



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

KARLA CAROLINA ALVES DA SILVA

**ESTUDO DE FADIGA EM SENSORES/ATUADORES DE NI-TI COM MEMÓRIA DE
FORMA**

Recife
2018

KARLA CAROLINA ALVES DA SILVA

**ESTUDO DE FADIGA EM SENSORES/ATUADORES DE NI-TI COM MEMÓRIA DE
FORMA**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutora em Engenharia Mecânica

Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Orientador: Profº. Dr. Cezar Henrique Gonzalez.

.

Recife
2018

Catálogo na fonte
Bibliotecária Maria Luiza de Moura Ferreira, CRB-4 / 1469

S586e Silva, Karla Carolina Alves da.
Estudo de fadiga em sensores/atuadores de NI-TI com memória de forma / Karla Carolina Alves da Silva - 2018.
104 folhas, il., tabs.

Orientador: Prof. Dr. Cezar Henrique Gonzalez.

Tese (Doutorado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2018.
Inclui Referências.

1. Engenharia Mecânica. 2. Fadiga funcional. 3. Fadiga estrutural. 4. Ligas de Ni-Ti. 5. Efeito memória de forma. I. Gonzalez, Cezar Henrique (Orientador). II. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.)

BCTG/2018-444

ESTUDO DE FADIGA EM SENSORES/ATUADORES DE NI-TI COM MEMÓRIA DE FORMA

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutora em Engenharia Mecânica.

Aprovada em: 10/08/2018

BANCA EXAMINADORA

Profº. Dr. Cezar Henrique Gonzalez (Orientador)
Universidade Federal de Pernambuco

Profº. Dr. Yogendra Prasad Yadava (Examinador Interno)
Universidade Federal de Pernambuco

Profº. Dr Tiago Felipe de Abreu Santos (Examinador Interno)
Universidade Federal de Pernambuco

Profº. Dr. Carlos Augusto do Nascimento Oliveira (Examinador Externo)
Universidade Federal de Pernambuco

Profº. Dr. Tiago de Sousa Antonino (Examinador Externo)
Instituto Federal de Pernambuco

Dedico esse trabalho a minha família, especialmente ao meu pequeno Cauã.

AGRADECIMENTOS

Agradeço à Deus e a Nossa Senhora por ter me acompanhado durante todo o período de doutorado.

Agradeço aos meus pais, Juracy e Edson pelo apoio incondicional.

Agradeço à Marcia, Maria Clara e principalmente a Maristela e minha mãe, por cuidar da casa e do meu filho com tanto amor, para eu poder escrever a tese e realizar os experimentos.

Agradeço ao meu marido pelo amor, pela parceria, pela paciência e por ter transformado minha vida em algo ainda melhor.

Agradeço à Cauã, meu filho, pelo simples fato de existir, e ser minha luz.

A minhas irmãs, às Karlas que pelas as palavras de motivação.

Ao meu orientador, Cezar Henrique Gonzalez, pela dedicação como orientador e pela confiança depositada.

Ao professor, Carlos Augusto do Nascimento Oliveira, pela presença constante no doutorado, pelos conselhos para vida pessoal e profissional e acima de tudo pela amizade

Agradeço ao Professor Severino Urtiga, por ceder seu laboratório e equipamentos para a realização de alguns experimentos.

Ao Professor Kleber Gonçalves Bezerra Alves, pelas sugestões dadas para melhoria da tese.

Agradeço à Enrique, Esau e a Universidad Autonoma de Nuevo Leon – Facultad de Ingenieria Mecanica y Eletrica pela colaboração.

Agradeço ao Professor Carlos José de Araújo da UFCG por ceder seu laboratório e equipamentos. E à Paulo Cesar pela disponibilidade e cooperação na realização de alguns ensaios.

Agradeço à Orlando Rocha pela disponibilidade e auxilio sempre que solicitados.

Aos técnicos Janaína, Ivaldo e Rubens pela colaboração e sempre boa vontade na realização dos experimentos.

Agradeço aos funcionários da secretaria do programa de pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFPE pela ajuda e atenção de sempre, em especial para Luana e Jorge.

Aos alunos de iniciação e amigos que trabalharam no laboratório, em especial a Fernando, Fillipe e Luiz.

Aos amigos da vida, Kamila, Helder, Marilaine, Raissa, que mesmo longe estão sempre por perto de alguma maneira.

Agradeço aos professores do curso de pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFPE por contribuírem com a minha formação.

Ao PRH pelo auxílio financeiro.

RESUMO

As ligas de Ni-Ti pertencem a um grupo de materiais metálicos ativos, chamado de Ligas com Memória de Forma, e devido às suas excelentes propriedades quanto a resistência mecânica e a corrosão, biocompatibilidade, além das excelentes propriedades funcionais relacionadas ao Efeito memória de Forma e Superelasticidade, são comumente utilizadas em aplicações tecnológicas como atuadores/sensores. Contudo, como na maioria dessas aplicações, esses elementos respondem à estímulos termomecânicos cíclicos, o conhecimento sobre a vida à fadiga se faz necessário. Atualmente o comportamento a fadiga é um dos aspectos mais controversos dessa liga, não podendo ser totalmente compreendido através de teorias clássicas de fadiga. Nesse contexto, o presente trabalho tem por objetivo analisar o comportamento em fadiga de molas de Ni-Ti com efeito memória de forma, utilizadas no acionamento de uma válvula de fluxo. Inicialmente, foi realizada uma caracterização pré-fadiga no material através dos ensaios de: Microscopia Ótica, Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) seguida de Espectroscopia por Dispersão de Energia de Raios X e Ensaio de Tração. Posteriormente, para o estudo de fadiga estrutural e funcional em memória de forma, foram confeccionados atuadores em forma de mola helicoidais, com as características próprias para aplicação na válvula de fluxo. Em seguida, esses atuadores foram submetidos ao ensaio de fadiga, utilizando um método não convencional proposto nesse trabalho. Desse modo foi possível analisar a evolução das temperaturas críticas, deformação termoelástica e histerese térmica, em etapas específicas da ciclagem termomecânica, para identificar uma possível degradação das propriedades funcionais. Entretanto, após a realização de mais de um milhão de ciclos, o atuador continuou em pleno funcionamento, apresentando vida infinita quanto a fadiga funcional e estrutural. Posteriormente, fios dessa liga foram submetidos a ensaios dinâmicos, utilizando um equipamento de Análise Dinâmico Mecânica, no modo de flexão simples, para investigar a fadiga mecânica através da curva de Wöhler. Após o rompimento, a superfície de fratura dessas amostras foi analisada no MEV, para entender os mecanismos de fratura. A partir desses resultados foi possível concluir que, a metodologia não convencional proposta permitiu caracterizar de modo eficaz o atuador de Ni-Ti quanto a fadiga, nas condições estudadas. Estabelecendo assim, dados para validar a aplicação do atuador na válvula de fluxo, com garantias sobre o seu tempo de vida.

Palavras-chave: Fadiga funcional. Fadiga estrutural. Ligas de Ni-Ti. Efeito memória de forma.

ABSTRACT

Ni-Ti alloys belong to a group of active metal materials, are bonded to Shape Memory, and because they have the advantage of a mechanical unit of corrosion resistance, biocompatibility, in addition to the excellent properties related to Superelasticity memory, are commonly used in technological applications such as actuators / sensors. In the na na na na na na na na na na ,,,, as as as as as as as as as as o o o o o In this context, the present work aims to analyze the fatigue behavior of Ni-Ti molecules with the shape memory effect, using a flow valve drive system. Initially, a pre-fatigue characterization of the material was performed through the following tests: Optical Microscopy, Scanning Electron Microscopy (SEM) followed by X-ray Energy Dispersion Spectroscopy and Traction Test. Subsequently, for the study of structural and functional fatigue in shape memory, they were made in helical spring form, with the correct characteristics for applications in the flow valve. Thereafter, the tests were included in the fatigue test, using a conventional unconventional protocol in that work. The design was in some way the analysis of the critical calories, its thermoelastic and its dynamics, in specific stages of the thermomechanical cycling, for a possible degradation of the properties. However, after performing more than one first course, the device continued in full operation, presenting infinite life as a functional and structural fatigue. Later, the threads of this series were submitted to dynamic tests, using a module of Mechanical Dynamic Analysis, in the simple bending mode, to investigate mechanical fatigue through the Wöhler curve. After breaking, a fracture surface of the species was analyzed in SEM to understand fracture mechanisms. From these results, it was possible to conclude that the proposed unconventional methodology allowed to characterize the Ni-Ti actuator in terms of fatigue, under the conditions studied. Thus establishing data to validate the application of the actuator in the flow valve, with guarantees over its lifetime.

Keywords: Functional fatigue. Structural fatigue. Ni-Ti alloys. Shape memory effect.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 –	Estrutura cristalina em liga de Ni-Ti (a) austenita (b) martensita	22
Figura 2 –	Curva da fração transformada de austenita em função da temperatura	23
Figura 3 –	Sequência termomecânica para obter o efeito memória de forma	24
Figura 4 –	Transformação da estrutura da martensita nas etapas 1-2-3-4	25
Figura 5 –	Transformação da estrutura da martensita nas etapas 4-5-6	26
Figura 6 –	Transformação da estrutura da martensita nas etapas 6-1	26
Figura 7 –	Esquema do efeito memória de forma reversível (EMFR) (3 para 4)	27
Figura 8 –	Curva de ensaio de tração de uma liga de Nitinol superelástico	29
Figura 9 –	Comparativo entre as propriedades das LMF, num diagrama a tensão x temperatura x deformação	30
Figura 10 –	Curvas tensão-deformação típicas de liga NiTi, obtidas em ensaios a diferentes temperaturas	30
Figura 11 –	Esquema das regiões do EPE e EMF, em função da temperatura e tensão	31
Figura 12 –	Diagrama de fase da liga de Ni-Ti	32
Figura 13 –	Diagrama de fase associado ao tempo-temperatura-transformação para o sistema Ni-Ti	33
Figura 14 –	Estágios de desenvolvimento de trinca por fadiga	35
Figura 15 –	Diagrama S-N plotados a partir dos resultados de ensaios de fadiga axial em aço	36
Figura 16 –	Classificação da fadiga em LMF e principais abordagens teóricas de fadiga funcional e fadiga estrutura	38

Figura 17 –	Esquema de funcionamento de uma válvula com mola de Ti-Ni com efeito memória de forma. a) sistema fechado e b) sistema aberto	40
Figura 18 –	Representação dos esforços em uma mola helicoidal. (a) Mola helicoidal carregada longitudinalmente; b) diagrama de corpo livre mostrando que o fio está sujeito a um cisalhamento direto e a um cisalhamento de torção	41
Figura 19 –	Esquema do projeto do atuador de ação linear mola de aço/ SMA de atuador linear projetada e fabricada	41
Figura 20 –	Etapas da preparação dos atuadores helicoidais	44
Figura 21 –	Curva tensão - deformação para ligas Ni-Ti superelásticas, seguindo a norma ASTM F2516-14	47
Figura 22 –	Máquina de ensaios universal. a) Visão geral. b) Detalhe mostrando corpo de prova montado dentro da câmara térmica	48
Figura 23 –	Esquema de um circuito hidráulico genérico, utilizando a válvula com material inteligente	49
Figura 24 –	Máquina de Ensaio de Fadiga e Banho térmico	51
Figura 25 –	Esquema do dispositivo de fadiga	52
Figura 26 –	Detalhes da fixação da mola no suporte. a) detalhe de fixação da mola na bucha; b) mola comprimida; c) mola tracionada	53
Figura 27 –	Esquema do dispositivo para a realização da ciclagem termomecânica	54
Figura 28 –	Fluxograma do ensaio de fadiga	57
Figura 29 –	Localização das principais zonas de tensão no modo de flexão simples	58
Figura 30 –	Suporte tipo single cantilever adaptado para fios muito maleáveis	59
Figura 31 –	Imagens obtidas por MO da secção transversal do fio de Ni-Ti tratado termicamente, com aumento de 100X	62

Figura 32 –	Micrografia obtida por MEV do fio de Ni-Ti BSW submetido ao tratamento de 500°C por 24h, seguido de têmpera. a) 8000X; b) 12000X; c) 8000X; d) 50000X	63
Figura 33 –	Micrografia obtida por MEV do fio de Ni-Ti BSW submetido ao tratamento de 500°C por 24h, seguido de têmpera. a) 30000X; b) 30000X; c) 16000X; d)30000X	64
Figura 34 –	Micrografia obtida por MEV de precipitados rico em Ti relacionado com o Espectro obtido por EDS: a) Precipitados ricos em Ti; b) Precipitado analisado por EDS; c) Espectograma	65
Figura 35 –	Curvas tensão-deformação dos fios Ni-Ti	66
Figura 36 –	Curvas tensão-deformação dos fios Ni-Ti até 6% de deformação	67
Figura 37 –	Detalhes da ruptura, ao final do ensaio de tração no fio de Ni-Ti	71
Figura 38 –	Curva típica de deformação termoelástica versus temperatura e determinação das propriedades termoelásticas	73
Figura 39 –	Evolução do comportamento das temperaturas de transformação dos atuadores de Ni-Ti para o ensaio de fadiga a 70MPa	74
Figura 40 –	Evolução das temperaturas de transformação dos atuadores de Ni-Ti para o ensaio de fadiga a 135MPa	76
Figura 41 –	Evolução do comportamento das temperaturas de transformação dos atuadores de Ni-Ti para o ensaio de fadiga a 200MPa	77
Figura 42 –	Evolução do comportamento das temperaturas de transformação dos atuadores de Ni-Ti para o ensaio de fadiga a 270MPa	79
Figura 43 –	Comportamento da temperatura Af em função do número de ciclos para as tensões de 70, 135, 200 e 270 MPa, após aplicação dos ciclos de Fadiga	80

Figura 44 –	Comportamento da temperatura A_s em função do número de ciclos para as tensões de 70, 135, 200 e 270 MPa, após aplicação dos ciclos de Fadiga	81
Figura 45 –	Comportamento da temperatura M_s em função do número de ciclos para as tensões de 70, 135, 200 e 270 MPa, após aplicação dos ciclos de Fadiga	82
Figura 46 –	Comportamento da temperatura M_f em função do número de ciclos para as tensões de 70, 135, 200 e 270 MPa, após aplicação dos ciclos de Fadiga	83
Figura 47 –	Relação entre temperatura de transformação de fase e tensão aplicada	84
Figura 48 –	Comportamento da termoelasticidade em função do número de ciclos para as tensões de 70, 135, 200 e 270MPa	86
Figura 49 –	Comportamento da Histerese térmica no Ensaio de Fadiga à 70, 135, 200 e 270MPa	88
Figura 50 –	Curva de Wöhler para forças de 8; 9; 10 e 12N e frequência fixa de 10Hz	89
Figura 51–	Micrografia obtida por MEV da superfície de fratura com a carga de 8N. a) Visão Geral; b) Visão da região em destaque	91
Figura 52 –	Micrografia obtida por MEV da superfície de fratura com a carga de 9N	92
Figura 53 –	Micrografia obtida por MEV da superfície de fratura com a carga de 10N. a) Vista geral; b) Vista da região em destaque	92
Figura 54 –	Micrografia obtida por MEV da superfície de fratura com a carga de 12N	93

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 –	Informações sobre a liga BSW de Ni-Ti	43
Tabela 2 –	Temperaturas de transformação dos tratamentos térmicos para o material BSW	45
Tabela 3 –	Características dos Ensaios de Fadiga realizados na liga BSW de Ni-Ti	49
Tabela 4 –	Parâmetros e condições críticas no atuador de Ni-Ti	50
Tabela 5 –	Relação entre as Tensões de cisalhamento no fio, Força axial e a massa submetida à mola	56
Tabela 6 –	Resultados do ensaio de tração na liga BSW de Ni-Ti tratada termicamente	70
Tabela 7 –	Resultados da evolução das temperaturas de transformação no Ensaio de Fadiga a 70MPa	75
Tabela 8 –	Resultados da evolução das temperaturas de transformação no Ensaio de Fadiga a 135MPa	76
Tabela 9 –	Resultados da evolução das temperaturas de transformação no Ensaio de Fadiga a 200MPa	78
Tabela 10 –	Resultados da evolução das temperaturas de transformação no Ensaio de Fadiga a 270MPa	79
Tabela 11 –	Resultados da evolução da temperatura A_f no Ensaio de Fadiga à 70, 135, 200 e 270MPa.....	80
Tabela 12 –	Resultados da evolução da temperatura A_s no Ensaio de Fadiga à 70, 135, 200 e 270MPa.....	81
Tabela 13 –	Resultados da evolução da temperatura M_s no Ensaio de Fadiga à 70, 135, 200 e 270MPa.....	82
Tabela 14 –	Resultados da evolução da temperatura M_f no Ensaio de Fadiga à 70, 135, 200 e 270MPa.....	84
Tabela 15 –	Resultados da Termoelasticidade no Ensaio de Fadiga à 70, 135, 200 e 270MPa.....	86
Tabela 16 –	Resultados da Histerese Térmica no Ensaio de Fadiga à 70, 135, 200 e 270MPa.....	88

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVOS	19
2.1	OBJETIVO GERAL	19
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	19
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1	LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA	20
3.2	TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS EM LMF.....	21
3.3	PROPRIEDADES TERMOELÁSTICAS DAS TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS	24
3.3.1	Efeito memória de forma simples	24
3.3.2	Efeito memória de forma reversível	26
3.3.3	Pseudoelasticidade	27
3.4	LIGAS DE NI-TI	32
3.5	FADIGA EM LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA	34
3.5.1	Fadiga estrutural	34
3.5.2	Fadiga funcional	37
3.6	APLICAÇÕES DE MOLAS HELICOIDAIS DE NI-TI	39
4	PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	43
4.1	SELEÇÃO DO MATERIAL	43
4.2	PREPARAÇÃO DOS ATUADORES	43
4.3	CARACTERIZAÇÃO PRÉ-FADIGA DO MATERIAL	45
4.3.1	Microscopia ótica (MO)	46
4.3.2	Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	46
4.3.3	Ensaio de tração	46
4.4	ENSAIO DE FADIGA	48
4.4.1	Ensaio de fadiga na mola de Ni-Ti	50
4.4.1.1	Máquina de ensaio de fadiga	50
4.4.1.2	Ciclos rápidos	53

4.4.1.3	Sistema utilizado na ciclagem termomecânica	54
4.4.1.4	Ciclos lentos	56
4.4.1.5	Organização dos ciclos rápidos e lentos	56
4.4.2	Ensaio de fadiga no fio de Ni-Ti	58
4.4.2.1	Caracterização pós-fadiga do fio	60
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	61
5.1	CARACTERIZAÇÃO PRÉ - FADIGA DO MATERIAL	61
5.1.1	Microscopia ótica	61
5.1.2	Microscopia eletrônica e EDS	62
5.1.3	Ensaio de tração	66
5.2	ENSAIOS DE FADIGA	72
5.2.1	Interferência do diâmetro do arame nos ensaios de fadiga	72
5.2.2	Análise da fadiga funcional	73
5.2.2.1	Efeito da ciclagem termomecânica	73
5.2.2.2	Evolução das temperaturas de transformação	80
5.2.3	Evolução da termoelasticidade e histerese	85
5.2.4	Análise da fadiga estrutural utilizando o DMA	88
5.3.4.1	Caracterização pós – fadiga	90
6	CONCLUSÕES	94
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	96
	REFERÊNCIAS	97

1 INTRODUÇÃO

As ligas com memória de forma (LMF) compõem um seleto grupo de materiais metálicos, cujas habilidades de recuperação de forma, são atribuídas as transformações martensíticas termoelásticas. Pertencentes a esse grupo, as ligas a base de Ni-Ti são as mais utilizadas em aplicações comerciais, por combinar as propriedades associadas às ligas com memória de forma, com boas propriedades mecânicas (LAGOUDAS, 2008). Em particular, essas ligas são consideradas as LMF com maior potencial de aplicações na engenharia, pela alta capacidade de recuperar a forma, maior histerese pseudoplástica, resistência à fadiga e corrosão e biocompatibilidade (TUNER, 2001). Entretanto, apesar das inúmeras pesquisas sobre o desenvolvimento e aplicações dessas ligas de Ni-Ti, desde 1960, algumas questões ainda são discutidas na comunidade científica, principalmente quando esses materiais são submetidos às solicitações termomecânicas cíclicas. Segundo De Araújo et al. (2010) não existem normas técnicas que regulem os testes de fadiga destes materiais, submetidos a ciclagem térmica sob carregamento mecânico. Isto faz com que as diferenças de vida em fadiga encontradas na literatura, para materiais semelhantes, sejam discrepantes e incompreensíveis. Além do mais, como existe uma grande variedade de formatos e tamanhos de atuadores, destinados a aplicações diversas, cada uma com sua particularidade quanto a variação de temperatura, de tensão ou deformação, fica muito difícil encontrar, no mercado, equipamentos convencionais que possibilitem a realização destes ensaios de fadiga nesses elementos (ROCHA, 2014). Logo, percebe-se que o grau de confiabilidade das aplicações de atuadores/sensores de Ni-Ti pode ser aumentado, ao se estudar o complexo fenômeno de fadiga que acontece nesses materiais. Nesse contexto, o principal objetivo desse trabalho foi contribuir no entendimento do fenômeno da fadiga em atuadores/sensores de Ni-Ti com forma de mola helicoidal, destinadas ao acionamento de válvulas de fluxo. Segundo Eggeler et al. (2004), a fadiga de LMF pode ser classificada em fadiga estrutural e fadiga funcional. Em suma, as ligas podem falhar por ruptura mecânica (mecanismos da fratura) – fadiga estrutural ou podem deixar de executar o EMF (aminésia ou perda de memória) devido ao processo de estabilização da martensítica – fadiga funcional (GONZALEZ et al., 2004). Para compreender a fadiga funcional no atuador, fios de Ni-Ti foram ciclados até a ruptura, utilizando o DMA (Dynamic

Mechanical Analysis), no modo de flexão simples, para assim fazer o levantamento da curva de Wöhler. A caracterização pós fadiga foi realizada na superfície de fratura utilizando microscopia eletrônica de varredura. Para compreender a fadiga funcional no atuador, foi proposta uma metodologia, baseada na realização de ciclos lentos e rápidos que permitiram o levantamento de dados para avaliar a degradação do efeito memória de forma através da evolução das temperaturas críticas, histerese e termoelasticidade, durante a ciclagem termomecânica do atuador.

O laboratório de materiais inteligentes da UFPE vem desenvolvendo pesquisas nessa área. Oliveira (2011) em sua tese intitulada: Estudo Mecano-Metalúrgico de Fios de Ti-Ni para Aplicação em Atuadores de Válvulas de Fluxo, desenvolveu atuadores helicoidais para substituição do sistema de acionamento de uma válvula de fluxo, e verificou a necessidade de um estudo mais aprofundado sobre fadiga nesses atuadores. Rocha (2014) deu continuidade a esse estudo na sua tese intitulada: Desenvolvimento e Fabricação de Dispositivos para Estudo da Fadiga Mecânica e dos Fenômenos de Memória de Forma, nesse trabalho, uma máquina de ensaio de fadiga foi desenvolvida e validada. Logo, o presente trabalho dá seguimento a essas pesquisas, utilizando um atuador com as mesmas características de projeto, desenvolvido por Oliveira (2011), e o caracteriza quanto a fadiga, utilizando o equipamento criado por Rocha (2014), porém com algumas melhorias quanto ao sistema de fixação na mola. Espera-se ao final, validar o atuador helicoidal quanto a fadiga, aumentando sua confiabilidade para aplicação em válvulas de fluxo e contribuir no desenvolvimento de rotinas para ensaios de fadiga em atuadores com memória de forma e de tecnologias nacionais.

O trabalho tem os objetivos descritos no capítulo 2; os principais conceitos referente a fadiga com memória de forma em Ni-Ti foram explicados na revisão bibliográfica, no capítulo 3; os experimentos utilizados para alcançar os objetivos proposto foram descritos no capítulo 4; os dados obtidos nesses experimentos foram apresentados e analisados no capítulo 5, intitulado Resultados e Discussões; No capítulo 6 foram apresentadas as deduções feitas com base na discussão dos resultados; O capítulo 7 apresenta as sugestões para trabalhos futuros e por fim, o capítulo 8 encerra o trabalho, apresentando as referências utilizadas.

2 OBJETIVOS

Para melhor compressão da importância do presente trabalho para o meio científico e industrial, os objetivos foram descritos de modo geral e específico.

2.1 OBJETIVO GERAL

Este projeto de pesquisa tem por objetivo estudar o comportamento de sensores/atuadores inteligentes, de ligas com memória de forma, de Ni-Ti, quanto a fadiga estrutural e funcional, submetendo-os à ciclos termomecânicos, que simulem as condições de serviços as quais seriam requisitados, numa aplicação em válvulas de fluxo.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Realizar uma caracterização pré - fadiga do material, utilizando as técnicas de Microscopia ótica e Eletrônica de Varredura e Ensaio de Tração;
- Desenvolver uma metodologia de ensaio de fadiga, baseada na aplicação a qual o atuador se destina;
- Comprovar a eficiência de uma máquina de ensaio de fadiga;
- Realizar uma caracterização pós - fadiga para entender os mecanismos de falha no material.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo explicita contribuições de autores, em diversas áreas de conhecimento, relacionados ao tema do trabalho, consolidando o embasamento teórico do projeto.

3.1 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA

As Ligas com Memória de Forma (LMF) pertencem a uma classe de materiais metálicos especiais que apresentam a capacidade de recuperar totalmente uma deformação residual por meio de um aquecimento à temperaturas específicas (Efeito Memória de Forma - EMF). Além disso, essas LMF apresentam, numa determinada faixa de temperatura, o fenômeno de superelasticidade (SE), que permitem ao material sofrer grandes deformações e, após a retirada do esforço mecânico, recuperar a forma original, sem que ocorra deformação plástica ou falha do material (OTSUKA;WAYMAN, 1998). As principais famílias das ligas com memória de forma são: base cobre (Cu-Zn-Al, Cu-Al-Mn, Cu-Al-Ni, Cu-Al-Be, Cu-Sn e outras), base Ni-Ti (Ni-Ti, Ni-Ti -Cu e Ni-Ti -Nb), base ferro (Fe-Mn e Fe-Mn-Si) e base ouro (Au-Cd). Embora exista uma variedade de famílias, algumas se sobressaem as outras, dentre estas LMF, destacam-se as ligas de Ni-Ti, bem como algumas ligas de base cobre dos sistemas Cu-Zn-Al e Cu-Al-Ni (OTSUKA; WAYMAN, 1998).

O contexto histórico das ligas com memória de forma tem alguns marcos, e os mais relevantes para essa tese, foram organizados de acordo com a ordem cronológica descrita seguir:

- 1932 - Ölander e Scheil observaram a reversibilidade das transformações martensíticas e o comportamento pseudoelástico da liga Au-Cd (QUADROS; GONZALEZ, 1992);
- 1938 - Greninger e Mooradian constataram a formação e o desaparecimento de uma fase martensítica ao submeter a liga de Cu-Zn a variação de temperatura;
- 1949 - O fenômeno básico do efeito de memória, causado pelo comportamento termoelástico da fase martensita, foi amplamente relatado por Kurdjumov e Khandros, nas ligas de Cu-Zn;

- 1960 - As ligas de níquel-titânio foram desenvolvidas pela primeira vez no Naval Ordnance Laboratory, nos Estados Unidos, e então comercializadas sob o nome comercial de NiTiNOL (acrônimo para Nickel Titanium Naval Ordnance Laboratory) (KAUFFMAN; MAYO, 1997).
- 1970 - Nessa década, as pesquisas sobre memória de forma tiveram início no Brasil, com destaque para os professores Evando Mirra de Paula e Silva e Margareth Spangler de Andrade (QUADROS; GONZALEZ, 1992);
- 1980 - Nessa década, o professor Ney Quadros iniciou, na UFPE, os estudos em memória de forma em liga de cobre.
- Atualmente - O professor Cezar Henrique Gonzalez lidera os estudos em ligas com memória de forma, com linhas de pesquisa tanto em ligas de cobre, como em ligas de Ni-Ti, na UFPE.

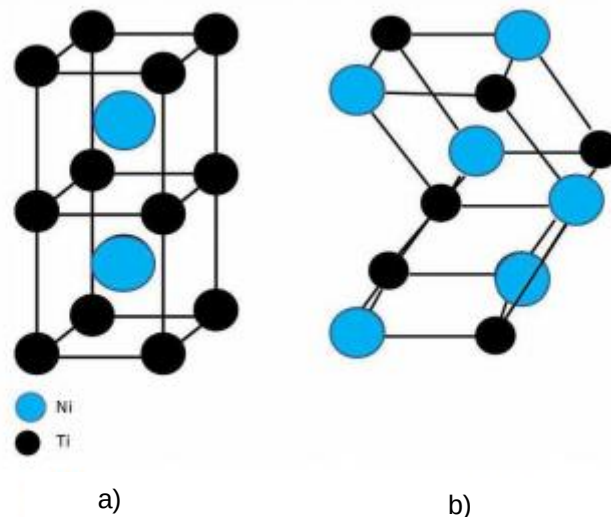
3.2 TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS EM LMF

Tanto em aços como nas LMF a transformação martensítica é adifusional, ocorrendo por um cisalhamento da rede cristalina. Porém, nesses materiais, o comportamento cristalográfico dessas transformações é diferente quanto a reversibilidade. Em aços, e em outras ligas como CoNi, essa transformação ocorre durante o resfriamento, de uma maneira repentina, formando martensitas em forma de ripas, as quais são imóveis com a aplicação de temperatura ou carregamento mecânico, sendo por isso consideradas irreversíveis (BHATTACHARYA et al., 2004). Todavia, nas LMF, essas mesmas transformações, tem comportamento reversível. Essa reversibilidade ocorre entre as transformações da fase Austenita (ou fase matriz/fase mãe) para Martensita ou de ordem contrária, formando a base para o comportamento das LMF (LA CAVA et al., 2000).

Nas ligas de Ni-Ti, enquanto a austenita (B2) possui uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), bem ordenada, que apresenta apenas uma variante (planos de hábito cristalograficamente equivalentes), a martensita monoclinica também chamada de fase B19', pode apresentar até vinte e quatro variantes, para o caso mais geral, e sua estrutura depende do tipo de transformação sofrida pelo material (FUNAKUBO, 1987; OTSUKA; REN, 1999; WASILEVSKI, 1975; WU, 2000). A figura

1 mostra o esquema da estrutura cristalina da austenita e da martensita em liga de Ni-Ti. A transformação martensítica, nesses materiais, 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' (OLIVEIRA, 2011). 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 ($B2 \rightarrow R$) e baixa deformação plástica, como uma consequência do rearranjo dos campos de tensões da estrutura (CISMASIU, 2010).

Figura 1- Estrutura cristalina em liga de Ni-Ti (a) austenita (b) martensita.



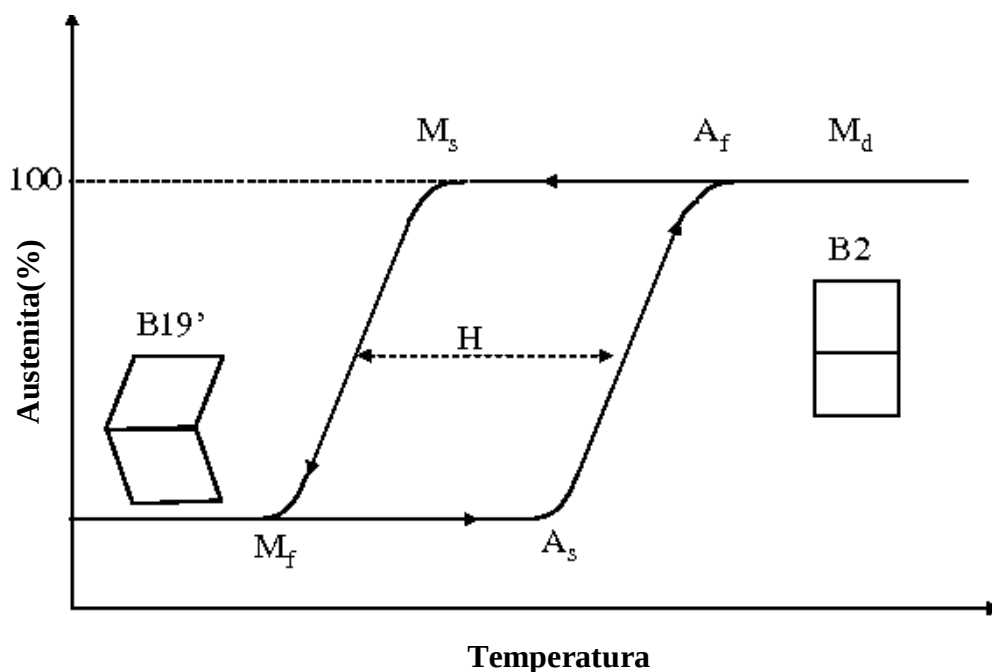
Fonte: Otsuka (1998).

Os pontos críticos das transformações de fase martensítica em única etapa, podem ser visualizados na figura 2. A identificação desses pontos no estudo dessas ligas, compõem uma caracterização térmica, que segue a definição clássica para as ligas de Ni-Ti, exposta a seguir e citada no trabalho de Silva, 2013:

A_s (Austenita start): A temperatura na qual ocorre o início da transformação austenítica ou inversa; A_f (Austenita finished): A temperatura na qual ocorre o término

da transformação austenítica; M_s (Martensita start): A temperatura na qual ocorre o início da transformação martensítica ou direta; M_f (Martensita finished): A temperatura na qual ocorre o término da transformação martensítica; M_d (martensite death): Temperatura máxima acima de A_f em que a martensita pode ser induzida por tensão; e_c (Amplitude térmica de resfriamento): $e_c = M_f - M_s$; e_h (Amplitude térmica de aquecimento): $e_h = A_f - A_s$; H (Histerese térmica): Esse fenômeno ocorre em materiais cujas propriedades dependem da temperatura, observa-se uma mudança no comportamento dessas propriedades durante o aquecimento e durante o resfriamento. A austenita transforma-se em martensita com o resfriamento, entretanto o ciclo reverso de martensita para austenita ocorre com o aquecimento; advertindo-se que não ocorrem à mesma temperatura. O aquecimento e o resfriamento, portanto, não se sobrepõem, de modo que essa transformação exibe uma histerese (OTSUKA; WAYMAN, 1998; PICORNELL et al., 1989). A histerese pode ser definida também, como a diferença entre as temperaturas A_{50} e M_{50} que correspondem às temperaturas para 50% da fração transformada da fase austenítica e 50% da fase martensítica, respectivamente ($H = A_{50} - M_{50}$).

Figura 2- Curva da fração transformada de austenita em função da temperatura.



Fonte: Adaptado de Nemat-Nasser e Guo, 2006.

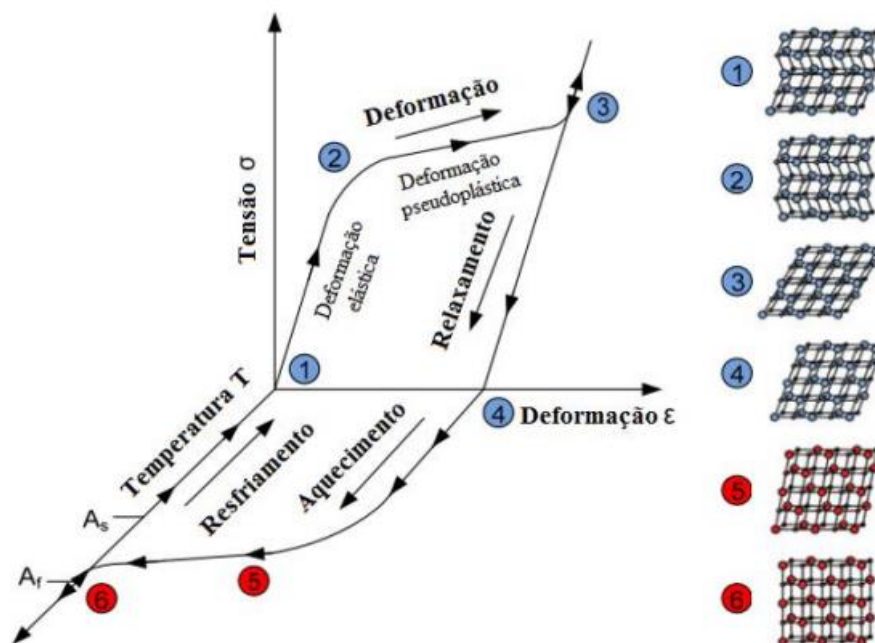
3.3 PROPRIEDADES TERMOELÁSTICAS DAS TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS

A Transformação Martensítica Termoelástica gera propriedades funcionais como resultado da necessidade da estrutura cristalina em acomodar um estado mínimo de energia para uma dada temperatura (OTSUKA; WAYMAN, 1998). Dentre essas propriedades, pode-se citar os seguintes fenômenos: Efeito memória de forma simples (EMFS); Efeito memória de forma Reversível e Pseudoelasticidade.

3.3.1 Efeito memória de forma simples

A figura 3 exibe o diagrama tensão x deformação x temperatura do EMFS, mostrando as etapas desse fenômeno de maneira associada as mudanças cristalográficas envolvidas. Os pontos enumerados, indicam a sequência termomecânica do efeito memória de forma simples: 1-2-3-4: A liga com memória de forma está sendo submetida a um carregamento mecânico, abaixo do M_f , na fase martensita maclada. Nessa etapa é possível demaclar ou reorientar um certo número de variantes de martensita. Uma deformação aparentemente permanente é gerada e persiste mesmo após a retirada da tensão, essa deformação é chamada pseudoplástica.

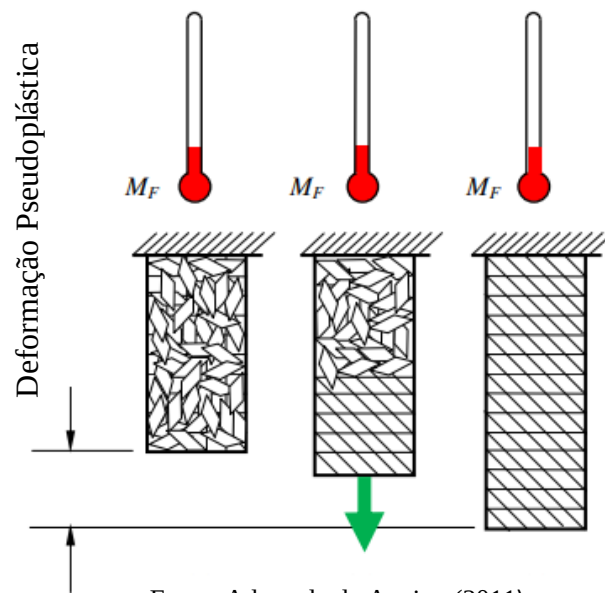
Figura 3- Sequência termomecânica para obter o efeito memória de forma.



Fonte: Adaptado de Langbein e Czechowicz (2013).

A figura 4 exibe a evolução da estrutura martensítica, fazendo referência as etapas 1-2-3-4 da figura 3.4-5-6: Após aquecimento acima do A_f , ocorre a reversão de fase martensita/austenita, ocasionando recuperação da forma pseudoplástica e da forma original da liga, promovendo alteração da forma macroscópica (URBINA PONS, 2011).

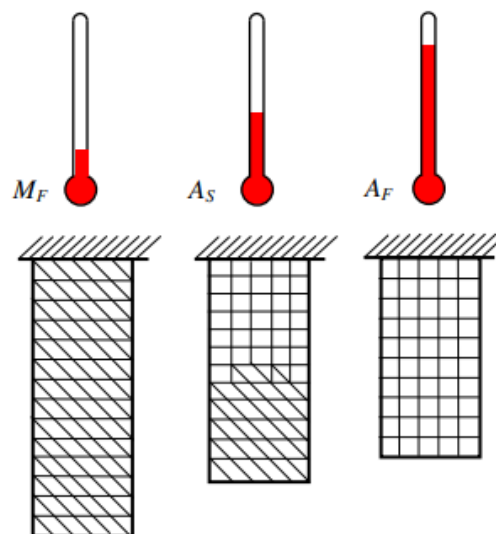
Figura 4- Transformação da estrutura da martensita nas etapas 1-2-3-4.



Fonte: Adaptado de Aquino (2011).

A figura 5 exibe essa reversão, mostrando os detalhes da transformação reversa ocorrendo em única etapa, ficando a passagem pela temperatura M_s subentendida.

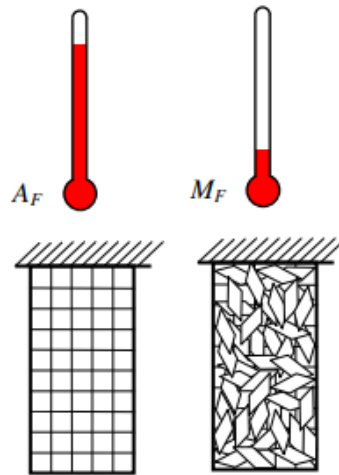
Figura 5- Transformação da estrutura da martensita nas etapas 4-5-6.



Fonte: Adaptado de Aquino (2011).

6-1: Durante o resfriamento a austenita se transforma na martensita maclada. A figura 6 exibe a estrutura da martensita, obtida após esse resfriamento.

Figura 6- Transformação da estrutura da martensita nas etapas 6-1.



Fonte: Adaptado de Aquino (2011).

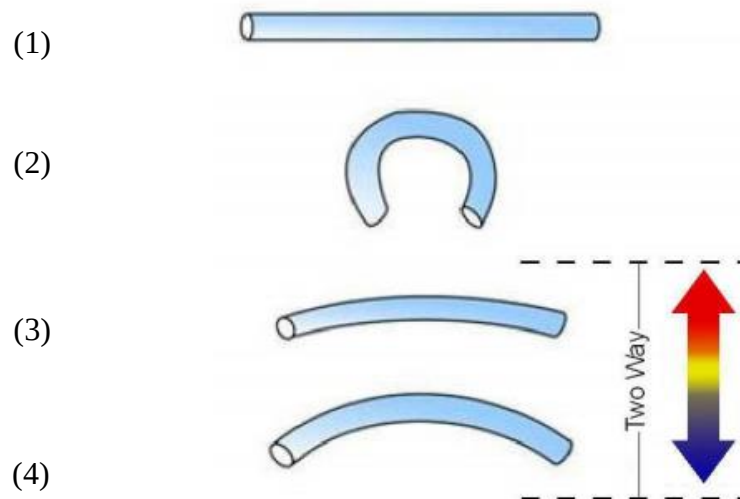
3.3.2 Efeito memória de forma reversível

O termo Efeito memória de forma reversível (EMFR), em 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. Estes procedimentos foram denominados de educação ou treinamento (STALMANS et al., 1991). A figura 7 exibe o processo macroscópico do EMFR:

- 1- O atuador está na sua forma original e está no estado martensítico ($T < M_f$);
- 2- O atuador continua martensítico ($T < M_f$); e sofre uma deformação, oriunda de um carregamento flexivo. Mesmo após a retirada da carga, o atuador permanece deformado;
- 3- Livre de carregamentos, o atuador é aquecido até uma temperatura $T > A_f$, o material apresenta uma deformação residual, não retornando a sua forma original.
- 3-4- Realizando vários ciclos térmicos, sem a aplicação de esforço externo, verifica-se que a forma do atuador varia entre (3) e (4). Desse modo a liga pode

memorizar duas configurações diferentes, uma a alta temperatura e a outra a baixa temperatura.

Figura 7- Esquema do efeito memória de forma reversível (EMFR) (3 para 4).



Fonte: Adaptado de Takezawa (1976).

Segundo Oliveira (2011), microscopicamente, para que a forma em (4) seja memorizada, 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.

3.3.3 Pseudoelasticidade

A pseudoelasticidade ou efeito pseudoelástico (EPE) ocorre quando uma amostra deformada se encontra acima do limite elástico, de modo que quando cessado o descarregamento o material voltará a sua forma original a uma temperatura constante. O efeito pode ser de comportamento tipo borracha ou de superelasticidade (GONZALEZ,2002).

- a) Comportamento tipo borracha: Uma liga com EMF, quando envelhecida no estado martensítico por tempo suficiente, pode adquirir efeito borracha, isto é,

se for aplicada tensão, a deformação correspondente é recuperada com o descarregamento (OTSUKA; WAYMAN, 1998). Quando o fenômeno ocorre com o material na fase martensítica ($M \leftrightarrow M$), o mecanismo atuante é o rearranjo de variantes martensíticas (maclação), através do movimento reversível de contornos de macla, conhecido também pelo termo “efeito borracha” (HODGSON et al., 1990; MCNANEY et al., 2003)

- b) Superelasticidade: É a capacidade de o material sofrer grandes deformações, causadas pela aplicação de tensões, e retornar a sua forma original ao fim do descarregamento das mesmas (CVIJAN et al., 1975). Porém nas ligas com memória de forma, é necessário que o carregamento e descarregamento aconteça dentro de intervalo de temperatura, delimitado pelo A_f e pelo M_d (a temperatura a partir da qual a martensita não pode ser induzida por tensão). Para Duerig et al. (1990), entre A_f e M_d , a martensita induzida por tensão se torna instável durante o descarregamento e a superelasticidade é observada; acima de M_d a deformação ocorre através dos mecanismos de escorregamento, pois a martensita não pode mais ser induzida por tensão. Gautier e Patoor (1997), observaram que acima da temperatura (M_d), também referida como *martensite death*, a plasticidade precede a transformação de fase, interrompendo a transformação martensítica. Isso pode ser desejável para aplicações em que a transformação de fase está associada à plasticidade, para modelar o material permanentemente, reduzindo irreversibilidade induzida por deformação plástica (VOLPE, 2013).

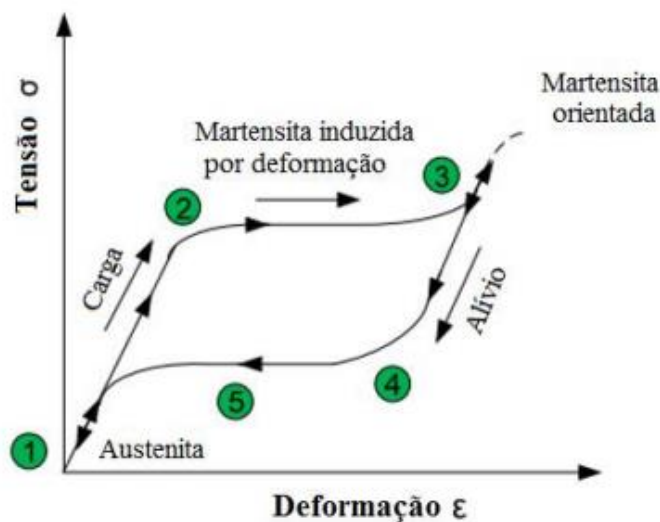
A figura 8 exibe o digrama tensão x deformação de uma LMF com comportamento superelástico. Os pontos enumerados nessa figura, indicam a sequência termomecânica desse fenômeno:

1-2 O atuador é deformado numa temperatura acima do A_f . Durante o carregamento, a austenita é deformada elasticamente, até atingir uma tensão crítica em 2, denominada de tensão de indução da martensita.

2-3 Ao atingir essa tensão, ocorre uma transformação de fase, na qual a austenita é transformada em martensita induzida por tensão (MIT). A transformação se completa em 3. Caso o carregamento fosse mantido, posterior ao fim dessa etapa 2-3, seria possível uma reorientação das variantes de martensita. Cabe ressaltar que, durante o carregamento, depois de excedido o limite elástico da fase inicial austenítica, coloca-

se em curso uma competição entre dois mecanismos de deformação: escorregamento (deformação plástica) e mudança de fase (deformação reversível). Portanto, o limite de escoamento do material deve ser alto o suficiente para que a tensão crítica de indução de martensita seja atingida antes do início do escorregamento (FIGUEIREDO, 2006).

Figura 8- Curva de ensaio de tração de uma liga de Nitinol superelástico.



Fonte: Adaptado de Langbein e Czechowicz (2013).

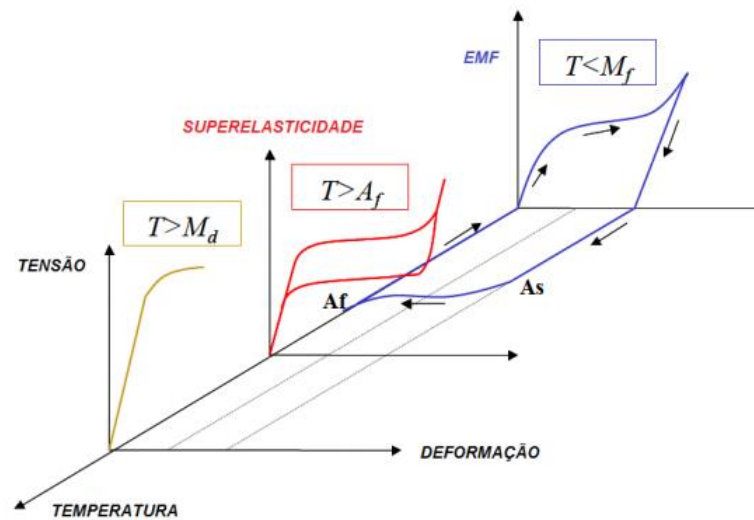
3-4-5-1 Ao remover a tensão aplicada, a martensita se recupera elasticamente (descarregamento linear) e inicia a transformação reversa, reestabelecendo a estrutura austenítica ao longo do patamar de descarregamento (PELTON et al., 2000). A energia dissipada durante o ciclo reflete numa histerese no decorrer do processo de transformação (URBINA PONS, 2011). Essa deformação recuperável pode chegar a 8% no caso das ligas de Ni-Ti (OTUBO et al., 1998).

A figura 9 faz um comparativo com os principais fenômenos apresentados pelas com memória de forma, destacando a temperatura na qual eles ocorrem. Analisando este fenômeno através de um ponto de vista termodinâmico, dentro desse intervalo de temperatura, significa que se torna mais fácil (menor energia livre) gerar fase martensítica no material, do que deformar-se plasticamente (formação e movimentação de discordâncias) (PELTON et al., 2000).

A figura 10 exhibe curvas tensão x deformação de uma liga de Ni-Ti, ensaiada em diferentes temperaturas, demonstrando que o comportamento mecânico dessas

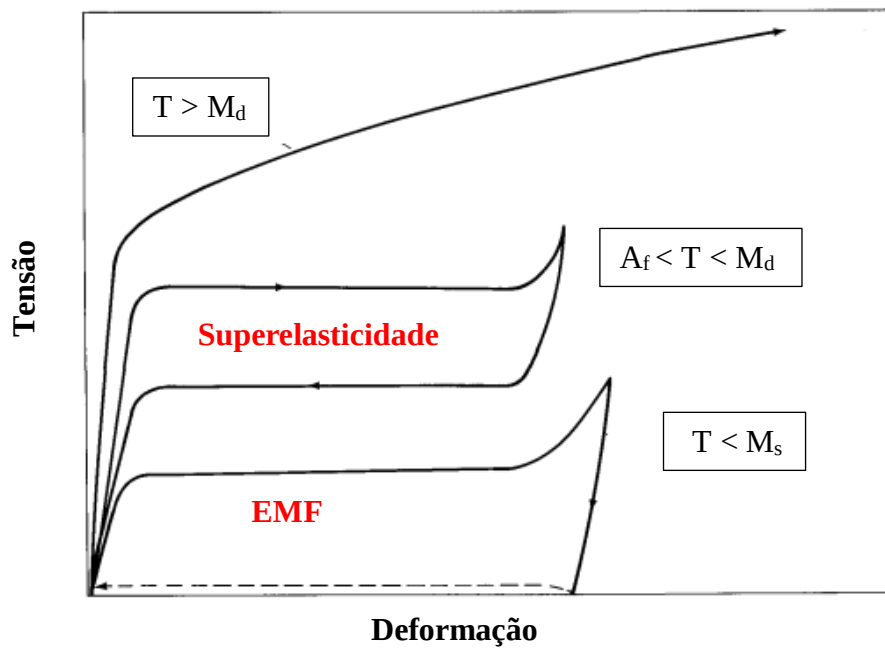
ligas com EMF é grandemente determinado pela faixa de temperaturas em que se dá a solicitação mecânica.

Figura 9- Comparativo entre as propriedades das LMF, num diagrama a tensão x temperatura x deformação.



Fonte: Urbina Pons (2011).

Figura 10- Curvas tensão-deformação típicas de liga NiTi, obtidas em ensaios a diferentes temperaturas.



Fonte: Adaptado de Hodgson et al. (1990).

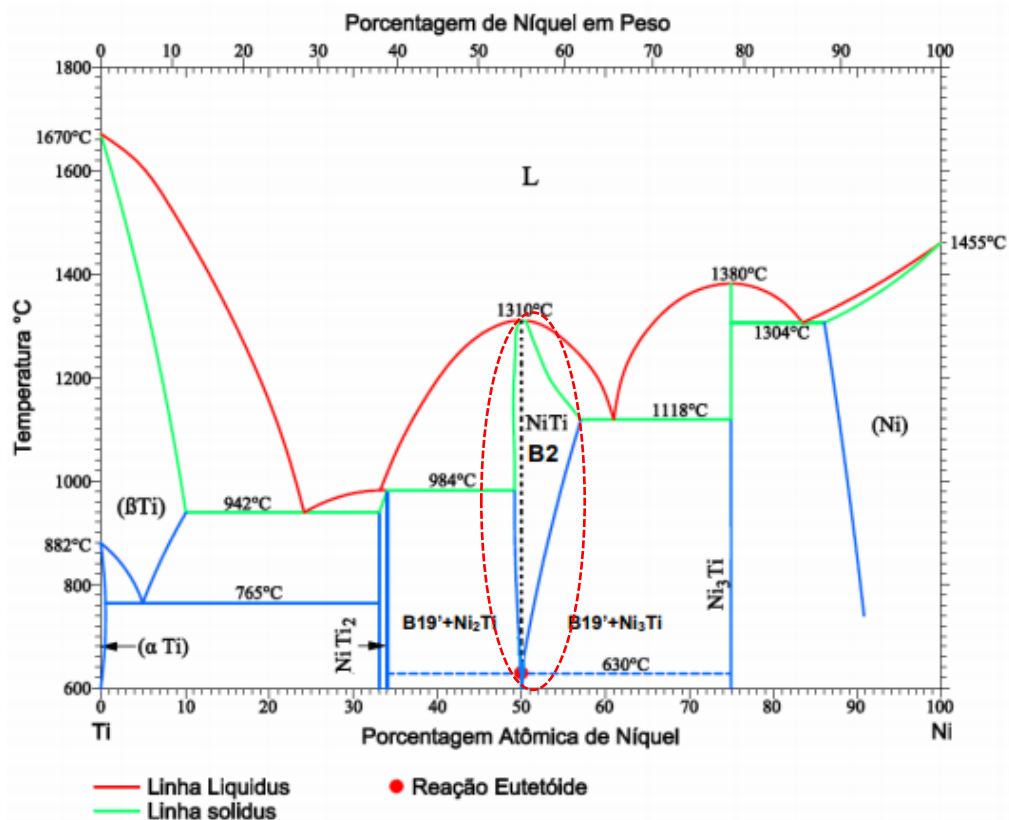
formação de martensita torna-se maior que a tensão necessária para promover a deformação plástica pelo movimento de discordâncias (MIYAZAKI et al., 1981; MELTON ; MERCIER, 1979).

Conforme apresentado nessa figura, as regiões de memória de forma e de efeito pseudoelástico são também delimitadas pela tensão crítica para indução da martensita e pela tensão crítica para o escorregamento, pois ao superar essas tensões o corpo fica sujeito à deformação plástica permanente. Por outro lado, é possível identificar um limite inferior de tensão, abaixo do qual ocorre simplesmente a recuperação elástica convencional, antes desses fenômenos (SASHIHARA, 2007).

3.4 LIGAS DE NI-TI

A figura 12 exibe o diagrama de fases do sistema Ni-Ti, com destaque para a região de maior interesse comercial e científico, delimitada pelas fases Ti_2Ni e $TiNi_3$, localizada próxima a região central.

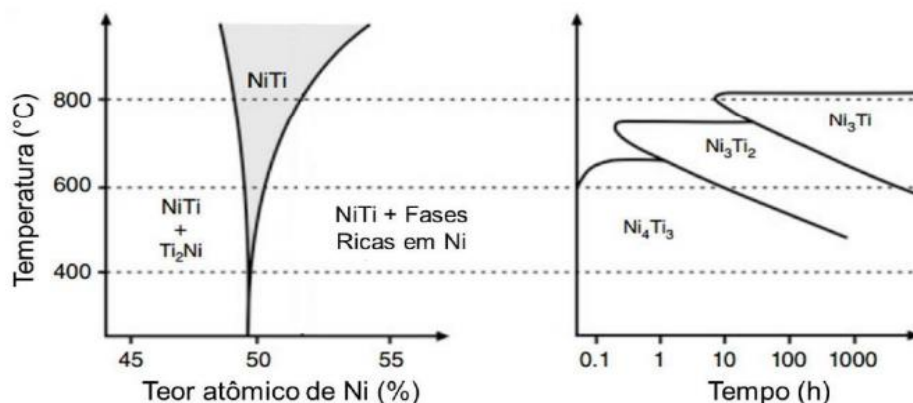
Figura 12- Diagrama de fase da liga de Ni-Ti.



Fonte: Mcneese (2001).

As ligas de Ni-Ti são um composto intermetálico, constituído pelos elementos níquel e titânio, sendo tipicamente classificadas como rica em Ti ou rica em Ni. Esses materiais 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; PELTON, 1994). De acordo com o diagrama, o composto NiTi é estável até 630°C, mas abaixo dessa temperatura, quando um resfriamento lento é realizado, ocorre a precipitação de outras fases. Contudo é possível obter a fase B2 metaestável em temperaturas mais baixas e sem a presença de fases secundárias ao se realizar tempera. Essa liga metaestável ao ser submetida a tratamentos térmicos tende a precipitar fases secundárias (VIANA, 2017). A figura 13 exibe a seção do diagrama de fases de Ni-Ti (em destaque na figura 12) associando ao diagrama TTT.

Figura 13- Diagrama de fase associado ao tempo-temperatura-transformação para o sistema Ni-Ti.



Fonte: Adaptado de Nishida (1996).

Entre outras fases intermediárias, encontradas nos processos de decomposição do TiNi, temos o Ti₂Ni, com estrutura cúbica e o TiNi₃, de estrutura hexagonal (GARAY et al., 2003). Embora o composto Ni-Ti esteja cercado por essas duas fases, Ti₂Ni e TiNi₃, estudos demonstraram a existência de compostos intermetálicos metaestáveis de Ti₃Ni₄ e Ti₂Ni₃ do lado rico em Ni, após curto tratamento térmico em temperaturas intermediárias (300°C a 600°C) (OTSUKA ; REN, 2005; TAM, 2010). Os precipitados de Ti₃Ni₄ 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.

Assim, o diagrama de fases dessas ligas é uma ferramenta que auxilia tanto na seleção de tratamentos térmicos apropriados, como na identificação de regiões, onde a composição do material resulte em melhores propriedades do efeito memória de forma e superelasticidade, e devido a sua complexidade e importância, ele ainda é foco de muitos estudos (OLIVEIRA, 2011).

3.5 FADIGA EM LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA

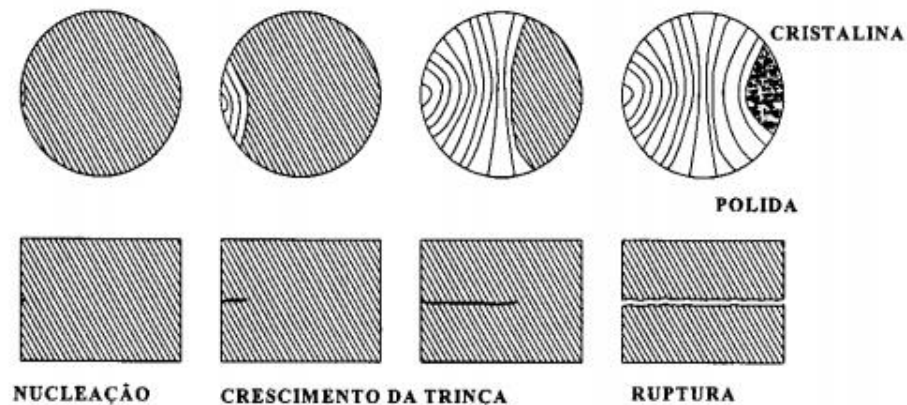
Eggeler et al. (2004) classificou a fadiga em LMF em fadiga estrutural e fadiga funcional, termos que também foram empregados por Humbeeck e Stalmans, (1998) (SILVA et al., 2015). Em suma, a fadiga estrutural se refere ao processo similar ao que acontece nos metais, caracterizado pela nucleação da trinca, propagação da mesma, até culminar na fratura do material. Por outro lado, a fadiga funcional se refere a degradação das propriedades funcionais do material, caracterizada pela perda ou diminuição do efeito memória de forma ou pseudoelasticidade.

3.5.1 Fadiga estrutural

A fadiga estrutural de um metal pode ser definida como um fenômeno de enfraquecimento progressivo de um metal quando este está submetido a carga dinâmica ou repetida (BRANCO, 2006). Diferente de algumas falhas estáticas que dão sinais prévios, as falhas por fadiga são repentinas, catastróficas e seus mecanismos de falha ainda não são plenamente conhecidos. As fraturas na falha por fadiga surgem em três estágios de desenvolvimento: início da trinca, propagação da trinca e ruptura repentina devido ao crescimento instável da trinca. O primeiro estágio pode ter uma pequena duração; o segundo estágio envolve o maior tempo da vida da peça; e o terceiro e último estágio é instantâneo (NORTON, 2013). A figura 14 exhibe esses estágios.

Os três métodos fundamentais da vida sob fadiga utilizados em projeto e análise são o método da vida sob tensão, o método da vida sob deformação e o método da mecânica de fratura linear elástica. Tais métodos tentam predizer a vida, em número de ciclos (N) até a ocorrência de falha, para um nível de carregamento especificado.

Figura 14- Estágios de desenvolvimento de trinca por fadiga.



Fonte: Driemeier (1995).

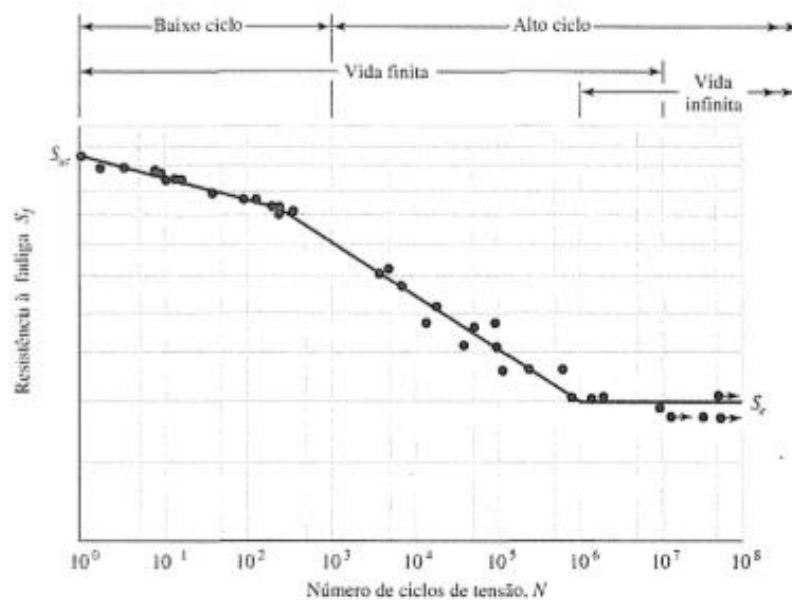
A vida de $1 < N < 10^3$ ciclos é geralmente classificada como fadiga de baixo ciclo, enquanto se considera que a fadiga de alto ciclo ocorre para $N > 10^3$ ciclos (SHIGLEY, 2005):

- Método da mecânica de fratura linear elástica - Essa metodologia emprega as leis de crescimento de trincas da mecânica de fratura. Trabalha-se com a premissa de que existem trincas pré-existentes no material, e procura-se estimar o número de ciclos de fadiga para propagar uma trinca dominante até um comprimento crítico, o qual pode ser estimado com base, por exemplo, na tenacidade à fratura do material (FIGUEIREDO, 2006). Logo, a vida útil do elemento projetado segundo essa metodologia, é caracterizada por um comprimento limite da fenda.
- Método da vida sob controle de deformação: Nesse caso, considerando que o material é isento de fissuras, também tem vida finita e a solicitação é feita em termos de deformação, o período de nucleação da trinca é dado aproximadamente pelas equações de Coffin - Manson, enquanto que a mecânica da fratura fornece meios de estudar quantitativamente o período de propagação da fissura. No entanto, o processo de nucleação da trinca não está quantificado suficientemente, de forma a ser acoplado efetivamente com a mecânica da fratura e fornecer uma previsão da vida do componente que seja confiável (ROSA, 2002). Quanto ocorrer pontos de concentração de tensão, que ultrapassem o limite elástico do material, o método de fadiga controlada por deformação é o mais indicado. Baseado na observação que a resposta do

material em pontos de concentração de tensão é dependente da deformação (SOUZA, 2012).

- Método da vida sob controle de tensão: nessa abordagem clássica, o dimensionamento do componente é feito visando impedir a formação de trincas. Nesse método usual de tratar o problema de fadiga, baseado nos trabalhos pioneiros de Wöhler, a variável de controle que atua sobre o material é a tensão. Neste caso o conceito de tensão limite de fadiga encontra plena justificativa e é a base de todo o estudo (ROSA, 2002). Uma maneira tradicional de se estudar o comportamento de um material sob condições de fadiga sob controle de tensão é o levantamento, em laboratório, da chamada curva de Wöhler ou S-N, onde S é a tensão em que o material irá falhar com um número N de ciclos. A figura 15 mostra uma curva S-N típica de um aço, exibindo os limites de fadiga de baixo e alto ciclo, bem como os limites de vida finita e infinita também adotados nesse trabalho.

Figura 15- Diagrama S-N plotados a partir dos resultados de ensaios de fadiga axial em aço.



Fonte: Shigley (2005).

O método da vida sob tensão, baseado em níveis de tensão apenas, é o procedimento menos preciso, especialmente para aplicações de baixa ciclagem. Contudo, é também o método mais tradicional, haja vista ser o mais

simples de implementar para várias aplicações de projeto; além disso, tem muitos dados de suporte e representa de forma adequada aplicações envolvendo alta ciclagem (SHIGLEY, 2005). No presente trabalho, esse foi o método adotado para o estudo da fadiga estrutural em LMF de Ni-Ti.

3.5.2 Fadiga funcional

Em materiais com memória de forma, a fadiga mecânica e funcional vai acontecendo, ao mesmo tempo no material, ao longo dos carregamentos cíclicos, mas em proporções diferentes.

Figueiredo (2006) descreve a fadiga funcional como uma degradação consequente de carregamentos cíclicos, nas propriedades de memória de forma da liga, o que pode ser observado pela alteração na amplitude dos deslocamentos recuperáveis. Ao longo dos anos, pesquisadores tem unido esforços para tentar compreender a fadiga funcional nas LMF, mesmo não existindo uma padronização para realização dos ensaios de fadiga funcional. O que se percebe nas metodologias utilizadas nesses estudos, é que existe um consenso entre os pesquisadores que para avaliar a fadiga funcional numa liga como memória de forma, como as ligas de Ni-Ti, é necessário avaliar parâmetros como temperatura, tensão, deformação em função das temperaturas de transformação de fase, bem como o número de ciclos de acionamento que geram a transformação de fase (DIAS, 2005). A obtenção dos resultados de fadiga, nesses materiais, segue três abordagens principais, como exibido na figura 16.

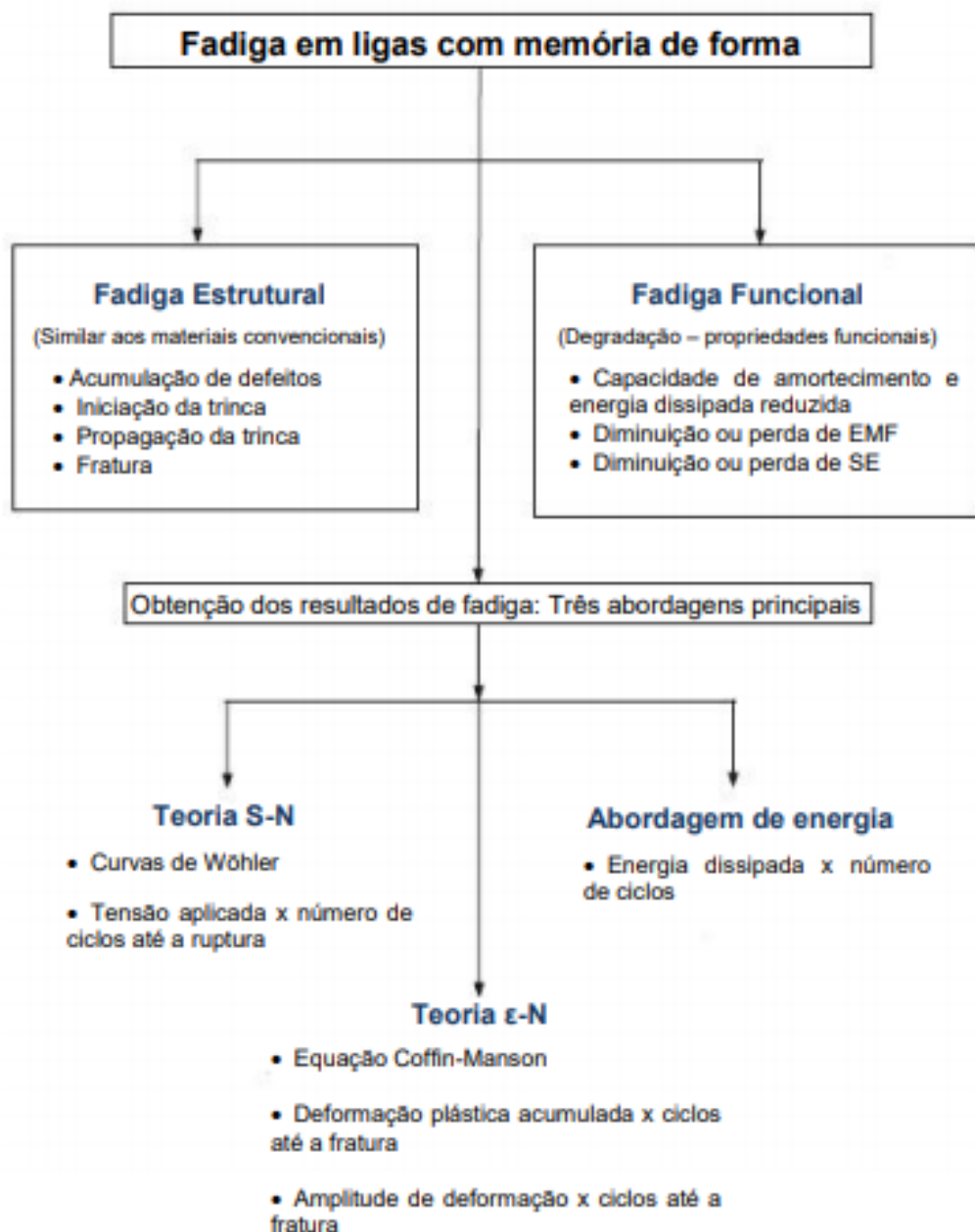
Então, vários estudos foram realizados com base nesse consenso, e dentre os que tiveram maior influência para esse trabalho pode - se citar:

- Airoidi et al. (1997), nos seus estudos sobre fadiga em fios de liga de memória de forma, mostram que a quantidade de ciclos de transformação e a exposição prolongada a altas temperaturas são dois fatores cruciais para a vida útil de fios como atuadores.
- Miyazaki et al. (1999) avaliou a vida em fadiga de ligas Ni-Ti e ligas Ni-Ti-Cu utilizando testes de flexão rotativa, verificando que a vida em fadiga, em geral, diminuiu com o aumento da temperatura de ensaio e que o modo de deformação e tensão aplicada durante os testes são fatores que afetaram a

fadiga das ligas estudadas. Também constatou nesse estudo, que a liga Ni-Ti apresentou maior vida em fadiga do que a liga Ni-Ti-Cu (ARAÚJO, 2016).

- Prymak et al. (2004) analisou fios ortodônticos de Ni-Ti e Ni-Ti-Cu comparando o desempenho quanto a fadiga com fios de aço inoxidável. Esses materiais foram ensaiados utilizando um equipamento de Análise Dinâmico Mecânico (DMA - Dynamic Mechanical Analysis) e foram submetidos a carregamento de flexão e imersos em fluidos diversos.

Figura 16- Classificação da fadiga em LMF e principais abordagens teóricas de fadiga funcional e fadiga estrutural.



Fonte: Rao et al. (2015).

- Figueiredo et al. (2009), estudaram o comportamento em fadiga de baixo ciclo de fios de Ni-Ti submetidos a ensaios de flexão rotativa controlada por deformação.
- Ramos (2012) estudou o comportamento em fadiga estrutural e funcional de fios Ni-Ti de seção transversal quadrada e circular através de ensaios de tração controlados por tensão mecânica.

Atualmente, no Brasil, os estados de Pernambuco e Paraíba tem dado contribuições científicas significativas para o entendimento da fadiga funcional em LMF, podendo citar:

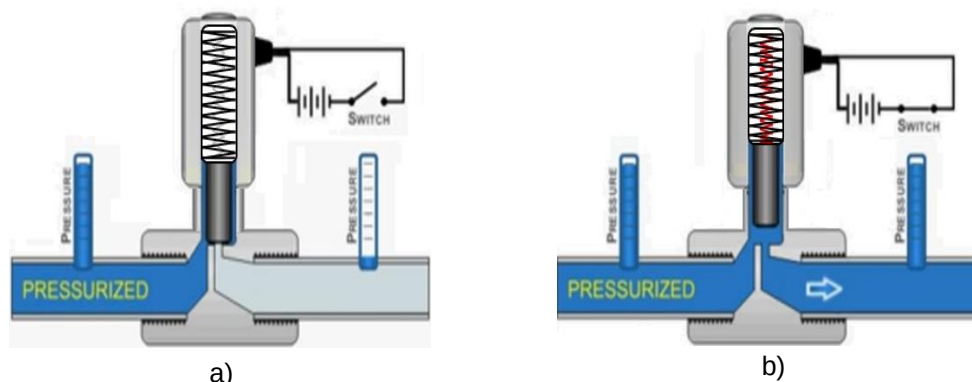
- Rocha (2014) que desenvolveu equipamentos para o estudo de fadiga funcional e estrutural em atuadores com memória de forma com geometrias diversas.
- Araújo (2015) avaliou a vida em fadiga de fios de LMF Cu-Al-Ni utilizando um equipamento DMA.
- Araújo et al. (2016) analisou o comportamento em fadiga de fios superelásticos de LMF de Ni-Ti com seção transversal circular e retangular submetidos a ensaios dinâmicos em modo de flexão simples utilizando o DMA. A vida em fadiga dos fios Ni-Ti foi avaliada por meio do número de ciclos até a ruptura em função das amplitudes de deformação aplicadas durante o processo de ciclagem mecânica. Adicionalmente, a fadiga funcional foi verificada por meio do acompanhamento da evolução da força aplicada em função do número de ciclos para diferentes amplitudes de deformação.
- Virgolino (2017) verificou o comportamento dinâmico e a fadiga termomecânica de fios de LMF Ni-Ti-Cu, submetidos a ensaios dinâmicos em modo de flexão simples utilizando um DMA. A vida em fadiga dos fios foi avaliada por meio do número de ciclos até a ruptura em função das amplitudes de deformação aplicadas durante o processo de ciclagem mecânica.

3.6 APLICAÇÕES DE MOLAS HELICOIDAIS DE NI-TI

A combinação de uma liga com memória de forma unidirecional com molas, pesos ou outros componentes tornando o sistema como todo bidirecional é a forma

mais comum e utilizada em grande escala (Van Der Wijst, 1992). Oliveira (2011) idealizou um sistema, com o interesse em se reduzir as dimensões de válvulas comerciais, analisando a viabilidade da mola de Ni-Ti com EMF na substituição do acionamento das válvulas solenóides convencionais. A figura 17 exibe o esquema do acionamento proposto a ser adaptado na válvula comercial. Nessa idealização, o solenoide da válvula foi substituído por um conjunto formado por uma mola de aço mecânica e outra mola com EMF. O princípio de funcionamento desse conjunto é simples, na figura 17 a) exibe-se o circuito elétrico aberto, e a mola mecânica mantendo a mola de Ni-Ti distendida e consequentemente a válvula é vedada, impedindo a passagem do fluido. Na figura 17 b) com o fechamento do circuito elétrico, verifica-se que o fluxo de corrente elétrica induz o aquecimento do material através do efeito Joule e provoca a mudança de forma da mola de Ni-Ti, que se contrai, forçando a compressão da mola mecânica, abrindo a válvula e assim liberando a passagem do fluido (OLIVEIRA, 2011).

Figura 17- Esquema de funcionamento de uma válvula com mola de Ti-Ni com efeito memória de forma. a) sistema fechado e b) sistema aberto.



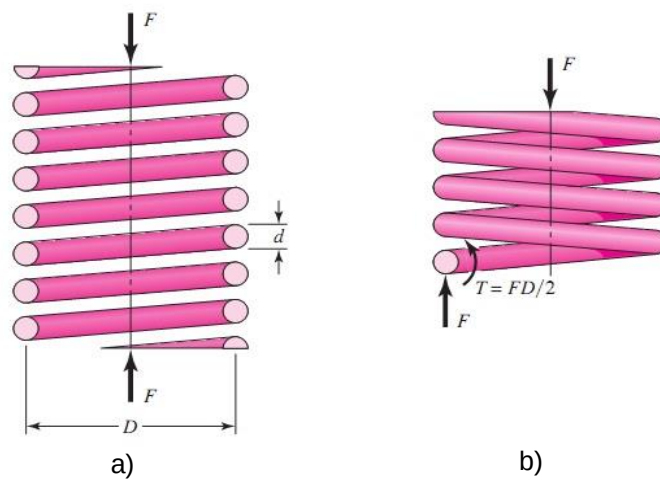
Fonte: Oliveira (2011).

A figura 18 exibe a distribuição das tensões na secção do fio de uma mola helicoidal carregada longitudinalmente. Imaginando que a mola foi cortada em algum ponto e teve uma porção removida (figura 18 b). O efeito dessa porção removida foi substituído por reações internas resultantes (SHIGLEY et al., 2005).

Então, como mostrado na figura, a partir do equilíbrio a porção cortada conteria uma força direta de cisalhamento F e uma torção $T = FD/2$, designando “D” como o diâmetro médio da mola, “d” como o diâmetro do fio. Estudos similares foram

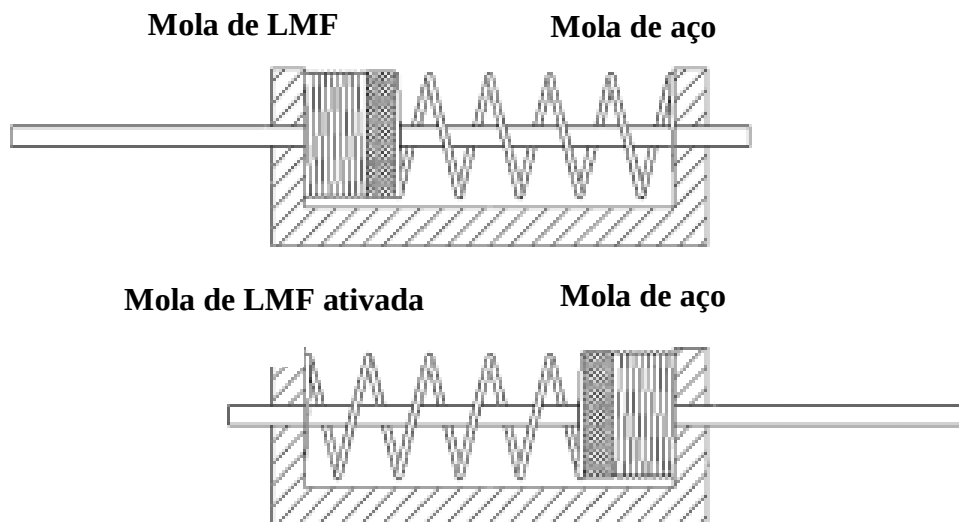
desenvolvidos por outros autores como Contanza et al. (2010) que analisou o efeito de memória de forma simples em molas de Ni-Ti. A figura 19 exibe o esquema proposto por esses autores.

Figura 18- Representação dos esforços em uma mola helicoidal. (a) Mola helicoidal carregada longitudinalmente; b) diagrama de corpo livre mostrando que o fio está sujeito a um cisalhamento direto e a um cisalhamento de torção.



Fonte: Budynas-Nisbett (2008).

Figura 19- Esquema do projeto do atuador de ação linear mola de aço/ SMA de atuador linear projetada e fabricada.



Fonte: Adaptado de Contanza et al. (2010).

Nesse estudo, foi investigado um atuador de LMF para serviços de altos ciclos, trabalhando em conjunto com uma mola de aço, o princípio de funcionamento faz uso da condição, que em altas temperaturas (na condição austenítica) a mola de Ni-Ti é forte o suficiente para comprimir a mola de aço. No entanto, a baixas temperaturas (na condição martensítica), a mola de aço é capaz de comprimir a mola de Ni-Ti. Esses atuadores/sensores tem sido usados com sucesso nas áreas de compensação, atuação e proteção térmica (STOECKEL; WARAM, 1991). O comportamento da mola de Ni-Ti foi analisado numa temperatura acima do A_f sob diferentes cargas aplicadas.

Molas de taxa termovariável de Ni-Ti (TVR), foram usadas para oferecer mudança de marcha suave para as transmissões automáticas da Mercedes-Benz. Sabendo-se que componentes como motores e transmissões estão sujeitos a diferenças de temperatura severas no período de tempo, desde o arranque a frio até o veículo atingir sua temperatura final de operação. Mudanças de viscosidade podem causar uma variedade de problemas para os controles hidráulicos das transmissões automáticas. Portanto, um sistema de controle de pressão hidráulica dependente da temperatura é requerido. Isto pode ser conseguido de uma forma muito rentável, incorporando as molas TVR nas válvulas de controle de pressão dessas transmissões (STOECKEL; WARAM, 1991; MOHD JANI et.al., 2014).

4 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Os procedimentos experimentais foram estruturados de modo a gerar resultados relevantes para atender os objetivos do projeto, anteriormente descritos.

4.1 SELEÇÃO DO MATERIAL

Um fio de Ni-Ti, adquirido da empresa alemã: *Memory Metalle GmbH*, foi selecionado para confecção dos atuadores helicoidais. Ele é especificado pelo fabricante pela sigla BSW (*Body Cold Worked*), fazendo referência a uma liga funcional a temperatura do corpo e trabalhada a frio, com diâmetro de 0,89 mm e composição de 50,2 a 50,4at%Ni. A tabela 1 exibe os dados, fornecidos pela *Memory Metalle*, para esse material.

Tabela 1- Informações sobre a liga BSW de Ni-Ti.

Código	Composição Química	A_f (°C)	Diâmetro (mm)
BSW	50,2 a 50,4at%Ni	35	0,89

Fonte: A autora, 2018.

4.2 PREPARAÇÃO DOS ATUADORES

O procedimento de obtenção do atuador já é bem descrito na literatura, e pode ser contemplado em publicações de Rocha (2014), Oliveira (2011), Zhiguo Wang (2002) e De Araújo et al. (2001).

De modo geral, molas com ação de tração foram preparadas por um método simples, no qual o fio BSW de Ni - Ti como recebido foi conformado num gabarito: um parafuso comercial com hélice à direita, passo, diâmetro e número de espiras conhecidas. Para auxiliar nesse processo de conformação plástica, o gabarito foi fixado na placa de três castanhas de um torno mecânico, a mesma foi rotacionada

manualmente, e desse modo o fio foi sendo acomodado entre os filetes do parafuso. Em seguida, para garantir que o fio não se desenrolasse, foram utilizadas porcas de fixação nas extremidades do mesmo, formando um conjunto que foi levado ao forno para receber o devido tratamento térmico, e assim fixar o formato da geometria de mola e apresentar o efeito memória de forma desejado. A figura 20 exhibe resumidamente um esquema da obtenção das molas helicoidais, por meio da conformação termomecânica dos fios de Ni-Ti.

Figura 20- Etapas da preparação dos atuadores helicoidais.



Fonte: Adaptado de Rocha (2014).

As molas helicoidais foram dimensionadas considerando os dados de pesquisas anteriores, nas quais se constatou o melhor desempenho das molas com diâmetro de 6,0 mm dentre outras, no que se refere ao deslocamento provocado pelo efeito termoelástico da transformação de fase (Oliveira, 2007; Oliveira et al., 2009). Então, os atuadores foram confeccionados possuindo 6 expiras, sendo 4 ativas, diâmetro externo de 6,0 mm e comprimento útil de 6mm e o tratamento térmico usado para sua confecção foi de homogeneização por 24 horas a temperatura de 500°C, seguida de têmpera em água a 25°C. Para realização desse tratamento foi utilizado um forno tipo mufla, marca Jung, modelo LF4212, disponíveis no Laboratório de Materiais Inteligentes da UFPE. Esses fornos têm controlador de temperatura com variação de $\pm 5^{\circ}\text{C}$, faixa de trabalho de até 1200°C e sistema de aquecimento através de um conjunto de resistências embutidas em refratários.

Oliveira et al. 2014 caracterizou a liga estudada, através de calorimetria exploratória de varredura para essa temperatura, variando o tempo de envelhecimento entre 1 e 24h. A tabela 2 mostra os resultados obtidos, exibindo as temperaturas de transformação para diversos tratamentos térmicos. Dentre os resultados obtidos,

percebeu-se que o aumento do tempo envelhecimento, suprimiu a fase R. Logo, para o tratamento de 500°C por 24h, a transformação apresentou apenas uma etapa.

A justificativa para a seleção desse tratamento térmico, considera as temperaturas de transformação martensítica, privilegiando aquelas mais próximas a temperatura ambiente, e também pretere tratamentos que gerem pequena histerese térmica, pois esta é intimamente relacionada à facilidade de movimento entre as interfaces cristalográficas durante a transformação de fase (OTSUKA; WAYMAN, 1998). Logo, menores valores de histerese térmica estão associados a uma maior mobilidade entre as interfaces cristalinas, implicando em menores tempos de resposta dos atuadores.

Tabela 2- Temperaturas de transformação dos tratamentos térmicos para o material BSW.

Temperatura	BSW						
	Tempo (h)	TEMPERATURAS CRÍTICAS (°C)					
		M _f	M _s	R _f	R _s	A _s	A _f
500	1	-36	-24	3	8	17	27
	2	-32	-17	3	9	19	31
	4	-25	-7	6	13	23	36
	8	-20	1	8	15	26	44
	12	3	34	X	X	36	64
	24	26	39	X	X	57	74

Fonte: Oliveira et al., 2014.

4.3 CARACTERIZAÇÃO PRÉ-FADIGA DO MATERIAL

Amostras do fio BSW de Ni-Ti, após terem sido submetidas ao tratamento selecionado para confecção dos atuadores, foram analisadas utilizando a técnica de microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica (MEV), seguida de EDS (espectroscopia por dispersão de energia de raios X), e também através dos resultados obtidos no ensaio de tração.

Essas análises permitiram verificar as propriedades morfológicas e mecânicas possíveis de influir na vida em fadiga desses materiais.

4.3.1 Microscopia ótica (MO)

Espécimes de Ni-Ti do fio BSW tratados termicamente foram preparados para a realização da microscopia ótica no Laboratório da UANL- FIME – Universidad Autonoma de Nuevo Leon – Facultad de Ingenieria Mecanica y Eletrica e foram analisados com microscópio óptico Nikon Epiphot 300. Nessa etapa do trabalho, foi analisada a seção transversal do fio com aumento de 100X.

Durante a preparação metalográfica, essas amostras foram embutidas em resina acrílica e em seguida lixadas através do uso de lixas d'água com granulometria variando entre 80 a 2400 granas, numa máquina politriz semi-automática. O polimento foi executado com pano metalográfico sobre o qual foi depositado alumina de 1 e 0,5 μm . Só então, as amostras foram submetidas a ataque químico com os reagentes: $\text{HF-HNO}_3\text{-CH}_3\text{COOH}$, na proporção 2:5:5, por um curto período de ataque variando de 1 a 2 segundos, sendo imediatamente lavadas com água fria e secadas.

4.3.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Após a realização da microscopia ótica, foi realizada a Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) no Laboratório da UANL- FIME, utilizando microscópio eletrônico de varredura Nova NanoSEM 200 da FEITM, os mesmos segmentos de fios de Ni-Ti foram analisados, porém com aumentos de 4000, 8000, 16000, 30000 e 50000X.

Juntamente com o MEV foi realizada a espectroscopia por dispersão de energia de raios X (EDS) através do uso de uma microsonda acoplada ao equipamento que permitiu obter informações quantitativas e qualitativas sobre os elementos químicos presentes nas amostras de nitinol, e também permitiu a verificação de precipitados na liga.

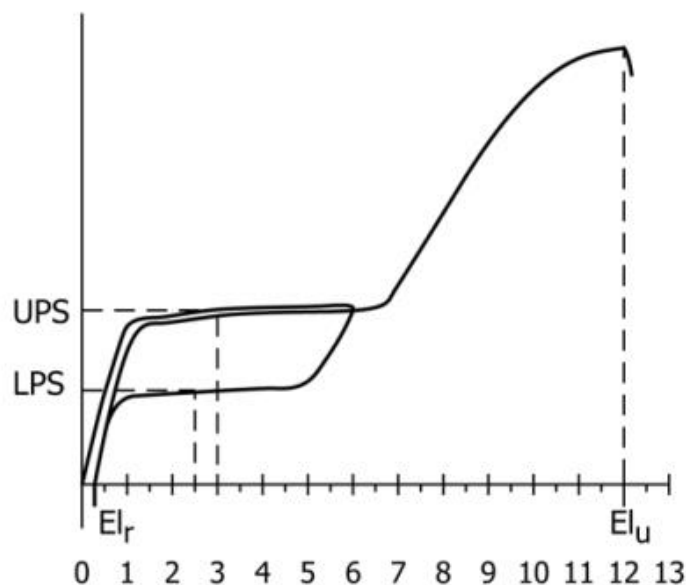
4.3.3 Ensaio de tração

Segmentos do fio BSW de Ni-Ti foram submetidos a ensaio de tração no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA) da UFCG, foi utilizada uma máquina da marca Instron, modelo 5582, com uma célula de carga com

capacidade de 30 kN e controle por meio do software Bluehill. Três amostras foram previamente tratadas termicamente à 500°C, com tempo de envelhecimento de 24h, seguida de têmpera em água. O ensaio foi baseado na norma ASTM F2516-14, que padroniza os ensaios de tração em LMF superelásticas de Ni-Ti. De acordo com esse preceito, o corpo de prova deve ser tracionado com uma taxa de deformação de 0,02 mm.min⁻¹, até apresentar 6 % de deformação, e em seguida descarregado. Dando continuidade ao ensaio, o corpo de prova deve ser novamente tracionado, mas dessa vez com taxa de deformação de 0,2 mm.min⁻¹ e até a ruptura.

A figura 21 exibe uma curva tensão x deformação típica desse ensaio. Dessa curva é possível obter as seguintes propriedades: A tensão do patamar inferior ou Lower Plateau Strength (LPS), a tensão do patamar superior ou Upper Plateau Strength (UPS), o alongamento residual ou residual elongation (El_r) e o alongamento total ou ultimate elongation (El_u).

Figura 21- Curva tensão - deformação para ligas Ni-Ti superelásticas, seguindo a norma ASTM F2516-14.



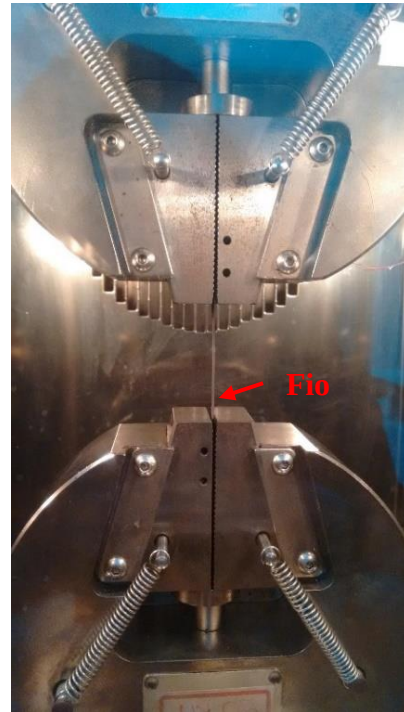
Fonte: Norma ASTM F2516-14.

A máquina de ensaio universal foi equipada com uma câmara térmica, como pode ser visto na figura 22. Os ensaios foram conduzidos à 85°C, o que equivale aproximadamente a ($A_f + 10$)°C, e os espécimes foram preparados com aproximadamente 38,0 mm de comprimento útil, para analisar o comportamento mecânico e superelástico do material.

Figura 22- Máquina de ensaios universal. a) Visão geral. b) Detalhe mostrando corpo de prova montado dentro da câmara térmica.



a)



b)

Fonte: A autora, 2018.

4.4 ENSAIOS DE FADIGA

Os ensaios de fadiga foram realizados empregando diferentes técnicas e com atuador na forma de fio e de mola, como resumido na tabela 3. As técnicas utilizadas tentaram reproduzir, algumas condições de operação do atuador de Ni-Ti, numa válvula de fluxo normalmente fechada de 3/4", favoráveis à fadiga. Nessa válvula, o solenóide foi substituído por um conjunto formado por uma mola mecânica, e uma mola de Ni-Ti que foi alongada e em seguida fixada pelas suas extremidades na parte interna da mola mecânica. A figura 23 mostra o esquema de funcionamento dessa válvula, exibindo uma fonte de corrente contínua, com terminais diretamente conectados a mola de Ni-Ti. Essa fonte fornece corrente elétrica para o acionamento desse atuador, que ao ser aquecido a uma temperatura acima do A_f se contrai, voltando ao seu comprimento inicial, devido ao efeito memória de forma, comprimindo a mola mecânica, e forçando a abertura da válvula. Ao cessar a corrente, a mola

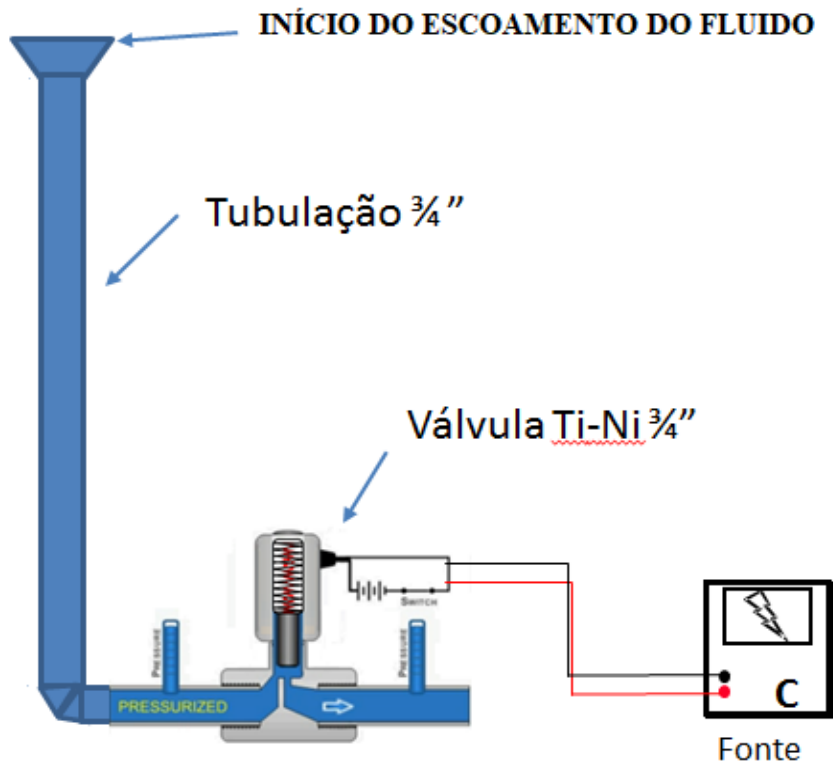
mecânica vence a resistência do atuador e o submete novamente a deflexão inicial, vedando a válvula.

Tabela 3- Características dos Ensaios de Fadiga realizados na liga BSW de Ni-Ti.

ENSAIOS DE FADIGA		
Formato do atuador	Equipamento utilizado	Fenômeno analisado
Mola	Máquina de Ensaio de Fadiga e Banho Térmico/ Sistema de ciclagem termomecânica	Fadiga Estrutural e Funcional
Fio	DMA	Fadiga Estrutural

Fonte: A autora, 2018.

Figura 23- Esquema de um circuito hidráulico genérico, utilizando a válvula com material inteligente.



Fonte: Adaptado de Oliveira (2011).

Nos estudos de Oliveira (2011), foram realizados testes para garantir o funcionamento da válvula, neste caso foi analisada a força gerada por esse atuador, após ser alongado em 10mm e em seguida submetido à passagem de uma corrente elétrica. Essa deflexão foi estudada, pois ao alongar a mola em 10mm, ela atinge os valores aproximados do espaço interno da válvula onde seria montada. Esse estudo constatou que nessas condições, a mola geraria força suficiente para abrir a válvula. Com base nesses estudos, os parâmetros e as condições consideradas críticas, para a ocorrência de falha por fadiga mecânica e funcional da mola de Ni-Ti foram resumidos na tabela 4.

Tabela 4- Parâmetros e condições críticas no atuador de Ni-Ti.

PARÂMETRO	CONDIÇÃO
Temperatura de acionamento do	85°C
Deflexão do atuador	10mm

Fonte: A autora, 2018

4.4.1 Ensaio de fadiga na mola de Ni-Ti

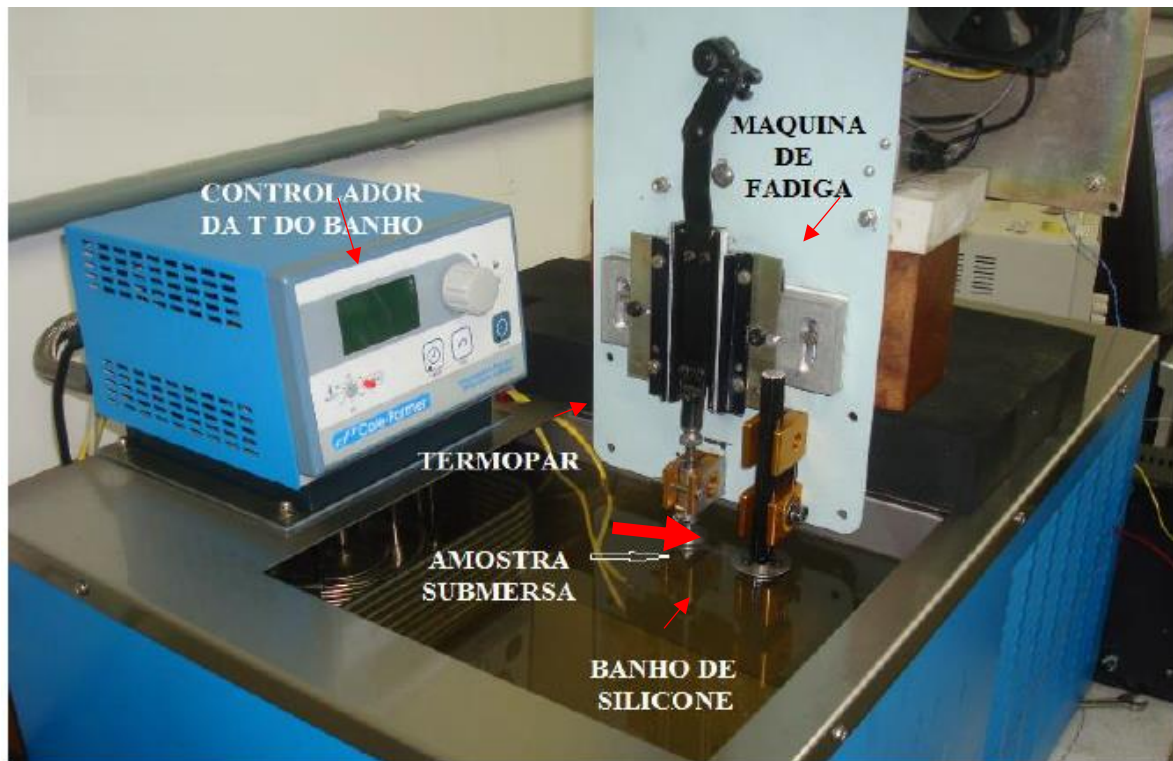
Os ensaios de fadiga na mola foram divididos em duas etapas, aqui denominadas de ciclos rápidos e ciclos lentos. Essas etapas são complementares e juntas compõem o método não convencional de fadiga proposto nesse estudo, para caracterização da vida do atuador helicoidal de Ni-Ti.

4.4.1.1 Máquina de ensaio de fadiga

A figura 24 apresenta o esquema do conjunto de equipamentos necessários para realização dos ciclos rápidos. Como pode ser visto, a máquina de fadiga trabalha associada a um banho térmico programável com volume preenchido por óleo de silicone, no qual foi feito o controle térmico do ensaio. A figura 25 exhibe detalhes do projeto desse equipamento que possui dinâmica de funcionamento simples, baseado num mecanismo de quatro barras, semelhante ao de biela-manivela, e tem como objetivo realizar ciclos de tensões alternados, como um movimento oscilatório que

provoca a compressão e expansão do atuador, capaz de induzir martensita (superelasticidade). O deslocamento linear desse movimento é de até 30mm, e pode ser regulado através do posicionamento e fixação das barras (biela e pistão) ou através do ajuste da posição da bucha de fixação.

Figura 24- Máquina de Ensaio de Fadiga e Banho térmico

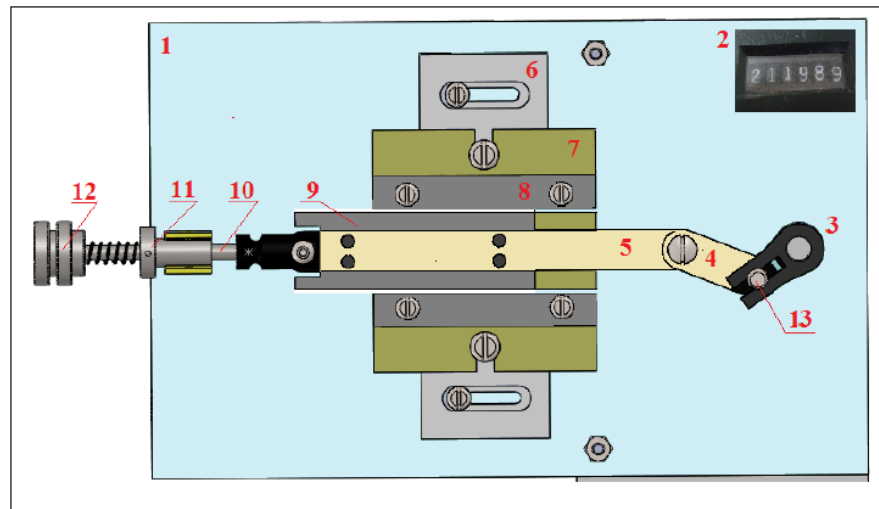


Fonte: Rocha (2014).

Na figura 25 é possível verificar que esse dispositivo é composto por:

- 1- Base metálica na qual é fixado o motor, alimentado por uma tensão contínua que pode variar entre 8 e 18V. Essa tensão é alterada em função da frequência desejada para os ciclos de ensaios de fadiga. Nesse trabalho foi utilizada uma tensão de 16V e uma frequência de 100 ciclos por minuto;
- 2- Contador de pulso que realiza a contagem do número de ciclos realizados instantaneamente;
- 3- Manivela que recebe o movimento alternado enviado pelo motor e transmite para biela (4);

Figura 25- Esquema do dispositivo de fadiga.

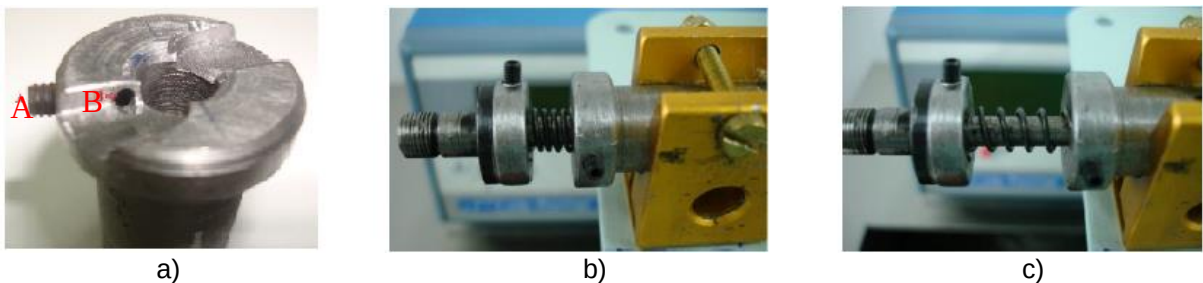


Fonte: Adaptado de Rocha (2014).

- 4- Biela que é responsável por transmitir o movimento longitudinal e alternado para o pistão (5);
 - 5- Pistão que recebe o movimento transmitido pela biela (4) e o transmite para o eixo deslizante (10)
 - 6- Base transversal;
 - 7- Chapa de fixação dos guias externos;
 - 8- Guias externos;
 - 9- Guias internos;
- Os itens 6, 7, 8, e 9 auxiliam no ajuste de folga e alinhamento do equipamento
- 10-Eixo deslizante que recebe o movimento linear do pistão e o transmite para a porca de fixação do atuador (13);
 - 11-Bucha de fixação, que nesse trabalho regulou o deslocamento do atuador em 10mm, atua como fim de curso. Esse item garante a versatilidade do equipamento, pois é passível de substituição, permitindo variar o diâmetro do atuador e do eixo deslizante;
 - 12-Porca de fixação do atuador;
 - 13-Parafuso de fixação da biela e manivela.

A figura 26 exibe detalhes do suporte de fixação criado para substituir os olhais da mola de tração. Esse suporte é composto pela bucha de fixação e pela porca, itens 11 e 12 respectivamente da figura 25. Como pode ser visto na figura 26 a), numa das faces da bucha há um furo tangencial (B), no qual foi colocada e fixada uma espira do atuador com um auxílio de um parafuso allen (A). A mesma fixação foi feita na outra extremidade mola/porca.

Figura 26- Detalhes da fixação da mola no suporte. a) detalhe de fixação da mola na bucha; b) mola comprimida; c) mola tracionada.



Fonte: Adaptado de Rocha (2014).

Uma grande vantagem desse modelo de fixação da mola é que ele é permanente, se adaptando aos equipamentos utilizados nos ciclos lento e rápido. Garantindo as mesmas condições de posicionamento para o atuador e que não haverá interferências nos resultados, decorrentes de sucessivas montagens e desmontagens.

4.4.1.2 Ciclos rápidos

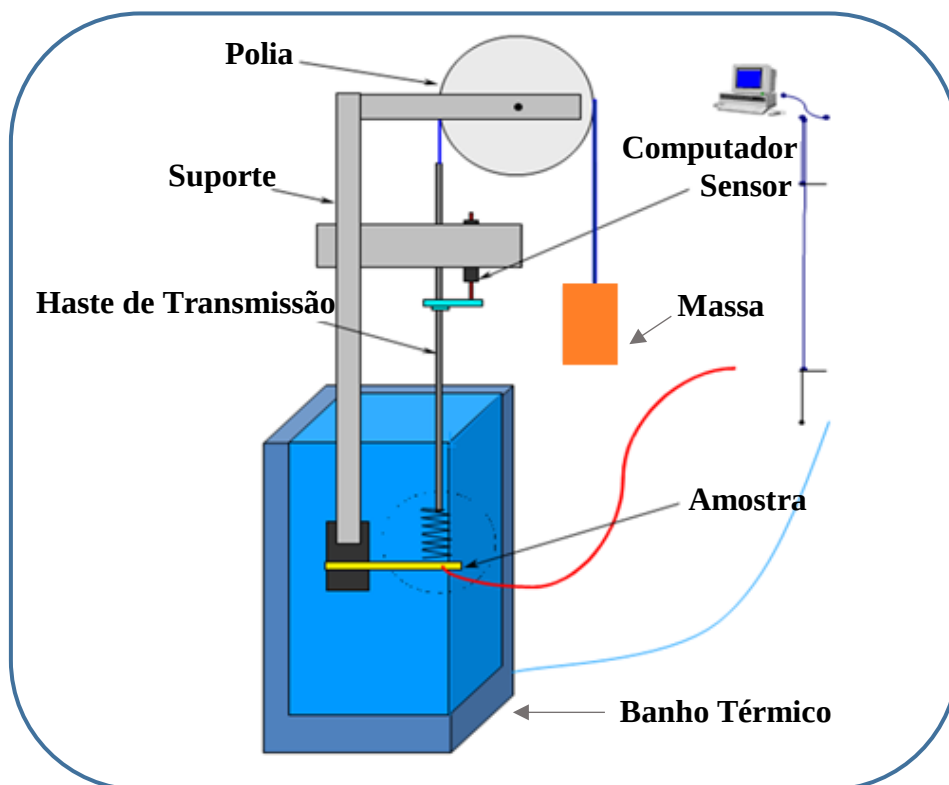
O objetivo dessa etapa foi submeter o atuador a uma quantidade elevada de ciclos termomecânicos, simulando as condições facilitadoras de falha por fadiga mecânica e funcional, discutidas anteriormente. Para isso, os ciclos rápidos foram realizados na máquina de ensaio de fadiga desenvolvida na UFPE, submetendo o atuador a ciclos de expansão e compressão com uma frequência de 100 ciclos por minutos, a uma deflexão de 10mm, numa temperatura constante de 85°C. Nessa etapa não foram coletados dados referentes a evolução das propriedades

termoelásticas do atuador, devido à baixa resolução do sistema de aquisição de dados que estava limitado a adquirir um ponto a cada 2s.

4.4.1.3 Sistema utilizado na ciclagem termomecânica

A figura 27 mostra o esquema do sistema utilizado para realização dos Ciclos Lentos. Ele é composto basicamente por um banho térmico programável e um estrutura que permite a aplicação de uma carga axial no atuador. Essa estrutura é formada por um suporte ao qual é fixada uma polia, que trabalha associada a um fio de cantal.

Figura 27- Esquema do dispositivo para a realização da ciclagem termomecânica.



Fonte: Adaptado de Oliveira (2011).

Sendo esse fio, o elo de ligação entre a massa, colocada para gerar a tensão cisalhante, e a haste de transmissão, que está em contato direto com o atuador submerso no óleo de silicone. Nesse sistema, um sensor de deslocamento LVDT

(Linear Variation Displacement Transducer), e termopares são associados a um computador, através de um sistema de aquisição de dados 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. Pelas características do sistema de ciclagem termomecânica, percebe-se que as variáveis possíveis de controlar diretamente são a temperatura e a massa. Logo, para reproduzir as mesmas condições empregadas nos ciclos rápidos e ao mesmo tempo coletar dados foi necessário fazer alguns ajustes. O primeiro deles foi na temperatura: pois para avaliar as propriedades termomecânicas é preciso uma transformação de fase, por isso ao invés de manter a temperatura constante como nos ciclos rápidos, foi necessário utilizar uma faixa de temperatura, entre 15 e 85°C ($M_f - 10^\circ\text{C}$ e $A_f + 10^\circ\text{C}$), que permitiu a realização da transformação direta e inversa. O segundo deles foi com relação a frequência do ensaio: enquanto os ciclos rápidos geram 100 ciclos por minuto, os ciclos lentos geram 1 ciclo a cada 2h, assim foi possível captar pontos para analisar as propriedades desejadas. O terceiro ajuste foi referente a deflexão, pois por não ser uma variável de controle direta, foi necessário encontrar uma massa que gerasse uma deflexão no atuador próxima aos 10mm. Essa massa foi relacionada com uma força axial aplicada na mola, $F=mg$, onde g é a aceleração da gravidade, que induz uma tensão cisalhante no fio, como mostra as equações (1), (2) e (3).

$$\tau = k_w \frac{8FD}{\pi d^3} \quad (1)$$

Onde:

F - Carga axial atuante (kgf);

D - Diâmetro médio da mola (cm);

d - Diâmetro do arame (cm);

k_w - fator de correção de Wahl, relacionado com a correção do momento torsor e o efeito das tensões diretas oriundas da curvatura do fio. Indicado na equação (2).

$$k_w = \frac{4G1,95}{4G4 + C} \quad (2)$$

Onde: C - Índice de curvatura, obtido na equação (3).

$$C = \frac{D}{d} \quad (3)$$

Com base na equação (1), foram selecionadas as massas utilizadas no sistema de ciclagem termomecânica, que gerassem tensões cisalhantes dentro do campo elástico. A tabela 5 exibe a relação massa x tensão cisalhante. Desse modo, a partir dos resultados gerados da termoelasticidade foi possível verificar qual tensão cisalhante gera a deflexão pretendida.

Tabela 5- Relação entre as Tensões de cisalhamento no fio, Força axial e a massa submetida à mola.

Tensão de Cisalhamento (MPa)	Força Axial (N)	Massa-Padrão (g)
70	2,7	270
135	5,1	520
200	6,9	700
270	10,2	1040

Fonte: A autora, 2018.

4.4.1.4 Ciclos lentos

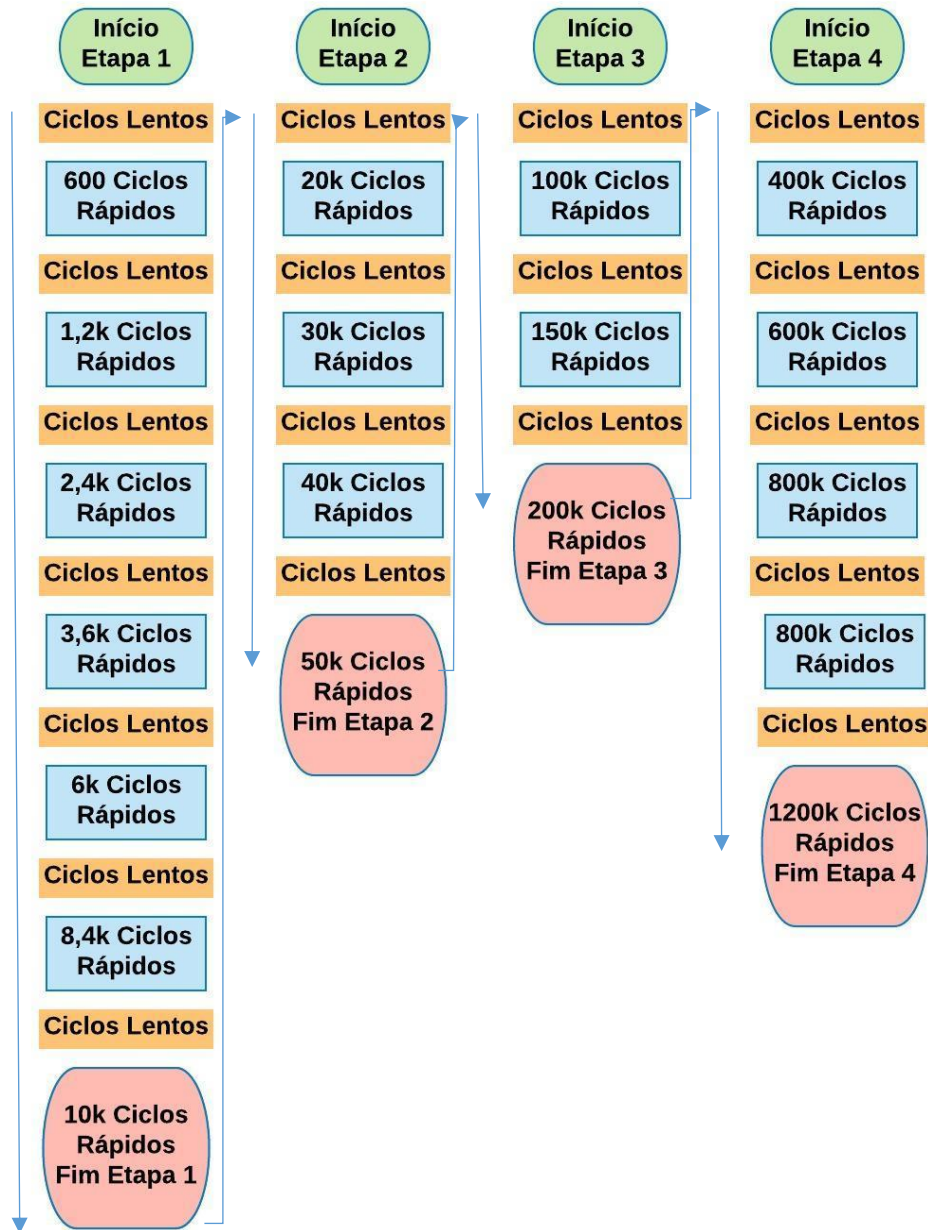
O objetivo dessa etapa foi verificar se houveram alterações nas propriedades termomecânicas do atuador, decorrentes dos ciclos rápidos, reproduzindo as mesmas condições de ensaio. Para isso, foram mapeadas informações sobre a evolução das temperaturas críticas de transformação (A_s , A_f , M_s e M_f), histerese térmica e deformação termoelástica em função do número de ciclos realizados. O acompanhamento dessas propriedades termomecânicas permitiu avaliar a fadiga funcional dos atuadores.

4.4.1.5 Organização dos ciclos rápidos e lentos

A figura 28 resume, num fluxograma, a metodologia proposta, na qual os ciclos lentos foram realizados de forma intercalada com os ciclos rápidos, e sendo k

equivalente a mil. Ela foi criada a partir da observação de estudos anteriores feitos por Oliveira (2011), Pina (2012) e Rocha (2014).

Figura 28- Fluxograma do ensaio de fadiga.



Fonte: A autora, 2018.

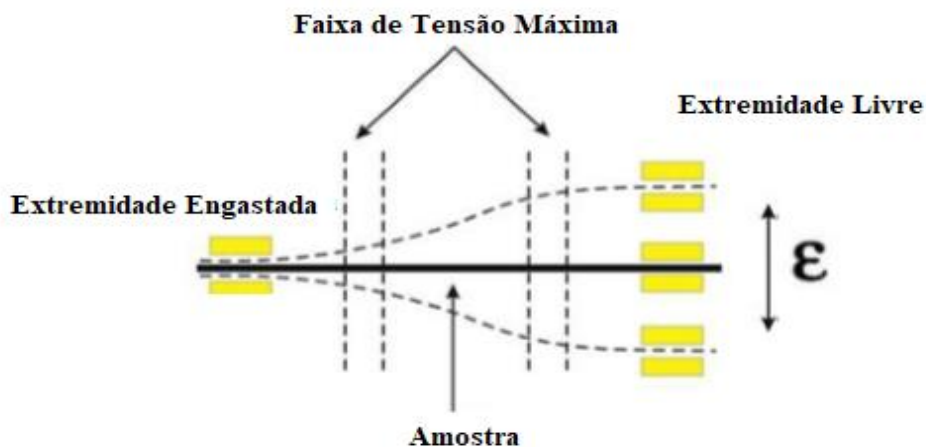
Essa observação permitiu concluir que os primeiros ciclos necessitariam ser observados com maior cautela. Visto isso, dividiu-se o ensaio em 4 etapas. Na etapa 1, a ciclagem termomecânica ocorre de forma gradativa, gerando 600; 1,2k; 2,4k; 3,6k; 6k; 8,4k até chegar à 10k ciclos rápidos acumulados, e sendo k equivalente a mil. Na etapa 2, a ciclagem termomecânica progressivamente vai gerando 20k; 30k; 40k; até chegar à

50k ciclos rápidos acumulados. Na etapa 3, os ciclos rápidos acumulados totalizam 200k, gerados de forma gradativa com intervalos de 50k, obtendo 100k; 150k e finalmente 200k ciclos. E por último a etapa 4 encerra a ciclagem, caso o atuador não tenha rompido anteriormente, gerando 400k; 600k; 800k; 1000k e 1200k ciclos rápidos acumulados, nesse ponto assume-se que o atuador atingiu vida infinita.

4.4.2 Ensaio de fadiga no fio de Ni-Ti

Uma vez que a análise usando um equipamento de análise dinâmico mecânica (DMA) permite o estudo do comportamento dos materiais sob cargas cíclicas, é possível utilizá-lo no estudo da vida em fadiga de fios de LMF Ni-Ti (Araújo et al., 2016). Assim, buscando compreender a fadiga estrutural no fio BSW de Ni-Ti, amostras com dimensões de 0,89 x 5mm (diâmetro e comprimento útil), foram ensaiadas utilizando o equipamento Dynamic Mechanical Analysis – DMA 242 E Artemis da NETZSCH no modo *Single Cantilever*, que consiste na aplicação de uma tensão de flexão simples alternada, numa viga engastada. Na figura 29 é possível verificar um esquema dessa modalidade, na qual uma das extremidades do fio permanece fixa, em quanto a outra livre, é submetida a uma força oscilatória com frequência definida. Ainda é possível constatar a zona de tensão máxima e a amplitude de deformação (ϵ).

Figura 29- Localização das principais zonas de tensão no modo de flexão simples.



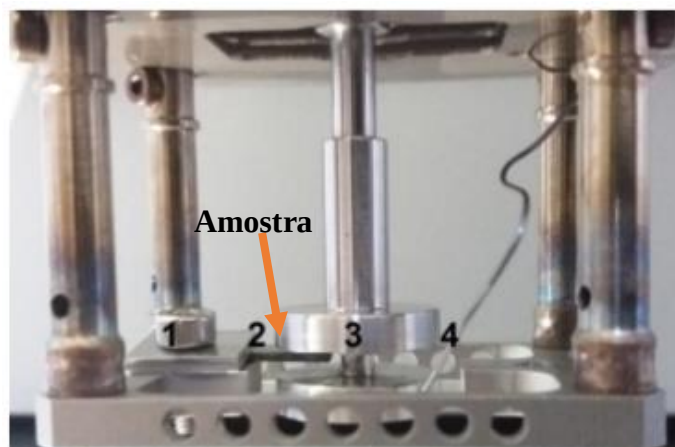
Fonte: Adaptado Nikulin et al. (2013).

A figura 30 mostra as adaptações que foram feitas no sistema original, para garantir que o suporte para aplicação de força (*3-push holder*), tocasse permanentemente a amostra. Em suma, foi utilizado um parafuso passante (1) e uma chapa de aço inox (2), esses elementos juntos fazem a fixação da amostra no suporte, e um termopar (4) permite fazer o controle de temperatura.

Os principais fatores do material, considerados nessa adaptação foram:

- O comprimento útil de 5mm;
- A maleabilidade;
- A tendência natural de fletir quando submetido a força imposta, deformando o seu eixo longitudinal numa curva.

Figura 30- Suporte tipo *single cantilever* adaptado para fios muito maleáveis.



Fonte: Adaptado de Virgolino (2016).

Foram utilizados os seguintes parâmetros para os testes de DMA, com base nas condições de operação do atuador de Ni-Ti: temperatura constante de 85°C, frequência constante de 10Hz, força oscilante aplicada de 8, 10, 11 e 12 N, os ensaios foram realizados numa atmosfera protetora de nitrogênio com fluxo de 60 cm³/min. A seleção dos níveis de força utilizadas, foi baseada nas forças axiais utilizadas nos ciclos lentos que variavam entre 2,7 e 10,2N. Buscou-se selecionar cargas dentro desse intervalo para servir de base comparativa com o outro método de ensaio de fadiga, mas cargas superiores a esse intervalo também foram verificadas, para induzir uma provável fadiga estrutural, respeitando a capacidade do equipamento. A partir

dos resultados desse ensaio, foi possível observar a evolução do número de ciclos até a ruptura ou vida infinita, em função do nível da amplitude da força/tensão aplicada, permitindo determinar a fadiga estrutural dos fios Ni-Ti a uma tensão constante. Grassi (2014) fez um estudo similar, de caráter isotérmico e estático em minimolas superelásticas de NiTi, entretanto no presente estudo, a mola confeccionada tem tamanho muito superior, devido a aplicação a qual se destina. Por isso, ao invés de ensaiar os atuadores helicoidais no DMA, foram utilizadas amostras do fio, assumindo que as mesmas são uma parte do atuador helicoidal, e o modo *single cantilever* tenta simular o esforço de cisalhamento sofrido nesse fragmento. Assim, foram obtidos resultados para servir de base comparativa com o outro método de análise fadiga descrito anteriormente.

4.4.2.1 Caracterização pós-fadiga do fio

Após serem submetidas a limpeza por ultra-som, as superfícies de fratura dos fios rompidos nos ciclos de fadiga no DMA, foram analisadas no MEV da Marca Hitachi, modelo TM3000, no Laboratório de Microscopia do departamento de Engenharia Mecânica da UFPE, com aumentos que variam entre 150 a 500 X.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados dos procedimentos experimentais foram divididos em duas seções: caracterização pré-fadiga e ensaio de fadiga.

5.1 CARACTERIZAÇÃO PRÉ - FADIGA DO MATERIAL

Os resultados da microscopia ótica e eletrônica de varredura, EDS e ensaio de tração, que foram realizados no material, antes dele ser submetido ao ensaio de fadiga foram apresentados e discutidos nessa seção.

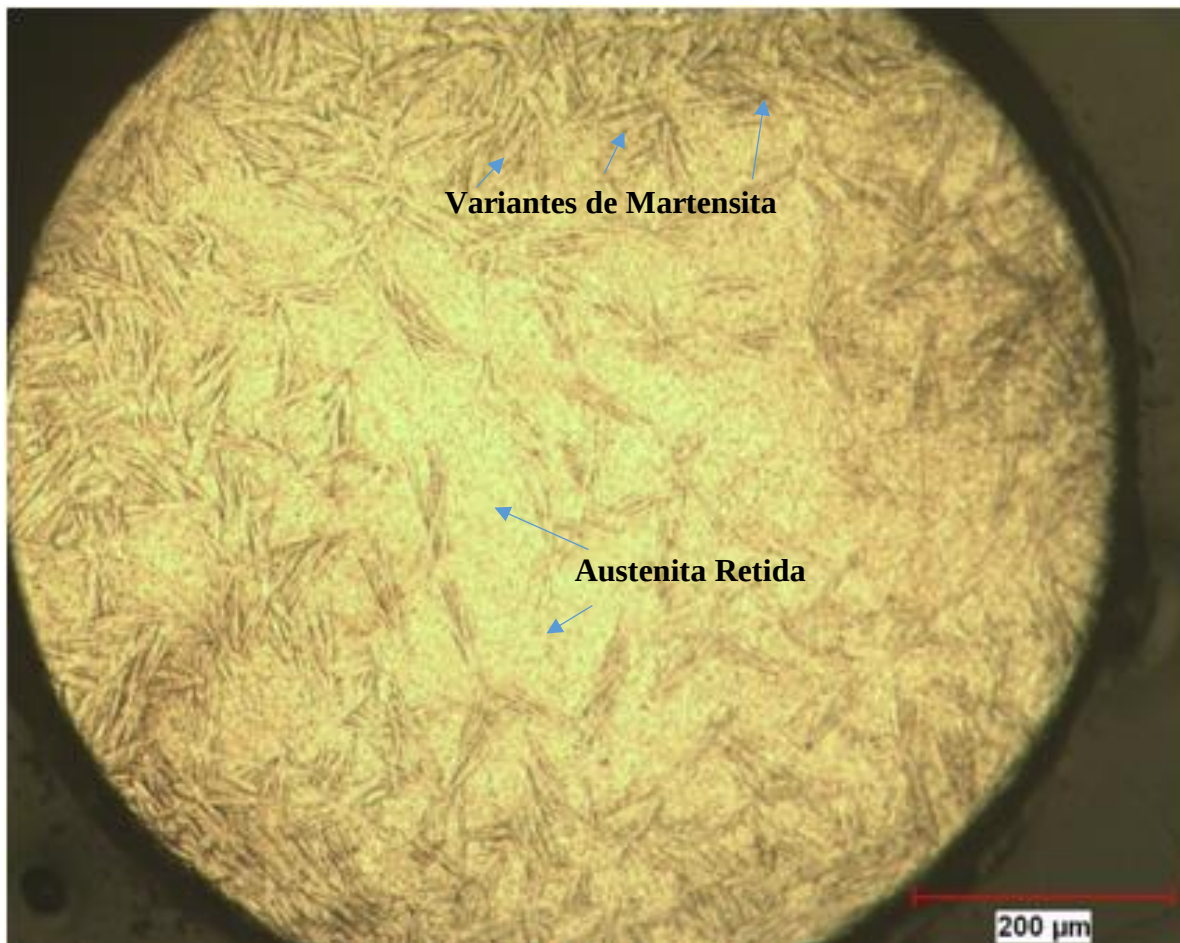
5.1.1 Microscopia ótica

A figura 31 apresenta a imagem, obtida por meio de microscopia ótica (MO), da seção transversal do fio BSW de Ni-Ti tratado termicamente, com aumento de 100X. A micrografia mostra de forma evidente, a presença de estruturas em forma de agulhas sem orientação preferencial, cujas características são de variantes de martensita, o que leva a afirmar que o material, apresenta microestrutura martensítica.

O processo pelo qual torna possível uma liga metálica possuir o EMF é chamada de Transformação Martensítica, onde o nome martensita foi dado à microestrutura resultante do tratamento térmico de têmpera (resfriamento rápido) da austenita proveniente de ligas de ferro-carbono (aços), em homenagem ao metalurgista alemão Adolf Martens, cuja a sua forma ou morfologia são agulhas ou plaquetas (ALVES et al.,2016).

Também podem ser observadas porções de austenita retida, embora na temperatura de análise (temperatura ambiente de 25°C), os resultados do DSC permitissem supor que o material estaria no estado martensítico, com $M_f = 26^\circ\text{C}$. Contudo, percebe-se que há uma diferença pequena entre a temperatura de realização do ensaio e a de transformação martensítica final, aproximadamente 1°C , logo essa diferença pode ter influenciado nos resultados, fazendo com que a transformação martensítica não estivesse finalizada durante a realização da microscopia ótica.

Figura 31- Imagens obtidas por MO da secção transversal do fio de Ni-Ti tratado termicamente, com aumento de 100X.



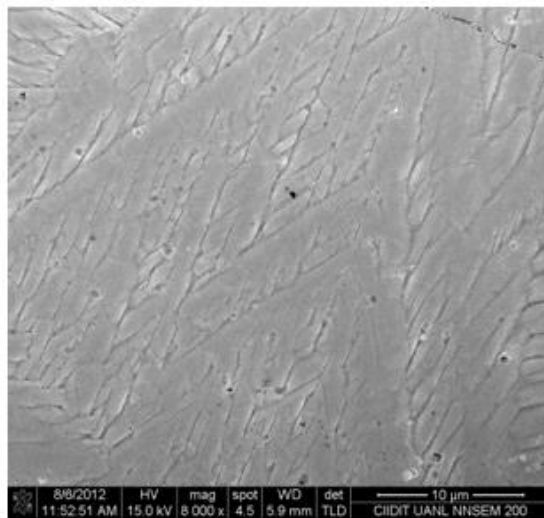
Fonte: A autora, 2018.

5.1.2 Microscopia eletrônica e EDS

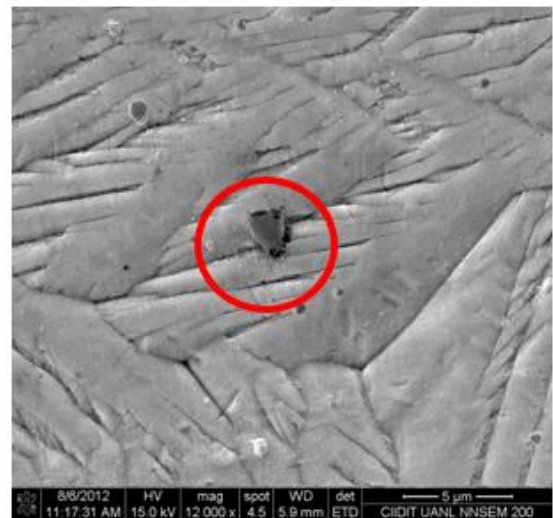
Complementar a Microscopia Ótica, foi realizado MEV e EDS na mesma amostra, permitindo a visualização da microestrutura do material, com aumentos de 8000, 12000, 16000, 30000 e 50000X. Essa análise também permitiu constatar a presença de precipitados e identificar sua composição química, através da análise do espectro gerado no EDS.

As figuras 32, 33, 34 e 35 exibem as micrografias obtidas nesses ensaios em regiões distintas da secção transversal desse fio. A figura 32 exhibe em destaque precipitados em meio as agulhas de martensita, esses elementos foram evidenciados com aumentos de até 50000X, na figura 32d.

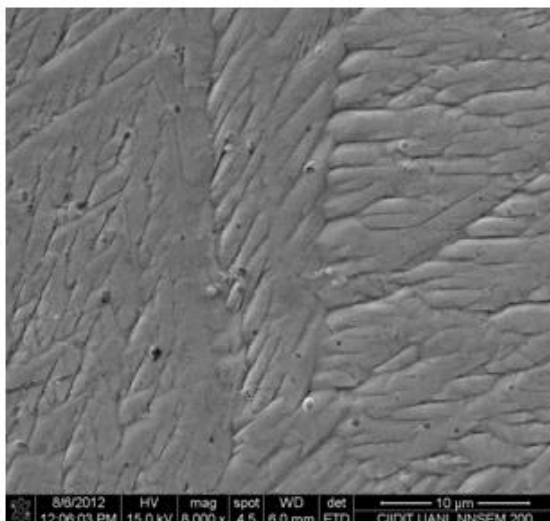
Figura 32- Micrografia obtida por MEV do fio de Ni-Ti BSW submetido ao tratamento de 500°C por 24h, seguido de têmpera. a) 8000X; b) 12000X; c) 8000X; d) 50000X.



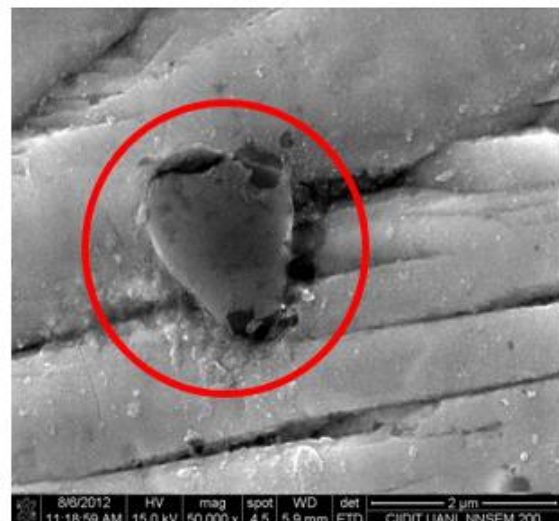
a)



b)



c)



d)

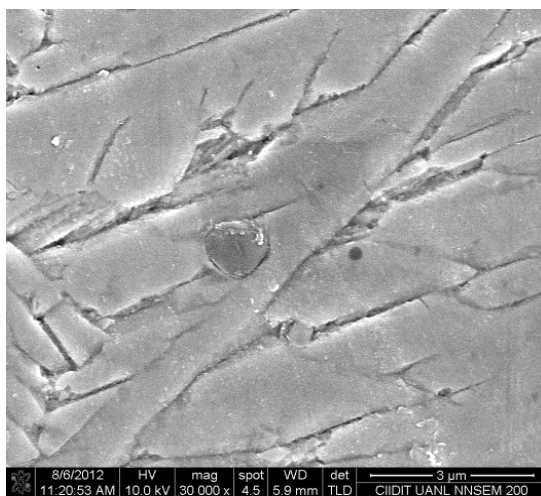
Fonte: A autora, 2018.

De modo geral, as figuras 32, 33 e 34 mostram diferentes regiões da secção transversal do fio com características de microestrutura similar e a identificação de precipitados é evidenciada em quase todas, esse fato é relevante nesse estudo, por se tratar de um concentrador de tensão, que pode corroborar para que o fenômeno de fadiga aconteça.

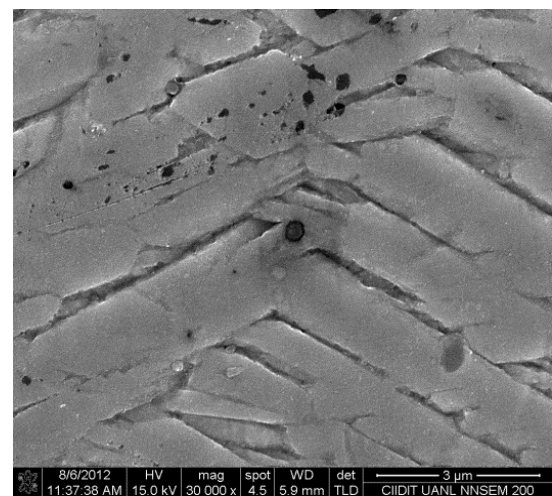
Na figura 34 é possível visualizar os precipitados e o espectro, a partir do qual foi possível verificar a presença de elementos ricos em titânio, com 70,70 at%Ti. O

recozimento das ligas de Ni-Ti 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). Fato comprovado nos estudos de Oliveira, 2011 ao realizar difração de raio-x nesse mesmo material, submetido a mesma condição de tratamento térmico, ao identificar nos espectros obtidos as fases como TiNi_3 , Ti_3Ni_4 .

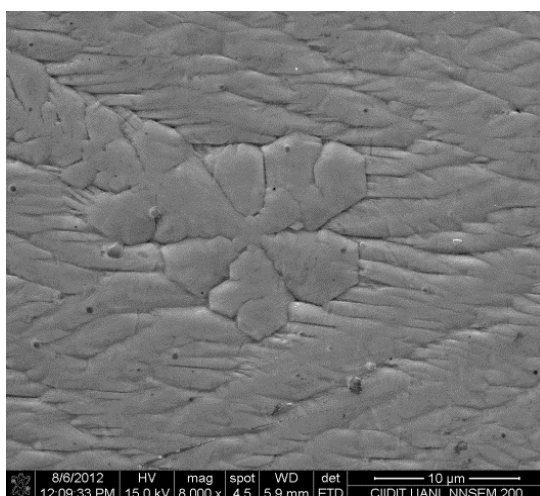
Figura 33- Micrografia obtida por MEV do fio de Ni-Ti BSW submetido ao tratamento de 500°C por 24h, seguido de têmpera. a) 30000X; b) 30000X; c) 16000X; d) 30000X.



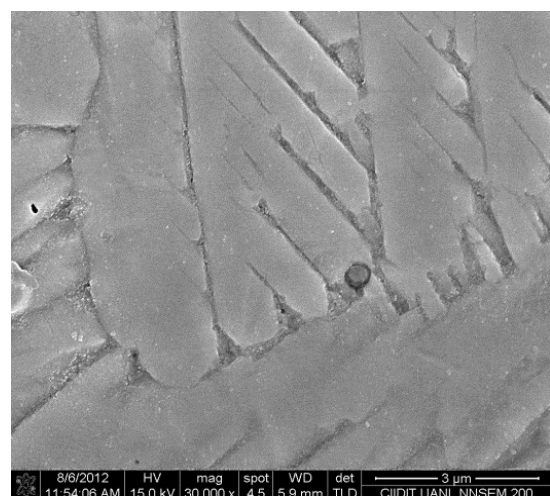
a)



b)

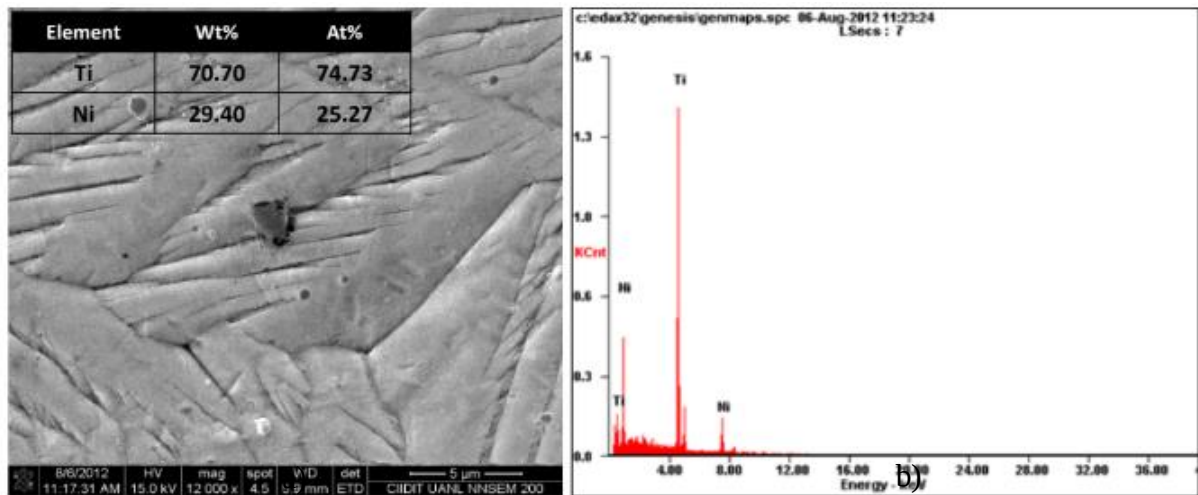


c)



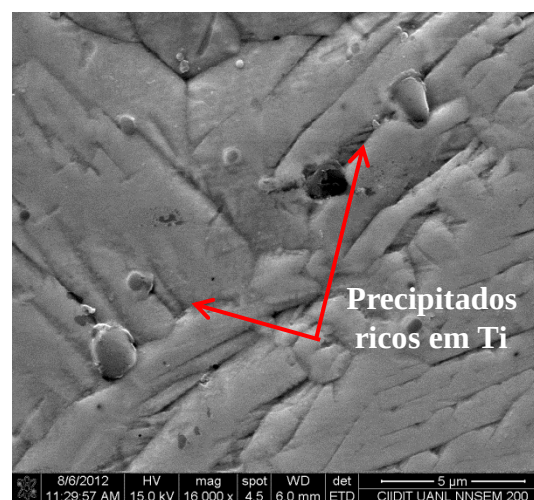
d)

Figura 34- Micrografia obtida por MEV de precipitados rico em Ti relacionado com o Espectro obtido por EDS: a) Precipitados ricos em Ti; b) Precipitado analisado por EDS; c) Espectograma.



a)

b)



c)

Fonte: A autora, 2018.

Estudos realizados por Nishida et al. (1986), mostraram que a formação de precipitados nas ligas de Ni-Ti são influenciados pelos fenômenos da difusão atômica. 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). Estes precipitados facilitam a transformação martensítica, pois agem como regiões preferenciais para as

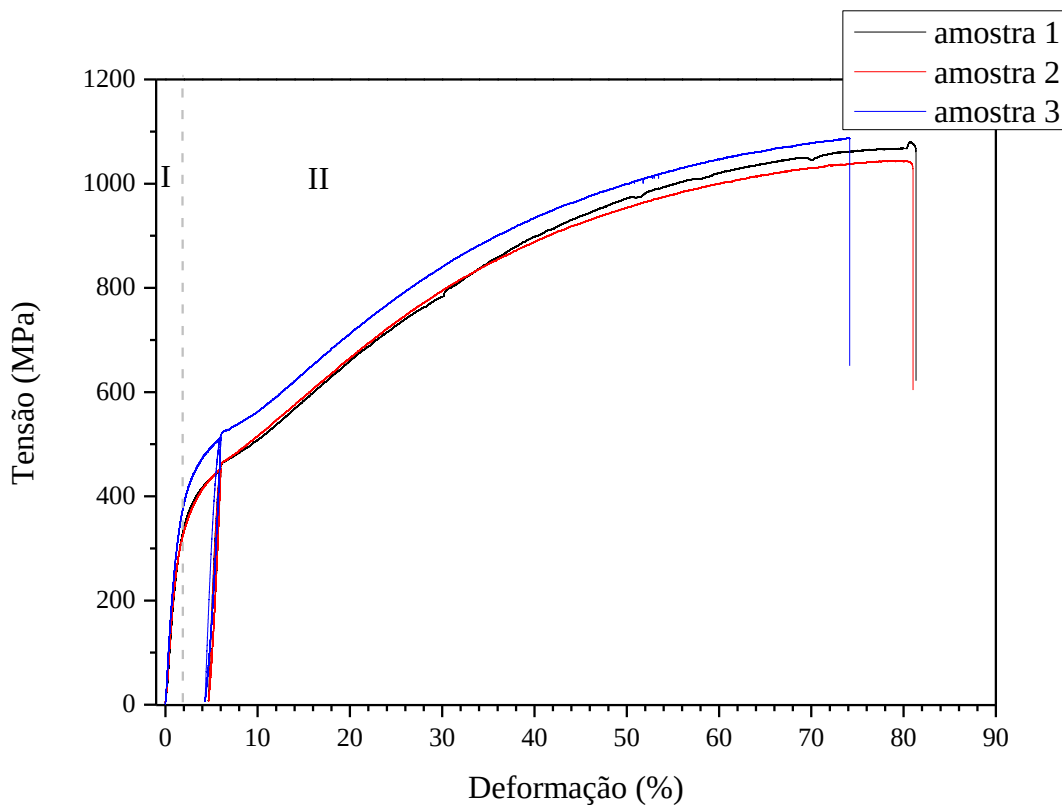
reações de nucleação; assim a transformação requer menor energia externa (resfriamento), que tem como consequência o aumento da temperatura M_s (SITTNER et al., 2006).

5.1.3 Ensaios de tração

O comportamento mecânico da liga BSW de Ni-Ti, tratada termicamente, foi analisado através dos dados gerados nos ensaios de tração quase estáticos, realizados à 85°C ($A_f + 10^\circ\text{C}$), baseados na norma ASTM F2516-14.

As curvas tensão x deformação obtidas foram sobrepostas e podem ser observadas na Figura 35.

Figura 35- Curvas tensão-deformação dos fios Ni-Ti.

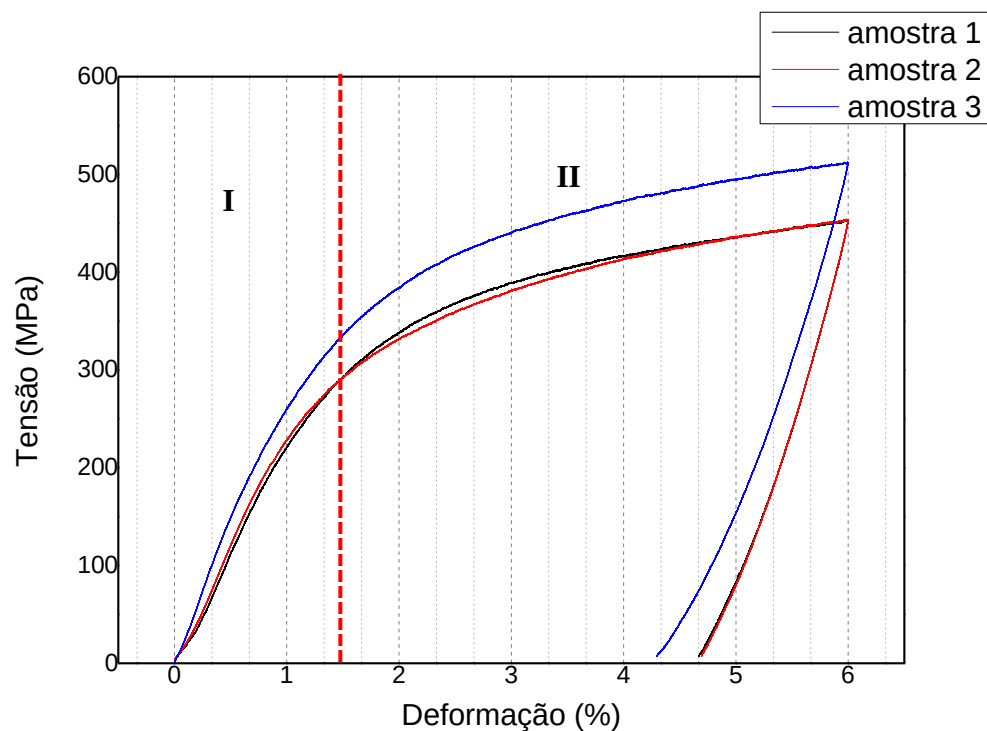


Fonte: A autora, 2018.

A partir desses resultados foi possível observar qualitativamente e também quantificar propriedades mecânicas, como: módulo de elasticidade, tensão de

escoamento e tensão máxima, bem como deformação elástica e total. Para um melhor entendimento do comportamento mecânico do material, a figura 36, exibe com mais detalhes, as curvas de resposta termomecânica dos fios de Ni –Ti até 6% de deformação linear do comprimento útil.

Figura 36- Curvas tensão-deformação dos fios Ni-Ti até 6% de deformação.



Fonte: A autora, 2018.

As três amostras têm comportamento similar, apresentando 2 regiões distintas, como demonstrado na figura 35:

- A região I – os fios de Ni-Ti, no estado austenítico, apresentam deformação elástica linear, entre 0 e 1,5% de deformação aproximadamente, e o limite de escoamento do material é atingido próximo a 300MPa.
- A região II – as amostras ainda apresentam microestrutura austenítica, nessa região se inicia a deformação plástica, até a ruptura. As amostras 1 e 2 têm um alongamento de pouco mais de 80% do seu comprimento inicial e rompem com tensões próximas, aproximadamente a 1080MPa. A amostra 3 rompeu próximo a 75% de deformação, porém grande parte da deformação plástica ocorreu

com tensões superiores as dos outros espécimes, com uma diferença de pelo menos 50MPa, e sua tensão de ruptura foi um pouco mais elevada que as anteriores, em torno de 1085MPa. Deve-se ressaltar que para a amostra 3 o ensaio foi interrompido, devido a ruptura dentro da garra, embora tem sido verificada excelente repetitividade do comportamento quando comparada com as amostras 1 e 2. Logo para efeito de cálculo, apenas as amostras 1 e 2 serão consideradas.

As curvas exibidas na figura 35 apresentam características similares a um metal comum, com deformação inicialmente elástica da austenita, sendo seguida por deformação plástica. Essas similaridades são um forte indicativo que a temperatura de ensaio de 85°C ($A_f + 10^\circ\text{C}$) está acima do M_d , que é a temperatura máxima na qual é possível induzir a transformação martensítica por tensão, embora a temperatura M_d seja normalmente 25 a 50°C maior que A_f (DUERIG et al., 1994). A figura 36 exhibe comportamento dos fios de Ni-Ti que após o descarregamento a 6% de deformação, apresentam elevadas deformações residuais nas três amostras, entre 4 e 5% de deformação. Este é um comportamento distintivo de ensaios realizados acima da temperatura crítica M_d . Em contrapartida, o comportamento superelástico, encontrado em temperaturas entre o A_f e o M_d , permite que deformações de até 8% possam ser recuperadas praticamente sem deformações permanentes. Para Duerig et al. (1990), entre A_f e M_d , a martensita induzida por tensão se torna instável durante o descarregamento e superelasticidade é observada.

Do ponto de vista energético, percebe-se a interferência da temperatura na qual o ensaio foi realizado. Hogdson, et al. (1999), exemplifica essa interposição, apresentando curvas de tensão x deformação de uma liga de nitinol em função da temperatura de ensaio (T), três comportamentos foram relatados, exibidos na figura 10:

- 1) O Efeito memória de forma: o ensaio ocorre numa temperatura abaixo do M_s , portanto o material está martensítico. É possível perceber valores menores de módulo de Elasticidade, resistência a tração quando comparada com os demais. Verifica-se um patamar de tensão constante, causado pela reorientação das variantes de martensita e a recuperação da forma (EMF) ocorre após o descarregamento da tensão, seguido de aquecimento por efeito Joule do material.

- 2) Superelasticidade: O ensaio é realizado entre as temperaturas A_f e M_d , e consequentemente o material se encontra austenítico. A deformação ocorre num patamar superior de tensão e a martensita é induzida por tensão. O descarregamento ocorre num patamar inferior e verifica-se a recuperação da forma. Termodinamicamente, o fenômeno de transformação austenita - martensita via carregamento pode ser interpretado como mais espontâneo, ou seja, necessita de menos energia para gerar fase martensítica no material, do que deformar-se plasticamente via formação e movimentação de discordâncias. (PELTON et al., 2000).
- 3) Comportamento de um aço austenítico comum: O ensaio é realizado no material numa temperatura acima de M_d , com o material no estado austenítico. Neste caso, a tensão crítica para a formação da martensita torna-se maior que a tensão necessária para promover a deformação plástica pelo processo de escorregamento de discordâncias, devido a energia fornecida pela temperatura de ensaio (SHAW ; KYRIAKYDES, 1995; HOGSDON et al., 1999; QIAN et al., 2005). Esse comportamento é similar ao exibido na figura 35.

A tabela 6 exhibe os resultados do ensaio de tração, apresentando-os como a média aproximada das amostras 1 e 2. Ao confrontar esses resultados com as informações fornecidas pelo fabricante, é possível perceber que além da interferência da temperatura na qual o ensaio foi realizado, existe uma forte relação entre o tratamento térmico realizado na liga e as propriedades mecânicas da mesma. De acordo com o fabricante da liga de Ni-Ti BSW, o módulo de elasticidade apresenta variação na faixa entre 23 e 41 GPa na fase martensítica e entre 70 e 80 GPa na fase austenítica. Contraditoriamente, a estimativa dos módulos de elasticidade obtidos no ensaio de tração, revelaram uma grande redução no valor dessa propriedade, com módulo de Elasticidade 21GPa aproximadamente. Oliveira (2011) realizou um ensaio de tração a temperatura ambiente, nesse mesmo material, submetido ao mesmo tratamento térmico à 500°C por 24h, seguido de têmpera. Apesar de nessas condições, o material está bifásico, e apresentar diferentes frações da fase austenítica e martensítica, foram encontradas alterações similares no módulo de elasticidade, percebendo sua redução, e a tensão máxima obtida foi praticamente a mesma exibida na tabela 6. Essa modificação pode ser explicada pelas altas temperaturas de

tratamento térmico e o elevado tempo de envelhecimento, pois 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 (OLIVEIRA, 2011).

Tabela 6- Resultados do ensaio de tração na liga BSW de Ni-Ti tratada termicamente.

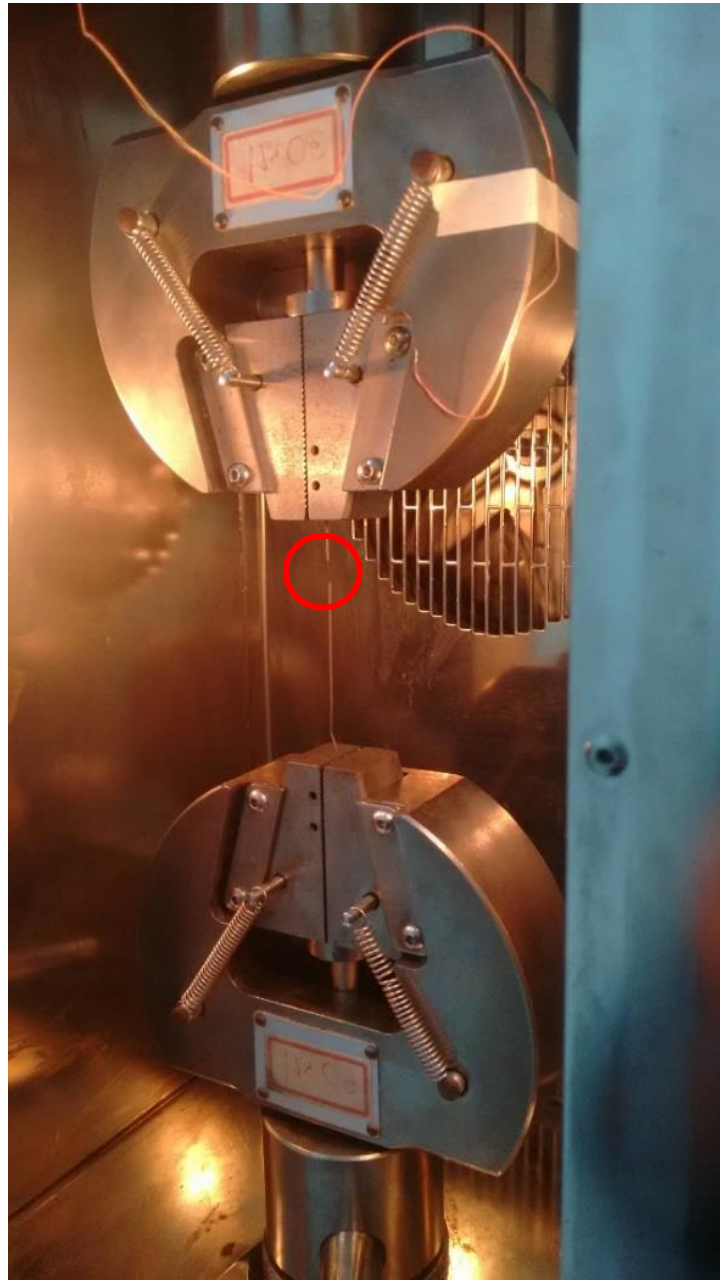
Ensaio de tração realizado a 85°C				
A_f (°C)	Estimativa do Módulo de Elasticidade da Austenita (GPa)	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão Máxima (MPa)	Deformação Total (%)
75	21	300	1080	82

Fonte: A autora, 2018.

Essa justificativa, também se aplica nesse trabalho, por se tratar do mesmo material submetido as mesmas condições de tratamento térmico. A rigidez foi diminuída a ponto de obter a plastificação da austenita em baixas tensões, como pode ser verificado na tensão residual obtida após descarregamento a 6%, exibida nas figuras 35 e 36. Ribeiro e Araújo (2017) também fizeram constatações similares, em fios de Ni-Ti submetidos a tratamento térmicos com temperaturas próximas a 550°C, os ensaios de tração realizados a 90°C (material austenítico), geram um deformação residual de aproximadamente 5% e verificaram que esses tratamentos proporcionaram um elevado nível de alívio das tensões internas do fio, provenientes do processo de trefilação, diminuindo a rigidez na matriz austenítica e assim permitindo sua deformação plástica com baixas tensões. A Figura 37 exhibe detalhes da ruptura do material, ao longo do comprimento útil, ao final do ensaio de tração.

Ao analisar a deformação anterior a ruptura percebeu-se que a ductilidade foi outra propriedade que foi modificada. Oliveira (2011), percebeu que sua liga nas condições citadas, apresentava características de um material dúctil com deformação total de 26%.

Figura 37- Detalhes da ruptura, ao final do ensaio de tração no fio de Ni-Ti.



Fonte: A autora, 2018.

No presente estudo, como pode ser visto na figura 35, percebe-se um elevado nível de deformação total, próximo a 82%, logo corresponde a um grande aumento de ductilidade, ao ser elevado a temperatura de ensaio. Duerig (2006) constatou que acima do M_d uma liga de Ni-Ti ainda apresenta ductilidade superior a 30%. Dessa maneira, o ensaio de tração foi importante para determinar as propriedades

mecânicas do material a 85°C, auxiliando na seleção da deformação e das tensões cisalhantes de 70MPa, 135MPa, 200MPa e 270MPa dentro do campo elástico da liga no ensaio de fadiga, bem como direcionando a seleção da aplicabilidade do atuador confeccionado.

5.2 ENSAIO DE FADIGA

A degradação das propriedades da liga com memória de forma é influenciada por fatores externos e pela própria transformação de fase. Entre os fatores externos temos a aplicação de tensões, amplitudes de deformação, número de ciclos realizados e variação na temperatura de trabalho. Estes fatores podem alterar o comportamento das propriedades termoelásticas do material. As transformações sucessivas entre as fases austenítica e martensítica são capazes de induzir defeitos, criando campos de tensões e aumentando a densidade de defeitos internos (OTSUKA; REN, 1998). Outros fatores, também podem influenciar o comportamento do atuador, por exemplo, a composição do material pode apresentar condições favoráveis ao surgimento de precipitados como Ti_3Ni_4 que favorecem o surgimento da fase romboédrica que pode ter influência na degradação das propriedades termoelástica (OTSUKA; REN, 1998; OTSUKA ; WAYMAN, 1998). Estes fatores estão inseridos no estudo da fadiga funcional do atuador de Ni-Ti.

5.2.1 Interferência do diâmetro do arame nos ensaios de fadiga

O diâmetro do arame utilizado para confecção dos atuadores também foi um fator analisado no estudo. Durante a realização dos experimentos dos ciclos rápidos e lentos, observou-se que a etapa de aquecimento é bem mais rápida que a de resfriamento. A primeira etapa é ocasionada pela passagem de uma corrente elétrica, implicando no efeito Joule, porém a etapa de resfriamento envolve um sistema bem mais complexo de troca de calor por condução no fio e por convecção entre o fio e o fluido em contato, que no caso é o silicone. Logo o resfriamento se torna um ponto crítico ao se considerar o fator tempo para realização dos ensaios. Uma maneira de reduzir essa perda de tempo é trabalhar com arames com diâmetros menores. Assim, analisando esse ponto, o fio BSW torna-se mais eficiente para o estudo de fadiga.

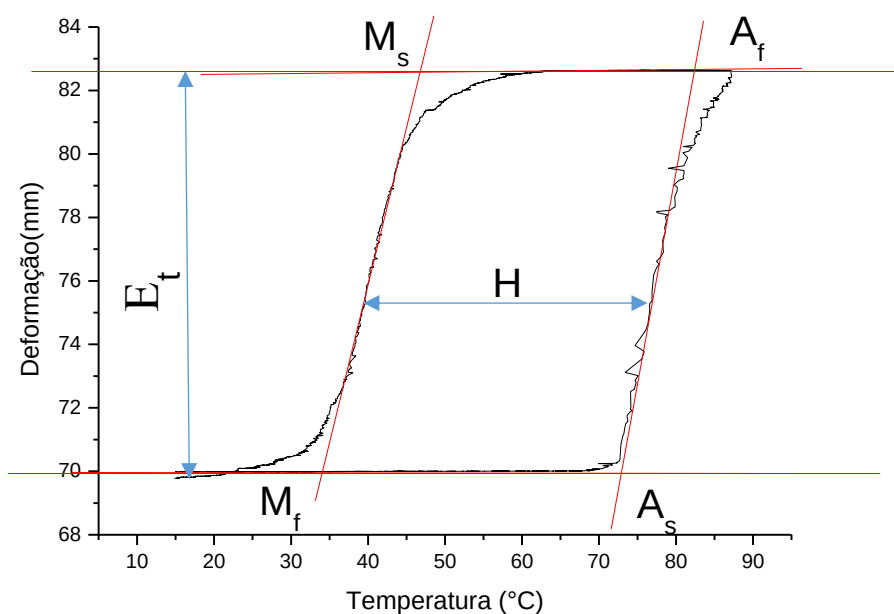
5.2.2 Análise da fadiga funcional

Com o intuito de entender a fadiga funcional nas LMF de Ti-Ni, foram realizados os ensaios de fadiga, gerando curvas que foram divididas em dois grupos, as que mantem fixa a carga de aplicação e as que mantem fixa a temperatura de transformação. O primeiro grupo, pertence a seção 5.3.2.1, permite uma visão geral do efeito da ciclagem termomecânica sobre as temperaturas de transformação. O segundo grupo corresponde a seção 5.3.2.2, permite uma análise individual do A_f , A_s , M_s e M_f , e também da deformação termoelástica e histerese, verificando assim tanto o efeito da ciclagem, como a interferência do aumento da carga de ensaio, que varia entre 70MPa e 270MPa.

5.2.2.1 Efeito da ciclagem termomecânica

A figura 38 exibe uma curva típica de deformação versus a temperatura, obtida durante um ciclo termomecânico.

Figura 38- Curva típica de deformação termoelástica versus temperatura e determinação das propriedades termoelásticas.



Fonte: A autora, 2018.

Contudo vale ressaltar que no presente estudo, essa curva foi obtida a partir do sistema de aquisição de dados dos ciclos lentos, após a realização de 1k ciclos de fadiga, submetendo o atuador a tensão cisalhante de 135MPa.

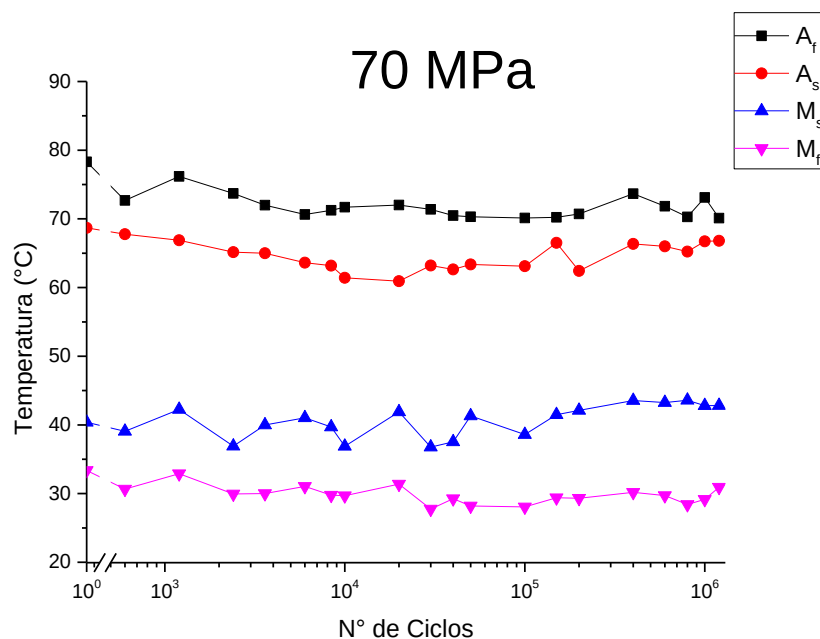
Essa curva exemplifica o modo como a evolução das temperaturas de transformação foi observada, através do método das tangentes, e modo como foi quantificada a deformação termoelástica (E_t = diferença entre o menor e maior valor do deslocamento) e a histerese térmica (H) em cada ciclo e tensão estudada.

As figuras 39, 40, 41 e 42 exibem o comportamento das temperaturas críticas de transformação em função do número ciclos, mantendo fixa a carga de ensaio de 70, 135, 200 e 270 MPa respectivamente.

Na Figura 39 é possível observar que de modo geral, as temperaturas de transformação obtidas no ensaio de fadiga, realizado a 70MPa, apresentam uma tendência linear. A tabela 7 apresenta os resultados da evolução dessas temperaturas.

O M_s apresenta um comportamento oposto a essas temperaturas, deslocando-se para a direita e apresentando um aumento de aproximadamente 2°C com a ciclagem termomecânica.

Figura 39- Evolução do comportamento das temperaturas de transformação dos atuadores de Ni-Ti para o ensaio de fadiga a 70MPa.



Fonte: A autora, 2018.

Tabela 7- Resultados da evolução das temperaturas de transformação no Ensaio de Fadiga a 70MPa.

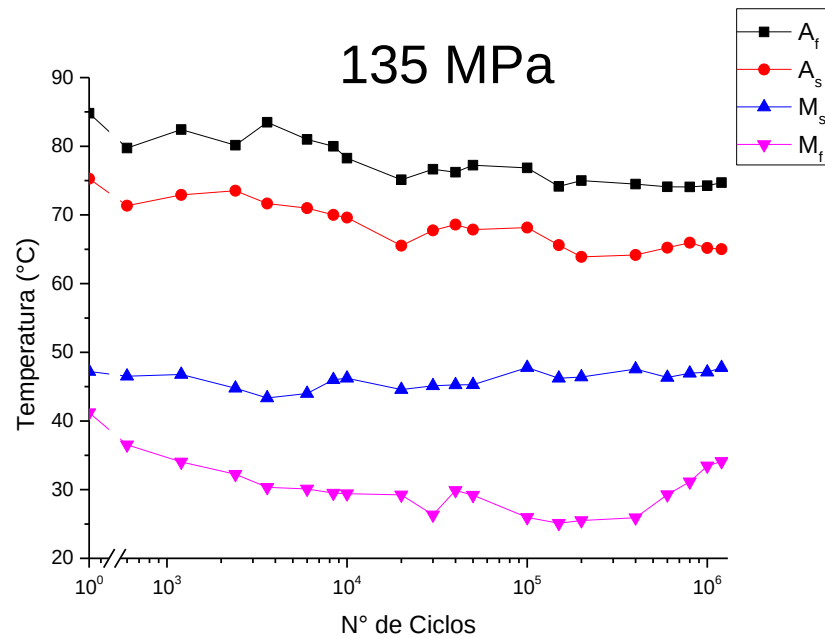
70 MPa				
	M_f	M_s	A_s	A_f
Temperatura no 1° Ciclo	33,4	40,4	68,7	78,3
Temperatura no último Ciclo	30,9	42,8	66,8	70,1
Temperatura Média	30,0	40,6	64,8	72,0
Temperatura Máxima	33,4	43,6	68,7	78,3
Temperatura Mínima	27,7	36,9	61,4	70,1

Fonte: A autora, 2018.

As temperaturas médias das transformações martensíticas final e inicial, de 30 e 40,6°C, facilitaram a realização do ensaio de fadiga, pois o resfriamento é um ponto crítico no sistema de ciclagem termomecânica, logo quanto mais próxima a temperatura ambiente, mas eficaz é o ensaio. Em síntese, no ensaio de fadiga realizado com a carga de 70MPa, a mola de Ni-Ti tem alterações significativas nas temperaturas de transformação, porém não suficientes para indicar a presença de fadiga funcional, a fadiga estrutural não ocorre, e o ensaio foi caracterizado como tendo atingido vida infinita, com o atuador estando em perfeito funcionamento após a ciclagem. Assim, esse ensaio permitiu a aquisição de dados para analisar o comportamento das temperaturas de transformação com o aumento da ciclagem termomecânica. Na Figura 40 é possível observar que as temperaturas de transformação obtidas no ensaio de fadiga realizado a 135MPa, e assim como no ensaio de 70MPa também apresentam uma tendência linear. Na tabela 8, é possível constatar que todas as temperaturas de transformação foram deslocadas para esquerda, implicando numa redução de aproximadamente 10°C para o A_s e A_f, de 7°C para o M_f e 1°C, contraditoriamente o M_s apresentou um aumento de menos de 1°C. Esta tendência de aumento é atribuída ao treinamento termomecânico e também a

aplicação de tensões de treinamento maiores (OLIVEIRA, 2011; DE ARAÚJO et al., 2006).

Figura 40- Evolução das temperaturas de transformação dos atuadores de Ni-Ti para o ensaio de fadiga a 135MPa.



Fonte: A autora, 2018.

Tabela 8- Resultados da evolução das temperaturas de transformação no Ensaio de Fadiga a 135MPa.

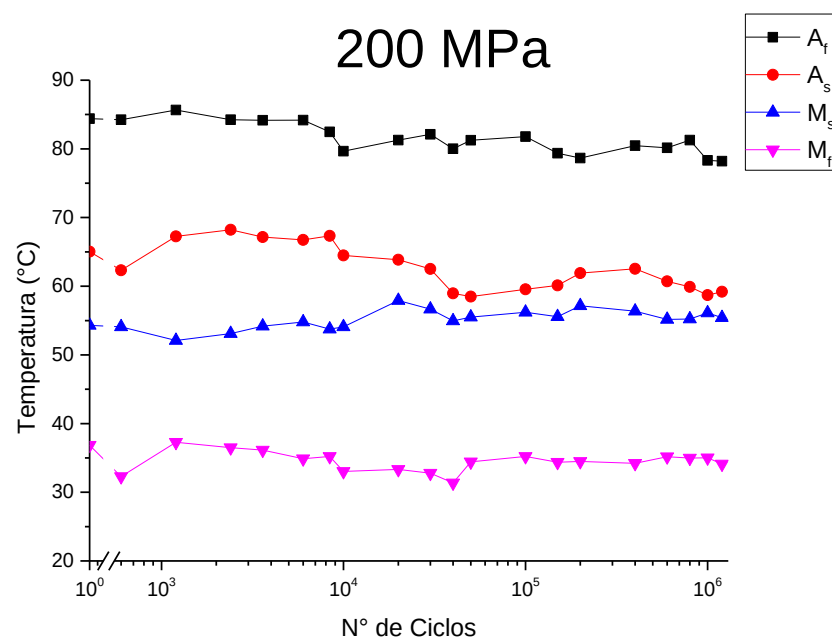
135 MPa				
	M_f	M_s	A_s	A_f
Temperatura no 1º Ciclo	41,2	47,2	75,3	84,8
Temperatura no último Ciclo	34,1	47,8	65,0	74,7
Temperatura Média	30,4	46,1	68,4	77,6
Temperatura Máxima	41,2	47,8	75,3	84,8
Temperatura Mínima	25,1	43,0	63,9	74,1

Fonte: A autora, 2018.

Assim como observado, para a carga de 70MPa, o M_f , A_s e A_f apresentaram valores máximos no ciclo inicial do ensaio de fadiga. Em síntese, o ensaio de fadiga realizado com a carga de 135 MPa assim como o de 70MPa, forneceu dados para analisar o comportamento das temperaturas críticas com o aumento da ciclagem termomecânica, embora o atuador não tenha apresentado sinais de fadiga funcional e/ou estrutural que comprometessem seu funcionamento. Logo, a mola com memória de forma de Ni-Ti, apresenta vida infinita para ambas cargas de ensaio.

A Figura 41 exibe as temperaturas de transformação, obtidas no ensaio de fadiga realizado a 200MPa em função do número de ciclos. Assim como no ensaio de 70MPa e 135MPa, este também gerou curvas com características lineares.

Figura 41- Evolução do comportamento das temperaturas de transformação dos atuadores de Ni-Ti para o ensaio de fadiga a 200MPa.



Fonte: A autora, 2018.

O comportamento das temperaturas de transformação foi similar aos obtidos para essas tensões, nas quais se observou um deslocamento para esquerda nos valores do M_f , A_s e A_f , implicando na redução dos valores dessas temperaturas críticas, e para o M_s verificou-se um deslocamento para direita, gerando um aumento de aproximadamente 1°C, como pode ser visto na tabela 9. Porém, para a carga de

200MPa, a aproximação das curvas do A_s e M_s pode ser contemplada de modo mais evidente, conforme exposto na figura 41. Essa redução do A_s e a elevação do M_s , ocorrendo de forma simultânea, gera uma redução nos valores da histerese térmica e a resposta do atuador aos estímulos térmicos e/ou mecânicos se torna mais rápida e eficaz.

Tabela 9- Resultados da evolução das temperaturas de transformação no Ensaio de Fadiga a 200MPa.

200 MPa				
	M_f	M_s	A_s	A_f
Temperatura no 1° Ciclo	36,8	54,3	65,0	84,4
Temperatura no último Ciclo	34,1	55,4	59,2	78,3
Temperatura Média	34,6	55,1	62,8	81,6
Temperatura Máxima	37,2	57,9	67,3	85,7
Temperatura Mínima	31,4	52,1	58,5	78,2

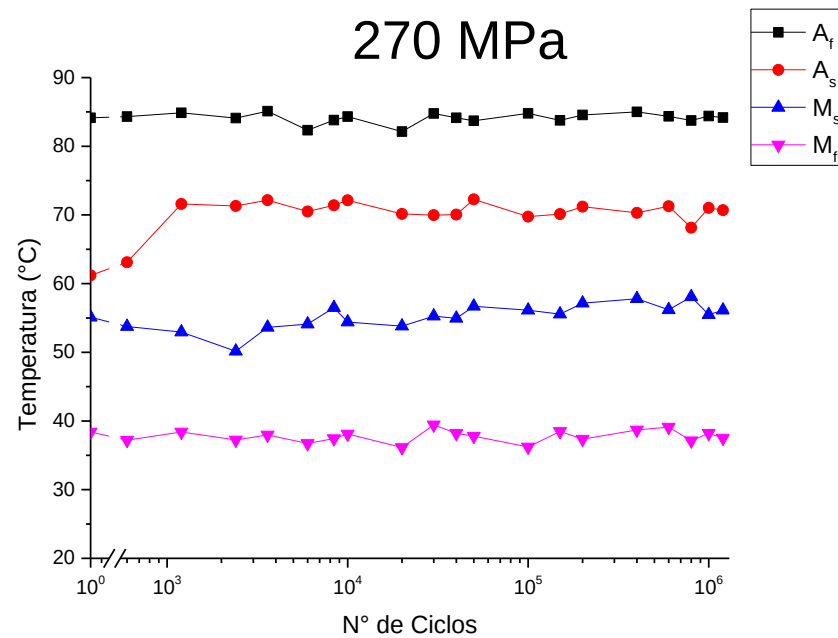
Fonte: A autora, 2018.

Este 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). Assim como as cargas anteriormente estudadas, a mola com memória de forma de Ni-Ti apresentou vida infinita. A Figura 42 exibe as temperaturas de transformação, obtidas no ensaio de fadiga realizado a 270MPa em função do número de ciclos e a tabela 10 apresenta os resultados resumidos desse ensaio.

As temperaturas de transformação obtidas no ensaio de fadiga, realizado com a tensão de 270MPa, tiveram seu comportamento difícil de prever. Apenas o M_s manteve a mesma tendência de crescimento, descrito nos resultados anteriores. As demais temperaturas apresentaram tendências de crescimento opostas, as obtidas

para as cargas de 70MPa, 135MPa e 200MPa, e no A_f , foi verificado uma estabilização, obtendo-se os mesmos valores para o primeiro e último ciclo.

Figura 42- Evolução do comportamento das temperaturas de transformação dos atuadores de Ni-Ti para o ensaio de fadiga a 270MPa.



Fonte: A autora, 2018.

Tabela 10- Resultados da evolução das temperaturas de transformação no Ensaio de Fadiga a 270MPa.

270 MPa				
	M_f	M_s	A_s	A_f
Temperatura no 1º Ciclo	38,4	55,1	61,2	84,2
Temperatura no último Ciclo	37,5	56,1	70,7	84,2
Temperatura Média	37,8	55,2	69,9	84,1
Temperatura Máxima	39,1	58,1	72,3	85,1
Temperatura Mínima	36,2	50,2	61,2	83,7

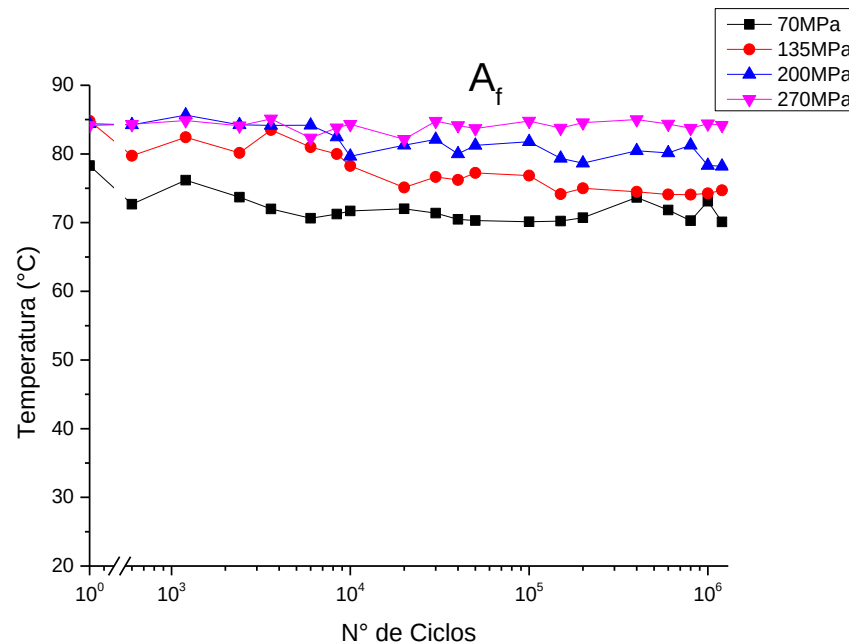
Fonte: A autora, 2018.

Logo, embora o atuador também tenha vida infinita para essa tensão, percebe-se que o aumento da intensidade da carga, provavelmente altera a resistência a fadiga funcional do atuador.

5.2.2.2 Evolução das temperaturas de transformação

A figura 43 permite analisar as temperaturas de transformação austenítica final, em função do número de ciclos, variando as cargas de ensaios estudadas. A tabela 11 apresenta as médias dessa temperatura, para as tensões estudadas.

Figura 43- Comportamento da temperatura A_f em função do número de ciclos para as tensões de 70, 135, 200 e 270 MPa, após aplicação dos ciclos de Fadiga.



Fonte: A autora, 2018.

Tabela 11- Resultados da evolução da temperatura A_f no Ensaio de Fadiga à 70, 135, 200 e 270MPa.

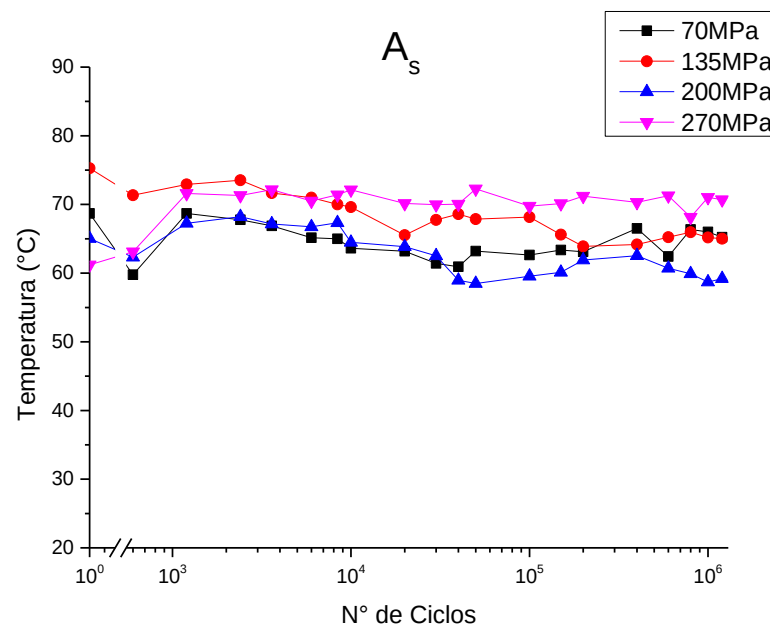
Temperatura média (°C)				
	70MPa	135MPa	200MPa	270MPa
A_f	72,0	77,6	81,6	84,1

Fonte: A autora, 2018.

O A_f cresce continuamente, com o aumento das cargas de aplicação. O aumento de 70MPa para 135MPa implicou num crescimento aproximado de 6°C. O aumento de 135MPa para 200MPa implicou num aumento de 4°C, aproximadamente. E por fim, de 200MPa para 270MPa observou-se um aumento próximo a 3°C.

A figura 44, juntamente com a tabela 12 permitem analisar as temperaturas de transformação austenítica inicial, em função do número de ciclos, variando as cargas de ensaios estudadas. Assim como foi verificado no A_f , essa temperatura de transformação também apresenta um deslocamento para direita, aumentando seus valores, com o aumento das cargas de ensaio.

Figura 44- Comportamento da temperatura A_s em função do número de ciclos para as tensões de 70, 135, 200 e 270 MPa, após aplicação dos ciclos de Fadiga.



Fonte: A autora, 2018.

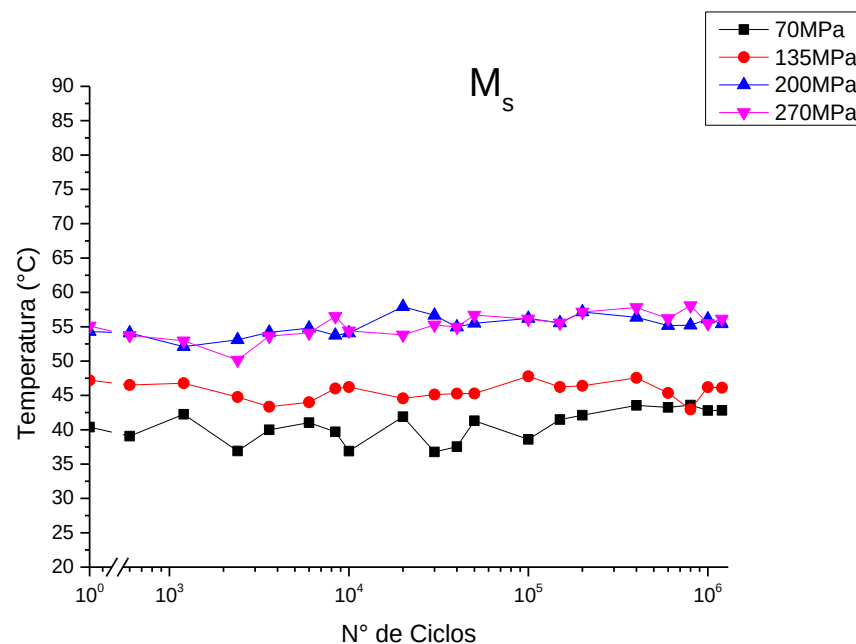
Tabela 12- Resultados da evolução da temperatura A_s no Ensaio de Fadiga à 70, 135, 200 e 270MPa.

Temperatura média (°C)				
	70MPa	135MPa	200MPa	270MPa
A_s	64,8	68,4	62,8	69,9

Fonte: A autora, 2018.

Entretanto sua tendência ao crescimento não é contínua como no A_f . Analisando os aumentos de carga de 70 para 135MPa; de 135 para 200MPa e de 200 para 270MPa, verificou-se um crescimento aproximado de 4°C, um decaimento de 6°C e um crescimento de 7°C, respectivamente. Esse decaimento indica que o material passou a solicitar menos energia para realizar a transformação de fase, e como evidenciado na figura 41, o A_s diminuiu de forma significativa para a tensão de 200MPa, se aproximando do M_s , diminuindo a histerese térmica e otimizando a resposta do atuador. A figura 45 e a tabela 13 permitem avaliar a evolução das temperaturas de transformação martensítica inicial, em função do número de ciclos, variando as cargas de ensaios estudadas.

Figura 45- Comportamento da temperatura M_s em função do número de ciclos para as tensões de 70, 135, 200 e 270 MPa, após aplicação dos ciclos de Fadiga.



Fonte: A autora, 2018.

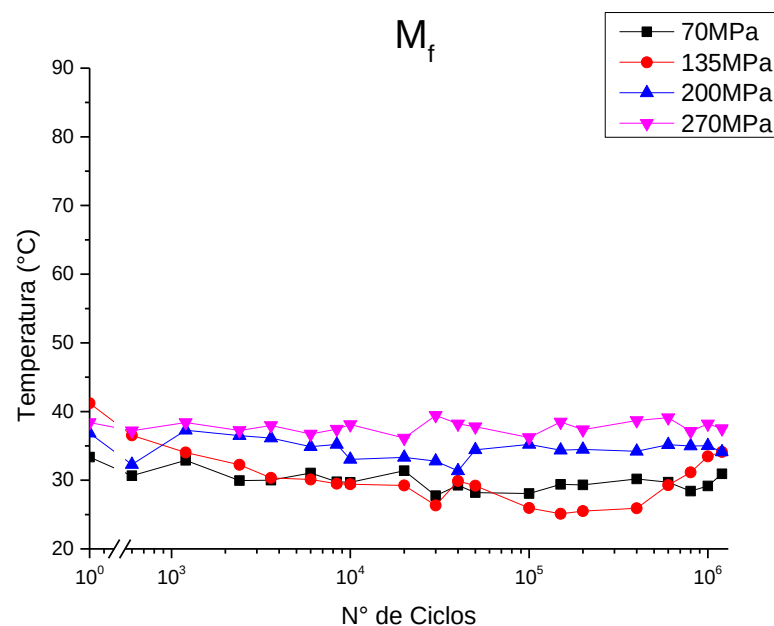
Tabela 13- Resultados da evolução da temperatura M_s no Ensaio de Fadiga à 70, 135, 200 e 270MPa.

Temperatura média (°C)				
	70MPa	135MPa	200MPa	270MPa
M_s	40,6	46,1	55,1	55,2

Fonte: A autora, 2018.

A temperatura de início da transformação martensítica (M_s), indica na maioria das cargas tendência de aumento. O aumento do M_s com elevação da tensão aplicada, indica que o material passou a solicitar mais energia para realizar a transformação de fase (GONZALEZ, et al., 2010; OKITA, et al., 2006). Ao se analisar as tensões extremas de 70 e 200MPa, percebe-se que o M_s foi a temperatura que apresentou o maior deslocamento para direita, de aproximadamente 15°C. Verificou-se de 70 para 135MPa um crescimento térmico de aproximadamente 6°C, de 135 para 200MPa houve uma elevação de mais 9°C, a partir de então o M_s não apresentou alterações significativas, na figura 45 percebe-se a sobreposição das curvas para 200 e 270MPa. Logo, pode-se concluir que essa temperatura de transformação sofreu uma maior interferência causada pelo aumento das cargas de ensaio, do que pela ciclagem termomecânica. A figura 46 e a tabela 14 apresentam os resultados obtidos para as temperaturas de transformação martensítica final, em função do número de ciclos, variando as cargas de ensaios estudadas. Observando a evolução dessa temperatura nas tensões extremas de 70 e 270MPa, é perceptível um aumento de 8°C. As curvas obtidas para as cargas de 70 e 135 MPa se sobrepõem em alguns pontos da ciclagem, fazendo com que a média de ambas temperaturas para ambas se aproximem do mesmo valor.

Figura 46- Comportamento da temperatura M_f em função do número de ciclos para as tensões de 70, 135, 200 e 270 MPa, após aplicação dos ciclos de Fadiga.



Fonte: A autora, 2018.

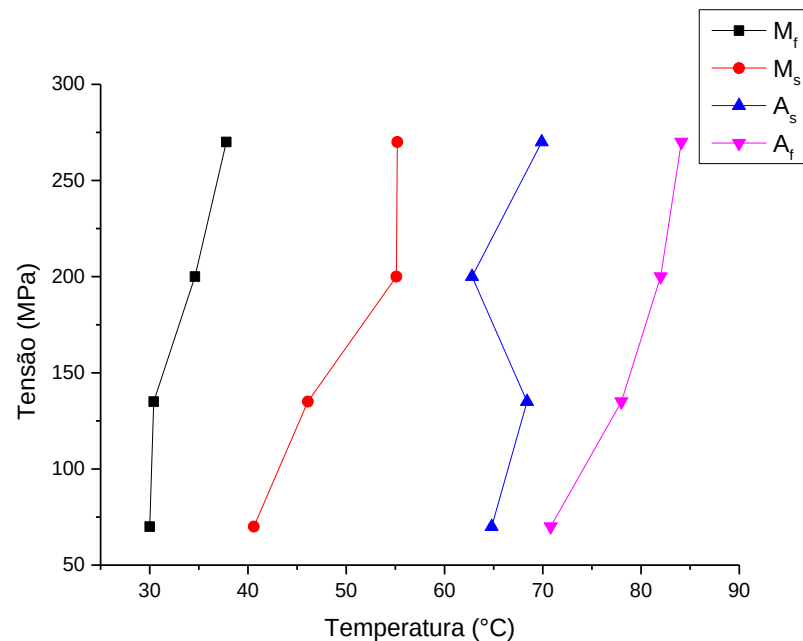
Tabela 14- Resultados da evolução da temperatura M_f no Ensaio de Fadiga à 70, 135, 200 e 270MPa.

Temperatura média (°C)				
	70MPa	135MPa	200MPa	270MPa
M_f	30,0	30,4	34,6	37,8

Fonte: A autora, 2018.

A partir da figura 47 e dos resultados apresentados, é possível afirmar que de modo geral, um aumento na tensão aplicada implica num aumento das quatro temperaturas de transformação de fases de modo linear. O efeito da tensão aplicada pode ser calculado de acordo com a regra de Clausius-Clapeyron, $d\sigma/dT = \text{constante}$ (OTSUKA; REN, 2005).

Figura 47- Relação entre temperatura de transformação de fase e tensão aplicada.



Fonte: A autora, 2018.

Para explicar a termodinâmica existente na reação em uma liga com efeito memória de forma utilizamos os conceitos de Clausius-Clayperon (GONZALEZ, 2002). A termodinâmica considera que a energia livre de nucleação independe da temperatura e da tensão. O tratamento termodinâmico da transformação considera a

tensão como uma variável de estado independente da temperatura. Porém, para manter o equilíbrio termodinâmico das fases, esta dependência é aceita sendo representada pela intersecção das superfícies de energia livre das fases martensítica e austenítica (SILVA et al., 2010; GONZALEZ, 2002)

Adicionalmente, também é possível afirmar com base nos resultados, que o intervalo de temperatura selecionado para os ensaios de fadiga, com base nos resultados do DSC, de 15 a 85°C, podem ser aplicados sem problemas para todos os experimentos realizados, garantindo a completa transformação de fase, independente da tensão aplicada e da ciclagem termomecânica.

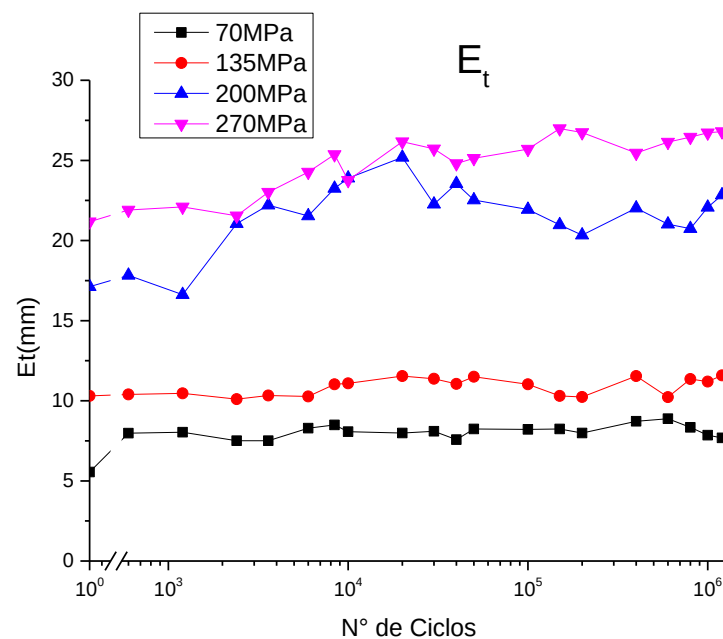
Isso possibilita uma gama de aplicações para esse atuador em temperaturas de fácil alcance.

5.2.3 Evolução da termoelasticidade e histerese

Esta pesquisa também considera a evolução da deformação termoelástica e a histerese térmica na análise da fadiga funcional. Essa deformação representa a recuperação de forma apresentada pelo atuador durante os ciclos lentos e histerese está associada ao tempo de reposta do atuador. Os resultados da termoelasticidade determinaram qual tensão cisalhante gera a mesma deflexão de 10mm, utilizada nos ciclos rápidos. Essa determinação permite equiparar esses os ciclos lentos aos rápidos e validar a metodologia utilizada no ensaio de fadiga no atuador helicoidal. A figura 48 exibe o comportamento da deformação termoelástica (termoelasticidade - Et) ao longo dos 1200k ciclos realizados e juntamente com a tabela 15, permitem analisar essa deformação, para todos os níveis de tensão utilizados nos ensaios de fadiga. De acordo com esses resultados, percebe-se que ao aumentar a tensão de 70 para 135MPa, foi possível constatar que a deformação termoelástica teve um aumento médio de 3mm aproximadamente, apresentando valor médio de 10,8mm. Ambas cargas tiveram comportamento similar com relação a estabilização da termoelasticidade, após a primeira etapa dos testes de fadiga e com relação a não degradação do efeito memória de forma com o término dos ensaios de fadiga. Entretanto, a tensão de 135MPa, permitiu obter os valores de deformação termoelástica mais próximas da deflexão utilizada nos ciclos lentos. Logo, pode-se afirmar que ao alongar a mola de Ni-Ti em 10mm, gera-se uma tensão cisalhante

próxima a 135MPa na mola. Assim, os ensaios realizados nos ciclos lentos e rápidos podem ser equiparados, e a fadiga funcional e estrutural do atuador pode ser estudada pela metodologia empregada. Ao aumentar a tensão de 135 para 200MPa, observa-se um aumento relativo da deformação termoelástica em aproximadamente 10mm, apresentando valor médio de 21,4.

Figura 48- Comportamento da termoelasticidade em função do número de ciclos para as tensões de 70, 135, 200 e 270MPa.



Fonte: A autora, 2018.

Tabela 15- Resultados da Termoelasticidade no Ensaio de Fadiga à 70, 135, 200 e 270MPa.

Deformação Termoelástica - E_t (mm)				
	70MPa	135MPa	200MPa	270MPa
Deformação no 1º Ciclo	5,6	10,3	17,1	21,2
Deformação no último	7,7	11,6	22,8	26,8
Deformação Média	7,9	10,8	21,4	24,8
Deformação Máxima	8,9	11,6	23,8	26,7
Deformação Mínima	5,6	10,1	16,6	21,2

Fonte: A autora, 2018.

Para essa tensão, a estabilização da termoelasticidade foi mais lenta, ocorrendo após a realização de $2 \cdot 10^4$ ciclos. Para a carga de 270MPa foram obtidos os maiores valores da termoelasticidade, como esperado. Pelos dados analisados para as cargas anteriores, foi perceptível que ao aumentar a carga de ensaio, obtém-se valores cada vez maiores de deformação termoelástica. Ao aumentar a tensão de 200 para 270MPa, observou-se um aumento relativo da deformação termoelástica de 3 mm aproximadamente, apresentando valor médio de 24,8. A evolução crescente nos valores da termoelasticidade, atingiu o ápice com $2 \cdot 10^4$ ciclos. Assim como nas cargas de 70 MPa, tanto a estabilização da deformação termoelástica ocorreu nos 10^4 primeiros ciclos, como logo na primeira ciclagem encontra-se o ponto de mínimo de 21,2mm.

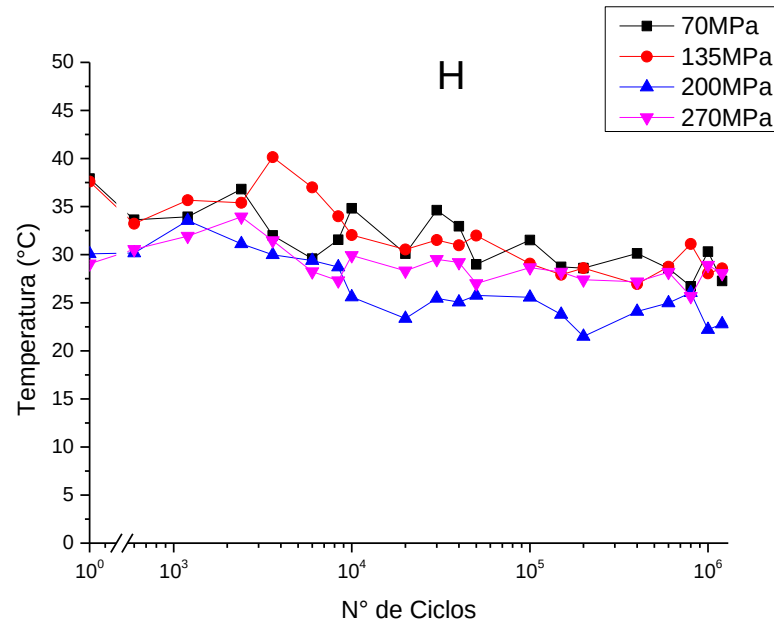
Embora Figueiredo (2001), tenha descrito a fadiga funcional como uma degradação da transformação como consequência de carregamentos cíclicos, o que se observou no atuador, com base nos resultados da termoelasticidade, para as tensões estudadas, foi um excelente desempenho considerando a recuperação de forma, e a estabilidade do EMF. Analisando esse desempenho, percebe-se que o ciclo rápido atuou como treinamento no atuador, no qual foi 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 figura 49 exhibe o comportamento da histerese térmica (H) ao longo dos 1200k ciclos realizados e os dados referentes foram compactados na tabela 16. Com base nessas informações, pode ser observado que, de modo geral, a histerese térmica tende a diminuir, conforme as tensões e o número de ciclos de treinamento aumentam. Essa redução é desejável, pois pequenas histereses facilitam o EMF, uma vez que a força motora necessária para a transformação é muito pequena, a interface entre a fase mãe e a martensita é muito móvel ao resfriar e aquecer, e as transformações são cristalograficamente reversíveis no sentido de reverter a transformação martensítica para a fase mãe na orientação original (COELHO et al., 2016).

Percebe-se que todas as tensões apresentaram redução da histerese com a ciclagem termomecânica, entretanto para as tensões de 70 e 135MPa, essa redução foi mais expressiva, em torno de 10°C . A tensão de 200MPa foi a que apresentou os

menores valores de histerese, em contrapartida para a tensão de 270MPa, a histerese pouco foi afetada, apresentando uma discreta redução de apenas 1°C.

Figura 49- Comportamento da Histerese térmica no Ensaio de Fadiga à 70, 135, 200 e 270MPa.



Fonte: A autora, 2018.

Tabela 16- Resultados da Histerese Térmica no Ensaio de Fadiga à 70, 135, 200 e 270MPa.

Histerese - H (°C)				
	70MPa	135MPa	200MPa	270MPa
1º Ciclo	37,9	37,6	30,1	29,1
Último Ciclo	27,3	28,6	22,3	28,1

Fonte: A autora, 2018.

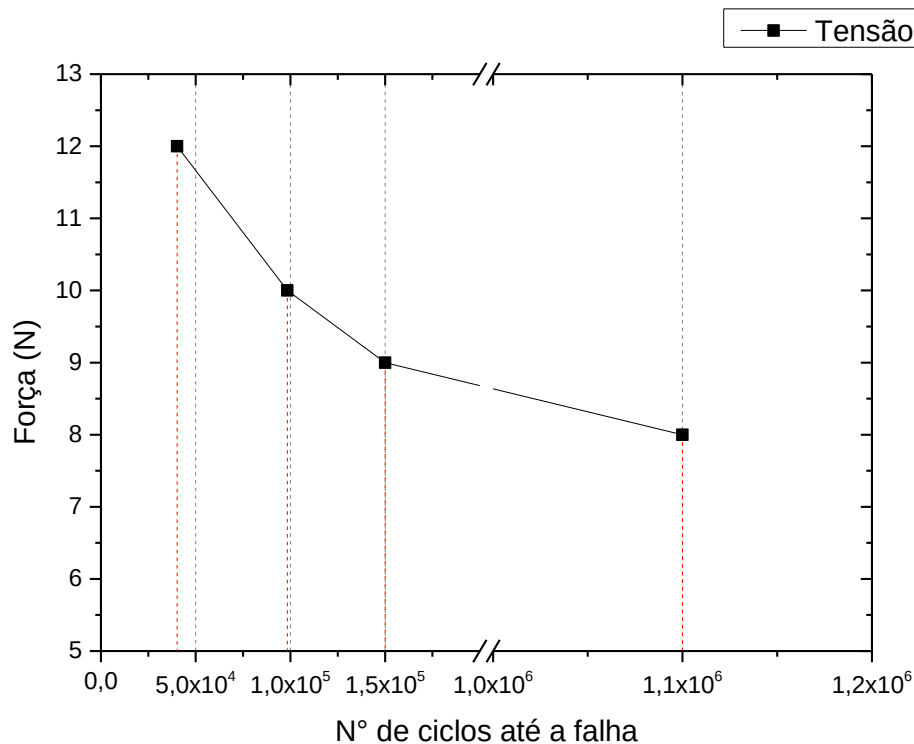
5.2.4 Análise da fadiga estrutural utilizando o DMA

A fadiga estrutural dos fios de Ni-Ti foi avaliada através do levantamento curva de Wöhler, obtida a partir do ensaio de fadiga no DMA com controle de tensão, no modo single cantilever, exibido na Figura 50. Esse gráfico permite quantificar a fadiga

mecânica do fio de Ni-Ti tratado termicamente, quando submetido ao esforço de flexão simples alternada.

Desse modo, é possível analisar o comportamento da vida em fadiga em função das forças axiais de 8, 10, 11 e 12 N aplicadas ao fio, e observar a influência direta do nível de tensão/força imposta ao fio, quanto maior a intensidade, menor o tempo de vida, implicando num menor número de ciclos até a falha.

Figura 50- Curva de Wöhler para forças de 8; 9; 10 e 12N e frequência fixa de 10Hz.



Fonte: A autora, 2018.

No geral, foi observada fadiga de alto ciclo (N° de ciclos até a falha $> 10^3$), com exceção da carga de 8N que atingiu vida infinita, nesse trabalho definido como N° de ciclos até a falha $> 10^6$. Essas observações foram condizentes com os resultados esperados, pois as deformações impostas aos fios se situam dentro do campo elástico do material, como discutido nos resultados do ensaio de tração. Prymak et al. (2004), também obteve em fios de Ni-Ti ortodônticos, uma vida em fadiga da ordem de 10^5 ciclos, utilizando um equipamento de DMA, submetendo-os à deformações de flexão de 240 μ m de deflexão e frequência de 5Hz. Alguns estudos em ligas de Ni-Ti relatam a interferência da temperatura na resistência a fadiga mecânica, a exemplo disto têm-

se Miyazaki et al. (1999) que avaliou a vida em fadiga nessas ligas, utilizando testes de flexão rotativa, submetidas a diferentes temperaturas e sob controle de amplitude de deformação. Eles concluíram que o aumento da temperatura reduz a vida em fadiga. Essa interpretação é condizente com a literatura, uma vez que, na faixa de grandes deformações, tanto para materiais de comportamento convencional quanto para LMF, o aumento da temperatura do ensaio em geral diminui a vida em fadiga, tão mais fortemente quanto maior for esse aumento (TOBUSHI et al., 2000; WAGNER et al., 2004).

Entretanto no presente estudo, percebeu-se que embora o ensaio tenha sido com uma temperatura elevada, implicando num material no estado austenítico, a vida em fadiga foi considerada satisfatória, e essa é uma característica desejável num material a partir do qual é fabricado atuadores helicoidais. As características mais procuradas nesses materiais são alta tenacidade e resistência a fadiga (MENDES, 2003).

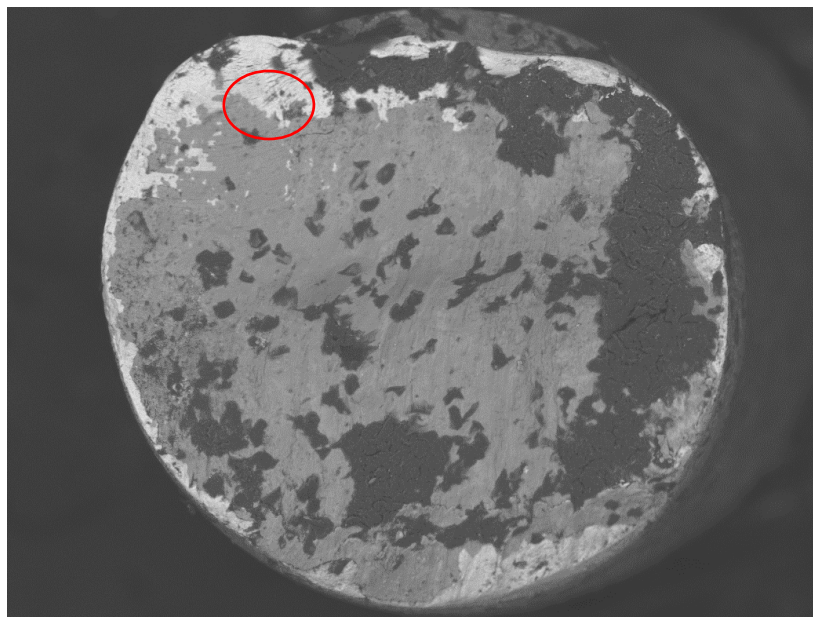
5.2.4.1 Caracterização pós – fadiga

As figuras 51, 52, 53 e 54 exibem as micrografias da superfície de fratura das amostras submetidas a ciclos de fadiga no DMA, com as cargas de 8, 9, 10 e 12N. A figura 51 permite analisar a superfície de fratura, do material ciclado, com a carga de 8N, percebe-se a presença de trincas e de marcas de praia na região em destaque, caracterizando que a fratura ocorreu por fadiga. Em todas as micrografias foram encontradas regiões nas quais o material foi arrancado bruscamente, caracterizadas pela diferença de planos da superfície, como pode ser visto com maior evidência para as cargas de 9 e 12N, nas figuras 52 e 54.

As figuras 53 permitem identificar o aspecto macrográfico da superfície de fratura, do material ciclado no DMA, com a carga de 10N. Percebe-se nessa superfície a presença de marcas de praia, devido a alterações no ciclo de tensões, pois sabe-se que no DMA, a aplicação da carga não é constante, mas sim oscilante, com uma frequência de 10Hz. Interrupções no ensaio também poderiam gerar essas marcas, no entanto o ensaio foi feito de forma ininterrupta. Nessa imagem ainda é possível verificar, na região em destaque, uma área com aspecto fosco e fibroso, característica

de uma fratura dúctil. As contaminações superficiais nas micrografias não permitiram identificar mais detalhes do tipo de fratura, nem onde ocorreu a nucleação de trinca.

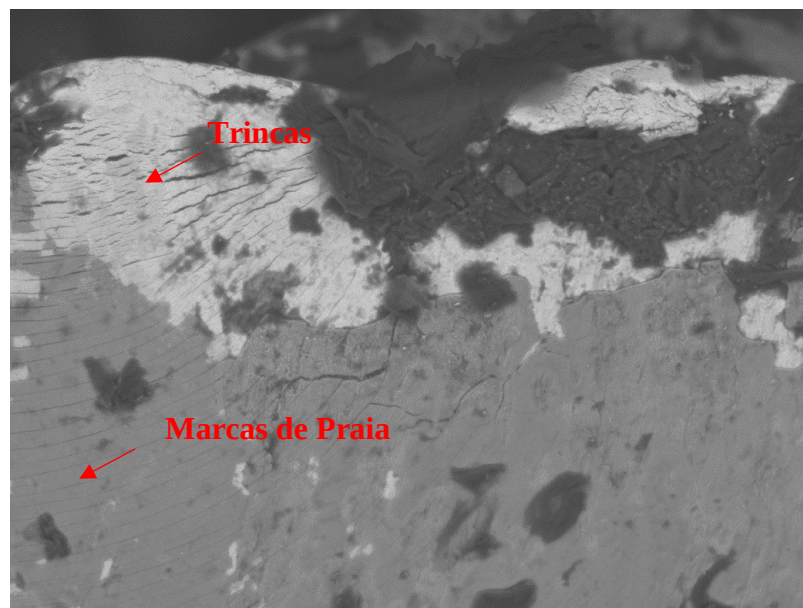
Figura 51- Micrografia obtida por MEV da superfície de fratura com a carga de 8N. a) Visão Geral; b) Visão da região em destaque.



2017-06-21 A D7.1 x150 500 um

DEMEC \ CTG

a)



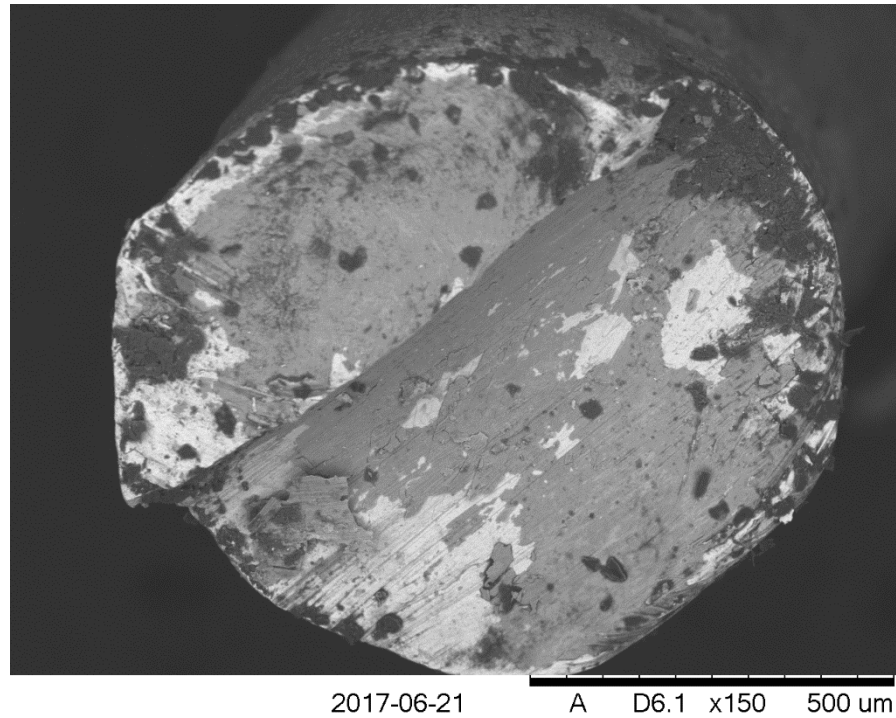
2017-06-21 A D6.8 x500 200 um

DEMEC \ CTG

b)

Fonte: A autora, 2018.

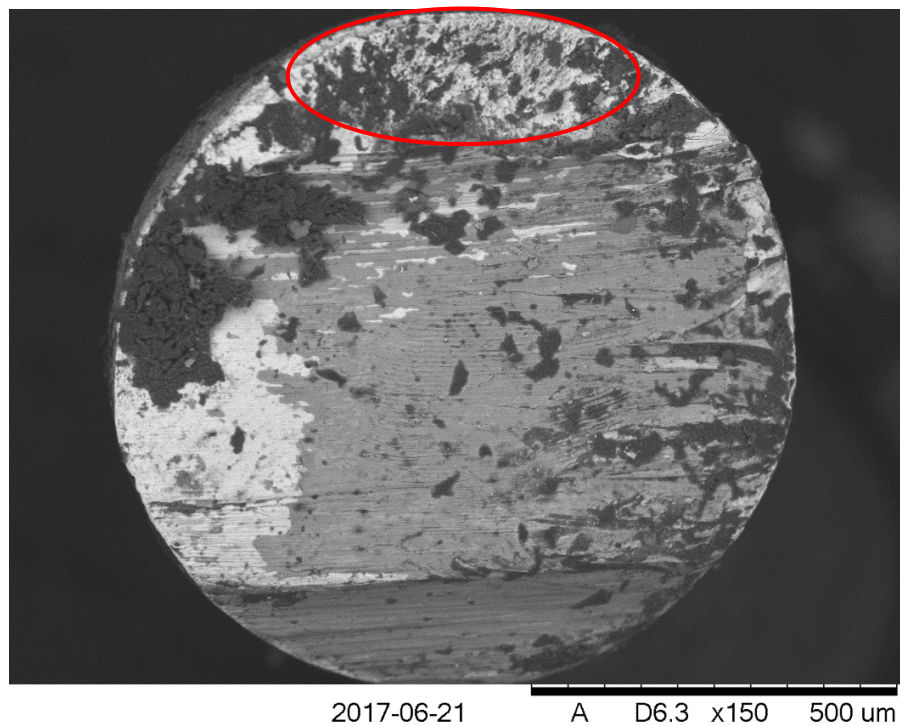
Figura 52- Micrografia obtida por MEV da superfície de fratura com a carga de 9N.



DEMEC \ CTG

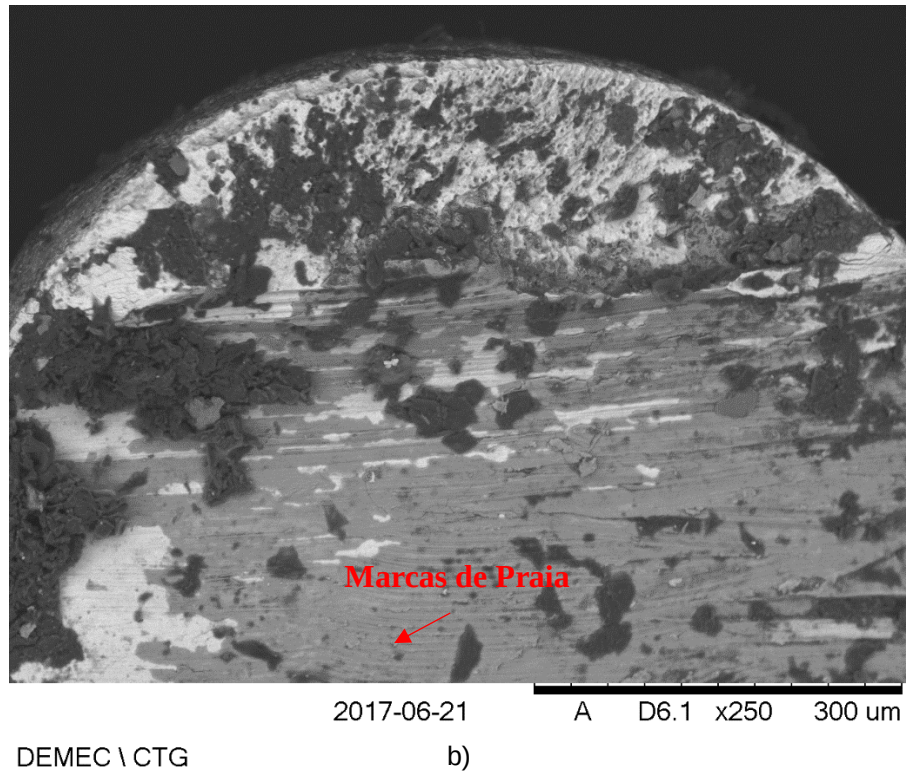
Fonte: A autora, 2018.

Figura 53- Micrografia obtida por MEV da superfície de fratura com a carga de 10N. a) Vista geral; b) Vista da região em destaque.



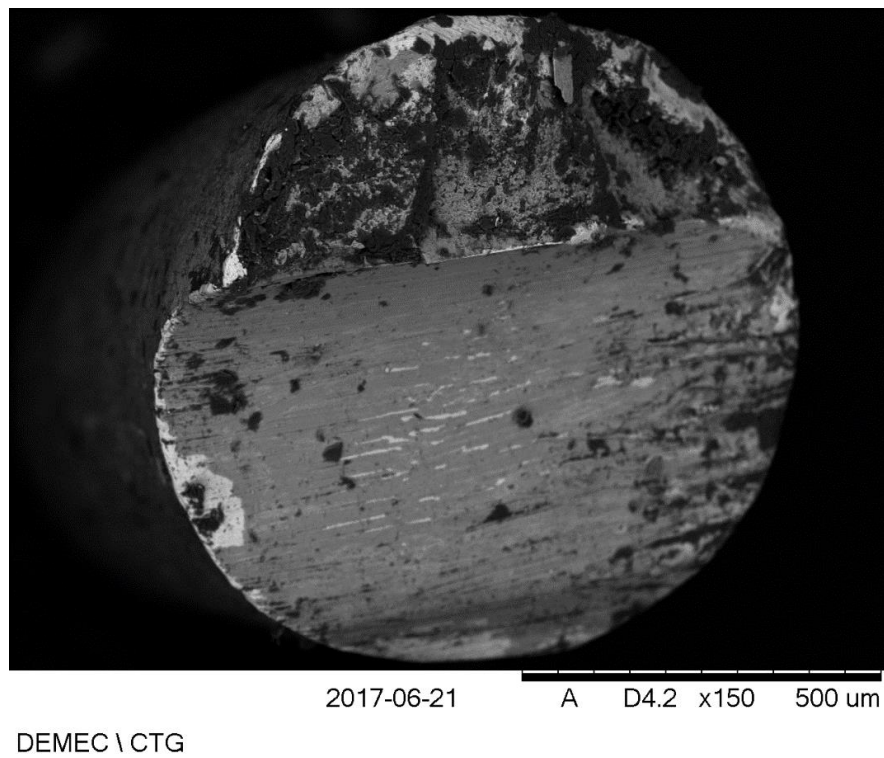
DEMEC \ CTG

a)



Fonte: A autora, 2018.

Figura 54- Micrografia obtida por MEV da superfície de fratura com a carga de 12N.



Fonte: A autora, 2018.

6 CONCLUSÕES

Neste trabalho, um atuador/sensor de Ni-Ti com memória de forma, com aplicação definida, foi caracterizado seguindo uma metodologia não convencional de ensaio de fadiga. Desta forma, o estudo objetiva analisar o comportamento em fadiga e assim contribuir para a compreensão desse fenômeno, colaborando também, no desenvolvimento de tecnologias nacionais, uma vez que aumentar a confiabilidade do atuador, valida a otimização da válvula de fluxo e por fim, com a metodologia proposta pretende-se colaborar na normatização dos ensaios de fadiga em LMF.

Os resultados obtidos convergiram para a excelente resistência à fadiga da liga BSW de Ni-Ti na forma de mola, submetidas aos ciclos termomecânicos sob as condições sugeridas para análise. Porém esses resultados são produto de uma metodologia bem elaborada, utilizando técnicas de ensaios que permitiram fazer o acompanhamento da evolução das temperaturas críticas, da histerese e da termoelasticidade com os números de ciclos, de modo confiável. A validação da metodologia proposta se concretiza na verificação do efeito da tensão aplicada sobre a temperaturas críticas, obtendo-se uma relação prevista na regra de Clausius-Clapeyron. Além disso, os resultados da deformação termoelástica também permitiram validar essa metodologia, pois para a carga de 135 MPa foi obtido valores em torno de 10mm de termoelasticidade, equivalendo aos 10mm da deflexão utilizada nos ciclos lentos. Assim, foi possível afirmar que os ciclos rápidos, submetendo a mola de Ni-Ti, a 10mm de deflexão e 85°C, podem ser analisados através dos ciclos lentos na faixa de temperatura entre 15 e 85°C, submetendo a atuador a tensão cisalhante de 135MPa.

A fadiga estrutural pode ser acompanhada, simultaneamente a fadiga funcional, porém não houve falha do atuador, após 1,2 milhão de ciclos, e esse elemento mecânico apresentou vida infinita. Todavia, ao alterar a geometria do atuador, percebe-se que a vida em fadiga estrutural é alterada, como apontado nos resultados do ensaio de fadiga no DMA, que permitiu constatar que o fio rompe bem antes da mola. Porém, embora o ensaio no fio e na mola tenham similaridades, como a temperatura de ensaio e a natureza do esforço aplicado ser axial, esses métodos não podem ser equiparados devido as reações distintas que causam no elemento estudado.

Finalmente, pode-se concluir que embora a mola helicoidal desenvolvida possa ser aplicada com segurança nas condições estudadas, mais estudos são necessários para garantir a aplicação do atuador analisando outros parâmetros. O mesmo se aplica a metodologia utilizada, mais estudos são necessários para otimizá-la, principalmente o tempo empregado na realização dos ciclos termomecânicos.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- I. Otimizar o dispositivo desenvolvido para ensaio de fadiga, para que a captação dos dados, pudesse ser feita instantaneamente, e para o ensaio pudesse ser feito com uma maior velocidade;
- II. Otimizar o mecanismo de resfriamento dos ciclos lentos;
- III. Caracterizar o atuador quanto a fadiga funcional utilizando outras condições térmicas e mecânicas;
- IV. Utilizar a metodologia proposta, utilizando outros tipos atuadores e condições térmicas e mecânicas;
- V. Fazer o estudo de fadiga - corrosão na mola de Ni-Ti, simulando sua aplicação em diversos fluídos;
- VI. Utilizar modelamentos matemáticos para simular a vida em fadiga desses atuadores, variando os parâmetros e as condições de controle.

REFERÊNCIAS

- AIROLDI, G.; POZZI, M. ; LODI, D.A. The Electric Resistance of Shape Memory Alloys in the Pseudoelastic Regime. Dipartimento di Fisica, Università di Milano, 1997.
- ALVES, R. F.; OLIVEIRA, D. F.; F.; JÚNIOR, W. E. L. A.; ALVES, J. L. F.; FILHO, R. L. R. Efeito do Ti Como Inoculante na Liga Com Efeito De Memória De Forma De Cu-Al-Be. Anais do 22º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (CBECiMat), Natal, RN, Brasil, 2016.
- AQUINO, A. S. Controle de Vibração de um Sistema sob Desbalanceamento Rotativo Utilizando Atuador de Liga com Memória de Forma. 135 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2011.
- ARAÚJO, S. S. Comportamento Dinâmico e Fadiga Termomecânica de Atuadores de Ligas CuAlNi com Memória de Forma. 2015. 116f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2015.
- ARAÚJO M. S. O., SALES, P. C. S., MELO, O. B., DE ARAÚJO C. J. Análise experimental do comportamento em fadiga de fios superelásticos de ligas com memória de forma Ni-Ti em flexão simples alternada. Revista Eletrônica de Materiais e Processos, v. 11, n. 1 (2016), pp. 40–48 ISSN 1809-8797 . UFCG, 2016.
- ASTM F2516 – 14. Standard Test Method for Tension Testing of Nickel-Titanium Superelastic Materials, 2015.
- BRANCO, C.M. Mecânica dos materiais. Fundação Calouste Gulbenkian, 2006.
- BHATTACHARYA, K.; CONTI, S.; ZANZOTTO, G.; ZIMMER, J. Crystal symmetry and the reversibility of martensitic transformations. Nature 428, pp. 55- 59, 2004.
- BUDYNAS-NISBETT. Shigley's Mechanical Engineering Design. Editora McGraw-Hill, 8.^a edição; 2008.
- CISMASIU, C. Shape Memory Alloys. Janeza Trdine 9, 51000 Rijeka, Croatia, pp.15-183, october, 2010.
- CIVJAN, S.; HUGET, E.F.; DeSIMON, L.B. Potential Applications of Certain Nickel-Titanium (Nitinol) Alloys. J Dent Res, pp.89-96, 1975.
- COELHO, R. S. A.; GOMES, R.M; MELO, T.A. Estudo Das Propriedades Térmicas E Microestruturais Da Liga Cu-11,8al-0,5be Passíveis De Memória De Forma. Anais 22º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Natal, 2016.
- COSTANZA, G.; TATA, M.E.; CALISTI, C. Nitinol one-way shape memory springs: Thermomechanical characterization and actuator design. Sensors and Actuators A 157, (2010), pp. 113–117, 2010.
- 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.; BIJEON, M. J.; MORIN, M; GUÉNIN, G. Influência da Máquina de Ensaio na Fadiga Termomecânica de Fios Atuadores com Memória de Forma. Anais do I Congresso Nacional de Engenharia Mecânica (CONEM 2000), Natal – RN, Brasil, pp. 1 – 10, 2000.

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.

DELAEY, L; KRISHNAN, R. V.; TAS, H.; WARLIMONT, H. Thermoelasticity, pseudoelasticity and the memory effects associated with martensitic transformations. Journal of Materials Science, pp. 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”. Engineering Structures, April, 2003.

DIAS, R. F., Efeito Da Deformação Cíclica Nas Propriedades Mecânicas De Uma Liga Níquel-Titânio Superelástica, Tese de Doutorado da UFMG, pp. 1- 158, 2005.

DRIEMEIER, L., Considerações sobre a Fadiga em Metais e o Comportamento do concreto sob solicitações cíclicas, Tese de Mestrado da Escola Engenharia de São Carlos- Universidade de São Paulo, pp. 1-120, 1995.

DUERIG, T.W.; MELTON, K.N.; STÖCKEL, D.; WAYMAN, C.M Engineering aspects of shape memory alloys. Tiptree:Butterworth-Heinemann, p. 369-393, 1990.

DUERIG, T.W.; PELTON, A.R. TiNi shape memory alloys. Materials Properties Handbook: titanium alloys. ASM International, pp. 104,1 1994.

DUERIG, T.; PELTON, A.; STOCKEL, D., An overview of nitinol medical applications, Materials Science and Engineering A, v.273-275, pp.149-160, 1999.

DUERIG, T. Some unsolved aspects of Nitinol. Materials Science and Engineering: A 438, pp. 69–74, 2006.

EGGELER, G.; HORNBOGEN, E.; YAWNY, A.; HECKMANN, A.; WAGNER, M., Structural and functional fatigue of NiTi shape memory alloys. Materials Science and Engineering, v.378, pp.24-33, 2004.

FRANÇA, F. J. C. Quantificação da deformação residual em uma liga Cu-Al-Be superelástica. 2009. 95f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal da Paraíba, PB, 2009.

FERNANDES, G. Construção e caracterização de mola helicoidal com memória de forma aplicada em um atuador termoativado. / Guilherme Fagundes Fernandes ; orientador Sergio Schneider. --Lorena, 2014.

FIGUEIREDO, A.M.F., Caracterização da fadiga mecânica de baixo ciclo em ligas superelásticas de NiTi. (Tese Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas), 225f, Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2006.

FUNAKUBO, H. Shape Memory Alloys. Translate from the Japanese by Kennedy, J. B., Stanford University. Tokyo: University of Tokyo, 1987.

GAUTIER, E.; PATOOR, E. Experimental observations for shape memory alloys and transformation induced plasticity phenomena. Mechanics of Solids with Phase Changes-CISM International Centre for Mechanical Science, Courses and Lectures., vol. 7, pp. 69-103, 1997.

GEROLDO, A. C. B. Estudo do efeito de memória de forma de fios ortodônticos da liga Ni-Ti nas condições comercial e após tratamentos térmicos. 2009. 90 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais) - Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

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, pp.20- 24; pp. 40 -141, 2002.

GONZALEZ, C. H., QUADROS, N. F., DE ARAUJO, C. J., MORIN, M., GUÉNIN, G. Coupled Stress-Strain and Electrical Resistivity Measurements on Copper Based Shape Memory Single Crystals, Materials Research, vol. 7, n° 2, p. 305-311, 2004.

GONZALEZ CH, OLIVEIRA CAN, PINA EAC, URTIGA SL, ARAUJO OO, ARAUJO CJ. Heat treatments and thermomechanical cycling influences on the R-Phase in Ti-Ni shape memory alloys. Materials Research. 2010; 13(3):325-331.

HODGSON, D.E.; Wu, M.H.; BIERMANN, R.J. Shape memory alloys. Metals Handbook. Vol. 2. ASM International, Ohio, 897-902, 1990.

KAUFFMAN, G. B.; MAYO, I. The story of Nitinol: The serendipitous discovery of the memory metal and its applications. The Chemical Educator, 2, pp. 1-21, 1997.

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

KRISHNAN, R.V.; DELAEY, L.; TAS, H.; WARLIMONT, H. Review: Thermoplasticity, pseudoelasticity and the memory effects associated with martensitic transformations. Part 2: The macroscopic mechanical behaviour, Journal of Materials Science v.9, pp.1536-1544, 1974

LA CAVA, C.A.P.; MACHADO, L.G.; SILVA, E.P., Modelagem de Dispositivos Mecânicos Fabricados com Ligas de Memória de Forma, Projeto Final, DEPMC/CEFET-RJ, 1999.

LAGOUDAS, D.C. Shape memory alloys: modeling and engineering applications. USA, Texas: Ed. Springer, 2008.

LANGBEIN, S.; CZECHOWICZ, A. Konstruktionspraxis Formgedächtnistechnik. Springer-Vieweg, ISBN 978-3- 8348-1957-4, 2013.

MCNANEY, J.M.; IMBENI, V.; JUNG, Y.; PAPADOPOULOS, P.; RITCHIE, R.O. An experimental study of the superelastic effect in a shape-memory Nitinol alloy under biaxial loading. *Mechanics of Materials*, v.35, pp. 969-986, 2003.

MCNEESE, M. D; Lagoudas, D. C.; Pollock, T. C. Processing of Ni-Ti from elemental powders by hot isostatic pressing. *Materials Science and Engineering*. V. A280, pp.334- 348, 2000.

MELTON, K.N.; MERCIER, O., Fatigue of NiTi thermoelastic martensites, *Acta Metallurgica*, v.27, pp.137-144, 1979.

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

MIYAZAKI, S.; MIZUKOSHI, K.; UEKI, T.; SAKUMA, T.; LIU, Y. Fatigue Life of Ti–50 at% Ni and Ti–40Ni–10Cu (at%) Shape Memory Alloys Wires. *Materials Science and Engineering A273–275*, pp.668–672, 1999.

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

MIYAZAKI, S.; MIZUKOSHI, K.; UEKI, T.; SAKUMA, T.; LIU, Y., Fatigue life of Ti-50at.%Ni and Ti-40Ni-10Cu(at%) shape memory alloys wires, *Materials Science and Engineering A*, v.273-275, p.658-663, 1999.

MOHD JANI, J, LEARY, M, SUBIC, A AND GIBSON, M 2014, A review of shape memory alloy research, applications and opportunities, *Materials and Design*, vol. 56, pp. 1078-1113, 2014.

NEMAT-NASSER, S.; GUO, W-G. Superelastic and cyclic response of NiTi SMA at various strain rates and temperatures. *Mechanics of Materials*, 38, pp. 463–474 (2006).

NIKULIN, S.A., MARKELOV, V.A., GUSEV, A.Y. , NECHAYKINA, T.A., ROZHNOV, A.B., ROGACHEV, S.O., ZADOROZHNYI, M.Y. Low-cycle fatigue tests of zirconium alloys using a dynamic mechanical analyzer. *International Journal of Fatigue*, v. 48, pp. 187–191, 2013.

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

NORTON, ROBERT L. Projeto de máquinas [recurso eletrônico] : uma abordagem integrada / Robert L. Norton ; [tradução: Konstantinos Dimitriou Stavropoulos ... et al.].

– 4. ed. – Dados eletrônicos. – Porto Alegre : Bookman, 2013.

OKITA, K.; OKABE, N.; SATO, T.; NAKAO, T. Appearance of two-way strain in shape memory effect of Ti-Ni-Nb alloy - Influence of applied strain on two-way strain. *Materials Transactions*. 2006.

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.

OLIVEIRA, C. A. N.; GONZALEZ, C. H. ; FILHO, O.O.A; SILVA, N. J. ; GUIMARAES, P. B. . Thermomechanical analysis on Ti-Ni shape memory helical springs under cyclic tensile loads. In: 21º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciencia dos Materiais, 2014, Cuiabá - MT. 21º CBECIMAT 2014, 2014.

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. A. N. Estudo Mecano –Metalúrgico de fios de Ti-Ni para aplicação em atuadores de válvulas de fluxos. Doutorado em Engenharia Mecânica, UFPE, Recife, 2011.

OLIVEIRA, C. A. N.; SILVA, K. C. A.; ROCHA, J. O. S.; ARAUJO FILHO, O. O.; PINA, E. A. C.; GONZALEZ, C. H.; Development of a Device To Study Functional Fatigue on Ti-Ni Shape Memory Alloy. *Internacional Congress of Mechanical Engineering* - Dezembro 2015.

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.; REN, X. Recent developments in the research of shape memory alloys. *Intermetallics*. V. 7, pp.511-528, 1999.

OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. *Shape Memory Materials*. UK: Cambridge University Press, Cambridge, pp.1 - 131, 1998.

OTUBO, J.; MEI, P.R. e KOSHIMIZU, S.- NiTi shape memory alloys produced by electron beam melting : preliminary results. *Third Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing*, Honolulu, Hawaii, pp. 1063-1068, 1998.

PELTON, A.R.; DICELLO, J.; MIYAZAKI, S. Optimization of processing and properties of medical grade Nitinol wire. *Min Invas & Allied Technol*, v.9(1), pp.107-118, 2000.

PINA, E. A. C. “Estudo dos Aspectos Metalúrgicos e do Efeito Memória de Forma na liga Ti-Ni e sua Viabilidade para Aplicação com Função Sensor/Atuador em Linhas de Transmissão de Energia Elétrica”. Tese de Doutorado - UFPE, Recife, 2012.

PRYMAK, O.; KLOCKE, A.; KAHL-NIEKE, B.; EPPLE, M. Fatigue of Orthodontic Nickel-Titanium (NiTi) Wires in Different Fluids Under Constant Mechanical Stress. *Materials Science and Engineering A*, v. 378, pp. 110-114, 2004

QIAN, L.; SUN, Q.; XIAO, X. Role of phase transition in the unusual microwear behavior of superelastic NiTi shape memory alloy. *Wear*, v. 259, pp. 309 – 318, mar. 2005.

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

RAMOS, A. D. O. Fadiga Funcional e Estrutural de Fios de Ligas NiTi com Memória de Forma em Regime Superelástico. 2012. 106f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2012

RAO, A.; SRINIVASA, A. R.; REDDY, J. N. *Desing of Shape Memory Alloy (SMA) Actuators*. Springer, ISBN 978-3-319-03187-3, 2015.

ROCHA, J. O. S. Desenvolvimento de Equipamentos para Estudo da Fadiga Mecânica e dos Fenômenos de Memória de Forma em Materiais Inteligentes. Doutorado em Engenharia Mecânica, UFPE. Recife, 2014.

ROSA, E. Análise De Resistência Mecânica De Peças E Componentes Estruturais (Mecânica Da Fratura E Fadiga). Grupo de Análise e Projeto Mecânico Departamento de Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Santa Catarina. Agosto, 2002.

SASHIHARA, E. M. Produção da Liga Ni-Ti com efeito de memória de forma em forno de fusão por feixe eletrônico e sua caracterização. [S.l.]: 157f. Tese de Mestrado (Ciências), Programa de Pós-Graduação em Engenharia Aeronáutica e Mecânica. Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2007.

SHAW, J. A., & KYRIAKIDES, S. (1995). Thermomechanical aspects of NiTi. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 43(8), pp. 1243-1281. DOI: 10.1016/0022-5096(95)00024-D, 1995.

SHIGLEY, J. E., MISCHKE, C. R. E; BUDYNAS, R. G. *Projeto de Engenharia Mecânica: tradução João Batista de Aguiar, José Manoel de Aguiar. - 7. ed. - Porto Alegre, Bookman, 2005.*

SILVA, T. T. L. ; GONZALEZ, C. H. ; SILVA, K. C. A. . Caracterização de Ligas a Base de Cobre com Efeito Memória de Forma.. In: Congresso Nacional de Engenharia Mecânica - CONEM, 2010, Campina Grande. VI CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, 2010.

SILVA, K. C. A. ; OLIVEIRA, C. A. N. ; ROCHA, J. O. S., GONZALEZ, C. H.; ARAUJO FILHO, O. O.; LEITE, T. R.; SILVA, F. H. S. Desenvolvimento de dispositivo para avaliar a fadiga funcional de ligas de Ti-Ni com memória de forma. 70º Congresso

Anual – ABM – Agosto 2015.

SILVA, K. C. A. Caracterização de compósitos de matriz polimérica com ligas com memória de forma para aplicação em microatuadores. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), UFPE, Recife, 2013.

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

SOUZA, A. G. Estudo Do Comportamento E Simulação De Fadiga Em Eixos (SAE 4140) Laminados E Tratados Termicamente. Trabalho de Conclusão apresentado ao Curso de Engenharia Mecânica, da Universidade Federal de Santa Maria (UFSM, RS), 2012.

STOECKEL,D.; WARAM,T.,1991. Use of NiTi shape memory alloys for thermal sensoractuators. SPIE San Diego,California,USA, 1991.

TAKEZAWA T, SATO S., 1976, Proc 1st JIM Int Symp on New Aspects of Martensitic Transformations, Suppl. Trans JIM, Vol. 17, pp. 233, 1976.

TAM, B. Micro-Welding of Nitinol Shape Memory Alloy. Dissertação de mestrado submetida a Waterloo, Universidade de Waterloo, Ontario, Canadá, 2010.

TOBUSHI,H.; NAKAHARA, T.; SHIMENO, Y.; HASHIMOTO, T., Low-cycle fatigue of NiTi shape memory alloy and formulation of fatigue life, *Trans. ASME Journal of Engineering Materials and Technology*, v.112, p.186-191, 2000

TURNER, T. L. Thermomechanical response of shape alloy hybrid composites. NASA/TM-2001-210656, 2001.

URBINA PONS, C.V. Improvement of The One-Way And Two-Way Shape Memory Effects in Ti-Ni Shape Memory Alloys By Thermomechanical Treatments. Teseis Doctoral. Univ Rovira i Virgili, Tarragona, 2011.

VAN DER WIJST, M. W. M. (1992). Shape Memory Alloys featuring Nitinol. (DCT rapporten; Vol. 1992.085). Eindhoven: Technische Universiteit Eindhoven, 1992.

VIANA, T. S. Influência de tratamentos térmicos de recozimento na microestrutura de uma liga NiTi pseudoplástica. 2017. 107f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Centro de Ciências Exatas e da Terra, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2017.

VIRGOLINO, F. S. S. Comportamento Em Fadiga Termomecânica De Fios De Liga Com Memória De Forma Ni-Ti-Cu. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Pernambuco: pp. 58-59. Recife, 2017.

VOLPE, V. Realizzazione E Caratterizzazione Di Leghe A Memoria Di Forma A Base Rame. Tesis (Dottorato Di Ricerca In Ingegneria Dei Materiali E Delle Materie Prime). Sapienza Università di Roma, Facoltà di Ingegneria, Roma, 2013.

WAGNER, M., SAWAGUCCHI, T.; KAUSTRATER, G.; HOFFKEN, D.; EGGELER, G., Structural fatigue of pseudoelastic NiTi shape memory wires, *Materials Science and Engineering*, v.378, pp.105-109, 2004.

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: pp.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.

WASILEVSKI, R. J. On The Nature Of The Martensite Transformation. *Metallurgical Transactions*, v.6A, pp.1405-1418, 1975.

WU, S. K.; LIN, H. C. Recent Development Of Ni-Ti Based Shape Memory Alloys In Twain. *Materials Chemistry And Physics*. pp.81-92, 2000.

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.