



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

**ESTUDO MECANO-METALÚRGICO DE FIOS DE Ti-Ni
PARA APLICAÇÃO EM ATUADORES DE VÁLVULAS DE
FLUXO**

TESE SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE
PERNAMBUCO PARA OBTENÇÃO DO GRAU DE
DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA

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

RECIFE, 29 DE ABRIL DE 2011



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

Tese submetida à Universidade Federal de Pernambuco para obtenção do grau de doutor em engenharia mecânica.

AUTOR: CARLOS AUGUSTO DO NASCIMENTO OLIVEIRA

RECIFE, 29 DE ABRIL DE 2011

Catálogo na fonte
Bibliotecária Rosineide Mesquita Gonçalves Luz / CRB4-1361 (BCTG)

O48e Oliveira, Carlos Augusto do Nascimento.

Estudo Mecano –Metalúrgico de fios de Ti-Ni para aplicação em atuadores de válvulas de fluxos / Carlos Augusto do Nascimento Oliveira. - Recife: O Autor, 2011
xii, 122f., il., figs., gráfs., tabs.

Orientador : Prof. Dr. Cezar Henrique Gonzalez.

Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Pernambuco.
CTG. Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, 2011.

Inclui Referências Bibliográficas.

**1.Engenharia Mecânica. 2. Materiais Inteligentes.
3.Ligas de Ti-Ni. 4. Válvulas de Fluxo. 5. Efeito
Memória de forma. 5. Transformações Martensíticas. 6.
Propriedades Termoelásticas. I. Gonzalez, Cezar
Henrique. II. Título**

621Cdd (22.ed.)

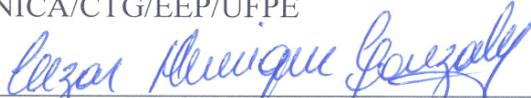
UFPE/BCTG-112-2011

“ESTUDO MECANO-METALÚRGICO DE FIOS DE TI-NI PARA APLICAÇÃO EM
ATUADORES DE VÁLVULAS DE FLUXO”

CARLOS AUGUSTO DO NASCIMENTO OLIVEIRA

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA

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

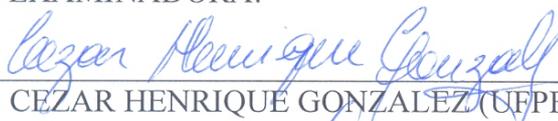


Prof. Dr. CEZAR HENRIQUE GONZALEZ
ORIENTADOR/PRESIDENTE



Prof. Dr. SEVERINO LEOPOLDINO URTIGA FILHO
COORDENADOR DO PROGRAMA

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. CEZAR HENRIQUE GONZALEZ (UFPE)



Prof. Dr. SEVERINO LEOPOLDINO URTIGA FILHO (UFPE)



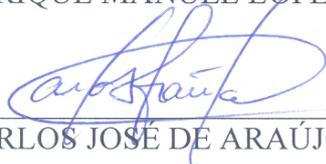
Prof. Dr. YOGENDRA PRASAD YADAVA (UFPE)



Prof. Dr. OSCAR OLIMPIO DE ARAUJO FILHO (UFPE)



Prof. Dr. ENRIQUE MANUEL LÓPEZ CUÉLLAR (UANL)



Prof. Dr. CARLOS JOSÉ DE ARAÚJO (UFCG)

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao Deus vivo por me permitir saúde, força de vontade, perseverança e crença na minha capacidade de agir nos momentos adequados.

Agradeço ao professor Cezar Gonzalez pela amizade, orientação, incentivo e paciência na tentativa de me fazer vencer meus limites.

A minha Esposa Erica Laurentino, pelo apoio, amor e carinho em todos os momentos.

Aos meus pais Eliane e Gilberto, cujo amor, apoio e confiança me tornaram um homem capaz de tudo.

Aos meus irmãos Anderson e Jacqueline e a meu cunhado Roberto que durante estes quatro anos elevaram minha moral e vibraram com minhas conquistas.

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

Agradeço aos meus amigos de curso Pablo, Niédson, Euclides Pina, Magda, entre vários outros.

Agradeço em especial a Diniz Lima e Orlando Rocha por todo o suporte oferecido e a disponibilidade nos momentos solicitados.

Aos alunos de iniciação que passaram pelo laboratório (Marrison, Danilo, Carol, Mirella e Laerty).

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

A CAPES pela bolsa de Doutorado.

RESUMO

O desenvolvimento acelerado da tecnologia e a enorme massa de investimentos na busca por miniaturização dentro das grandes áreas do conhecimento permite o desenvolvimento de materiais funcionais. Os materiais que apresentam o efeito memória de forma encontram-se, juntamente com as cerâmicas piezoelétricas e os polímeros eletroativos, classificados dentro deste grande grupo. As ligas de Ti-Ni são as mais bem sucedidas e exploradas dentre aquelas que exibem o Efeito Memória de Forma (EMF). O grande interesse neste tipo de material está relacionado com as propriedades particulares das transformações martensíticas que com as propriedades de resistência mecânica, ductilidade, resistência à fadiga e dureza conferem a estes materiais, condições adequadas para o funcionamento como sensores/atuadores. Este trabalho foi desenvolvido baseado no fato de que os tratamentos termomecânicos podem alterar as propriedades deste tipo de material. Procedimentos termomecânicos realizados em fios comerciais de Ti-Ni são utilizados na obtenção e treinamento de atuadores com a forma de molas helicoidais. A aplicação destes elementos se destina ao uso de suas propriedades funcionais na substituição do sistema de acionamento de válvulas de fluxo. Esta pesquisa é desenvolvida através de um conjunto de técnicas que formam o procedimento experimental, entre as técnicas direcionadas a caracterização dos fios de Ti-Ni foram utilizadas a calorimetria diferencial de varredura (DSC), difração de raios-X (DRX) e a microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). O comportamento mecânico dos materiais foi avaliado por meio de ensaio de tração, dureza Vickers e pela investigação do comportamento da força gerada pelo fio e atuador quando da passagem de corrente elétrica. Os resultados obtidos permitiram a análise de parâmetros como temperatura e entalpia de transformação, tratamento térmico e resistência mecânica. A análise dos resultados mostra que: a) os tratamentos térmicos induzem alterações na estrutura do material, deslocando as temperaturas de transformação; b) a transformação de fase em duas etapas pode influenciar o desempenho da recuperação de forma em função do rearranjo dos defeitos e c) O tratamento térmico a temperatura de 400°C (BSW-T1) produz propriedades adequadas para a aplicação do atuador no acionamento de válvulas de fluxo.

Palavras chaves: Materiais inteligentes, Ligas de Ti-Ni, Válvulas de fluxo, Efeito memória de forma, Transformações martensíticas e Propriedades termoelásticas.

ABSTRACT

Rapid technology development and enormous investments on the quest to provide miniaturization and improve wide range applications in principal areas of knowledge, allows the development of functional materials. Shape memory materials, piezoelectric ceramics and electro-active polymers are classified under this main group. Ti-Ni alloys are the most exploited among those who exhibit shape memory effect (SME). The main interest in this material involves variety of applications as micro and macro sensors/actuators using its special properties such as strength, ductility, fatigue resistance and hardness that turn these materials suitable to work as functional elements. This work has been developed based on the fact that thermomechanical treatment may induce properties modifications. Thermomechanical procedures performed on Ti-Ni commercial wires were utilized to obtain and training of actuators in the form of helical springs. These elements are intended to be used as part of flow valves system. The development of this work is carried out through a set of techniques which consist experimental procedures, the techniques used to characterize the Ti-Ni wires: differential scanning calorimetry (DSC), X-ray diffraction (XRD), optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). Mechanical behavior of the materials was evaluated by tensile tests, Vickers hardness and the investigation on the force generated by the wire and the actuator in the presence of electrical current. The results obtained allowed the parameters analysis such as temperature and enthalpy of transformation, heat treatment and mechanical strength. The analysis shows that: a) thermal treatments induce changes in the structure of the material, shifting the transformation temperatures, b) the phase transformation in two steps may influence the performance of shape recovery due to the defects rearrangement and c) heat treatment at 400 ° C (BSW-T1) makes the material suitable for valve actuation flow.

Key-words: Smart materials, Ti-Ni Alloys, Flux valve, Shape memory effect, Martensitic transformations and Thermoelastic properties.

ÍNDICE

AGRADECIMENTOS	iv
RESUMO	v
ABSTRACT	vi
LISTA DE FIGURAS	ix
LISTA DE TABELAS	xii
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. OBJETIVOS.....	4
2.1. Objetivo Geral	4
2.2. Objetivos Específicos	4
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
3.1. Histórico do Efeito Memória de Forma (EMF).....	5
3.2. Transformações Martensíticas.....	5
3.3. Pontos Críticos das Transformações Martensíticas.....	6
3.4. Tipos de Transformações Martensíticas.....	7
3.4.1. Transformação martensítica tipo Burst (transformação explosiva).....	7
3.4.2. Transformação martensítica tipo termoelástica.....	8
3.5. Propriedades Termoelásticas das Transformações Martensíticas	9
3.5.2. Efeito memória de forma reversível (EMFR)	10
3.5.3. Comportamento superelástico	11
3.6. Ligas de Titânio-Níquel.....	13
Ligas de Titânio-Níquel.....	13
3.7. Diagrama de Fase Ti-Ni	14
3.8. Precipitação e Crescimento de Grão.....	16
3.9. Fase Romboédrica (Fase R).....	16
3.10. Atuadores.....	19
3.10.1 Atuadores hidráulicos ou pneumáticos.....	20
3.10.2. Atuadores Inteligentes	20
3.11. Válvulas Solenóides	26
3.12. Molas Helicoidais.....	28
3.12.1. Tipos de molas.....	28
3.12.2 Principais materiais utilizados nas molas	29
3.12.3 Principais Aplicações	29
3.12.4 Esforços em molas helicoidais	30
4. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	35
4.1. Seleção dos Materiais	35
4.2. Tratamentos Térmicos	36
4.3. Calorimetria Diferencial de Varredura - DSC.....	36
4.4. Preparação Metalográfica	37
4.5. Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura (MO-MEV).....	38
4.6. Difração de Raios-X	38
4.7. Ensaio de Microdureza	38
4.8. Ensaio de Tração	39
4.9. Preparação das Molas	39
4.10. Avaliação da Força Gerada pelo Fio e pela Mola de Memória de Forma.....	40
4.11. Ciclagem Termomecânica	40
4.12. Efeito Eletrotérmico	43
4.13. Montagem do Dispositivo para Ensaio da Válvula com Atuador Inteligente.....	43
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	46
5.1. Análise dos Materiais Disponíveis	46
5.2. Estudo e Seleção dos Tratamentos Térmicos	47
5.3. Estudo das Temperaturas de Transformação por Calorimetria	50

5.3.1. Resultados da calorimetria para o fio HSA	51
5.3.2. Resultados da calorimetria para o fio BSW.....	54
5.3.3. Análise dos resultados de DSC.....	57
5.4. Caracterização Microestrutural.....	60
5.5. Difração de raios-X	65
5.6. Ensaio de Microdureza	71
5.7. Ensaio de Tração dos Fios	72
5.8. Efeito Eletrotérmico	76
5.9. Conclusões Microdureza, Ensaio de Tração e Efeito Eletrotérmico	79
5.10. Treinamento Termomecânica dos Atuadores	80
5.10.1. Treinamento dos atuadores obtidos com o tratamento térmico BSW-T1	80
5.10.2. Treinamento dos Atuadores obtidos com o tratamento térmico BSW-T2	86
5.10.3. Comparação dos resultados do treinamento termomecânico	90
5.10.4. Influência das tensões internas nos ciclos termomecânicos	95
5.10.5. Influência da transformação de fase na constante elástica da mola	97
5.11. Estudo das Amostras Ciclos Termomecanicamente por Calorimetria	99
5.12. Força Gerada Pelo Fio e Pelo Atuador	103
5.13. Montagem e Teste da Válvula	105
5.13.1. Teste da Válvula	106
6. CONCLUSÕES	108
7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS.....	110
8. LISTA DE PUBLICAÇÕES EM REVISTAS CIENTÍFICAS.....	111
9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	112

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1. Representação da mudança de fase no efeito memória de forma.	6
Figura 3.2. Curva da fração transformada de martensita em função da temperatura.	7
Figura 3. 3. Esquema do equilíbrio entre as fases austenítica e martensítica.	9
Figura 3. 4. Esquema do efeito memória de forma simples.	10
Figura 3. 5. Esquema do efeito memória de forma reversível (EMFR) (c para d).	11
Figura 3. 6. Esquema da tensão versus deformação do comportamento superelástico nas LMF.	12
Figura 3. 7. Temperaturas de transformação em função da tensão (Lagoudas, 2008).	13
Figura 3. 8. Transformação de fase de ligas de Ti-Ni (Otsuka e Ren, 2005).	13
Figura 3. 9. Diagrama de fase de Ti-Ni em percentual atômico (Otsuka e Ren, 2005).	14
Figura 3. 10. Diagrama tempo-temperatura-transformação para o Ti52at%Ni (Otsuka e Ren,	15
Figura 3.11. DSC liga de Ti-Ni com transformação em duas etapas (Chang and Wu, 2007)..	17
Figura 3.12. Cuvas de DSC da liga de Ti-51at%Ni envelhecida a 450°C. (a) tempo de 1 hora,	18
Figura 3.13. Cuvas de DSC da liga de Ti-50,6at%Ni envelhecida a 250°C. (a) tratamento	19
Figura 3.14. Atuador de placas cerâmicas produzido por Sensor Technology Limited (Mohsen	21
Figura 3.15. Válvula de sistema de injeção (Mohsen and Hans-Jorg, 2008).	22
Figura 3. 16. Efeito memória de forma magnético em um termoplástico compósito (Mohsen	22
Figura 3. 17. Fotos de um tubo polimérico inteligente (triple shape effect) (Andreas e Marc,	23
Figura 3. 18. Amortecedor veicular de fluido magnetoreológico (Mel Schwartz, 2008;	24
Figura 3. 19. Acoplamento de tubulações de aeronaves de Ti-Ni-Nb (Mohsen and Hans-Jorg,	24
Figura 3. 19. Acoplamento de tubulações de aeronaves de Ti-Ni-Nb (Mohsen and Hans-Jorg,	24
Figura 3.20. Vista do protótipo de uma asa do F-18, funcionamento relacionado ao torque...	25
Figura 3. 21. Vávula termostática de chuveiro com memória de forma (Mohsen, S. and Hans-	25
Figura 3.22. Esquema de uma válvula tipo solenóide para aplicações de passagem ou restrição	26
Figura 3.23. Esquema de funcionamento de uma válvula tipo solenóide.	27
Figura 3.24. Tipos de molas aplicadas na indústria. a) Mola helicoidal; b) Mola de torção; c)	29
Figura 3.25. Aplicações de molas. (a) redução de vibração em compressores; (b).....	29
Figura 3.26. Atuador de simples ação com retorno realizado por mola helicoidal.	30
Figura 3.27. Esquema ilustrativo de uma mola helicoidal.	30
Figura 3.28. Representação dos esforços em uma mola helicoidal. (a) ação de força externa e (b) esforço interno	31
Figura 3.29. Esquema da distribuição de tensões na secção do fio de uma mola. (a) efeito do	31
Figura 4.1. Representação da curva de DSC com os principais parâmetros de análise.	37
Figura 4.2. Esquema de conformação termomecânica dos fios de TiNi para a obtenção das..	40
Figura 4.3. Esquemas do dispositivo para a realização do treinamento termomecânico.	41
Figura 4.4. Curva de termoelasticidade versus temperatura obtida durante os ensaios	42
Figura 4.5. Esquema do circuito hidráulico utilizado para os testes da válvula com material.	44
Figura 4.6. Esquema de funcionamento de uma válvula com mola de Ti-Ni com efeito	45
Figura 5.1. Curvas DSC dos fios de TiNi como recebidos. (a) BSW e (b) HSA.	48
Figura 5.2. Calorimetria dos fios TiNi tratados a 200°C por 10 minutos. (a) BSW e (b) HSA.	49

Figura 5.3. Curvas DSC dos fios TiNi tratados a 400°C por 10 minutos. (a) BSW e (b) HSA.	49
Figura 5.4. Calorimetria dos fios TiNi tratados a 600°C por 10 minutos. (a) BSW e (b) HSA.	50
Figura 5.5. Curvas de DSC dos fios de HSA tratados a 400°C. (a) 1 hora, (b) 2 horas, (c) 4 horas,	51
Figura 5.6. Curvas DSC dos fios HSA tratados a 500°C. (a)1 hora e (b) 24 horas.	52
Figura 5.7. Curvas DSC dos fios HSA tratados a 500°C. (a)1 hora e (b) 24 horas.	52
Figura 5.8. Gráficos dos períodos de envelhecimento versus temperaturas de transformação do	53
Figura 5.9. Curvas DSC dos fios de BSW tratados a 400°C. (a) 1 hora, (b) 2 horas, (c) 4 horas,	54
Figura 5.10. Curvas DSC dos fios BSW tratados a 500°C. (a)1 hora, (b) 2 horas, (c) 4 horas,	55
Figura 5.11. Curvas DSC dos fios BSW tratados a 600°C. (a)1 hora e (b) 24 horas.	56
Figura 5.12. Gráficos dos períodos de envelhecimento versus temperaturas de transformação	57
Figura 5.13. Fotografia em microscopia ótica a temperatura do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T1	61
Figura 5.14. Fotografia em microscopia ótica a temperatura do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T2.	61
Figura 5.15. MEV do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T1	62
Figura 5.16. MEV do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T2.	62
Figura 5.17. MEV do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T3.	63
Figura 5.18. EDS do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T1.	64
Figura 5.19. EDS do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T2.	64
Figura 5.20. EDS do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T3.	65
Figura 5.21. Difrátogramas das amostras na forma como recebidas. (a) BSW e (b) HSA.	66
Figura 5.22. Difrátogramas do material BSW submetido a tratamento térmico. (a) BSW-T1 e	67
Figura 5.23. Difrátogramas do material HSA submetido a tratamento térmico. (a) HSA-T4 e	68
Figura 5.24. Curva de tensão em função da deformação da liga BSW com tratamento BSW-72	72
Figura 5.25. Curva de tensão em função da deformação da liga BSW com tratamento BSW-72	72
Figura 5.26. Curva de tensão em função da deformação da liga BSW com tratamento BSW-73	73
Figura 5.27. Curva de tensão em função da deformação da liga HSA com tratamento.	73
Figura 5.28. Calorimetria dos fios HSA como recebidos submetidos à passagem de corrente	77
Figura 5.29. Curvas dos ciclos de número 1, 2, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35 e 40 da	81
Figura 5.30. Curvas dos ciclos de número 1, 2, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35 e 40 da	82
Figura 5.31. Comportamento da termoelasticidade em função do número de ciclos para as ..	82
Figura 5.32. Comportamento da temperatura M_s em função do número de ciclos para as ..	84
Figura 5.33. Comportamento da temperatura A_s em função do número de ciclos para as ..	84
Figura 5.34. Curvas dos ciclos de número 1, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35 e 40 da	86
Figura 5.35. Curvas dos ciclos de número 1, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35 e 40 da	87
Figura 5.36. Comportamento da termoelasticidade em função do número de ciclos para as ..	88
Figura 5.37. Comportamento da temperatura M_s em função do número de ciclos para as ..	89
Figura 5.38. Comportamento da temperatura A_s em função do número de ciclos para as ..	89
Figura 5.39. Gráfico com a tensão x deformação x número de ciclos do treinamento	90
Figura 5.40. Gráfico com a tensão x deformação x número de ciclos do treinamento	91
Figura 5.41. Evolução da histerese térmica durante o treinamento dos atuadores. a) tratamento	92
Figura 5.42. Temperatura M_s em função da tensão aplicada para os atuadores obtido pelo ..	93
Figura 5.43. Temperatura M_s em função da tensão aplicada para os atuadores obtido pelo ..	94

Figura 5.44. Variação do M_s em função da tensão para os ciclos 1, 5, 10, 15, 20 e 25.	95
Figura 5.45. Taxa de evolução da tensão em função da temperatura M_s	96
Figura 5.46. Ciclos térmicos de número 1, 5, 10, 15, 20 e 30 do fio tratado termicamente. a) ..	99
Figura 5.47. Ciclos térmicos na secção do fio da mola submetida ao treinamento.....	100
Figura 5.48. Ciclos térmicos na secção do fio da mola submetida ao treinamento.....	101
Figura 5.49. Esquema da válvula utilizado nos testes de fluxo.	105
Figura 5.50. Esquema da válvula utilizado nos testes de fluxo.	106

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1. Fases e respectivos padrões para indexar os espectros de difração de raios X.....	38
Tabela 4.2. Relação entre as tensões de cisalhamento calculadas e a massa submetida à mola.	42
Tabela 5.1. Relação de ligas de Ti-Ni fornecidas pela Memory Metalle.	46
Tabela 5.2. Temperaturas críticas de transformação das ligas de Ti-Ni.....	47
Tabela 5.3. Tratamentos térmicos analisados durante a pesquisa.	48
Tabela 5.4. Temperaturas de transformação dos tratamentos térmicos para o material HSA.	53
Tabela 5.5. Temperaturas de transformação dos tratamentos térmicos para o material BSW.	56
Tabela 5.6. Temperaturas de transformação dos tratamentos térmicos selecionados.	60
Tabela 5.7. Relação de fases obtidas nos espectros de difração de raios-x da liga BSW.....	69
Tabela 5.8. Relação de fases obtidas nos espectros de difração de raios-x da liga HSA.	69
Tabela 5.9. Relação da microdureza para os fios de Ti-Ni (BSW e HSA).....	71
Tabela 5.10. Parâmetros dos ensaios de tração.	75
Tabela 5.11. Comportamento do efeito eletrotérmico da liga BSW.....	76
Tabela 5.12. Comportamento do efeito eletrotérmico da liga HSA.	78
Tabela 5.13. Constantes elásticas para cada atuador submetido ao tratamento BSW-T1 após treinamento termomecânico.	97
Tabela 5.14. Constantes elásticas para cada atuador submetido ao tratamento BSW-T2 após treinamento termomecânico.	98
Tabela 5.15. Valores da força gerada pelo fio devido à passagem de corrente elétrica.	104
Tabela 5.16. Valores da força gerada pela mola devido à passagem de corrente elétrica.....	104

1. INTRODUÇÃO

A indústria mecânica, a medicina, a robótica, a aeronáutica, entre outras têm voltado suas pesquisas para a descoberta e desenvolvimento de elementos e/ou dispositivos capazes de aprimorar funções e reduzir custos. A contínua evolução da engenharia, onde se destacam a engenharia de materiais, mecânica e elétrica, têm buscado dentro do universo dos materiais funcionais aplicações que reduzam custos e permitam o aproveitamento de espaços a partir da miniaturização. Dentre os principais materiais atualmente pesquisados, destacam-se as cerâmicas piezoelétricas, os biomateriais, os fluidos eletro e magnetoreológicos e as ligas com memória de forma.

As cerâmicas piezoelétricas apresentam grande flexibilidade de formato e propriedades, sendo largamente aplicadas na fabricação de equipamentos ultra-sônicos como aqueles para ensaios mecânicos não destrutivos, além de posicionadores, transformadores e atuadores. Seu princípio de funcionamento é baseado na capacidade de gerar uma tensão elétrica a partir de estímulos de deformação cíclica.

Os biomateriais são amplamente utilizados na manutenção e regeneração da saúde humana. O seu crescimento é o resultado da ampliação do conhecimento dos mecânicos fisiológicos humanos que permitiram a aplicação destes elementos na recuperação e substituição do tecido humano danificado. Estes materiais são atualmente utilizados em milhões de pessoas em aplicações como: implantes dentários, articulações, lentes de contato, fios de sutura e até válvulas cardíacas.

As propriedades das transformações de fase martensíticas observadas em ligas com efeito memória de forma, conferem a estes materiais a capacidade de exercer a função de sensores e/ou atuadores. Nesse sentido, estes materiais vêm sendo utilizados nos mais diversos setores da engenharia. Entre as aplicações mais notáveis podem ser citadas as aplicações onde se destacam a minimização do efeito de terremotos em estruturas de edifícios, o desenvolvimento de dispositivos biomecânicos, tais como os stents e filtros de vasos e artérias, além dos sistemas robóticos que simulam a movimentação humana.

A necessidade de gerar comandos à distância, além de monitorar o funcionamento de sistemas eletromecânicos, permite o estudo e o desenvolvimento de atuadores capazes de receber um sinal e realizar um trabalho específico. Entre os principais sensores/atuadores aplicados na indústria, encontramos os elétricos, hidráulicos e pneumáticos. No caso de válvulas de fluxo existem aquelas que restringem ou permitem a passagem de fluidos, gerando mudança de direção, arrefecimento de sistemas, redução de pressões ou mesmo o acionamento de outras válvulas e atuadores. No universo destas válvulas, encontram-se as

válvulas solenóide acionadas eletricamente, através da passagem de uma corrente elétrica que gera um campo eletromagnético induzido. A composição básica destas válvulas é formada por uma carcaça, um solenóide, uma mola mecânica, uma haste de acionamento e um diafragma. A forma construtiva, bem como o funcionamento da válvula foram estudados com o objetivo de adaptar o acionamento para aplicar um atuador com EMF.

Esta pesquisa realiza o estudo metalúrgico de fios metálicos de Ti-Ni, bem como o efeito mecânico gerado pelas transformações martensíticas, no acionamento de molas helicoidais com EMF destinadas ao acionamento de válvulas empregadas no transporte de fluidos.

O principal foco deste trabalho está na geração de informações capazes de permitir o conhecimento metalúrgico das ligas de Ti-Ni e também engloba a compreensão do mecanismo da transformação martensítica a partir da aplicação e seleção de diferentes tratamentos térmicos, análise da geração de força nos fios e molas obtidas, o efeito da degradação da transformação mediante a passagem de correntes elétricas de diferentes intensidades e a seleção de dados otimizados, que permitam a definição dos atuadores de melhor desempenho mecânico em relação à transformação de fase gerada pelo efeito de memória.

Entre as principais técnicas de caracterização utilizadas durante o desenvolvimento desta pesquisa estão: a calorimetria diferencial de varredura (DSC), os ensaios térmicos e termomecânicos que permitem o estudo das características termoelásticas do material e do atuador, o ensaio de tração e dureza, a difração de raios-X (XRD), a microscopia ótica e eletrônica de varredura.

A caracterização do fio e do atuador é importante para se definir os principais parâmetros envolvidos com o funcionamento e desempenho do atuador no acionamento de válvulas de fluxo. A faixa de temperatura, força exercida e as correntes elétricas de trabalho são fatores envolvidos com o bom desempenho do atuador. A forma de mola helicoidal definida para o atuador foi selecionada devido à necessidade de adequar os elementos ao espaço reduzido do interior a válvula e a maior deformação termoelástica apresentada pela mola quando comparada ao fio de mesmo comprimento linear.

O estudo mecano-metalúrgico das ligas de Ti-Ni permitiu a avaliação do desempenho do EMF das molas durante ciclos térmicos, além de avaliar o funcionamento do atuador mediante transformações de fase sucessivas, como é o caso da formação da fase romboédrica (fase R) no resfriamento (fase austenítica $B2 \rightarrow R \rightarrow$ fase martensítica $B19'$). Este mecanismo de transformação desperta interesse devido à considerável variação da termoelasticidade observada, quando em comparação com os resultados de transformação de fase que ocorrem

em apenas um estágio (B2→B19') nas molas estudadas. A intensidade da corrente elétrica aplicada aos fios e molas permite a análise da degradação da transformação devido ao aquecimento durante longo período de tempo e também identifica a tolerância do material a um grande intervalo de temperaturas e mesmo a capacidade de manter o funcionamento do acionamento na aplicação em questão.

A divisão deste trabalho consta de uma seção de revisão bibliográfica, onde foram definidos os principais conceitos relacionados ao efeito memória de forma, ligas de Ti-Ni, atuadores e molas helicoidais; uma seção de procedimentos experimentais, onde se encontram definidos todos os procedimentos de análise do material e do atuador, além da técnica utilizada na obtenção dos atuadores; uma seção de resultados e discussões, onde foram descritas e discutidas as informações relacionadas ao comportamento do material, a influência do tratamento térmico em relação à alteração das temperaturas de transformação, a presença da fase R como um fator importante no aumento da termoelasticidade em cargas elevadas, além dos principais resultados referentes à substituição do acionamento da válvula de fluxo e por final a seção de conclusões, onde se encontram as principais deduções verificadas para o estudo desenvolvido.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo Geral

Este trabalho tem como objetivo geral realizar o estudo mecano-metalúrgico de ligas comerciais de Ti-Ni na forma como recebidas e submetidas a diferentes condições de tratamentos térmicos, focalizando a influência do mecanismo da transformação martensítica com um ou dois estágios e o comportamento mecânico de atuadores de Ti-Ni destinados à utilização em válvula de fluxo, além da idealização e adaptação do sensor/atuador na válvula de fluxo.

2.2. Objetivos Específicos

- Mapear os tratamentos térmicos que podem ser aplicados aos fios comerciais de Ti-Ni, identificando que tipo de tratamento pode gerar as melhores propriedades mecânicas e de memória de forma (propriedades termoelásticas) para as ligas destinadas a confecção dos atuadores;
- Caracterizar mecano-metalurgicamente os fios de Ti-Ni;
- Analisar o comportamento da mudança de fase em dois estágios (B2→R→B19’);
- Dimensionar atuadores com a forma de mola obtida de fios de Ti-Ni com efeito memória de forma;
- Idealizar um sistema hidráulico contendo uma válvula que utiliza uma mola de Ti-Ni com EMF, capaz de exercer a função de uma válvula do tipo solenoide ou válvulas utilizadas em situações de contenção e passagem de fluxo.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Histórico do Efeito Memória de Forma (EMF)

Os primeiros relatos relacionados ao efeito memória de forma (EMF) foram feitos por Chang e Read em 1930 em uma liga de Au-Cd (Otsuka e Wayman, 1998). Os cientistas Scheil e Ölander utilizaram medições de resistividade e metalografia e observaram a natureza reversível das transformações martensíticas em fases de ligas de Au-Cd, além do comportamento pseudoelástico tipo borracha em 1932 (Quadros e Gonzalez, 1992). Em 1938, um comportamento semelhante e associado às transformações martensíticas de ligas de Cu-Zn, foi detalhado por G.V. Kurdyumov. Em 1960 foi descoberto o efeito memória de forma em uma liga equiatômica de Ni-Ti, que naquele momento foi patenteada com o nome de Nitinol (Níquel Titânio Naval Ordnance Laboratory), devido a sua descoberta ter ocorrido no laboratório da marinha dos Estados Unidos (Buehler, 1963). Esta liga tornou-se a mais bem sucedida liga com EMF, possuindo alta resistência mecânica, biocompatibilidade, resistência à corrosão, alta condutividade térmica e elétrica (Otsuka e Wayman, 1998).

3.2. Transformações Martensíticas

O efeito memória de forma é uma das propriedades das transformações martensíticas termoelásticas. O principal efeito desta propriedade é a recuperação de forma por meio de aquecimento acima das temperaturas críticas de transformação (Duerig, 1999). Neste tipo de transformação existem basicamente 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 nos aços a transformação ocorre de forma explosiva. A transformação martensítica que induz o efeito memória de forma ocorre através de cisalhamento de planos e sem a presença de difusão atômica (Otsuka e Ren, 1998). Esta transformação costuma ser classificada como sendo uma transição de fase sólido-sólido de primeira ordem, que ocorre através da absorção ou liberação de energia.

A transição ocorre quando a fase austenita muda para a fase martensita, cuja estrutura pode variar conforme a composição do material, podendo no entanto, para determinados materiais apresentar estrutura tetragonal ou monoclinica (Otsuka e Ren, 1998). A figura 3.1 esquematiza a transformação martensítica em escala atômica, onde no resfriamento da fase austenita ocorre a formação de martensita. Quando a martensita é submetida a deformações (tensões externas), passa a apresentar alterações de forma que ocorrem devido ao rearranjo

das variantes de martensita. A deformação produzida é completamente recuperada através do aquecimento do material a temperaturas no domínio da fase austenítica. Num resfriamento subsequente do material a fase martensítica livre de deformação será observada novamente.

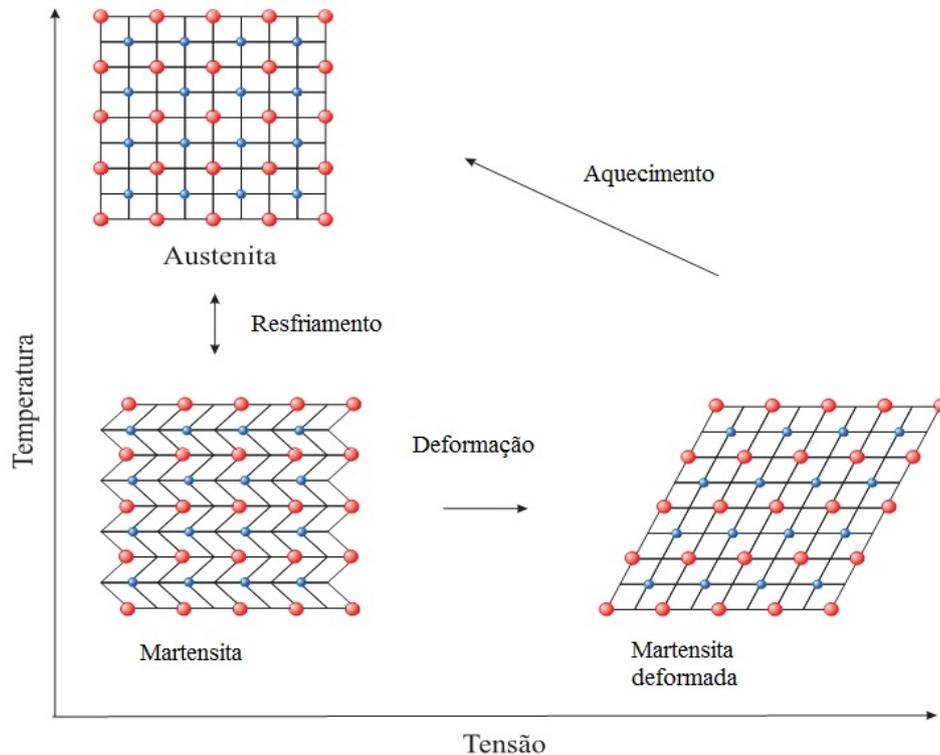


Figura 3.1. Representação da mudança de fase no efeito memória de forma (Monteiro Junior, 2007).

3.3. Pontos Críticos das Transformações Martensíticas

A caracterização térmica das ligas com memória de forma pode ser inicialmente realizada por meio da determinação das temperaturas críticas de transformação. O esquema de observação dessas temperaturas pode ser verificado através do gráfico da figura 3.2, que apresenta uma curva típica da transformação em uma LMF. Nesta figura α é a quantidade de martensita a formada. Grande parte dessas transformações ocorre sobre uma faixa relativamente estreita 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 da composição do material, tratamentos térmicos ou termomecânicos, além de outros fatores. A transformação também apresenta uma histerese em temperatura, que pode ser definida como o deslocamento da temperatura em que se tem o início da transformação direta (M_s) e o início da transformação reversa (A_s) (Shaw e Kyrikiades, 1995). Mais precisamente, a histerese é dada pela diferença entre a temperatura onde se tem 50% de fração transformada de austenita (A_{50}) e a temperatura correspondente a 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 e 30°C. Esta variação está envolvida com a composição química do material e a estrutura cristalina das ligas.

Na figura 3.2 são apresentados os principais pontos das transformações que são definidos como se segue:

- M_s : Temperatura de início da transformação direta ou martensítica;
- M_f : Temperatura de término da transformação direta;
- A_s : Temperatura de início da transformação inversa ou austenítica;
- A_f : Temperatura de término da transformação inversa;
- H_t : 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 ($e_h = A_f - A_s$).

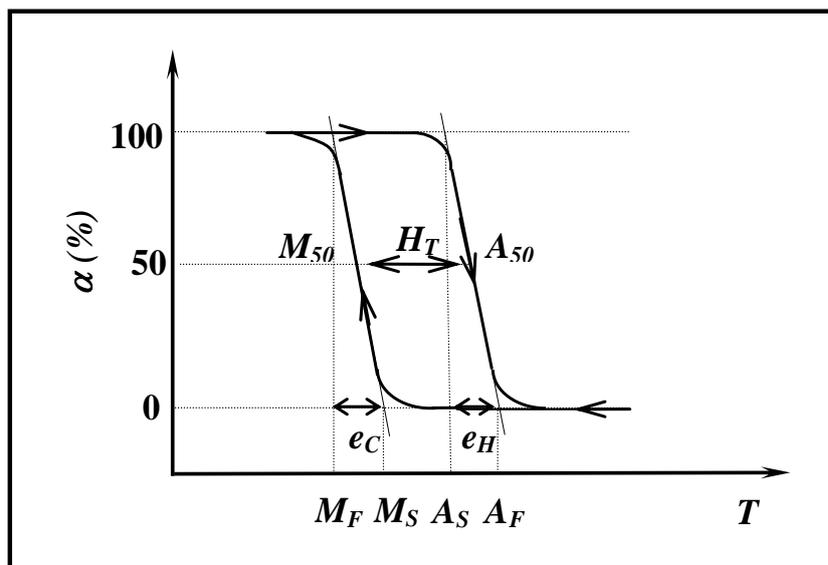


Figura 3.2. Curva da fração transformada de martensita em função da temperatura (Gonzalez, 2002).

3.4. Tipos de Transformações Martensíticas

3.4.1. Transformação martensítica tipo Burst (transformação explosiva)

O crescimento da fase martensítica 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 em conjunto com deformação plástica da austenita. Este conjunto de fatores exige condições muito complexas para a transformação inversa, acarretando uma histerese em temperatura muito grande, chegando ao caso de não apresentar reversibilidade (Martínez, 2001).

3.4.2. Transformação martensítica tipo termoelástica

A transformação de fase martensítica que origina o efeito memória de forma tem um caráter termoelástico. Durante esta transformação, o movimento da interface entre a fase matriz e a fase martensítica é controlado por um balanço local entre as forças químicas e não-químicas (Queiroga, 2006). 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 às 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 (Fernandes, 2006).

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. Então, as transformações podem ser caracterizadas pelos termos térmicos e elásticos. Para temperaturas 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 é responsável pela denominação “termoelasticidade” e transformação martensítica termoelástica. 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 3.3. 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, que geram a decomposição da martensita em uma microestrutura que basicamente se divide em ferrita e cementita (Chiaverini, 1996).

É importante salientar que a transformação martensítica termoelástica das LMF's (ligas com memória de forma), conforme ilustrada na figura 3.3 pode ser fisicamente detectada por várias técnicas de caracterização como a calorimetria diferencial, dilatometria, análise termomecânica, variação de resistividade elétrica em função da temperatura, entre outros.

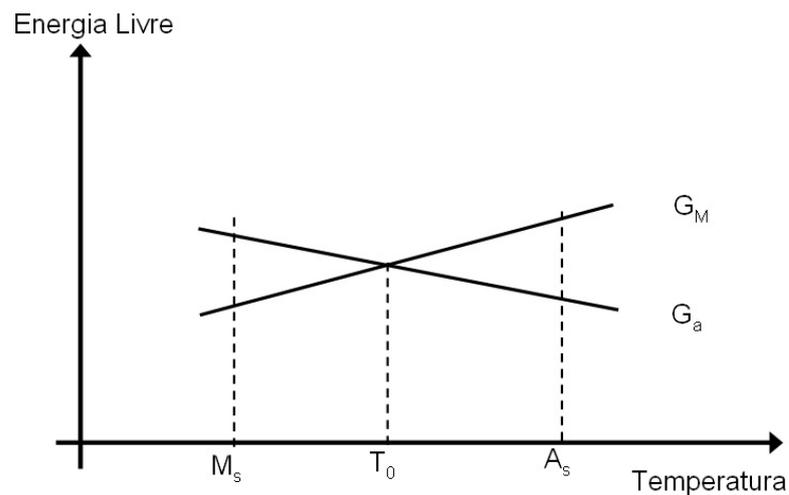


Figura 3. 3. Esquema do equilíbrio entre as fases austenítica e martensítica.

3.5. Propriedades Termoelásticas das Transformações Martensíticas

Os fenômenos do EMF são propriedades das transformações martensíticas termoelásticas. Alguns destes fenômenos são conhecidos por: Efeito memória de forma simples (EMFS), efeito memória de forma reversível (EMFR) e Superelasticidade.

3.5.1. Efeito memória de forma simples (EMFS)

O efeito memória de forma simples (EMFS) é aquele observado quando o material está no estado martensítico, a uma temperatura inferior a temperatura M_f , apresenta deformação aparentemente permanente ao ser solicitado por uma carga. 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_f . A figura 3.4 apresenta o esquema de funcionamento do EMFS em uma mola helicoidal. Nesta figura visualiza-se a aplicação de uma carga de tração que gera deformação na mola. Esta deformação é recuperada após o aquecimento do material até uma temperatura superior a temperatura de final da transformação austenítica ou transformação reversa.

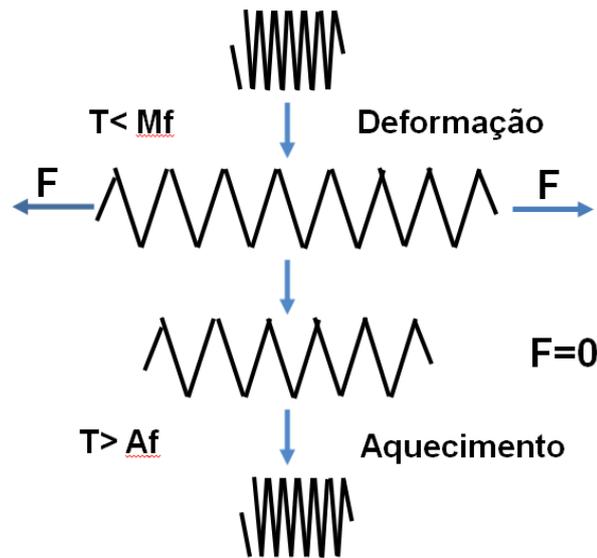


Figura 3. 4. Esquema do efeito memória de forma simples.

3.5.2. Efeito memória de forma reversível (EMFR)

No EMFS apenas a forma da fase matriz pode ser recuperada. Em certas circunstâncias, existe a possibilidade de se recuperar as formas das fases austenita e martensita sem aplicação de cargas externas, mas a mudança de forma é promovida apenas pela variação de temperatura. Neste caso, o fenômeno é conhecido como efeito memória de forma reversível (EMFR) (Otsuka e Wayman, 1998). O termo EMFR do inglês Two-Way Shape Memory Effect (TWSME) foi usado por Delaey et al (2004), para designar este efeito espontâneo e reversível durante o resfriamento e aquecimento, que foi observado depois de determinados procedimentos termomecânicos aplicados ao material (Delaey et al, 2004). Estes procedimentos foram denominados de educação ou treinamento (Stalmans, 1991). Durante o treinamento pode-se associar uma forma a cada fase, em função de um determinado tratamento termomecânico. A figura 3.5 apresenta o esquema do efeito memória de forma reversível para o caso de uma mola. Nesta figura, no intervalo (a)-(b) é aplicada uma carga de tração provocando deformação na mola. 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 (Otsuka e Wayman, 1998).

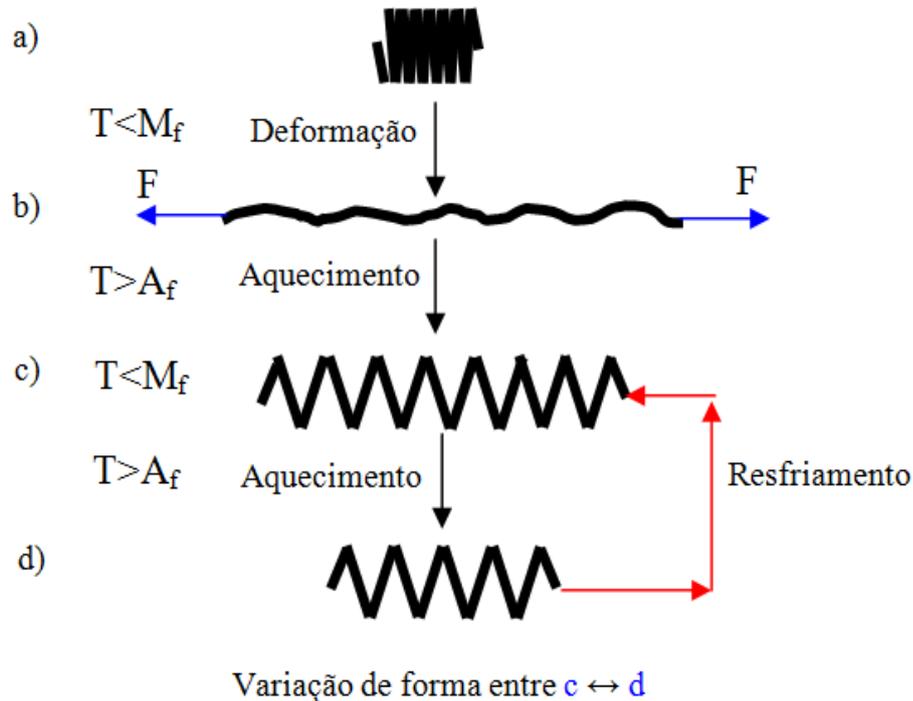


Figura 3. 5. Esquema do efeito memória de forma reversível (EMFR) (c para d).

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. 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 hábito durante o resfriamento. 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, originando precipitados e outros (Datta et al., 2001).

3.5.3. Comportamento superelástico

Quando uma LMF é aquecida acima da temperatura A_f , o material encontra-se na fase de alta temperatura ou austenítica. A fase martensítica pode ser induzida a esta temperatura por carregamento mecânico, em que o material se deforma induzindo a fase martensítica. A fase austenítica reaparece quando a tensão é liberada produzindo a recuperação da forma inicial. Este fenômeno onde a martensita é induzida por tensão a temperaturas acima do A_f , é conhecido como superelasticidade (Desroches et al., 2003).

A figura 3.6 apresenta esquematicamente a curva tensão versus deformação do comportamento superelástico nas LMF.

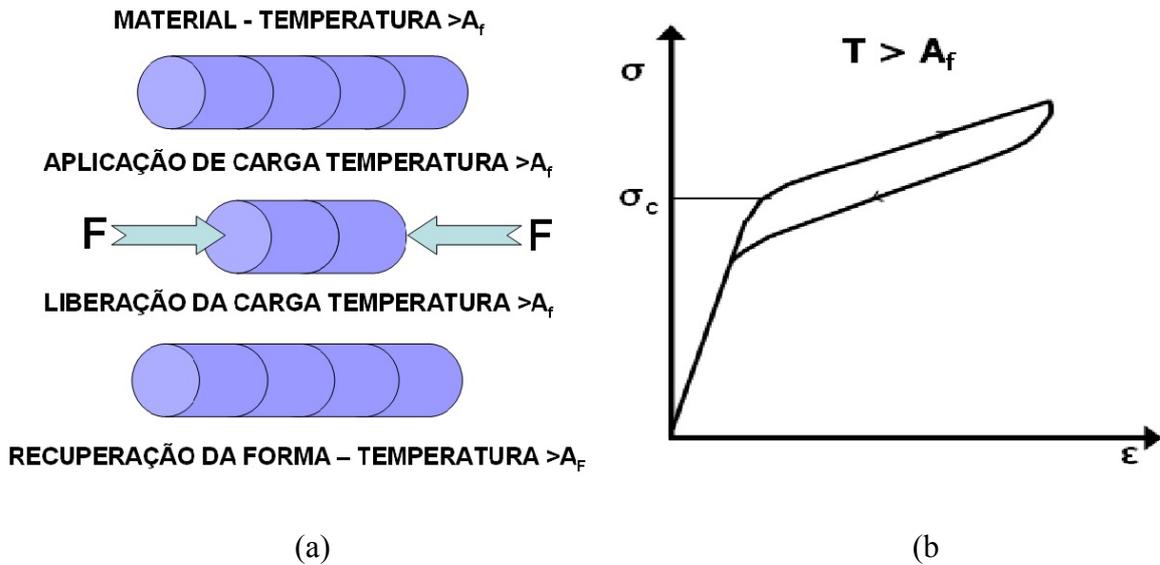


Figura 3. 6. Esquema da tensão versus deformação do comportamento superelástico nas LMF.

O símbolo σ_c da figura 3.6 faz referência à tensão de indução da martensita. Esta tensão de indução da martensita pode ser avaliada através da relação termodinâmica de Clausius–Clapeyron. Esta relação avalia a tensão de indução da transformação de fase como uma função da temperatura do ensaio, esta relação é resumida através da equação 3.1 (Otsuka e Wayman, 1998).

$$\frac{d\sigma}{dT_0} = \frac{\Delta H^{A \rightarrow M} \cdot \rho}{T_0 \cdot \varepsilon} \quad (3.1)$$

onde: $\Delta H^{A \rightarrow M}$, é a entalpia da transformação direta; ρ , é a densidade, T_0 é a temperatura de equilíbrio; e o termo ε , é a relação entre a deformação da transformação direta pela deformação total.

A figura 3.7 ilustra o comportamento da tensão crítica de indução da martensita em função da temperatura do ensaio. As temperaturas de transformação (A_s , A_f , M_s e M_f) são apresentadas através de linhas inclinadas indicando o aumento das tensões críticas em função da temperatura do ensaio. Os símbolos σ^{A_s} , σ^{A_f} , σ^{M_s} e σ^{M_f} são as tensões equivalentes ao início e fim da transformação austenítica e o início e fim da transformação martensítica, respectivamente. Conforme se altera a temperatura de realização do ensaio as tensões σ^{A_s} , σ^{A_f} se deslocam para valores maiores.

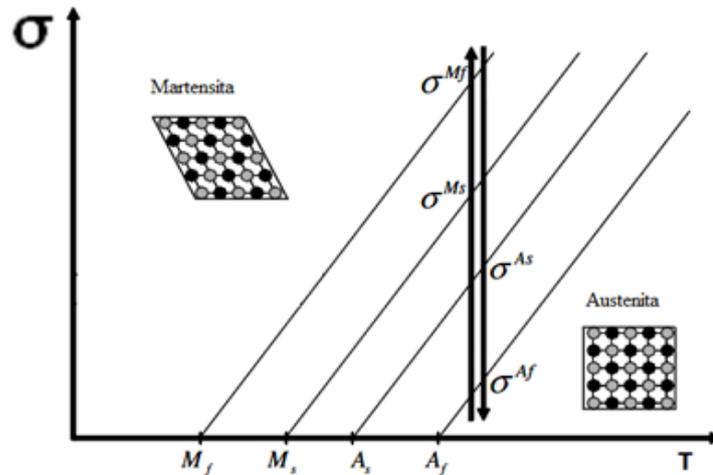


Figura 3. 7. Temperaturas de transformação em função da tensão (Lagoudas, 2008).

3.6. Ligas de Titânio-Níquel

A base do sistema de ligas de Ti-Ni é um composto binário, intermetálico formado pelos elementos níquel (Ni) e titânio (Ti). Este intermetálico apresenta solubilidade moderada entre o Ni e o Ti, bem como outros elementos como, Cu, Nb, Pt, Zr entre outros que podem ser combinados na obtenção de novas composições. As ligas de Ti-Ni são extremamente sensíveis à variação da proporção de Ti ou Ni, podendo apresentar a superelasticidade com composições entre 49,0 e 49,4at% de Ti e o efeito memória de forma quando a composição encontra-se entre 49,7 e 50,7at% de Ti (Duerig et al., 1994). Nas ligas de Ti-Ni a transformação da martensita termoelástica ocorre a partir da fase matriz (β), com estrutura cúbica ordenada (B2), para uma fase final de estrutura monoclinica B19'. Esta transformação também pode acontecer em associação com a transformação em duas etapas, onde a fase B2 da origem durante o resfriamento a uma fase romboédrica (R) ou para a fase ortorrômbica B19 e em seguida para a fase B19'. A figura 3.8 mostra de forma esquemática os caminhos da transformação martensítica em ligas de Ti-Ni.

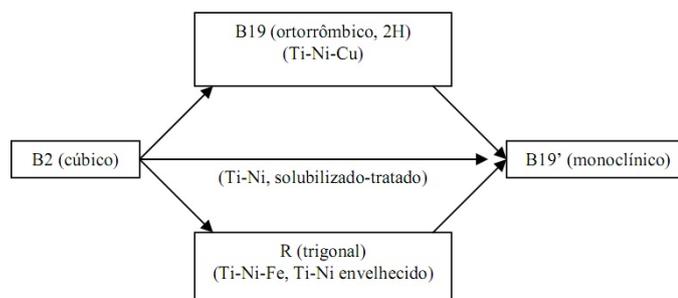


Figura 3. 8. Transformação de fase de ligas de Ti-Ni (Otsuka e Ren, 2005).

As principais implicações da fase R na transformação martensítica das ligas de Ti-Ni encontram-se no fato de o rearranjo das variantes da fase R realizarem a transformação com uma reduzida porção de deformação que a observada pela transformação direta entre a austenita e a martensita, permitindo a redução da histerese térmica (B2→R) e baixa deformação plástica, como uma consequência do rearranjo dos campos de tensões da estrutura (Corneliu Cismasiu, 2010).

3.7. Diagrama de Fase Ti-Ni

O diagrama de fase do sistema de ligas de Ti-Ni é complexo e ainda foco de muitos estudos. A importância em se analisar o diagrama de fases está na seleção de tratamentos térmicos apropriados a liga e a possibilidade de identificar regiões, onde a composição do material resulte em melhores propriedades do efeito memória de forma. A figura 3.9 apresenta o diagrama de fase do sistema Ti-Ni em percentual atômico e em peso percentual. Este diagrama permite a visualização de uma região de domínio da fase B2, caracterizada pela composição aproximadamente equiatômica dos elementos, além da variação no limite de solubilidade do Ni em relação à temperatura; quando a referência para a solubilidade é o Ti. No diagrama percebe-se uma redução de solubilidade em relação à temperatura para valores abaixo de 1118°C.

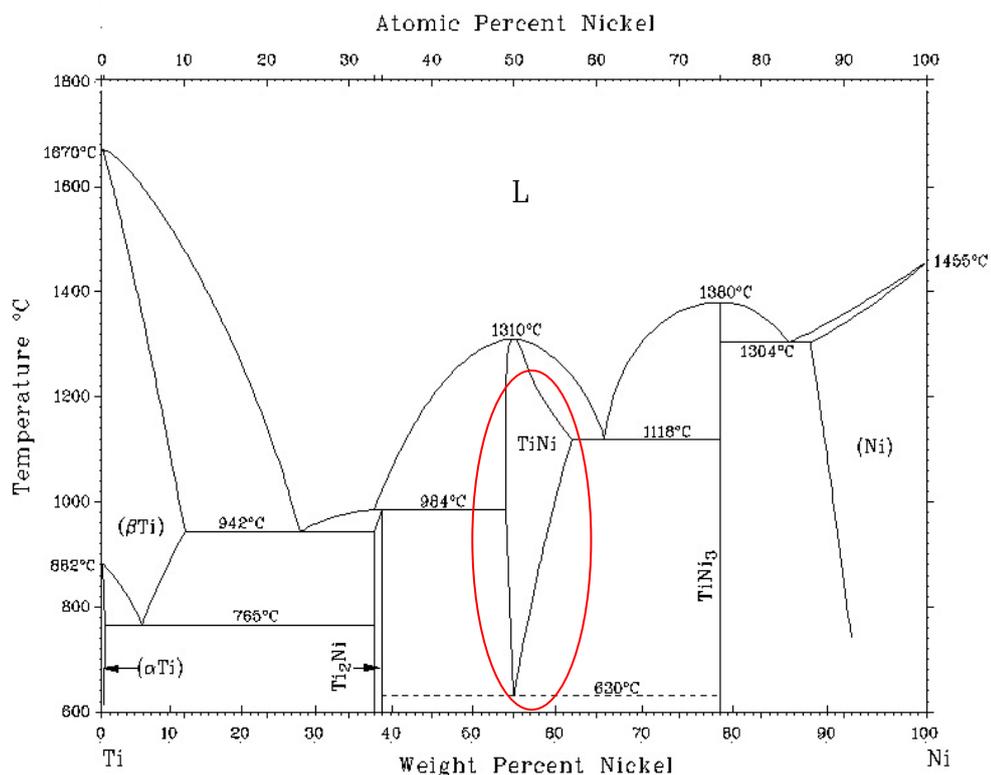


Figura 3. 9. Diagrama de fase de Ti-Ni em percentual atômico (Otsuka e Ren, 2005).

Vários pesquisadores fizeram a análise do diagrama de Ti-Ni, entre eles, Poole e Hume-Rothery (1955) que pesquisaram metalograficamente o limite de solubilidade da fase TiNi acima de 900°C e também os estudos do diagrama de fase por meio de difração de raios-X e técnica metalográficas realizados por Purdy e Parr (1961). Estes estudos, permitiram a confirmação de evidências relacionadas à decomposição por processos difusionais de ligas de Ti-Ni ricas em Ni em duas fases metaestáveis, a fase Ti_3Ni_4 , formada nos estágios iniciais de envelhecimento em temperaturas abaixo de 680°C e a fase Ti_2Ni_3 , além de uma fase estável $TiNi_3$ (Beyer, 1995). Os precipitados de Ti_3Ni_4 têm estrutura romboédrica e produzem campos de tensões que permitem o aumento do efeito memória de forma e afetam as propriedades das ligas de Ti-Ni. Entre outras fases intermediárias encontradas nos processo de decomposição do TiNi temos, o Ti_2Ni , com estrutura cúbica e o $TiNi_3$, de estrutura hexagonal (Garay et al., 2003).

Os precipitados encontrados pelos processos difusionais de decomposição envolvem mudanças na composição química do material e podem influenciar o comportamento das temperaturas de transformação (Miyazaki et al, 1981).

A figura 3.10 apresenta o diagrama TTT para uma liga de Ti-Ni com teor de Ni superior a 52at%, ilustrando também os produtos finais da decomposição do material quando submetidos a temperaturas entre 500 e 800°C, conforme se aumenta a temperatura de tratamento térmico os produtos da decomposição do TiNi se tornam cada vez mais estáveis segundo a sequencia da reação estequiométrica (equação 3.2) (Somsen et al., 1999).

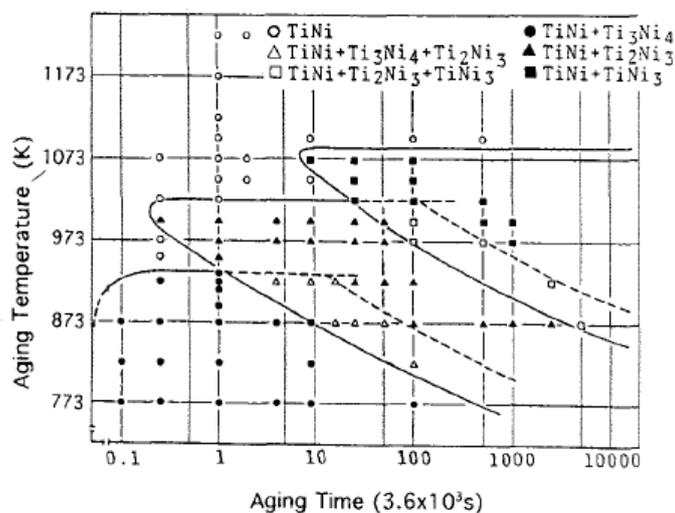
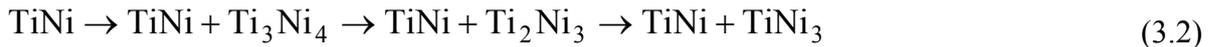


Figura 3. 10. Diagrama tempo-temperatura-transformação para o Ti52at%Ni (Otsuka e Ren, 2005).



3.8. Precipitação e Crescimento de Grão

A precipitação e o crescimento de grãos estão muito ligados à composição do material, a temperatura a que é submetido e ao tempo de permanência a esta temperatura. As ligas de Ti-Ni ricas em Ni são muito influenciadas pelos fenômenos da precipitação. Estudos realizados por Nishida et al (1986), mostraram que a formação de precipitados nas ligas de Ti-Ni são influenciados pelos fenômenos da difusão atômica.

Os fenômenos da precipitação provocam mudanças no comportamento das ligas de Ti-Ni, com o surgimento da fase R, em consequência da formação de precipitados no material devido ao recozimento. O recozimento das ligas de Ti-Ni pode induzir a formação de fases como TiNi_3 , Ti_3Ni_4 , Ti_2Ni_3 que empobrecem em Ni a fase matriz, gerando alteração no comportamento mecânico do material (Khelfaoui, 2000).

Outro efeito oriundo da composição foi observado por Chang e Grummon (1997), que mostraram que com o aumento do teor de Ti na composição do material ocorre redução da temperatura de recristalização do mesmo.

3.9. Fase Romboédrica (Fase R)

As ligas Ti-Ni envelhecidas e ricas em Ni podem formar precipitados, como Ti_3Ni_4 e Ti_2Ni_3 , na fase matriz. Sistemas de ligas que apresentam precipitados podem apresentar a transformação em duas etapas ($\text{B2} \rightarrow \text{R} \rightarrow \text{B19}'$) (Paula et al., 2004; Fan et al., 2006). A presença de campos de tensões e precipitados citados, facilita o surgimento de uma transformação dita transformação romboédrica (Kim et al., 2004). Este tipo de transformação é conhecido como transformação da fase R. As pesquisas relacionados a esta transformação iniciaram com os estudos de Honma et al. (1972) e vêm acontecendo até os tempos atuais. Entre os principais fatores que possibilitam este tipo de transformação em duas etapas tem-se:

- O rearranjo de discordâncias devido a ciclos térmicos ou trabalho à frio (Okamoto et al., 1988; Wu et al., 2000);
- Surgimento de precipitados por meio de tratamentos térmicos em intervalos de temperatura entre 300°C e 800°C (Wu et al., 2000; Wang et al., 2005);
- A adição de elementos de liga que reduzem as temperaturas de transformação martensítica (Hwang et al., 1983);
- Ligas de Ti-Ni ricas em níquel (Wang et al., 2004; Michuta et al., 2004);

É importante destacar que a transformação de fase ocorre em uma única etapa (B2-B19') quando as ligas estão em condições de equilíbrio equiatômico. Para materiais em condições de encruamento, ou submetidos a ciclos sucessivos de aquecimento e resfriamento esta transformação pode ser observada em duas etapas (B2-R-B19').

As principais características dessas transformações são a grande capacidade de gerarem distorções no reticulado cristalino do material e o aumento da histerese de transformação. A distorção do reticulado provocada por essas transformações introduzem defeitos microestruturais durante o processo de transformação. Ao mesmo tempo, essas transformações também são sensíveis à influência de defeitos como vazios ou discordâncias alterando a estabilidade térmica e mecânica das propriedades funcionais do material (Kim et al., 2004).

A figura 3.11 faz referência ao resultado de análise térmica DSC de uma seqüência de transformação em uma liga de Ti-50at%Ni homogeneizada a 650°C por 2 minutos. Esta figura é um exemplo de como pode ser visualizada a transformação de fase em duas etapas durante o resfriamento. A austenita, estável acima de 55°C, sede lugar durante o resfriamento a uma seqüência de transformações onde se observa o surgimento da fase R e em seguida a fase martensítica (Chang and Wu, 2007; Ren et al., 1999).

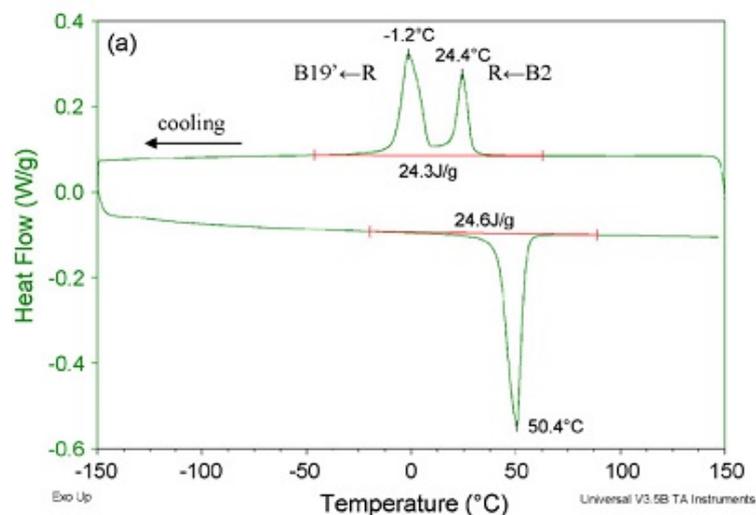


Figura 3.11. DSC liga de Ti-Ni com transformação em duas etapas (Chang and Wu, 2007).

A figura 3.12 mostra os resultados das curvas de DSC de um fio de Ti-Ni com 1,0 mm de diâmetro, bruta de conformação com composição de 51at%Ni, tratado termicamente a 450°C por 1, 5, 11 e 72 horas, estudado por Fan et al., (2006).

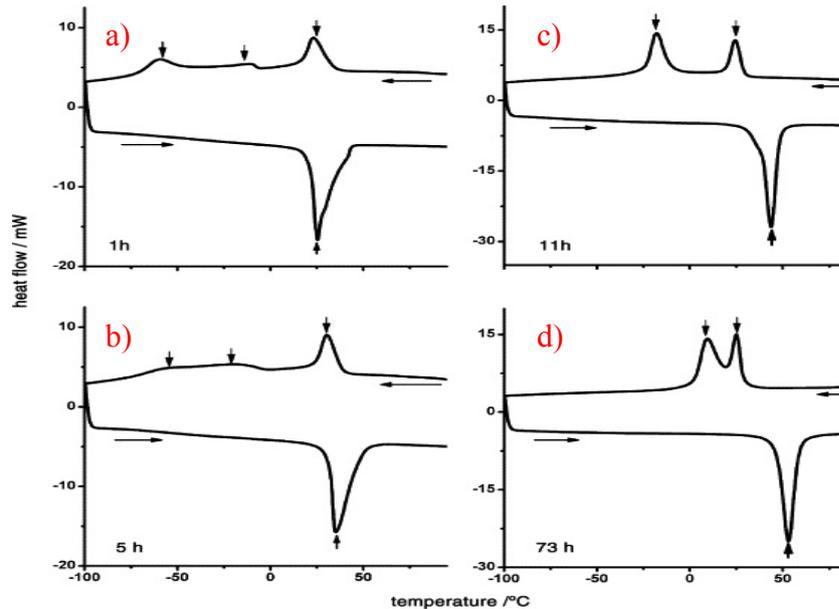


Figura 3.12. Civas de DSC da liga de Ti-51at%Ni envelhecida a 450°C. (a) tempo de 1 hora, (b) tempo de 5 horas, (c) tempo de 11 horas e (d) tempos de 73 horas (Fan et al., 2006).

Nesta figura são apresentados os resultados de calorimetria de amostras submetidas ao tratamento térmico de homogeneização a 450°C por períodos de 1, 5, 11 e 73h. Três picos podem ser visualizados para os envelhecimentos de 1h e 5h, mas apenas dois picos são visíveis após um período de 11h de envelhecimento. Com estes resultados os autores, mostraram a influência do envelhecimento na transformação de fase de ligas de Ti-Ni ricas em Ni. A heterogeneidade observada nos campos de tensões entre a fase matriz e os precipitados, possibilitou a visualização de múltiplos picos de transformação em curvas de calorimetria. Estas transformações apresentam dependência da composição do material, da quantidade de discordâncias e das temperaturas e períodos de envelhecimento. Os autores estudaram e classificaram estas transformações em três etapas como sendo uma transformação anômala do EMF das ligas de Ti-Ni (Zhou et al., 2006; Khalil-allafi et al., 2004).

A figura 3.13 mostra o resultado de DSC de uma liga policristalina de Ti-Ni, com 50,6at%Ni. Este material foi envelhecido em forno a temperatura de 250°C por diferentes períodos. Nesta figura encontram-se picos subsequentes de transformação durante o aquecimento e o resfriamento do material. Estes picos se deslocam conforme o tempo de envelhecimento possibilitando a visualização da transformação em duas ou três etapas. A principal explicação encontrada por Zhou et al.(2006), para esta anomalia, é baseada na heterogeneidade dos campos tensões dentro e fora dos grãos. Esta heterogeneidade possibilita uma transformação dentro dos grãos e outra nos contornos dos grãos. Os picos da

transformação B2-R1 e B2-R2 fazem referência à mudança de fase da austenita para a fase R nestas duas condições.

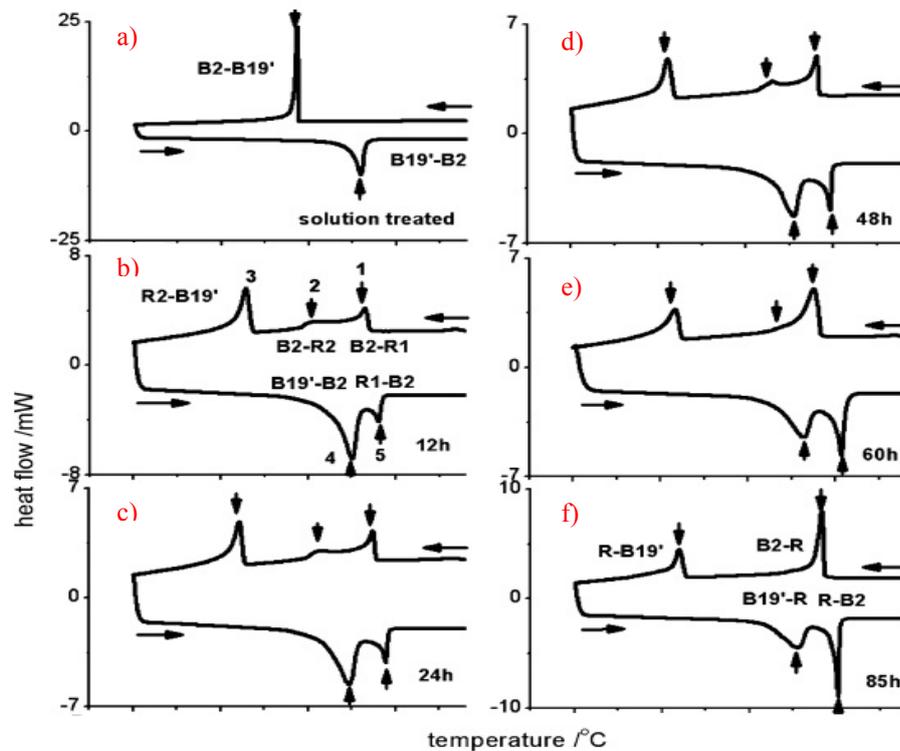


Figura 3.13. Cuvas de DSC da liga de Ti-50,6at%Ni envelhecida a 250°C. (a) tratamento imediato, (b) tempos de 12 horas, (c) tempos de 24 horas, (d) tempos de 48 horas, (e) tempo de 60 horas e (f) tempo de 85 horas (Zhou et al., 2006).

Os estudos relacionados à transformação romboédrica apresentaram muitos avanços, e apesar da alta resistência a fadiga, a baixa termoelasticidade desta fase limita sua aplicação. Uma aplicação de bom desempenho ainda é a de alarmes termicamente ativados, que se tornou popular motivada pela reduzida histerese térmica entre a fase austenítica e a fase R, permitindo maior velocidade de resposta a estímulos. Aplicações que fazem uso do efeito da fase R no material, levando em consideração o aumento da termoelasticidade e das forças geradas pelos atuadores, ainda são raramente observados na literatura.

3.10. Atuadores

Dentre os vários tipos de atuadores convencionais com aplicações industriais encontramos os atuadores hidráulicos, pneumáticos, elétricos e aqueles que através da alteração de suas propriedades químicas ou termodinâmicas possibilitam a produção de trabalho mecânico. Os atuadores de materiais funcionais com estas características mais

difundidos e aplicados são as cerâmicas piezelétricas, os atuadores eletro ou magnetoreológicos e as ligas com memória de forma.

3.10.1. Atuadores hidráulicos ou pneumáticos

A necessidade de maior controle nos processos industriais e a facilidade de projeto e montagem tornam os atuadores hidráulicos e/ou pneumáticos adequados para uso em sistemas de automação. O funcionamento destes atuadores é baseado na conversão de energia que permite a produção de trabalho mecânico.

Entre as principais vantagens da aplicação de sistemas de atuadores hidráulicos e/ou pneumáticos temos a possibilidade de ajuste contínuo de velocidade e força, movimentos controlados e precisos, além da baixa relação entre peso dos equipamentos e a potência gerada.

As desvantagens mais comuns da aplicação destes elementos são: possibilidade de vazamentos, riscos de explosão, poluição sonora e custo com a manutenção para se manter as propriedades do fluido aplicado.

3.10.2. Atuadores de materiais inteligentes

As intrigantes propriedades envolvidas com os mecanismos de funcionamento dos ditos materiais inteligentes têm estimulado o estudo e o desenvolvimento de sensores/atuadores inteligentes.

Dentre os vários materiais atualmente destinados a funcionar como sensores e/ou atuadores inteligentes, é possível destacar as cerâmicas piezelétricas, que são materiais capazes de transformar a vibração mecânica em um sinal elétrico, alguns polímeros que podem responder a estímulos químicos ou elétricos com a modificação de propriedades mecânicas, os materiais eletro e magnetoreológicos que são líquidos com partículas sólidas em suspensão que podem modificar a viscosidade a partir do efeito gerado por uma corrente elétrica ou campo magnético e as LMF que são o foco desta pesquisa (Carvalho, 2005; John, 2007, Machado et al., 2006).

Os atuadores inteligentes são aplicados em muitas áreas relacionadas com o desenvolvimento humano. Suas aplicações na área de saúde abrangem a medicina, odontologia e ortopedia. Outras aplicações são encontradas na indústria mecânica, onde se destacam aplicações automotiva, hidráulica e robótica, além da aeronáutica com aplicações notadamente destinadas ao aproveitamento de espaços e redução de massa.

No universo das ligas com memória de forma, as principais ligas que apresentam o EMF e que vêm sendo utilizadas em aplicações tecnológicas pertencem ao sistema Ti-Ni, porém são encontrados estudos com outros sistemas de ligas como Cu-Al-Ni, Cu-Al-Mn, Cu-Sn, Cu-Zn-Al.

As ligas do sistema Ti-Ni estão entre as que têm apresentado os melhores resultados quanto ao rendimento, recuperação de forma, resistência mecânica, resistência à corrosão e a degradação da transformação. Entre as mais notáveis aplicações de atuadores inteligentes temos:

- **Atuadores de cerâmica piezolétrica**

As cerâmicas multifuncionais têm sido aplicadas na confecção de dispositivos para controle de vibração, acústica, controle da forma, monitoramento da saúde humana, micro posicionamento, válvulas, transdutores, absorção de choques e muitos outros. A figura 3.14 mostra um dos tipos mais comuns de atuadores cerâmicos. Nesta figura, o atuador é formado por conjuntos de placas cerâmicas presas umas as outras, conferindo um formato cilíndrico. Este conjunto de discos permite o somatório do deslocamento mecânico enquanto as propriedades elétricas permanecem em paralelo. Este tipo de atuador é usado quando se desejam elevados golpes de força com altas frequências de aplicação.

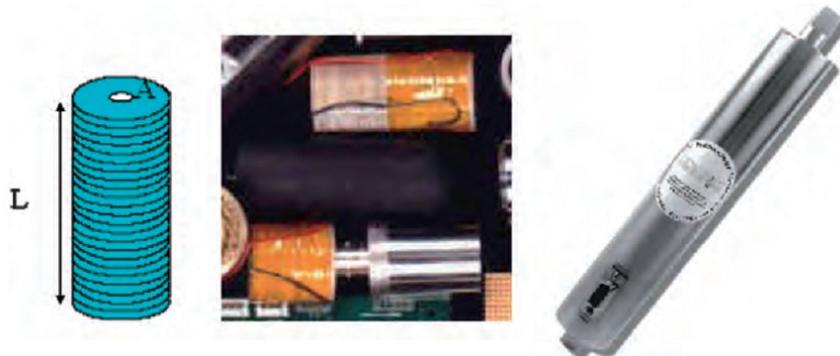


Figura 3.14. Atuador de placas cerâmicas produzido por Sensor Technology Limited (Mohsen and Hans-Jorg, 2008).

A figura 3.15 esquematiza uma válvula com placas cerâmicas. Esta figura faz referência a uma válvula de sistema de injeção de combustível de veículos automotivos, cujo funcionamento é induzido por corrente elétrica que gera alterações de forma na cerâmica piezolétrica permitindo a abertura ou fechamento da válvula.

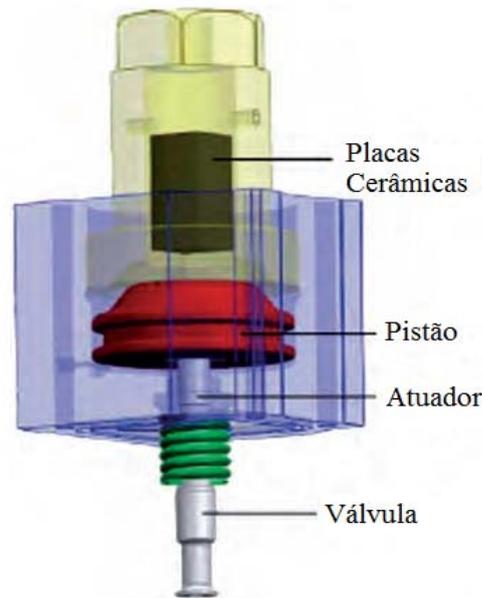


Figura 3.15. Válvula de sistema de injeção (Mohsen and Hans-Jorg, 2008).

- **Atuadores de polímeros piezelétricos e com memória de forma**

Polímeros inteligentes têm a capacidade de captar variações de estímulos do ambiente, processar este estímulo e então realizar uma resposta ao mesmo. Estes estímulos são em sua maioria químicos ou físicos, podendo a resposta aos mesmos serem químicas ou físicas (Schwartz, 2002).

A figura 3.16 apresenta um atuador polimérico composto com memória de forma. Este atuador, conhecido com TFX (polyether urethane tecoflex EG72D), é composto por partículas de óxido de ferro, em uma matriz de sílica e poliuretano. O acionamento do atuador é dado pela passagem de um campo magnético que permite em poucos segundos a mudança de forma completa do atuador.

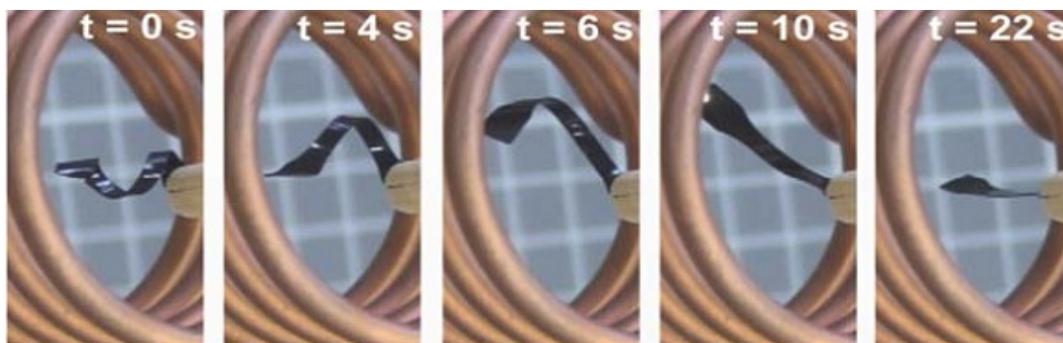


Figura 3. 16. Efeito memória de forma magnético em um termoplástico composto (Mohsen and Hans-Jorg, 2008; Mohr et al., 2006).

A figura 3.17 exhibe o efeito conhecido como “Triple Shape Materials”, termo usado para materiais poliméricos capazes de memorizar duas formas. Além da forma original, duas

outras formas podem ser induzidas através de temperaturas de transição (Andreas e Marc, 2008; Bellin et al; 2006). Reações envolvendo ligações físicas são associadas às temperaturas de transição que induzem mudanças na cadeia polimérica permitindo a mudança de forma do atuador. Nesta figura são apresentadas três situações para o atuador. Na figura 3.17 (a) o atuador tem a forma de um tubo achatado com altura de 4,5 mm, a variação de temperatura permite a modificação da forma do atuador até que ele atinja uma forma completamente cilíndrica com diâmetro de 5,8 mm, como é mostrado da figura 3.17 (c). A forma entre (a) e (b) é fixada através de ligações cruzadas e as formas entre (b) e (c) são obtidas pela variação da temperatura que estabelecem ligações covalentes durante a formação da rede.

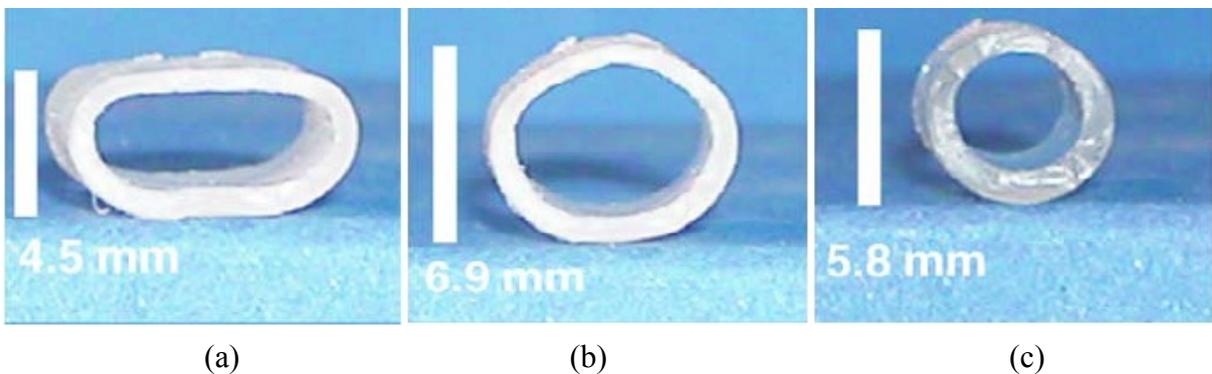


Figura 3. 17. Fotos de um tubo polimérico inteligente (triple shape effect) (Andreas e Marc, 2008; Bellin et al., 2006).

- **Atuadores de fluidos Eletro e Magnetoreológicos**

Os fluidos eletro e magnetoreológicos são compostos de três elementos principais, as partículas magnéticas, o líquido que serve de meio e suspensão para as partículas e os aditivos adicionados a este líquido. A polarização magnética das partículas sólidas permite a orientação das mesmas segundo o sentido de aplicação de um campo magnético. A polarização destas partículas altera a viscosidade do fluido elevando a resistência do sistema. Muitas das aplicações deste tipo de atuador estão relacionadas com a indústria automotiva. A figura 3.18 exhibe um amortecedor veicular com fluido magnetoreológico. Neste amortecedor uma corrente elétrica gera um campo magnético que altera a viscosidade do fluido, que se torna mais resistente às vibrações.

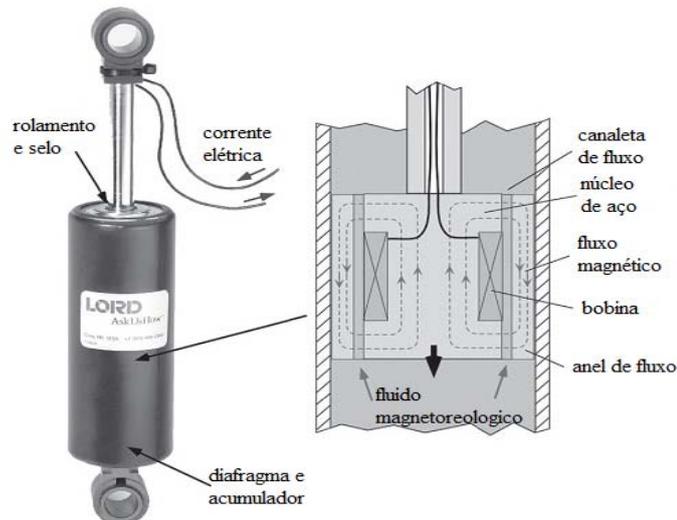


Figura 3. 18. Amortecedor veicular de fluido magnetoreológico (Mel Schwartz, 2008; Carlson, 2007).

- **Atuadores de ligas com memória de forma**

Dentre os materiais inteligentes, as ligas com memória de forma são os materiais que apresentam maior quantidade de aplicações. Nas várias aplicações encontram-se os alarmes termo ativados, os sistemas de fixação, a simulação do movimento humano, a reconstituição óssea, entre outros. Na indústria podemos encontrar ligas com memória de forma, utilizadas como acoplamento na união de tubulação, como é o caso da liga de Ti-Ni-Nb. O Nb é adicionado neste caso para aumentar a histerese térmica, ampliando a faixa da temperatura de ação. Este acoplamento é utilizado em linhas hidráulicas de aeronaves. A figura 3.19 mostra a aplicação deste acoplamento em um sistema de tubulação. Existem relatos de aplicações Russas com acoplamento em tubulações com diâmetro de até 2000,0 mm (Mohsen and Hans-Jorg, 2008).

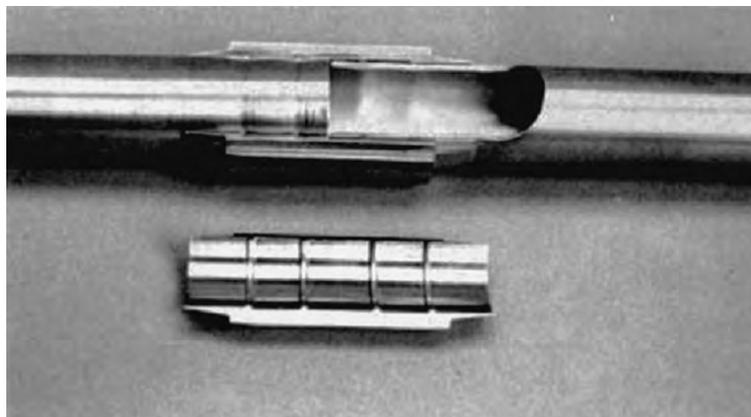


Figura 3. 19. Acoplamento de tubulações hidráulicas de aeronaves de Ti-Ni-Nb (Mohsen and Hans-Jorg, 2008; Wu and Schetky, 2000).

A figura 3.20 exhibe o protótipo de uma asa da aeronave F-18. O estudo para o desenvolvimento deste projeto foi realizado em conjunto por várias empresas do ramo de

aviação. O objetivo do projeto está relacionado à otimização do desempenho do funcionamento da asa. Neste sistema foram usadas ligas de Ti-Ni com memória de forma na forma de tubos e fios. Estes funcionariam como acionadores de ailerons que permitiriam o controle da aeronave nos vãos.



Figura 3.20. Vista do protótipo de uma asa do F-18, funcionamento relacionado ao torque gerado por fios e tubos de Ti-Ni (Dimitris, 2008).

As ligas de Ti-Ni vêm sendo muito utilizadas em válvulas na forma de molas como elemento de acionamento. Esta forma tem sido preferida devido à rigidez, capacidade de deslocamento e facilidade para montagem em espaços pequenos.

A figura 3.21 mostra o esquema de uma válvula termostática cujo acionamento ocorre através da ação de uma mola com EMF. Quando o fluido se encontra a altas temperaturas a transferência de calor por condução e convecção provoca o aquecimento da mola, que muda de forma, empurrando um diafragma contra a sede da válvula e regulando a passagem do fluido. Quando a temperatura é normalizada a válvula volta a abrir novamente.

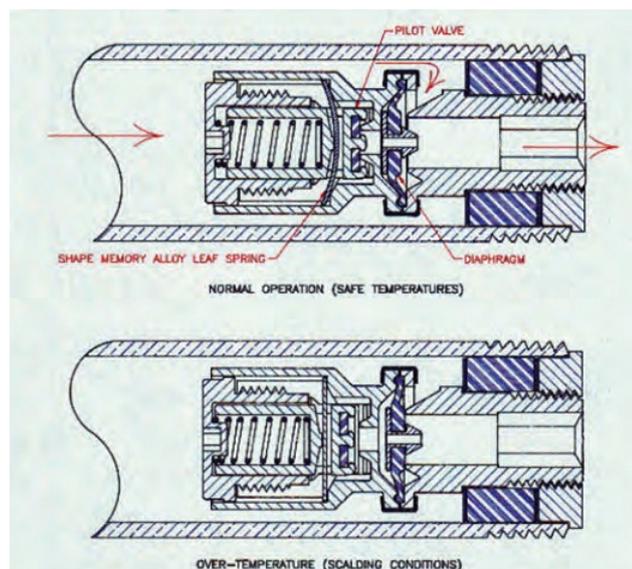


Figura 3. 21. Válvula termostática de chuveiro com memória de forma (Mohsen, S. and Hans-Jorg, 2008; Yang et al., 1999).

3.11. Válvulas Solenóides

As válvulas são dispositivos com a finalidade de regular parâmetros como pressão, direção ou volume de um fluido.

As válvulas podem ser divididas de maneira geral em três categorias: de controle direcional, de controle de fluxo e de controle de pressão. As válvulas ainda podem se dividir entre aquelas que fazem o controle do fluxo para gerar energia, destinada a uma determinada função ou para realizar uma determinada atividade. Muitas válvulas são especialmente utilizadas para executar funções lógicas (Anthony Barber, 1997; Warring, 1983).

Dentre as principais válvulas com aplicações em sistemas hidráulicos destinados a transmissão de força, é possível citar: as válvulas limitadoras de pressão, válvulas de seqüência, válvula de alívio, válvula de descarga, as válvulas de controle direcional, entre outras. Estas válvulas podem ser acionadas mecanicamente, pilotadas pela pressão do sistema ou mesmo a partir de sinais elétricos.

As válvulas direcionais ou de fluxo acionadas eletricamente são convenientemente chamadas de válvulas solenóides. As válvulas solenoides são dispositivos econômicos muito utilizados em sistemas de controle ou segurança. Sua aplicação requer cuidados quanto à faixa útil de pressão, temperatura, viscosidade e vazão. Um solenóide é um dispositivo elétrico que consiste basicamente de um induzido, uma carcaça e uma bobina. A figura 3.22 apresenta o esquema de uma válvula do tipo solenóide usada em acionamentos pneumáticos ou hidráulicos. Nesta figura é possível visualizar os principais componentes de uma válvula solenóide. Conforme a numeração da figura tem-se: (1) corpo, (2) entrada, (3) saída, (4) solenóide, (5) esquema das espiras, (6) conexão elétrica, (7) haste, (8) mola e (9) passagem de fluido.

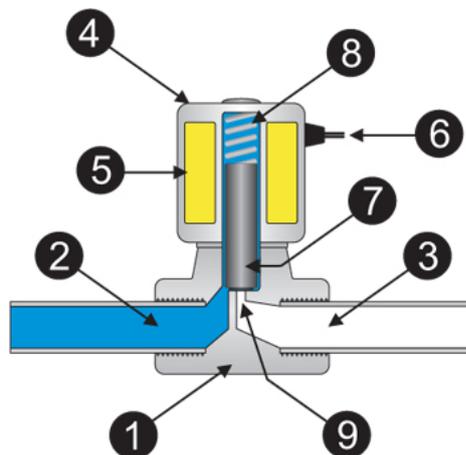


Figura 3.22. Esquema de uma válvula tipo solenóide para aplicações de passagem ou restrição de fluidos.

Os solenóides quando ligados a rede elétrica induzem modificações físicas que são explicadas pelos fenômenos do eletromagnetismo. Devido a esses fenômenos, a parte da válvula, denominada na figura 3.22 como núcleo da bobina (haste), localizada na parte interna do solenóide, sofre a ação de uma força eletromagnética e desloca-se linearmente dentro do núcleo. A abertura ou fechamento da válvula pelo deslocamento do núcleo da bobina implica em alteração no fluxo do fluido transportado.

Este tipo de elemento é muito utilizado em sistemas hidráulicos e pneumáticos para automação, transporte de elementos e geração de cargas. Dentre as aplicações pode-se citar o corte de combustível em sistemas de injeção eletrônica e o sistema de arrefecimento de máquinas de ensaio hidráulicas. Neste último exemplo, o acionamento da válvula acontece por meio de um sensor de temperatura que envia um sinal para a válvula solenóide permitindo ou restringindo a passagem do fluido de arrefecimento para o sistema.

As válvulas solenóides funcionam com alimentação por tensões de 12, 24, 110 ou 220V. A faixa de corrente aplicada se estende de poucos microampères, podendo atingir cerca de 6A com corrente contínua ou alternada.

A figura 3.23 exhibe o esquema de funcionamento de uma válvula solenóide de um sistema pneumático. Neste esquema visualizam-se as vias de fluido (A, P), a bobina (1), núcleo (2), mola (3) e purga de ar (R).

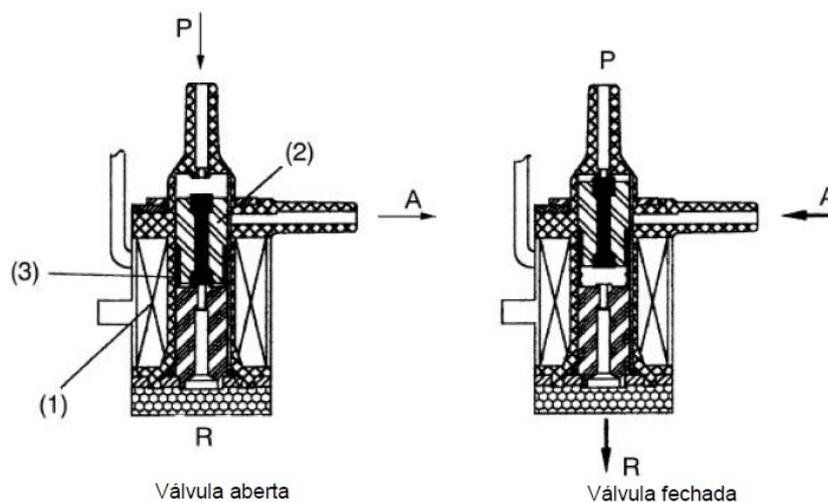


Figura 3.23. Esquema de funcionamento de uma válvula tipo solenóide.

A lógica do funcionamento desta válvula é explicada quando a corrente elétrica circula a bobina, neste momento é criado um campo eletromagnético que impulsiona o núcleo para baixo. A válvula é aberta e o fluido circula pela conexão (P) para o cilindro, passando através da via (A). Quando não existe circulação de corrente elétrica pela bobina, o núcleo é deslocado para cima pela ação da mola fechando a passagem do fluido.

3.12. Molas Helicoidais

Pode-se definir uma mola com sendo um único elemento ou uma associação de elementos capazes de fornecer grandes deformações elásticas quando submetidas a forças ou momentos. As molas são utilizadas nas máquinas para exercer força, como exemplo, temos as molas de atuação em válvulas de motores de explosão e molas de balanças. No sentido de fornecer flexibilidade, temos as molas de uniões flexíveis e molas dos discos de embreagens de automóveis. Para armazenar ou absorver energia, existem as molas de mecanismos de relógio e molas de suspensões de máquinas (Budynas-Nisbett, 2008; Hamrock et al., 2005).

As molas em geral apresentam um comportamento linear elástico em que a sua deformação é diretamente proporcional à força aplicada. A equação 3.3 representa a fórmula básica relacionada com este fenômeno.

$$F = k \cdot x \quad (3.3)$$

onde, F é a força aplicada na mola, k é a constante elástica da mola (rigidez) e x é a variação de comprimento entre as extremidades da mola (deflexão). A rigidez das molas pode apresentar comportamento linear ou mesmo não-linear, porém na maioria de suas aplicações, o comportamento linear da rigidez é preferível. A energia potencial que resulta do deslocamento entre as duas extremidades da mola é dada por:

$$V = \int_x^o F_s \cdot dx \quad (3.4)$$

3.12.1. Tipos de molas

Dentre os vários tipos de molas com aplicações na indústria mecânica, automobilística, aeronáutica, odontológica, de brinquedos, entre outros, as molas com formato helicoidal de tração ou compressão são as mais aplicadas. A variedade de molas existente deve-se as diversas aplicações específicas de determinados projetos. A figura 3.24 apresenta os tipos mais comuns de molas utilizados na indústria atualmente.

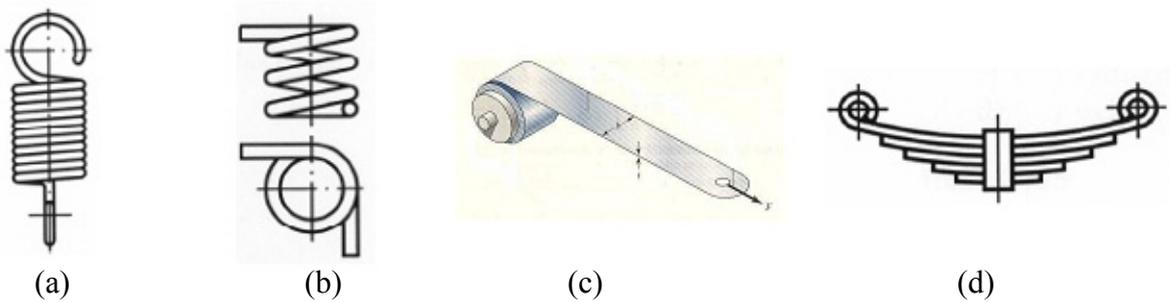


Figura 3.24. Tipos de molas aplicadas na indústria. a) Mola helicoidal; b) Mola de torção; c) mola espiral e d) lâminas múltiplas.

3.12.2. Principais materiais utilizados nas molas

Entre os materiais utilizados para a fabricação de molas pode-se citar: o aço, titânio, latão, cobre, bronze, borracha, polímeros, entre outros. As características mais procuradas nesses materiais são o alto módulo de elasticidade, tenacidade e resistência a fadiga (Mendes, 2003). Estes parâmetros estão intimamente relacionados com o diâmetro do fio e da mola e podem gerar alterações significativas em relação ao desempenho e durabilidade da mesma.

3.12.3. Principais Aplicações

Durante o projeto e seleção de molas são necessários alguns cuidados para evitar falhas de funcionamento. Entre estes cuidados precisamos levar em consideração o espaço a ser ocupado, o peso e a durabilidade do sistema e a importante relação entre a força aplicada e a deformação gerada através dessa força.

A construção de sistemas mecânicos como amortecedores, sistemas de armazenamento de energia, atuadores e válvulas hidráulicas, suporte de cargas, alarmes, máquinas ferramentas entre outros, são alguns dos exemplos de aplicações funcionais para as molas helicoidais.

A figura 3.25 apresenta exemplos gerais de aplicações para molas.

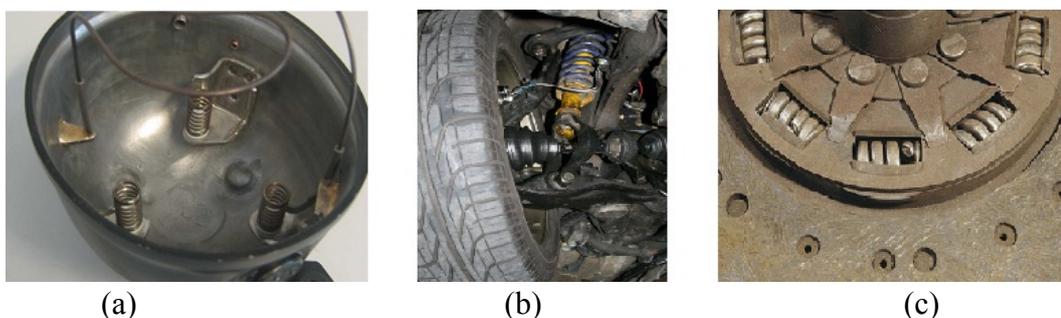


Figura 3.25. Aplicações de molas. (a) Redução de vibração em compressores; (b) Amortecimento de estrutura veicular e (c) Mola de torção em embreagens.

A figura 3.26 ilustra a aplicação de molas helicoidais em atuadores hidráulicos ou pneumáticos. A função dos atuadores é a de exercer trabalho a partir da energia fornecida por um fluido. O exemplo da figura 3.26 faz referência a um atuador de simples ação que tem seu avanço provocado pela pressão do fluido injetado na câmara do cilindro. O retorno é dado pela ação de uma mola helicoidal que é comprimida durante o avanço do cilindro. A mola nesta aplicação é um importante acumulador de energia, quando esta energia é liberada, o atuador volta a seu estado inicial.

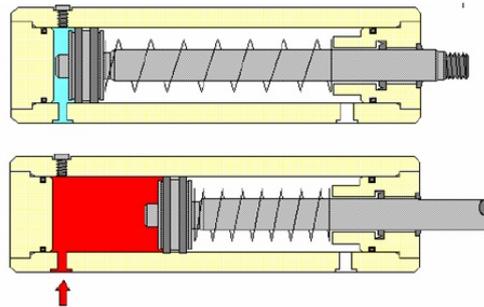


Figura 3.26. Atuador de simples ação com retorno realizado por mola helicoidal.

3.12.4. Esforços em molas helicoidais

A figura 3.27 mostra o esquema de uma mola helicoidal com seus principais parâmetros dimensionais. Nesta figura observa-se que o diâmetro externo é representado por D_e , o diâmetro interno é dado por D_i , o comprimento da mola é representado por H . Além destes, d é o diâmetro da secção do fio, p é o passo da mola e N faz referência ao número de espiras da mesma.

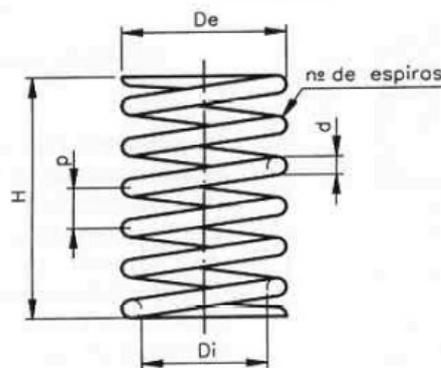


Figura 3.27. Esquema ilustrativo de uma mola helicoidal.

A figura 3.28 mostra uma mola helicoidal de fio circular submetida à ação de uma força axial de compressão, F , essa força causa um momento torsor, que é o esforço interno na mola. O momento torsor está representado na figura 3.28 (b), pela letra “T”.

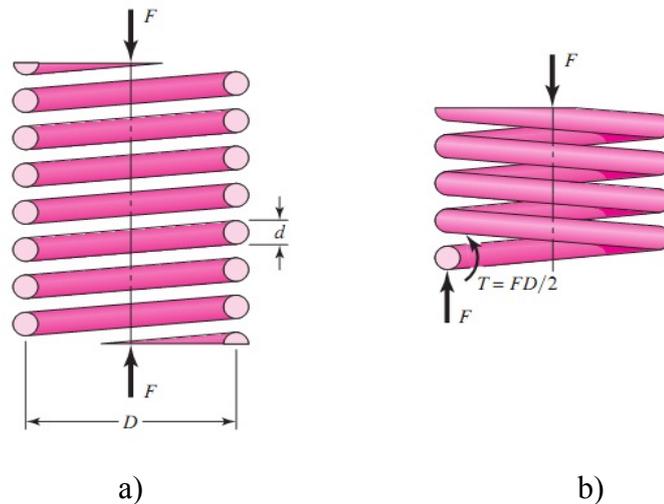


Figura 3.28. Representação dos esforços em uma mola helicoidal. (a) Ação de força externa e (b) Esforço interno da mola (Budynas-Nisbett, 2008).

A fórmula que modela os cálculos do momento torsor é dada pela equação 3.5.

$$T = \frac{FD}{2} \quad (3.5)$$

A figura 3.29 mostra a distribuição das tensões atuantes no fio da mola helicoidal oriundas da aplicação de esforços de tração. Ambos os esforços, momento torsor e força axial, produzem tensões de corte (τ), na secção circular do fio. A tensão de corte máxima obtida ocorre no ponto interior da secção onde as direções das tensões de corte devido aos dois esforços (F e T) é a mesma.

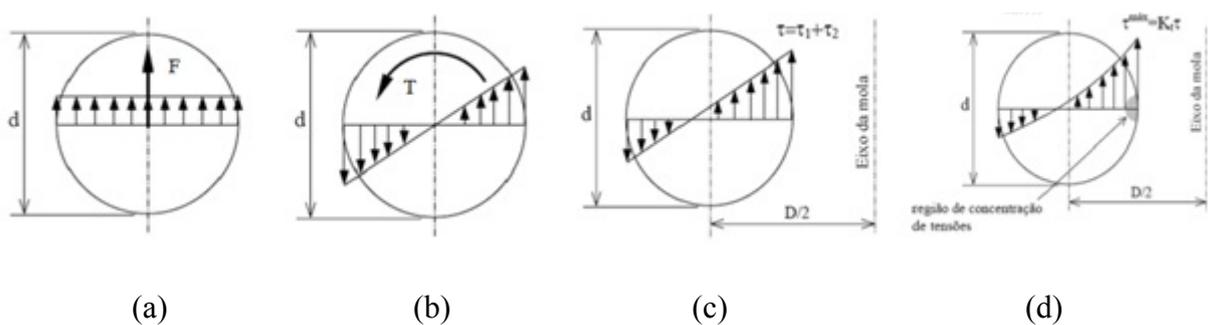


Figura 3.29. Esquema da distribuição de tensões na secção do fio de uma mola. (a) efeito do esforço F; (b) Efeito do momento torsor; (c) Efeito combinado e (d) efeito combinado mais concentração de tensões (Oliveira, 2007).

A tensão de corte máxima ou de cisalhamento no fio da mola é fornecida pela fórmula da equação (3.6) abaixo.

$$\tau = \frac{T}{W_t} + \frac{F}{A} \quad (3.6)$$

onde temos: W_t como módulo de resistência à torção e A é a área de secção.

O módulo de resistência e a área são dados pelas equações abaixo.

$$W_t = \frac{\pi \cdot d^3}{16} \quad (3.7)$$

$$A = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \quad (3.8)$$

Se realizarmos a substituição das equações (3.5), (3.7) e (3.8) na equação (3.6), vamos ter:

$$\tau = \frac{8FD}{\pi d^3} + \frac{4F}{\pi d^2} \quad (3.9)$$

Outro fator importante para o dimensionamento das molas é o índice de curvatura (C), este fator relaciona o diâmetro nominal da mola com o diâmetro do fio e esta envolvido com a estabilidade da mesma. A equação (3.10) apresenta a fórmula matemática para o cálculo deste índice.

$$C = \frac{D}{d} \quad (3.10)$$

O intervalo de variação do índice de curvatura da mola varia entre 4 e 12. Quando $C < 4$, a mola é de difícil fabricação e quando $C > 12$ a mola tem propensão à flambagem, podendo também se entrelaçar com facilidade quando manipulada em várias unidades. A partir da substituição da fórmula (3.10) em (3.9), chegamos a uma nova representação para a tensão de corte. Este representação é dada pela equação (3.11).

$$\tau = \frac{8FD}{\pi d^3} \left(1 + \frac{0,5}{C} \right) \quad (3.11)$$

Outros fatores como o fator de tensão de corte direta (k_s) e o fator de correção de Wahl (k_w), estão envolvidos com a correção do momento torsor e o efeito das tensões diretas oriundas da curvatura do fio. k_s e k_w são definidos pelas equações abaixo:

$$K_s = \left(1 + \frac{0,5}{C}\right) \quad (3.12)$$

$$K_w = \frac{4C-1}{4C-4} + \frac{0,615}{C} \quad (3.13)$$

Estes fatores permitem a modificação da equação (3.11) para:

$$\tau = K_s \frac{8FD}{\pi d^3} \quad (3.14)$$

ou

$$\tau = k_w \frac{8FD}{\pi d^3} \quad (3.15)$$

O alongamento ou contração da mola é obtido pela deformação por torção, que é acumulada a partir do movimento de cada uma das espiras ativas. A deflexão da mola é obtida conforme a equação (3.16).

$$y = \frac{8FD^3 n}{d^4 G} = \frac{8FC^3 n}{dG} \quad (3.16)$$

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/cm²).

Para a realização deste trabalho, os cálculos de tensão foram todos baseados na tensão de cisalhamento da equação (3.15). Percebe-se devido ao fator de Wahl que o cálculo da tensão de cisalhamento é influenciado pelo diâmetro externo da mola e o diâmetro do fio. Estes dois influenciam no comportamento do índice de curvatura, que pode aumentar ou diminuir. Quando são usados fios de diferentes diâmetros, na confecção de molas com mesmo diâmetro nominal, o fio de maior diâmetro vai apresentar menor índice de curvatura e como

consequência menor tensão de corte. Os cálculos relacionados à deflexão da mola quando necessárias são realizadas através da aplicação da equação (3.16).

4. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

No desenvolvimento desta pesquisa foram utilizados fios comerciais de Ti-Ni, com diversos diâmetros, composições e tratamentos termomecânicos diferentes. Estes materiais foram adquiridos da empresa alemã, Memory Metalle GmbH. Entre eles, ligas ricas em Ti e Ni. Os diferença de composição e os diferentes materiais estudados permitiu a investigação de transformações martensíticas em múltiplos estágios (B2→R→B19’).

Os fios comerciais adquiridos foram submetidos a um estudo para investigar o comportamento das temperaturas de transformação em função dos tratamentos térmicos aplicados, buscando obter a transformação martensítica a temperatura ambiente e em um único estágio. Após a seleção do procedimento de tratamento térmico, os fios foram submetidos à conformação mecânica e ao tratamento definido com o objetivo de obter molas helicoidais com diâmetro externo de 6,0 mm, 4 espiras ativas e comprimento total de aproximadamente 6,0 mm. A seleção do diâmetro da mola levou em consideração os dados de pesquisas anteriores, onde se constatou o melhor desempenho das molas com diâmetro de 6,0 mm em relação às molas com 4,0 mm, no que se refere ao deslocamento provocado pelo efeito termoelástico da transformação de fase (Oliveira, 2007; Oliveira et al., 2009).

O comportamento mecânico destas molas, juntamente com as propriedades das transformações martensíticas foram estudados e parâmetros como rigidez da mola e do fio, deformação aparente, deformação termoelástica e plástica, temperaturas de transformação, efeito da passagem e da intensidade da corrente elétrica foram identificados. Estes parâmetros foram reunidos em informações para a seleção de um atuador destinado a montagem do acionamento de uma válvula de fluxo para sistemas de automação.

4.1. Seleção dos Materiais

A seleção dos materiais teve como informações básicas o diâmetro do fio das ligas, a quantidade disponível de material, o percentual de Ni e o tipo de processamento. As duas principais ligas de Ti-Ni estudadas são definidas conforme o fabricante pelas siglas **HSA** e **BSW**. A sigla HSA (High Shape Annealed) faz referência a uma liga usada para aplicações a alta temperatura, que foi submetida à conformação seguida de recozimento e a sigla BSW (Body Cold Worked) faz referência a uma liga funcional a temperatura do corpo e trabalhada a frio. A liga HSA tem diâmetro de 0,64 mm e composição de Ti-49,6at%Ni, e a liga BSW diâmetro de 0,89 mm e composição de Ti-50,4at%Ni,

A diferença entre os percentuais de Ni permite a investigação da transformação de fase em múltiplos estágios. Estas transformações ocorrem devido a maior quantidade de Ni,

substituição do Ni por um terceiro elementos e precipitados (V. Zel'Dovich et al., 1997; Anadón, 2002; Morawiec et al., 1996).

4.2. Tratamentos Térmicos

As ligas BSW e HSA foram seccionadas com o auxílio de uma cortadeira de precisão de baixa rotação usando disco diamantado, obtendo-se amostras com secções de 5,0 mm e massas variando entre 5,0 e 25,0 mg. Posteriormente, as amostras foram submetidas a tratamentos térmicos.

Para a realização dos tratamentos térmicos foram utilizados dois fornos tipo mufla com controlador de temperatura. A temperatura de controle variou em $\pm 5^{\circ}\text{C}$ e as amostras foram apoiadas em uma placa de cerâmica posicionada no centro do forno. Baseado na literatura consultada, os tratamentos térmicos foram realizados em temperaturas entre 100 e 700 $^{\circ}\text{C}$, com incremento de 100 $^{\circ}\text{C}$. O tratamento térmico consiste de homogeneização da amostra e têmpera em água a 25 $^{\circ}\text{C}$. Os tempos de permanência das amostras dentro do forno variaram de 10 minutos a 24 horas, sendo aplicados os tempos de 10 minutos, 1, 2, 4, 8, 12 e 24 horas.

4.3. Calorimetria Diferencial de Varredura - DSC

A identificação das temperaturas de transformação de fase foi realizada pela técnica de calorimetria diferencial de varredura num equipamento da marca Mettler Toledo, modelo 823^e. As amostras de ligas de Ti-Ni com comprimento de 3,0 a 5,0 mm e massa entre 5 e 25 mg foram ensaiadas entre as temperaturas de -60 e 150 $^{\circ}\text{C}$ a uma taxa constante de aquecimento e resfriamento de 10 $^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$. Para evitar a oxidação do material, a câmara de aquecimento do DSC foi preenchida com gás nitrogênio. Além de permitir a identificação das temperaturas de transformação sem aplicação de cargas, esta técnica permite, a partir da quantidade de calor emitida ou absorvida durante o ensaio, a identificação da entalpia de transformação. Os valores das temperaturas e da entalpia são determinados pelo programa “Star^e”, que acompanha o equipamento.

A figura 4.1 exibe um gráfico de fluxo de calor em função da temperatura de um ciclo de aquecimento e resfriamento de uma análise calorimétrica. A imagem permite a identificação dos picos endotérmicos e exotérmicos do ensaio e indica através de retas tangentes, o esquema utilizado pelo programa para a identificação das temperaturas críticas de transformação e da variação de energia durante o processo.

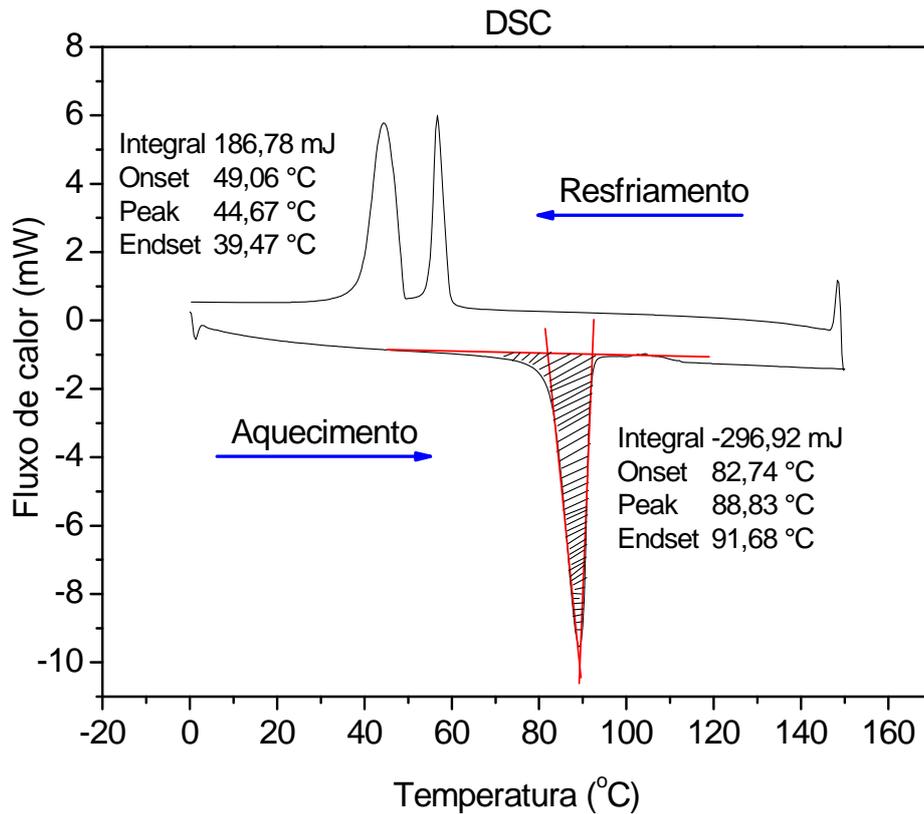


Figura 4.1. Representação da curva de DSC com os principais parâmetros de análise.

A entalpia da transformações é calculada através da divisão do valor da área sob a curva em mJ, pela massa da amostra em mg. A unidade de entalpia representada neste trabalho é dada em J/g.

4.4. Preparação Metalográfica

O trabalho de preparação metalográfica das ligas de Ti-Ni foi realizado no Laboratório de Metalografia do DEMEC/UFPE. A preparação metalográfica dessas amostras ocorreu pelo embutimento em resina acrílica, seguida de lixamento através do uso de lixas d'água com granulometria variando entre 220 a 1200 granas, em máquina politriz semi-automática. O polimento foi executado com pano metalográfico e pasta de diamante de 3, 1 e $\frac{1}{4}$ μm . Após a preparação das amostras, estas são submetidas a ataque químico com os reagentes: Nital, (solução de álcool etílico com 5% de ácido nítrico) e Kroll (solução de 2% de ácido fluorídrico, 6% de ácido nítrico e 92% de água) (Knoll et al., 2006). O tempo de ataque variou de 30 segundos a 2 minutos e foi seguido de lavagem com álcool etílico e secagem das amostras.

4.5. Microscopia Ótica e Eletrônica de Varredura (MO-MEV)

Várias amostras foram preparadas para a realização da microscopia ótica e eletrônica de varredura em equipamentos do departamento de Engenharia Mecânica e do departamento de Física da UFPE. Vários segmentos de fios em diferentes estados foram analisados com o objetivo de se identificar diferenças morfológicas entre os fios no estado como recebido e em diferentes estados de tratamento térmico.

O uso da microsonda acoplada ao MEV permitiu a análise de espectroscopia por dispersão de energia de raios X (EDS) na identificação da composição química das ligas de Ti-Ni.

4.6. Difração de Raios-X

Para auxiliar na detecção das fases presentes no material, foi realizada difração de Raios-X. O equipamento utilizado foi o difratômetro da marca SHIMADZU modelo XRD 600. Este ensaio foi realizado com radiação Cu-K α com comprimento de onda $\lambda=1,5406\text{\AA}$. A indexação dos picos do diagrama foi feita por meio de comparação dos valores das distâncias interplanares “d” com as encontradas nas fichas ICDD (International Center for Diffraction Data). As fases e os padrões utilizados são apresentados na tabela 4.1.

Tabela 4.1. Fases e respectivos padrões para indexar os espectros de difração de raios X.

Código	Estrutura	Padrão-ICDD
Ti₃Ni₄	Romboedrica	39-1113
Ti_{1.33}Ni_{2.67}	Romboedrica	27-0345
TiNi₃	Hexagonal	04-0862 / 75-0878
Ti₂Ni	Cúbica	72-0442
TiNi	Monoclinico	27-0344
TiNi	Hexagonal	14-0483
TiNi	Cúbica	18-0899

4.7. Ensaios de Microdureza

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers (HV), com carga de 980,7mN por 30 segundos em várias amostras de fios de Ti-Ni devidamente polidas, nos estados como recebido e tratados termicamente. Estes ensaios foram realizados num microdurômetro da marca Shimadzu, modelo HMV-2, instalado no Laboratório de Mecânica Aplicada do DEMEC. Neste teste de dureza, uma pirâmide com base quadrada e ângulo de 136° é

prensada com uma carga definida sobre a superfície polida do material. A dureza Vickers, é obtida por meio da relação entre a carga aplicada pela área projetada pelo penetrador. No total foram analisadas 6 amostras de fios de Ti-Ni e os resultados contemplam as informações de 3 medições em cada amostra, sempre ao longo do sentido de trefilação dos fios.

4.8. Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram conduzidos no Laboratório de Caracterização de Propriedades Mecânicas do DEMEC-UFPE empregando-se uma máquina servo-hidráulica universal de ensaios mecânicos da marca Instron, modelo 8801. Os diâmetros dos fios analisados através desta técnica são de 0,64 e 0,89 mm. As amostras de fio de Ti-Ni foram preparadas com 40,0 mm de comprimento útil e submetidas ao ensaio à temperatura constante de 25°C, com capacidade de deslocamento de 1,0 mm.min⁻¹ até a ruptura do material. Os ensaios foram realizados com extensômetro de 25,0 mm, para determinação das propriedades e comportamentos mecânicos dos fios estudados.

Estes ensaios foram realizados segundo os parâmetros da norma ABNT NBR 6349, que trata do ensaio de tração em barras, cordoalhas e fios de aço para armaduras de proteção.

4.9. Preparação das Molas

A obtenção das molas a partir dos fios de Ti-Ni ocorreu por meio da conformação dos mesmos ao redor de parafusos comerciais. Estes parafusos possuem diâmetro, passo e número de hélices próximas das dimensões desejadas para as molas. A preparação dos atuadores com a forma de mola helicoidal foi realizada com o auxílio de um torno mecânico. Os parafusos foram fixados à placa de três castanhas do torno mecânico. A placa é, em seguida, submetida a movimentos de rotação manual para a conformação do fio em estudo em volta das hélices do parafuso. Como se trabalhava com o material na forma como recebido, os fios apresentavam resistência à conformação devido ao alto nível de encruamento. Para evitar que o fio deixasse as hélices do parafuso, ambos os lados do fio foram contidos em rasgos confeccionados entre as hélices dos parafusos. Os fios foram acondicionados dentro destes rasgos e em seguida presos através do uso de porcas. Em seguida o conjunto foi levado ao forno para o procedimento de tratamento térmico. Estes procedimentos, além de resultarem no efeito memória de forma, também fixavam a forma final do parafuso no fio de Ti-Ni, originando molas (De Araújo et al; 2001; Oliveira, 2007; Zhiguo Wang, 2002).

A figura 4.2 exibe o esquema descrito para a obtenção dos atuadores com a forma de molas helicoidais de Ti-Ni desenvolvidas no trabalho. As molas obtidas através deste

procedimento possuem diâmetro externo de 6,0 mm, diâmetro interno de 4,2 mm, 6 espiras, sendo 4 ativas e 6,0 mm de comprimento.

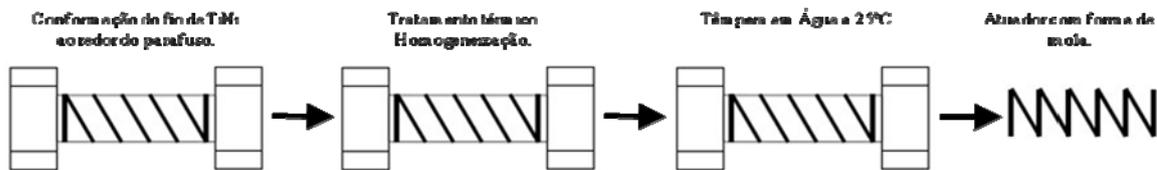


Figura 4.2. Esquema de conformação termomecânica dos fios de TiNi para a obtenção das molas.

4.10. Avaliação da Força Gerada pelo Fio e pela Mola de Memória de Forma

A força produzida pelos fios e pelas molas foi aferida através da aplicação da máquina de ensaio mecânicos. Os fios e as molas foram fixados a máquina e submetidos a 2% de deformação, no caso dos fios e a 10,0 e 15,0 mm de deslocamento no caso das molas. O comprimento útil dos fios usados nesta etapa do estudo foi de 40,0 mm. Estes elementos foram submetidos à passagem de uma corrente de 1, 2, 3, 4 e 5A. O aquecimento induzido pelo efeito Joule gera a transformação de fase do tipo termoelástica que faz com que os fios e as molas retornem ao seu estado inicial, produzindo assim, uma força que é captada pelo sistema de aquisição de dados acoplado a célula de carga da máquina de ensaio.

4.11. Ciclagem Termomecânica

A realização do ensaio de tração sob carga constante ocorreu empregando um banho térmico programável da marca Cole Parmer e um dispositivo mecânico de aplicação de força (massa x polia). O dispositivo desenvolvido permite a transmissão da força de forma axial diretamente para o atuador. A mola foi imersa em óleo de silicone, que suporta temperaturas de até 240°C, sem entrar em ebulição. O dispositivo, de maneira geral, consta de suporte de fixação para a mola ensaiada, sistema de polia, fio de cantal inextensível, haste de transmissão da carga aplicada, sensores de deslocamento LVDT (Linear Variation Displacement Transducer) e sensores de temperatura. A figura 4.3 apresenta o esquema do sistema utilizado para a realização dos ensaios com carga constante de tração. Um dos termopares utilizados é conectado ao controlador de temperatura e funciona como fonte de dados para o sistema de aquisição de dados. Um outro termopar faz o controle dos ciclos de temperatura do banho térmico, permitindo maior precisão na inversão entre o aquecimento e o resfriamento e vice-versa.

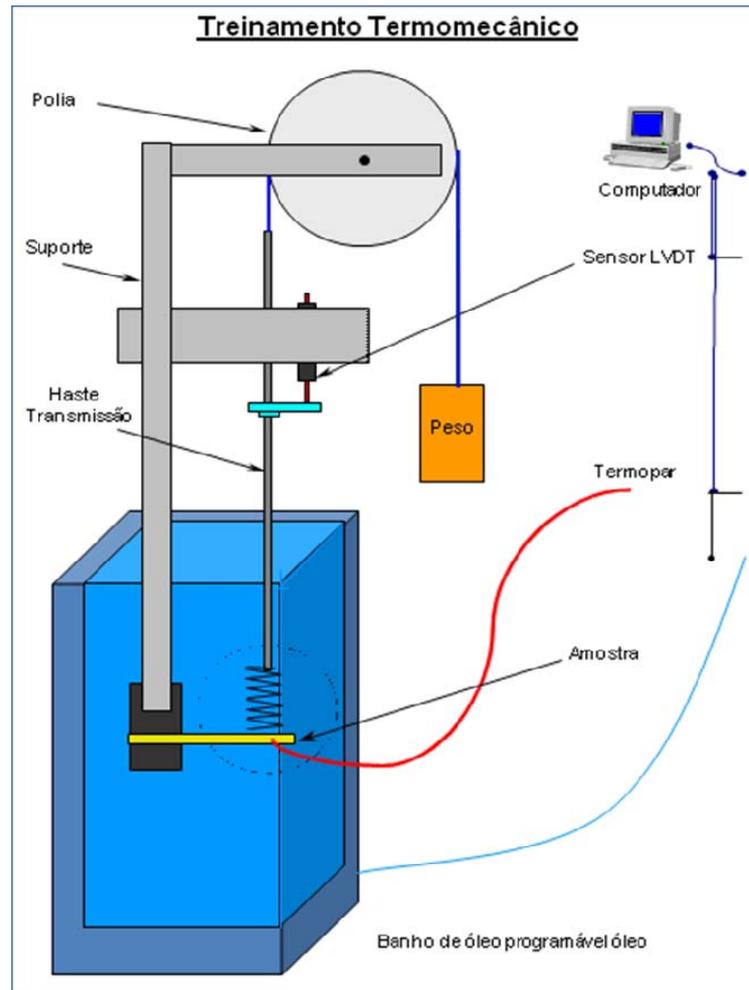


Figura 4.3. Esquemas do dispositivo para a realização do treinamento termomecânico.

O sistema de aquisição de dados utilizado neste ensaio é da marca National Instruments, modelo NI 4351, juntamente com o acessório TBX-68T. Este equipamento é gerenciado por um algoritmo, desenvolvido em Labview que permite a obtenção de dados de variação de temperatura, histerese térmica, deslocamento e número de ciclos executados na mola durante os ensaios. O deslocamento é obtido através do uso de um sensor do tipo LVDT conectado ao sistema TBX-68T.

Os intervalos de temperatura utilizados no treinamento foram de -20°C a 100°C e 20°C a 130°C e abrangiam as temperaturas de transformação das ligas de Ti-Ni estudadas. A aplicação destes intervalos varia conforme as temperaturas de transformação das ligas, que tiveram sua estrutura modificada pela aplicação dos diferentes tratamentos térmicos utilizados. A taxa de aquecimento e resfriamento dos ensaios foi estimada em $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ e $3^{\circ}\text{C}/\text{min}$, respectivamente.

Para a seleção das tensões de cisalhamento a serem aplicadas à mola foram considerados os resultados obtidos pelos ensaios de tração do fio, dados obtidos em pesquisas

anteriores e dados bibliográficos que tratavam do assunto (Oliveira, 2007; Liu e McCormick, 1989; Miller e Lagoudas, 2001). A tabela 4.2 mostra as tensões submetidas às molas. Todas as tensões listadas nesta tabela são tensões de cisalhamento, oriundas do esforço de corte no fio e calculadas pela aplicação da equação 3.15.

Tabela 4.2. Relação entre as tensões de cisalhamento calculadas e a massa submetida à mola.

Tensão (MPa)	Massa (g)
35	135
70	270
105	405
135	520
170	655
200	700
235	905
270	1040

O treinamento termomecânico é realizado com o objetivo de verificar o deslocamento gerado na mola como consequência do EMF, permitindo a coleta de dados que facilitem a seleção e mesmo o dimensionamento deste tipo de atuador.

A figura 4.4 mostra as curvas de termoelasticidade em função da temperatura, onde são apresentados os principais parâmetros envolvidos com o estudo realizado. Nesta figura são apresentadas as temperaturas críticas de transformação (A_s , A_f , M_s e M_f), a deformação termoelástica em milímetros (ϵ_t) e a deformação acumulada entre os ciclos (X).

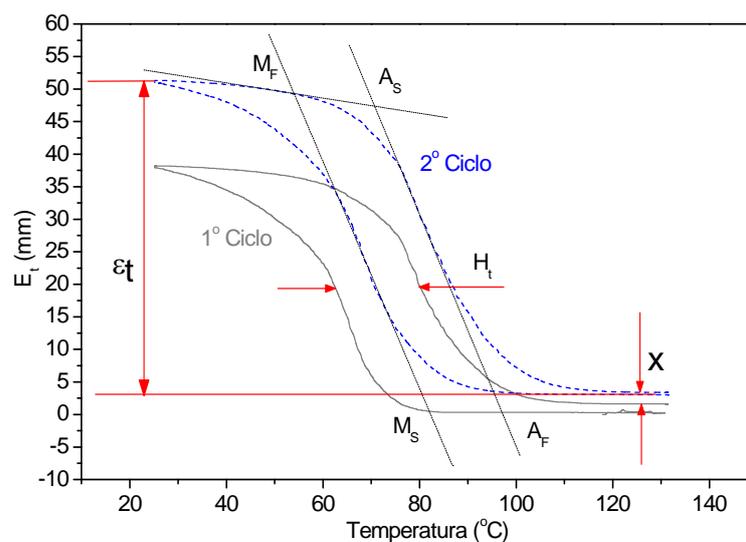


Figura 4.4. Curva de termoelasticidade versus temperatura obtida durante os ensaios termomecânicos.

4.12. Efeito Eletrotérmico

O comportamento das LMF de Ti-Ni mediante o aquecimento provocado pela passagem de corrente elétrica (efeito Joule) foi estudado devido a possibilidade de provocar o crescimento de grãos e precipitação de fases que podem induzir a degradação do efeito memória de forma (Miura et al., 1988; Wang et al., 2004). Como o acionamento da válvula pode resultar em correntes elétricas intensas durante longos períodos de tempo foi feita a investigação do comportamento do material quando da passagem destas através de seções de fios de Ti-Ni HSA e BSW na condição como recebidos e submetidos aos tratamentos à temperatura de 400°C e 500°C. O comprimento dos fios foi de 10,0 mm e as correntes aplicadas foram de 1, 2, 3, 4 e 5A, por períodos de tempo situados entre de 30 minutos a 8 horas. As análises do comportamento da transformação de fase após a passagem da corrente elétrica foi realizada através de ensaios de calorimetria diferencial de varredura. Esta técnica foi utilizada para verificar as alterações nas transformações de fase em relação às amostras de referência.

4.13. Montagem do Dispositivo para Ensaio da Válvula com Atuador Inteligente

O dispositivo concebido para este estudo é geralmente relacionado com o campo dos dispositivos ativados eletricamente, para a realização do controle de fluxo de fluidos como água, álcool, cloro, etc. Sua aplicação varia desde sistemas de irrigação até aplicações industriais (petróleo, gás, aeronáutica, naval, químicas e outras).

O sistema foi idealizado com o interesse em se reduzir as dimensões de válvulas comerciais, verificar a viabilidade da mola de Ti-Ni com EMF na substituição do acionamento das válvulas solenóides convencionais, além de permitir os testes com a válvula adaptada.

A figura 4.5 apresenta o esquema do sistema hidráulico de circuito aberto montado para a realização dos testes. Este sistema consiste de uma tubulação de 2,5 metros de altura e válvula adaptada com acionamento realizado pela mola de Ti-Ni que é montada no final do ramal horizontal. A tubulação é preenchida com água até a altura de 1 e 2 metros e a válvula, normalmente fechada, evita o escoamento da água. Uma fonte de corrente contínua com terminais diretamente conectados a mola de Ti-Ni é utilizada para fornecer a corrente elétrica que acionará a válvula. As correntes elétricas usadas no acionamento do sistema durante os testes foram de 2, 3, 4 e 5A. O tempo estipulado para a passagem da corrente elétrica foi de 10s, neste intervalo de tempo a válvula foi mantida aberta para a passagem do fluido. Após os

10s a corrente elétrica foi desligada e o tempo foi novamente cronometrado até que a mesma voltasse a fechar completamente.

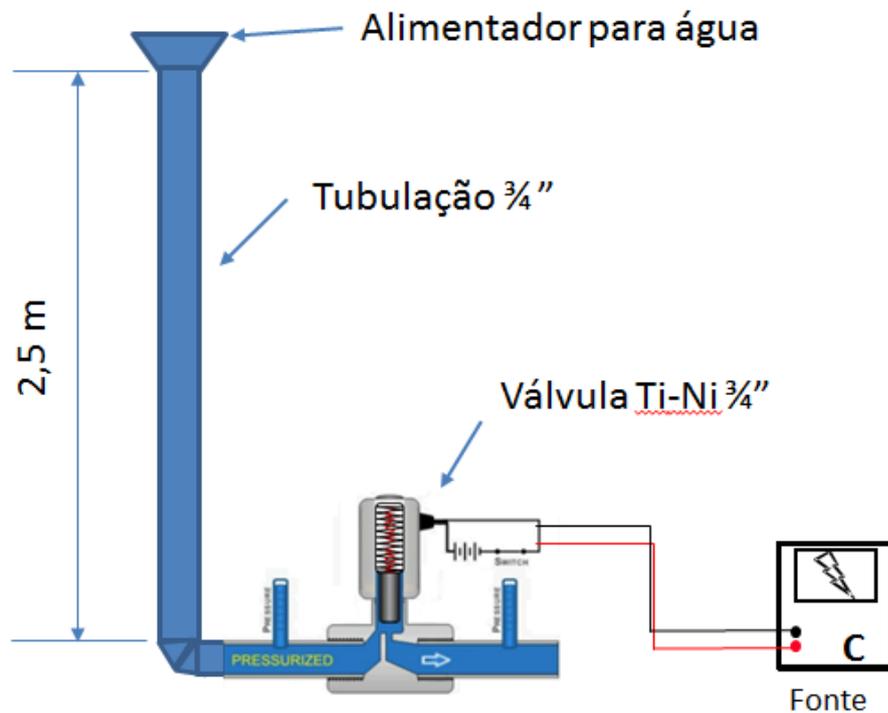


Figura 4.5. Esquema do circuito hidráulico utilizado para os testes da válvula com material inteligente.

A figura 4.6 exibe o esquema do acionamento a ser adaptado na válvula comercial. O sistema consta de duas molas, sendo uma mola de aço e outra de Ti-Ni. O funcionamento do dispositivo ocorre através do fechamento de um circuito elétrico que permite a passagem de corrente elétrica. Na figura 4.6 (a) temos o esquema do dispositivo com as duas molas, sendo que a mola de aço mantém a mola Ti-Ni distendida e veda a válvula. Durante o fechamento do circuito elétrico, o fluxo de corrente elétrica induz o aquecimento do material através do efeito Joule e provoca a mudança de forma da mola de Ti-Ni, que se contrai, forçando a compressão da mola mecânica e abrindo a válvula. A figura 4.6 (b) apresenta a mola de Ti-Ni aquecida e contraída permitindo a passagem do fluido de um lado para o outro da tubulação.

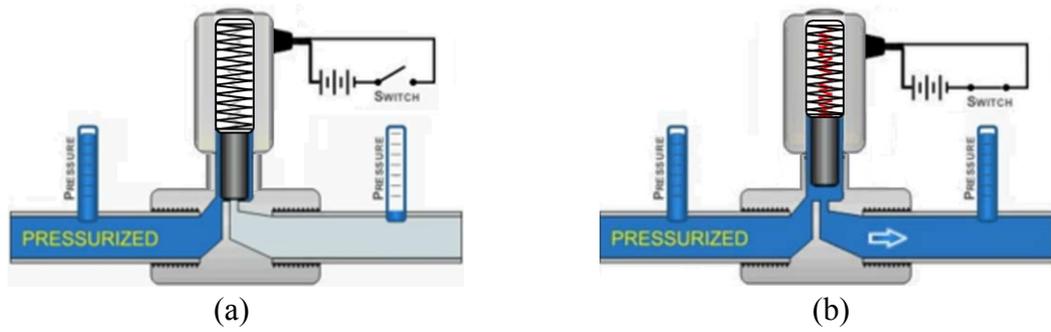


Figura 4.6. Esquema de funcionamento de uma válvula com mola de Ti-Ni com efeito memória de forma. (a) Sem corrente elétrica, sistema fechado e (b) Com corrente elétrica, sistema aberto.

As duas molas formam um conjunto, a mola de Ti-Ni tem 6,0 mm de diâmetro e 12,0 mm de comprimento e é fixada pelas suas extremidades na parte interna da mola mecânica, que tem diâmetro de 11,0 mm e comprimento de 45,0 mm. O comprimento total do conjunto montado é de aproximadamente 43,0 mm.

Dentre as análises realizadas para se conhecer o funcionamento da válvula, podemos relacionar: o nível de corrente capaz de realizar a sua abertura, além do tempo de resposta para a abertura e fechamento da válvula.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Análise dos Materiais Disponíveis

A disponibilidade inicial dos materiais foi de sete ligas de Ti-Ni comerciais, com composições diferentes e destinadas a funções diferentes pelo fabricante. Os dez fios com diâmetros variando entre 0,49 a 2,2 mm são obtidos pelo fabricante por meio de trefilação, tratamentos térmicos e termoquímicos. A seleção das ligas para a realização deste trabalho levou em consideração fatores como: análise do comportamento das temperaturas de transformação, a transformação de fase envolvida, o diâmetro do fio, os dados fornecidos pelo fabricante e a limitação da quantidade de material.

A tabela 5.1 relaciona o código do fabricante, as temperaturas de final de transformação da martensita em austenita e os diâmetros das sete ligas estudadas.

Tabela 5.1. Relação de ligas de Ti-Ni adquiridas pela Memory Metalle.

Código	T. Af (°C)	Diâmetro (mm)
BSW	35	0,89
MSA	65	1,55
SSA	0	1,20
MCW	65	0,49
SSA	0	0,61
MSA	65	1,27
HSA	95	0,64
MCW	65	1,55
MCW	65	2,20
BCW	35	2,02

Muitos ensaios foram realizados nos materiais nesta primeira etapa da pesquisa. A análise de calorimetria foi aplicada para verificar as temperaturas de transformação nos fios na forma como recebidos e submetidos aos tratamentos térmicos de 450 e 550°C com têmpera em água a 25°C. Este tipo de ensaio foi realizado em três ciclos térmicos. Os dois primeiros ciclos foram desenvolvidos com intervalo de temperatura entre -20 e 120°C com taxa de aquecimento e resfriamento de 10°C.min⁻¹ e o último ciclo no intervalo de temperatura de -20 e 700°C, com a mesma taxa de evolução.

A tabela 5.2 apresenta as temperaturas críticas de transformação obtidas no segundo ciclo térmico das ligas em estudo, após os tratamentos térmicos citados. Alguns dos fios de Ti-Ni apresentam a transformação de fase romboédrica com temperaturas de transformação

direta negativas. Nesta tabela também são apresentadas as temperaturas R_s e R_f que fazem referência ao início e fim da transformação romboédrica (fase R).

Tabela 5.2. Temperaturas críticas de transformação das ligas de Ti-Ni.

Código	Diâmetro	TEMPERATURAS CRÍTICAS (°C)											
		Trat. 450						Trat. 550					
		As	Af	Rs	Rf	Ms	Mf	As	Af	Rs	Rf	Ms	Mf
BSW	0,89	48,5	58,2	40,7	35,4	0,0	-10,8	9,3	22,2	11,2	0,0	-39,1	-45,5
MSA	1,55	56,1	73,2	x	x	33,5	19,2	47,3	58,4	37,2	28,3	2,1	-11,2
SSA	1,20	-14,4	-3,0	x	x	-25,1	-33,9	21,5	34,9	x	x	28,1	13,9
MCW	0,49	61,4	77,7	x	x	42,5	32,0	61,9	74,0	x	x	39,5	32,7
SSA	0,61	-11,2	-1,3	-22,4	-30,3	-39,5	-49,9	4,7	19,9	x	x	14,9	-0,7
MSA	1,27	93,4	117,8	x	x	76,2	58,0	73,6	90,0	59,6	51,7	39,1	18,5
HSA	0,64	85,5	98,7	57,9	52,8	46,5	41,1	90,4	103,9	x	x	64,5	56,4
MCW	1,55	71,9	90,5	x	x	49,0	31,6	43,2	69,4	x	x	55,0	30,8
MCW	2,20	63,0	84,1	x	x	40,4	22,7	36,1	65,4	x	x	52,3	19,1
BCW	2,02	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x

O intervalo de temperatura para a transformação direta, resistência mecânica e a quantidade de material disponível se destacaram entre os principais fatores para a seleção dos fios. As duas ligas selecionadas para o desenvolvimento desta pesquisa foram: BSW com diâmetro de 0,89 mm e a HSA com diâmetro de 0,64 mm. Apesar das temperaturas de transformação da liga BSW se apresentarem negativas, estudos desenvolvidos com os tratamentos térmicos permitiram o deslocamento destas temperaturas para faixas próximas da temperatura ambiente. Os diâmetros reduzidos selecionados facilitam a conformação mecânica do fio no parafuso e requerem menos energia para atingir as temperaturas de transformação.

Os dois fios de Ti-Ni selecionados para a realização deste estudo apresentam a seguinte composição fornecida pelo fabricante: BSW-Ti-50,4at%Ni, HSA-Ti-49,4at%Ni.

5.2. Estudo e Seleção dos Tratamentos Térmicos

A parte da pesquisa relacionada à seleção dos tratamentos térmicos teve dois objetivos principais: obter o efeito memória de forma a temperaturas próximas da temperatura ambiente e estudar o comportamento da fase R. No estudo da fase R foi avaliado o comportamento da histerese térmica, deformação termoelástica e sua influencia em relação à transformação direta e reversa.

Várias temperaturas e tempos de envelhecimento foram analisados para verificar o comportamento da transformação de fase em uma e duas etapas e o deslocamento das temperaturas críticas de transformação.

A tabela 5.3 descreve os tratamentos térmicos conduzidos juntamente com os períodos de envelhecimento utilizados no estudo.

Tabela 5.3. Tratamentos térmicos analisados durante a pesquisa.

Tratamentos Térmicos								
Material	Temperatura		Envelhecimento					
BSW / HSA	200	10 min	1h	2h	4h	8h	12h	24h
	300	10 min	1h	2h	4h	8h	12h	24h
	400	10 min	1h	2h	4h	8h	12h	24h
	500	10 min	1h	2h	4h	8h	12h	24h
	600	10 min	1h	2h	4h	8h	12h	24h
	700	10 min	1h	2h	4h	8h	12h	24h

Após a realização dos tratamentos térmicos especificados, as amostras das ligas relacionadas foram submetidas à análise por DSC.

A figura 5.1 exibe as curvas de fluxo de calor em função da temperatura para as amostras BSW e HSA na condição como recebidas. Nesta figura, não são observados picos de transformação de fase, pois a transformação está bloqueada pelo encruamento gerado pelo processo de conformação. A execução dos tratamentos térmicos definidos através da tabela 5.3 permite o desbloqueio das transformações e a identificação do tratamento apropriado para a aplicação destes fios na obtenção de molas helicoidais.

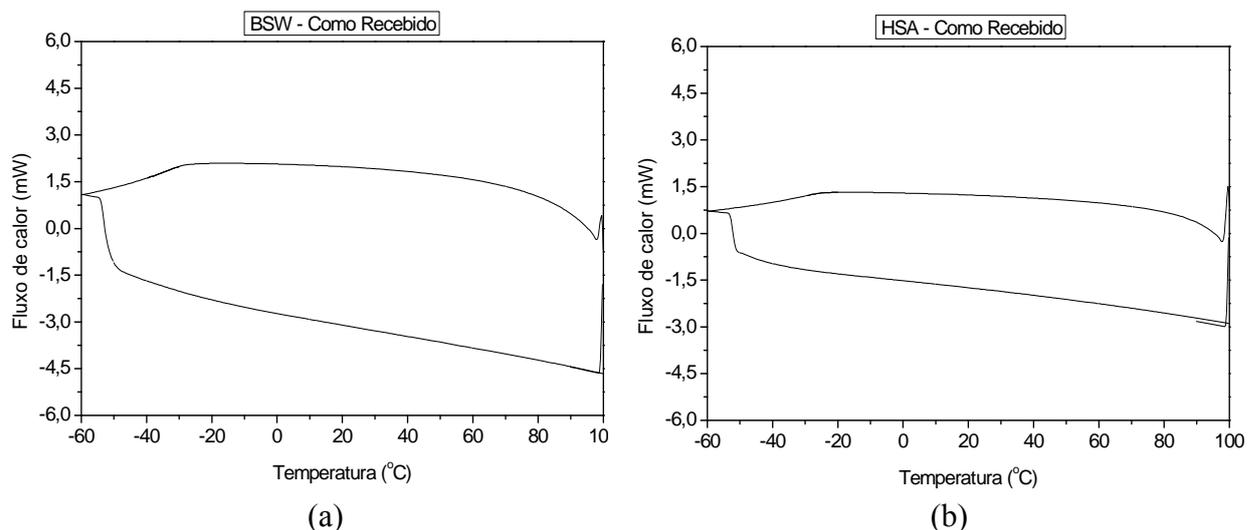


Figura 5.1. Curvas DSC dos fios de TiNi como recebidos. (a) BSW e (b) HSA.

A figura 5.2 apresenta as curvas de calorimetria obtidas para os fios de BSW e HSA submetidos à temperatura de 200°C por um período de 10 minutos. A curva para a liga BSW na figura 5.2 (a) apresenta temperaturas de início da transformação inversa (B19'→B2) igual

a $6,2^{\circ}\text{C}$ e temperatura de início da transformação direta de $-29,8^{\circ}\text{C}$. Essas temperaturas para o material HSA visualizado na figura 5.2 (b) atingiram $80,5^{\circ}\text{C}$ e $46,7^{\circ}\text{C}$, respectivamente. Ambas as ligas apresentaram dois picos durante a transformação direta no resfriamento.

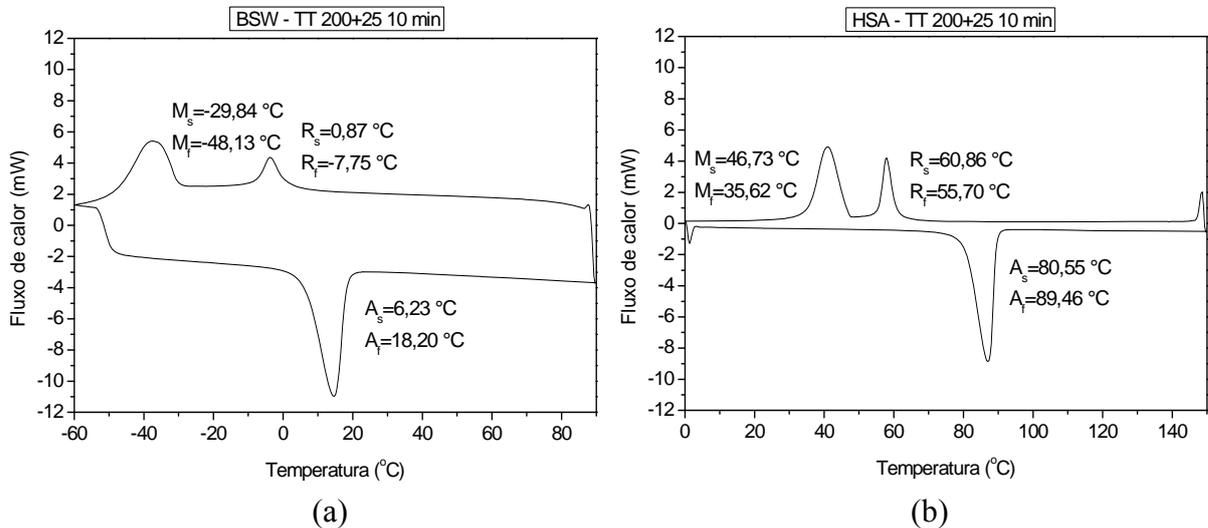


Figura 5.2. Calorimetria dos fios TiNi tratados a 200°C por 10 minutos. (a) BSW e (b) HSA.

Na figura 5.3 são encontradas as curvas de DSC para os fios tratados a temperatura de 400°C . Par este tratamento térmico as temperaturas de início da transformação reversa são $13,7^{\circ}\text{C}$ e $82,1^{\circ}\text{C}$ para os fios BSW e HSA, respectivamente. Durante a transformação direta, ambos os materiais apresentaram duas etapas de transformação. A liga BSW gerou dificuldade na determinação das temperaturas de transformação martensíticas, devido aos picos não estarem bem definidos. Estas temperaturas atingiram $48,6^{\circ}\text{C}$ na liga HSA. Este tratamento térmico, bem como o tratamento a 300°C apresentaram a transformação em duas etapas e o deslocamento das temperaturas de transformação para a direita (aumento).

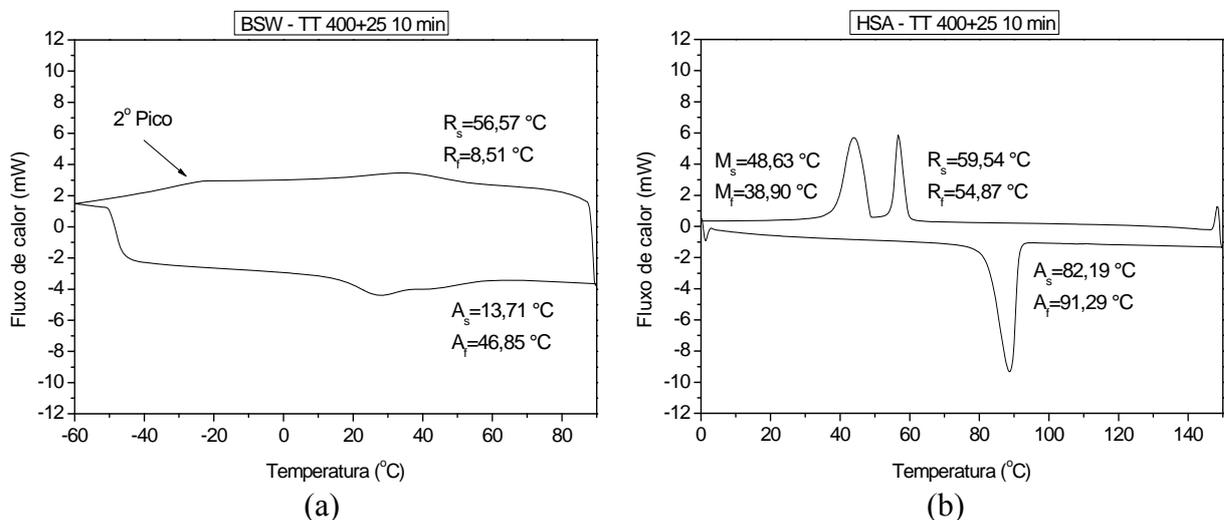


Figura 5.3. Curvas DSC dos fios TiNi tratados a 400°C por 10 minutos. (a) BSW e (b) HSA.

A figura 5.4 exibe as curvas DSC dos fios submetidos ao tratamento de 600°C. Os picos da transformação obtidos após este tratamento térmico são característicos da transformação de fase em uma etapa. Visualiza-se o deslocamento das temperaturas de transformação como consequência da união dos picos da transformação romboédrica e martensítica. As temperaturas de início da transformação da martensita para austenita são de 19,6 e 95,3°C para os fios BSW e HSA, respectivamente. Os demais resultados de calorimetria das duas ligas podem ser encontrados nos anexos no final do texto.

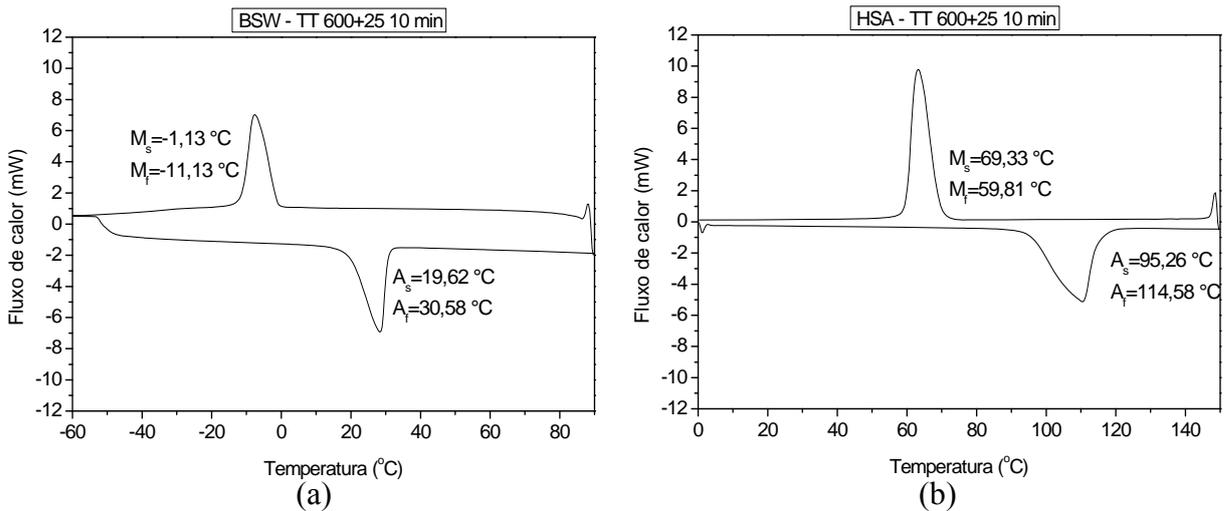


Figura 5.4. Calorimetria dos fios TiNi tratados a 600°C por 10 minutos. (a) BSW e (b) HSA.

5.3. Estudo das Temperaturas de Transformação por Calorimetria

A seleção inicial dos tratamentos térmicos citados foi estimulada pelas características dos mesmos mediante os tratamentos entre 200 e 700°C. Nesta parte da pesquisa foi realizado um estudo detalhado das ligas de Ti-Ni, quando submetidas às temperaturas de 200, 400, 500 e 600°C. Este estudo utilizou a técnica de DSC para gerar informações que permitam a compreensão da evolução da transformação de fase martensítica e romboédrica, em função do tempo de envelhecimento e da quantidade de Ni do material. Este método foi utilizado levando em consideração o comportamento das temperaturas críticas de transformação, a histerese térmica e as entalpias de transformação.

5.3.1. Resultados da calorimetria para o fio HSA

A figura 5.5, mostra as curvas de DSC do fio da liga HSA submetida ao tratamento térmico de 400°C, durante 1, 2, 4, 8, 12 e 24 horas.

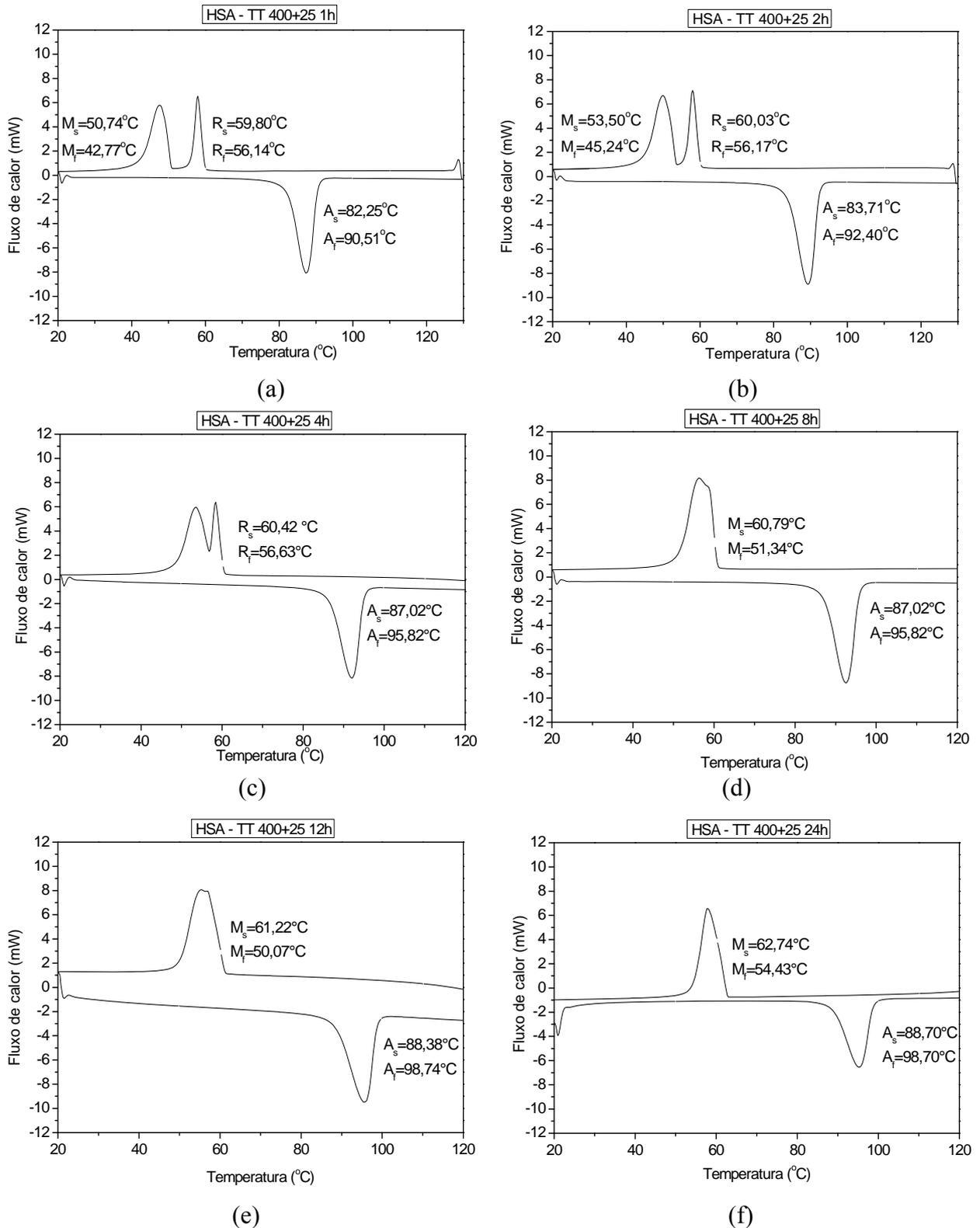


Figura 5.5. Curvas de DSC dos fios de HSA tratados a 400°C. (a) 1 hora, (b) 2 horas, (c) 4 horas, (d) 8 horas, (e) 12 horas e (f) 24 horas.

A figura 5.6 e exibe as curvas de DSC obtidas para o tratamento de 500°C com envelhecimento de 1 e 24 horas e a figura 5.7 exibe os resultados para o tratamento térmico a temperatura de 600°C com os mesmos tempos de envelhecimento para o fio HSA.

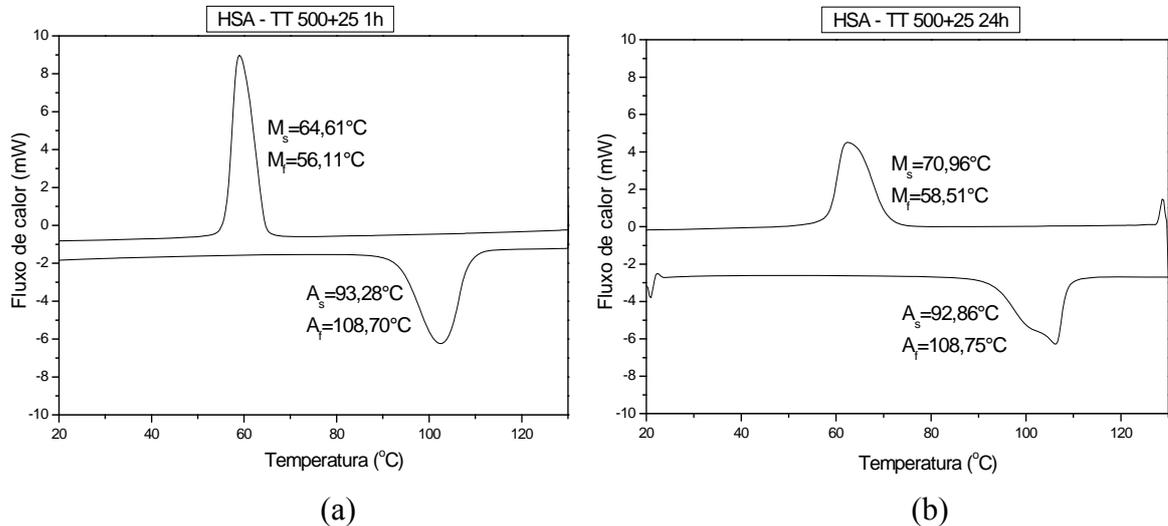


Figura 5.6. Curvas DSC dos fios HSA tratados a 500°C. (a)1 hora e (b) 24 horas.

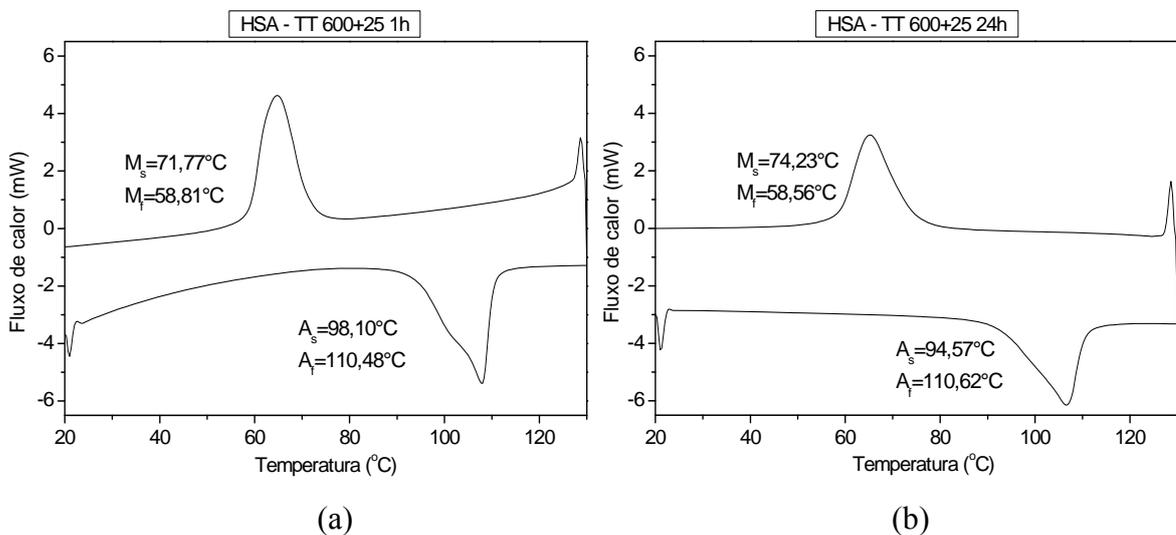


Figura 5.7. Curvas DSC dos fios HSA tratados a 600°C. (a)1 hora e (b) 24 horas.

A tabela 5.4 exibe as temperaturas e entalpias de transformação obtidas durante o segundo ciclo térmico em DSC dos fios da liga HSA. Nos casos onde os tratamentos térmicos permitem a formação da fase romboédrica, a entalpia é apresentada para o pico de transformação romboédrica e martensítica.

Tabela 5.4. Temperaturas de transformação resultante dos tratamentos térmicos para a liga HSA.

Temperatura	Tempo	TEMPERATURAS CRÍTICAS (°C)								
		HSA								
		As	Af	ΔH (J/g)	Rs	Rf	ΔH (J/g)	Ms	Mf	ΔH (J/g)
200	1	82	90	29	61	56	9	47	37	19
	2	81	90	29	60	55	8	47	37	19
	4	81	90	27	61	55	7	47	36	18
	8	80	90	28	61	55	8	46	35	19
	12	81	90	30	61	55	8	47	37	19
	24	81	91	27	61	55	8	47	36	18
400	1	82	91	29	60	56	9	51	43	19
	2	84	92	29	60	56	8	54	45	19
	4	86	95	28	60	57	x	x	x	x
	8	87	96	31	x	x	x	61	51	35
	12	88	99	32	x	x	x	61	50	35
	24	89	99	25	x	x	x	63	54	26
500	1	93	109	38	x	x	x	65	56	39
	2	93	109	28	x	x	x	65	57	29
	4	94	109	36	x	x	x	66	57	39
	8	102	109	31	x	x	x	69	57	33
	12	93	109	28	x	x	x	70	58	29
	24	93	109	33	x	x	x	71	59	34
600	1	98	110	33	x	x	x	72	59	34
	2	97	108	35	x	x	x	73	60	37
	4	92	106	21	x	x	x	73	59	25
	8	96	111	29	x	x	x	74	58	30
	12	97	112	27	x	x	x	74	59	30
	24	95	111	21	x	x	x	74	59	23

As figuras 5.8 exibem as curvas de temperaturas de início da transformação austenítica (A_s) e martensítica (M_s) em função do tempo de envelhecimento, para os fios da liga HSA. Os resultados destas figuras apresentam de forma mais expressiva o comportamento das temperaturas em função do tratamento térmico aplicado.

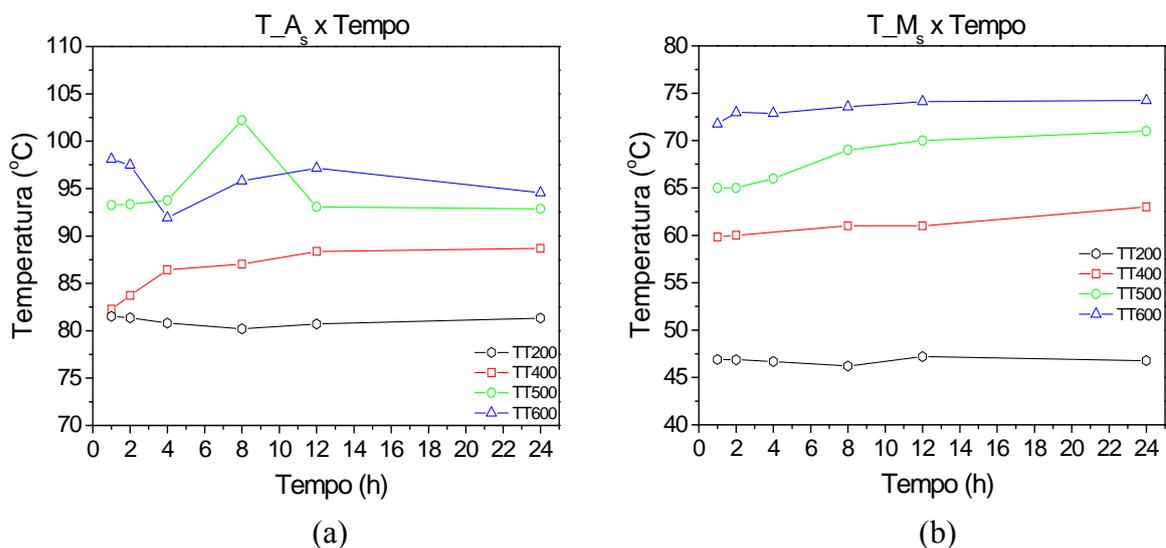


Figura 5.8. Gráficos das temperaturas de transformação do versus períodos de envelhecimento da liga HSA. (a) Temperatura A_s e (b) Temperatura M_s .

5.3.2. Resultados da calorimetria para o fio BSW

A figura 5.9 apresenta através das curvas de fluxo de calor em função da temperatura, a evolução do comportamento da transformação de fase do fio da liga BSW quando submetida ao tratamento térmico de 400°C, por 1, 2, 4, 8, 12 e 24 horas.

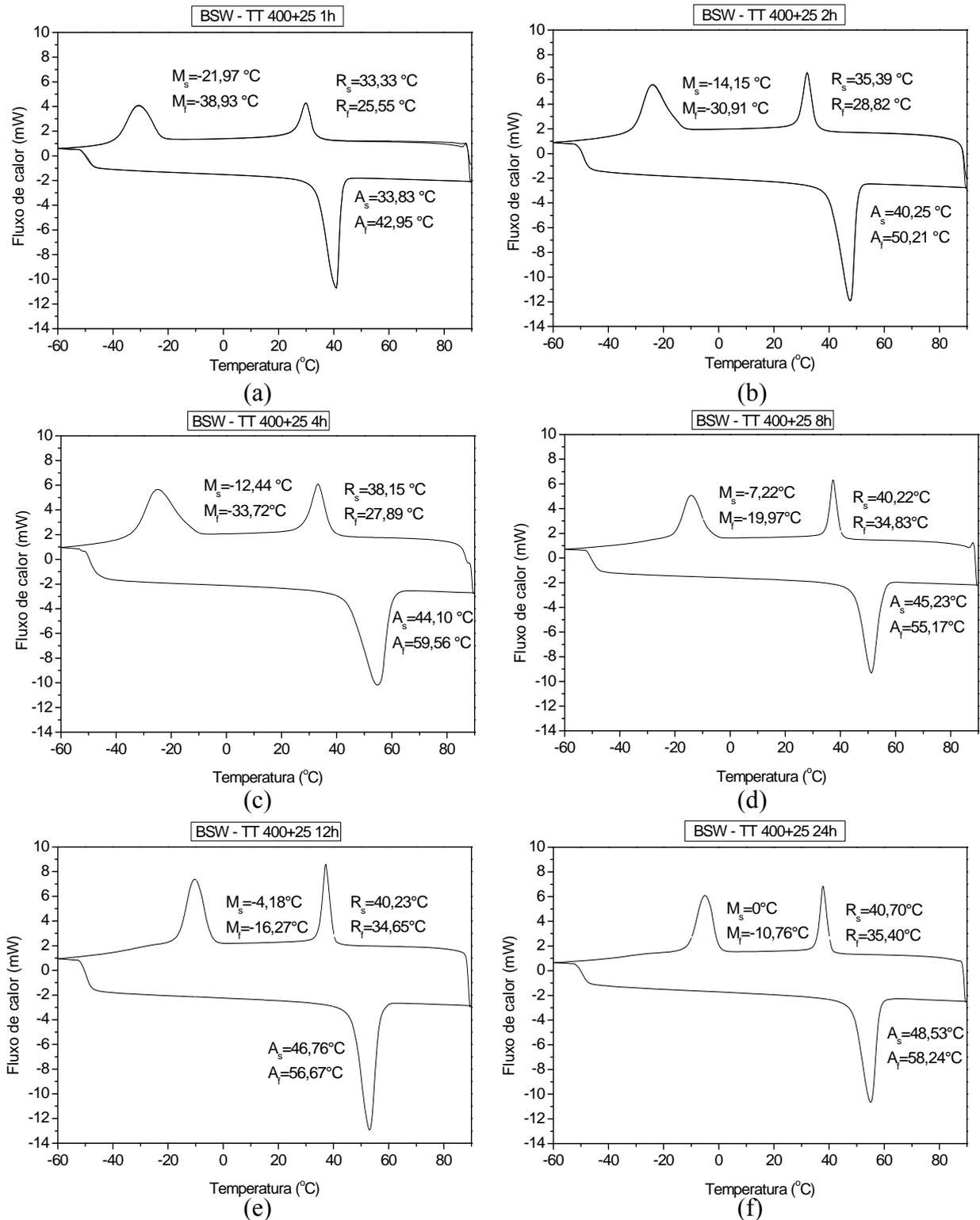


Figura 5.9. Curvas DSC dos fios de BSW tratados a 400°C. (a) 1 hora, (b) 2 horas, (c) 4 horas, (d) 8 horas, (e) 12 horas e (f) 24 horas.

A figura 5.10 mostra as curvas de fluxo de calor em função da temperatura do fio da liga BSW para o tratamento térmico de 500°C com os envelhecimentos de 1, 2, 4, 8, 12 e 24 horas.

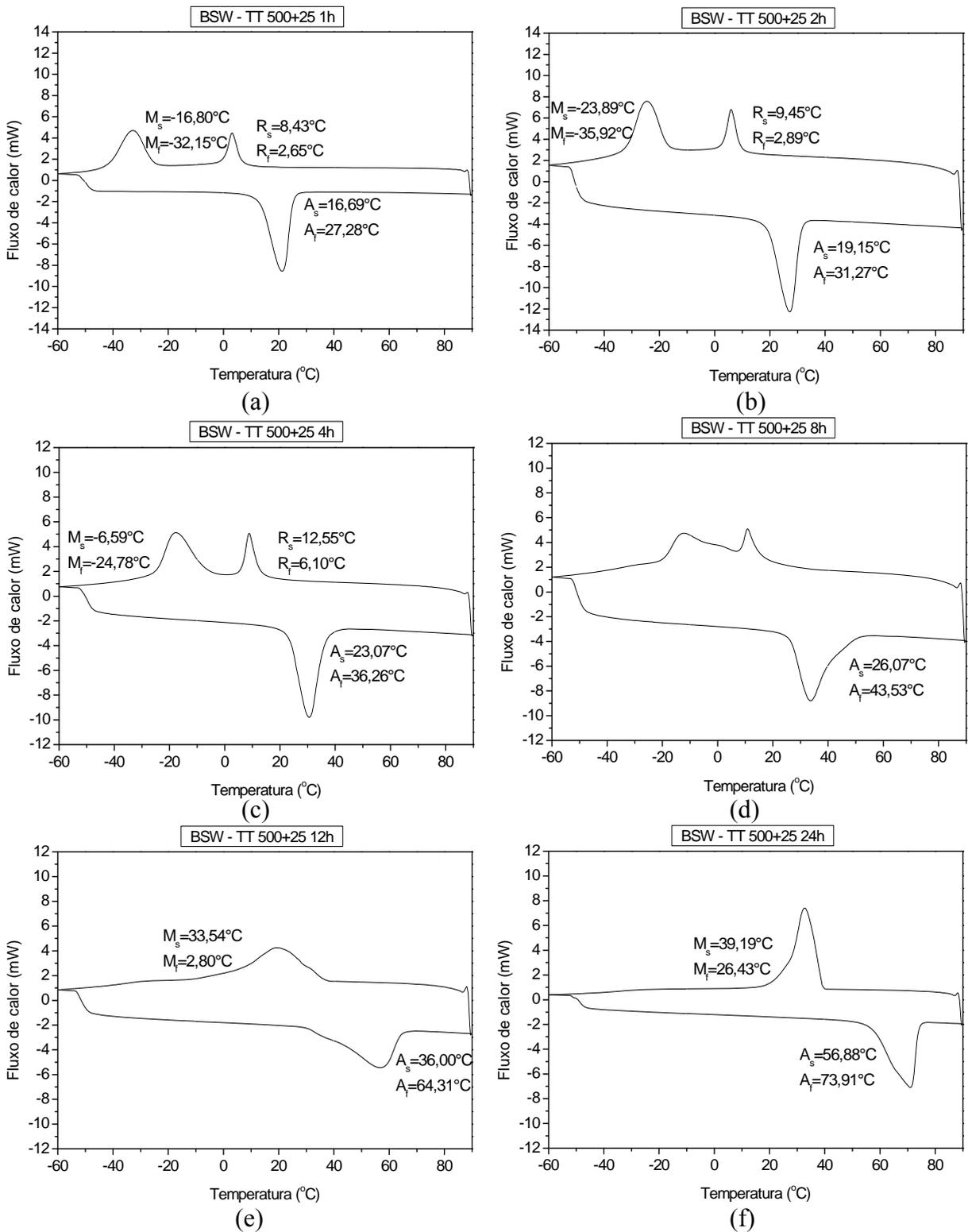


Figura 5.10. Curvas DSC dos fios BSW tratados a 500°C. (a)1 hora, (b) 2 horas, (c) 4 horas, (d) 8 horas, (e) 12 horas (f) 24 horas.

A figura 5.11 apresenta o resultado da calorimetria para dos fios de BSW tratadas a 600°C por 1 hora e 24 horas.

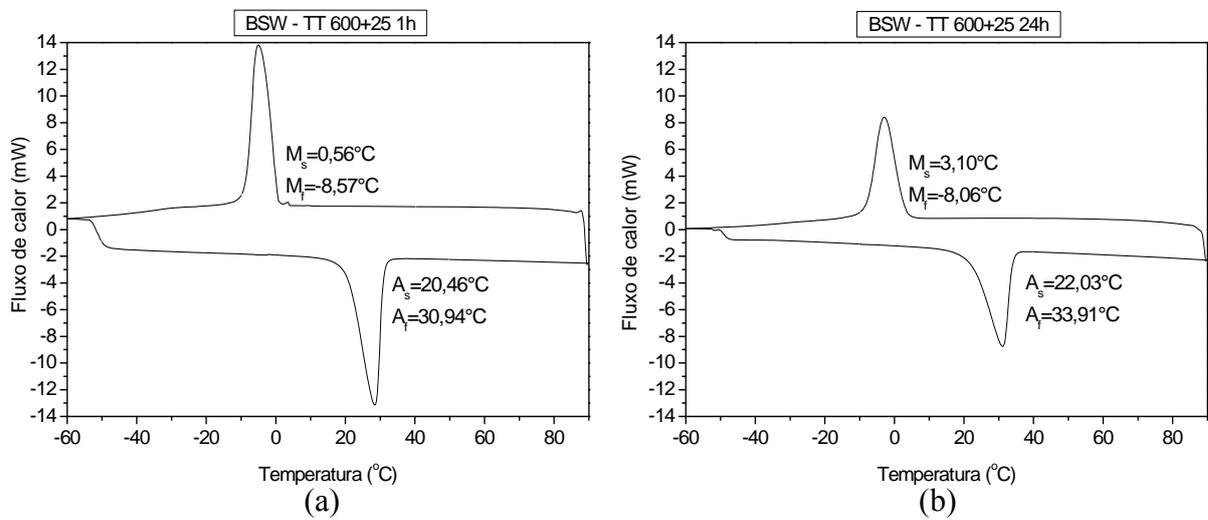


Figura 5.11. Curvas DSC dos fios BSW tratados a 600°C. (a)1 hora e (b) 24 horas.

A tabela 5.5 exibe as temperaturas e entalpias de transformação obtidas durante o segundo ciclo térmico em DSC dos fios da liga BSW.

Tabela 5.5. Temperaturas de transformação dos tratamentos térmicos para o material BSW.

Temperatura	Tempo	TEMPERATURAS CRÍTICAS (°C)									
		BSW									
		As	Af	ΔH (J/g)	Rs	Rf	ΔH (J/g)	Ms	Mf	ΔH (J/g)	
400	1	34	43	21	33	26	7	-22	-39	12	
	2	40	50	22	35	29	7	-14	-31	15	
	4	44	60	20	38	28	7	-12	-34	13	
	8	45	55	23	40	35	9	-7	-20	14	
	12	47	57	23	40	35	8	-4	-16	14	
	24	49	58	21	41	35	7	0	-11	12	
500	1	17	27	20	8	3	5	-24	-36	14	
	2	19	31	22	9	3	6	-17	-32	17	
	4	23	36	20	13	6	4	-7	-25	12	
	8	26	44	22	15	8	8	1	-20	18	
	12	36	64	25	x	x	x	34	3	26	
	24	57	74	25	x	x	x	39	26	26	
600	1	20	31	23	x	x	x	1	-9	23	
	2	21	33	23	x	x	x	1	-10	24	
	4	22	35	24	x	x	x	2	-11	24	
	8	22	35	24	x	x	x	2	-11	24	
	12	22	35	23	x	x	x	2	-10	24	
	24	22	34	21	x	x	x	3	-8	22	

A figura 5.12 exibe as curvas de tempo de envelhecimento em função das temperaturas de início da transformação austenítica (A_s) e martensítica (M_s), para o fio de BSW.

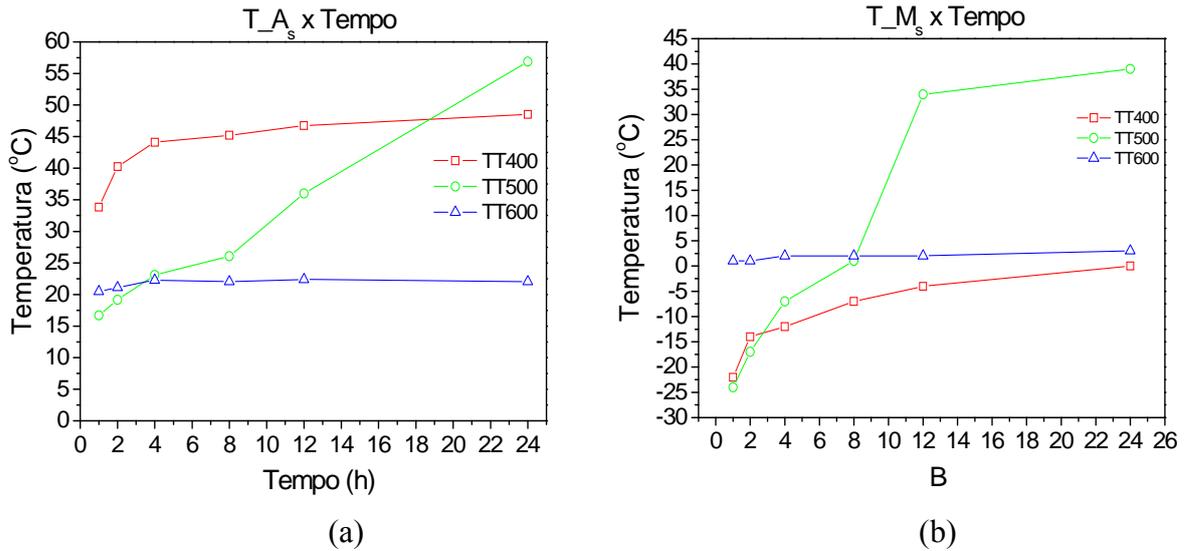


Figura 5.12. Gráficos dos períodos de envelhecimento versus temperaturas de transformação do material BSW. (a) Temperatura A_s e (b) Temperatura M_s.

5.3.3. Análise dos resultados de DSC

A investigação das curvas de calorimetria permitiu verificar que os tempos utilizados para envelhecer as amostras dos materiais possibilitam a evolução dos picos da fase R e da fase martensita, que passam a se sobrepor.

Os fios estudados foram submetidos pelo fabricante a processos de trefilação para a obtenção das dimensões desejadas e, por isso, possuem defeitos internos gerados como consequência deste processo. Sabe-se que as ligas de Ti-Ni submetidas a trabalho a frio de grande intensidade, apresentam elevada quantidade de defeitos internos (Wang et al., 2004). Segundo Miller e Lagoudas (2001), grande quantidade de defeitos restringe a transformação martensítica e a redução da densidade de defeitos facilita a transformação aumentando as temperaturas M_s e M_f. Quando esses defeitos são reduzidos com o aumento da temperatura de tratamento térmico ou envelhecimento, as tensões internas do material são reduzidas, facilitando o surgimento da transformação martensítica.

Apesar da grande densidade de discordâncias presentes no material poderem dificultar a transformação martensítica, o material precisa dispor de certo nível de defeitos para que a transformação possa acontecer. A reconfiguração das discordâncias pelo aquecimento permite o reordenamento das variantes de martensita no material durante os ciclos térmicos, tornando as mesmas preferenciais em relação a outras (Otsuka e Wayman, 1998).

Liu et al (1999), investigaram o processo de deformação das plaquetas de martensita mostrando que essas placas, sem a presença de defeitos, apresentam boa acomodação na interface com a fase matriz e que o treinamento termomecânico gera campos de discordâncias

na fase matriz que facilitam a reconfiguração das agulhas de martensita. O desbloqueio de algumas agulhas de martensita, que se tornam preferenciais, aumenta o efeito memória de forma do material. Este processo tem início com a movimentação das interfaces das agulhas de martensita gerando discordâncias na área de reorientação (Wang et al., 2003).

A análise das tabelas 5.4 e 5.5 permite verificar o aumento das temperaturas de transformação, com o aumento das temperaturas de tratamento térmico e tempos de permanência das amostras no forno. O tratamento térmico realizado a 200°C, nos vários períodos de envelhecimento, não apresentou modificações significativas na transformação de fase. Este fato é verificado quando os ensaios são comparados com aquele obtido à mesma temperatura e com apenas dez minutos de permanência no forno. A tabela 5.5 não contempla os resultados das temperaturas para o tratamento a 200°C para os fios de BSW, pois os picos obtidos apresentavam difícil identificação ou mesmo porque os períodos de envelhecimento não apresentavam nenhuma modificação nas curvas de calorimetria.

As curvas de calorimetria da figura 5.5 exibem a evolução da superposição dos picos da transformação exotérmica (R e B19') da liga HSA. No tratamento a 400°C, a partir do envelhecimento de 4 horas (fig. 5.5.c) observa-se a superposição dos picos das duas fases, estes picos estão completamente juntos a partir do envelhecimento de 8 horas (fig. 5.5.d). As temperaturas de transformação também variam no sentido de aumentar o M_s que apresenta variação de aproximadamente 12,0°C entre os tempos de 1 hora e 24 horas, a temperatura A_s varia apenas o equivalente a 6,0°C, se deslocando de 82,2°C com o tempo de 1 hora para 88,7°C para o tempo de 24 horas. Os tratamentos térmicos realizados as temperaturas de 500 e 600°C apresentaram, em todos os tempos de envelhecimento estudados, a transformação de fase em apenas uma etapa. No tratamento a 500°C (fig. 5.6), observa-se a variação do M_s em aproximadamente 6,0°C no sentido positivo da escala de temperaturas. Já o tratamento a 600°C (fig. 5.7) apresenta menor variação do M_s , exibindo um valor próximo de 3,0°C.

Na figura 5.9 para o tratamento de 400°C, tem-se a evolução da transformação de fase da liga BSW conforme se aumenta o tempo de envelhecimento do tratamento térmico. As curvas evoluem de forma a se deslocar no sentido de aumentar as temperaturas de transformação. A temperatura A_s varia aproximadamente 18,0°C entre os tempos de envelhecimento de 1 e 24 horas, sendo que para o tempo de envelhecimento de 1 hora a temperatura é de 33,8°C e passa para 48,5°C com o tempo de 24 horas. Já a temperatura M_s apresenta variação de aproximadamente 21,0°C, sendo a temperaturas de -21,9°C para o tempo de apenas 1 hora e 0°C para o tempo de 24 horas.

Na figura 5.10, para o tratamento de 500°C da liga BSW, verifica-se a evolução dos picos da fase R e da fase martensítica que tendem a se aproximar. A partir de 12 horas de

envelhecimento os dois picos de transformação exotérmicos praticamente se juntaram em um único pico. Segundo dados da literatura a principal causa para a formação de dois picos de transformação nas ligas de Ti-Ni ricas em Ni é que durante os tratamentos térmicos são formados precipitados como Ti_3Ni_4 , Ti_2Ni_3 e a fase estável $TiNi_3$ (Somsen et al., 1999; Nishida e Honma, 1984). Os precipitados surgem por meio de processos difusionais que envolvem mudança de composição química, modificando as temperaturas de transformação de maneira a torná-las mais altas. Estes precipitados facilitam a transformação martensítica, pois agem como regiões preferenciais para as reações de nucleação; assim a transformação requer menor energia externa (resfriamento), que tem como consequência o aumento da temperatura M_s (Sittner et al., 2006).

Além das mudanças nas temperaturas de transformação também são observadas variações nos picos das transformações de fase. As entalpias, tanto para os fios da liga HSA como para os fios da liga BSW, apresentam alterações de intensidade e de maneira geral são maiores para o tratamento realizado com 1 hora do que no realizado com 24 horas de envelhecimento. Observa-se também que as entalpias do segmento endotérmico são muito próximas das obtidas no segmento exotérmico. Os fios da liga HSA submetidos ao tratamento de 500°C apresentaram para 1 hora de tratamento, entalpias de 38 e 39 J/g (tab. 5.4) para o pico endotérmico e exotérmico, respectivamente, com o envelhecimento de 24 horas estes valores se alteraram para 28 e 29 J/g (tab. 5.4) para o pico endotérmico e exotérmico, respectivamente. O tratamento a 600°C gerou resultados com comportamento semelhante ao do tratamento a 500°C.

A entalpia da liga BSW também apresenta variações na intensidade dos picos e nas entalpias de transformação, nos tratamentos a 400 e 500°C. São observadas transformações de fase em duas etapas e observa-se que a soma das entalpias do segmento exotérmico não são iguais às entalpias do segmento endotérmico. Porém, quando se aumenta o tempo de envelhecimento e o pico da fase R começa a se unir com o da fase martensítica, o somatório das entalpias do segmento exotérmico e endotérmico passam a ser iguais. Após o tratamento a 600°C a transformação ocorre em apenas uma etapa durante todos os períodos de envelhecimento. Poucas alterações são observadas nas temperaturas de transformação do material e as entalpias ficam em torno de 23 J/g (tab. 5.5) para a transformação direta e inversa.

Quando se leva em consideração o mesmo tratamento térmico, observamos maiores níveis de entalpia nos fios de HSA em relação aos fios de BSW, este fato sugere que mais martensita está sendo orientada nas amostras de HSA.

O comportamento das temperaturas A_s e M_s em função do período de envelhecimento de ambos os fios pode ser avaliado através das figuras 5.8 e 5.12. Estas figuras indicam que as temperaturas de início da transformação austenítica e martensítica foram maiores nas amostras do fio HSA. Estes valores também aumentam conforme se aumenta a temperatura de tratamento térmico. Com o aumento das temperaturas de tratamento, os valores de A_s e M_s também aumentam, isto sugere que o envelhecimento está liberando defeitos na estrutura. Outro fator envolvido com a variação das temperaturas de transformação é o percentual de Ni. A maior quantidade de Ni induz o aumento das temperaturas de transformação, além da formação de precipitados de Ti_3Ni_4 e Ti_2Ni_3 que facilitam a formação de novos campos de tensões no material.

O método da calorimetria diferencial de varredura utilizado permitiu a observação da evolução da transformação e as temperaturas de mudança de fase do material. Os tratamentos térmicos selecionados para desenvolver os atuadores foram: homogeneização a 400°C (BSW-T1), 500°C (BSW-T2) e 600°C (BSW-T3) e o tratamento de homogeneização a 200°C (HSA-T4). Os critérios de seleção foram baseados no tipo de transformação, se em uma ou duas etapas, as temperaturas de transformação martensíticas, dando preferência àquelas próximas da ambiente, além da intensidade das entalpias de transformação.

A tabela 5.6 apresenta as temperaturas de transformação atingidas pelos tratamentos térmicos selecionados para os fios da liga BSW e HSA.

Tabela 5.6. Temperaturas de transformação dos tratamentos térmicos selecionados.

Temperaturas de Transformação (°C)								
Material	Rep.	Tratamento T	A_s	A_f	R_s	R_f	M_s	M_f
BSW	BSW-T1	400	49	58	41	35	0	-11
	BSW-T2	500	57	74	x	x	39	26
	BSW-T3	600	22	34	x	x	3	-8
HSA	HSA-T4	200	81	89	61	56	47	36

5.4. Caracterização Microestrutural

Os fios de Ti-Ni da liga BSW foram caracterizados quanto ao aspecto microestrutural por meio de microscopia ótica e eletrônica de varredura. A composição deste fio foi verificada por meio de espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS).

As figuras 5.13 e 5.14 apresentam a micrografia ótica do fio submetido aos tratamentos BSW-T1 e BSW-T2 com aumento de 200X sem, no entanto, exibir traços da microestrutura do material.



Figura 5.13. Fotografia em microscopia ótica a temperatura do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T1.

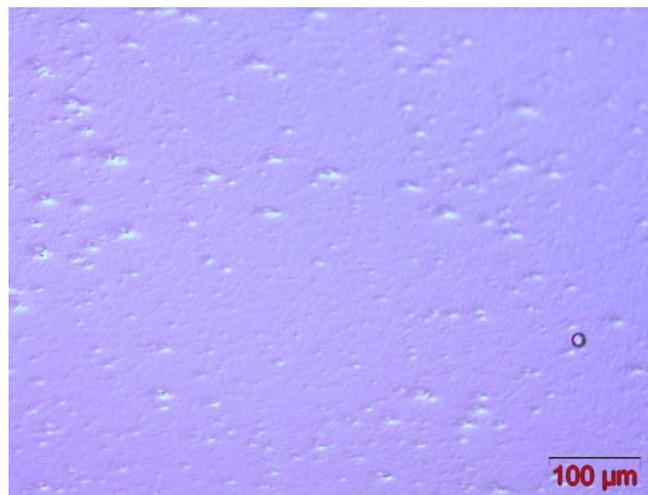


Figura 5.14. Fotografia em microscopia ótica a temperatura do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T2.

As fotografias das figuras 5.13 e 5.14 não exibem traços morfológicos da estrutura martensítica. A dificuldade em se realizar o ataque químico das amostras de fios preparadas metalograficamente impediu a visualização de alterações morfológicas.

A análise de microscopia eletrônica de varredura foi conduzida através da visualização das amostras tratadas termicamente com várias escalas de aumento. No entanto, como constatado através da microscopia ótica, não são observadas alterações entre as amostras submetidas aos diferentes tipos de tratamentos térmicos.

A figura 5.15 exibe a microscopia obtida no MEV para o fio submetido ao tratamento BSW-T1, com os aumentos de 100X.

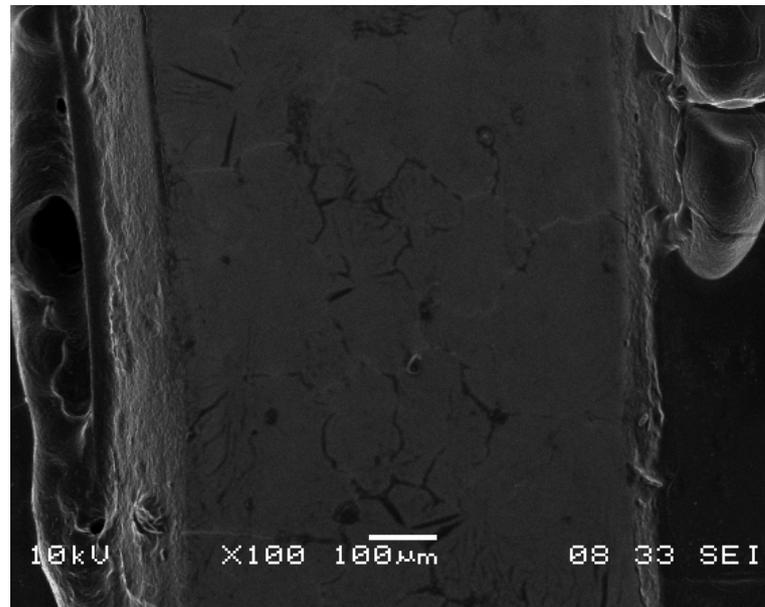


Figura 5.15. MEV do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T1.

A figura 5.16 exibe a microscopia obtida no MEV para o fio submetido ao tratamento BSW-T2, com os aumentos de 100X.

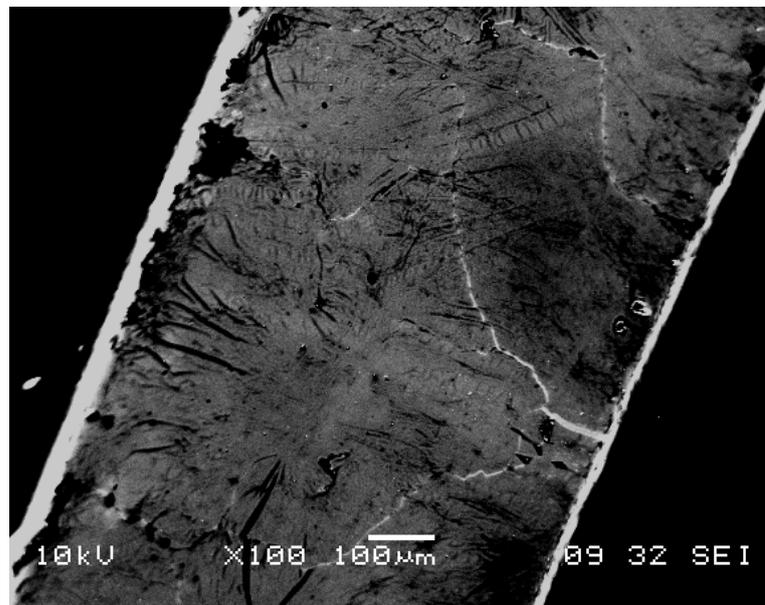


Figura 5.16. MEV do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T2.

A figura 5.17 apresenta a microscopia obtida no MEV para o fio submetido ao tratamento BSW-T3, com os aumentos de 100X.

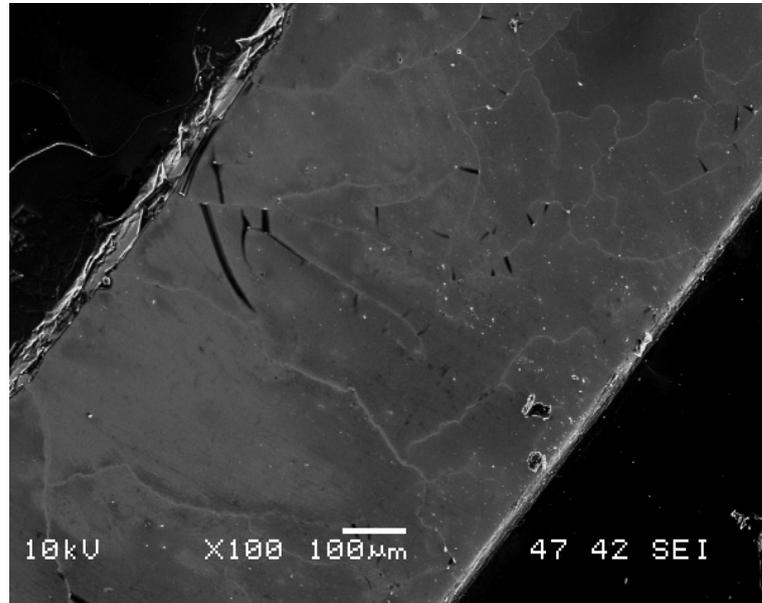


Figura 5.17. MEV do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T3.

As figuras 5.15, 5.16 e 5.17 apresentam as imagens dos fios com o aumento de 100X. É possível visualizar regiões de interface próxima à superfície lateral da seção do fio, com coloração mais clara que a região central, cuja origem é atribuída à deformação sofrido pelo material durante o processo de conformação por trefilação.

A análise dos dados metalograficos é complexa e de difícil interpretação tornando válida a afirmação que não se pode fazer uma observação mais conclusiva, no domínio da microscopia ótica e eletrônica de varredura, dos microconstituintes (fases) dos fios de Ti-Ni estudados. Para uma caracterização microestrutural mais efetiva seria necessário utilizar uma técnica de microscopia eletrônica de transmissão (MET).

A análise de EDS dos fios é apresentada nas figuras 5.18, 5.19 e 5.20, para as amostras submetidas aos tratamentos térmicos BSW-T1, BSW-T2 e BSW-T3, respectivamente.

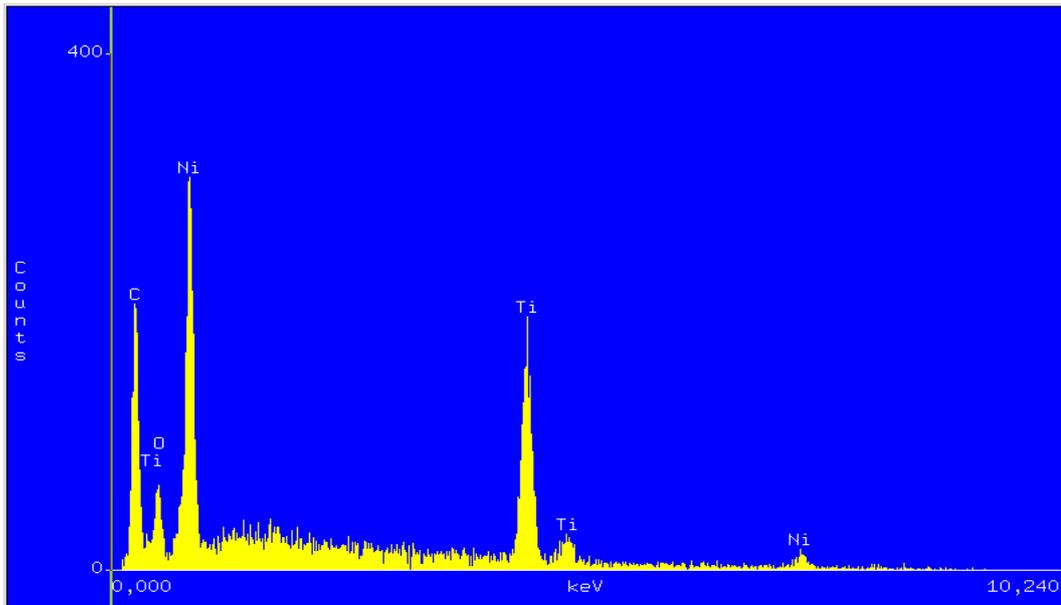


Figura 5.18. EDS do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T1.

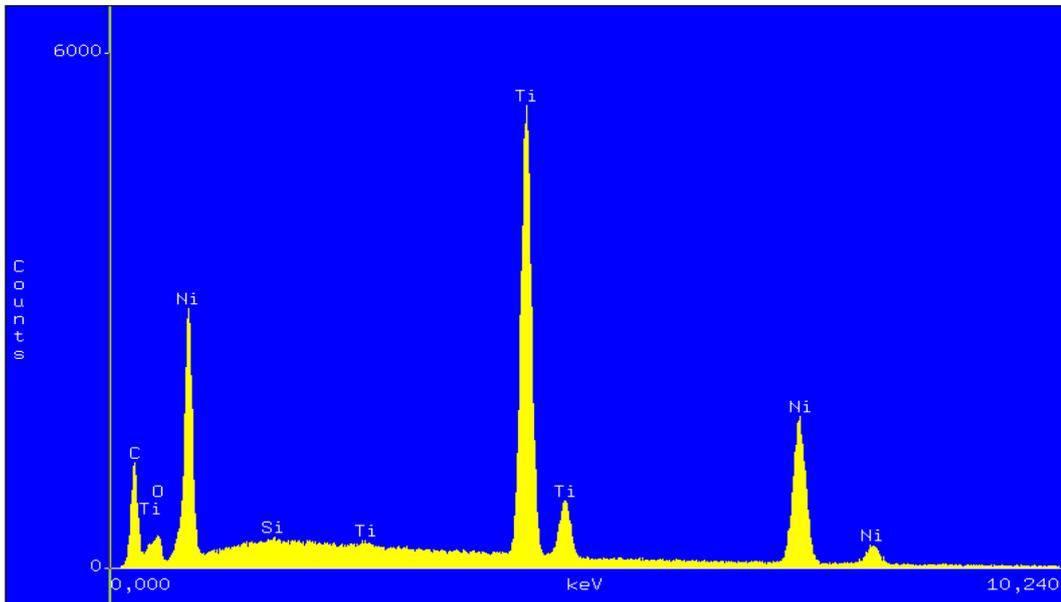


Figura 5.19. EDS do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T2.

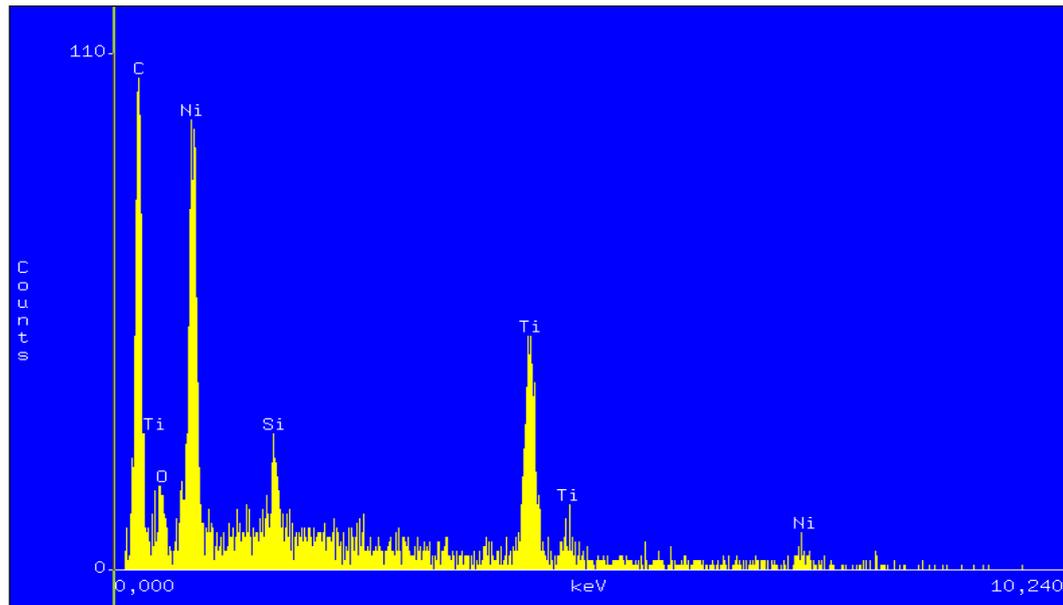


Figura 5.20. EDS do fio BSW submetido ao tratamento térmico BSW-T3.

A técnica do EDS aplicada nas amostras identificaram a presença dos elementos químicos níquel e titânio, elementos esperados da liga em estudo. Entre os resultados são encontrados os elementos carbono (C) e silício (Si), o elemento carbono está relacionado à deposição de grafite na superfície do material, quando do preparo das amostras para esta etapa da pesquisa, o elemento silício é provavelmente proveniente das lixas usadas no preparo das amostras. Dentre os elementos identificados através do EDS, também é possível observar o oxigênio, este elemento pode surgir como o resultado da reação do oxigênio do ar atmosférico com a superfície do material, facilitando a absorção do mesmo pela superfície do material e resultando em processos de oxidação. A elevada afinidade do oxigênio pelo níquel e titânio pode formar na superfície do material a fase $\text{Ni}_2\text{Ti}_4\text{O}$ (Chuprina and Shalya, 2002).

A microanálise por EDS executada pontualmente sugere uma maior quantidade de níquel (Ni) na liga estudada, o que está em conformidade com a informação do fabricante do material, que indica um maior percentual de níquel. De maneira geral, a microanálise por EDS não é conclusiva no que concerne a composição química da liga e a influência do tratamento térmico na composição.

5.5. Difração de raios-X

O método da difração de raios-x corresponde a uma das mais bem estabelecidas técnicas de caracterização, sendo aplicado neste estudo com o objetivo de identificar as fases encontradas no material, na forma como recebido (CR) e depois de submetido aos tratamentos

térmicos selecionados. O uso desta técnica permite a visualização de fases que podem estar envolvidos com a transformação de fase em duas etapas a partir da identificação dos principais precipitados envolvidos com a formação da fase R.

Foram realizados difratogramas para as amostras na forma como-recebidas e submetidas aos tratamentos. Todos os ensaios foram conduzidos à temperatura ambiente e facilitaram a identificação de fases provenientes do processo decomposição do Ti-Ni.

A figura 5.21 exibe os resultados da difração de raios-x para as ligas BSW e HSA na forma como-recebidas.

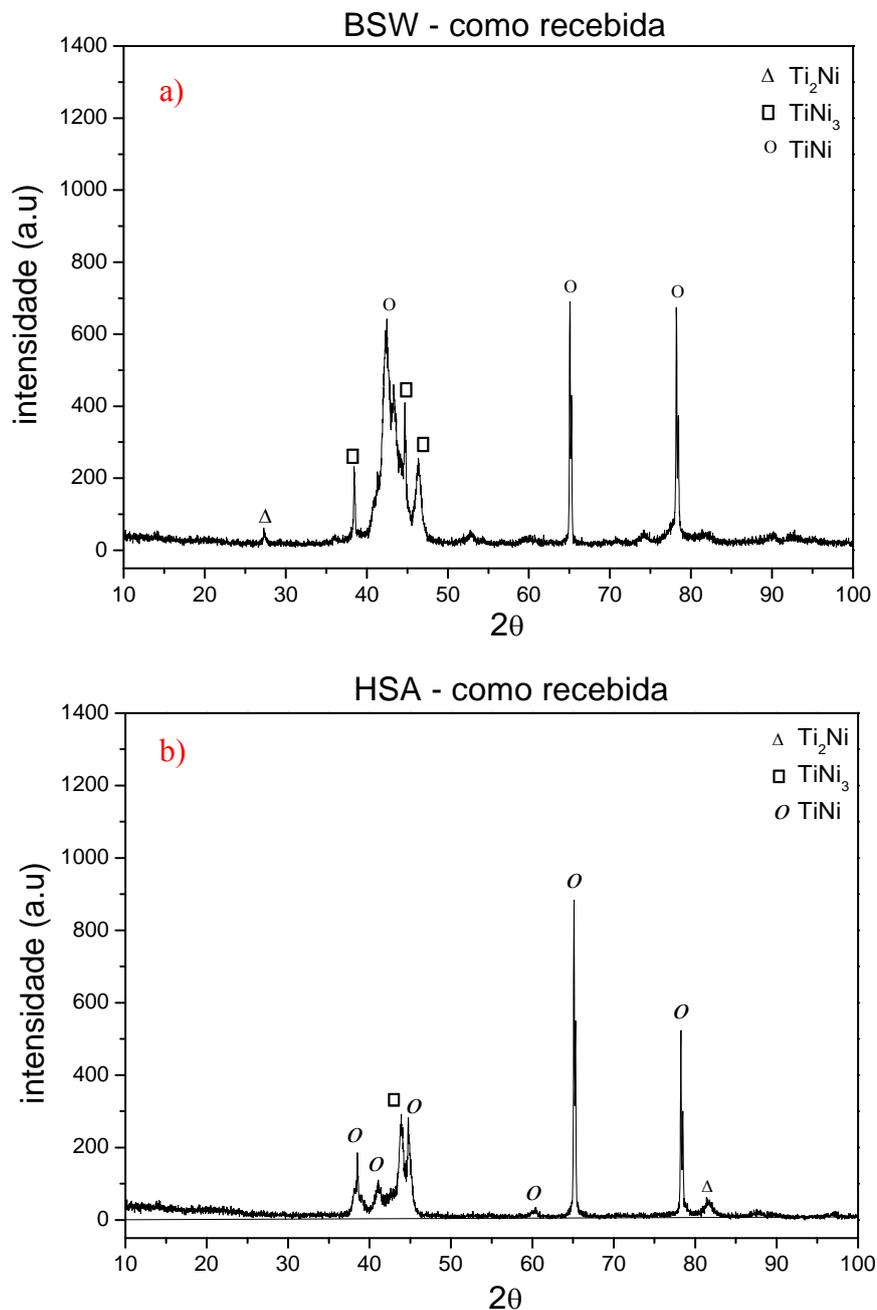


Figura 5.21. Difratogramas das amostras na forma como recebidas. (a) BSW e (b) HSA.

A figura 5.22 exibe os difratogramas do material BSW submetido aos tratamentos térmicos BSW-T1 e BSW-T2.

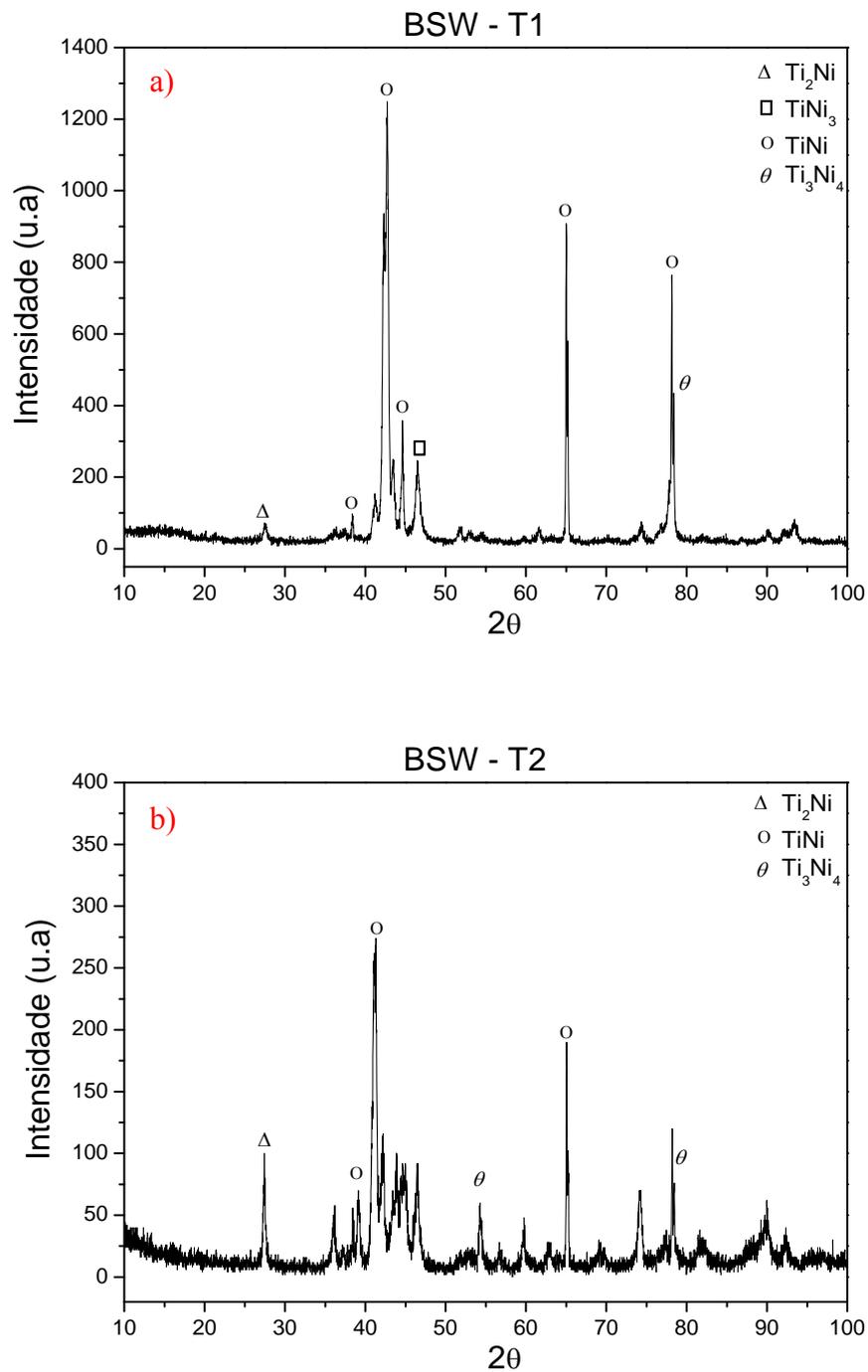


Figura 5.22. Difratogramas do material BSW submetido a tratamento térmico. (a) BSW-T1 e (b) BSW-T2.

A figura 5.23 ilustra o espectro da difração de raios-x da liga HSA após o tratamento térmico à temperatura de 200°C durante o período de 10 minutos e de 24 horas.

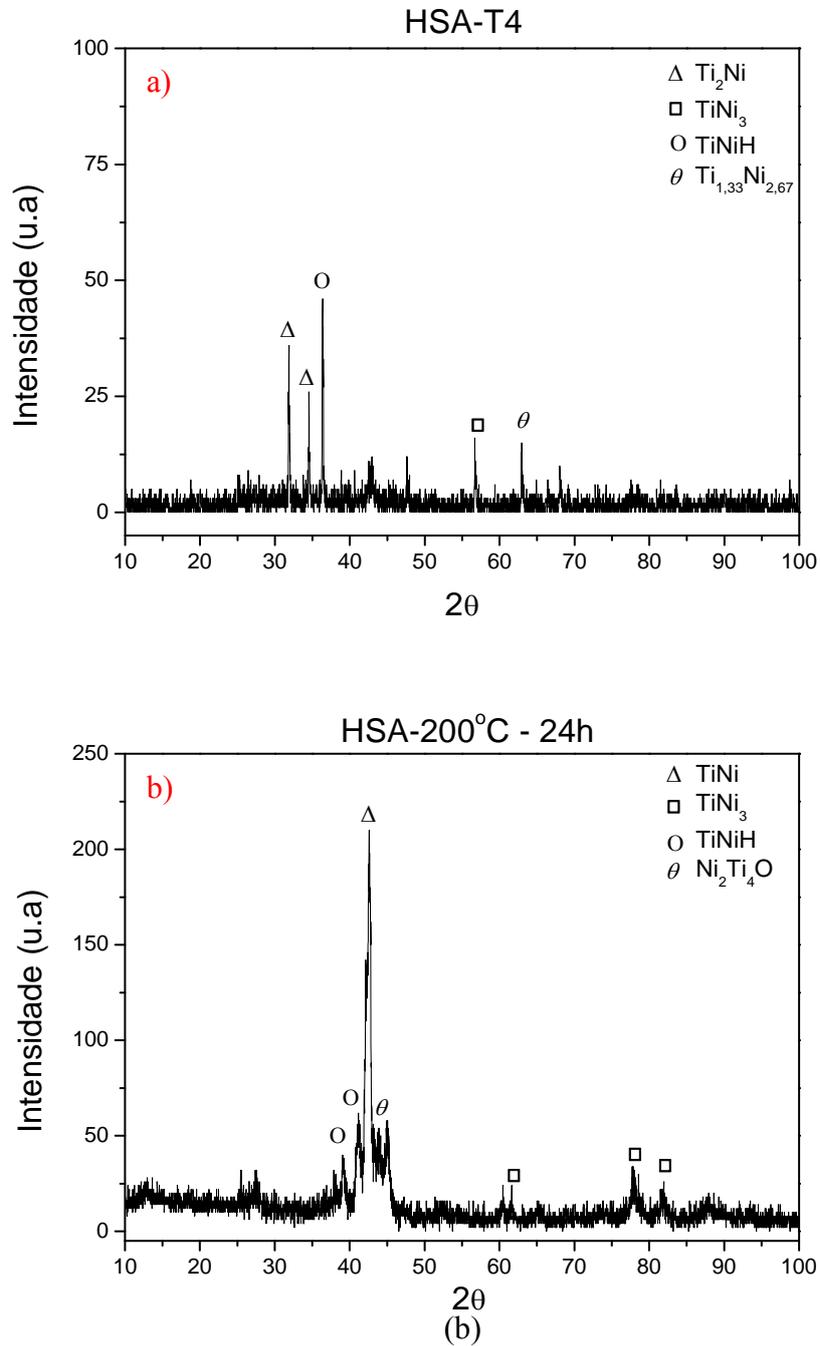


Figura 5.23. Difractogramas do material HSA submetido a tratamento térmico. (a) HSA-T4 e (b) 24 horas.

As tabelas 5.7 e 5.8 exibem a relação das fases visualizadas nos espectros da difração de raios-x para as ligas BSW e HSA, respectivamente.

Tabela 5.7. Relação de fases obtidas nos espectros de difração de raios-x da liga BSW.

Amostra	Tratamento	Fase	2θ	Estrutura
BSW	CR	Ti ₂ Ni	27,27	Cúbica
		TiNi ₃	38,36	Hexagonal
		TiNi	43,54	Monoclínica
		TiNi ₃	45,30	Hexagonal
		TiNi ₃	46,57	Hexagonal
		TiNi ₃	64,64	Monoclínica
		TiNi	78,15	Cúbica
BSW	BSW-T1	Ti ₂ Ni	27,27	Cúbica
		TiNi	38,47	Monoclínica
		TiNi	42,80	Cúbica
		TiNi	43,54	Monoclínica
		TiNi ₃	46,57	Hexagonal
		TiNi	64,64	Monoclínica
		TiNi	78,15	Cúbica
BSW	BSW-T2	Ti ₃ Ni ₄	78,09	Romboédrica
		Ti ₂ Ni	27,27	Cúbica
		TiNi	38,24	Monoclínica
		TiNi	41,42	Monoclínica
		Ti ₃ Ni ₄	54,76	Romboédrica
		TiNi	65,76	Hexagonal
		Ti ₃ Ni ₄	78,31	Romboédrica

Tabela 5.8. Relação de fases obtidas nos espectros de difração de raios-x da liga HSA.

Amostra	Tratamento	Fase	2θ	Estrutura
HSA	CR	TiNi	38,47	Monoclínica
		TiNi	43,54	Monoclínica
		TiNi ₃	43,56	Hexagonal
		TiNi	43,92	Monoclínica
		TiNi	60,11	Cúbica
		TiNi	65,76	Monoclínica
		TiNi	77,94	Cúbica
		Ti ₂ Ni	80,96	Cúbica
HSA	HSA-T4	Ti ₂ Ni	31,59	Cúbica
		Ti ₂ Ni	34,51	Cúbica
		TiNiH	35,47	Tetragonal
		TiNi ₃	57,16	Hexagonal
		Ti _{1,33} Ni _{2,67}	64,46	Romboédrica
HSA	24H	TiNiH	39,03	Tetragonal
		TiNiH	41,14	Tetragonal
		TiNi	42,32	Cúbica
		Ti ₂ Ni ₄ O	45,07	Cúbica
		TiNi ₃	61,25	Hexagonal
		TiNi ₃	78,00	Hexagonal
		TiNi ₃	82,14	Hexagonal

Nos vários difratogramas apresentados são observadas várias fases oriundas do processo de decomposição do Ti-Ni em elementos mais estáveis, entre elas encontram-se: $TiNi_3$, Ti_2Ni e $Ni_{2,67}Ti_{1,33}$.

Segundo Wang et al., (2009) o pico da fase $TiNi$ (2 1 1), localizado no ângulo 2θ de 78° , presente nos espectros de ambos os materiais (fig. 5.21.a e b), esta relacionado a fase B2, o pico (1 0 1) localizado no espectro da amostra BSW (fig. 5.21.a) em 2θ de 43° é conforme estudos de Kim et al., (2004), um precipitado oriundo da decomposição da fase R ($TiNi_3$).

Os difratogramas da liga BSW apresentados na figura 5.22 exibem precipitados de fases com diferentes intensidades entre os picos dos tratamentos térmicos estudados. O tratamento térmico BSW-T1 exhibe o precipitado Ti_3Ni_4 localizado na posição 2θ de 78° , enquanto o tratamento térmico BSW-T2 exhibe o mesmo precipitado localizado nas posições 2θ de 54° e 78° . O precipitado $TiNi_3$ também é visualizado no material quando submetido ao tratamento térmico BSW-T1.

A diferença entre as intensidades dos picos das fases, dos tratamentos térmicos BSW-T1 e BSW-T2 está relacionada com o processo de decomposição do Ti-Ni, apresentado pela equação estequiométrica 3.2 da seção da revisão bibliográfica. O tratamento térmico BSW-T2, de maior temperatura, facilitou a decomposição da liga em elementos mais estáveis e menos envolvidos com a formação da fase romboédrica no material.

A transformação de fase em duas etapas, observada pelos resultados de calorimetria, é constatada pela presença dos picos dos precipitados de $TiNi_3$ e Ti_3Ni_4 da figura 5.22.a. Apesar das amostras da liga BSW submetida ao tratamento BSW-T4 ter apresentado entre os resultados da difração de raios-X, o elemento Ti_3Ni_4 , a temperatura do tratamento térmicos aliada com o tempo de permanência de 24 horas, pode ter facilitado a redução do nível de tensões e decomposição de fases, facilitando a transformação direta entre as fases B2 e B19'.

Os espectros da difração de raios-x da liga HSA apresentados na figura 5.23 para o tratamento HSA-T4 e o de envelhecimento por 24 horas, exibem picos de baixa intensidade quando comparados com os picos obtidos pela difração realizada no material na forma como-recebido. Poucas fases são observada, entre elas o $TiNiH$, que segundo Pelton et al (2003), pode ser o resultado de reações de decomposição no material (Pelton et al; 2003).

Nos tratamentos realizados na amostra HSA não foram observados precipitados envolvidos com a fase R. A fase Ni_2Ti_4O é visualizada no difratograma do fio HSA submetido ao tratamento de 24 horas. Esta fase é muitas vezes observada na forma de uma camada de aproximadamente 30 a 60 μm , formada na superfície dos fios como consequência do processo de trefilação a quente, pela reação entre o oxigênio e a superfície do material. Estudos relacionados à influência da fase Ni_2Ti_4O nas propriedades do efeito memória de

forma de ligas de Ti-Ni foram realizados através de ciclos térmicos. Dentre os resultados encontrados constatou-se o aumento da histerese térmica, como o resultado da redução da velocidade de crescimento das variantes de martensita. Estas variantes precisam de mais energia para vencer a resistência à transformação imposta pelo óxido (Zhao, 1997).

5.6. Ensaio de Microdureza

O ensaio de microdureza foi realizado com o objetivo de verificar a influência dos tratamentos térmicos nos fios. Os resultados obtidos para ambas as ligas são encontrados na tabela 5.9.

Tabela 5.9. Relação da microdureza para os fios de Ti-Ni (BSW e HSA).

DUREZA VICKERS				
Material	T. Térmico	HV1	HV2	HV3
BSW / HSA	BSW-CR	371,78	388,43	358,91
	BSW-T1	336,32	298,07	300,2
	BSW-T2	250,5	237,9	234,72
	BSW-T3	208,84	198,52	205,43
	HSA-CR	291,24	298,52	309,94
	HSA-T4	189,71	209,26	196,18

Através da tabela 5.9 se visualiza com clareza a redução da dureza nas amostras submetidas a maiores temperaturas de tratamento térmico. A liga BSW na forma como recebida (BSW-CR) apresentou valores de dureza da ordem de 371 HV, enquanto que após tratamentos térmicos, a dureza apresentou redução para 336, 250 e 208 HV, para os tratamentos térmicos BSW-T1, BSW-T2 e BSW-T3, respectivamente. O mesmo comportamento pode ser visualizado nas amostras de fio da liga HSA na forma como recebida e tratada termicamente, onde a dureza varia de 291 para 189 HV. A redução da dureza observada nas amostras é o resultado da redução encruamento nos materiais. O material na forma como recebido apresenta devido ao processo de conformação mecânico utilizado, muitos campos de tensões em função das discordâncias. Com o aumento das temperaturas e dos tempos de envelhecimento o nível de defeitos do material é reduzido e como consequência a dureza. Em relação ao percentual de Ni, acredita-se que ligas ricas neste elemento podem influenciar a dureza do material, pois o Ni age como elemento formador de precipitados que criam campos de tensões na interface com a fase matriz aumentando a dureza do material.

5.7. Ensaio de Tração dos Fios

As curvas de tensão-deformação resultantes dos ensaios no fio da liga BSW são apresentadas nas figuras 5.24 a 5.26.

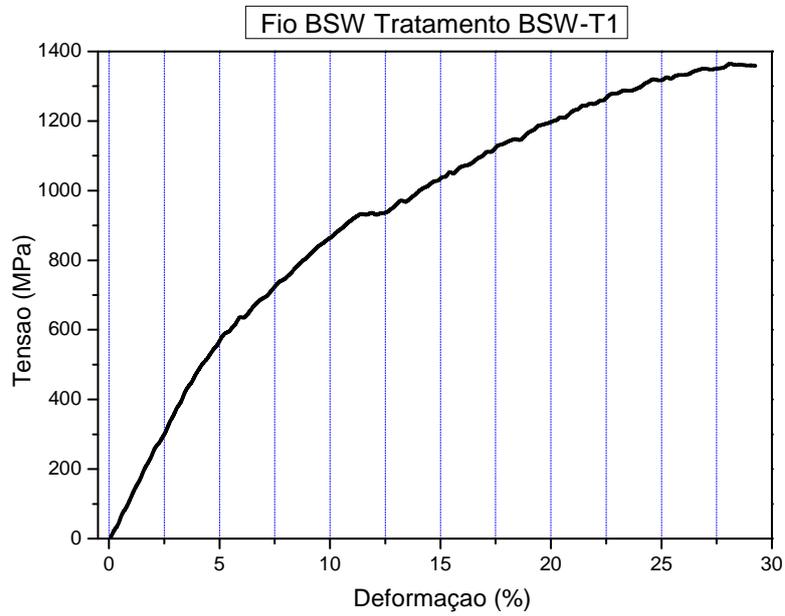


Figura 5.24. Curva de tensão em função da deformação da liga BSW com tratamento BSW-T1.

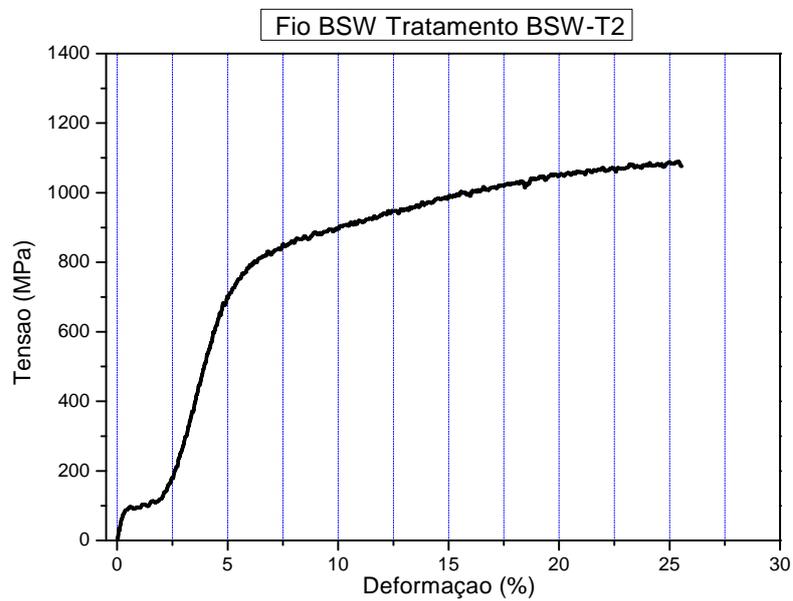


Figura 5.25. Curva de tensão em função da deformação da liga BSW com tratamento BSW-T2.

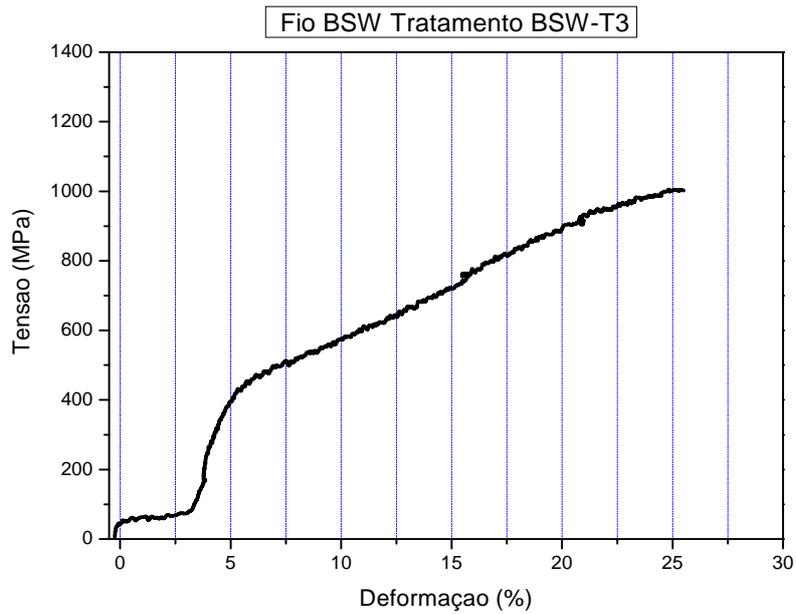


Figura 5.26. Curva de tensão em função da deformação da liga BSW com tratamento BSW-T3.

A curva de tensão-deformação do ensaio de tração do fio de HSA é apresentada na figura 5.27.

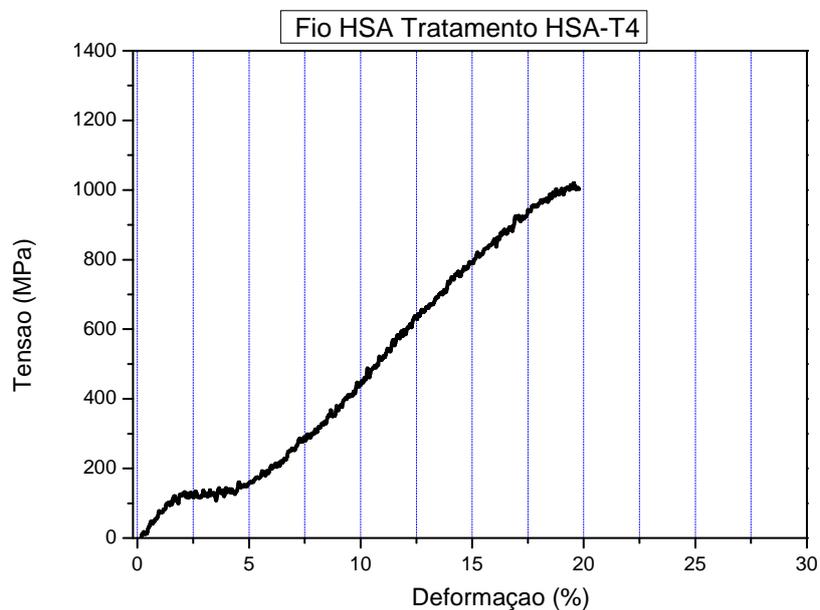


Figura 5.27. Curva de tensão em função da deformação da liga HSA com tratamento HSA-T4.

Segundo o fabricante, o módulo de elasticidade dos materiais fornecidos apresentam variação na faixa entre 23 e 41 GPa na fase martensítica e entre 70 e 80 GPa na fase austenítica. Porém, os resultados do ensaio de tração realizados com as amostras submetidas

aos tratamentos térmicos selecionados apresentam elevada redução nos valores destas propriedades, fato que pode ser explicado pelas altas temperaturas e o elevado tempo de envelhecimento. Estas duas condições facilitam a liberação dos defeitos originados pela trefilação do fio de Ti-Ni e possibilita ainda, através de processos difusionais, o crescimento de grãos e mesmo o surgimento de novas fases menos relacionadas com o efeito memória de forma. O próprio surgimento do precipitado de Ti_3Ni_4 , envolvido com a formação da fase R, pode estar relacionado com a maior ou menor resistência mecânica do material, pois segundo estudos sua formação pode ocorrer nos contornos ou dentro do próprio grão, aumentando o nível da densidade de defeitos no material e alterando propriedades como: a tensão e a deformação durante a transformação de fase e o processo de recuperação de forma (Filip e Mazanec, 2001).

Como as temperaturas de início e fim da transformação martensítica ficaram entre 0 e $-11^{\circ}C$ com o tratamento BSW-T1, o ensaio de tração para esta condição foi realizado com o fio apresentando a fase R. A curva deste ensaio (fig. 5.24) apresenta comportamento de um material dúctil, onde o fio atinge uma deformação de 29%, quando se rompe. O módulo de elasticidade do fio nesta condição foi de 10,2 GPa.

O ensaio de tração do fio submetido ao tratamento BSW-T2 foi realizado com o material apresentando diferentes frações da fase austenítica e martensítica. A curva de tensão em função da deformação da figura 5.25 pode ser dividida em três intervalos distintos. O primeiro intervalo encontrasse entre 0,2 e 3,5% de deformação, onde se visualiza um patamar na curva, que representa a martensita induzida por tensão, o intervalo entre 3,5 e 6%, faz referencia a deformação elástica da martensita e a faixa de deformação acima de 6% representa a deformação plástica da martensita. A deformação máxima atingida pelo fio até o momento da sua ruptura foi de 26%. O módulo de elasticidade do primeiro intervalo de deformação foi de 15 GPa, enquanto que para o segundo intervalo de deformação o módulo de elasticidade foi de 12 GPa.

O ensaio do fio submetido ao tratamento BSW-T3 foi realizado com o material na fase austenítica, pois a temperatura de início e fim da transformação martensítica foram de 3 e $-8^{\circ}C$, respectivamente. A curva deste ensaio (fig. 5.26) também pode ser dividida em três intervalos: primeiro intervalo de 0,2 a 3,5% com martensita induzida por tensão, segundo intervalo de 3,5 a 5,5% com deformação elástica da martensita e acima de 5,5%, com a deformação da martensita. A deformação total neste ensaio antes da ruptura foi de 26%. O módulo de elasticidade encontrado para o primeiro intervalo foi de 12 GPa e para a o segundo intervalo, o módulo de elasticidade foi de 6,5 GPa.

O ensaio de tração do fio de HSA (fig. 5.27) com o tratamento HSA-T4 foi realizado com o material na fase martensítica. O intervalo entre 1 e 6% representa o processo de reorientação da variante de martensita e acima de 6% temos a deformação plástica das variantes de martensita. O módulo de elasticidade neste fio chegou a 7 GPa, para o intervalo entre 0,2 e 1%. A deformação atingida neste para esta material foi de aproximadamente 20%.

A tabela 5.10 resume os valores dos principais parâmetros obtidos nos ensaios de tração, incluindo dados como: módulo de elasticidade, tensão de indução de martensita, deformação e a tensão máxima atingida durante o ensaio.

Tabela 5.10. Parâmetros dos ensaios de tração.

Parâmetros Ensaio de Tração						
Material	Trat. T.	E (GPa)		Patamar (MPa)	Def. T. (%)	T. Max. (MPa)
		E1	E2			
BSW	BSW-T1	10	-	-	29,0	1360,0
	BSW-T2	15	12	95,0	26,0	1080,0
	BSW-T3	12	6,5	63,0	26,0	1000,0
HSA	HSA-T4	7	5	126,0	20,0	1000,0

5.8. Efeito Eletrotérmico

Entre os principais mecanismos utilizados para se obter a transformação de fase das ligas com memória de forma e por consequência a realização do trabalho para o qual o atuador foi definido, tem-se o efeito Joule que é o aquecimento como resultado da passagem de uma corrente elétrica através do atuador. De acordo com a intensidade da corrente aplicada, estas ligas podem exibir alterações no comportamento da transformação de fase. Estas alterações afetam as temperaturas de transformação, o rendimento do atuador e podem induzir a perda do efeito memória de forma.

Neste estudo procura-se fazer a análise mecânica e metalúrgica das ligas BSW e HSA para serem usadas com o formato de molas helicoidais, a serem aplicadas no acionamento de válvulas de fluxo. O acionamento destas válvulas deve ocorrer pela passagem de corrente elétrica através do fio e como o tempo de trabalho pode se prolongar por muitas horas torna-se necessária à investigação do efeito da passagem da corrente elétrica no material após condições severas de solicitação.

A tabela 5.11 resume os principais resultados relacionados ao comportamento das temperaturas de transformação após a passagem de corrente elétrica por tempos definidos para a liga BSW na forma como recebida e tratada termicamente.

Tabela 5.11. Comportamento do efeito eletrotérmico da liga BSW.

Resumo Efeito Eletrotérmico BSW									
Material	Trat.	T. C. elétrica	Tempo	As	Af	Rs	Rf	Ms	Mf
BSW	CR	-	-	-	-	-	-	-	-
BSW	BSW-T1	SC*		49	58	40	35	0	-11
BSW	BSW-T1	3A	30min	40	54	45	37	-2	-45
BSW	BSW-T1	3A	4h	40	54	45	36	-3	-43
BSW	BSW-T1	3A	8h	40	53	44	37	-2	-40
BSW	BSW-T1	4A	8h	39	53	42	35	-4	-44
BSW	BSW-T1	5A	4h	40	53	41	33	-7	-45
BSW	BSW-T1	5A	8h	40	53	41	33	-8	-46
BSW	BSW-T2	SC	-	57	74	-	-	39	26
BSW	BSW-T2	3A	30 min	59	78	-	-	41	24
BSW	BSW-T2	3A	4h	57	73	-	-	41	28
BSW	BSW-T2	4A	8h	58	73	-	-	39	26
BSW	BSW-T2	5A	4h	56	73	-	-	38	21
BSW	BSW-T2	5A	8h	58	74	-	-	38	23

*SC=sem corrente

A figura 5.28 ilustra os resultados da calorimetria diferencial de varredura para os testes realizados nos fios da liga HSA, na forma como recebidos (CR) e submetidos às correntes de 2,0, 3,0, e 4,0A.

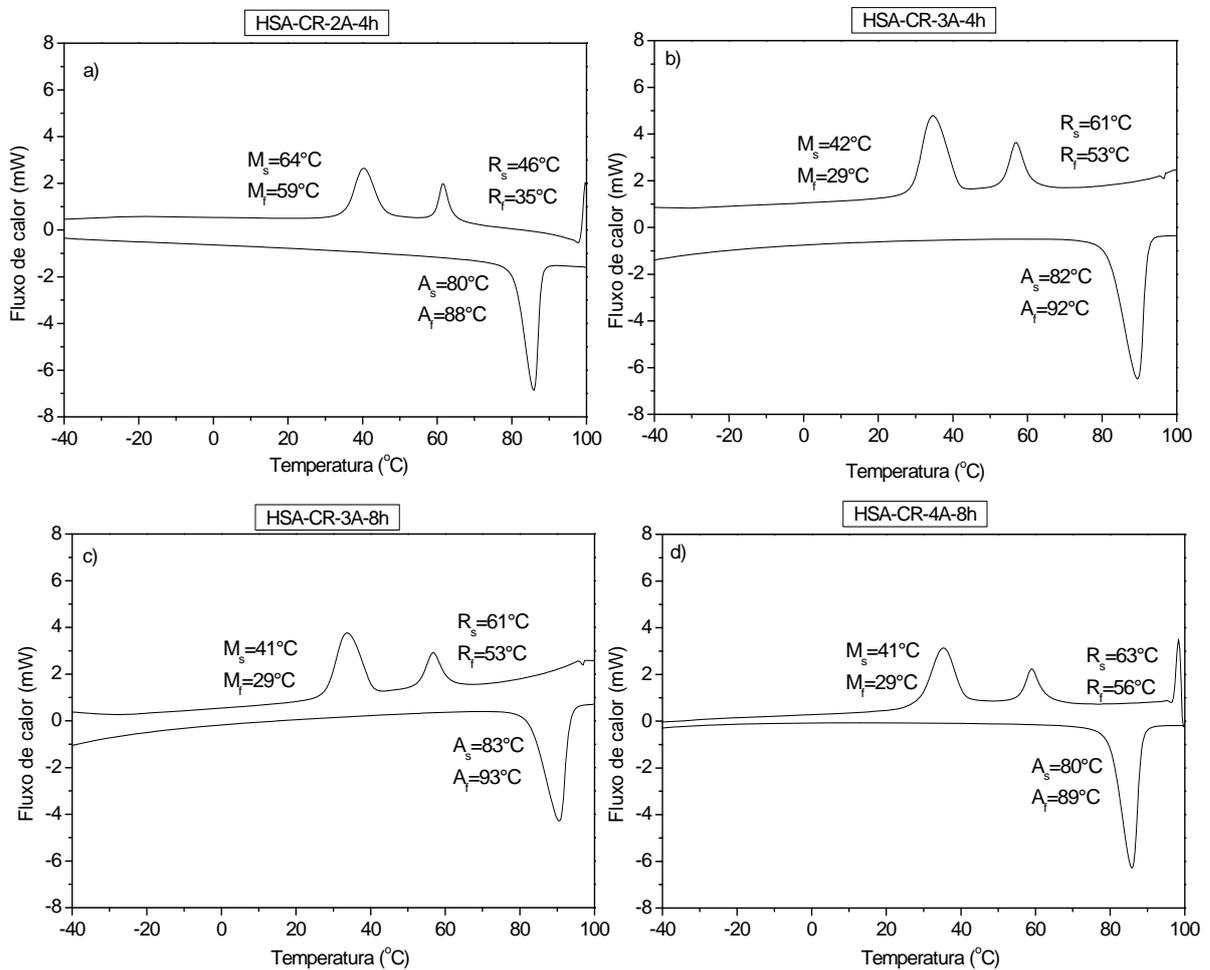


Figura 5.28. Calorimetria dos fios HSA como recebidos submetidos à passagem de corrente elétrica. (a) 2,0A 4hora, (b) 3,0A 4hora, (c) 3,0A 8hora, (d) 4,0A 8hora.

A tabela 5.12 resume os principais resultados relacionados ao comportamento das temperaturas de transformação após a passagem de corrente elétrica por tempos definidos para a liga HSA na forma como recebida.

Tabela 5.12. Comportamento do efeito eletrotérmico da liga HSA.

Resumo Efeito Eletrotérmico HSA									
Material	Trat. T.	C. elétrica	Tempo	As	Af	Rs	Rf	Ms	Mf
HSA	CR	2A	4h	80	88	46	35	64	59
HSA	CR	3A	1h	81	88	45	35	65	59
HSA	CR	3A	2h	81	88	45	35	65	59
HSA	CR	3A	4h	82	92	61	53	42	29
HSA	CR	3A	8h	83	93	61	53	41	28
HSA	CR	4A	8h	80	89	63	56	41	29

As temperaturas atingidas no fio quando da passagem das correntes elétricas são: 50, 80, 110 e 145°C, para as correntes de 2, 3, 4 e 5A, respectivamente.

As amostras do material BSW na forma como recebido não exibiram alterações no seu estado com a aplicação das diferentes intensidades de corrente elétrica, as amostras tratados com BSW-T1 e BSW-T2 apresentaram alterações nas temperaturas de transformação, neste caso, se destaca a tendência de redução das temperaturas de A_s e M_s para o tratamento térmico BSW-T1 e a pequena variação destes dois parâmetros de temperaturas nos fios submetidos ao tratamento térmico BSW-T2. Estes fatos são importantes, pois com a redução da temperatura A_s , o atuador pode iniciar a transformação austenítica a uma temperatura mais baixa, porém a redução da temperatura M_s , dificultaria a aplicação do atuador submetido ao tratamento térmico BSW-T1 a temperaturas próximas da ambiente. Para os resultados obtidos, a aplicação do atuador poderia ser realizada entre a faixa de temperatura de 30°C a 40°C, envolvendo apenas as fases austenítica e romboédrica. O tratamento térmico BSW-T2, apresenta a possibilidade de aplicação a temperaturas próximas da ambiente, podendo ser usado na faixa de temperatura entre 25°C e 60°C, envolvendo a fase austenítica e martensítica.

As curvas de calorimetria dos fios de HSA (fig. 5.28) apresentam picos da transformação em duas etapas. Apesar de o fio deste material não apresentar picos de transformação na condição como recebida (fig. 5.1) devido ao bloqueio das agulhas de martensita, a passagem de corrente elétrica gera alterações no comportamento do material, com rearranjo de defeitos de modo que o mesmo passa a apresentar transformação de fase.

A passagem da corrente de 1A não altera a já conhecida curva de calorimetria do material na forma como recebido (fig. 5.1), porém, as correntes elétricas de 2A e 3A, possibilitam o desbloqueio das agulhas de martensita induzindo a transformação de fase no material. A corrente elétrica de 2A alterou a curva de calorimetria a partir do tempo de 4

horas e a corrente elétrica de 3A alterou a curva de calorimetria do material a partir do período de 1 hora com a passagem da corrente elétrica.

As temperaturas de início e fim da transformação inversa (A_s e A_f) são constantes, apresentando valores muito próximos, já as temperaturas de início e fim da transformação romboédrica (R_s e R_f), exibem aumento de aproximadamente 16°C quando se comparam as condições de 2A-4h e 4A-8h, as temperaturas de transformação martensíticas (M_s e M_f) diminuem em cerca de 20°C para a mesma condição. Os fatos relacionados constataam a possibilidade de o material ter as propriedades do efeito memória de forma alteradas de acordo com a intensidade de corrente elétrica, ou mesmo o tempo de aplicação da mesma.

5.9. Conclusões Microdureza, Ensaio de Tração e Efeito Eletrotérmico

Os resultados da microdureza e do ensaio de tração mostraram que a liga BSW apresenta maior resistência mecânica que a liga HSA. Os valores da dureza foram expressivamente maiores para a liga BSW. Segundo o fabricante esta liga foi submetida a trabalho a frio (trefilação) o que aumentou a densidade de defeitos. Os defeitos gerados, juntamente com os precipitados formados através do processo de decomposição do TiNi, podem aumentar a dureza do material e por consequência a sua resistência mecânica. Como a liga HSA foi submetida a recozimento após a trefilação, a quantidade de defeitos presentes é reduzida e por isso apresenta menor resistência mecânica.

Os resultados do ensaio de tração também mostram através do módulo de elasticidade, alongamento e da tensão máxima atingida em tração a maior resistência mecânica da liga BSW. Estes parâmetros também foram modificados conforme o tratamento térmico aplicado. As temperaturas mais elevadas facilitaram a liberação de defeitos no material reduzindo suas propriedades mecânicas.

Nos ensaios com passagem de corrente em função do tempo constataram-se alterações no comportamento das temperaturas de transformação, histerese térmica e entalpia de transformação nas amostras na forma como recebidas e tratadas termicamente. As alterações foram mais evidentes para a liga HSA na forma como recebida. A passagem de corrente elétrica neste material facilitou o desbloqueio da martensita, induzindo a transformação de fase. As diferentes intensidades de corrente elétrica submetidas ao material provocaram o deslocamento das temperaturas de transformação, onde se destacaram a variação das temperaturas R_s , R_f , M_s e M_f .

Devido a reduzida resistência mecânica e as alterações constatadas nas temperaturas de transformação e entalpia provocadas pela passagem de corrente elétrica, a liga HSA foi

descartada da etapa de obtenção dos atuadores. Este fato ilustra a importância da caracterização do material a ser aplicado na realização de funções, pois seu comportamento pode ser alterado em função do processamento, composição, tratamento térmico, entre outros.

5.10. Treinamento Termomecânico dos Atuadores

Com o objetivo de avaliar o comportamento do efeito memória de forma bem como, a obtenção do efeito memória de forma reversível nos atuadores, utilizou-se o treinamento termomecânico, procedimento utilizado em muitos estudos relacionados ao desenvolvimento de atuadores (Tokuda et al, 2001; Yoon and Yeo, 2008).

Os resultados obtidos através deste procedimento permitem a avaliação e a comparação de parâmetros como: termoelasticidade, temperaturas de transformação, histerese térmica e a perda do efeito memória de forma em função da evolução dos ciclos de aquecimento e resfriamento.

Após a caracterização mecânica do material e análise dos tratamentos térmicos, foi definido que o tratamento térmico BSW-T3 para a liga BSW e o tratamento HSA-T4 para a liga HSA, não seriam usados para o estudo dos atuadores. Este fato se deve a baixa resistência mecânica apresentada pelos materiais para estas condições.

Os resultados obtidos são distribuídos em três segmentos, dois segmentos tratando dos resultados de cada um dos tratamentos térmicos envolvidos com o desenvolvimento dos atuadores e um último segmento tratando da comparação desses resultados.

5.10.1. Treinamento dos atuadores obtidos com o tratamento térmico BSW-T1

Este tratamento térmico modifica a estrutura do material permitindo a transformação em duas etapas e o deslocamento das temperaturas de transformação. O atuador do material BSW obtido através da aplicação do tratamento térmico BSW-T1 foi submetido a 40 ciclos termomecânicos. A temperatura do ensaio variou entre -20 e 120°C, neste intervalo de temperatura foi possível avaliar as alterações na transformação em função do número de ciclos e das tensões aplicadas.

A figura 5.29 apresenta as curvas de deformação (termoelasticidade) em função da temperatura para os 40 ciclos de treinamento realizados com as tensões de 35, 70, 105 e 135 MPa.

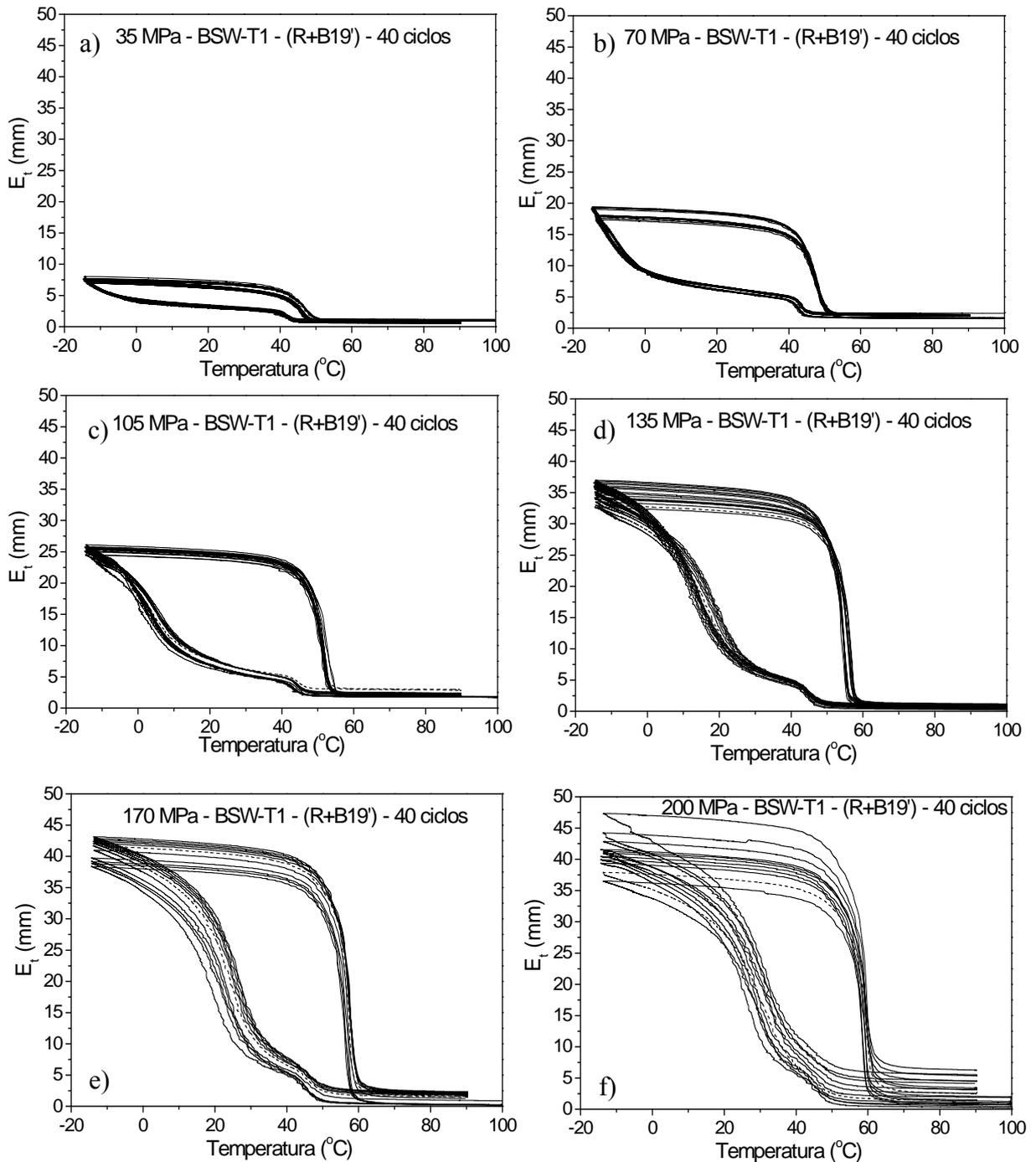


Figura 5.29. Curvas dos ciclos de número 1, 2, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35 e 40 da termoelasticidade em função da temperatura (fase R+M). a) 35 MPa, b) 70 MPa, c) 135 MPa, d) 170 MPa, e) 235 MPa e f) 270 MPa.

A figura 5.30 ilustra as curvas de deformação em função da temperatura para as tensões de 235 e 270 MPa.

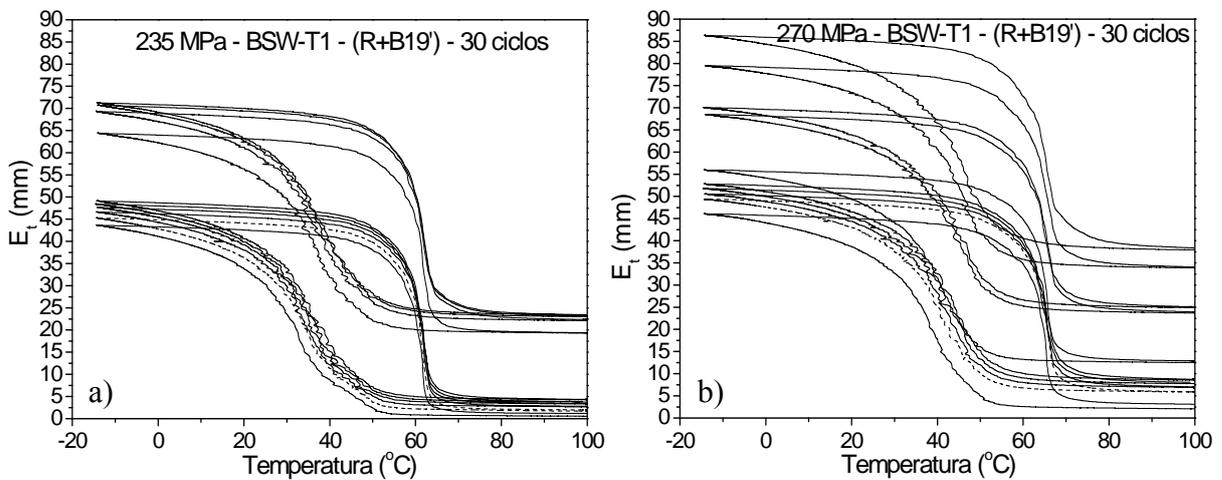


Figura 5.30. Curvas dos ciclos de número 1, 2, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35 e 40 da termoelasticidade em função da temperatura (fase R+M). a) 235 MPa, b) 270 MPa.

A figura 5.31 apresenta o gráfico que resume os valores da termoelasticidade em função do número de ciclos para todas as tensões estudadas.

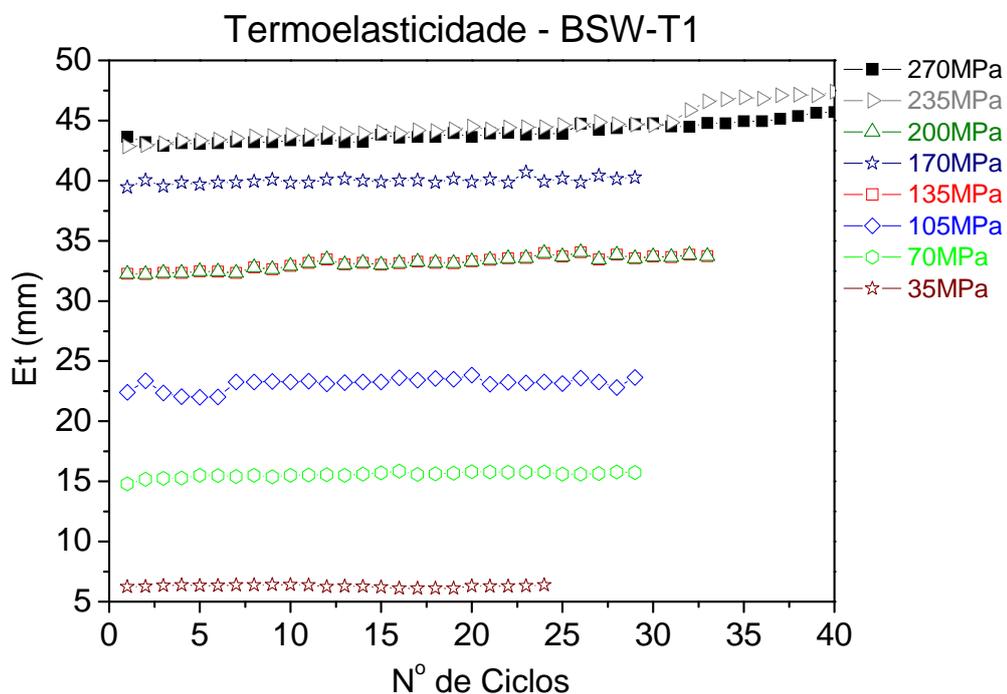


Figura 5.31. Comportamento da termoelasticidade em função do número de ciclos para as tensões de 35, 70, 105, 135, 170, 200, 235 e 270 MPa.

Os ciclos de treinamento apresentaram durante o resfriamento curvas características da transformação em duas etapas. Esta transformação é bem visível para as amostras submetidas às tensões de 35 a 135 MPa. A partir da tensão de 170 MPa visualiza-se nos gráficos de

deformação termoelástica em função da temperatura redução dos loops de histerese, fato que pode ser explicado através do processo de reconfiguração das discordâncias juntamente com a redução dos campos de tensões durante os ciclos de treinamento (Oliveira, 2010; Wang et al; 2003).

Dentre as principais informações que podem ser levadas em consideração no treinamento inicial dos atuadores obtidos pelo tratamento térmico BSW-T1 temos: O deslocamento vertical dos loops de histerese, o aumento da deformação termoelástica (E_t) em função do aumento da carga aplicada e a visualização do duplos "s" nas curvas durante o resfriamento (transformação em duas etapas: B2-R-B19').

A comparação entre os ciclos de treinamento (fig. 5.29 e 5.30) permite a visualização da evolução da deformação termoelástica. O tratamento térmico BSW-T1 gerou resultados coerentes com o esperado, onde as tensões mais baixas apresentaram menor recuperação de forma e as de valores mais altos, por conseguirem ativar mais agulhas de martensita, apresentaram maior recuperação de forma (termoelasticidade). O treinamento realizado com as tensão de 35 a 135 MPa não apresenta alterações expressivas na deformação termoelástica do material, neste caso os valores da deformação entre o primeiro e o último ciclo permanecem muito próximos. A principal alteração é observada ao se analisar a tensão de 200 MPa, cujos valores sofrem queda acentuada se igualando aos valores da tensão de 135 MPa e a alteração observada para a tensão de 235 MPa, onde a deformação termoelástica permanece crescente atingindo valores superiores aos da tensão de 270 MPa.

A observação minuciosa do procedimento de treinamento, desde o carregamento até o final da ciclagem permitiu a identificação de que a deformação acumulável entre os ciclos de treinamento é composta pela tendência do atuador em se estender devido à ação do momento torsor e em menor quantidade pela própria deformação plástica no fio do atuador (Oliveira et al; 2010). A deformação plástica acumulada entre os ciclos foi denominada no estudo realizado por Becker, 2010 como TRIP (Transformation-Induced Plasticity) deformação induzida pela transformação de fase, segundo o autor esta deformação é significativa nos ciclos iniciais de treinamento e acaba estabilizando com o aumento do número de ciclos (Becker, 2010).

As figuras 5.32 e 5.33 exibem os resultados das temperaturas de transformação M_s e A_s , respectivamente.

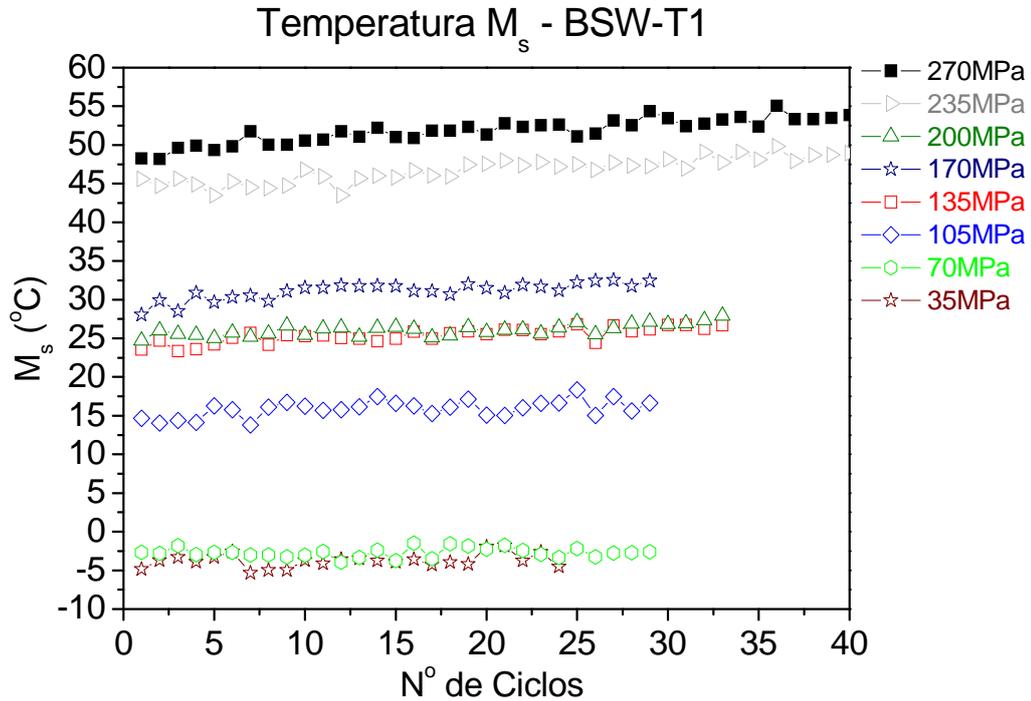


Figura 5.32. Comportamento da temperatura M_s em função do número de ciclos para as tensões de 35, 70, 105, 135, 170, 200, 235 e 270 MPa.

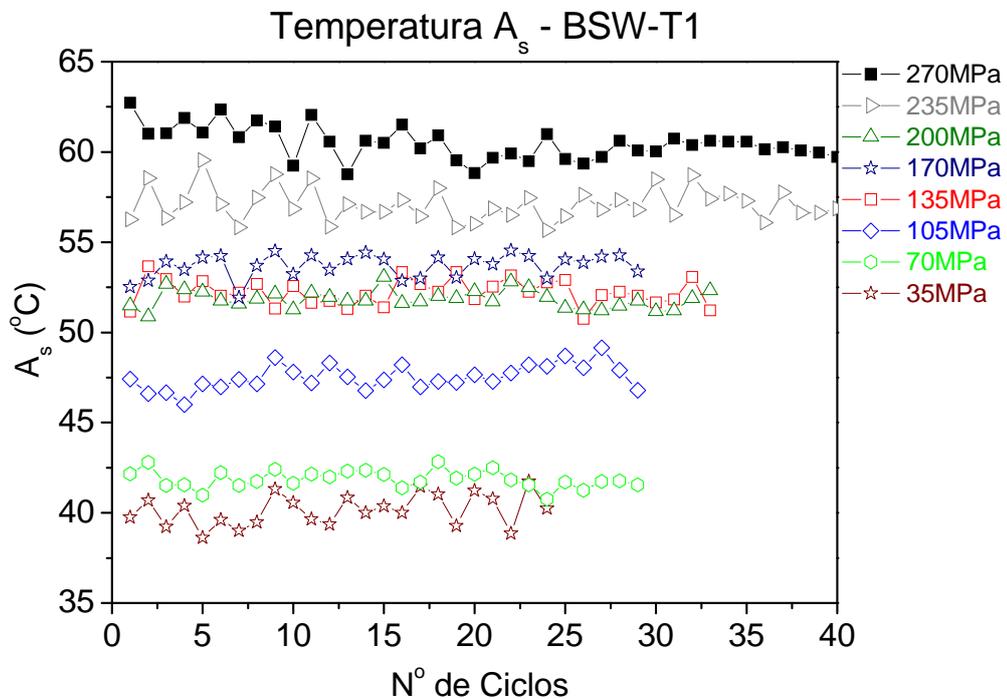


Figura 5.33. Comportamento da temperatura A_s em função do número de ciclos para as tensões de 35, 70, 105, 135, 170, 200, 235 e 270 MPa.

O comportamento da temperatura M_s apresentou para todas as tensões analisadas tendência de aumento. As tensões de maior intensidade também são as que exibem os maiores valores para esta temperatura, as mais altas temperaturas são encontrados entre os resultados do treinamento com as tensões de 235 e 270 MPa, que atingem temperaturas superiores a 45°C e 50°C, respectivamente. O aumento do M_s com a evolução dos ciclos de treinamento, permite a sobreposição da transformação $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ pela transformação $B2 \rightarrow B19'$, fato que se reflete nos gráficos das figuras de deformação em função do número de ciclos (fig. 5.29 e 5.30), onde a partir das curvas da tensão de 200 MPa em diante, não se observa o surgimento da fase R no perfil da curva, dando lugar a transformação em apenas uma etapa.

A evolução da temperatura A_s representada na figura 5.33 exibe uma flutuação na temperatura conforme são realizados os ciclos de aquecimento e resfriamento. De maneira geral esta temperatura evolui com tendência de redução para tensões de maior intensidade como 200, 235 e 270 MPa. Para as tensões de 35 a 170 MPa, a temperatura A_s evolui com uma tendência de aumento.

Os resultados das temperaturas A_s indicam que as tensões de maior intensidade apresentam facilidade na reorientação das agulhas de martensita do atuador permitindo que o elemento necessite de menor aporte de temperatura para iniciar a transformação inversa. O aumento da temperatura M_s indica que o resfriamento passa a ser menos requisitado pelo atuador para a finalização da transformação de fase direta.

5.10.2. Treinamento dos Atuadores obtidos com o tratamento térmico BSW-T2

Esta seção do trabalho faz a análise do comportamento observado nos atuadores quando submetidos ao tratamento térmico BSW-T2 e ao treinamento termomecânico. Este tratamento térmico não apresenta nos loops dos ciclos termomecânicos a curva referente à fase R. O treinamento é realizado ao longo de 40 ciclos de aquecimento e resfriamento entre as temperaturas de 25°C e 120°C.

A figura de 5.34 apresenta as curvas da termoelasticidade em função da temperatura para as tensões de 35, 70, 105 e 135 MPa.

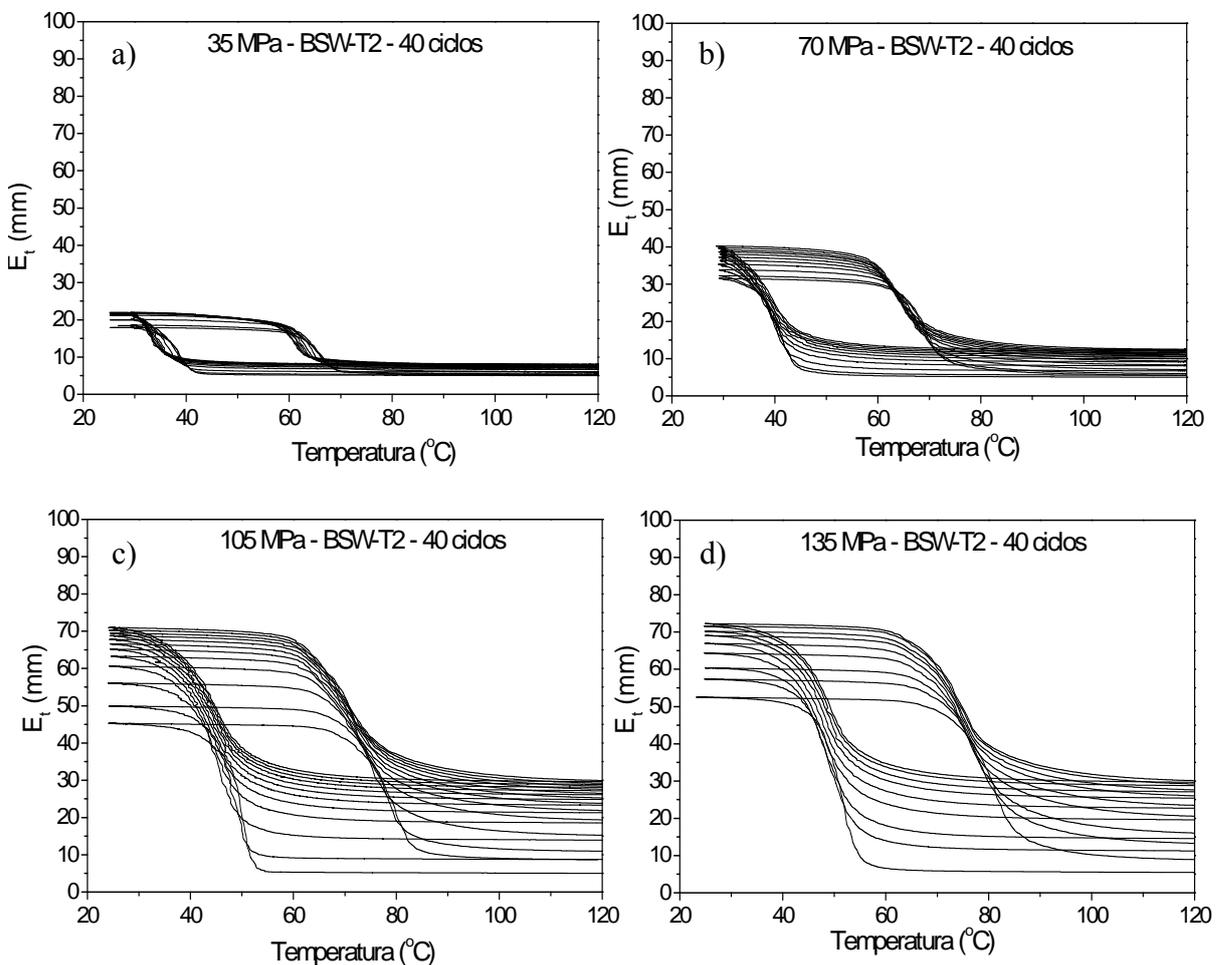


Figura 5.34. Curvas dos ciclos de número 1, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35 e 40 da termoelasticidade em função da temperatura. a) 35 MPa, b) 70 MPa, c) 135 MPa e d) 170 MPa.

A figura de 5.35 apresenta as curvas da termoelasticidade em função da temperatura para as tensões de 170, 200, 235 e 270 MPa.

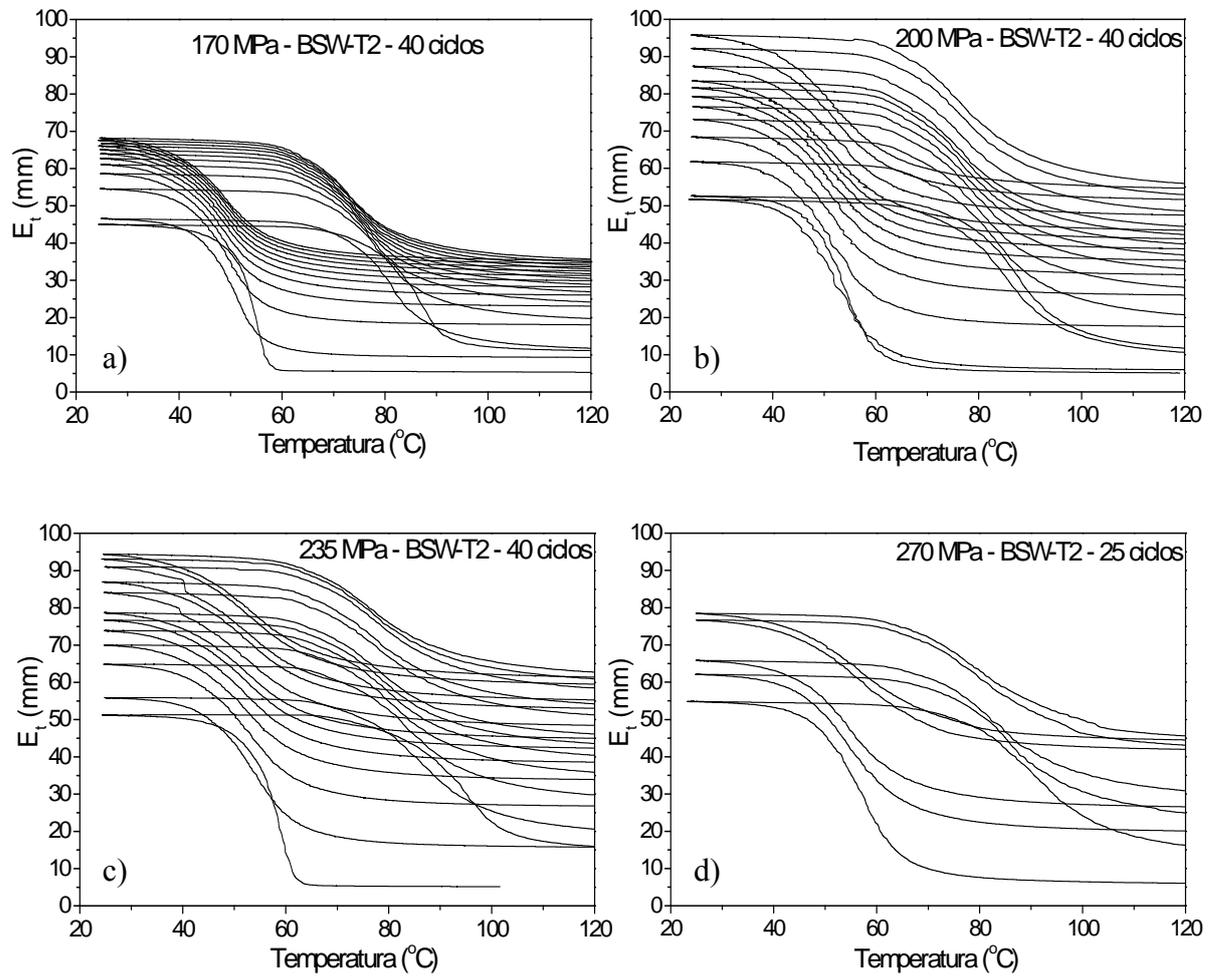


Figura 5.35. Curvas dos ciclos de número 1, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35 e 40 da termoelasticidade em função da temperatura. a) 170 MPa e b) 200 MPa, c) 235 MPa e d) 270 MPa.

A figura 5.36 exibe o comportamento da termoelasticidade em função do número de ciclos de treinamento para as tensões analisadas.

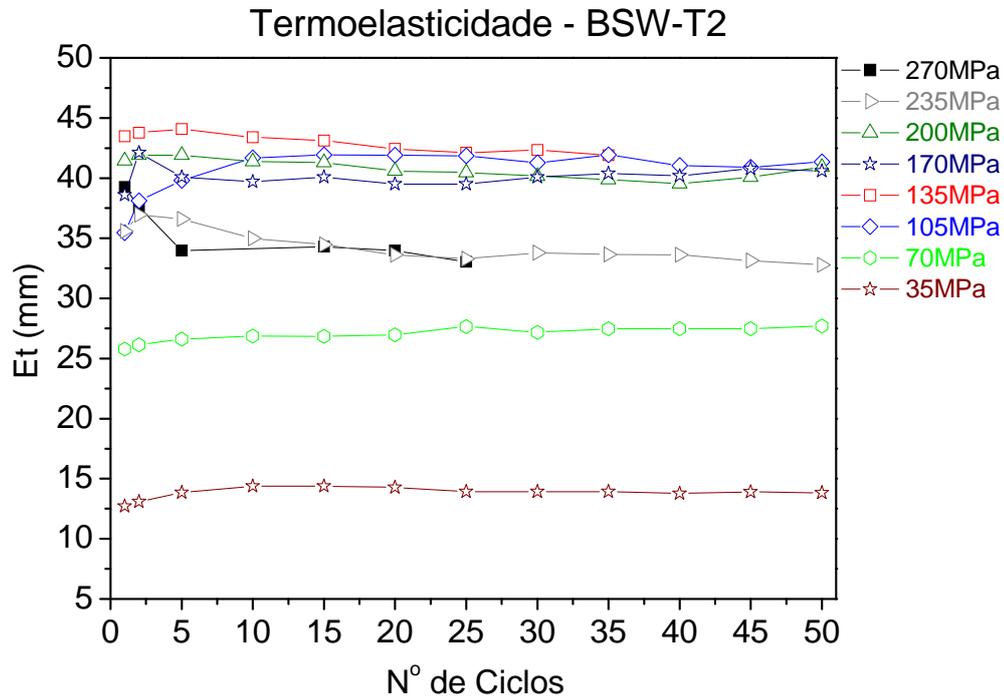


Figura 5.36. Comportamento da termoelasticidade em função do número de ciclos para as tensões de 35, 70, 105, 135, 170, 200, 235 e 270 MPa.

Os loops de histerese provenientes do treinamento termomecânico com os atuadores obtidos através do tratamento térmico BSW-T2 apresentaram diferenças em relação aos loops do tratamento BSW-T1. Entre essas diferenças encontram-se: a ausência da curva característica da fase R e a queda na deformação termoelástica para tensões maiores.

A tensão de 35 MPa apresentou termoelasticidade de aproximadamente 13,0 mm após os 40 ciclos de treinamento (fig. 5.36). As tensões de 70 e 105 MPa apresentaram constante tendência de aumento da termoelasticidade, a tensão de 70 MPa evoluiu de 26,0 para 28,0 mm e a tensão de 105 MPa evoluiu de 35,0 para 41,0 mm. O comportamento da termoelasticidade evoluiu no sentido de aumentar quando se faz referência às tensões de 35, 70 e 105. Este comportamento apresenta tendência de redução quando são analisadas as tensões de 135, 200, 235 e 270 MPa. As tensões de 235 e 270 MPa induziram o aumento do comprimento efetivo da mola impedindo a recuperação de forma do atuador. O treinamento com a carga de 270 MPa foi desenvolvido por apenas 25 ciclos, devido a um problema durante o ensaio, a principal causa deste problema foi a elevada deflexão do atuador com a evolução dos ciclos, se posicionando fora do banho térmico.

A diferença de temperatura entre os tratamentos térmicos teve influência na resistência mecânica do material. As temperaturas maiores facilitaram a liberação de defeitos e o surgimento de processos difusionais que induziram a precipitação e decomposição de fases,

facilitando o surgimento de elementos mais estáveis que reduziram a resistência mecânica do material.

As figuras 5.37 e 5.38 apresentam o comportamento das temperaturas de M_s e A_s , respectivamente em função dos ciclos termomecânico para as tensões analisadas.

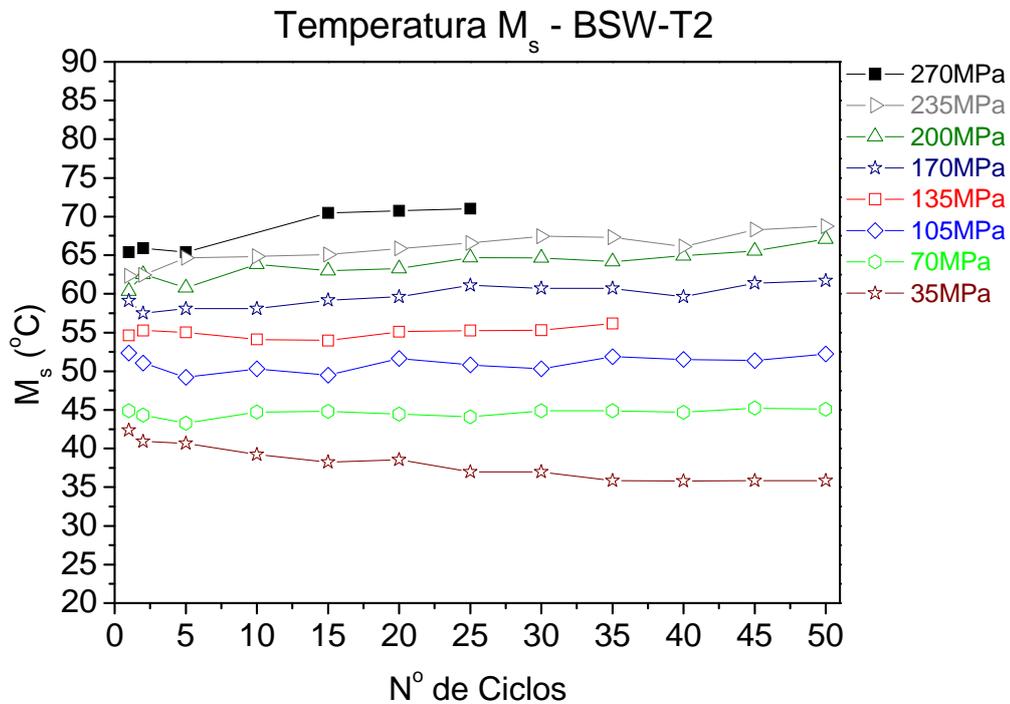


Figura 5.37. Comportamento da temperatura M_s em função do número de ciclos para as tensões de 35, 70, 105, 135, 170, 200, 235 e 270 MPa.

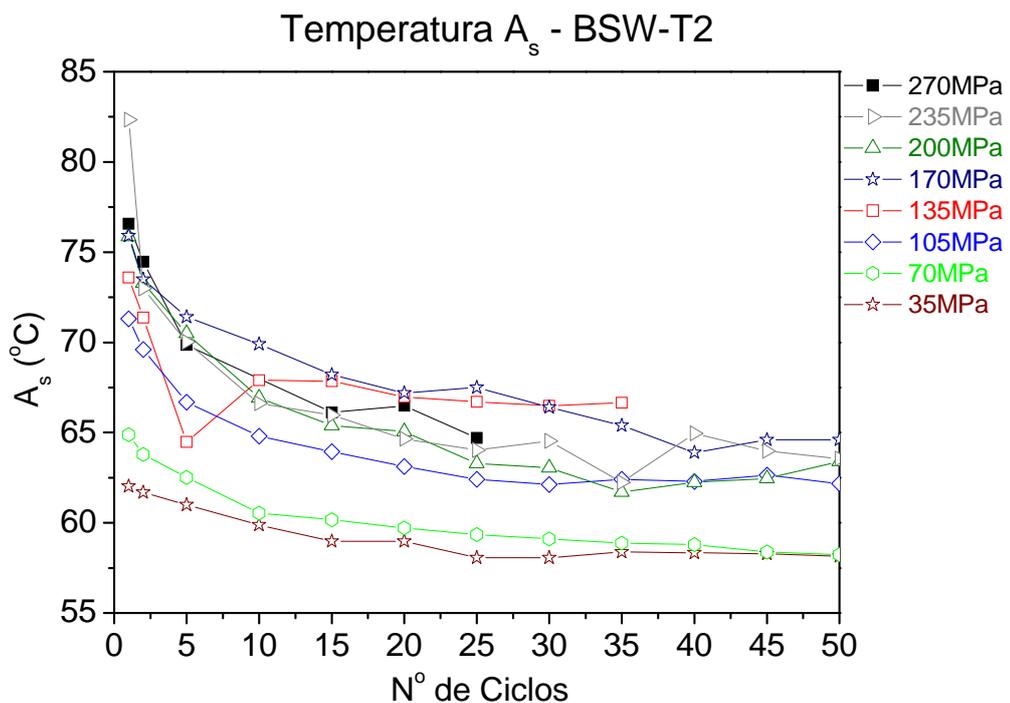


Figura 5.38. Comportamento da temperatura A_s em função do número de ciclos para as tensões de 35, 70, 105, 135, 170, 200, 235 e 270 MPa.

A temperatura de início da transformação martensítica (M_s), ilustrada na figura 5.37, indica na maioria das cargas tendência de aumento. Esta tendência é atribuída ao treinamento termomecânico e também a aplicação de tensões de treinamento maiores (De Araújo et al., 2006). O comportamento da temperatura de início da transformação austenítica (A_s), visualizado no gráfico de temperatura em função do número de ciclos da figura 5.38, indica tendência de redução. Este fato deve-se a ativação de mais agulhas de martensita diminuindo a energia necessária para iniciar a transformação.

A eficácia do treinamento é confirmada nesta etapa do trabalho, pois com a redução do A_s e a elevação do M_s os valores da histerese térmica reduzem e a resposta do atuador aos estímulos externos (temperatura) se torna mais rápida e eficaz.

5.10.3. Comparação dos resultados do treinamento termomecânico

Nesta seção dos resultados foram comparados os principais dados obtidos pelo treinamento termomecânico dos atuadores da liga BSW submetidos aos tratamentos térmicos BSW-T1 e BSW-T2.

As figuras 5.39 e 5.40 ilustram os gráficos de tensão x deformação x número de ciclos, onde são resumidas as informações do comportamento da termoelasticidade da liga BSW submetida aos tratamentos térmicos BSW-T1 e BSW-T2, respectivamente.

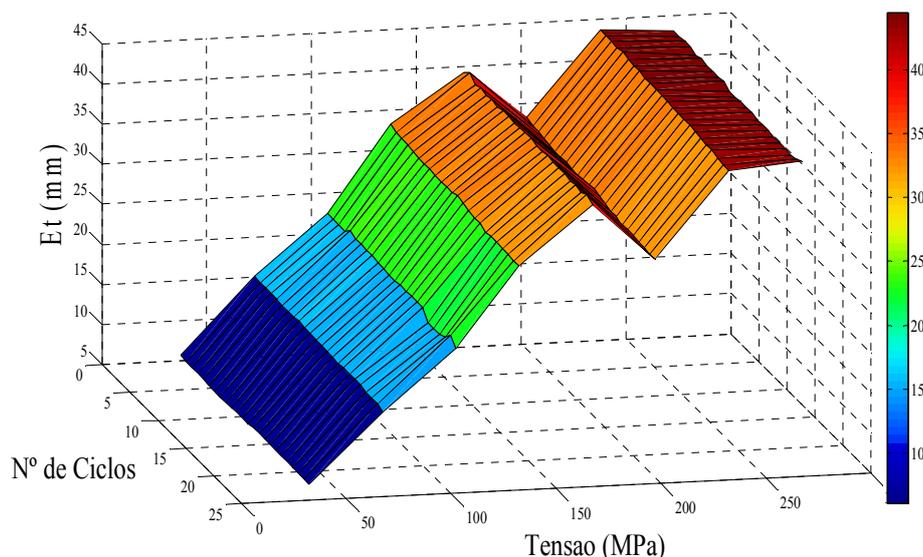


Figura 5.39. Gráfico com a tensão x deformação x número de ciclos do treinamento termomecânico para os atuadores submetidos ao tratamento térmico BSW-T1.

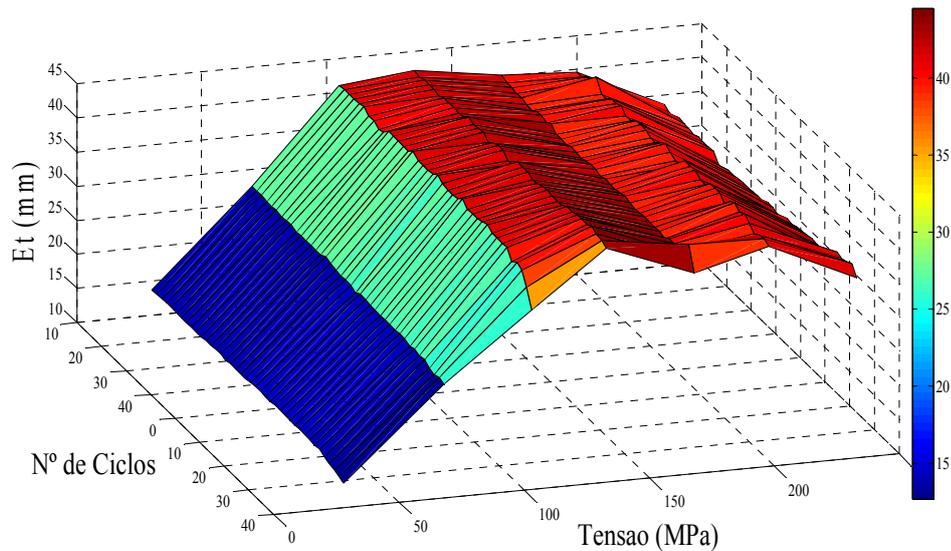


Figura 5.40. Gráfico com a tensão x deformação x número de ciclos do treinamento termomecânico para os atuadores submetidos ao tratamento térmico BSW-T2.

A termoelasticidade resultante do treinamento exibiu níveis mais elevados e mais estáveis nas amostras submetidas ao tratamento térmico BSW-T1, as amostras submetidas ao tratamento térmico BSW-T2 apresentaram valores muito próximo àqueles obtidos para o tratamento térmico BSW-T1, porém, menos estáveis. A menor estabilidade é observada pela queda acentuada nos valores da termoelasticidade a partir de tensões de 200 MPa. As tensões de maior destaque quanto a eficiência da recuperação de forma para os dois tratamentos térmicos foram as tensões de 105 e 135 MPa.

O comportamento da termoelasticidade com tratamento térmico BSW-T2 apresentado pela superfície da figura 5.40 parece mais coerente que para o tratamento BSW-T1 (fig. 5.39), pois exibe um valor limite para a termoelasticidade que é atingido com a tensão de 135 MPa, este evento não é observado no tratamento térmico BSW-T1, pois visualiza-se uma queda na superfície na região da tensão de 200 MPa e posterior aumento para as tensões de 235 e 270 MPa. A redução da termoelasticidade para a amostra submetida ao treinamento com a tensão de 200 MPa pode estar envolvido com a fase R. A análise dos gráficos de deformação em função da temperatura do tratamento térmicos BSW-T1 (5.29) facilita a visualização da redução da curva características da fase R nos loops de histerese. Acredita-se que a tensão e o processo de treinamento envolvidos com o aumento da temperatura M_s , também influenciam o comportamento da transformação romboédrica, forçando o deslocamento das temperaturas de transformação romboédrica para valores cada vez menores. A redução das temperaturas de transformação, juntamente com a redução do nível de tensões internas e o aumento da

temperatura M_s produzem um estado de configuração onde as duas transformações acontecem em intervalos de temperaturas muito próximos. A redução da termoelasticidade para a tensão de 200 MPa representa o momento onde esta influencia é mais expressiva. As principais consequências deste fenômeno são a redução da histerese térmica, a orientação preferencial das agulhas de martensita e a maior eficiência do atuador quando comparado ao atuador obtido através do tratamento térmico BSW-T2.

A figura 5.41 mostra os resultados da histerese térmica para os atuadores submetidos aos tratamentos térmicos BSW-T1 e BSW-T2 e treinados sob a aplicação das tensões de cisalhamento estudadas no treinamento.

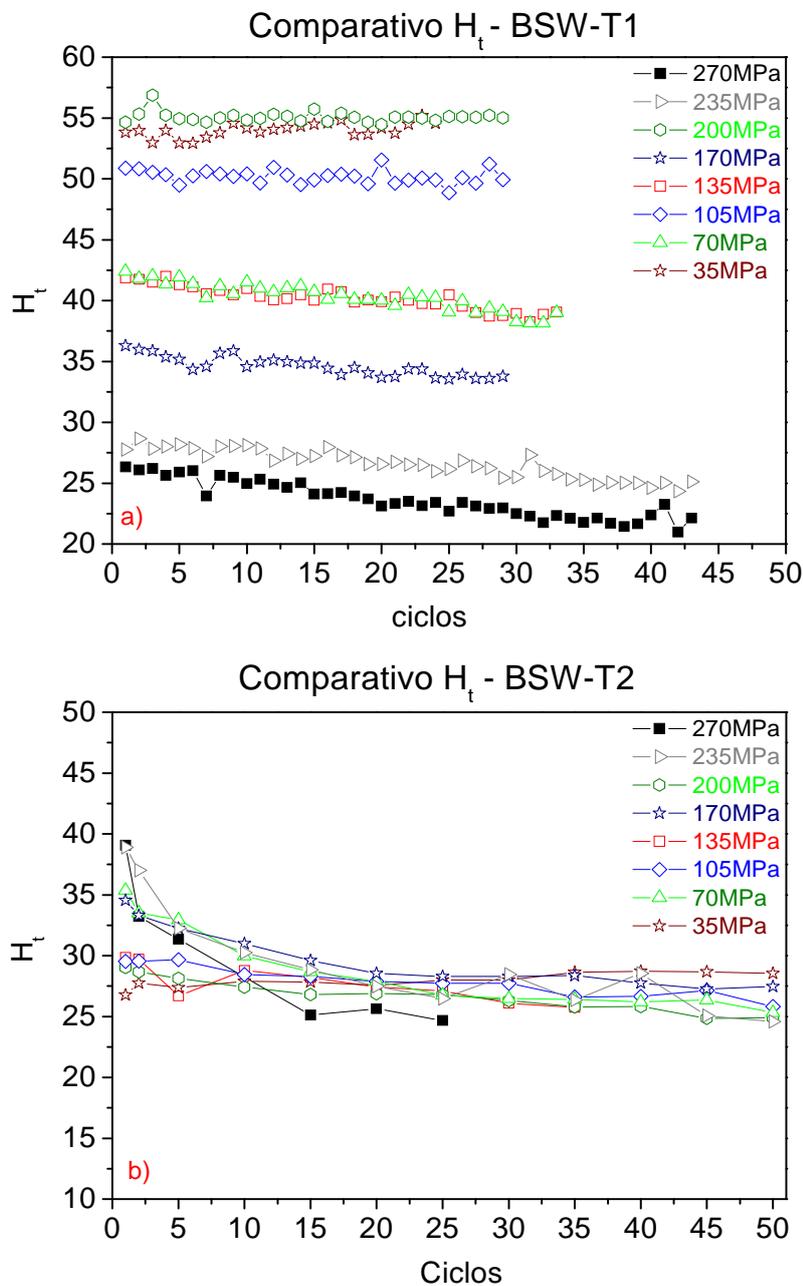


Figura 5.41. Evolução da histerese térmica durante o treinamento dos atuadores. a) tratamento BSW-T1 e b) tratamento BSW-T2.

A comparação dos resultados exibidos nos gráficos da figura 5.41 mostra a maior histerese visualizada durante os ciclos termomecânicos dos atuadores obtidos através do tratamento BSW-T1, principal explicação para este fato esta na transformação em duas etapas ($B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$), que apresenta como característica elevada histerese térmica entre a fase austenítica e martensítica. Conforme se aumentam as tensões e o número de ciclos de treinamento, a histerese térmica tende a diminuir, como o resultado do desbloqueio das agulhas de martensita e da ativação de mais variantes. Os menores valores da histerese térmica observados para os atuadores obtidos através do tratamento BSW-T2, indicam que os mesmos podem gerar respostas mais rápidas a estímulos externos.

As figuras 5.42 e 5.43 ilustram o comportamento da temperatura de transformação M_s em relação a tensão aplicada durante o treinamento termomecânico dos atuadores obtidos pelos tratamentos BSW-T1 e BSW-T2.

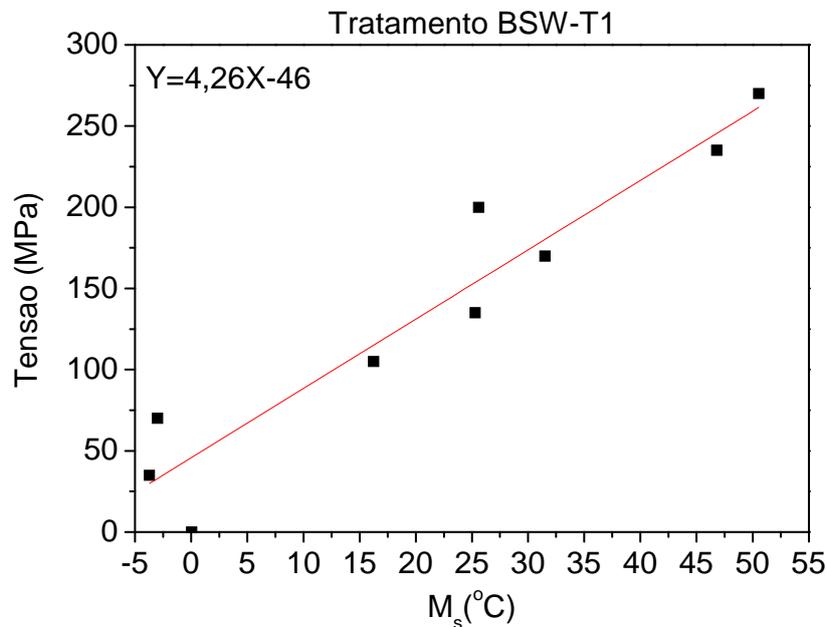


Figura 5.42. Temperatura M_s em função da tensão aplicada para os atuadores obtido pelo tratamento BSW-T1.

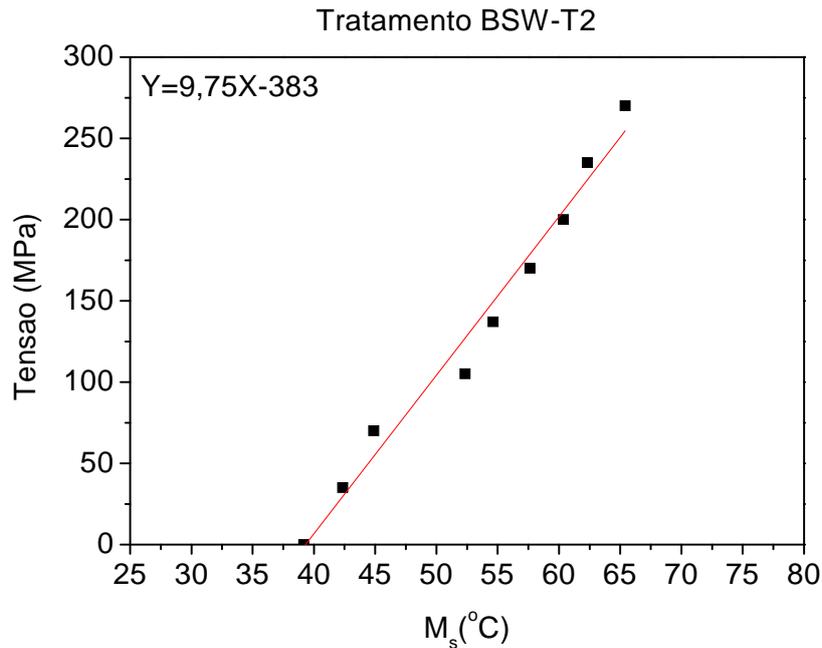


Figura 5.43. Temperatura M_s em função da tensão aplicada para os atuadores obtido pelo tratamento BSW-T2.

As temperaturas de transformação obtidas para o vigésimo ciclos de treinamento (fig. 5.42 e 5.43) indicam o aumento gradativo da temperatura (M_s) conforme se aumenta a tensão, este comportamento está de acordo com o já definido por Clausius Clapeyron (Amengual et al, 1995; Otsuka e Ren, 2005). De maneira geral o tratamento térmico BSW-T1 apresenta melhor desempenho em relação à recuperação de forma e a estabilidade do EMF em função do ensaio aplicado, este fato se deve principalmente ao processo de treinamento que é capaz de criar campos de discordâncias na fase matriz que induzem a reconfiguração das variantes de martensita em um sentido preferencial de acordo com o sentido da tensão aplicada. Este fato leva a mudança de forma do atuador com a evolução dos ciclos subsequentes de treinamento e com aumento da tensão aplicada (Wang et al; 2003).

A menor resistência mecânica do tratamento térmico BSW-T2, representada pelos menores valores da termoelasticidade dos atuadores submetidos a altas tensões, pode estar relacionada com o tamanho de grão do material. A temperatura mais alta do tratamento BSW-T2 pode ter facilitado a recristalização e o crescimento de grãos. O crescimento dos grãos diminuem as tensões internas dificultando o favorecimento das variantes de martensita durante o treinamento termomecânico. A maior facilidade de deformar deste material é capaz de influenciar a degradação do efeito memória de forma reversível levando a redução da termoelasticidade.

5.10.4. Influência das tensões internas nos ciclos termomecânicos

A evolução dos ciclos termomecânicos influencia o surgimento de defeitos internos no material. Estes defeitos alteram a resistência do material e estão associados à direção da tensão aplicada. Como resultado do efeito destes defeitos visualiza-se o aumento da temperatura M_s ao longo dos ciclos termomecânicos de treinamento (fig. 5.32 e 5.37). Algumas pesquisas foram realizadas em função da alteração dos campos de tensões no material como uma consequência dos ciclos termomecânicos com tensão constante, entre estes estudos a pesquisa realizada por De Araújo et al, aborda o aumento da temperatura M_s como o resultado do aumento do atrito interno no material (De Araújo et al, 2000 e 2001). O modelo físico utilizado para definir este comportamento é dado pela equação 5.1.

$$\Delta\sigma_{\text{int}}(\sigma_{\text{ext}}, N) = \frac{\Delta\sigma}{\Delta M_s}(N) \cdot \Delta M_s(\sigma, N) \quad (5.1)$$

onde, o termo $\Delta\sigma_{\text{int}}(\sigma_{\text{ext}}, N)$ é o aumento do atrito interno em função da tensão externa e do número de ciclos; $\frac{\Delta\sigma}{\Delta M_s}(N)$ é a inclinação que varia em função do número de ciclos e $\Delta M_s(\sigma, N)$ equivale ao aumento da temperatura M_s em função da tensão externa e do número de ciclos.

A figura 5.44 ilustra o comportamento da temperatura M_s em função das tensões aplicadas para os ciclos de número 1, 5, 10, 15, 20 e 25.

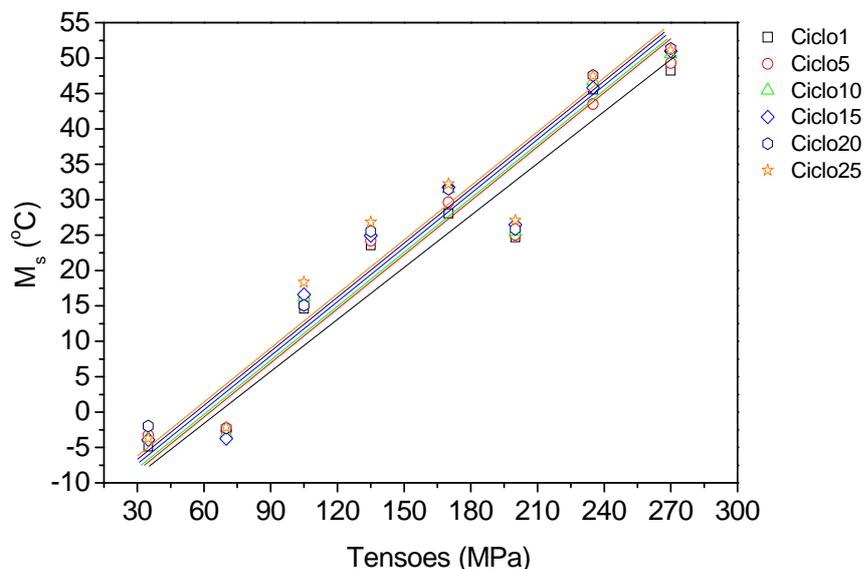


Figura 5.44. Variação do M_s em função da tensão para os ciclos 1, 5, 10, 15, 20 e 25.

O comportamento da temperatura M_s ilustrado na figura 5.44 mostra a evolução da temperatura em função do aumento do número de ciclos e tensão de treinamento. Ao se avaliar o valor da temperatura M_s dos ciclos de treinamento de número 1, 5, 10, 15, 20 e 25 são observados dois pontos fora da reta de aproximação, localizados para as tensões de 70 e 200 MPa. É possível que 70 MPa seja a tensão onde o atrito interno do material comece a gerar maior influência no comportamento da temperatura M_s e por isso seu valor apresente variação em relação a tensão de 35 MPa. A alteração observado com a tensão de 200 MPa pode estar relacionada ao momento onde a fase R tem menos influencia em relação a ciclagem, gerando redução nos campos de tensões internos e na histerese térmica com a evolução dos ciclos.

A figura 5.45 ilustra a taxa de evolução da tensão em função da temperatura M_s dos ciclos termomecânicos estudados.

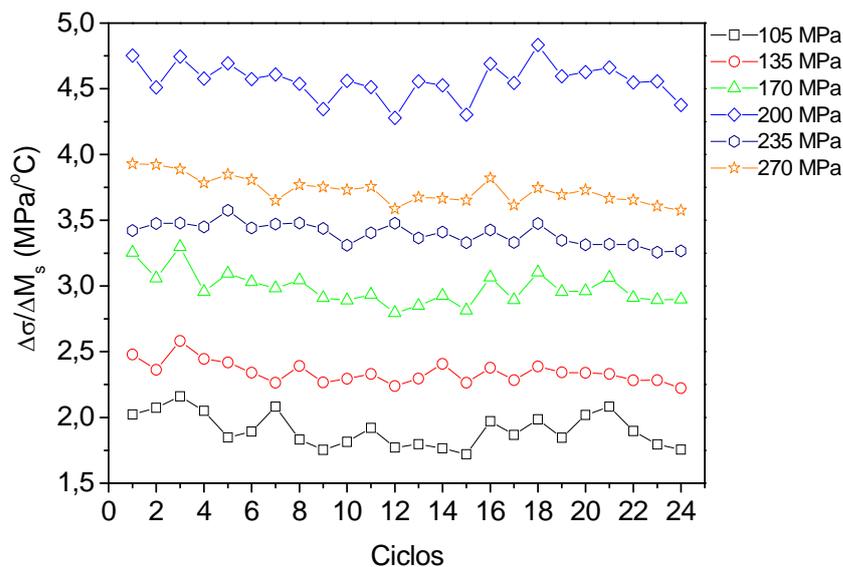


Figura 5.45. Taxa de evolução da tensão em função da temperatura M_s .

A taxa de evolução da tensão em função da temperatura M_s (fig. 5.45) foi obtida para as tensões a partir de 105 MPa em relação a tensão de 70 MPa. A taxa ($\frac{\Delta\sigma}{\Delta M_s}$) exibe redução com a evolução dos ciclos de treinamento. Um destaque é dado para a evolução da taxa da tensão de 200 MPa, que é superior as taxas obtidas para todas as outras tensões avaliadas. A explicação para este comportamento pode estar envolvido com a evolução da fase R durante o treinamento termomecânico. Neste caso, a restrição à deformação oferecida pelos campos de tensões internos entre os precipitados desta fase e a fase matriz diminui em função da tensão elevada, facilitando ao aumento da taxa da tensão em função do M_s .

Levando em consideração as tensões de 135 MPa e 170 MPa que estão entre as tensões de melhor desempenho em relação a recuperação de forma temos como taxa de evolução entre a tensão e temperatura os valores de 2,2 MPa/°C e 2,8 MPa/°C, respectivamente. Estes valores são muito menores que o valor de 4,4 encontrado para a tensão de 200 MPa.

Podemos concluir com o exposto através dos resultados, que a alteração nas temperaturas de transformação (M_s) pode estar envolvido com a reconfiguração das tensões internas do material. Os ciclos de treinamento, durante o processo de reorientação das agulhas de martensita facilita a modificação da estrutura das tensões internas do material. Estas alterações juntamente com a redução da histerese térmica são evidências da eficiência do treinamento termomecânico realizado no material.

5.10.5. Influência da transformação de fase na constante elástica da mola

A forma de mola do atuador permite a análise da constante elástica do mesmo. A constante elástica é obtida pela coleta dos valores de deslocamento a partir da aplicação de massas de valor conhecido ao sistema, onde cada massa aplicada altera a deflexão do atuador. Este procedimento é realizado após o treinamento termomecânico, quando o material é descarregado e submetido a dois ciclos térmicos livres da carga dentro do banho térmico. O comportamento da constante elástica destes elementos foi analisado segundo duas condições diferentes. A primeira situação foi realizada a temperatura de 130°C, na fase austenita e a segunda situação foi realizada a temperatura de -15°C (fase R+B19') para as molas obtidas pelo tratamento térmico BSW-T1 e a 25°C (B19'), para as molas obtidas pelo tratamento BSW-T2.

As tabelas 5.13 e 5.14 apresentam os valores da constante elástica obtida para cada um dos atuadores obtidos através dos tratamentos térmicos BSW-T1 e BSW-T2, respectivamente.

Tabela 5.13. Constantes elásticas para cada atuador submetido ao tratamento BSW-T1 após treinamento termomecânico.

Constante elástica - Molas (N/m) - BSW-T1								
Fase/tensão	35 MPa	70 MPa	105 MPa	135 MPa	170 MPa	200 MPa	235 MPa	270 MPa
B2	1540	1650	1580	1632	1654	1702	1606	1426
Fase R+B19'	716	678	556	538	167	183	193	204

Tabela 5.14. Constantes elásticas para cada atuador submetido ao tratamento BSW-T2 após treinamento termomecânico.

Constante elástica - Molas (N/m) - BSW-T2								
Fase/tensão	35 MPa	70 MPa	105 MPa	135 MPa	170 Mpa	200 MPa	235 MPa	270 MPa
B2	967	1017	1010	1032	1173	1026	1073	1168
B19'	365	508	554	486	598	546	565	567

Dentre todos os resultados observa-se que conforme citações da literatura, a constante elástica da mola é maior quando o material encontra-se na fase austenítica, que é a fase de maior resistência mecânica, oferecendo maior resistência à deformação (módulo de elasticidade) (Otsuka e Wayman, 1998).

As constantes elásticas obtidas para os atuadores do tratamento térmico BSW-T1 são de maneira geral superiores aquelas obtidas para os atuadores do tratamento BSW-T2, este fato confirma a maior resistência mecânica obtida pela aplicação do primeiro tratamento térmico e pode ser explicado pela maior densidade de defeitos presente no material após o tratamento térmico, além do favorecimento de algumas variantes de martensita que se tornam preferenciais em relação ao sentido de aplicação da carga durante a evolução dos ciclos termomecânicos.

As constantes elásticas dos atuadores obtidos pelo tratamento BSW-T1 aumentam conforme se analisa as tensões entre 35 e 200 MPa, chegando ao valor 1700 N/m para o atuador submetido a tensões de 200 MPa. As constantes obtidas nos atuadores submetidos às tensões de 235 e 270 MPa foram menores, atingindo um valor mínimo de 1426 N/m para a tensões de 270 MPa. A principal explicação para este evento pode estar envolvida com o processo de perda do efeito memória de forma, pois a tensão aplicada é muito elevada e excede a tensão de orientação das agulhas de martensita.

Ao relacionar apenas as constantes elásticas obtidas com os atuadores na fase de menor resistência, visualiza-se a redução desta constante conforme o aumento da tensão de treinamento no caso da mola com o tratamento BSW-T1. No outro tratamento (BSW-T2) a constante elástica apresenta um comportamento diferenciado com uma tendência de estabilização com o aumento da tensão de treinamento. A diferença de comportamento da constante elástica entre os dois tratamentos térmicos pode ter sido influenciada pela transformação em duas etapas, pelo processo de conformação do fio durante a obtenção da mola, pela variação de comprimento entre as molas estudadas e por alterações no tratamento térmico aplicado. Todos estes fatores podem alterar o comportamento do material e como as molas foram feitas separadamente não se garante que todas apresentem o mesmo comportamento.

5.11. Estudo das Amostras Cicladas Termomecanicamente por Calorimetria

A análise térmica do material também foi desenvolvida durante o estudo dos atuadores, seu objetivo foi avaliar o comportamento das temperaturas do material após o treinamento termomecânico, além do comportamento da transformação martensítica e romboédrica mediante a ciclagem térmica. Nesta etapa da pesquisa uma secção do fio de Ti-Ni com 5,0 mm de comprimento e uma amostra de mesmo comprimento do atuador foi submetida a trinta ciclos térmicos no DSC. As amostras escolhidos para a análise foram aquelas submetidas às tensões de 135 e 270 MPa.

A figura 5.46 apresenta as curvas de calorimetria referentes aos ciclos térmicos realizados no fio da liga BSW submetida aos tratamentos térmicos BSW-T1 e BSW-T2, sem aplicação de tensão, para os ciclos de número 1, 5, 10, 15, 20 e 30.

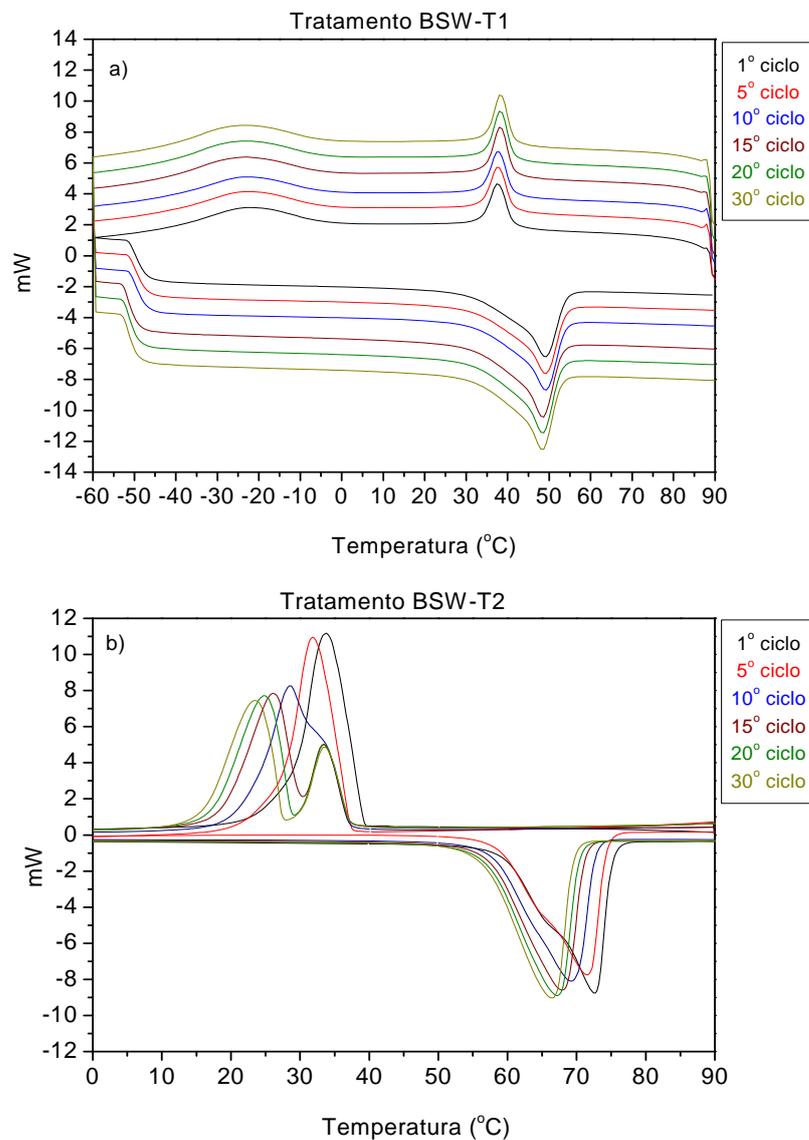


Figura 5.46. Ciclos térmicos de número 1, 5, 10, 15, 20 e 30 do fio tratado termicamente. a) BSW-T1 e b) BSW-T2.

A figura 5.47 apresenta as curvas de calorimetria referentes aos ciclos térmicos de número 1, 5, 10, 20 e 30 realizados em uma secção da mola que foi submetida ao treinamento termomecânico a tensão de 135 MPa com os tratamentos térmicos BSW-T1 e BSW-T2.

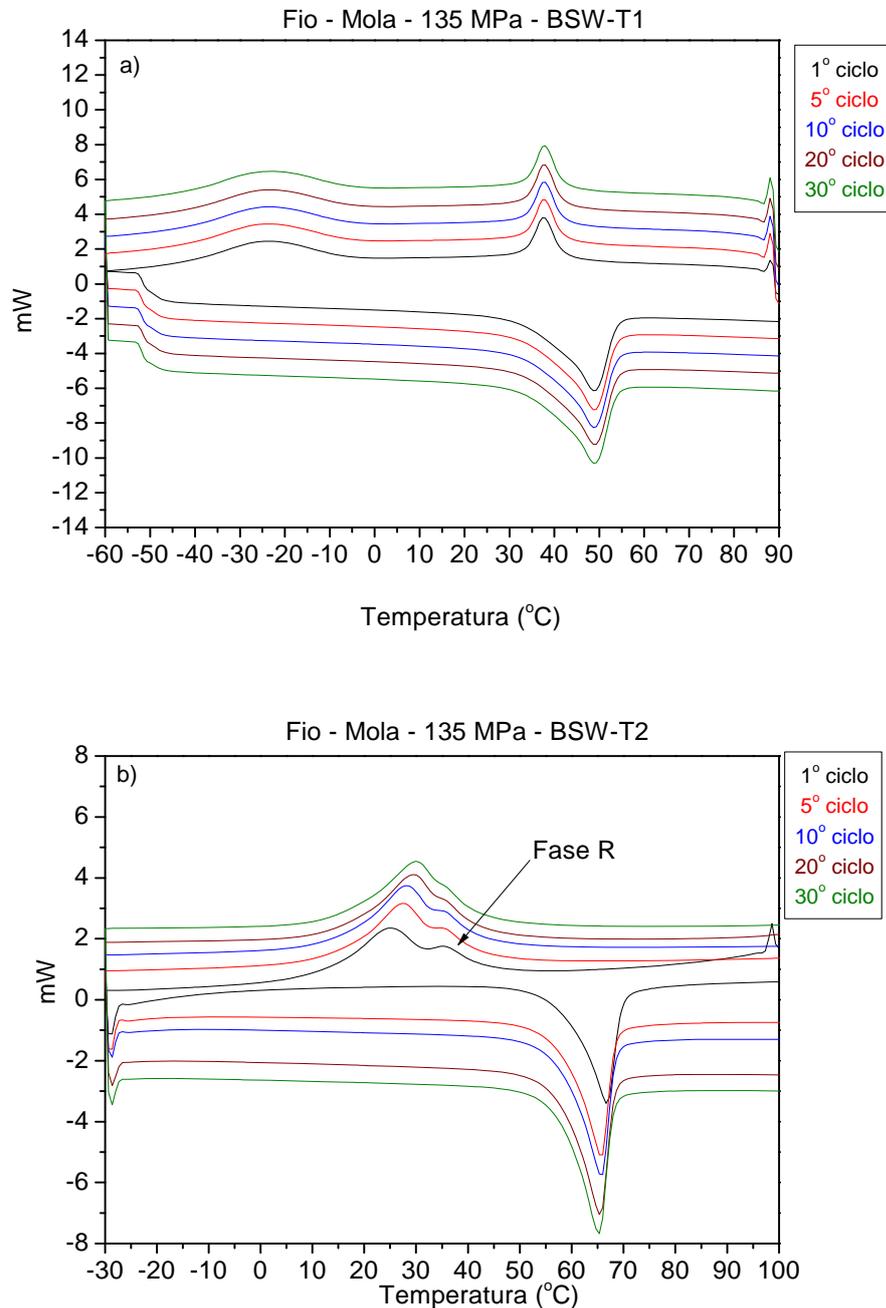


Figura 5.47. Ciclos térmicos na secção do fio da mola submetida ao treinamento termomecânico com a tensão de 135 MPa. a) BSW-T1 e b) BSW-T2.

A figura 5.48 apresenta as curvas de calorimetria referentes aos ciclos térmicos de número 1, 5, 10, 20 e 30 realizados em uma secção da mola que foi submetida ao treinamento termomecânico a tensão de 270 MPa com os tratamentos térmicos BSW-T1 e BSW-T2.

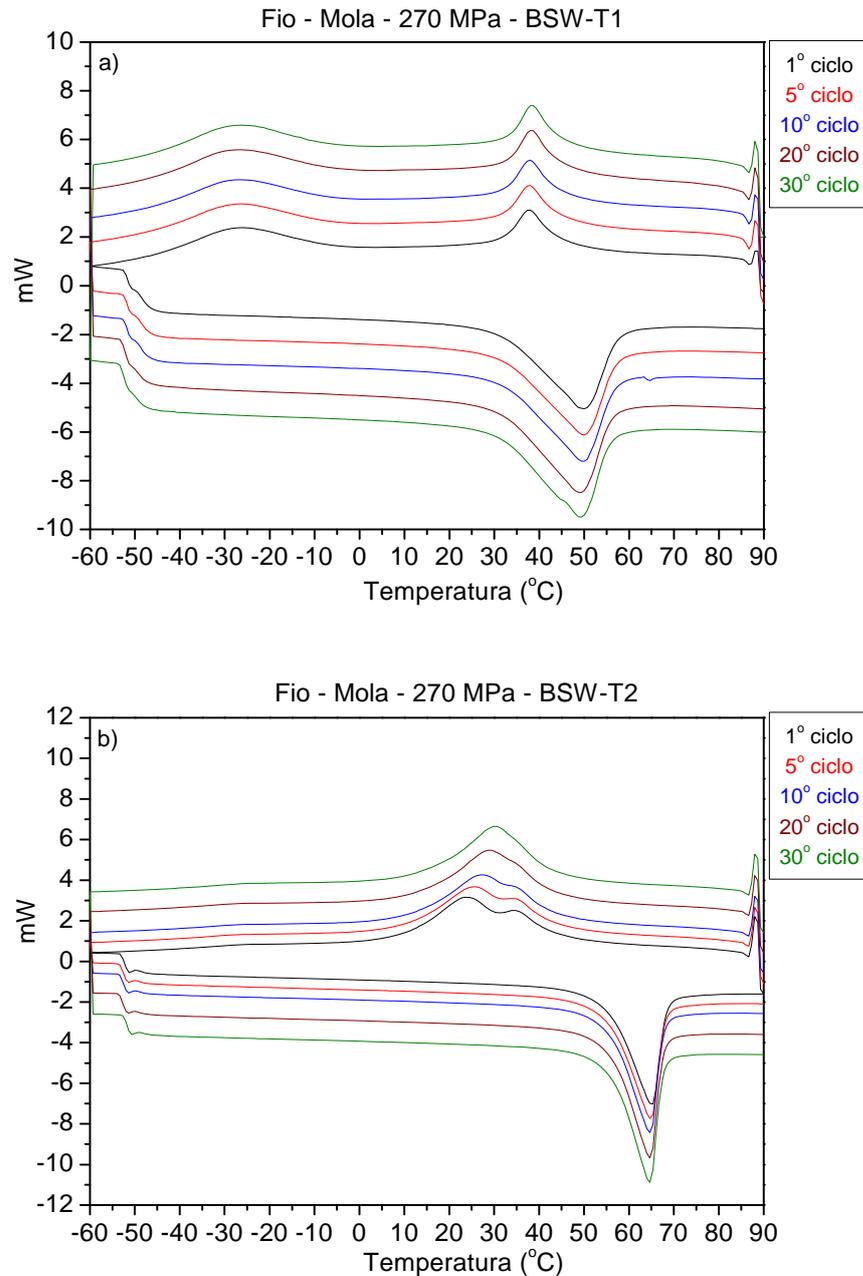


Figura 5.48. Ciclos térmicos na secção do fio da mola submetida ao treinamento termomecânico com a tensão de 270 MPa. a) BSW-T1 e b) BSW-T2.

Nos ciclos térmicos realizados na amostra submetida apenas ao tratamento térmico BSW-T1, visível através da figura 5.46.a não se constatou durante os trinta ciclos avaliados, alterações no comportamento da temperatura e entalpia para as transformações direta e inversa, em contra partida, nos ciclos térmicos realizados na amostra tratada por BSW-T2 distingue-se a formação da fase R, inicialmente como um ressalto no pico da fase martensítica. Após o décimo ciclo térmico a transformação passa a representar dois estágios ($B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$), com os picos da fase R e martensítica bem definidos. Nas amostras apenas submetidas a tratamento térmico e ciclagem térmica, o tratamento térmico BSW-T2 facilita a

nucleação da fase R devido ao armazenamento de deformação na interface entre a fase matriz e os precipitados formados, entre eles o Ti_3Ni_4 . Estes campos internos de tensões tendem a diminuir de intensidade durante os ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento motivados pela acomodação das tensões. Por este motivo, a transformação da fase martensítica precisa de mais arrefecimento, reduzindo as temperaturas de transformação. Como a energia necessária a transformação da fase R é menor (temperaturas maiores), surge à transformação em duas etapas, onde o pico para a formação da fase B19' é gradativamente dividido em duas partes (Otsuka et al; 2005). A própria ciclagem térmica, também é capaz de induzir defeitos internamente ao material de maneira a aumentar os campos de tensões que facilitam o surgimento da fase R durante o resfriamento (Otsuka et al; 2005).

O comportamento da amostra do fio do atuador tratado com BSW-T1 e submetido ao treinamento com a tensão de 135 MPa (fig. 5.47.a) exhibe durante os trinta ciclos executados as temperaturas de transformação de 39°C e 53°C, para o início e o fim da transformação austenítica, 42°C e 33°C para o início e fim da transformação romboédrica e -3°C e -45°C para o início e fim da transformação martensítica, ou seja, continuou sem apresentar alterações expressivas no comportamento da transformação quando em comparação com o material apenas tratado termicamente que exhibe temperaturas de 39°C e 55°C, para o início e fim da transformação austenítica, 40°C e 31°C para o início e fim da transformação romboédrica e -7°C e -44°C, para o início e fim da transformação martensítica.

A secção do fio do atuador obtido pelo tratamento térmico BSW-T2 e submetido à ciclagem térmica com a tensão de 135 MPa (fig. 5.47.b), exhibe a formação da fase martensítica através da transformação em duas etapas com uma alta histerese térmica ($M_s - M_f = 50^\circ C$), esta transformação é imperceptível durante a etapa da ciclagem termomecânica. No caso da amostra submetida apenas ao tratamento térmico, os precipitados foram gerados através do tratamento térmico (BSW-T2). As tensões armazenadas entre a fase matriz e estes precipitados tendem a diminuir de intensidade durante os ciclos térmicos devido à acomodação ou dissipação da deformação. Assim a transformação da fase B19' precisa de mais energia, o que resulta na redução das temperaturas de transformação. Como esta energia é muito alta em comparação com a energia para a formação da fase romboédrica, o pico da fase B19' gradativamente da lugar ao pico da fase R. Esta diferença entre as energias de formação das fases explica a passagem da transformação de uma etapa para a transformação em duas etapas (Oliveira et al; 2010; Uchil et al; 2002).

As amostras obtidas pelo tratamento térmico BSW-T2, submetidas ao treinamento termomecânico e então a ciclagem térmica (fig. 5.47.b e fig. 5.48.b) apresentam uma transformação próxima à transformação em duas etapas durante os ciclos térmicos iniciais. O

manuseio das amostras durante o corte das mesmas pode ter introduzido pequenos defeitos no material, resultando no surgimento da fase R. As variantes de martensita que assumiram orientação preferencial durante o treinamento produziram uma configuração praticamente estável e mesmo depois da remoção da carga, induzem a transformação em apenas uma etapa após os ciclos térmicos iniciais. Em geral as características da transformação não apresentam mudanças nas temperaturas, histerese e entalpia, mostrando a eficiência do treinamento termomecânico com tensão constante.

5.12. Força Gerada Pelo Fio e Pelo Atuador

A força gerada pelos fios e pelos atuadores de Ti-Ni foi avaliada pela aplicação de uma máquina de ensaio de tração. Nesta etapa da pesquisa os fios com comprimento útil de 40,0 mm foram tracionados até uma deformação de 2% e em seguida submetidos à passagem de correntes elétricas com intensidades de 1, 2, 3, 4 e 5A. O efeito da passagem de corrente aqueceu o material que mudou de forma gerando uma força nas garras da máquina de ensaio de tração. A força foi monitorada pelo software de gerenciamento dos ensaios e apresentada instantaneamente na tela do computador. Os ensaios com os atuadores ocorreram com a passagem de corrente elétrica de mesma intensidade que as usadas nos fios, no entanto, os atuadores testados foram alongados em 10,0 e 15,0 mm para atingirem o comprimento de 15,0 a 20,0 mm que eram os valores aproximados do espaço interno da válvula onde os mesmo seriam montados.

As tabelas 5.15 e 5.16 apresentam a evolução da força conforme se eleva a corrente de teste. A tabela 5.15 ilustra os dados obtidos para fios submetidos aos tratamentos térmicos BSW-T1 e BSW-T2 e a tabela 5.16 exibe os dados da força obtidos nos testes dos atuadores.

Tabela 5.15. Valores da força gerada pelo fio devido à passagem de corrente elétrica.

Tratamento BSW-T1		Tratamento BSW-T2	
Corrente (A)	Força (N)	Corrente (A)	Força (N)
0,5	--	0,5	--
1,0	0,5	1,0	--
2,0	4,0	2,0	2,0
2,5	10,0	2,5	3,5
3,0	20,0	3,0	6,0
3,5	37,0	3,5	11,0
4,0	40,0	4,0	17,0
5,0	47,0	5,0	19,0

Tabela 5.16. Valores da força gerada pela mola devido à passagem de corrente elétrica.

Tratamento BSW-T1			Tratamento BSW-T2		
Corrente (A)	Deslocamento (mm)		Corrente (A)	Deslocamento (mm)	
	10,0	15,0		10,0	15,0
	Força (N)			Força (N)	
0,5	--	--	0,5	--	--
1,0	0,5	1,0	1,0	--	--
2,0	4,4	8,8	2,0	--	--
2,5	8,3	10,8	2,5	1,0	0,8
3,0	10,2	12,9	3,0	3,2	2,6
3,5	10,7	13,5	3,5	4,0	4,9
4,0	11,5	14,1	4,0	4,3	6,0
4,5	12,1	14,6	4,5	4,8	6,8
5,0	12,4	15,0	5,0	5,2	7,5

O comportamento da força é coerente, em ambos os tratamentos térmicos estudados, a força gerada se eleva com o aumento da corrente elétrica. Os maiores níveis de intensidade de força são encontrados nas amostras submetidas ao tratamento térmico BSW-T1 que chegam a superar as forças obtidas através dos fios submetidos ao tratamento térmico BSW-T2 em mais de duas vezes, como é o caso dos 12,0 N obtidos como o resultado da passagem da corrente de 5,0 A (BSW-T1) contra os 5,0 N obtidos para o tratamento térmico BSW-T2.

Nos testes das molas, como as mesmas haviam sido obtidas fechadas foram definidos os deslocamentos de 10,0 e 15,0 mm a serem aplicados para a realização dos testes. O

comportamento das molas quando a passagem de corrente elétrica foi semelhante ao observado nos fios, as maiores corrente induziram maiores índices de força. A deflexão de 15,0 mm permitiu a observação de maiores forças que a deflexão de 10,0 mm. O tratamento térmico BSW-T1 apresentou maiores valores de força do que o tratamento térmico BSW-T2.

Entre os principais resultados observados nesta etapa do estudo observa-se a influência do processo de recristalização e crescimento de grão no comportamento dos materiais. O tratamento realizado a temperatura mais baixa (BSW-T1) tem menor influência na estrutura do material que aquele realizado a temperatura mais elevada (BSW-T2). Os fios e molas submetidos ao tratamento BSW-T1 apresentam mais defeitos que o que os torna mais resistentes. A própria transformação de fase em duas etapas observada nos materiais submetido ao primeiro tratamento ilustra a maior quantidade de tensões internas do material.

5.13. Montagem e Teste da Válvula

Após o estudo mecano-metalúrgico realizado nos fios e atuadores com a forma de mola helicoidal, a liga BSW foi selecionada, juntamente com os tratamentos térmicos BSW-T1 e BSW-T2 para a confecção da válvula de fluxo. A seleção da liga e dos dois tratamentos térmicos é baseada na maior resistência mecânica apresentada e no mais eficiente efeito de recuperação de forma indicado pela termoelasticidade dos atuadores. Como entre estes dois tratamentos térmicos, o BSW-T1 apresentou maior intensidade de força durante os testes de geração de força pela passagem de corrente elétrica e durante o ensaio de tração sua resistência mecânica ter se apresentado maior, o acionamento da válvula de fluxo é confeccionada com um atuador obtido pela aplicação deste tratamento térmico.

O sistema foi montado usando a concepção de válvula normalmente fechada, a figura 5.49 apresenta o esquema da válvula desenvolvido neste trabalho.

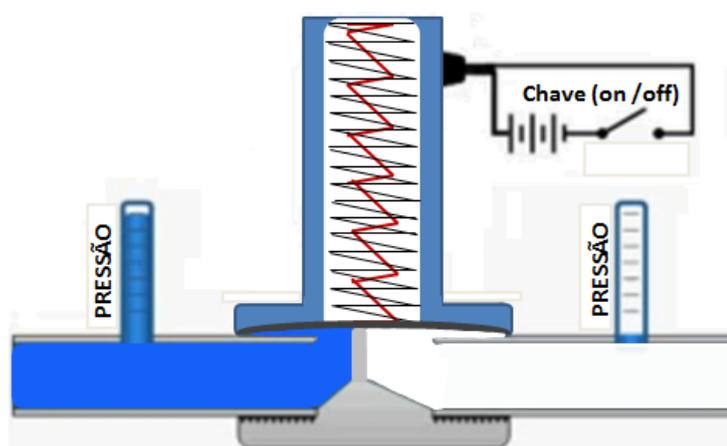


Figura 5.49. Esquema da válvula utilizado nos testes de fluxo.

As duas molas são montadas como um conjunto, onde a mola de Ti-Ni com 6,0 mm de diâmetro e 12,0 mm de comprimento é fixada pelas suas extremidades internamente a mola mecânica com 11,0 mm de diâmetros e 45,0 mm de comprimento, o comprimento total do conjunto ficou próximo de 43,0 mm. A força desenvolvida pela mola mecânica é capaz de distender a mola de Ti-Ni quando a mesma se encontra no estado martensítico (temperatura ambiente), quando a mola com efeito memória de forma é aquecida através da passagem de corrente elétrica, a mesma, consegue gerar uma força de até 12 N, capaz de comprimir a mola mecânica em aproximadamente 1,5 mm, porém o suficiente para abrir a válvula e permitir a passagem do fluido de trabalho. O arrefecimento da mola de Ti-Ni permite a expansão da mola mecânica que volta a vedar o sistema.

5.13.1. Teste da Válvula

Os testes realizados na válvula tiveram como objetivo avaliar o funcionamento do acionamento de Ti-Ni. Apesar do projeto de peças e equipamentos se constitui em uma etapa crucial para o bom funcionamento do sistema, fazer a seleção e gerar uma aplicação a partir de um fio comercial é um processo complexo e às vezes artesanal, muitos testes precisaram ser desenvolvidos até se chegar a uma configuração aceitável para o funcionamento do acionamento na válvula.

Os testes foram realizados para verificar a capacidade do acionamento em abrir e fechar a válvula bem como, identificar os tempos necessários para a realização destes eventos.

A figura 5.50 apresenta os tempos de abertura e de fechamento da válvula em função da corrente elétrica aplicada.

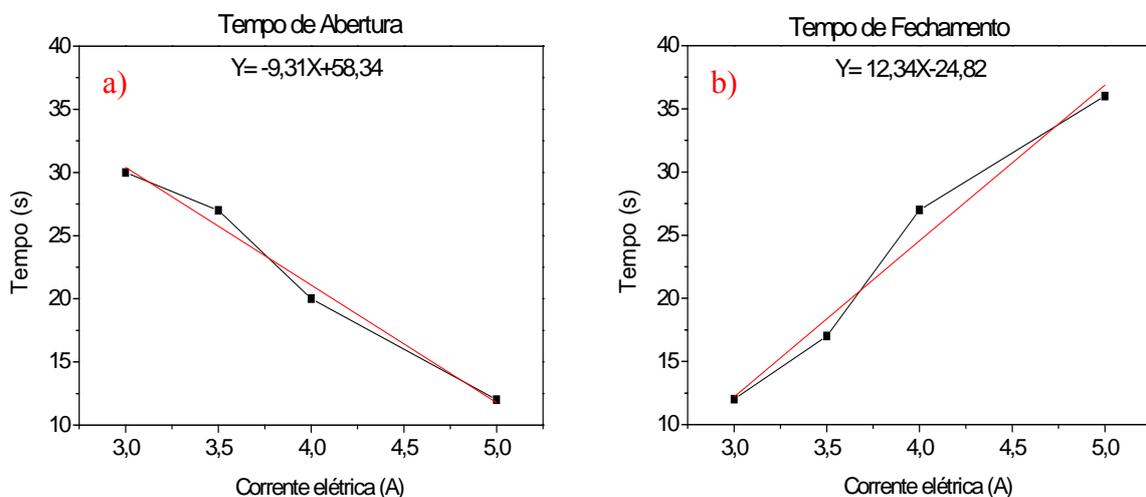


Figura 5.50. Tempo de resposta do atuador em função da corrente elétrica aplicada. a) tempo de abertura da válvula e b) tempo de fechamento.

A figura 5.50.a ilustra a velocidade de resposta do atuador em função da corrente elétrica aplicada. O aumento da corrente elétrica facilitou o aquecimento do material e permitiu a ampliação da força gerada pelo atuador. Como consequência do aumento deste parâmetro o sistema de acionamento da válvula apresentou resposta mais rápida ao estímulo externo aplicado. As correntes elétricas usadas neste teste foram de 1, 2, 3, 4 e 5A, porém as correntes de 1 e 2A não foram suficientes para fazer com que a transformação de fase do atuador de Ti-Ni pudesse vencer a resistência oferecida pela mola mecânica na abertura da válvula.

A figura 5.50.b apresenta os tempos necessários para o fechamento da válvula. Com a válvula aberta a corrente elétrica foi interrompida e o tempo de fechamento foi cronometrado, permitindo a identificação de que quanto maior a corrente elétrica mais tempo era requerido para que a válvula voltasse a ser fechada. O aumento deste tempo está relacionado com os maiores níveis de temperatura atingidos com as correntes elétricas que demandavam mais tempos para resfriar e atingir as temperaturas de transformação direta.

Outro fator importante na montagem do acionamento de Ti-Ni na válvula foi à vedação do sistema. Foram realizadas várias tentativas para conseguir uma mola mecânica que apresentasse um valor de rigidez que pudesse ser vencido pela alteração de forma do atuador de Ti-Ni durante a transformação de fase. A configuração disponibilizada ainda apresentava limitações e como consequência o sistema não conseguia fazer a vedação de pressões elevadas. O sistema da válvula suportou pressões baixas de até 20KPa, qualquer pressão superior a este valor alterava o estado de estanqueidade da válvula e o sistema começava a vazar.

As várias dificuldades encontradas durante esta etapa da pesquisa mostra a complexidade em se obter os parâmetros adequados para o bom funcionamento do sistema da válvula, além do trabalho necessário quando se deseja associar as propriedades de elementos comerciais na obtenção de aplicações dentro das grandes áreas de conhecimento.

6. CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos no presente trabalho, é possível concluir que:

- a. As ligas de Ti-Ni estudadas apresentaram modificações na transformação de fase conforme foram alterados os tratamentos térmicos. As temperaturas de transformação aumentaram com sucesso para valores próximos da temperatura ambiente. As mudanças nas transformações ocorreram devido ao aumento do tempo de envelhecimento e temperatura do tratamento, o que permitiu a visualização da transformação em uma e duas etapas. Todos os fios estudados apresentaram mediante determinadas condições a transformação romboédrica (B2-R-B19'), inclusive a liga com menor teor de Ni.
- b. A análise quanto ao aspecto estrutural e microestrutural realizada por meio de microscopia óptica e eletrônica de varredura, permitiu a visualização de estruturas morfológicas do tipo lamelar, semelhantes à estrutura martensítica, no entanto, os altos tempos e temperaturas de envelhecimento facilitam a formação de novas fases, bem como, o crescimento de grãos, o que dificulta a classificação da estrutura visualizada como martensítica. Os resultados pontuais da espectroscopia de energia dispersiva sugerem a maior quantidade de Ni da liga BSW, o que está em conformidade com o fabricante, todavia a microanálise por EDS não é conclusiva no que diz respeito à composição química do material.
- c. A difração de raios-X permitiu a identificação de alguns precipitados responsáveis pela transformação de fase romboédrica, além de alguns elementos que surgiram como o resultado dos processos de decomposição de fases do material. O elemento Ti_3Ni_4 envolvido com o surgimento da fase R foi visualizado dentre os precipitados encontrados. Esta fase bem como as fases Ti_2Ni e $TiNi_3$ são o resultados dos processos difusionais de decomposição que envolvem alterações na composição química do material e podem alterar as temperaturas de transformação.
- d. Foi observado que com o alívio das tensões proporcionado pelos tratamentos térmicos que o material apresentou alta redução da resistência mecânica. Os resultados do ensaio de dureza Vickers constataram o mais alto índice de dureza do material na forma como recebido (CR) e a redução da dureza conforme se aumenta a temperatura e o tempo de tratamento térmico. Estes resultados também são constatados através do comportamento observado durante o ensaio de tração, onde em todos os testes o módulo de elasticidade encontrado foi inferior ao definido pelo fabricante. Estes ensaios indicam que o tratamento térmico BSW-T1 é o que possibilita maior

- resistência mecânica e por isso exibe entre os resultados maior geração de força durante os ensaios com a passagem da corrente elétrica.
- e. Os testes com corrente elétrica de 1,0 a 5,0 A na liga BSW na forma como recebida não induziram nenhuma alteração no estado bloqueado das variantes de martensita, no entanto, são observadas mudanças na temperatura de transformação quando os testes são realizados nas amostras submetidas aos tratamentos térmicos. Apesar da variação nas temperaturas de transformação, o funcionamento do atuador não sofre alteração para os tempos entre 30 minutos a 8 horas analisados nesta etapa da pesquisa.
 - f. De forma similar aos tratamentos térmicos, os tratamentos termomecânicos também apresentaram mudanças nas temperaturas de transformação. O treinamento termomecânico ao qual o material foi submetido induziu alterações na configuração inicial das agulhas de martensita que se tornaram preferenciais em relação à direção de aplicação da carga. Os atuadores da amostra BSW submetidos aos tratamentos térmicos BSW-T1 e BSW-T2 foram os que apresentaram melhor desempenho em relação à termoelasticidade.
 - g. Os resultados do treinamento termomecânico com os atuadores obtidos através do tratamento BSW-T1 apresentaram um comportamento diferenciado com a aplicação da tensão de 200 MPa. Os valores da termoelasticidade foram inferiores aos de 135 e 170 MPa. Este fato está envolvido com a presença da fase romboédrica no material. A tensão de 200 MPa representa a tensão limite onde as temperaturas de transformação martensíticas e romboédricas estão muito próximas e onde o estado das tensões internas foi suficientemente reduzido de forma a facilitar o crescimento das agulhas preferenciais de martensita. Após esta tensão de transição a termoelasticidade volta a aumentar com as tensões de 235 e 270 MPa. O aumento da termoelasticidade está relacionado à eficiência do treinamento, com reconfiguração de discordâncias e mais reorientação da martensita.
 - h. O estudo realizado facilitou a seleção do material em função de suas propriedades para o desenvolvimento de um novo acionamento destinado a uma válvula de fluxo. O acionamento foi adaptado a uma válvula solenoide comercial, normalmente fechada, com conexão de $\frac{3}{4}$ " e duas vias. Os testes realizados na válvula com o novo acionamento identificou a viabilidade do novo acionamento, também foram identificados alguns problemas no sistema de vedação da válvula, fato que impedia o uso da mesma com pressões superiores a 20 KPa.

7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

- I. Realizar os estudos com um fio de Ti-Ni de diâmetro superior a 0,89 mm;
- II. Realizar o modelamento do comportamento das temperaturas de transformação, histerese térmica e termoelasticidade (Abaqus);
- III. Estudar o desenvolvimento de equações que permitam o dimensionamento da mola levando em consideração o efeito memória de forma;
- IV. Estudar o comportamento a fadiga mecânica e da transformação de fase da mola de Ti-Ni.

8. LISTA DE PUBLICAÇÕES EM REVISTAS CIENTÍFICAS

1. Gonzalez, Cezar Henrique, Oliveira, C. A. N., Pina, Euclides Apolinário Cabral de, Urtiga Filho, Severino Leopoldino, O. O. A. Filho. Electro-Thermomechanical Properties of Superelasticity in Single Crystals Shape Memory Alloys. *Materials Research*, v.13, p.233 - 238, 2010.
2. Oliveira, C. A. N., Gonzalez, Cezar Henrique, Pina, Euclides Apolinário Cabral de, Urtiga FILHO, Severino Leopoldino, O. O. A. Filho, Araújo, Carlos José. Heat Treatments and Thermomechanical Cycling Influences on the R-phase in Ti-Ni Shape Memory Alloys. *Materials Research (São Carlos. Impresso)*, v.13, p.325 - 331, 2010.
3. Oliveira, C. A. N., Gonzalez, Cezar Henrique, Araújo, Carlos J de, O. O. A. Filho, Urtiga Filho, Severino Leopoldino. Thermoelastic Properties on Cu-Zn-Al Shape Memory Springs *Materials Research Ibero-american Journal of Materials. Materials Research*, v.13, p.219 - 224, 2010.
4. Oliveira, C. A. N., Gonzalez, Cezar Henrique, Pina, Euclides Apolinário Cabral de, Araújo, Carlos J de, Urtiga Filho, Severino Leopoldino, O. O. A. Filho. Precipitates Formation in Ti-Ni Equiatomic Alloys due to Annealing Heat Treatment. *Materials Science Forum*, v.643, p.49 - 54, 2010.
5. Oliveira, C. A. N., Gonzalez, Cezar Henrique, Araújo, Carlos J de, Urtiga Filho, Severino Leopoldino, Pina, Euclides Apolinário Cabral de, O. O. A. Filho. Caracterização do Efeito Memória de Forma Reversível de Molas de Cu-Zn-Al. *Revista Eletrônica de Materiais e Processos (UFMG)*, v.4, p.79 - 86, 2009.

9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMENGUAL, A.; CEASARI, E.; ROMERO, R. On the Relationship Between Temperature and Critical Stress in the Two-Way Shape memory Effect of Cu-Zn-Al Single Crystals. *Scripta Metallurgica et Materialia*, p. 1269 – 1275, 1995.

ANADÓN, R. SANTIAGO JOSÉ. Large Force Shape Memory Alloy Linear Actuator. USA, 2002. p.25-60 (Master of Science Thesis - University of Florida).

ANDREAS LENDLEIN AND MARC BEHL. Shape-Memory Polymers for Biomedical Applications. *Advances in Science and Technology*, 54: p.96-102, 2008.

ANGELO, F. PADILHA. *Materiais de Engenharia Microestrutura e Propriedades*. Curitiba-PR, Editora Hemus, 2000. p. 5-90.

ANTHONY BARBER. *Pneumatic Handbook*. 8th edition. Elsevier Science & Technology Books. December, 1997.

ASTM D4092. *Standard Terminology for plastics: Dynamics Mechanical Properties*. United States, 2001. 4p.

BARROS NETO, B.B.; ACARMINIO, I.S.; BRUNS, R.E. *Como fazer experimentos: pesquisa e desenvolvimento na ciência e na indústria*. Campinas, Editora da Unicamp, 2003.

BECKER, M. P. Thermomechanical Training and Characterization of Shape Memory Alloy Axial Actuators. MONTANA STATE UNIVERSITY Bozeman, Montana, April 2010. (Thesis of Master of Science).

BELLIN, I.; KELCH, S.; LANGER, R. AND LENDLEIN, A. "Polymeric Triple-Shape Materials". *PNAS – proceeding of the National Academy of Science of the United States of America*, 103(48): p.18043–18047. November 28, 2006

BELLIN, I.; KELCH, S.; LANGER, R.; LENDLEIN, A. *Natl. P. Acad. Sci. USA*, 103:p. 18043. 2006.

BEYER, J. Recent Advances in the Martensitic Transformations of Ti-Ni Alloys. Colloque C2, *supplkment au Journal de Physique*, 5(111), 1995.

BOYD, J.G. & LAGOUDAS, D.C. Constitutive Model for Simultaneous Transformation and Reorientation in Shape Memory Alloys. *Mech. of Phase Transf. and Shape Memory Alloys*. L.C. Brinson and B. Moran, ASME New York, p. 159-177, 1994.

BRANCO, C.M. *Mecânica dos Materiais*. Fundação Calouste Gulbenkian, 2006.

BUDYNAS-NISBETT. *Shigley's Mechanical Engineering Design*. Editora McGraw-Hill, 8.^a edição; 2008.

BUEHLER, W. J.; GILFRICH, J.V.; WILEY, R.C. Effect of low temperature phase changes the mechanical properties of alloys near composition of NiTi. *Journal of Applied Physic*, 34: 1475-1484, 1963.

CARLSON, J.D. MR Fluid Technology-Commercial Status in 2006, in Proceedings of 10th International Conference on ER Fluids and MR Suspensions. *Gordaninejad, F., Ed., World Scientific*, Singapore 389: 2007.

CARVALHAL, R. Controle Ativo de Vibrações em Estruturas Espaciais tipo Treliças Usando Controladores IMSC. Universidade Estadual Paulista. 2005. (Dissertação de Mestrado).

CHANG, S.H. AND WU, S.K. Isothermal effect on internal friction of Ti50Ni alloy measured by step cooling method in dynamic mechanical analyzer. *Journal of Alloys and Compounds*, 459: 155–159, 2008.

CHIAVERINI, V. *Aços e ferros fundidos: Característicos gerais, tratamentos térmicos, principais tipos*. 7.^a ed. São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1996.

CHUPRINA, V. G. AND SHALYA I. M. Interaction of TiNi Intermetallic with Oxygen. *Poroškovaâ metallurgiâ*. 1-2: p.95-101, 2002.

CLÁUDIA, N. S., Aspectos Cristalográficos da Transformação Martensítica de uma Liga Fe-27%Ni. Instituto Militar de Engenharia, RJ, Brasil, 2008, p.20 – 24, 40 – 141. (Tese de doutorado).

CORNELIU CISMASIU. *Shape Memory Alloys*, Janeza Trdine 9, 51000 Rijeka, Croatia, October 2010. p.15-183.

DATTA, S.; BHUNYA, A.; BANERJEE, M. K. Two Way Shape Memory Loss in Cu-Zn-Al Alloy. *Materials Science and Engineerin*, 300(1-2), p.291-298. 2001.

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, 4: 181-188, 2006.

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.

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*, 516-524, Vol. 11, 2000.

DE ARAUJO, C. J.; MORIN, M.; GUÉNIN, G. Martensitic transformation in Ti-Ni-Cu shape memory wires broken by thermal cycling under constant load. *J. Phys. IV*. Vol. 11 France , 2001.

DELAEY, L.; KRISHNAN, R. V.; TAS, H.; WARLIMONT, H. Thermoelasticity, pseudoelasticity and the memory effects associated with martensitic transformations. *Journal of Materials Science*, 1521-1535, 2004.

DESROCHES, R. e SMITH, B. Shape memory Alloys in Seismic Resistant Design and Retrofit: a Critical Review of the State of the Art, Potential and Limitations. *Journal of Earthquake Engineering, Engineering Structures*, 7(3): 1-15, April, 2003.

DIMITRIS, C. LAGOUDAS. *Shape Memory Alloys Modeling and Engineering Applications*, USA, Texas, Springer. 2008.

DUCOS, P.C.D. Transformações de Fase em Ligas de Níquel – Titânio para Ortodontia. IMEN, 2006. (Dissertação de mestrado)

DUERIG T.W., PELTON A.R. Ti-Ni. *Shape Memory alloys. Materials Properties Handbook: Titanium alloys*. USA, ASM international, 1994, p.1035 – 1048.

DUERIG, T. M.; PELTON, A.; STÖCKEL, D. An Overview of Nitinol Medical Applications. *Materials Science and Engineering, Nitinol Devices and Component*, Fremont, California, A (273-275): 149-160, 1999.

F. KHELFAOUI, G. THOLLET, G. GUÉNIN, *Mater. Sci. Eng. A*(338), p.305, 2002.

FAN, G.; ZHOU, Y.; CHEN, W.; YANG, S.; REN, X. AND OTSUKA, K. Precipitation kinetics of Ti_3Ni_4 in polycrystalline Ni-rich TiNi alloys and its relation to abnormal multi-stage transformation behavior. *Materials Science and Engineering*, A(438–440): p.622–626. 2006.

FERNANDES, F. M. B. Ligas Com Memória de Forma. Universidade de Lisboa, Lisboa, Departamento de ciência dos Materiais / CENIMAT, 2006, p.1-32.

FIGUEIREDO, A. M. G.; MODENESI, P. J.; BUONO, V. T. L. Curvas de Vida em Fadiga de Baixo Ciclo de Ligas Superelásticas de NiTi. *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, São Paulo, 3(2), p.55-59, 2006.

FIGUEIREDO, A.M.F., Caracterização da fadiga mecânica de baixo ciclo em ligas superelásticas de NiTi. Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, 235p. (Tese Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - 2006.

FILIP, P. E MAZANEC, K. On Precipitations Kinetics in TiNi Shape Memory Alloys. *Scripta Materialia*, 45: p.701-707, 2001.

GARAY, J.E; ANSEMI-TAMBURINI, U.; MUNIR, Z.A. Enhance growth of intermetallic phases in the NiTi system by current effects. *Acta Mater*, 51: p.4487– 4495. 2003.

GONZALEZ, C. H. Obtenção e Caracterização das Ligas B-CuSn e B- CuZnSn com Efeito Memória de Forma. João Pessoa, 1993. p.4 – 57 (Dissertação de mestrado).

GONZALEZ, C. H.; OLIVEIRA, C. A. N.; DE ARAÚJO, C. J.; URTIGA FILHO, S. L.; FILHO, O. O. A; PINA, E.A.C. Heat Treatments and Thermomechanical Cycling Influences on the R-Phase in Ti-Ni Shape Memory Alloys. *Materials Research*, 13(3): p.325-331. 2010.

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.

HAMROCK B. J.; SCHMID S. R.; JACOBSON B. *Fundamentals of Machine Elements*. McGraw Hill. 2.^a edição, Sweden, 2005.

HONMA, T.; SHUGO, T.; MATSUMOTO, Y. *Bull Res Inst Mineral Dressing Meyall Tohoku University*. 1972, p.28-209.

HWANG, C.M.; MEICHLE, M.; SALAMON, M.B.; WAYMAN, C.M. *PHILOS. Mag*, 47(9–62), p.177–191. 1983.

JOHN, S., SIROHI, J., WANG, G. E WERELEY, N. Comparison of Piezoelectric, Magnetostrictive, and Electrostrictive Hybrid Hydraulic Actuators. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 18;(1035) Mar 12, 2007.

MONTEIRO JUNIOR, P. C. C. Análise do Acoplamento Termomecânico em Ligas com Memória de Forma. COPPE/UFRJ. Brasil, 2007. p.25-100. (Tese de Doutorado).

KHALIL-ALLAFI, J.; EGGELER, G.; DLOUHY, A.; SCHMAHL, W.W.; SOMSEN, C. On the Influence of Heterogeneous Precipitation on Martensitic Transformations in a Ni-rich NiTi Shape Memory Alloy. *Materials Science and Engineering*, A(378): p.148151, 2004.

KHELFAOUI FADILA. Effet des Traitements Thermomécaniques sur les Transformations Displacives de L'alliage Ti-Ni", L'institut National des Sciences Appliquées de Lyon, França. 2000. (Dsc thesis).

KIM, J.I.; LIU, Y. AND MIYAZAKI, S. Ageing-induced two-stage R-phase transformation in Ti-50.9at%Ni". *Acta Materialia*, 52: p.487–499, 2004.

KNOLL, P. K.; SCHAEFFER, L. Análise Microestrutural da Liga de Titânio $\alpha+\beta$, Ti-6Al-4V, Forjada a Quente. *17º CBECEMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais*. Foz do Iguaçu, PR, Brasil, 15 a 19 de Novembro, p.19-54, 2006.

L.W. CHANG AND D. S. GRUMMON. Structure Evolution in Sputtered Thin Films of $Ti_x(Ni,Cu)(1-x)$ 1. Diffusive transformations *Phil. Mag.* 76(1): p.163–189, 1997.

LAGOUDAS, D.; BO, Z. AND QIDWAI, A. A unified thermodynamic constitutive model for SMA and finite element analysis of active metal matrix composites. *Mechanics of Composite Materials and Struct*, 4: p.153-179. 1996.

LIANG, C. & ROGERS, C.A. One-Dimensional Thermomechanical Constitutive Relations for Shape Memory Materials. *J. Intelligent Mat. Sys and Struct.* 1: p. 207-234, 1990.

LIU, Y. AND MCCORMICK, P.G. Influence of Heat Treatment on the Mechanical Behavior of a NiTi Alloy. *ISIJ Internacional*, 29: p.417-422, 1989.

MACHADO, L.G., SAVI, M.A. E PACHECO, P.M.C.L. Nonlinear Dynamics and Chaos in Coupled Shape Memory Oscillators. *International Journal of Solids and Structures*, 40: p. 5139-5156. 2003.

MAHESH, K.K GANESH KUMARA, K. Electrical Resistivity and Strain Recovery Studies on the Effect of Thermal Cycling Under Constant Stress on R-phase in NiTi Shape Memory Alloy. *Physica* 324(B): p.419-428, 2002.

MARTÍNEZ, R. S. Caracterización de Aleaciones Base Ni-Ti Producidas por Solidificación Rápida (Melt-Spinning). Universitat de les Illes Balears. Noviembre de 2001. p. 20-90 (Tese de doutorado).

MEL SCHWARTZ. *Encyclopedia of Smart Materials*. 1-2: John Wiley & Sons, 2002, p.1-950.

MEL SCHWARTZ. *Smart materials*. Taylor & Francis Group. 2008.

MENARD, K.P. *Dynamic Mechanical Analysis - A practical introduction*, CRC Press, Florida, USA, 1999.

MENDES, R. M. *Elementos de máquinas – Molas*. Escola Superior de Tecnologia – I.P.S.; 2003.

MICHUTTA, J.; CARROLL, M.C.; YAWNY, A.; SOMSEN, C.; NEUKING, K.; EGGELER, G. Martensitic Phase Transformation in Ni-rich NiTi Single Crystals With one Family of Ni₄Ti₃ Precipitates. *Materials Science and Engineering*, A(378): p. 152-156, 2004.

MILLER, D.A. AND LAGOUDAS, D.C. Influence of cold work and heat treatment on the shape memory effect and plastic strain development of NiTi. *Materials Science and Engineering*, A(308): p.161–175, 2001.

MIURA, F.; MOGI, M. AND OHURA, Y. Japanese NiTi alloy wire: use of the direct electric resistance heat treatment method. *European Journal of Orthodontics*, 10: p.187-191, 1988.

MIYAZAKI, S; OTSUKA,K; SUZUKI,Y. Transformation Pseudoelasticity and Deformation Behavior in a Ti-50.6at%Ni Alloy. *Scr. Metall*, 15: p.287-292, 1981.

MOHR, R.; KRATZ, K.; WEIGEL, T.; LUCKA-GABOR, M.; MONEKE, M. AND LENDLEIN, A. P. Initiation of Shape-memory Effect by Inductive heating of Magnetic Nanoparticles in Termoplastic Polymers. *Natl. Acad. Sci. USA*, 103:p. 3540. 2006.

MOHSEN, S. AND HANS-JORG, S. Intelligent Materials. *Royal Society of Chemistry Paris*, France, 2008.

MORAWIEC, H.; STRÓZ, D.; GORYCZKA, T. E CHROBAK, D. Two-stage Martensitic Transformation in a Deformed and Annealed NiTi Alloy. *Scripta Metallurgica*, USA, 35(4), p.485-490, 1996.

NASCIMENTO, M. M. S.; ARAÚJO, C.J.; NETO, J.S.R.; LIMA, A.M.N. Electro-Thermomechanical Characterization of Ti-Ni Shape Memory Alloy Thin Wires. *Materials Research*, 9(1), p.15-19, 2006.

NISHIDA, M.; HONMA, T. All-Round Shape Memory Effect in Ni-Rich TiNi Alloys Generated by Constrained Aging. *Scripta Metall*, 18: p.93-98. 1984.

NISHIDA, M.; WAYMAN, C.M.; HONMA, T. Precipitations Processes in Near Equiatomic TiNi Shape Memory Alloys. *Materials Transaction* 17(A), p. 1505-1515, 1986.

OKAMOTO, Y.; HAMANAKA, H.; MIURA, F.; TAMURA, H.; HORIKAWA, H. *Scripta Metall.* 22: p.517–520. 1988.

OLIVEIRA, C. A. N., GONZALEZ, C. H.; PINA, E. A. C.; URTIGA FILHO, S. L.; Filho, O. O. A. e DE ARAÚJO, C. J. Precipitates formation in Ti-Ni equiatomic alloys due to annealing heat treatment. *Materials Science Forum*. 643: p.49 - 54, 2010.

OLIVEIRA, C. A. N.; GONZALEZ, C. H.; DE ARAÚJO, C. J.; URTIGA FILHO, S. L.; FILHO, O. O. A. Thermoelastic Properties on Cu-Zn-Al Shape Memory Springs. *Material Research*, 13(2), 2010.

OLIVEIRA, C. A. N.; GONZALEZ, C. H.; PINA, E. A. C.; URTIGA FILHO, S. L.; Filho, O. O. A. e DE ARAÚJO, C. J. Heat Treatments and Thermomechanical Cycling Influences on the R-Phase in Ti-Ni Shape Memory Alloys. *Materials Research*. São Carlos, 13(3):2010.

OLIVEIRA, C. S. Obtenção e Caracterização das ligas Cu-Zn-Al e Cu-Zn, Com Efeito de Memória de Forma. João Pessoa, 1994. p.3 – 49 (Tese de mestrado)

OLIVEIRA, C.A.N. Caracterização Termoelástica de Atuadores Helicoidais da liga Cu-Zn-Al com Memória de Forma. UFPE. Brasil, 2007. p.29-75. (Dissertação de Mestrado).

OLIVEIRA, C.A.N.; GONZALEZ, C.H.; DE ARAÚJO, C.J.; PINA, E.A.C.; URTIGA FILHO, S.; FILHO, O.O.A. Caracterização do Efeito Memória de forma Reversível de Molas de Cu-Zn-Al. *Revista Eletrônica de Materiais e Processos*, 4.3: ISSN 1809-8797, p.79-86, 2009.

OTSUKA K., REN X. The Role of Softening in Elastic Constant sub 44 in Martensitic Transformation. *Scripta Materialia*. 38(11): may, 1998.

OTSUKA, K., REN, X. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys. *Progress in Materials Science*. 50: p.511–678, 2005.

OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. *Shape Memory Materials*. Cambridge University Press, Cambridge, UK 1998, p.1 – 131.

PAULA, A .S.; CANEJO,J.P.H.G.; MARTINS, R.M.S.;BRAZ FERNANDES, F.M. Effect of Thermal Cycling on the Transformation Temperature Ranges of a Ni-Ti Shape Memory Alloy. *Mater Sci. Eng. A*(378): p.92-96, 2004.

POOLE D.M., HUME-ROTHERY W. The equilibrium diagram of the system nickel titanium. *J. Inst. Metals*. 83: p.473 – 480, 1955.

PURDY G.R., PARR J.G. A study of the Titanium-Nickel between Ti₂Ni and TiNi. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 221: p.636 – 639, June, 1961.

QUADROS, N. F. E GONZALEZ, C. H. Ligas Com Memória de Forma. As Ligas Cu-Sn e Cu-Zn-Sn. Anais do 10º CBECIMAT, p.467 – 470, 1992.

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. UFCG, Campina Grande. p. 1 – 23. 2006. (Teste de mestrado).

REN, X.; MIURA, N.; TANIWAKI, K.; OTSUKA, K.; SUZUKI, T.; TANAKA, K.; CHUMLYAKOV, YU.I. AND ASAI, M. Understanding the martensitic transformations in TiNi-based Alloys by Elastic Constants Measurement. *Materials Science and Engineering A*(273–275): p.190–194, 1999.

ROMANO, R.; TANNURI, E.A. Modelagem e Validação Experimental de um Atuador Baseado em Liga de Memória de Forma. *Sba Controle & Automação*. 19(1) Natal Mar, Print version, ISSN 0103-1759. 2008.

SHAW J.A., KYRIAKIDES S. Thermomechanical Aspects of Níquel-Titânio. *J. Mech. Phys. Solids*. 43(8): p.1243 – 1281, 1995.

SILVA, N. J. Estudo do Comportamento Termomecânico de uma Liga Ni-Ti com Memória de Forma Usando Análise Dinâmico-Mecânica (DMA). UFCG, 2009. (Dissertação de mestrado).

SITTNER, P.; LANDA, M.; LUKA'S, P. E NOVA'K., V. R-phase Transformation Phenomena in Thermo-Mechanically Loaded NiTi oly crystals. *Mechanics of Materials*. 38: p.475-492, 2006.

SOMSEN, C.H.; ZÄHRES, H.; KASTNER, J.; KAKESHITA, T.; SABURI, T. Influence of Thermal Annealing on the Martensitic Transitions in Ni-Ti Shape Memory Alloys. *Mater. Sci. Eng. A*(310): p.273-275. 1999.

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*, EUROMAT, 4: p. 403-408. 1991.

TANAKA, K. & NAGAKI, S. Thermomechanical Description of Materials with Internal Variables in the Process of Phase Transformation, *Ingenieur – Archiv*, 51: p.287-299, 1982.

TOKUDA, M. ; SIGINO, S. ; INABA, T. Two-way Shape Memory Behavior Obtained by Combined Loading Training. *Journal of Intelligent Material*, 12: p.289-294. 2001.

UCHIL,J., GANESH KUMARA, K., MAHESH, K.K. Effect of Thermal Cycling on R-phase Stability in a Ni Ti Shape Memory Alloy. *Materials Science and Engineering*, 332(A): p.25-28, 2002.

V. ZEL'DOVICH, G. SOBYANINA AND T.V. NOVOSELOVA. Martensitic Transformations in TiNi Alloys with Ti₃Ni₄ Precipitates. *Supplément au Journal de Physique III*, FRANCE, 5: 1997.

VELÁZQUEZ, R.; PISSALOUX, E. Design of Shape Memory Alloy Helical Springs Using Force and Time Response Criteria. *Mechatronics & Robotics* (Student Session), Germany, 2004.

VIANA, A.C.D. Influência dos Processos de Esterilização nas Propriedades Mecânicas de Instrumentos Endodônticos de NiTi. Universidade Federal de Minas Gerais-UFMG, Belo Horizonte, p 20-93. 2005. (Dissertação de Mestrado).

WANG, Y.B.; ZHENG, Y.F. AND LIU, Y. Effect of Short-time Direct Current Heating on Phase Transformation and Superelasticity of Ti-50.8at.%Ni Alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 477: p.764-767. 2009.

WANG, Z.G. E ZU, X.T. Incomplete Transformation Induced Multiple-Step Transformation in TiNi Shape Memory Alloys. *Scripta Materialia*, 53: p.335-339, 2005.

WANG, Z.G.; ZU, X.T.; DAI, J.Y.; FU, P AND FENG, X.D. Effect of Thermomechanical Training Temperature on the Two-Way Shape Memory Effect of TiNi and TiNiCu Shape Memory Alloys Springs. *Materials Letters*, 57: p.1501- 1507. 2003.

WANG, Z.G.; ZU, X.T.; FENG, X.D.; MO, H.Q. E ZHOU, J.M. Calorimetric Study of Multiple-Step Transformation in TiNi Shape Memory Alloy With Partial Transformation Cycle. *Materials Letters* 58: p.3141- 3144, 2004.

WANG, Z.G.; ZU, X.T.; FENG, X.D.; ZHU, S.; BAO, J.W.; WANG, L.M. Effect of Electrothermal Annealing on the Transformation Behavior of TiNi Shape Memory Alloy and Two-Way Shape Memory Spring Actuated by Direct Electrical Current. *Physica B: Condensed Matter*. 349(1-4), p. 365-370, 2004.

WARRING, R.H. *Hydraulic Handbook*. 8th edition. Trade and Technical Press LTD. England, 1983.

WU, M. H. AND SCHETKY, L. INDUSTRIAL APPLICATIONS FOR SHAPE MEMORY ALLOYS. Proceedings of the International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies, Pacific Grove, California, p.171-182. 2000.

WU, S. K.; LIN, H. C.; YEN, Y. C. AND CHEN, J. C. Wire drawing conducted in the R-phase of TiNi shape memory alloys. *Materials Letters*, 46(2-3): p.175-180. November, 2000.

Y. LIU, Z. XIE, J. VAN HUMBEECK, L. DELAEY, *Scr. Mater.* 41: p.1273. 1999

YANG, X.L.; SUN, X.; WANG, C.W.; GENG, D.Q. AND LIU, C.M. A Valve for Temperature Control Dominated by Shape Memory Alloys. *Acta Metallurgica Sinica*. 1(12): p. 492-494, 1999.

YOON, S. H.; YEO, D. J. Experimental Investigation of Thermo-mechanical Behaviors in Ni-Ti Shape Memory Alloy. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 19(3): p.283-289, 2008.

ZAKI, W.; MOUMNI, Z. A 3D model of the cyclic thermomechanical behavior of shape memory alloys. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 55: p.2427–2454, 2007.

ZHAO, LIE. *Texture Development and Anisotropic Behaviour in a Ti-45Ni-5Cu (at.%) Shape Memory Alloy*. Universiteits Drukkerij, Universiteit Twente, Enschede Press, Netherlands, 1997, p.1-130.

ZHIGUO WANG; XIAOTAO ZU; XIANGDONG FENG; JINGYI DAI. Effect of Thermomechanical Treatment on the Two-Way Shape Memory Effect of NiTi Alloy Spring. *Materials Letters*, 54: p 55– 61, 2002.

ZHOU, Y.; FAN, G.; ZHANG, J.; DING, X.; REN, X.; SUN, J. AND OTSUKA, K. Understanding of multi-stage R-phase transformation in aged Ni-rich Ti–Ni shape memory alloys. *Materials Science and Engineering A*(438–440): p.602–607, 2006.