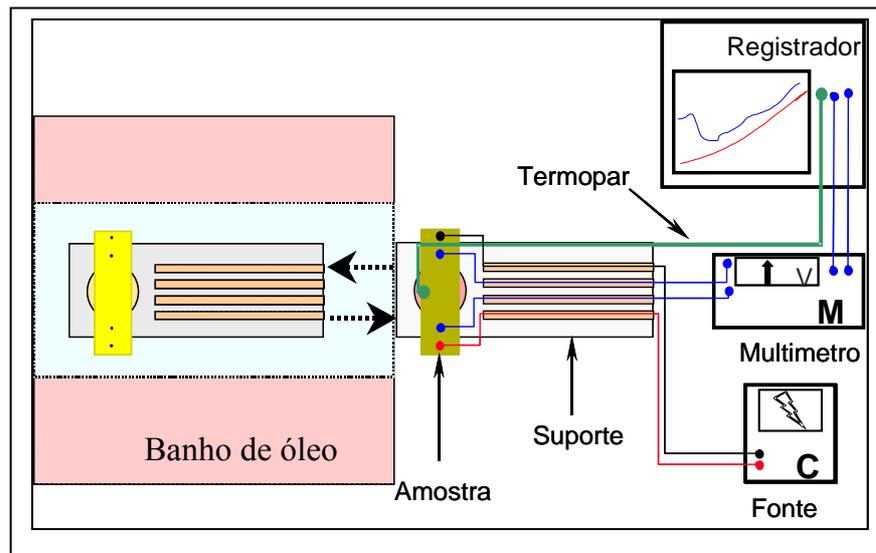


Figura 4.3. Esquema do dispositivo do método dos quatro pontos aplicado aos fios de Cu-Zn-Al.

A figura 4.4 apresenta uma amostra do fio de Cu-Zn-Al submetida ao ensaio dos quatro pontos.

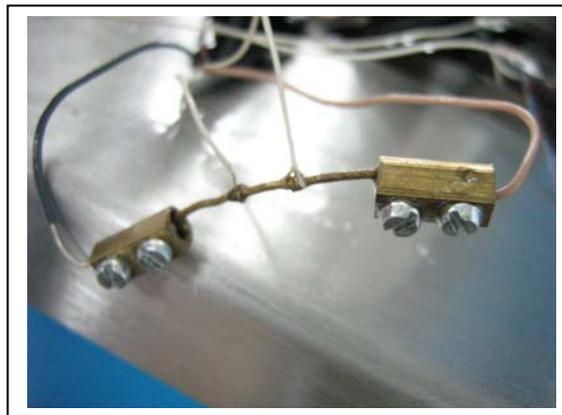


Figura 4.4. Amostra do fio de Cu-Zn-Al submetida ao ensaio dos quatro pontos.

#### 4.6 Calorimetria Diferencial de Varredura

Amostras da liga de Cu-Zn-Al com massa entre  $1,66 \times 10^{-2}$ g e  $1,73 \times 10^{-2}$ g foram ensaiadas em um calorímetro diferencial de varredura da marca Mettler Toledo 823<sup>o</sup>. Os testes foram feitos para analisar os tratamentos térmicos de betatização descritos na secção 4.1. Nos ensaios foram realizados três ciclos térmicos no intervalo de temperatura de 0°C a 180°C com taxa de varredura de 10°C/min. O ensaio de calorimetria possibilitou a obtenção das temperaturas críticas de transformação, da histerese térmica e da entalpia de transformação, permitindo a comparação com os resultados obtidos pelo método dos quatro pontos.

#### 4.7 Dispositivo de Ensaio de Tração sob Carga Constante

O dispositivo desenvolvido possibilita os ensaios das molas com ciclagem térmica submetida a aquecimento ao ar e em banho de óleo de silicone. Este dispositivo foi desenvolvido no Laboratório de Materiais Inteligentes do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPE. A figura 4.5 mostra o esquema do dispositivo desenvolvido que possui um suporte, onde são fixados o suporte de fixação da mola, sistema de polia, sensores de deslocamento e de temperatura, haste de transmissão da carga e peso. Na mola são fixados dois termopares do tipo K. Um destes termopares foi ligado ao controlador de temperatura para controlar a temperatura do ambiente interno do forno e o outro foi ligado ao sistema de aquisição de dados. O sistema de aquisição de dados utilizado no ensaio ao ar é da marca Novus modelo Fielder Logger. A mola no forno é conectada por meio da haste de transmissão ao sensor de deslocamento do tipo LVDT (linear variation displacement transducer) que faz a captação dos dados de deslocamento linear da mola e transmite para o sistema de aquisição de dados.

As molas foram submetidas aos ciclos térmicos com o intervalo de temperatura de 25°C a 150°C, onde as taxas de aquecimento e resfriamento foram estimadas em 9°C/min e 4°C/min. A taxa de aquecimento da temperatura é controlada por um sistema de controle de temperatura de marca Novus.

O dispositivo para os ensaios realizados em banho térmico é apresentado na figura 4.5 (a), utilizou o mesmo sistema de dispositivo ao ar. O banho térmico programável foi utilizado em substituição ao forno de resistência. Este banho térmico, da marca Cole Parmer permitiu um melhor controle da temperatura do sistema. As taxas de aquecimento e resfriamento para este banho foram estimadas em 5°C/min e 3°C/min respectivamente, para os mesmos intervalos de temperatura utilizados nos ensaios ao ar. O sistema de aquisição de dados para este ensaio foi da marca National instruments, modelo NI 4351.

Estes dispositivos nos permitem após a ciclagem termomecânica obter gráficos de deslocamento, temperaturas críticas e de histerese térmicas com o número de ciclos.

As molas com diâmetro externo de 4,0 mm e 6,0 mm a partir de agora serão identificadas apenas como mola de 4 e mola de 6, respectivamente. A escolha das cargas que foram aplicadas às molas foram selecionadas a partir de experimentos prévios. Nestes testes o objetivo foi encontrar as cargas capazes de provocar a deformação das molas que pudessem ser capturadas nos dispositivos de aquisição de dados. Nestes ciclos, foram realizadas análises cujo objetivo é encontrar a carga máxima e mínima capaz de induzir o efeito memória de forma nestas molas. Após os testes, verificou-se que para as molas de 4,0 mm, a menor tensão

de cisalhamento é de 27 MPa e a maior é de 111 MPa. Acima desta carga ocorria deformação plástica excessiva na mola.

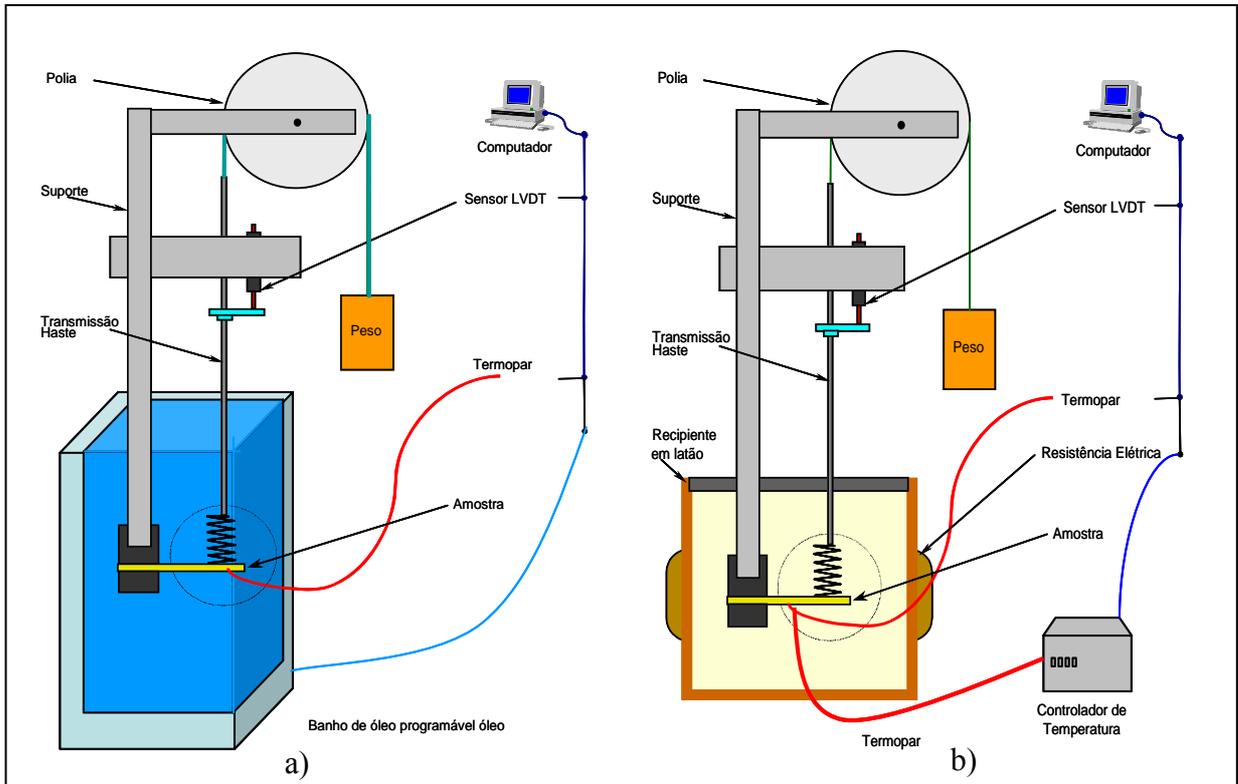


Figura 4.5. Esquemas do dispositivo de ensaios sob carga de tração. (a) esquema no banho térmico. (b) esquema ao ar.

A partir dos dados obtidos nestes testes, foram definidos quatro cargas para os ensaios destinados ao estudo das molas: 27, 36, 70 e 84 MPa. As molas de 6,0 mm apresentaram nos testes carga mínima e máxima de cisalhamento iguais a 36 a 140 MPa. As cargas estudadas para este diâmetro foram de iguais a 36, 70, 84 e 140 MPa. A carga de 27 MPa submetida na mola 6,0 mm não apresentou o efeito memória de forma devido as diferenças de geométricas. Apesar das cargas aplicadas serem próximas as massas utilizadas foram distintas. Na tabela 4.1 são indicadas as tensões de cisalhamento e a carga aplicada em cada mola.

Tabela 4.1. Equivalente em gramas das tensões de cisalhamento aplicadas as molas de Cu-Zn-Al.

EQUIVALENTE EM MASSA PARA CADA TENSÃO APLICADA			
TENSÃO	MASSA	TENSÃO	MASSA
MOLAS 4 MM		MOLAS 6 MM	
27 MPa	150 g	28 MPa	110 g
36 MPa	195 g	36 MPa	145 g
70 MPa	380 g	70 MPa	285 g
84 MPa	450 g	84 MPa	335 g
140 MPa	750 g	140 MPa	560 g

Após o carregamento da mola, esta foi submetida a 50 ciclos térmicos de treinamento. Este treinamento tem por objetivo observar o efeito memória de forma durante o aquecimento e o resfriamento no intervalo de temperatura de 25°C a 150°C.

Além das temperaturas críticas, foi obtida também a histerese térmica ( $H_t$ ) que é calculada pela equação (18), a deformação das molas, as constantes elásticas e a evolução da deformação termoelástica. A deformação termoelástica foi obtida pela diferença entre as amplitudes observadas nos gráficos de deformação versus temperatura, quando a amostra se encontra em alta temperatura e em baixa temperatura, como indicado na equação (19).

$$\left( H_t = \left( \frac{A_s + A_f}{2} \right) - \left( \frac{M_s + M_f}{2} \right) = A_{50} - M_{50} \right) \quad (18)$$

$$EMF = Bt - At \quad (19)$$

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Caracterização Microestrutural e Estrutural

Os fios da liga a base de cobre com composição química de Cu-25,3%Zn-4,0%Al, foram caracterizados quanto aos seus aspectos microestruturais por meio de micrografias ópticas e análise das fases presentes no material com a utilização da difratometria de raios-X.

A figura 5.1 (a) apresenta a micrografia da liga de Cu-Zn-Al sem tratamento térmico. Nesta figura, observa-se os contornos de grãos e a presença de duas fases que segundo a literatura correspondem as fases  $\alpha$  e  $\beta$  [16]. A figura 5.1 (b) apresenta a micrografia da mesma liga, submetida ao tratamento térmico de homogeneização por dez minutos a temperatura de 850°C com têmpera em água a 100°C e revenido por 10 minutos a esta temperatura. Nesta micrografia verifica-se um aumento do tamanho dos grãos devido ao tratamento térmico em relação àqueles que são mostrados na figura 5.1 (a).

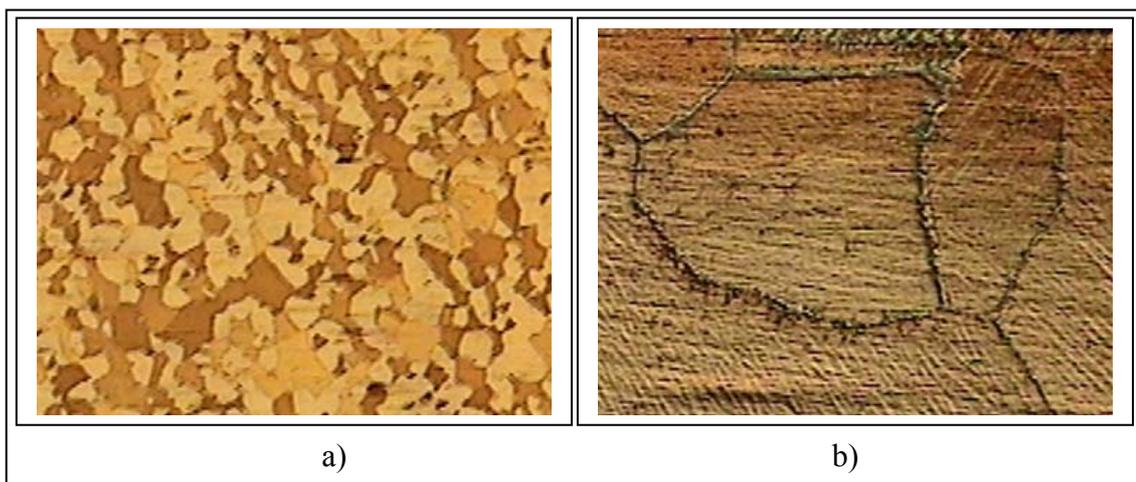


Figura 5.1. Micrografias dos fios de Cu-Zn-Al. a) sem tratamento térmico com aumento de 100X. b) com tratamento de têmpera a 850°C, aumento de 200X.

A figura 5.2.(a) mostra as micrografias das amostras com e sem tratamento com aumento de 400X. Na figura 5.2 (b) visualiza-se as agulhas de martensita formadas pelas plaquetas de auto-acomodação, característica da fase Martensítica.

Na figura 5.3, apresenta a difratometria de raios-x, onde aparecem os picos da fase martensítica  $\beta'_1$ , com planos e índices característicos da estrutura ortorrômbica 18R. Os parâmetros de rede calculados são:  $a = 4,494\text{Å}$ ,  $b = 5,194\text{Å}$  e  $c = 38,19\text{Å}$ .

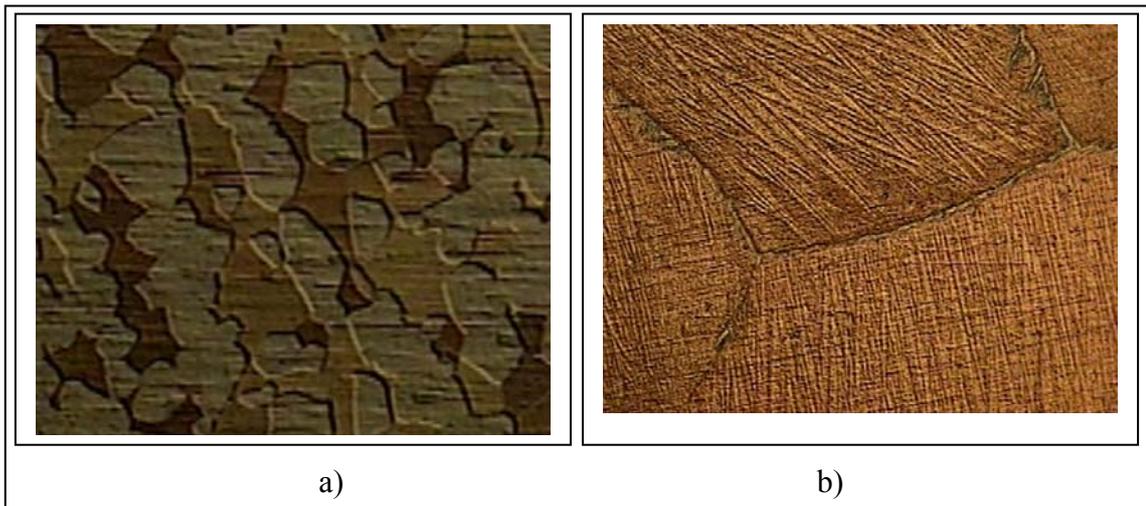


Figura 5.2. Micrografias dos fios de Cu-Zn-Al. a) sem tratamento térmico com aumento de 400X. b) com tratamento de têmpera a 850°C, aumento de 400X.

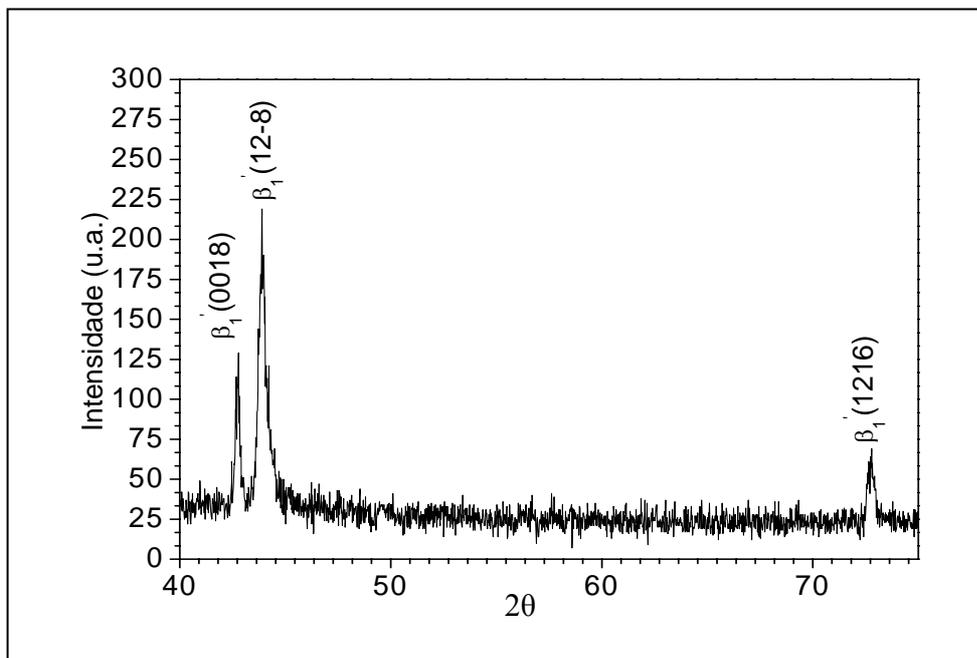


Figura 5.3. Difratograma de raios-X do fio da liga Cu-Zn-Al na fase martensítica.

## 5.2 Caracterização Física das Temperaturas de Transformação

Os fios da liga Cu-Zn-Al foram submetidos ao ensaio de variação de resistividade pelo método dos quatro pontos onde é possível determinar as temperaturas críticas de transformação do material sem carregamento. Na figura 5.4 são apresentadas as três curvas geradas no experimento.

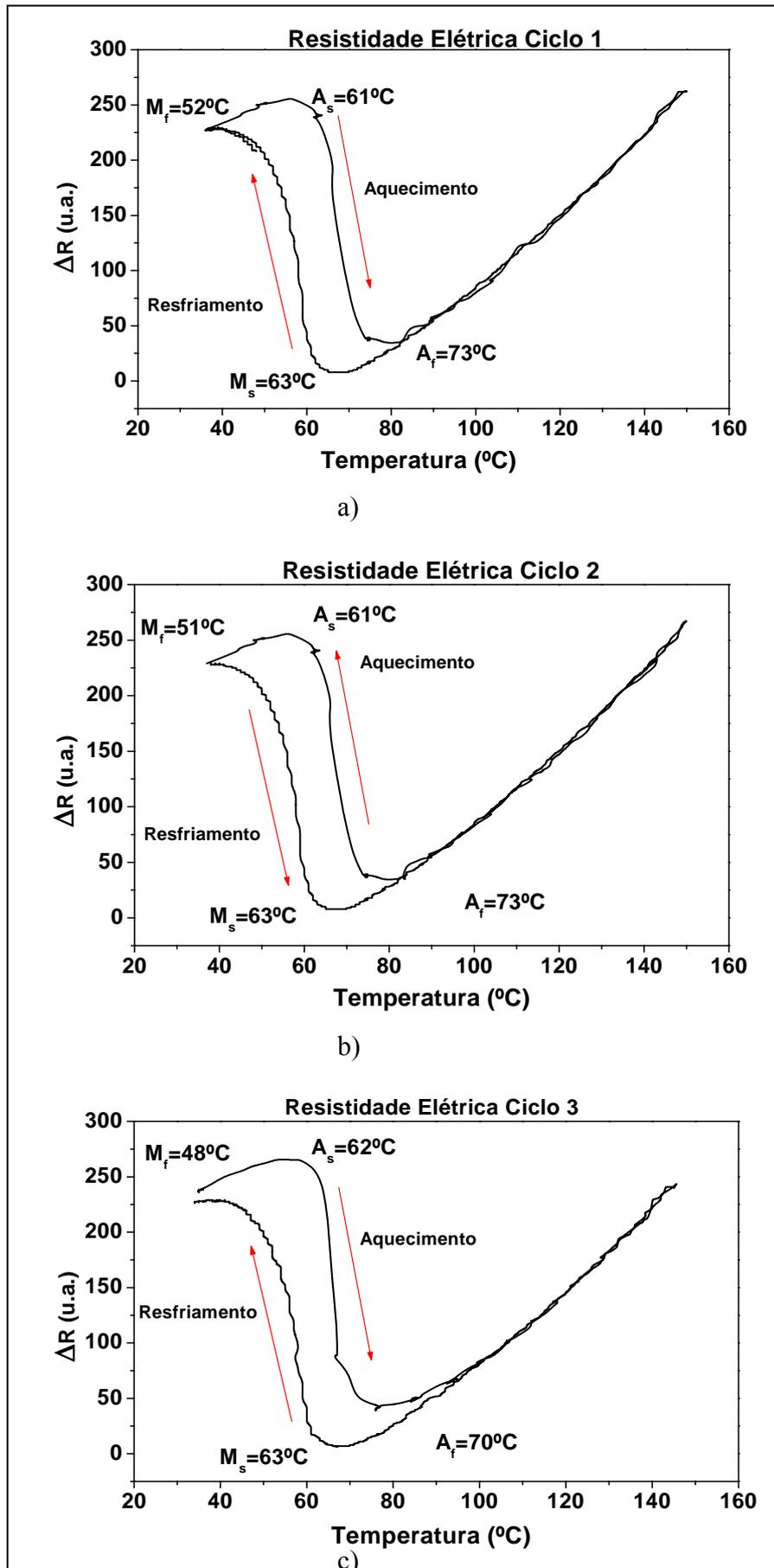


Figura 5.4. Curvas da variação resistividade elétrica versus temperatura. (a) 1<sup>o</sup> ciclo térmico; (b) 2<sup>o</sup> ciclo térmico e (c) 3<sup>o</sup> ciclo térmico.

Empregando o método das tangentes nas curvas de variação de resistividade elétrica foram determinadas as temperaturas críticas de transformação ( $A_s$ ,  $A_f$ ,  $M_s$  e  $M_f$ ) do material para os três ciclos térmicos. Estas temperaturas estão apresentadas na tabela 5.1. As temperaturas críticas de transformação foram muito próximas para os três ciclos realizados, mostrando que o tratamento de betatização aplicado é eficaz para se obter a fase metaestável responsável pelo efeito memória de forma. Na discussão dos resultados dos fios submetidos ao carregamento, as temperaturas de referência serão aquelas adquiridas no terceiro ciclo térmico.

Tabela 5.1. Temperaturas críticas para os três ciclos térmicos

RESISTIVIDADE ELETRICA FIOS DE CZA			
Temp.	1º CICLO	2º CICLO	3º CICLO
Críticas			
$A_s$	61	61	62
$A_f$	73	73	70
$M_s$	63	63	63
$M_f$	52	51	48
$H_t$	9,5	10	10,5

### 5.3 Calorimetria Diferencial de Varredura

Devido à grande precisão do calorímetro e dos dados sobre a entalpia, também foi utilizado o calorímetro diferencial de varredura para obter as temperaturas críticas da liga de Cu-Zn-Al. Esta técnica também possibilita a análise comparativa dos quatro tratamentos térmicos estudados. Esta análise teve como objetivo fazer a verificação de qual tratamento térmico geraria menores problemas de estabilização da martensita. Para cada tratamento executado foram feitas três análises de calorimetria, com intervalo de temperatura de 0°C a 180°C, onde a taxa de aquecimento e resfriamento foi de 10°C/min.

As figuras 5.5, 5.6, 5.7 e 5.8 apresentam as curvas de calorimetria das amostras submetidas aos tratamentos definidos na seção dos procedimentos experimentais. No primeiro ciclo de aquecimento verifica-se o processo de estabilização martensítica, onde a transformação inversa necessita de maior energia para realizar a transformação. Esta maior energia é visualizada pelas temperaturas críticas  $A_s$  e  $A_f$  que se apresentam deslocadas para maiores temperaturas durante o primeiro ciclo térmico [37,39,40,41].

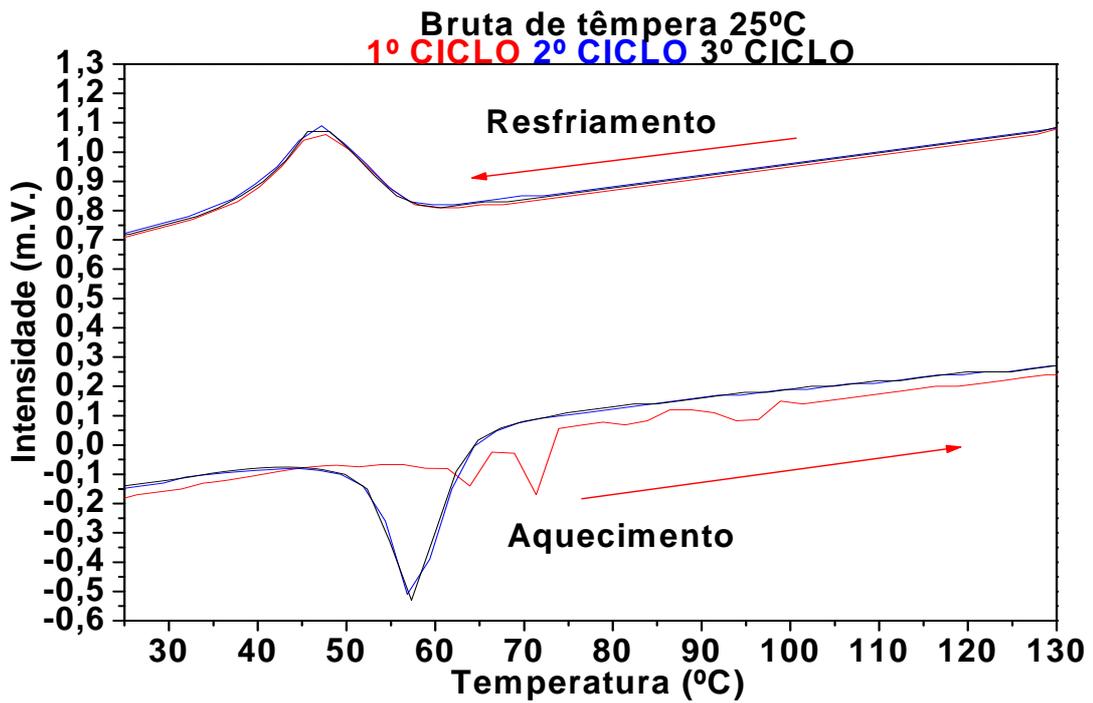


Figura 5.5. Curvas do ensaio de calorimetria diferencial de varredura para a amostra submetida ao tratamento de têmpera a 25°C.

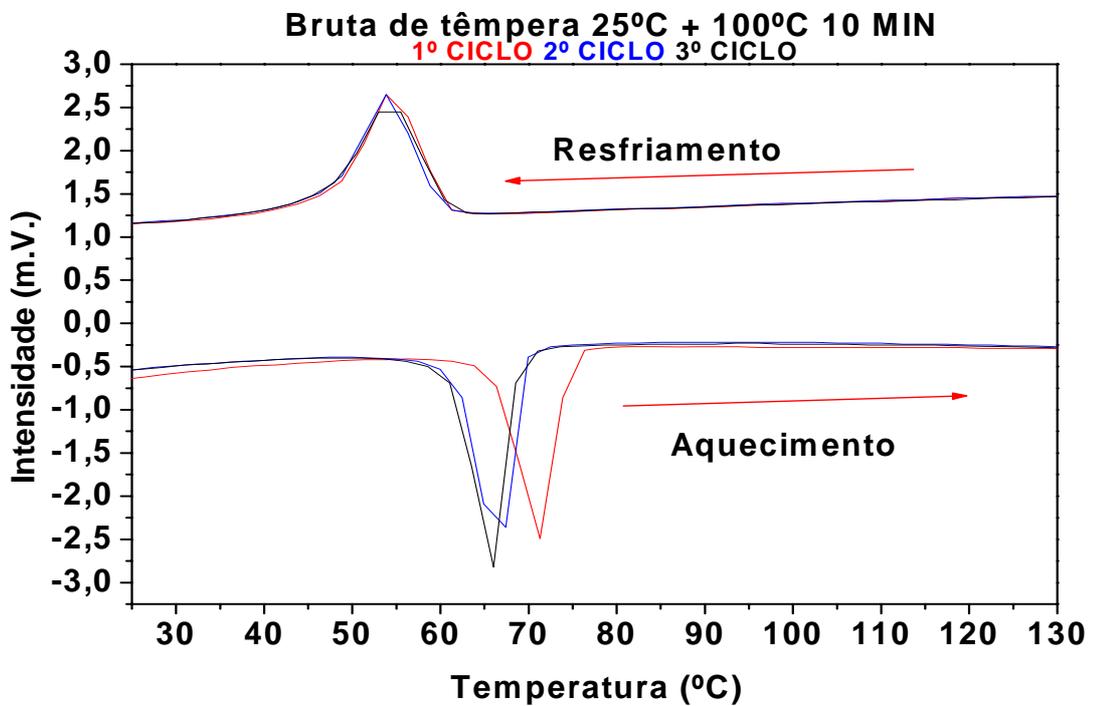


Figura 5.6. Curvas do ensaio de calorimetria diferencial de varredura para a amostra submetida ao tratamento de têmpera a 25°C com revenido de 10 minutos a 100°C.

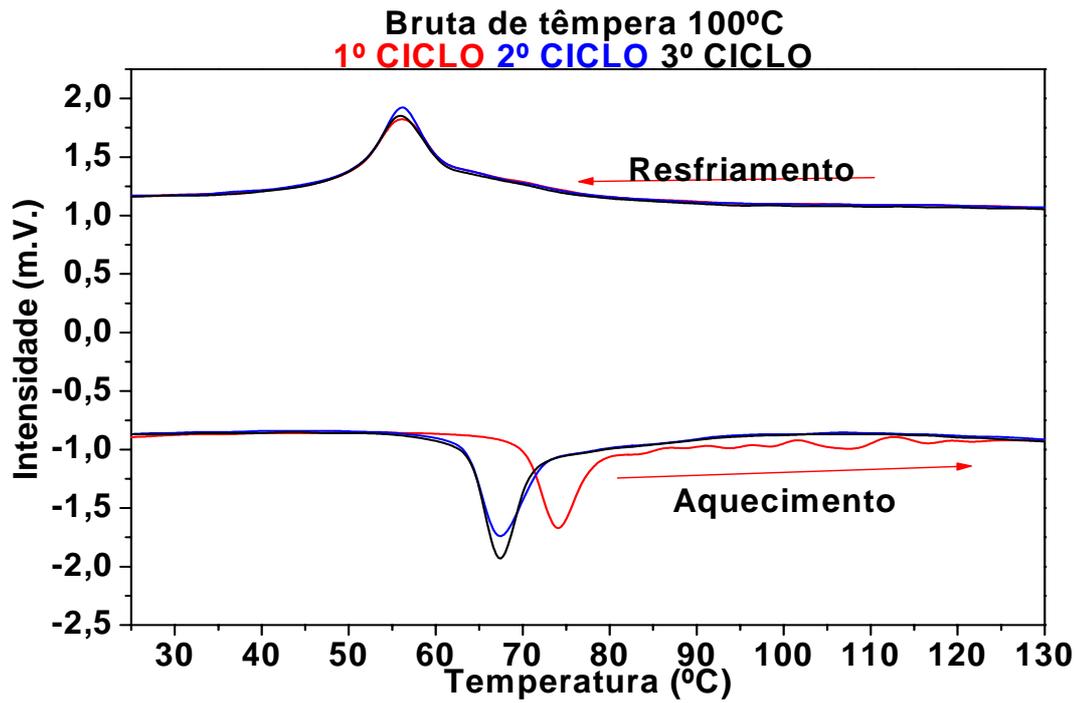


Figura 5.7. Curvas do ensaio de calorimetria diferencial de varredura para a amostra submetida ao tratamento de têmpera a 100°C.

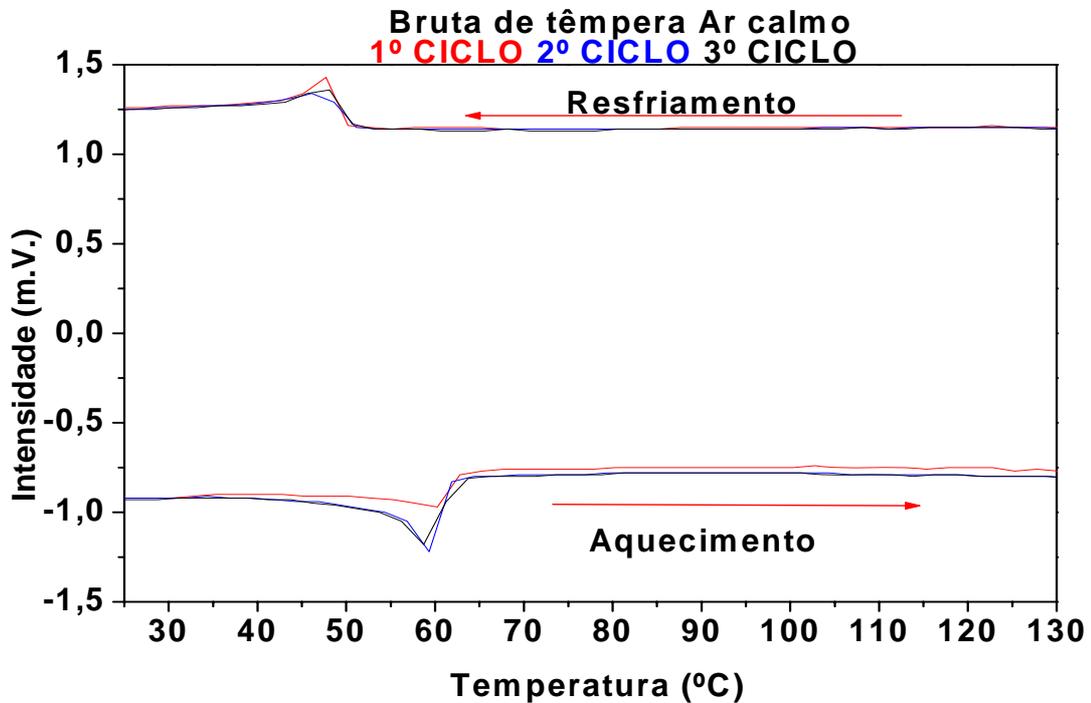


Figura 5.8. Curvas do ensaio de calorimetria diferencial de varredura para a amostra submetida ao tratamento de têmpera ao ar calmo.

O fenômeno da estabilização é devido ao bloqueio das interfaces da martensita por supersaturação de lacunas de têmpera, transição ordem-desordem incompletas e outros fatores [44]. O aquecimento da amostra promove o desbloqueio e o reordenamento da fase austenítica, eliminando os efeitos da estabilização nos ciclos térmicos subsequentes.

A comparação entre os resultados adquiridos durante o ensaio de calorimetria desenvolvido mostra que os tratamentos 1 e 4 apresentam maior bloqueio das agulhas de martensita resultando num maior efeito da estabilização da martensítica durante o processo. Devido a não disponibilidade do equipamento de calorimetria em momento hábil, todos os dados utilizados neste trabalho foram executados a partir do tratamento 2 que apresentou molas mais maleáveis, principalmente quando ensaiadas no dispositivo de ensaio de tração sob carga constante, onde apresentaram maiores deformações elásticas em relação as demais molas tratadas com os demais tratamentos térmicos.

A partir das curvas dos ensaios de calorimetria foram obtidas as temperaturas críticas de transformação, a histerese térmica e também a entalpia das transformações. Na tabela 5.2 vemos que a menor variação das temperaturas críticas de transformação durante os três ciclos ocorreu para a têmpera em 25°C com homogeneização a 100°C e revenido de 15 minutos, isso ocorre devido à martensita ter apresentado processo de estabilização menos acentuado, fazendo com que as temperaturas se estabilizassem no terceiro ciclo com menor variação em relação às temperaturas obtidas durante o ensaio do primeiro ciclo. Nas ligas com efeito memória de forma a base de cobre a mobilidade das lacunas na fase austenítica é mais elevada que a observada fase martensítica [42,43]. A manutenção do material a temperatura de 100°C, aumenta o grau de ordem da fase austenítica [44]. Assim, é possível supor que as características obtidas para os parâmetros medidos são menos influenciadas pelo mecanismo de estabilização martensítica.

Tabela 5.2. Temperaturas críticas da liga Cu-Zn-Al obtidas por meio de ensaio de calorimetria.

TEMP/T.T	BT 25°C			BT 25°C+100°C 15MIN			BT 100°C			BT AR		
	1 C	2 C	3 C	1 C	2 C	3 C	1 C	2 C	3 C	1 C	2 C	3 C
<b>A<sub>s</sub></b>	66	50	50	65	60	60	70	63	62	49	54	53
<b>A<sub>f</sub></b>	73	64	64	75	70	69	78	73	71	63	62	64
<b>M<sub>s</sub></b>	59	59	58	61	60	61	63	63	63	50	51	51
<b>M<sub>f</sub></b>	38	38	38	46	46	46	48	49	48	43	42	42

## 5.4 Ensaio de Tração sob Carga Constante

Os ensaios de tração sob carga constante foram aplicados às molas para analisar a evolução dos laços de histerese, as temperaturas críticas de transformação e a deformação termoelástica durante os cinquenta ciclos térmicos de treinamento do efeito memória de forma. Os ensaios de tração sob carga constante foram realizados sob duas condições: ao ar e em banho térmico. Devido aos ensaios ao ar terem apresentado problemas relacionados à homogeneização da temperatura dentro do formo e os gráficos de deformação versus temperatura terem apresentado muitos ruídos quando comparados com os obtidos no banho de óleo, este trabalho contempla apenas os resultados obtidos pelos ensaios realizados em banho térmico, os resultados oriundos dos ensaios realizados ao ar encontram-se relacionados nos anexos.

As constantes elásticas foram determinadas através da aplicação de diferentes cargas nas molas que permitem a deformação elástica da mola. O coeficiente angular da reta obtida pelos gráficos das cargas versus deflexões corresponde a constante elástica da mola. As constantes de molas foram obtidas durante o 1º e após o 50º ciclo térmico, quando as molas estavam na fase martensítica. A constante da fase austenítica foi obtida após o 50º ciclo a temperatura de 140°C.

### 5.4.1 Ensaios em Banho Térmico

Foram utilizadas oito molas para o ensaio de tração a carga constante em banho térmico, sendo quatro molas com 4,0 mm de diâmetro e quatro com 6,0 mm de diâmetro. As molas com 4,0 mm de diâmetro foram carregadas com as tensões de 27, 36, 70 e 84 MPa e as molas com 6,0 mm de diâmetro foram carregadas com as tensões de 36, 70, 84 e 140 MPa. Os ensaios foram realizados em um banho térmico programável com as temperaturas variando no intervalo de 25°C a 140°C.

Os ensaios permitem a obtenção dos gráficos de deformação versus temperaturas críticas e versus número de ciclos de treinamento. A partir destas curvas foram determinadas as temperaturas críticas de transformação, histerese térmica, evolução dos laços de histerese e deformação termoelástica. O gráfico da figura 5.9 esquematiza a obtenção da deformação plástica ( $X$ ), que é a diferença de amplitudes acima da temperatura  $A_f$  entre dois ciclos e a deformação termoelástica ( $\epsilon_t$ ), dada por ( $\epsilon_t =$  deformação na temperatura  $A_s$  menos a deformação recuperada acima da temperatura  $A_f$ ) [45]. As temperaturas críticas foram obtidas pelo método das tangentes.

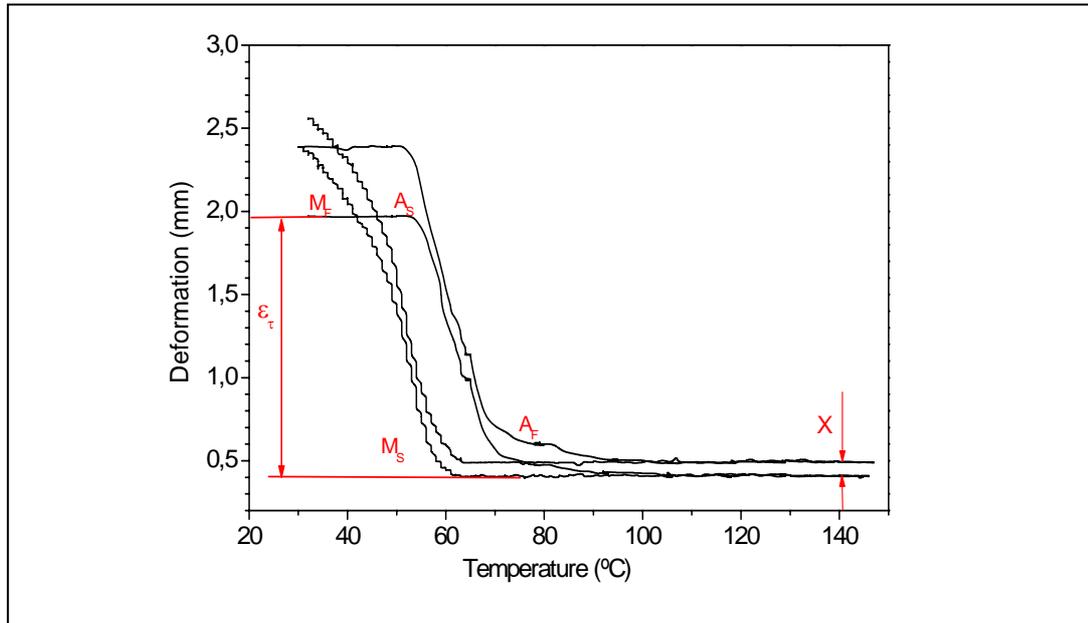
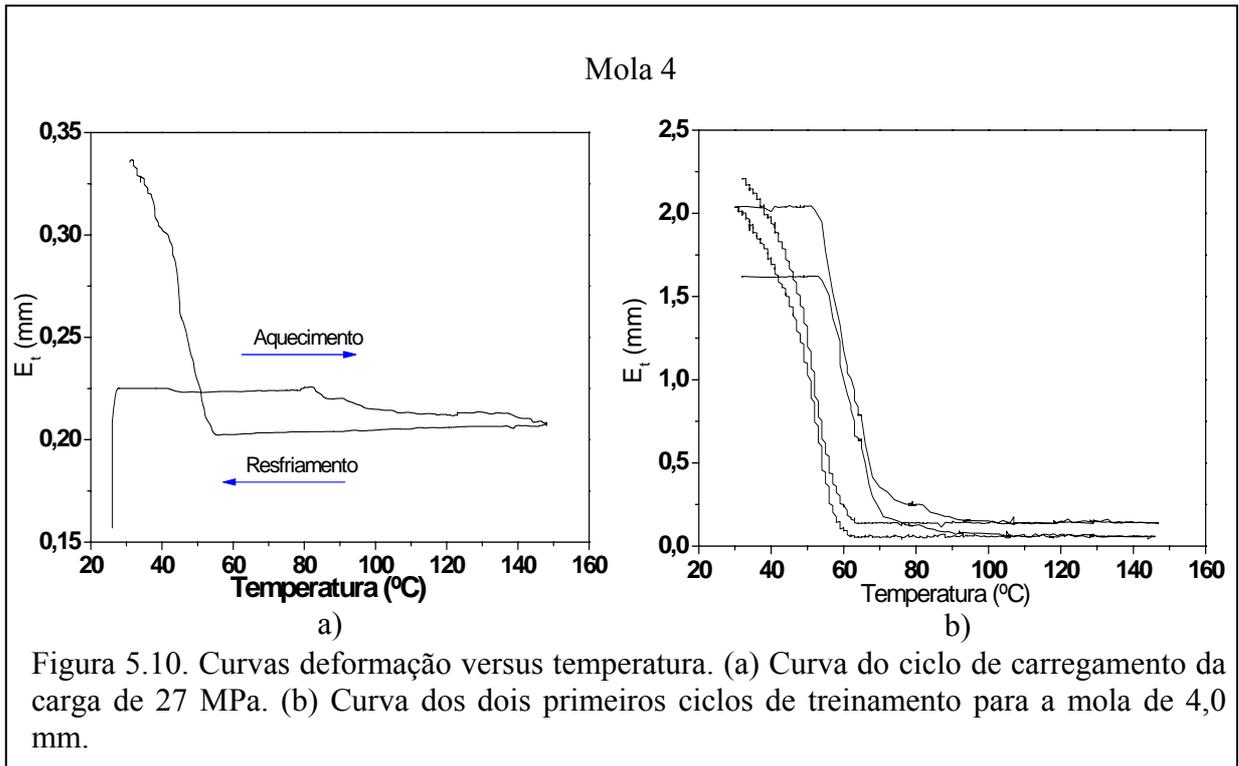


Figura 5.9. Representação dos principais parâmetros característicos da transformação martensítica determinados a partir da curva deformação versus temperatura.

A figura 5.10 mostra as curvas características obtidas para uma mola de 4,0 mm de diâmetro submetida à carga de 27 MPa. Na figura 5.10 (a) observamos o carregamento da carga de 27 MPa. Este carregamento é representado pela linha vertical à temperatura constante de 24°C e representa a deformação inicial da mola. Esta deformação varia com o valor da carga aplicada. No aquecimento, a mola ao atingir a temperatura  $A_s$  começa a recuperar a deformação termoelástica imposta pela carga de tração. Esta recuperação termina quando a temperatura atinge a temperatura  $A_f$ . No resfriamento, a mola ao atingir a temperatura de transformação de fase martensítica ( $M_s$ ) começa a se deformar até a liga atingir a temperatura  $M_f$ . Dependendo da carga de tração imposta, esta deformação produzida no resfriamento é diferente da obtida no aquecimento, pois é composta pela deformação termoelástica produzida pelos processos de reorientação das variantes de martensita, estabilização martensítica e da deformação plástica, se a carga for muito elevada [4].

Na figura 5.10 (a) é possível visualizar que a curva apresenta um comportamento diferenciado em relação às curvas seguintes, este fato deve-se a problemas de manuseio e montagem das molas no suporte que podem ter gerado deformações na mola. Estas geram modificações nos gráficos de deformação versus temperatura durante o primeiro ciclo de treinamento da mola. Estas modificações deixam de ser visualizadas nos ciclos seguintes. Na figura 5.10 (b) são apresentados o segundo e o terceiro ciclos térmicos. Nestes ciclos, é possível verificar que a deformação termoelástica aumenta com o número de ciclos.



A figura 5.11 mostra a evolução da ciclagem térmica para os 50 ciclos. Nesta figura pode-se visualizar a ciclagem térmica onde se verifica a evolução dos laços de histerese, com modificações nas temperaturas críticas de transformação, na deformação termoelástica e na histerese térmica. As principais fontes para estas modificações são as alterações no rearranjo das discordâncias, a reconfiguração das estruturas das fases e a deformação plástica residual originada pelas tensões aplicadas [4]. Estas deformações são acumuladas a cada ciclo.

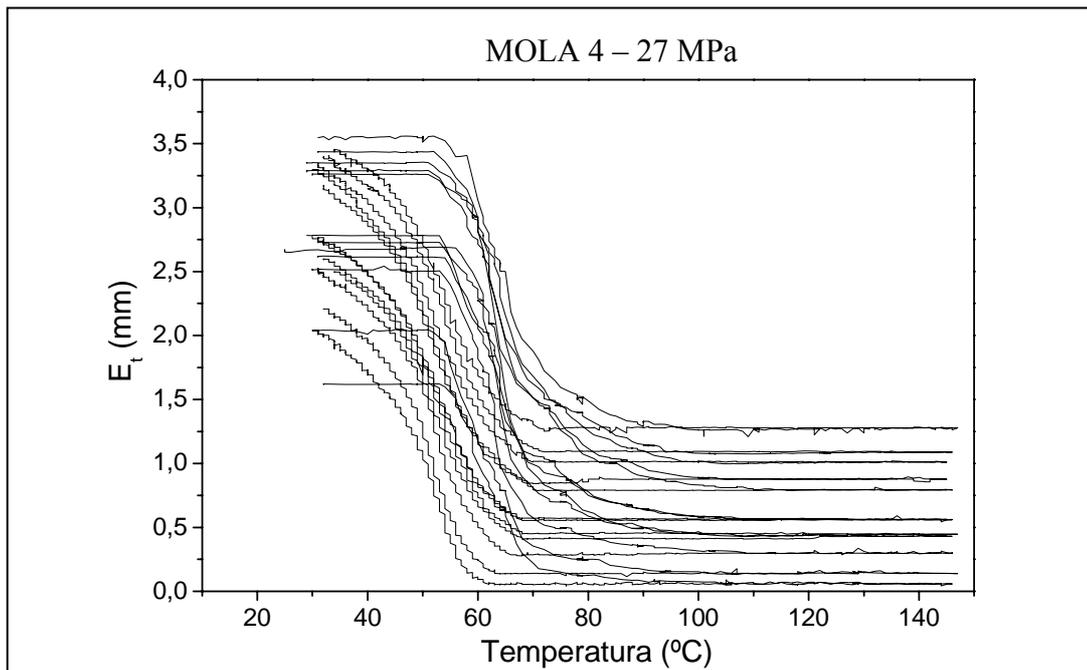


Figure 5.11. Curvas de deformação versus temperaturas, obtidas no ensaio de tração sob carga constante para a mola de 4 submetida à carga de 27 MPa.

O gráfico da figura 5.11 mostra que a deformação termoelástica no primeiro ciclo foi de 1,5 mm nas molas de 4,0 mm. Ao final do 50º ciclo, obteve-se uma deformação termoelástica de 2,2 mm. A evolução da deformação durante a ciclagem é devido à ativação de agulhas de martensita que se tornam preferenciais devido ao processo de reconfiguração das discordâncias existentes na liga, criando um campo de tensões que favorecem cristalograficamente as agulhas no sentido da aplicação da carga. Após os cinquenta ciclos térmicos, obtivemos as molas treinadas e apresentando o efeito memória de forma [14,15,43,47].

A figura 5.12 é do estudo realizado em molas por Wang et al. que confirma a evolução da deformação termoelástica durante a ciclagem térmica [48]. Neste estudo, a temperatura do tratamento térmico é um fator que pode influenciar a deformação termoelástica dos atuadores. Os gráficos apresentam a evolução da termoelasticidade mesmo sem a aplicação de cargas nas molas.

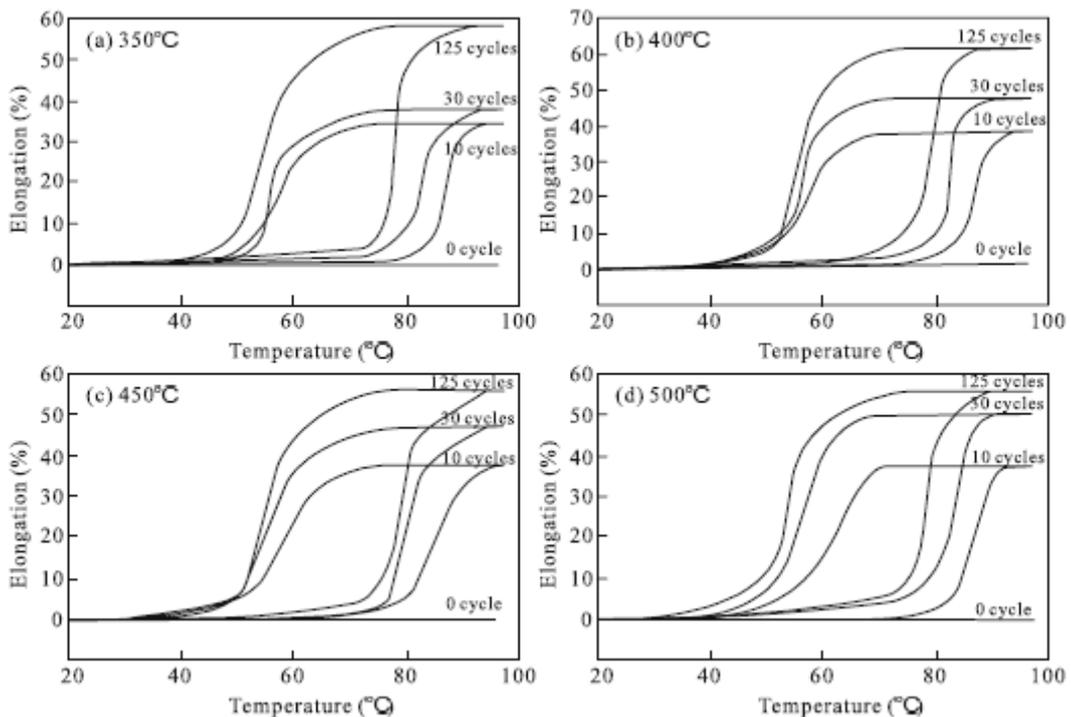


Figura 5.12. Evolução da deformação versus temperatura de molas de Ti-Ni [48].

A figura 5.13 mostra o gráfico que representa a evolução das temperaturas críticas e histerese térmica versus número de ciclos para a mola submetida a tensão de 27 MPa. Por meio desta figura, verifica-se que as temperaturas  $M_s$  e  $A_s$  não apresentam grandes modificações com a evolução dos ciclos, isso se deve principalmente a baixa carga aplicada que não induziu uma elevada quantidade de deformações na mola durante o ensaio em banho

térmico. Para a tensão aplicada de 27 MPa as temperaturas apresentam uma tendência de estabilização a partir do 25º ciclo de treinamento.

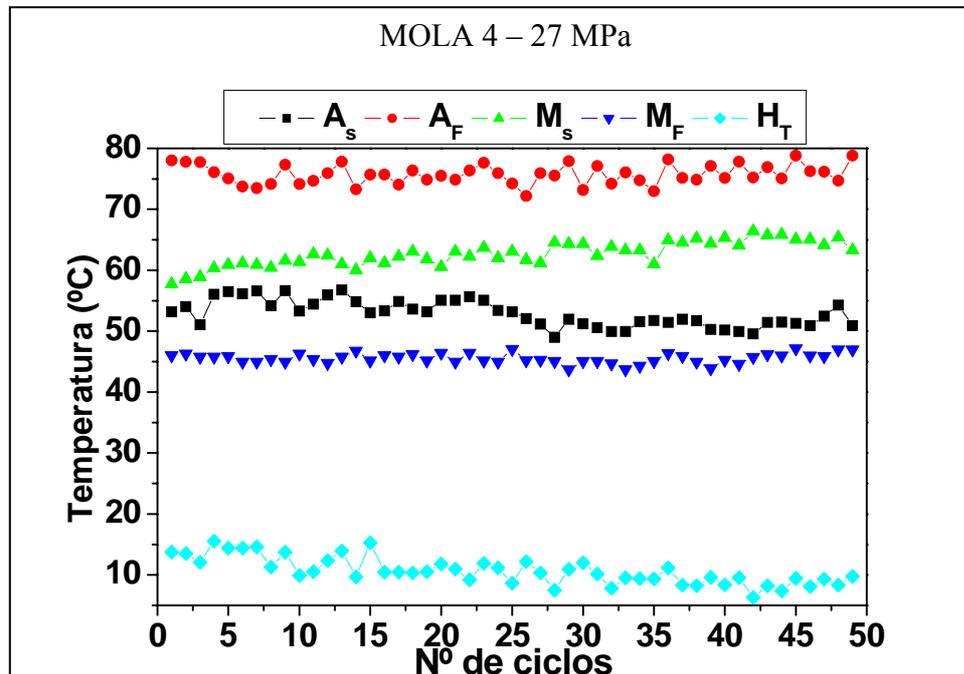


Figura 5.13. Curvas das temperaturas críticas versus número de ciclos.

A carga de 27 MPa aplicada à mola de 6 não resultou deformação suficiente para reorientar as agulhas de martensita, portanto esta carga não foi capaz de induzir o efeito memória. Este fato pode ser atribuído ao fator geométrico, que podem ser considerados como o índice de curvatura da mola e o fator de Wahl (equações 7 e 12). Estas equações mostram a dependência do diâmetro externo da mola e do diâmetro do fio [38]. Para esta mola iniciamos os ensaios com a carga de 36 MPa.

As figuras 5.14, 5.15 e 5.16 apresentam as curvas de deformação versus temperaturas críticas para as cargas cisalhantes de 36, 70 e 84 MPa, respectivamente, para as molas de 4 e 6. Para melhor visualização da evolução das curvas de deformação versus temperatura são apresentados apenas os ciclos de número 1, 2, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 45 e 50.

Nos ensaios realizados verifica-se o deslocamento dos laços de histerese, que evoluíram com o número de ciclos térmicos de treinamento. Esta evolução ocorre devido à reorientação das discordâncias presentes no material que produz uma reconfiguração das plaquetas de martensita e o reordenamento da estrutura do material. Durante a transição das fases austenita para martensita e vice-versa, verifica-se também que para cargas elevadas ocorre o acúmulo de deformação plástica que pode ser atribuído à introdução de novas discordâncias ou ao bloqueio da movimentação das mesmas [39].

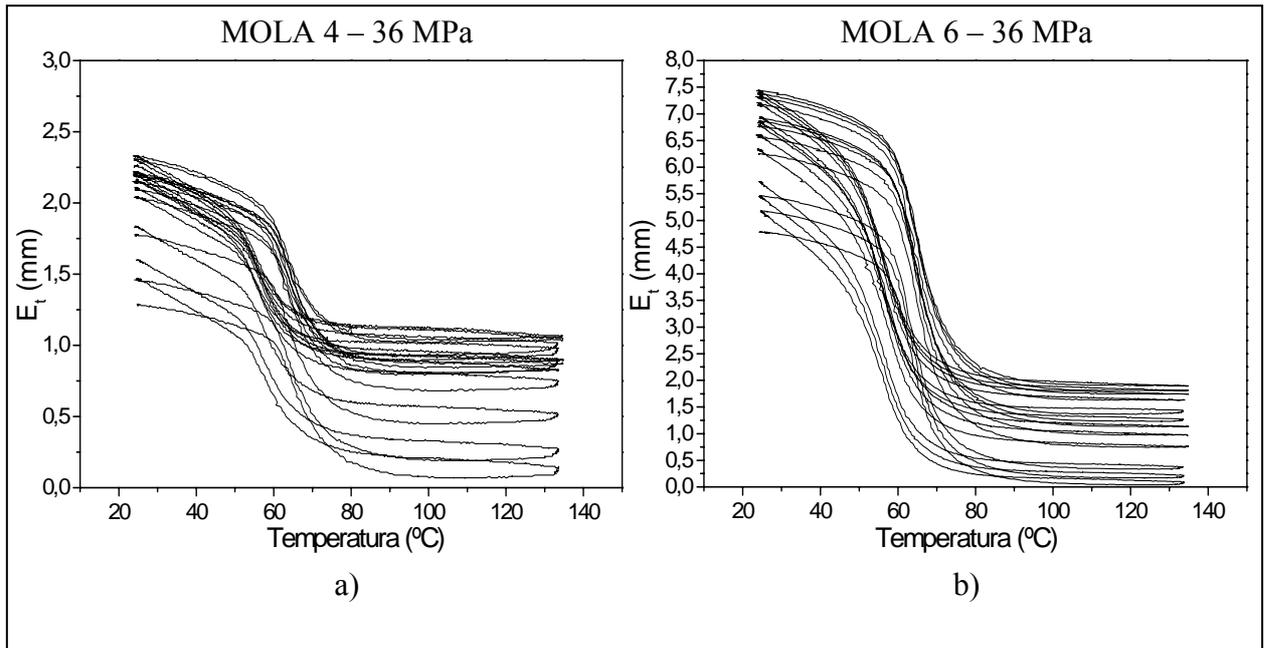


Figura 5.14. Evolução da deformação acumulada ciclo a ciclo. (a) curva de deformação versus temperatura para mola de 4 submetida à carga cisalhante de 36 MPa. (b) curva de deformação versus temperatura para a mola de 6 submetida à carga de 36 MPa.

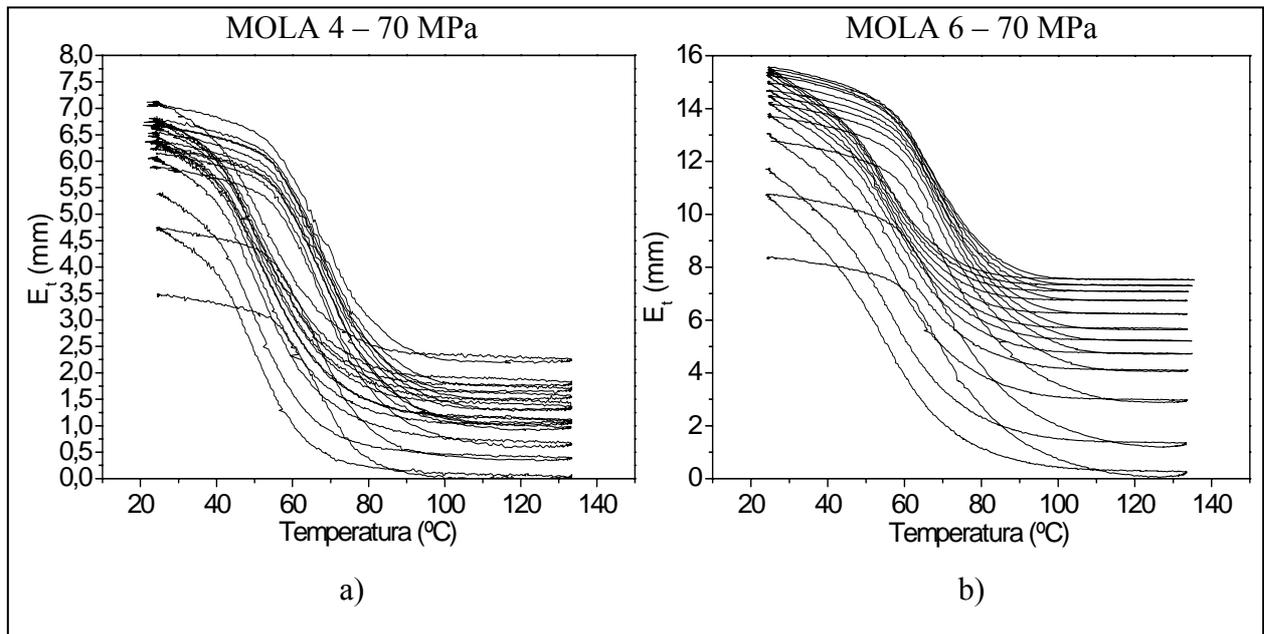


Figura 5.15. Evolução da deformação acumulada ciclo a ciclo. (a) curva de deformação versus temperatura para mola de 4 submetida à carga cisalhante de 70 MPa. (b) curva de deformação versus temperatura para a mola de 6 submetida à carga de 70 MPa.

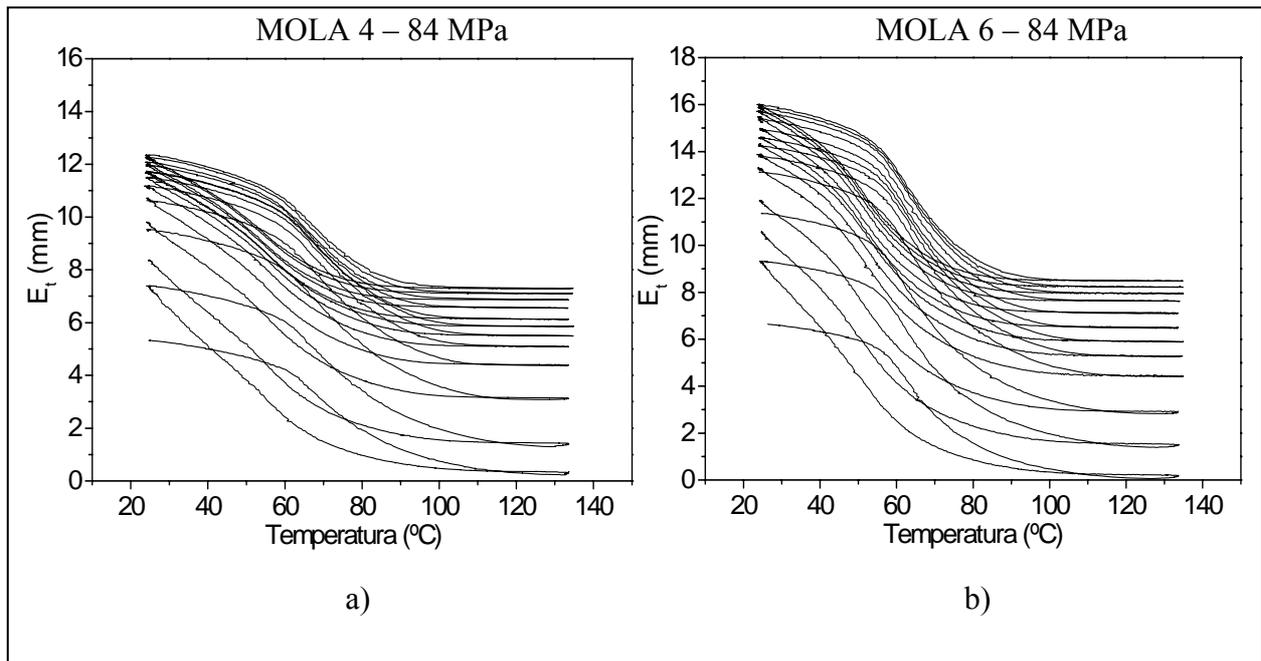


Figura 5.16. Evolução da deformação acumulada ciclo a ciclo. (a) curva de deformação versus temperatura para mola de 4 submetida à carga cisalhante de 84 MPa. (b) curva de deformação versus temperatura para a mola de 6 submetida à carga de 84 MPa.

Na figura 5.17 é mostrada a curva para a mola de 6,0mm de diâmetro com carga de 140 MPa. A mola de 4,0 mm não é mostrada, pois a carga é muito elevada e não produz o efeito memória de forma.

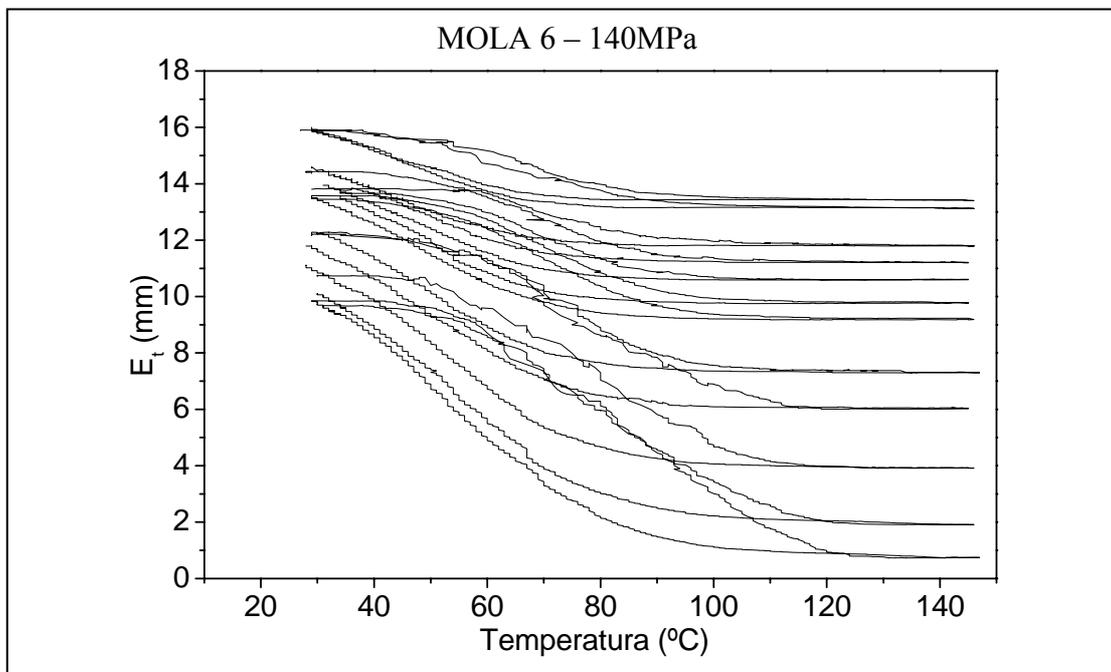


Figura 5.17. Evolução da deformação acumulada ciclo a ciclo para as molas de 6,0 mm submetidas à carga cisalhante de 140 MPa.

Da análise dos gráficos de deformação versus temperatura, verifica-se que as deformações termoelástica encontradas durante o primeiro ciclo térmico, para as molas de 4 e 6 submetidas à tensão cisalhante de 36 MPa foi de 1,2 mm e 4,7 mm, respectivamente. Esta deformação continua a evoluir com a aplicação da tensão de 70 MPa, onde atinge os valores de 3,5 mm e 8,0 mm para as molas de 4,0 mm e 6,0 mm, respectivamente. A deformação encontrada durante o primeiro ciclo de treinamento para as molas submetidas à tensão de 84 MPa foi de 5,0 mm e 6,5 mm para as molas de 4 e 6, respectivamente. A deformação termoelástica resultante observada durante o primeiro ciclo de treinamento para a carga de 140 MPa aplicada apenas à mola de 6,0 mm foi de 9,0 mm.

Pela análise dos laços nos gráficos das figuras 5.14, 5.15, 5.16 e 5.17, observa-se que as molas de 6,0 mm de diâmetro apresentam maior deformação termoelástica que as molas de 4,0 mm de diâmetro. Este fato pode ser atribuído aos seguintes fatores: um fator geométrico envolvido no experimento, onde a principal implicação deste fator esta no índice de curvatura da mola (equação 7), este índice é maior para as molas com diâmetro externo maior. Como o diâmetro dos fios de Cu-Zn-Al são iguais para ambas as molas, então o índice de curvatura da mola de 6 é maior que aquele encontrado para a mola de 4. Este índice também se reflete diretamente no fator de Wahl (equação 11) e no fator de ampliação de tensões de corte (equação 13) que geram maior deformação e maior momento torsor no material e um fator relacionado a constante elástica das molas, onde as molas com 4,0 mm de diâmetro apresentam maior rigidez, que as molas com 6,0 mm de diâmetro, este fato gera menor deflexão nas mola com 4,0 mm de diâmetro.

A evolução dos ciclos térmicos de treinamento, onde ocorrem os processos de reorientação das agulhas de martensita e de reconfiguração das discordâncias acarretou na evolução da deformação termoelástica, que pode ser visualizada pela deformação final das molas que tiveram valor superior à deformação provocada no primeiro ciclo de treinamento.

Nas curvas de deformação versus temperatura, quando as cargas são mais elevadas, observa-se uma tendência de inclinação dos laços para esquerda.

Na tabela 5.3 são listadas as deformações termoelásticas para os ciclos de número 1, 5, 10, 15, 20, 30, 40 e 50. Para cada mola e tensão percebe-se que para tensões mais baixas a deformação termoelástica evolui ampliando seu valor. Para as tensões mais elevadas, esta deformação apresenta redução do valor, fato que pode ser explicado pelo acúmulo de deformação plástica gerado durante os ciclos térmicos e devido ao bloqueio das discordâncias. Estes fatores podem diminuir os campos de tensões internas que favorecem as agulhas preferenciais das martensitas reorientadas.

Tabela 5.3. Listagem das deformações termoelástica para os ciclos de número 1, 5, 10, 15, 20, 30, 40 e 50.

Deformação Termoelastica (mm)								
Ciclos	1	5	10	15	20	30	40	50
<b>Mola 4,0 mm</b>								
<b>27 MPa</b>	1,57	2,24	2,21	2,23	2,17	2,5	2,35	2,27
<b>36 MPa</b>	1,2	1,32	1,35	1,23	1,34	1,29	1,27	1,27
<b>70 MPa</b>	3,35	5,25	5,27	5,35	5,22	5,18	5,03	4,84
<b>84 MPa</b>	4,98	6,47	6,33	6,07	6,01	5,53	5,13	5,03
<b>Mola 6,0 mm</b>								
<b>36 MPa</b>	4,19	5,13	5,51	5,56	5,59	5,51	5,54	5,42
<b>70 MPa</b>	8,24	9,9	9,64	9,41	9,33	8,76	8,29	8,08
<b>84 MPa</b>	6,52	8,44	8,57	8,55	8,23	7,8	7,62	7,46
<b>140 MPa</b>	9,02	7,19	5,71	4,9	4,3	3,41	2,71	2,1

Na tabela 5.4 temos as temperaturas críticas e a histerese térmica para o primeiro e para o último ciclo de treinamento em banho térmico.

Tabela 5.4. Representação das temperaturas críticas de transformação e deformação termoelástica total observada no primeiro e no último ciclo de treinamento em banho térmico.

TABELA TEMPERATURAS CRÍTICAS												
	1º ciclo de treinamento						50º ciclo de treinamento					
	As	Af	Ms	Mf	Ht	Et (mm)	As	Af	Ms	Mf	Ht	Et (mm)
<b>Tensão</b>	<b>Mola 4</b>						<b>Mola 4</b>					
<b>27 MPa</b>	60°C	70°C	58°C	49°C	12°C	1,57	59°C	66°C	63°C	47°C	07°C	2,27
<b>36 MPa</b>	60°C	76°C	70°C	50°C	08°C	1,2	58°C	72°C	66°C	46°C	09°C	1,27
<b>70 MPa</b>	56°C	94°C	76°C	39°C	17°C	3,35	53°C	85°C	74°C	34°C	15°C	4,84
<b>84 MPa</b>	56°C	94°C	76°C	39°C	17°C	4,98	53°C	85°C	74°C	34°C	15°C	5,03
<b>Tensão</b>	<b>Mola 6</b>						<b>Mola 6</b>					
<b>36 MPa</b>	59°C	71°C	65°C	46°C	09°C	4,19	58°C	74°C	66°C	45°C	10°C	5,42
<b>70 MPa</b>	61°C	91°C	76°C	43°C	17°C	8,24	59°C	83°C	71°C	38°C	16°C	8,08
<b>84 MPa</b>	61°C	84°C	77°C	41°C	14°C	6,52	57°C	80°C	71°C	35°C	16°C	7,46
<b>140 MPa</b>	61°C	113°C	92°C	37°C	23°C	9,02	60°C	85°C	78°C	31°C	18°C	2,1

As figuras 5.18, 5.19, 5.20 e 5.21 mostram as curvas de temperatura versus número de ciclos para as molas de 4 e 6 submetidas às cargas de 36, 70, 84 e 140 MPa.

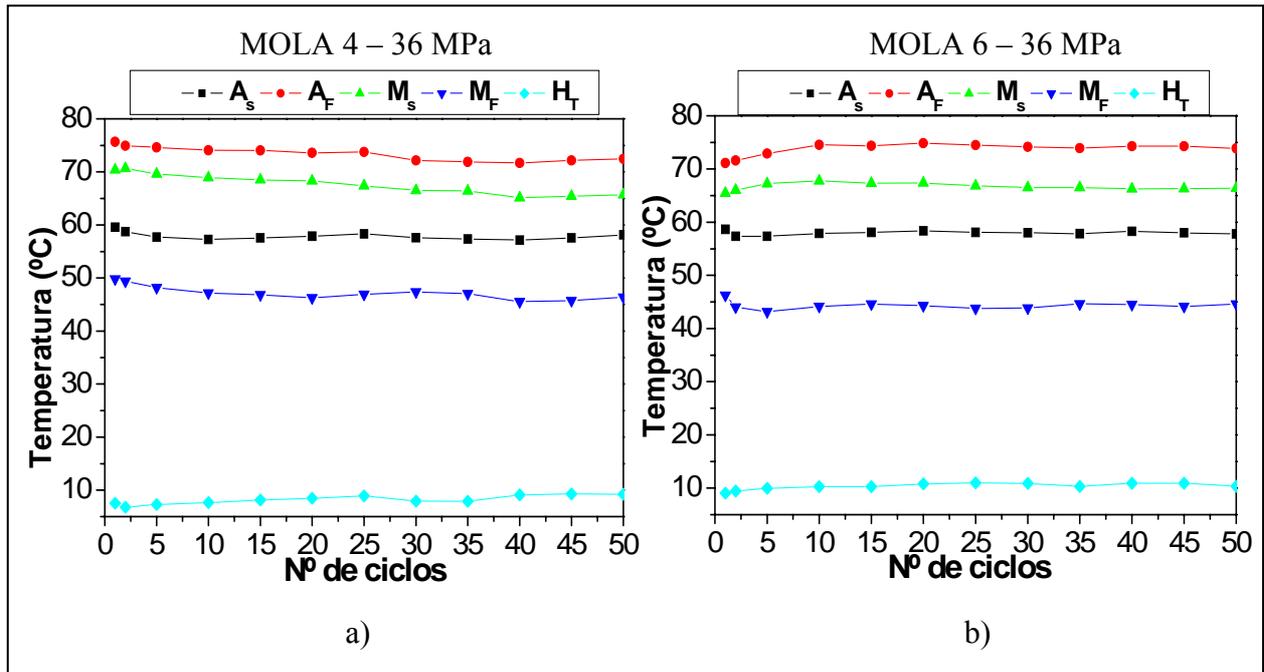


Figura 5.18. Curvas de temperaturas críticas versus número de ciclos (a) mola de 4 submetida à carga de 36 MPa. (b) mola de 6 submetida à carga de 36 MPa.

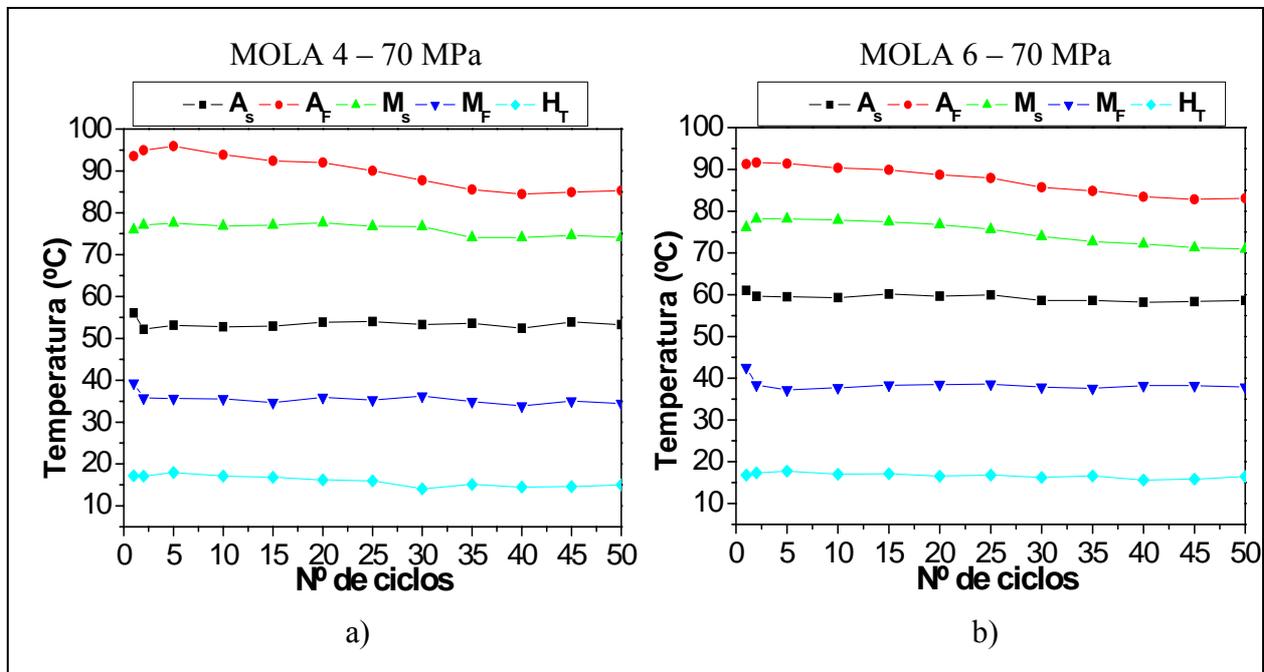


Figura 5.19. Curvas de temperaturas críticas versus número de ciclos (a) mola de 4 submetida à carga de 70 MPa. (b) mola de 6 submetida à carga de 70 MPa.

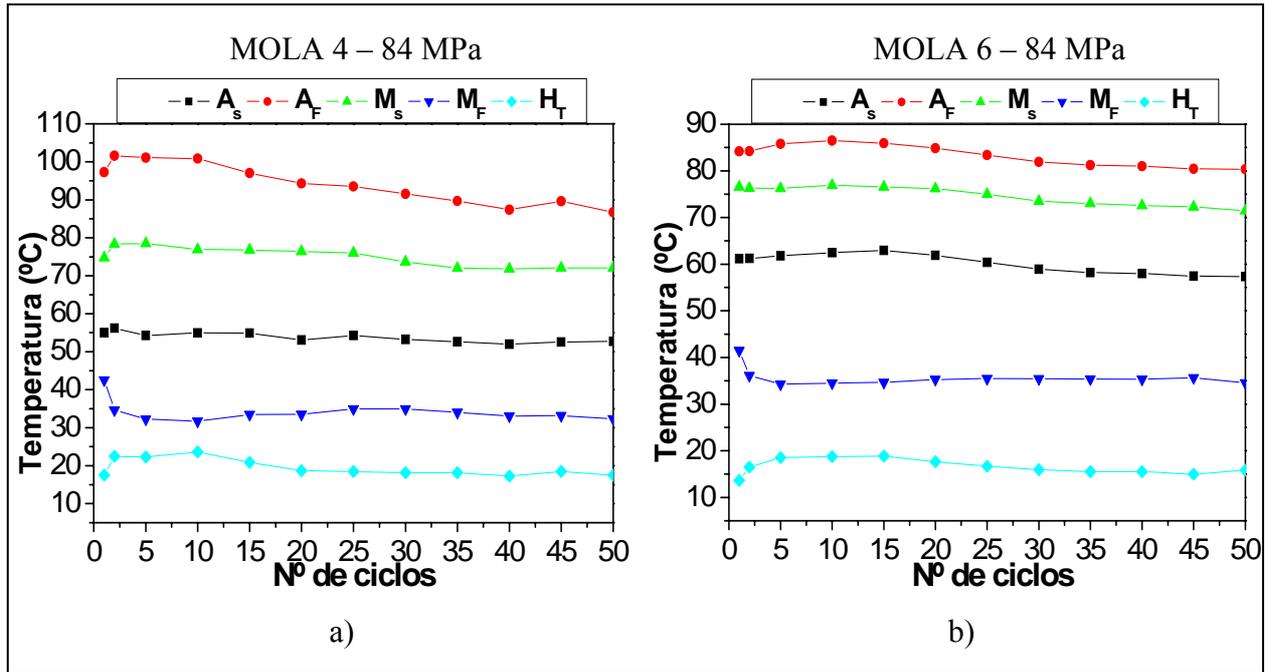


Figura 5.20. Curvas de temperaturas críticas versus número de ciclos (a) mola de 4 submetida à carga de 84 MPa. (b) mola de 6 submetida à carga de 84 MPa.

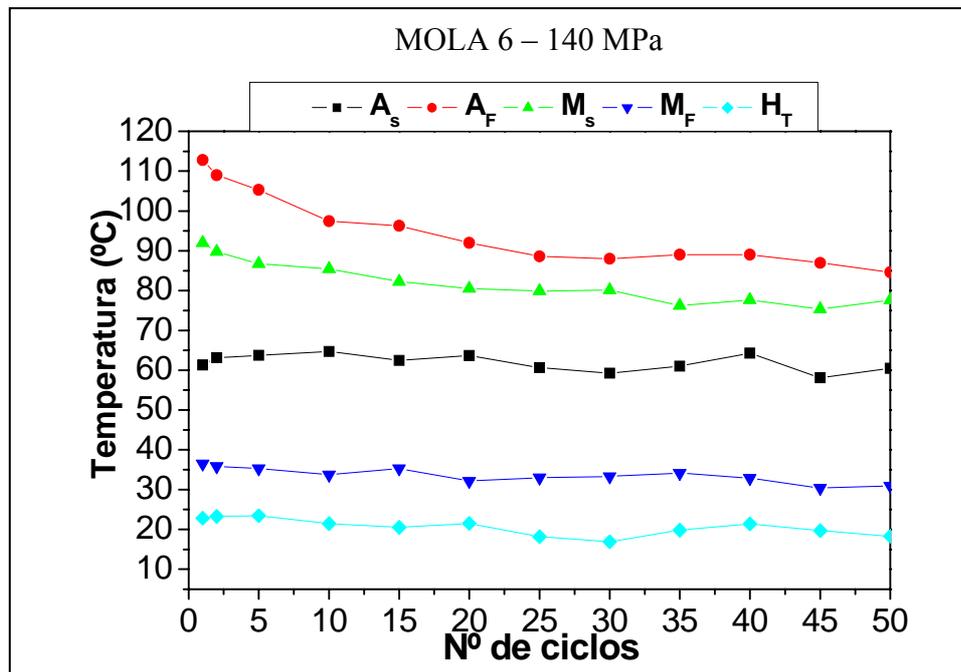


Figura 5.21. Curvas de temperaturas críticas versus número de ciclos para mola de 6 com carga de 140 MPa.

A análise das temperaturas da figura 5.18 (a) e (b) para a tensão cisalhante de 36 MPa, permite verificar que as temperaturas de transformação apresentam uma tendência de estabilização a partir do 20º ciclo térmico. Esta estabilização ocorre a partir do 30º ciclo para as molas de 4 e 6 submetidas a tensão cisalhante de 70 MPa que é visualizada na figura 5.19 (a) e (b). A figura 5.20 (a) e (b) mostra as temperaturas críticas obtidas pelo ensaio das molas de 4 e 6 com a aplicação da tensão de 84 MPa, a análise desta figura permite verificar que de maneira geral as temperaturas começam a se estabilizarem a partir do 30º ciclo térmico. A principal diferença encontrada para a diferença entre os inícios de estabilização das temperaturas para cada tensão, se deve ao fato de que a aplicação de tensões elevadas induz a elevação das temperaturas críticas de transformação, pelo fato de se requerer mais energia térmica para se induzir o efeito memória de forma [49,50].

As temperaturas críticas da mola de 6 com a aplicação da tensão cisalhante de 140 MPa apresentaram o início da estabilização a partir do 30º ciclo térmico de treinamento.

A análise dos gráficos de temperaturas versus número de ciclos obtidos pelos ensaios, permite acompanhar o comportamento das temperaturas com a evolução dos ciclos. É possível visualizar com estes resultados, uma tendência entre as temperaturas críticas, onde a temperatura  $A_s$  apresenta disposição para redução dos valores com o aumento da tensão aplicada, observa-se também que com aumento do número de ciclos, a temperatura  $A_s$  apresenta um deslocamento gradual no sentido de redução. A temperatura  $M_s$  evolui de forma contrária a observada na temperatura  $A_s$ , ou seja, com o aumento da tensão aplicada esta temperatura apresenta disposição de aumento do valor. Quando esta análise é feita em relação à evolução do número de ciclos, verifica-se a temperatura  $A_s$  apresenta disposição para redução do valor [55].

A histerese térmica ( $H_t$ ) observada nos experimentos em banho térmico apresenta de maneira geral disposição à ampliação do valor com o aumento da tensão aplicada. A mola de 6 com aplicação da tensão de 36 MPa apresenta maior uniformidade no valor ciclos a ciclos da histerese térmica.

As figuras 5.22, 5.23 e 5.24 apresentam o comportamento das temperaturas  $M_s$ ,  $A_s$  e  $H_t$ , respectivamente em relação as tensões aplicadas para as molas de 4,0 mm e de 6,0 mm. A temperatura  $M_s$  apresenta as seguintes tendências: com cargas pequenas a temperatura  $M_s$  aumenta com o número de ciclos; com cargas médias elas ficam praticamente constantes e com cargas elevadas o  $M_s$  vai diminuindo. No caso do  $A_s$  a variação é menor, mas a tendência é de quanto menor a carga maior o valor do  $A_s$ . A histerese térmica apresenta a tendência de aumento com a carga aplicada. Este aumento da histerese é devido ao aumento da energia para realizar a transformação martensítica e a transformação inversa.

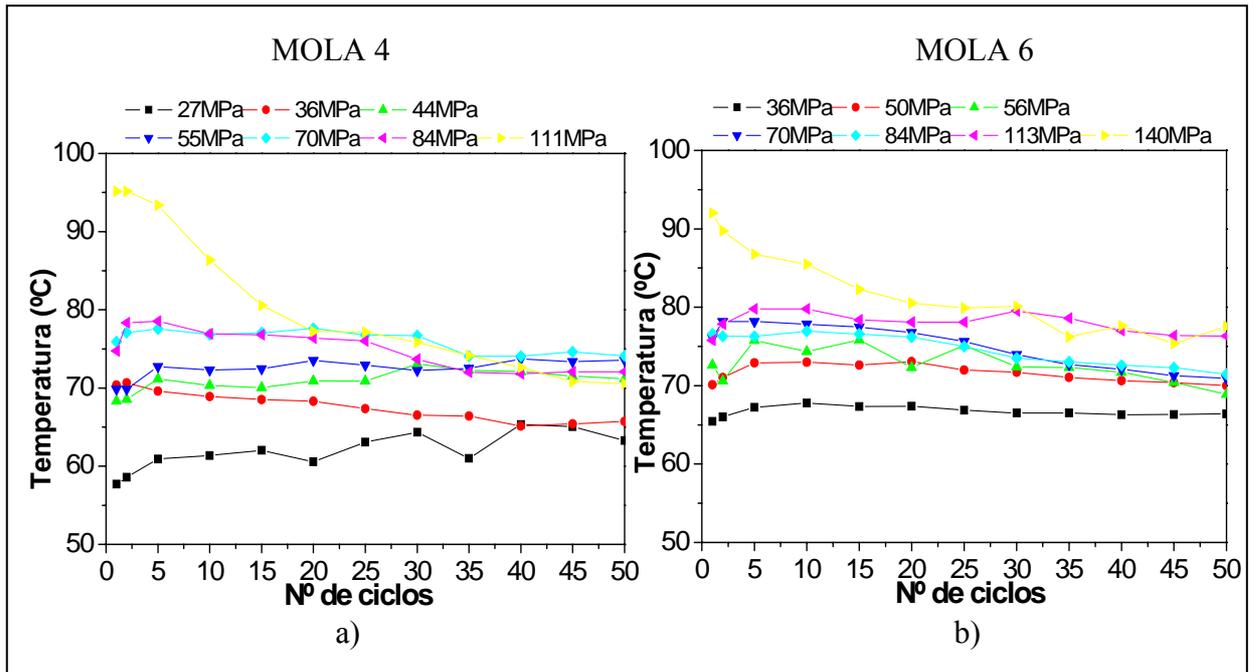


Figura 5.22. Curvas das temperaturas  $M_s$  versus número de ciclos (a) mola de 4. (b) mola de 6.

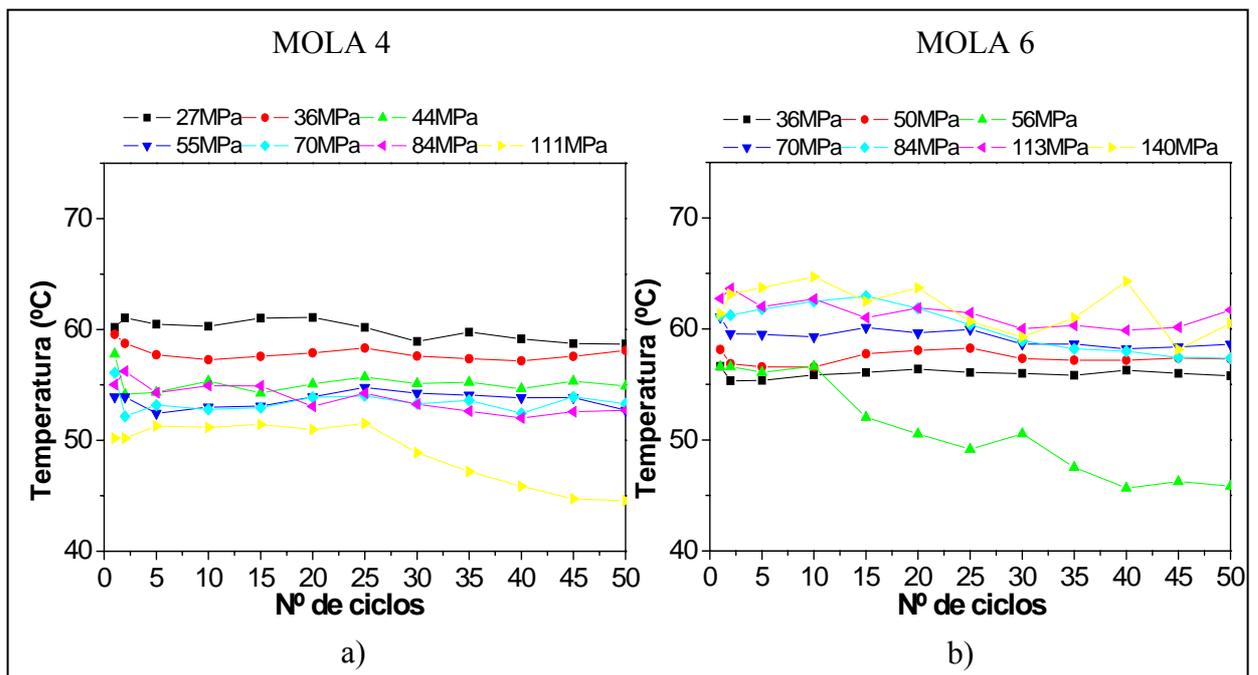


Figura 5.23. Curvas das temperaturas  $A_s$  versus número de ciclos (a) mola de 4. (b) mola de 6.

O  $M_s$  aumenta com a carga pois com cada ciclo térmico mais variantes ou plaquetas de martensita são induzidas na direção preferencial dos campos de tensões internas produzidas pela reorientação das martensitas. Quando a carga é excessiva ocorre o inverso, ou seja, o  $M_s$  diminui ciclo a ciclo. Este é o efeito da exaustão dos campos de tensões internas devido a introdução e ao bloqueio de discordâncias, resultando na diminuição da temperatura (mais energia para a transformação) e da deformação termoelástica reversível. Nestes casos, o aumento do  $A_s$  e do  $H_t$  e diminuição do  $M_s$  e a inclinação dos laços de histerese é devido ao aumento da energia necessária para as transformações direta e inversa [51,52,52,54].

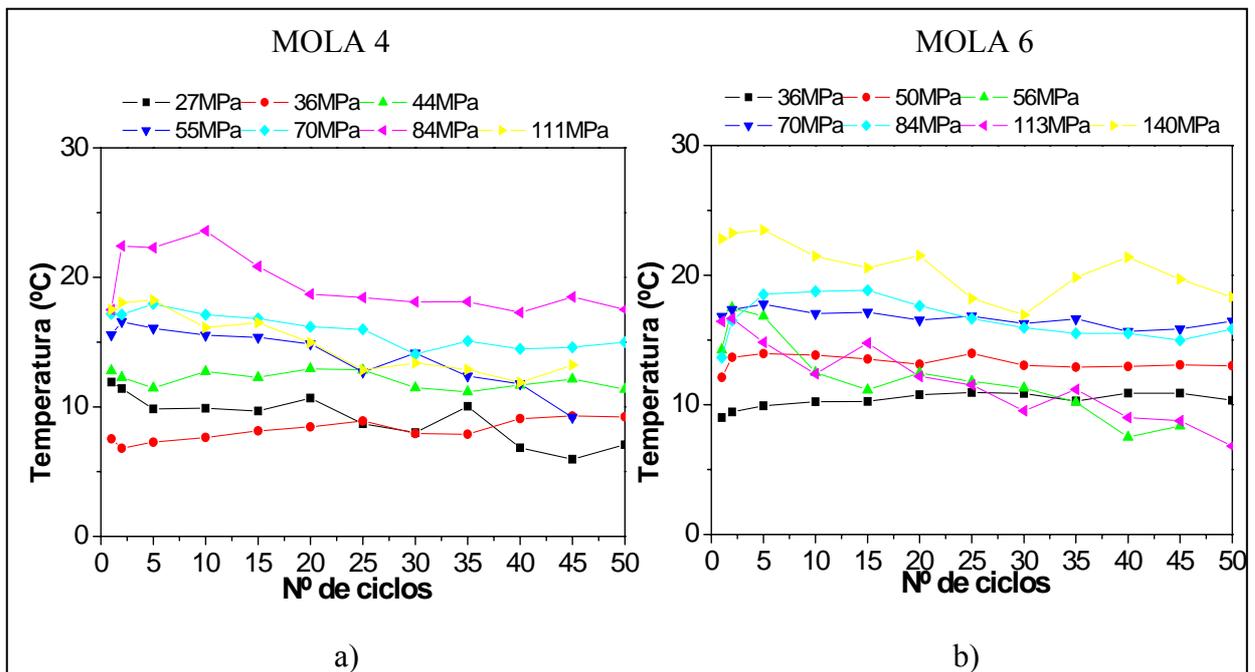


Figura 5.24. Curvas das temperaturas  $H_t$  versus número de ciclos (a) mola de 4. (b) mola de 6.

#### 5.4.2 Comportamento da temperatura $M_s$ com a tensão

A figura 5.25 apresenta o comportamento da relação verificada entre a tensão aplicada e a temperatura  $M_s$  para as molas de 4,0 e de 6,0 mm de diâmetro.

A análise do gráfico mostra que a temperatura  $M_s$  evolui quase linearmente com a tensão, apresentando uma variação de aproximadamente 1,85 °C/MPa. Esta relação é válida para valores baixos de tensão, pois quando se eleva a tensão a valores superiores a 80 MPa a linearidade deixa de existir. A redução do  $M_s$  e o desvio da linearidade (°C/MPa) para tensões elevadas reforçam a hipótese de que a transformação martensítica é influenciada pelo aumento da densidade de discordâncias e conseqüente mecanismo de endurecimento [45].

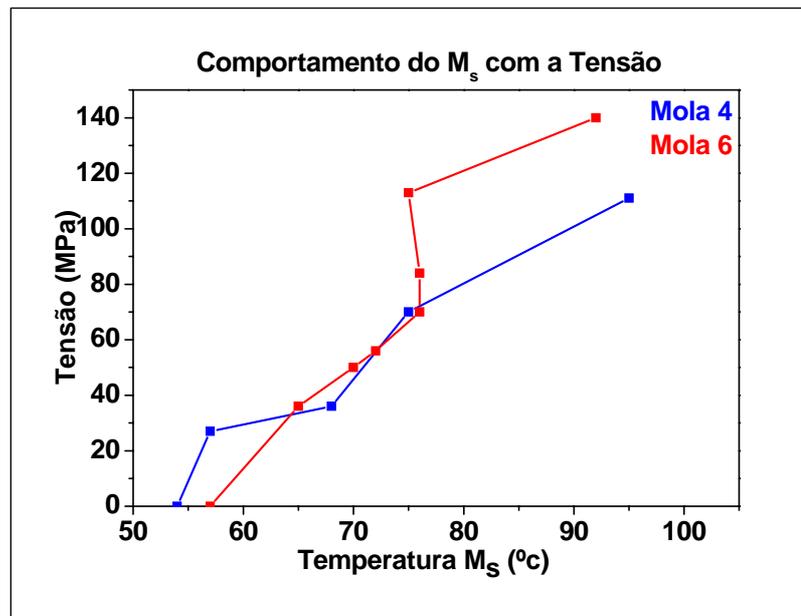


Figura 5.25. Comportamento da Temperatura  $M_s$  em relação a carga aplicada.

#### 5.4.3 Constantes elásticas das molas

As constantes elásticas das molas foram calculadas por meio da aplicação de cargas nas molas. O número de dados varia com a disponibilidade de pesos e o valor total da carga. As cargas aplicadas e a deflexão produzida pelas cargas permitem a plotagem do gráfico de uma reta, e o coeficiente angular desta reta representa a constante elástica da mola ensaiada. As constantes das molas foram obtidas para algumas das molas estudadas, pois se esperava que essas constantes fossem as mesmas de acordo com cada diâmetro de mola estudado.

Os dados para a obtenção das constantes elásticas foram adquiridos durante o primeiro e o último ciclo de treinamento, onde a temperatura era igual a 25°C e durante o último ciclo de treinamento com a temperatura igual a 140°C, com o material na fase austenítica. A tabela 5.5 apresenta as constantes elásticas das molas de 4,0 mm e de 6,0 mm para as tensões aplicadas.

As constantes elásticas obtidas durante o primeiro ciclo de treinamento, não representam valores confiáveis. Este fato é atribuído à imprecisão durante o manuseio e a montagem da mola no sistema de aplicação de cargas. Neste sistema, devido ao espaço restrito, a mola em alguns momentos poderia ser submetida a algumas tensões indesejáveis, que não permitem a utilização da constante obtida durante o primeiro ciclo como referência. Portanto não avaliaremos estes valores.

Tabela 5.5. Constantes elásticas obtidas experimentalmente para as molas ensaiadas.

<b>CONSTANTE ELÁSTICA (N/m)</b>			
<b>MOLA 4,0 mm</b>			
	<b>1º ciclo 25°C</b>	<b>50º ciclo 25°C</b>	<b>140°C</b>
<b>k - 27 MPa</b>	1,53	0,5	1,38
<b>k - 55 MPa</b>	1,25	0,59	1,73
<b>k - 84 MPa</b>	0,81	0,8	1,65
<b>k - 111 MPa</b>	0,57	1,19	1,86
<b>MOLA 6,0 mm</b>			
	<b>1º ciclo 25°C</b>	<b>50º ciclo 25°C</b>	<b>140°C</b>
<b>k - 55 MPa</b>	0,78	0,53	1,1
<b>k - 84 MPa</b>	0,53	0,55	0,96
<b>k - 113 MPa</b>	0,6	0,72	1,05
<b>k - 140 MPa</b>	0,2	0,88	1,35

As molas de 4,0 mm e de 6,0 mm apresentam uma tendência de elevação do valor das constantes elásticas para a fase martensítica. Este efeito pode estar relacionado ao fato do aumento de plaquetas reorientadas devido aos campos de tensões internas. Para as duas maiores cargas, há nas duas cargas um aumento significativo e pode ser devido a introdução de discordâncias. As constantes elásticas obtidas a alta temperatura para a fase austenítica, são todas superiores as obtidas para a fase de baixa temperatura, este fato é explicado pela menor flexibilidade apresentada pela fase austenítica [4,6]. Neste caso apenas a maior carga apresenta duas grandes discrepâncias.

De maneira geral, a constante elástica considerada mais próxima da realidade para as molas ensaiadas é aquela obtida com a aplicação da carga de 55 MPa. Para este valor de carga, as molas ensaiadas não são submetidas ao processo de encruamento observado nas molas carregadas com as tensões mais elevadas.

#### **5.4.4 Desempenho do efeito memória de forma**

O uso da fórmula da equação 19, apresentada na seção dos procedimentos experimentais, possibilita o cálculo da deformação termoelástica obtida durante os ciclos térmicos. A deformação termoelástica é obtida pela diferença entre as amplitudes das amostras nas fases martensítica e austenítica. A análise da deformação termoelástica permite a identificação das molas que apresentam melhor desempenho em relação à recuperação de forma. As figuras 5.26 e 5.27 mostram o comportamento da deformação termoelástica com a evolução dos ciclos térmicos, para as molas de 4 e de 6, respectivamente.

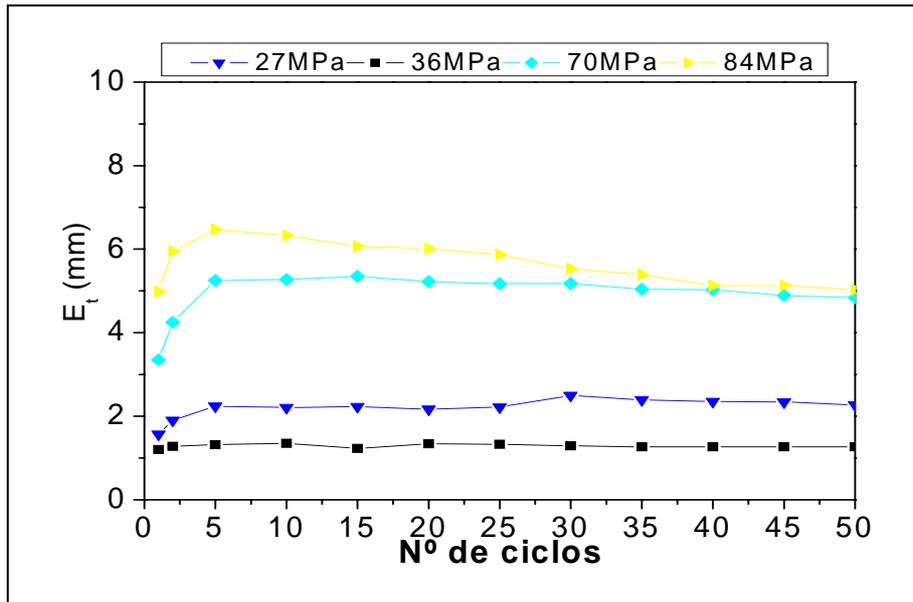


Figura 5.26. Comportamento da termoelasticidade versus número de ciclos para as molas de 4,0 mm de diâmetro.

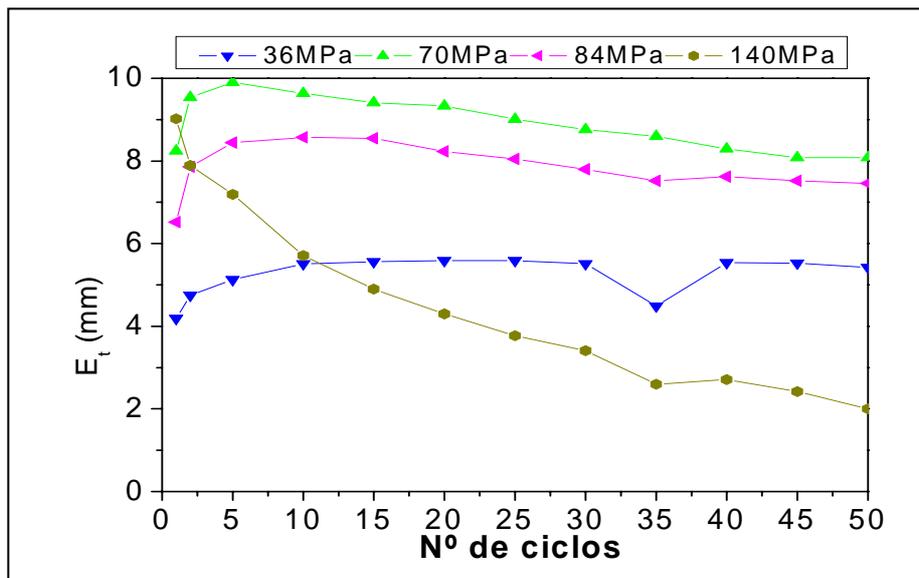


Figura 5.27. Comportamento da termoelasticidade versus número de ciclos para as molas de 6,0 mm de diâmetro.

A análise das figuras 5.26 e 5.27 permite visualizar as molas que apresentaram as maiores termoelasticidade, bem como aquelas em que durante a evolução dos ciclos térmicos não apresentam perdas elevadas oriundas das deformações induzidas no material. Na figura 5.26 verifica-se que os maiores valores da deformação termoelástica foram obtidos para a mola de 4 ensaiada com a aplicação da tensão de 84 MPa, mas a que apresentou melhor desempenho em relação a estabilização da termoelasticidade ciclo a ciclo, representada pela baixa redução do efeito memória de forma, foi a mola com a aplicação da tensão de 70 MPa.

A análise de figura 5.27 permite verificar que a mola de 6 submetida a aplicação da tensão de 70 MPa apresentou a maior termoelasticidade, porém a mola submetida a tensão de 84 MPa apresentou comportamento semelhante. O melhor desempenho do efeito memória de forma quando considerando a perda do efeito foi obtido com a mola de 6 submetida a aplicação da tensão de 36 MPa.

A figura 5.28 apresenta a comparação das termoelasticidades obtidas durante os ensaios das molas de 4 e de 6.

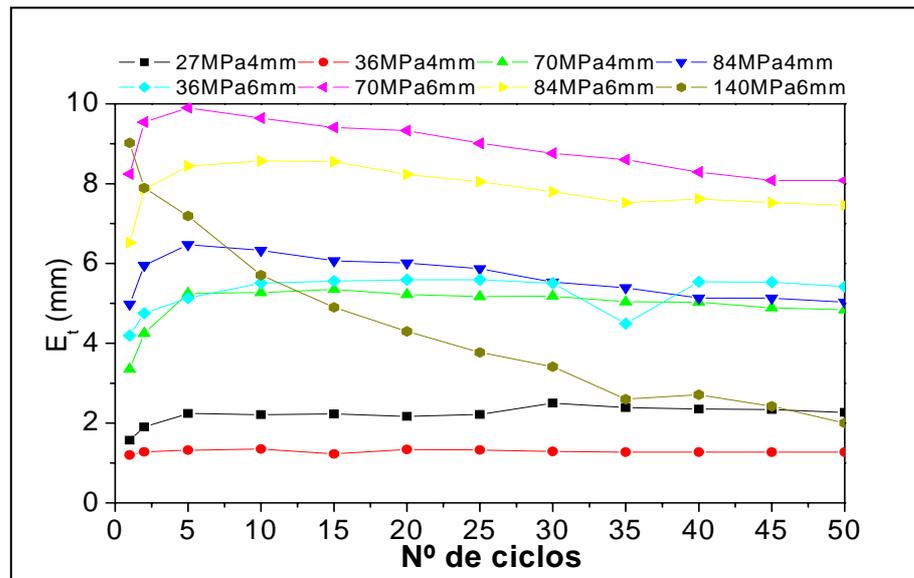


Figura 5.28. Comparativo do comportamento da versus número de ciclos para as molas de 4 e de 6.

A análise da figura 5.28 permite verificar que as molas de 6 submetidas as tensões de 70 e 84 MPa apresentaram os maiores valores para a deformação termoelastica. Estas tensões induziram a reorientação de mais agulhas de martensita durante os primeiros ciclos térmicos. As maiores tensões também acarretam maior quantidade de deformação plástica e por isso a termoelasticidade obtida para estas tensões reduz acentuadamente com a evolução dos ciclos de aquecimento e resfriamento. Outro fator que também pode explicar a maior deflexão das molas de 6,0 mm de diâmetro é a constante elástica, conforme a tabela 5.5, as molas de 6 apresentam menor constante elástica que aquelas obtida nas molas de 4 e por isso, as molas com 6,0 mm de diâmetro apresentam maior tendência a deflexão. A molas de 4 submetida a aplicação da tensão de 70 MPa e a mola de 6 submetida a aplicação da tensão de 36 MPa foram as que apresentaram maior estabilidade do efeito memória de forma [50].

## 6. CONCLUSÕES

- Os atuadores obtidos apresentaram o efeito memória de forma que foi confirmado por meio das caracterizações realizadas pela microscopia ótica, resistividade elétrica, calorimetria diferencial de varredura e ensaio de ciclagem térmica sob carga constante de tração;
- Os ensaios de calorimetria indicam que o melhor tratamento térmico para a liga utilizada é aquele de homogeneização a temperatura de 850°C com têmpera em água a 25°C seguido de revenido a 100° [42,43]. Esta conclusão se deve ao fato deste tratamento ter apresentado menor bloqueio da agulhas das martensita, maior entalpia e molas maleáveis;
- Nas curvas deformação versus tensão ocorre a tendência de estabilização das temperaturas críticas de transformação e da deformação termoelastica de uma forma geral, começa a partir do 30° ciclo térmico;
- Durante a ciclagem, as molas apresentaram um deslocamento residual que é observado pela elevação vertical dos laços das curvas de deformação versus temperatura. Estas modificações se devem ao rearranjo das discordâncias, a ativação das agulhas de martensita que se tornam preferenciais devido à reconfiguração dos campos de tensões e a deformação plástica residual originada das tensões aplicadas [50];
- As temperaturas de início de transformação austenítica ( $A_s$ ) apresentam tendência de redução, com o aumento da carga e com a evolução dos ciclos, fato explicado pela menor necessidade de energia para iniciar a transformação;
- As temperaturas do final da transformação martensítica ( $M_f$ ), apresentam maior dificuldade para serem determinadas quando às cargas tornam-se elevadas, pois geram curvas com grande inclinação;
- As constantes elásticas das molas na fase austenítica apresenta maior resistência à deformação e por isso a constante elástica nesta fase é mais elevada. Molas de menor diâmetro possuem maiores constantes elásticas.
- As molas de 6,0 mm de diâmetro apresentaram de maneira geral maior rendimento do efeito memória de forma, devido principalmente a menor rigidez dessas molas e a maior facilidade de reorientação das agulhas de martensita;
- O valor da constante elástica das molas é afetado por um já definido fator geométrico que gera modificações na tensão de cisalhamento e na deformação. As constantes elásticas das molas tendem a aumentar com o aumento da carga e a diminuir a evolução do número de ciclos. A fase austenítica apresenta maior resistência à deformação e por isso a constante elástica nesta fase é mais elevada;

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] **SRINIVASAN, A. V.; MCFARLAND, D. M.** “Smart Structures Analysis and Design”. Cambridge University Press. Cambridge. UK 2001, p. 1 – 121.
- [2] **KIM J.; SEO Y. B.** “Electro-active paper actuators”. Smart Materials and Structures. 2002. Vol 11. p. 355-360.
- [3] **LEE, S.; CHO, B. C., PARK, H.C.; GOO, N.S.; YOON, K.J.** “Piezoelectric Actuator–Sensor Analysis using a Three-Dimensional Assumed Strain Solid Element”. Journal of Intelligent Material Systems and Structures. 2004. Vol. 15. p. 329.
- [4] **OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M.** “Shape Memory Materials”, Cambridge University Press, Cambridge, UK 1998, p. 1 – 131.
- [5] **NAGANUMA, T.; KYO, M.; UEKI, T., TAKEDA, K.; ISHIBASHI, J.I.** “A New, Automatic Hydrothermal Fluid Sampler Using a Shape-Memory Alloy”. Journal of Oceanography, 1998, Vol. 54, p. 241 - 246.
- [6] **LAURENTIS, K. J.; MAVROIDIS, C.** “Mechanical design of a shape memory alloy actuated prosthetic hand”. Technology and Health Care, 2002, Vol 10, p. 91–106.
- [7] **MAEDA, S.; ABE, K.; YAMAMOTO K.; TOHYAMA, O; ITO, H.** “Active Endoscope With SMA (shape memory alloy) Coil Springs”. Fundamental Research Department, 1996, p. 290-295.
- [8] **DUERIG, T. M.; PELTON, A.; STÖCKEL, D.** “An Overview of Nitinol Medical Applications”. Materials Science and Engineering, 1999, p. 273-275.
- [9] **QUADROS, N. F. e GONZALEZ, C. H.** “Ligas Com Memória de Forma. As Ligas Cu-Sn e Cu-Zn-Sn”. Anais do 10º CBECIMAT, pp 467 – 470, 1992.
- [10] **ANDRADE M. S.** “Características Estruturais e Termoelástica de uma liga TiNi Aproximadamente Equiatômica na faixa de Temperatura 20-100°C”. Dissertação de Mestrado UFMG, 1978, p.8-43.

- [11] **PINA, E. A. C.** “Estudo da Estabilização na Liga Cu-Al-Mn com Memória de Forma”. Dissertação de Mestrado UFPE, Recife, 2006. p. 1 – 23.
- [12] **CHIAVERINI, V.** “Aços e Ferros Fundidos”. 6 Ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1990, p. 576.
- [13] **DUERIG, T. W.; MELTON, K. N.; STÖCKEL, D. WAYMAN, C. M.** “Engineering Aspects of Shape Memory alloys”. Butterworth – Heinemann Ltd, 1990, p. 3 – 385.
- [14] **OLIVEIRA, C. S.** “Obtenção e Caracterização das ligas Cu-Zn-Al e Cu-Zn, Com Efeito de Memória de Forma”, Tese de mestrado. João Pessoa.1994. p. 3 – 49.
- [15] **GONZALEZ, C. H.** “Obtenção e Caracterização das Ligas B-CuSn e B- CuZnSn com Efeito Memória de Forma”. Dissertação de mestrado, João Pessoa, 1993, p.4 – 57.
- [16] **GONZALEZ, C. H.** “Etude des Comportements Electro-thermomécaniques et de la Stabilization Martensitique D’alliages Monocristallins à Mémoire de Forme Base Cuivre”. Tese de doutorado, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, Villerbonne, France, 2002, p.20 – 24, 40 – 141.
- [17] **QUEIROGA, S.L.M.** “Estudo de uma liga Cu-Al-Ni com memória de forma visando aplicações em sistema de proteção contra sobrecargas de elétricas”. Tese de mestrado, UFCG, Campina Grande, 2006, p. 1 – 23.
- [18] **FERNANDES, F. M. B.** “Ligas Com Memória de Forma”. Departamento de ciência dos Materiais / CENIMAT, Universidade de Lisboa, Lisboa, 2006, p.1-32.
- [19] **DELAEY, L.; KRISHNAN, R. V.; TAS, H.; WARLIMONT, H.** “Thermoelasticity, pseudoelasticity and the memory effects associated with martensitic transformations”. Journal of Materials Science, 2004, p. 1521-1535.
- [20] **STALMANS, R; VAN HUMBEECK, J; DELAEY, L.** “ Training and The Two Way Memory Effect in Copper Based Shape memory Alloys”. Journal de Physique IV, Supplément au Journal de Physique III, 1991, Col. C4. EUROMAT 91, p. 403-408.

- [21] **AMENGUAL, A.; CEASARI, E.; ROMERO, R.** “On the Relationship Between Temperature and Critical Strees in the Two-Way Shape memory Effect of CuZnAl Single Crystals”. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1995, p. 1269 – 1275.
- [22] **FLORES ZUNINGA, H.; RIOS-JARA, D.; BELKAHLA, S. NIKA, V.; GUÉNIN, G.** “The Training and Re-training Procedures For The Two Way Shape Memory Effect and Its Degradation in a Cu-Al-Be Alloy”. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1996, p. 1899 – 1904.
- [23] **OLIVEIRA, C.A.N.; GONZALEZ, C.H.; URTIGA FILHO, S. L.; QUADROS, N.F.; PINA, E.A.C.** “Determinação de Parâmetros das Molas com Efeito Memória de Forma para Atuadores Inteligentes”. 61º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2006, p. 291-301.
- [24] **DATTA, S.; BHUNYA, A.; BANERJEE, M. K.** “Two Way Shape Memory Loss in Cu-Zn-Al Alloy”. *Materials Science and Engineerin*, 2001, Vol 300, Issues 1-2, p. 291-298.
- [25] **TAKEZAWA, T.; SATO, S.** “The relationship between the stress to induce martensitic transformation and chemical composition in Cu-Zn-Al shape memory single crystals”. *Journal of Materials Science Letters*, 1990, Vol 9, p. 1241-1242.
- [26] **MACHADO, L.G.; SAVI, M.A.** “Medical applications of shape memory alloys”. *Brazilian Journal of Medical and Biological Research*, 2003, p. 683-691.
- [27] **POLLARD, E; KORDE, U; JENKINS, C.** “Modeling of Shape Memory Alloy Micro-Actuators for Space Applications”. *CANEUS, Conference on Micro-Nano-Technologies*, 2004, p. 1-5.
- [28] **WANG, Z.G.; ZU, X.T.; FENG, X.D.; ZHU, S.; BAO, J.W.; WANG, L.M.** “Characteristics of two-way shape memory TiNi springs driven by electrical current”. *Materials and Design*, 2004, Vol. 25, p. 699-703.
- [29] **BANDEIRA, E. L.; SAVI. M.A.; MONTEIRO, P.C.C.; NETTO, T.A.** “Finite Element Analysis of Shape Memory Alloy Adaptive Trusses with Geometrical Nonlinearities”. *Journal Article*, 2006, Vol. 76, p. 133-144.

- [30] **MASUDA, A.; SONEA, A.; KAMATA S.; YAMASHITA, Y.** “Finite element analysis of shape memory alloy springs designed for base isolation devices”. *Smart Structures and Materials*, 2004, Vol. 5383, p. 103-111.
- [31] **INDEM, G.** “Determinations of chemical and magnetic interchange energies in BCC alloys. Part II – Application to non-magnetic alloys”. *Zeitschrift für Metallkunde*, 1975, Vol. 66, nº 11, p. 648-653.
- [32] **JURADO, M.; MAÑOSA, L.; PLANES, A.** “Influence of configurational atomic order on the relative stability of BCC and close-packed structure in Cu-based alloys”. *Physical review*, 2003, Vol. 48, p. 3540-3543.
- [33] **INDEM, G.** “Ordering and segregation reactions in BCC binary alloys”. *Acta Metallurgica*, 1974, Vol. 22, p.945-951.
- [34] **NORTON, ROBERT L.** “Projeto de Máquinas Uma Abordagem Integrada”. Trad. João Batista de Águia, José Manoel de Aguiar...[et al]. Editora Bookman. Edição 2º, Porto Alegre, 2004, p.475-498.
- [35] **CARVALHO, J. R.; MORAES, P. L. J.** “Órgãos de Máquinas Dimensionais”. Livros Técnicos e Científicos Editora S.A. Edição 3º, Rio de Janeiro, 1984, p. 85-92.
- [36] **MELCONIAN, SARKIS.** “Elementos de Máquinas”. Editora Érica. Edição 1º. São Paulo, 1990, p. 1-60.
- [37] **GONZALEZ, C.H.; DE ARAÚJO, C.J.; PINA, E.A.C.; OLIVEIRA, C.A.N.; URTIGA. FILHO, S. L.; QUADROS, N.F.** “Influência dos Tratamentos Térmicos na Transformação Martensítica das Ligas com Memória de Forma a Base de Cobre”.
- [38] **DE ARAÚJO, C. J.; ROCHA, E.A.S; GONZALEZ, C. H.** “Thermal Alarm Using a Shape Memory Alloy Helical Spring”. 16º Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica COBEM, Uberlândia, MG, 2001.

- [39] **AHLERS, M.** “Stability of martensite in noble metal alloys”. *Materials Science and Engineering*, A349, 2003, p.120-131.
- [40] **GONZALEZ, C. H.; DE ARAÚJO, C.J.;QUADROS, N. F.; GUÉNIN, G.; MORIN, M.** “Study of martensitic stabilisation under stress in Cu–Al–Be shape memory alloy single crystal”. *Materials Science and Engineering*, 2004, Vol. 378, Issues 1-2, p 253-256.
- [41] **PINA, E. A. C.; GONZALEZ, C. H.; OLIVEIRA, C. A. N.; URTIGA FILHO, S. L.; QUADROS, N. F.** “Estabilização da Martensita na Liga com Memória de Forma Cu-Al-Mn”. 3<sup>o</sup> Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamentos Térmicos - 3 TTT, São Paulo, 2006, p. 1-10.
- [42] **BENCHIHEUB, M.; BELKAHLA, S.; GUENIN, G.**“Etude de la stabilisation sous contrainte d’un alliage ternaire à mémoire de forme type Cu-Zn-Al”, *La Revue de Métallurgie*, 2000, p. 1471-1479.
- [43] **VAN HUMBEECK, J.; SEKARAN. C; DELAEY, L.** “The influence of post quenched ageing in the beta-phase on the transformation characteristics and the physical and mechanical properties of martensite in a Cu-Al-Ni shape memory alloys”. *ISIJ International*, 1989, Vol. 29, p. 388-394.
- [44] **AHLERS, M.** “Martensite and equilibrium phases in Cu-Zn and Cu-Zn-Al alloys”. *Progress in Materials Science*, 1986, Vol. 30, p. 135-186.
- [45] **DE ARAUJO, C. J.; MORIN, M.; GUÉNIN, G.** “Estimation of Internal Stresses in Shape Memory Wires during Thermal Cycling under Constant Load: A Macromechanical Approach”. *Journal of Intelligent Material*, 2000, Vol. 11, p. 516-524.
- [46] **DE ARAÚJO, C. J.** “Comportement cyclique de fils en alliage à mémoire de forme Ti-Ni-Cu: analyse electro-thermomécanique, dégradation et fatigue par cyclage thermique sous contrainte”. Thèse de Doctorat: INSA de Lyon, France, 1999, pp 176.
- [47] **TOKUDA, M. ; SIGINO, S. ; INABA, T.** “Two-way Shape Memory Behavior Obtained by Combined Loading Training”. *Journal of Intelligent Material*, 2001, Vol. 12, p. 289-294.

- [48] **WANG, Z.G. ; ZU, X.T. ; FENG, X.D. ; ZHU, S. ; BAO, J.W. ; WANG, L.M.** “Two-way shape memory effect of TiNi alloy coil extension springs”. *Materials and Engineering*, 2003, A360, p.126 – 131.
- [49] **VELÁZQUEZ, R.; PISSALOUX, E.** “Design of Shape Memory Alloy Helical Springs Using Force and Time Response Criteria”. *Mechatronics & Robotics 2004 (Student Session)*, Germany, 2004.
- [50] **DE ARAÚJO, C. J.; GONZALEZ, C. H.; MORIN M.; GUÉNIN G.** “Influence of the Mechanical Loading History on the Stress Assisted Two Way Memory Effect in a Ti-Ni-Cu Alloy”. *61º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais*, Rio de Janeiro, 2006, Vol. 4, p.181-188.
- [51] **PERKINS, J.; MUESING W.E.;** “Martensitic Transformation Cycling Effects in Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys”. *American Society for Metals and The Metallurgical Society of AIME*, 1983, Vol. 14A, p. 33.
- [52] **REED-HILL, ROBERT E.** “Princípios de Metalurgia Física”. Editora Guanabara dois 2º edição, Rio de Janeiro, 1982.
- [53] **SUZUKI, T.; KOJIMA, R.; FUJII, Y. and NAGASAWA, A.** “Reverse Transformation Behaviour of the Stabilized Martensite In Cu- Zn-Al Alloy”. *Acta Metallurgica*, 1989, Vol. 37, pp 163 -168.
- [54] **ZHANG, C.; ZEE, R. H.; THOMA, P. E.** “Development of Ni-Ti Based Shape Memory Alloys for Actuation and Control”. *Energy Conversion Engineering Conference, IECEC 96. Proceedings of the 31st Intersociety*, 1996, Vol 1 p, 239-244.
- [55] **HORNBOGEN, E.** “Fatigue of Copper-Based Shape Memory Alloys”. *Butterworth-Heinemann, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys (UK)*, 1990, p. 267-280.

## 8. ANEXOS

## Mola 4

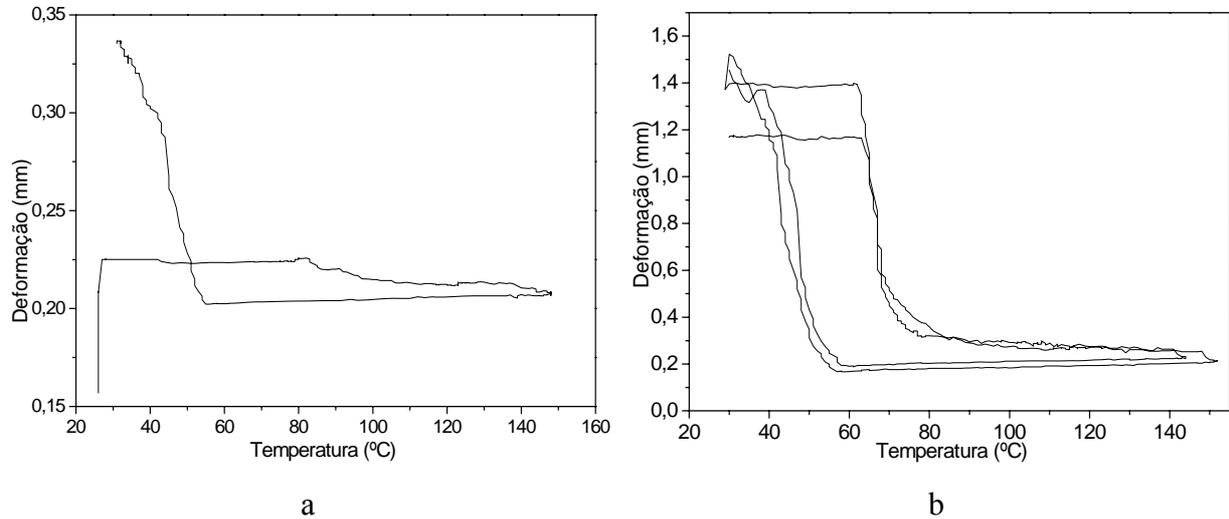


Figura. Curvas de deformação versus temperatura. Fig. a - curva representando o ciclo de carregamento da carga de 27 MPa. Fig. b - curva com os dois primeiros ciclos de treinamento para a mola de 4,0 mm.

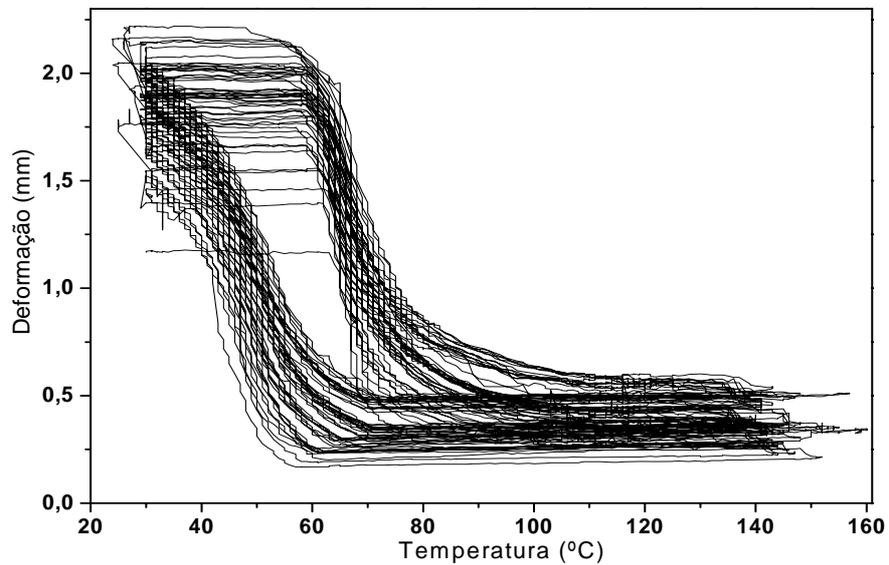


Figura. Curvas de deformação versus temperaturas, obtidas no ensaio de tração sob carga constante para a mola de 4 submetida à carga de 27 MPa.

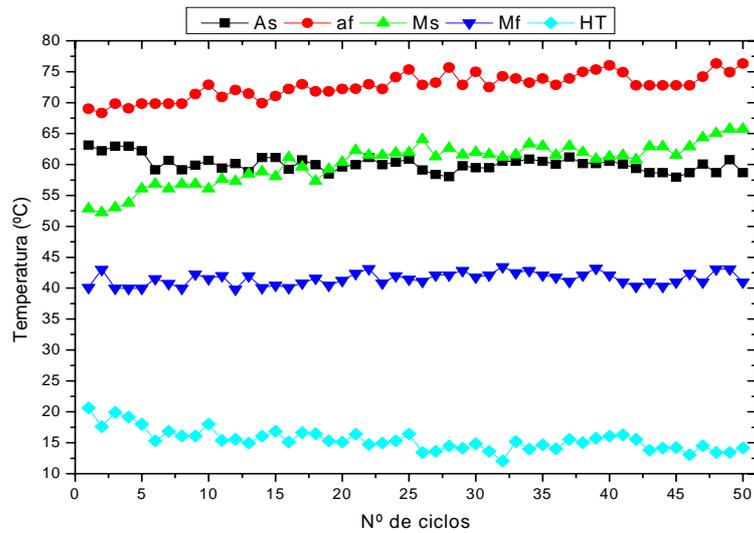


Figura. Curvas das temperaturas críticas versus número de ciclos.

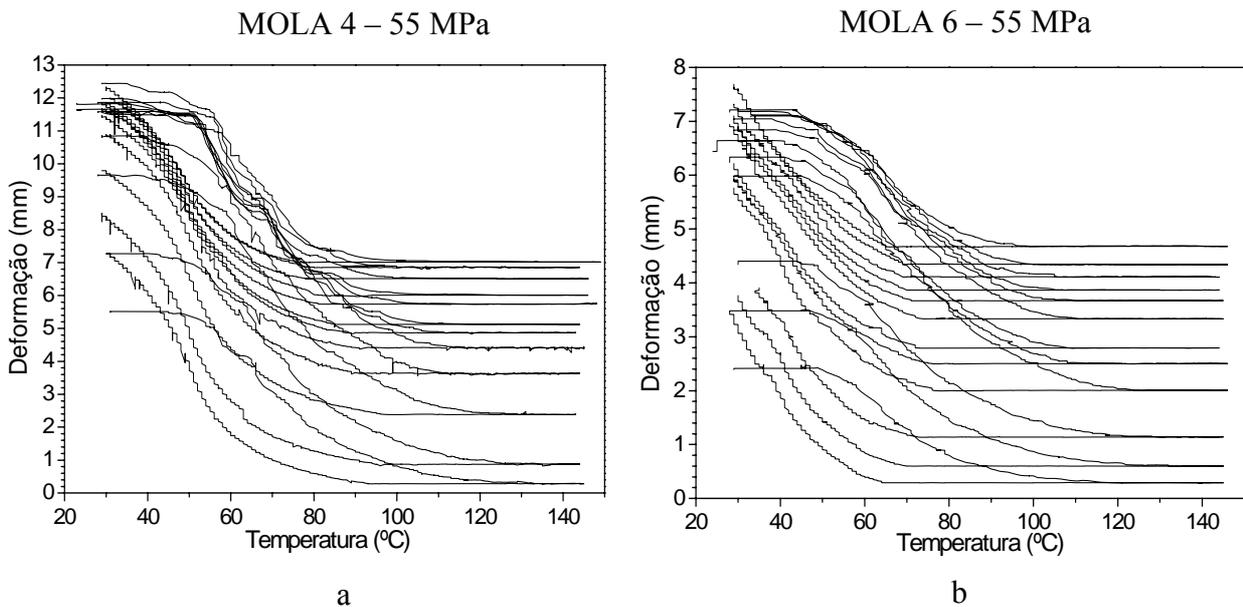


Figura. Evolução da deformação acumulada ciclo a ciclo. Fig. a – curva de deformação versus temperatura para mola de 4 submetida à carga cisalhante de 55 MPa. Fig. b – curva de deformação versus temperatura para a mola de 6 submetida à carga de 55 MPa.

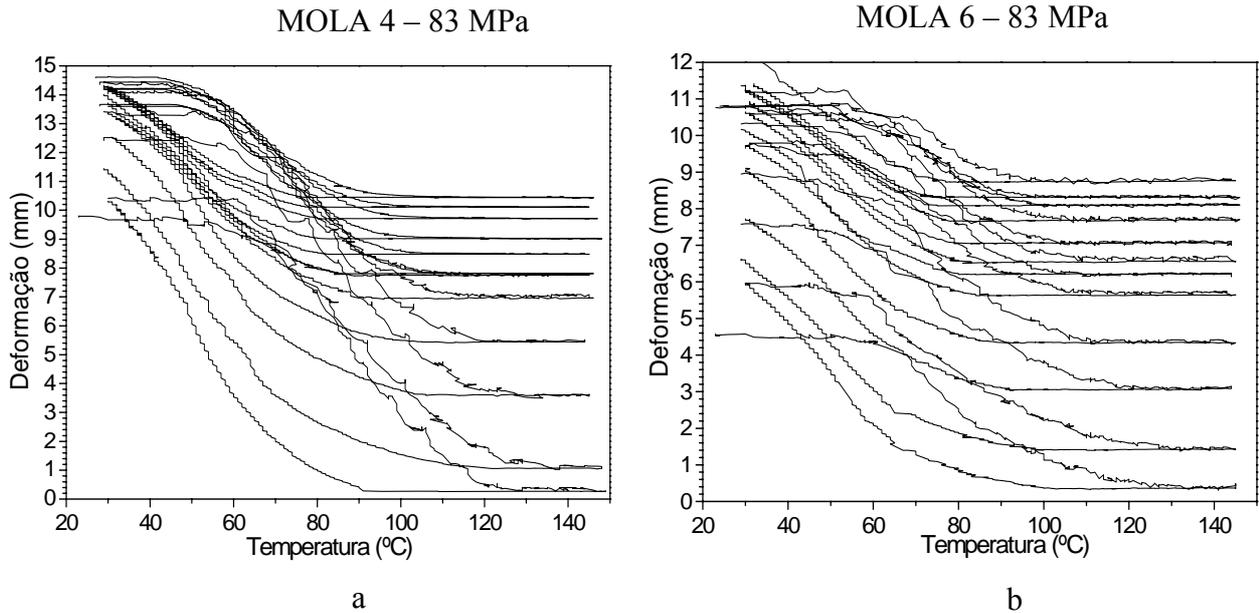


Figura. Evolução da deformação acumulado ciclo a ciclo. Fig. a – curva de deformação versus temperatura para mola de 4 submetida à carga cisalhante de 83 MPa. Fig. b – curva de deformação versus temperatura para a mola de 6 submetida à carga de 83 MPa.

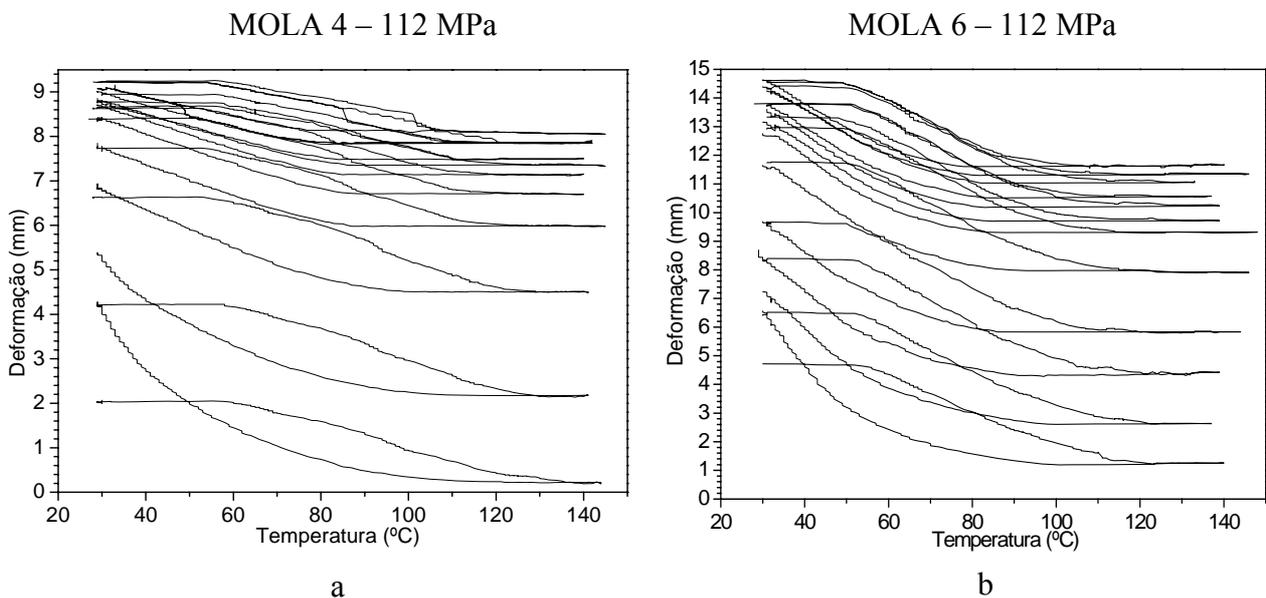


Figura. Evolução da deformação acumulado ciclo a ciclo. Fig. a – curva de deformação versus temperatura para mola de 4 submetida à carga cisalhante de 112 MPa. Fig. b – curva de deformação versus temperatura para a mola de 6 submetida à carga de 112 MPa.

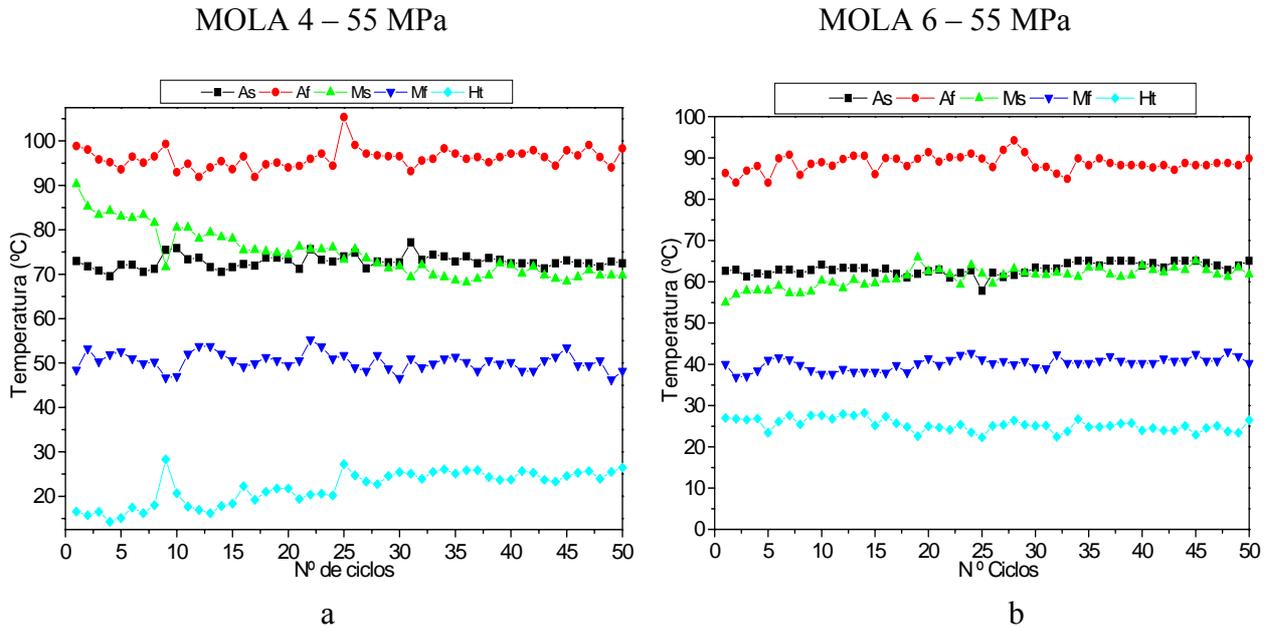


Figura. Curvas de temperaturas críticas para as molas de 4 e 6 submetidas à tensão de cisalhamento de 55 MPa. Fig. a – curva para a mola de 4, submetida à carga de 55 MPa. Fig. b – curva para mola de 6, submetida à carga de 55 MPa.

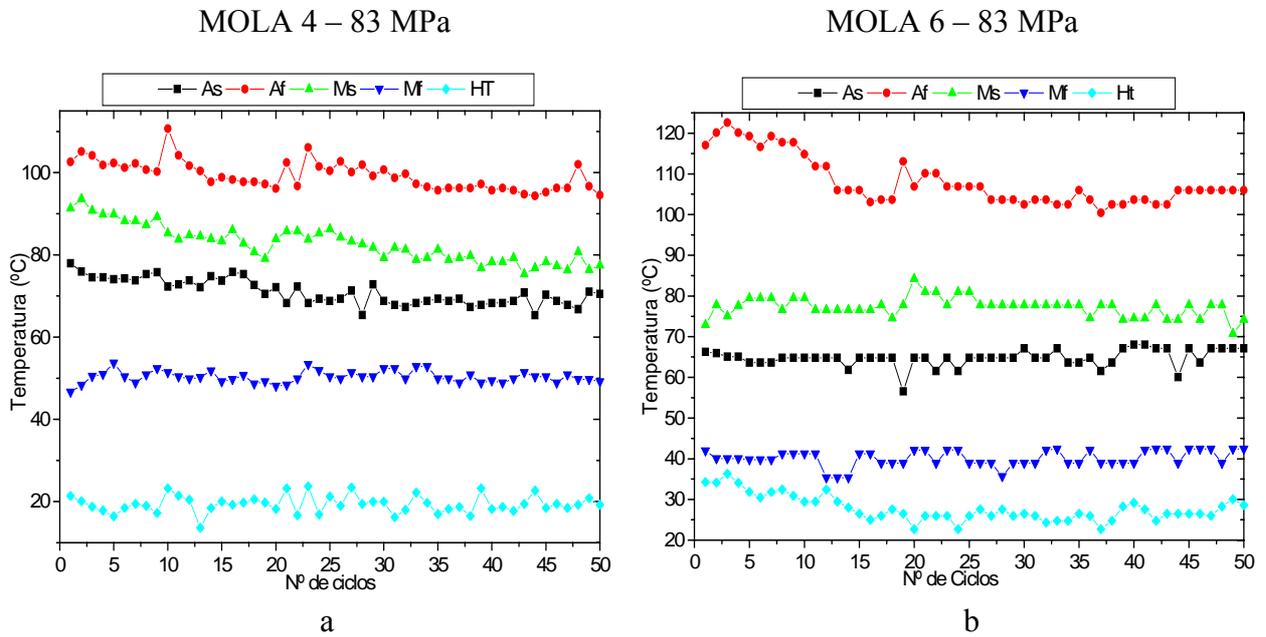
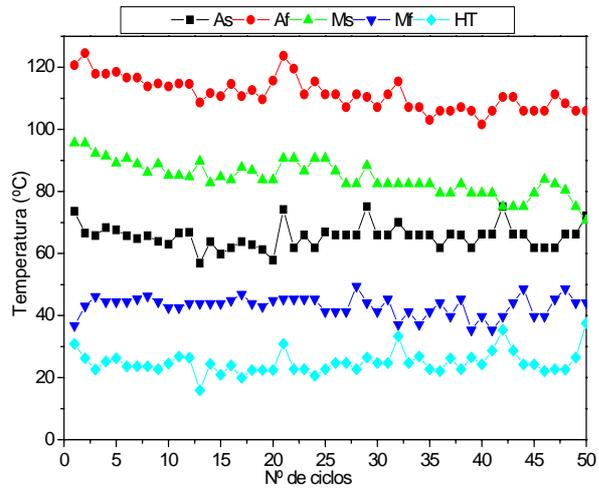


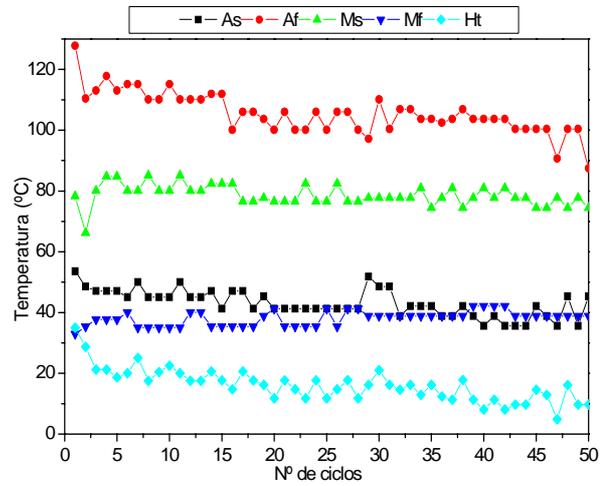
Figura. Curvas de temperaturas críticas para as molas de 4 e 6 submetidas à tensão de cisalhamento de 83 MPa. Fig. a – curva para a mola de 4, submetida à carga de 83 MPa. Fig. b – curva para mola de 6, submetida à carga de 83 MPa.

MOLA 4 – 112 MPa



a

MOLA 6 – 112 MPa



b

Figura. Curvas de temperaturas críticas para as molas de 4 e 6 submetidas à tensão de cisalhamento de 112 MPa. Fig. a – curva para a mola de 4, submetida à carga de 112 MPa. Fig. b – curva para mola de 6, submetida à carga de 112 MPa.