

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE**  
**CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**FADIGA FUNCIONAL E ESTRUTURAL DE FIOS DE LIGAS NiTi COM MEMÓRIA DE  
FORMA EM REGIME SUPERELÁSTICO**

Allysson Daniel de Oliveira Ramos

Campina Grande/PB

Dezembro, 2012

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE**  
**CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**FADIGA FUNCIONAL E ESTRUTURAL DE FIOS DE LIGAS NiTi COM MEMÓRIA DE  
FORMA EM REGIME SUPERELÁSTICO**

Allysson Daniel de Oliveira Ramos

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-  
Graduação em Engenharia Mecânica como  
requisito parcial à obtenção do título de MESTRE  
EM ENGENHARIA MECÂNICA

Orientador: Dr. Carlos José de Araújo

Co-orientador: Dr. Wanderley Ferreira de Amorim Jr

Agência Financiadora: (CAPES, CNPq)

Campina Grande

Dezembro/2012



FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCC

R175f Ramos, Allysson Daniel de Oliveira.  
Fadiga funcional e estrutural de fios de ligas NiTi com memória de forma em regime superelástico / Allysson Daniel de Oliveira Ramos. - 2012.  
108 f. : il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Universidade Federal de Campina Grande. Centro de Ciências e Tecnologia.

"Orientação: Prof. Dr. Carlos José de Araújo, Prof. Dr. Wanderley Ferreira de Amorim Junior."

Referências.

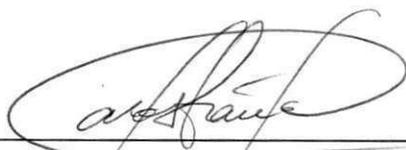
1. Fios de NiTi. 2. Superelasticidade. 3. Fadiga Funcional. 4. Fadiga Estrutural. 5. Controle de Tensão. I. Araújo, Carlos José de. II. Amorim Junior, Wanderley Ferreira de. III. Título.

CDU 620.1(043)

FADIGA FUNCIONAL E ESTRUTURAL DE FIOS DE LIGAS Ni-Ti COM  
MEMÓRIA DE FORMA EM REGIME SUPERELÁSTICO

**ALLYSSON DANIEL DE OLIVEIRA RAMOS**

Dissertação Aprovada em 20/12/2012 pela banca examinadora constituída dos  
seguintes membros:



---

Dr. Carlos José de Araújo

Orientador

PPGEM/UAEM/CCT/UFCE



---

Dr. Wanderley Ferreira de Amorim Jr

Orientador

PPGEM/UAEM/CCT/UFCE

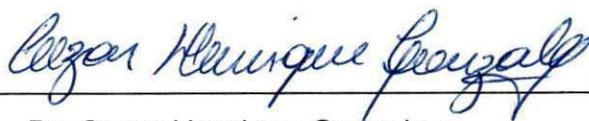


---

Dr. Neilor César dos Santos

Examinador Interno

PPGEM/UAEM/CCT/UFCE



---

Dr. Cezar Henrique Gonzalez

Examinador Externo

DEMEC/UFPE

## **DEDICATÓRIA**

A toda minha família.

A minha noiva Gláubia Garrido, pelo apoio e dedicação.

## **CURRÍCULUM VITAE DO CANDIDATO**

- Engenheiro Mecânico pela UFCG (2010)
- Supervisor dos cursos de Refrigeração SENAI (2012)

## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, por me dar as condições necessárias de saúde para desenvolver este trabalho.

A toda minha família, desde meus pais, Maurílio e Maria Petronila, meu irmão Yarlei e irmã Danielly, e minha noiva Gláubia.

Agradeço ao professor Dr. Carlos José de Araújo pelo apoio dado como orientador durante todo o trabalho, revisando e me norteando no projeto e execução da Dissertação.

Ao professor Dr. Wanderley Amorim pela grande contribuição na orientação, no desenvolvimento e discussão dos resultados da minha dissertação.

Aos graduandos Henrique Martinni e Estephanie Nobre pelo grande apoio na execução dos inúmeros e incansáveis ensaios que esse trabalho exigiu.

Agradeço ao núcleo da UAEM pela autorização em utilizar o Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA), em especial ao Professor Dr. Carlos José de Araújo, que é coordenador do mesmo.

Ao PPGEM – UFCG pela oportunidade que me deram em realizar um trabalho dessa magnitude.

A CAPES e ao CNPq pelo fomento à pesquisa.

Agradeço a todos que de forma direta ou indireta contribuíram para a realização desse trabalho, que me fez evoluir não apenas na parte técnica, na vida profissional, mas como ser humano e formador de opiniões.

# FADIGA FUNCIONAL E ESTRUTURAL DE FIOS DE LIGAS NiTi COM MEMÓRIA DE FORMA EM REGIME SUPERELÁSTICO

## RESUMO

O rápido crescimento na utilização de ligas com memória de forma (LMF) trabalhando em regime de superelasticidade, principalmente aquelas do sistema NiTi, em aplicações que abrangem os campos da medicina, odontologia e engenharia em geral, faz com que um conhecimento mais específico do comportamento desses materiais quando submetidos a solicitações mecânicas cíclicas seja de fundamental importância. Mais além, a resposta à fadiga tanto estrutural como funcional desses materiais é de extrema importância para a segurança na sua aplicação. Os ensaios realizados neste trabalho tiveram como foco avaliar o comportamento em fadiga de fios de LMF NiTi submetidos a ensaios mecânicos de tração controlados por tensão mecânica. Mais especificamente, o objetivo foi determinar as propriedades funcionais e estruturais em fadiga de fios NiTi superelásticos de seção transversal circular e quadrada, de diâmetro 0,5 mm e lado 0,40 mm, respectivamente. A evolução da energia dissipada, das tensões de transformação, da deformação acumulada e da deformação superelástica foi determinada em função da intensidade da tensão mecânica e da frequência aplicadas nos ensaios cíclicos, dando ênfase à fadiga funcional do material. Adicionalmente, o número de ciclos até a falha foi registrado por meio das curvas de Wohler, permitindo constatar que o fio de seção circular possui uma vida útil maior que o fio de seção quadrada. Notou-se também que as características funcionais dos dois fios dependem de forma direta da tensão de tração e da frequência de ensaio. Observou-se que, em geral, a energia dissipada ( $E_D$ ) diminui com o aumento dos picos de tensão e da frequência de carregamento, ao passo que a deformação acumulada ( $\epsilon_p$ ), a deformação superelástica ( $\epsilon_{SE}$ ), as tensões e temperaturas de transformação aumentam com o aumento das tensões de carregamento e das frequências de ensaio.

**Palavras-chave:** Fios de NiTi, Superelasticidade, Fadiga funcional, Fadiga estrutural, Controle de Tensão.

# FUNCTIONAL AND STRUCTURAL FATIGUE OF NiTi SHAPE MEMORY WIRES UNDER SUPERELASTIC REGIME

## ABSTRACT

The rapid growth in the use of shape memory alloys (SMA) working in superelastic regime, especially NiTi, for applications covering the fields of medicine, dentistry and engineering, makes a more specific knowledge of the behavior of these materials when subjected to cyclic mechanical stresses of fundamental importance. Further, the answer to both structural and functional fatigue of these materials is of extreme importance for safety during applications. The tests performed in this work have focused on evaluating the fatigue behavior of NiTi SMA subjected to uniaxial stress-controlled cyclic loadings. More specifically, the main objective was to determine the functional and structural properties of fatigue in superelastic NiTi SMA wires of circular and square cross section (diameter of 0.5 mm and 0.40 mm side). The evolution of dissipated energy, the transformation stresses, accumulated strain and superelastic strain were determined according to the applied stress and frequency of the mechanical tests, emphasizing functional fatigue of the material. In addition, the number of cycles to failure was recorded through Wohler curves, and it was verified that the circular NiTi SMA wires has a lifetime longer than the ones with square section. It was also noted that the performance characteristics of the two NiTi SMA wires depend directly on the applied tensile stress and test frequency. It was observed that the dissipated energy ( $E_D$ ) decreases with the increasing peak stress and loading frequency, while the cumulative strain ( $\epsilon_p$ ), superelastic strain ( $\epsilon_{SE}$ ), stresses and transformation temperatures increases with increasing tensile load and frequency.

**Key-words:** NiTi SMA Wires, Superelasticity, Structural Fatigue, Functional Fatigue, Stress Control.

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO.....</b>	<b>17</b>
<b>2. OBJETIVOS.....</b>	<b>20</b>
2.1 Objetivo Geral.....	20
2.2 Objetivos Específicos.....	20
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>21</b>
3.1 Ligas com Memória de Forma (LMF): Aspectos Gerais.....	21
3.2 Comportamento Termomecânico de LMF.....	25
3.2.1 Efeito Memória de Forma (EMF).....	25
3.2.2 Superelasticidade (SE).....	27
3.3 LMF NiTi.....	30
3.3.1. Aspectos Gerais.....	30
3.3.2. Aplicações.....	32
3.4 Fadiga em Metais.....	36
3.5 Fadiga em LMF de NiTi.....	42
3.5.1 Fadiga Estrutural.....	42
3.5.2 Fadiga Funcional.....	43
3.5.2.1 Fadiga do EMF.....	43
3.5.2.2 Fadiga da SE.....	50
3.5.3 Comparação entre LMF de NiTi e Outros Materiais.....	55
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>57</b>
4.1 Fluxograma de Desenvolvimento da Pesquisa.....	57
4.2 Seleção dos Fios Superelásticos de LMF NiTi.....	61

4.3	Caracterização Preliminar.....	61
4.3.1	Análise Térmica: DSC.....	61
4.3.2	Ensaio de Tração.....	62
4.4	Ensaio de Fadiga Superelástica.....	64
4.5	Caracterização Pós-Fadiga.....	65
4.5.1	Análise Térmica: DSC.....	66
4.5.2	Modo de Ruptura via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	66
<b>5.</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES.....</b>	<b>67</b>
5.1	Caracterização Pré-Fadiga.....	67
5.1.1	Comportamento Térmico.....	67
5.1.1.1	Temperaturas de Transformação.....	67
5.1.2	Resistência Mecânica: Ensaio de Tração Monotônico (Quase Estático).....	69
5.1.3	Superfície dos Fios Rompidos nos Ensaio Monotônicos de Tração.....	70
5.2	Fadiga em Regime Superelástico.....	71
5.2.1	Influência da Amplitude de Tensão Superelástica.....	78
5.2.2	Influência da Frequência de Carregamento.....	83
5.2.3	Vida em Fadiga: Curvas de Wohler.....	93
5.3	Caracterização Pós-Fadiga.....	94
5.3.1	Temperaturas de Transformação.....	94
5.3.2	Superfície de Fratura.....	97
<b>6.</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>99</b>
<b>7.</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>101</b>
<b>8.</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>102</b>
	<b>ANEXOS.....</b>	<b>106</b>

## ÍNDICE DE TABELAS

<b>Tabela 1</b> – Principais características físicas e mecânicas das LMF NiTi.....	31
<b>Tabela 2</b> - Temperaturas para o início da fase austenita em LMF NiTi para obtenção de EMF ou SE acima da temperatura ambiente.....	31
<b>Tabela 3</b> - Temperaturas de transformação dos fios NiTi no estado como recebido (novos, não rompidos).....	68
<b>Tabela 4</b> - Temperaturas de transformação dos fios NiTi após ruptura em ensaio de tração monotônico.....	68
<b>Tabela 5</b> - $\sigma_T$ 's para os fios NiTi.....	70
<b>Tabela 6</b> – Número de ciclos até a ruptura do fio circular.....	106
<b>Tabela 7</b> - Número de ciclos até a ruptura do fio quadrado.....	107

## ÍNDICE DE FIGURAS

<b>Figura 1.</b> Estruturas cristalinas típicas de LMF NiTi. (a) Fase Austenita; (b) Fase martensita.....	22
<b>Figura 2.</b> Esquema da mudança estrutural que ocorre nas ligas com memória de forma.....	23
<b>Figura 3.</b> Esquemática da transformação martensítica termoelástica ilustrando a determinação das temperaturas críticas ( $M_s$ , $M_f$ , $A_s$ e $A_f$ ) e da histerese da transformação ( $H_t$ ) durante um ciclo térmico de resfriamento e aquecimento.....	24
<b>Figura 4.</b> Ilustração da visão macroscópica do EMF em uma barra de LMF submetida a deformação por flexão.....	26
<b>Figura 5.</b> Ilustração do EMFS através de uma curva tensão – deformação de uma LMF em estado martensítico.....	27
<b>Figura 6.</b> Ilustração do comportamento superelástico típico de uma LMF NiTi.....	28
<b>Figura 7.</b> Esquemática do mecanismo da SE.....	29
<b>Figura 8.</b> Exemplos de aplicações médico-odontológicas de LMF Ni-Ti. (a) <i>Stents</i> auto expansíveis com memória de forma; (b) Arcos ortodônticos superelásticos.....	33
<b>Figura 9.</b> Representação esquemática de um atuador termomecânico baseado em molas helicoidais de LMF e convencionais.....	34
<b>Figura 10.</b> Acoplamento de LMF do tipo CryOFit para união de tubos.....	34
<b>Figura 11.</b> Exemplo de uma estrutura porticada contendo tirantes de LMF.....	35
<b>Figura 12.</b> Esquema de uma Curva de Wohler típica.....	37
<b>Figura 13.</b> Processo de fadiga tipicamente observado nos materiais metálicos em geral.....	39
<b>Figura 14.</b> (a) Ilustração esquemática de uma superfície típica de fratura por fadiga. (b) Ilustração real de uma superfície rompida por fadiga. ....	39
<b>Figura 15.</b> Carregamento constante – tensão vs número de ciclos.....	40
<b>Figura 16.</b> Tipos de carregamento: (a) Repetido, (b) Totalmente reverso, (c) Flutuante.....	41

<b>Figura 17.</b> Experimento de fadiga funcional de EMF. (a) Vista esquemática do aparelho de testes de fadiga. (b) Modo de carregamento dos ciclos térmicos. (c) Curva típica obtida para baixos ciclos.....	44
<b>Figura 18.</b> Dependência das propriedades da memória de forma medidas para o primeiro ciclo térmico ilustrado na figura (17c). (a) $\epsilon_{\text{mart}}$ , SATWME e $\epsilon_p$ . (b) Temperaturas de transformação e histerese térmica.....	45
<b>Figura 19.</b> Curva de Wohler para fios de Ti-Ni-Cu em fadiga de EMF sob carga constante.....	45
<b>Figura 20.</b> Picos de DSC de fios LMF Ti-Ni-Cu rompidos sob diferentes tensões. (a) Durante resfriamento na transformação direta. (b) Durante aquecimento na transformação reversa.....	47
<b>Figura 21.</b> Evolução de algumas propriedades termomecânicas de fios de Ti-Ni-Cu durante a ciclagem. (a) Deformações em função do número de ciclos para a tensão de 175 MPa. (b) Vida em fadiga em função da tensão aplicada.....	47
<b>Figura 22.</b> Máquina de tração cíclica desenvolvida para análise termomecânica de LMF no INSA-Lyon (França).....	48
<b>Figura 23.</b> Evolução do EMF em fios Ti-Ni-Cu sob diferentes tensões aplicadas.....	49
<b>Figura 24.</b> Evolução das temperaturas de transformação com a ciclagem sob 50 e 100 MPa.....	49
<b>Figura 25.</b> Sistema de aquisição de dados experimentais.....	51
<b>Figura 26.</b> Comportamento mecânico dos fios de LMF de NiTi de diferentes diâmetros com o aumento do número de ciclos.....	51
<b>Figura 27.</b> Comportamento da energia dissipada e rigidez dos fios de LMF de NiTi de diferentes diâmetros sob diferentes frequências de ensaio.....	52
<b>Figura 28.</b> Curvas tensão-deformação cíclicas da LMF NiTi superelástica estudada por Kang et al (2011).....	53

<b>Figura 29.</b> Energia dissipada pela LMF Ni-Ti superelástica estudada por Kang et al (2011) em ciclos de tensão-deformação para vários picos de tensão.....	53
<b>Figura 30.</b> Fadiga estrutural das barras superelásticas NiTi estudadas por Kang et al (2011) nos ciclos de tração com vários picos de tensão.....	54
<b>Figura 31.</b> Comportamento superelástico de uma barra de NiTi submetida a duas diferentes frequências de ensaio.....	55
<b>Figura 32 –</b> Comparação de taxas de propagação de trincas de ligas metálicas usadas em aplicações biomédicas.....	57
<b>Figura 33.</b> Fluxograma da metodologia adotada no trabalho.....	58
<b>Figura 34.</b> Esquema representativo da curva superelástica em fadiga para os $n$ ciclos de deformação até a ruptura.....	59
<b>Figura 35.</b> Esquema demonstrando o método das tangentes usado para determinação das tensões de transformação de fase num ciclo de deformação superelástica.....	60
<b>Figura 36.</b> Obtenção das amostras de fios de NiTi a partir de arcos ortodônticos superelásticos.....	61
<b>Figura 37.</b> Máquina de ensaios Instron Electropuls E10000. (a) Vista geral da máquina de ensaios. (b) Detalhe da garra e do fio NiTi instalado.....	63
<b>Figura 38.</b> Diagrama tensão-deformação típico para LMF de NiTi superelásticas testadas segundo a norma ASTM F 2516.....	64
<b>Figura 39.</b> Análise DSC para os fios NiTi nos estados como recebido (novos). (a) Fio de seção transversal circular. (b) Fio de seção transversal quadrada.....	67
<b>Figura 40.</b> Análise DSC para os fios NiTi rompidos durante o carregamento monotônico de tração. (a) Fio de seção transversal circular. (b) Fio de seção transversal quadrada.....	67
<b>Figura 41.</b> Curva tensão x deformação para o teste quase estático nos fios de LMF NiTi usados para o estudo da vida em fadiga. (a) Fio de seção circular. (b) Fio de seção quadrada. (c) Curvas de tensão x deformação do fio de seção circular para os quatro valores de tensão escolhidos (500, 600, 700 e 800 MPa) para uma frequência de 3 Hz.....	69

<b>Figura 42.</b> MEV dos fios NiTi submetidos ao ensaio quase estático de tração. (a) Fio de seção circular. (b) Fio de seção quadrada.....	71
<b>Figura 43.</b> Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de seção transversal circular para 1 Hz nas condições de ensaio estudadas (500, 600, 700 e 800 MPa).....	72
<b>Figura 44.</b> Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de seção transversal circular para 2 Hz nas condições de ensaio estudadas (500, 600, 700 e 800 MPa).....	73
<b>Figura 45.</b> Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de seção transversal circular para 3 Hz nas condições de ensaio estudadas (500, 600, 700 e 800 MPa).....	74
<b>Figura 46.</b> Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de seção transversal quadrada para 1 Hz nas condições de ensaio estudadas (500, 600, 700 e 800 MPa).....	75
<b>Figura 47.</b> Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de seção transversal quadrada para 2 Hz nas condições de ensaio estudadas (500, 600, 700 e 800 MPa).....	76
<b>Figura 48.</b> Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de seção transversal quadrada para 3 Hz nas condições de ensaio estudadas (500, 600, 700 e 800 MPa).....	77
<b>Figura 49.</b> Energia dissipada em regime superelástico para as condições de tensão aplicadas aos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa) para 1Hz, 2 Hz e 3 Hz.....	79
<b>Figura 50.</b> Deformação acumulada em regime superelástico para as condições de tensão aplicadas aos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa) para 1Hz, 2 Hz e 3 Hz.....	81
<b>Figura 51.</b> Deformação superelástica reversível em regime superelástico para as condições de tensão aplicadas aos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa) para 1Hz, 2 Hz e 3 Hz.....	82
<b>Figura 52.</b> Influência da frequência de carregamento na evolução da energia dissipada nos laços superelásticos para as condições de ensaio estudadas nos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa) para 1Hz, 2 Hz e 3 Hz.....	85

<b>Figura 53.</b> Influência da frequência de carregamento na evolução da deformação acumulada nos laços superelásticos para as condições de ensaio estudadas nos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa) para 1Hz, 2 Hz e 3 Hz.....	87
<b>Figura 54.</b> Influência da frequência de carregamento na evolução da deformação superelástica nos laços superelásticos para as condições de ensaio estudadas nos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa) para 1Hz, 2 Hz e 3 Hz.....	89
<b>Figura 55.</b> Evolução das tensões de transformação nos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada para amplitude de tensão superelástica de 700 MPa nas frequências de 1Hz, 2 Hz e 3 Hz.....	91
<b>Figura 56.</b> Evolução das tensões de transformação nos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada para amplitude de tensão superelástica de 800 MPa nas frequências de 1Hz, 2 Hz e 3 Hz.....	92
<b>Figura 57.</b> Curvas de Wöhler para quatro valores de tensão mecânica (500, 600, 700 e 800 MPa) nas frequências de 1 Hz, 2Hz e 3 Hz. (a) Fio de seção circular. (b) Fio de seção quadrada.....	93
<b>Figura 58.</b> Evolução das temperaturas de transformação do fio NiTi de seção circular e quadrada após ruptura nos quatro valores de tensão (500, 600, 700, 800 MPa) para as frequências de 1, 2 e 3 Hz.....	95
<b>Figura 59.</b> Picos de DSC dos fios NiTi rompidos sob diferentes níveis de tensão. (a) Transformação de fase direta (resfriamento). (b) Transformação de fase reversa (aquecimento).....	97
<b>Figura 60.</b> Superfície dos fios NiTi rompidos em fadiga sob diferentes amplitudes de tensão cíclica. Imagens ampliadas em 100x e 1000x.....	98

## SÍMBOLOS E ABREVIações

$M_s$  - Temperatura de início de transformação martensítica

$M_f$  - Temperatura de final da transformação martensítica

$A_s$  - Temperatura de início da transformação austenítica

$A_f$  - Temperatura de final da transformação austenítica

$H_t$  - Histerese da transformação

A - Austenita

M - Martensita

$M_p$  - Temperatura do pico durante resfriamento

$A_p$  - Temperatura do pico durante aquecimento

$N_f$  - Número de ciclos até falhar

N - Número de ciclos

$E_D$  - Energia dissipada

$\varepsilon_p$  - deformação acumulada

$\varepsilon_{SE}$  - deformação do efeito superelástico

LMF - Liga com Memória de Forma

EMF - Efeito Memória de Forma

EMFS - Efeito Memória de Forma Simples

EMFD - Efeito Memória de Forma Duplo

SMA - Shape Memory Alloys

TM - Transformação Martensítica

$\sigma_m$  - Tensão Média

$\sigma_a$  - Amplitude de Tensão

$\sigma_{m\acute{a}x}$  - tensão máxima

$\sigma_{m\acute{i}n}$  - tensão mínima

R - Razão de tensões

TT – Temperaturas de transformação

$\sigma_T$  – Tensão de transformação

$\sigma_{Ms}$  – Tensão de inicio da transformação martensítica

$\sigma_{Mf}$  - Tensão final da transformação martensítica

$\sigma_{As}$  - Tensão de inicio da transformação austenítica

$\sigma_{Af}$  - Tensão final da transformação austenítica

## 1. INTRODUÇÃO

As Ligas com Memória de Forma (LMF) são materiais ativos ou inteligentes que possuem a capacidade de recuperar grandes deformações (superior a 1 %), retornando a forma anterior ao carregamento quando o mesmo for cessado, ou por aquecimento. Quando a recuperação de uma pseudo deformação residual dá-se por aquecimento, o fenômeno é denominado de Efeito Memória de Forma (EMF). Nesse caso, uma deformação imposta ao material numa fase cristalográfica de baixa temperatura e rigidez (martensita) é totalmente recuperada por meio de simples aquecimento até uma fase de mais alta temperatura e maior rigidez (austenita), voltando ao seu estado inicial. Quando a recuperação da deformação imposta dá-se a temperatura constante apenas com a retirada da força aplicada inicialmente na fase austenita, o fenômeno é denominado de Superelasticidade (SE) (OTSUKA e WAYMAN, 1998; LAGOUDAS, 2008). Esse fenômeno de SE se caracteriza também pela dissipação de energia presente em cada ciclo, devido às irreversibilidades do ciclo de deformação-recuperação que ocasionam um comportamento histerético (OTSUKA e WAYMAN, 1998). As duas propriedades funcionais de EMF e SE estão ligadas a transformações martensíticas adifusionais. A cristalografia da fase matriz (austenita), condições de tratamento térmico, a composição do material e o estado de tensão antes e durante a transformação são fatores que influenciam consideravelmente a transformação martensítica e conseqüentemente a morfologia da fase produto (martensita). Dentre as ligas metálicas que apresentam EMF e SE, destacam-se aquelas do sistema NiTi aproximadamente equiatômico, que vêm sendo empregadas tecnologicamente, com sucesso, em áreas como a engenharia, medicina e odontologia.

O regime superelástico das LMF ocorre acima de uma temperatura de transformação de fase denominada temperatura final da transformação austenítica ( $A_f$ ), significando que toda a estrutura do material se encontra inicialmente na fase cristalográfica conhecida por austenita. As aplicações do fenômeno da superelasticidade estão presentes em diversos elementos mecânicos como parafuso superelástico (TRAVASSOS, 2010), arruela Belleville (PEREIRA et al., 2011) além de dispositivos ortodônticos como micro-molas, stents e fios, onde a liberação da força durante o descarregamento ocorre de maneira mais constante e suave que outros materiais clássicos (DOS REIS, 2007). Além das aplicações em regime

estático, a superelasticidade é desejável em regimes dinâmicos graças à capacidade de dissipação de energia em cada laço histerético de deformação-recuperação. Nesse contexto, inúmeros dispositivos utilizando LMF superelásticas como absorvedores de vibração e impactos vêm sendo desenvolvidos, conforme informado recentemente por AQUINO (2011).

Nesse contexto, as ligas do sistema NiTi vêm substituindo com vantagens alguns materiais de comportamento convencional, como aços inoxidáveis e algumas ligas de titânio, além de se mostrarem mais adequadas que outras ligas superelásticas (OTSUKA e WAYMAN, 1998). Isso se deve ao fato desses materiais apresentarem comportamentos peculiares, como biocompatibilidade (resistência à corrosão e baixa toxicidade); compatibilidade biomecânica (comportamento mecânico similar ao de materiais biológicos); resistência a deformações localizadas (dobramento e torção); capacidade de recuperar grandes deformações sob tensão constante; histerese; compatibilidade com imagens por ressonância magnética e resistência à fadiga.

Nos mais variados âmbitos da aplicação desses materiais, o comportamento em fadiga dos mesmos é fator preponderante no projeto e execução de dispositivos, como sensores e atuadores, que apresentam o fenômeno da Superelasticidade como principal característica. Sobretudo em aplicações cujo regime de trabalho é dinâmico, o estudo da vida em fadiga é primordial para garantir não somente as funções estruturais do material, mas também a funcionalidade do elemento ativo sob as condições de trabalho. Pode-se encontrar na literatura trabalhos à respeito da vida em fadiga de elementos de LMF de NiTi em várias condições de ensaio, como estudos da vida em fadiga torcional em instrumentos endodônticos rotatórios de vários fabricantes, verificando a influência de design, acabamento superficial (TRIPI et al., 2006; LARSEN et al., 2009); influência de tratamentos térmicos na fadiga termomecânica (LI et al, 2009); comportamento cíclico a várias frequências e amplitudes sob controle de deformação (BRANCO et al, 2012); e fadiga superelástica sob controle de tensão mecânica para diferentes razões de tensão ( $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ ) (KANG et al., 2012). Apesar dessa gama de informações, várias questões ainda não estão bem respondidas e este permanece um dos aspectos menos compreendidos do comportamento desses materiais funcionais. Em particular, os requisitos rigorosos para aplicação em dispositivos biomecânicos, como por exemplo um *stent* intravascular, que deve suportar um número mínimo de ciclos até a falha superior a 400 milhões (por volta de 10 anos), condição exigida pelo departamento de controle de alimentos e drogas norte-americano *Food and Drug Administration* (FDA),

apontam a necessidade de uma melhor compreensão dos fatores que afetam a vida em fadiga de LMF superelásticas de NiTi.

O presente trabalho pretende dar a sua contribuição no intuito de um melhor entendimento do comportamento de fios de LMF NiTi superelásticos de seção transversal circular e quadrada sob fadiga, quando submetidos a ensaios dinâmicos de tração uniaxial, levando em consideração a fadiga estrutural, traduzida em número de ciclos ( $N_f$ ) até a ruptura, e a degradação de suas funções ou propriedades mecânicas afetadas pela ciclagem, conhecida como fadiga funcional e que pode ser medida pela variação da energia dissipada nos ciclos de deformação-recuperação. Os fios usados são obtidos a partir de arcos ortodônticos da marca nacional Dental Morelli, de seção circular de diâmetro 0,50 mm e fios de seção quadrada de lado 0,40 mm. Os testes de fadiga trativa foram realizados na máquina de ensaios eletrodinâmica Electropulse da marca Instron, modelo E10000 com valores de tensão máxima a 500, 600, 700 e 800 MPa e frequências de oscilação de 1 Hz, 2 Hz e 3 Hz.

Foram utilizadas frequências limitadas ao valor máximo de 3 Hz, pois de acordo com DE OLIVEIRA (2012) acima desse valor de frequência a dissipação de energia gerada durante a transformação de fase (austenita – martensita) diminui, reduzindo a liberação para o ambiente do calor latente gerado durante a transformação de fase, aumentando a temperatura do fio, o que acarreta numa alteração da resposta superelástica do mesmo, levando a um aumento na sua rigidez e conseqüentemente ao aumento das tensões de transformação e com isso fazendo com que a temperatura interfira de forma direta na vida útil do fio de LMF.

A partir dos resultados obtidos foram geradas curvas de Wöhler, fixando a frequência de oscilação e variando as tensões de tração, com isso valores para a vida em fadiga estrutural foram obtidos. Os valores da histerese mecânica dos primeiros e últimos ciclos, seguindo uma função do tipo  $2^n$ , foram comparados para obtenção de valores da vida em fadiga funcional.

## 2. OBJETIVOS

### 2.1 Objetivo Geral

Estudar o comportamento em fadiga estrutural e funcional de fios de LMF NiTi superelásticos de seção transversal circular e quadrada, com diâmetros 0,50 mm e lado 0,40 mm.

### 2.2 Objetivos Específicos

- Verificar se existe influência da seção transversal no comportamento em fadiga de fios de LMF NiTi submetidos a ensaios dinâmicos de tração uniaxial à temperatura ambiente até a ruptura;
- Analisar a influência das tensões cíclicas de tração (800, 700, 600 e 500 MPa) e frequências de aplicação (1, 2 e 3 Hz) na fadiga funcional e estrutural de fios de LMF NiTi;
- Determinar curvas de Wohler, tomando como base o número de ciclos até a ruptura em função da tensão aplicada, fixando a frequência dos ensaios;
- Determinar as variações nas propriedades funcionais intrínsecas ao fenômeno da superelasticidade durante os ensaios dinâmicos de tração uniaxial, principalmente a evolução da deformação acumulada ( $\epsilon_p$ ) e da deformação do efeito superelástico ( $\epsilon_{SE}$ ), além da energia dissipada em cada laço superelástico no gráfico tensão - deformação;
- Analisar o comportamento pós fadiga da transformação térmica dos fios após ruptura via DSC (Calorimetria Diferencial de Varredura);
- Analisar o modo de falha dos fios através da análise da superfície de fratura via MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura).

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Ligas com Memória de Forma (LMF): Aspectos Gerais

As Ligas com Memória de Forma (LMF) são materiais inteligentes que tem a capacidade de retornar a sua forma anterior a uma deformação plástica, quando aquecidos após a retirada da carga aplicada. Comumente estes materiais podem ser facilmente deformados a uma temperatura relativamente baixa e, ao serem expostos a uma temperatura mais elevada, retomam a forma inicial. Este fenômeno é designado como Efeito Memória de Forma (EMF) (FERNANDES, 2006).

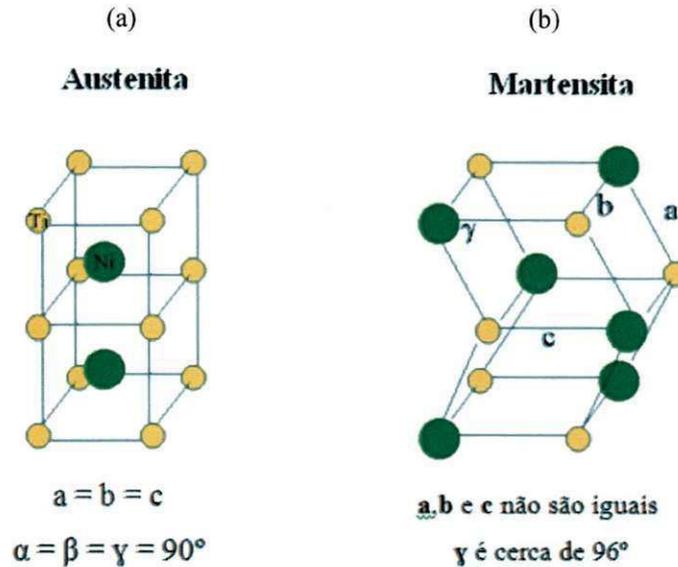
Existe uma grande variedade de materiais que pode exibir este fenômeno de memória de forma, mas apenas as ligas metálicas que apresentam uma quantidade significativa de recuperação da deformação, ou uma capacidade de gerar forças significativamente importantes durante a mudança de forma, são de interesse tecnológico ou comercial. Dentre estas LMF podemos destacar as ligas Ni-Ti, bem como com ligas de Cu dos sistemas Cu-Al-Zn, Cu-Al-Ni (OTSUKA e WAYMAN, 1998).

Embora estes fenômenos termomecânicos que certas ligas metálicas apresentam fosse já conhecido nos anos 30 (Arne Olander foi o primeiro a observá-los em 1932), foi apenas nos anos 60 que se passou a explorar esses materiais com mais intensidade, com a descoberta da liga de NiTi, também conhecidas como NiTiNOL, em que os aspectos metalúrgicos e às potenciais aplicações práticas começaram a despertar grande interesse científico e tecnológico. O NiTiNOL (*Nickel Titanium Naval Ordnance Laboratory*) é uma liga de Níquel-Titânio com propriedades de memória de forma e superelasticidade que foi descoberta por William J. Buehler no Naval Ordnance Laboratory dos Estados Unidos, no ano de 1962. Desde então surgiram no mercado uma grande variedade de produtos comerciais, e o estudo do efeito de memória de forma foi intensificado, acarretando em um aumento nas pesquisas destinadas exclusivamente para a compreensão e o desenvolvimento desse fenômeno até os dias de hoje, levando ao surgimento de novos produtos no mercado todos os anos.

As LMF, dentro de uma faixa de temperatura de operação, apresentam duas fases distintas, cada uma com estrutura cristalina diferente, e conseqüentemente propriedades distintas. Essas estruturas são esquematizadas na figura (1) para as LMF de NiTi. A *Austenita*

(A), que se forma à alta temperatura e apresenta uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (Fig. 1a), e a *Martensita* (M) que ocorre a baixa temperatura, apresentando uma estrutura cristalina ortorrômbica ou monoclínica (Fig. 1b).

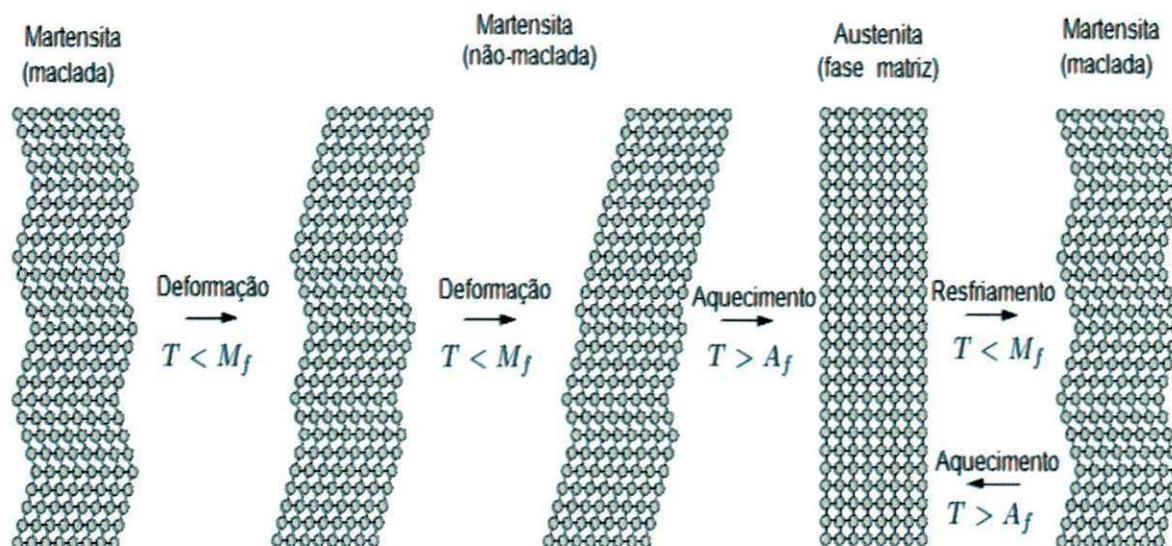
**Figura 1.** Estruturas cristalinas típicas de LMF NiTi. (a) Fase Austenita; (b) Fase martensita.



**Fonte:** DE ARAÚJO (2010) - conteúdo do curso T.M.M.F (DEM-PPGEM-UFCG)

A transformação de uma fase para outra não ocorre por difusão atômica, mas através de distorções por cisalhamento, conhecida como Transformação Martensítica (TM), e cada cristal de martensita formado pode ter diferentes direções de orientação, mais conhecidas como variantes. Essas variantes podem se apresentar de duas formas: martensita maclada, a qual é formada por resfriamento do material, e a martensita “demaclada” ou reorientada, que se revela após aplicação do carregamento mecânico, como mostra a ilustração da Figura (2).

Figura 2. Esquema da mudança estrutural que ocorre nas ligas com memória de forma.



Fonte: SANTOS (2011)

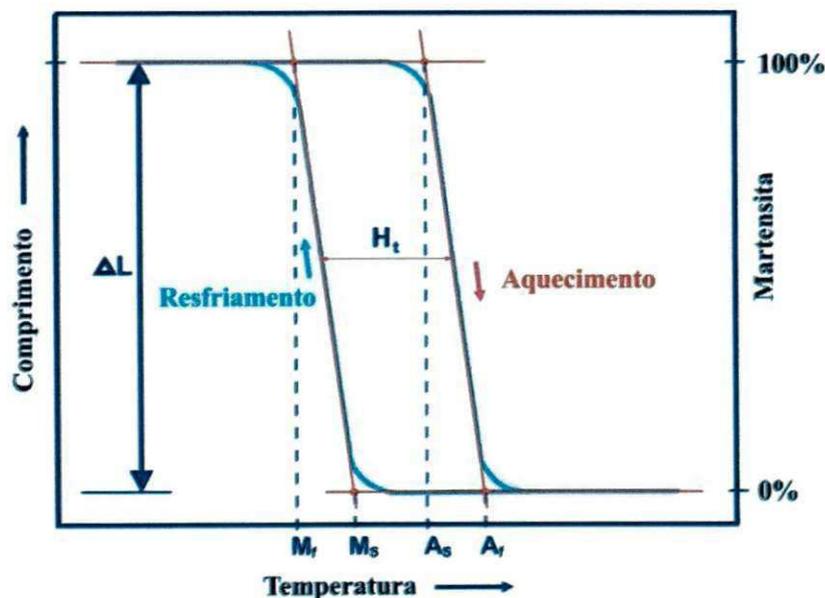
A transformação de fase da austenita para martensita, ou da fase matriz para a fase produto, em princípio é quem caracteriza o efeito memória de forma (EMF). No caso das LMF, a transformação martensítica é reversível e termoelástica (OTSUKA e WAYMAN, 1998), o que leva a total ou parcial recuperação de forma imposta pela deformação pseudo plástica, após um aquecimento até uma temperatura situada acima da temperatura final de transformação martensita - austenita ( $A_f$ ).

A caracterização física da transformação martensítica termoelástica consiste basicamente em determinar os parâmetros que tem relação direta com o fenômeno, medidos em função da temperatura, como o deslocamento ou deformação correspondente ao efeito memória de forma, alterações na resistência elétrica do material, a absorção ou liberação de energia, variação de rigidez, dentre outras. A partir destas características é possível determinar as temperaturas de transformação de fase e a histerese em temperatura ( $H_t$ ) de uma LMF. A Figura (3) mostra a ilustração de uma curva típica de variação dimensional (comprimento, por exemplo) em função da temperatura para um material com memória de forma. A maior parte da transformação direta (austenita – martensita, no resfriamento) e inversa (martensita – austenita, no aquecimento) acontece em uma faixa de temperatura relativamente estreita, embora o começo e o fim da transformação durante aquecimento ou resfriamento, de fato

estenda-se a uma faixa de temperatura muito maior ( $M_f \leftrightarrow A_f$ ). Esse comportamento também exibe uma histerese em temperatura ( $H_t$ ), que é medida a 50% da transformação, conforme ilustra a Figura (3). As temperaturas de transformação definidas nessa figura variam de um sistema de LMF para outro, e essa variação pode ser causada tanto pelo tipo de carregamento a qual o material é submetido, quanto pela sua composição química e processamento termomecânico imposto durante a fabricação. As temperaturas críticas da transformação são:

- $M_s$ : Temperatura de início de transformação martensítica (resfriamento);
- $M_f$ : Temperatura de final da transformação martensítica (resfriamento);
- $A_s$ : Temperatura de início da transformação austenítica (aquecimento);
- $A_f$ : Temperatura de final da transformação austenítica (aquecimento);
- $H_t$ : Histerese da transformação (resfriamento e aquecimento).

**Figura 3.** Esquemática da transformação martensítica termoelástica ilustrando a determinação das temperaturas críticas ( $M_s$ ,  $M_f$ ,  $A_s$  e  $A_f$ ) e da histerese da transformação ( $H_t$ ) durante um ciclo térmico de resfriamento e aquecimento.



Fonte: Arquivo do autor (2012)

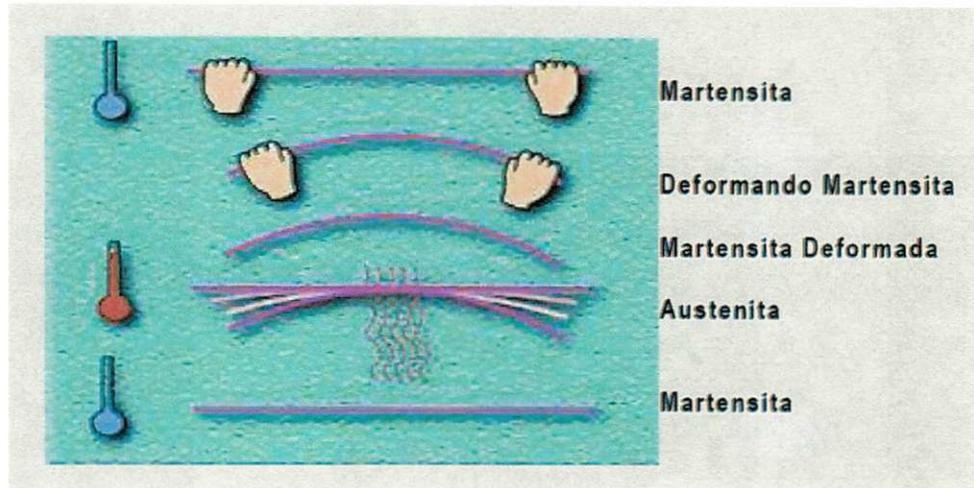
As regiões de transformação de fase típicas para as LMF se situam em faixas de temperatura que se estendem entre 73K (-200°C) e 573K (300°C) (FERNANDES, 2006). Conforme mencionado anteriormente, as transformações martensíticas em LMF podem ser detectadas a partir de variações de algumas propriedades físicas como resistividade elétrica, dimensões e calor específico. Comumente são usadas técnicas de análise térmica, como calorimetria diferencial de varredura (DSC), dilatométrica, análise térmica diferencial (DTA) e análise termomecânica e dinâmico-mecânica (TMA e DMA). As técnicas de análise térmica DSC e DTA detectam tanto a transformação martensítica direta, que é exotérmica (acompanhada por liberação de calor), quanto à transformação inversa, que é endotérmica (acompanhada por absorção de calor).

### **3.2 Comportamento termomecânico de LMF**

#### **3.2.1 Efeito Memória de Forma (EMF)**

O efeito memória de forma (EMF), que pode ser observado em um grupo de materiais metálicos, corresponde a capacidade de retomar uma forma ou dimensão previamente definidos quando sujeitos a um ciclo termomecânico apropriado de deformação, seguida de aquecimento. Geralmente, estes materiais podem ser facilmente deformados de forma pseudo plástica (da ordem de até 6%) a uma temperatura relativamente baixa e, ao serem expostos a uma temperatura mais elevada, retomam a forma inicial, como ilustra a Figura (4). Conforme mencionado anteriormente, as duas fases que ocorrem nas LMF são denominadas Martensita e Austenita. A Martensita é a fase facilmente deformável que se apresenta em temperaturas mais baixas, enquanto a Austenita é a fase mais rígida da LMF e se apresenta em altas temperaturas.

**Figura 4.** Ilustração da visão macroscópica do EMF em uma barra de LMF submetida a deformação por flexão.

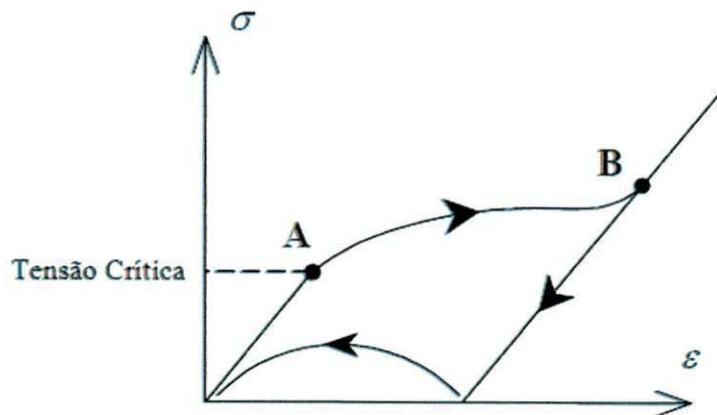


Fonte: NASCIMENTO (2007)

Quando o EMF se manifesta apenas durante o aquecimento, diz-se que se trata de efeito memória de forma simples (EMFS) (do inglês “*one way shape memory effect*”). Se este efeito se manifestar também durante o resfriamento, o mesmo passa a chamar-se efeito memória de forma duplo (EMFD) (do inglês “*two way shape memory effect*”) (FERNANDES, 2006).

Com a aplicação de um carregamento em uma LMF inicialmente com uma estrutura martensítica, tem-se uma resposta elástica até que uma tensão crítica seja alcançada (ponto **A**), conforme ilustrado na Figura (5), dando início a um processo de reorientação da martensita, que resulta em uma única variante martensítica associada à tração. A partir do ponto **B**, a LMF volta a apresentar um comportamento elástico, correspondente a martensita reorientada pelo carregamento. Ao descarregar a LMF, não há uma nova conversão em diversas variantes, pois esta única variante resultante da reorientação é termodinamicamente estável para temperaturas inferiores a  $M_f$ , havendo apenas uma pequena recuperação elástica. Para retornar à sua forma original, o material é aquecido a uma temperatura superior a  $A_f$  e depois resfriado a uma temperatura inicial abaixo de  $M_f$ .

**Figura 5.** Ilustração do EMFS através de uma curva tensão – deformação de uma LMF em estado martensítico.



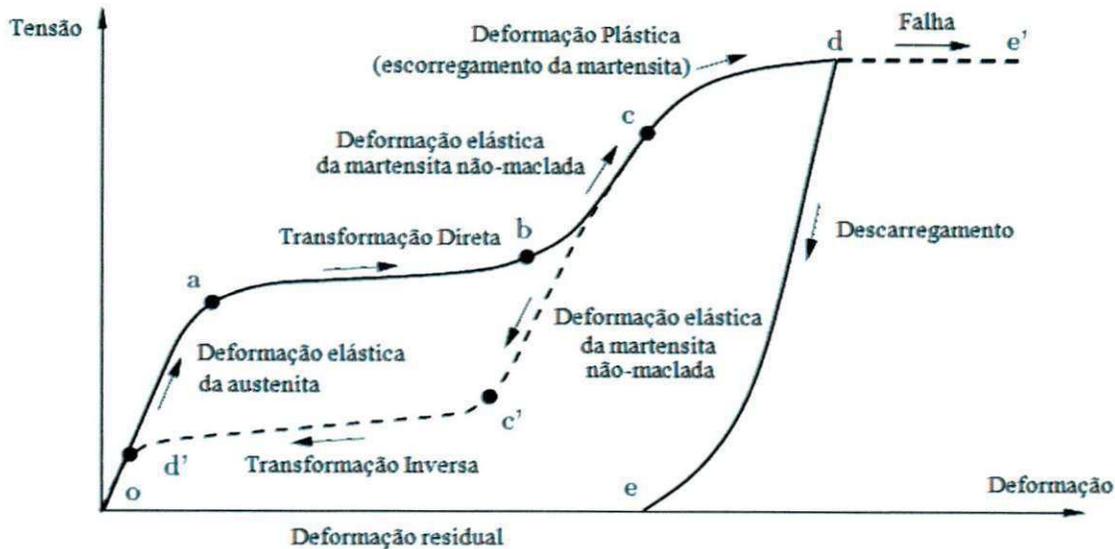
Fonte: DUCOS (2006)

Embora uma grande variedade de ligas metálicas possa manifestar este fenômeno de EMF, só apresentam interesse comercial às LMF em que é possível obter uma quantidade significativa de recuperação da deformação ou os casos em que é gerada uma força suficientemente alta durante a mudança de forma, que possa ser objeto de aplicação prática. Essas características são obtidas, até o momento, unicamente com as LMF do sistema NiTi e à base de cobre, tais como: Cu-Zn-Al e Cu-Al-Ni (OTSUKA e REN, 1999a; LOJEN et al., 2005).

### 3.2.2 Superelasticidade (SE)

O fenômeno da superelasticidade (SE) é a capacidade que uma LMF apresenta de recuperar grandes deformações apenas com a retirada da carga, quando o material encontra-se a uma temperatura constante acima de  $A_f$ . Esse tipo de comportamento presente nas LMF pode ser mais bem entendido com o auxílio da Figura (6). Essa figura ilustra uma curva tensão-deformação de uma LMF sujeita a carregamento e descarregamento a uma temperatura constante acima de  $A_f$ .

Figura 6. Ilustração do comportamento superelástico típico de uma LMF NiTi.

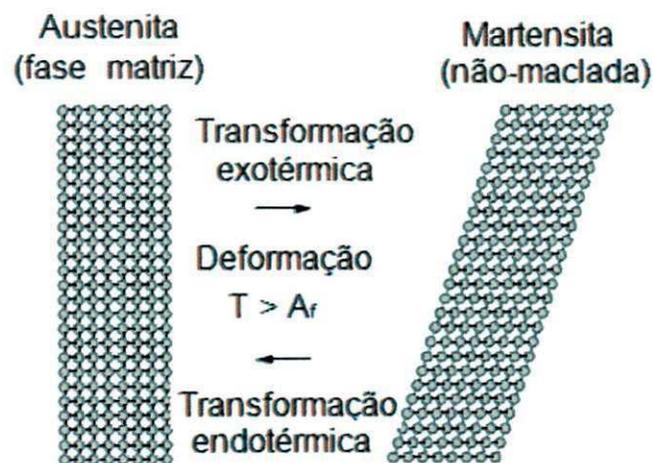


Fonte: SANTOS (2011)

Na ilustração da Figura (6), quando uma tensão unidirecional é aplicada a uma LMF em fase austenítica, dentro de um intervalo de temperatura entre  $A_f$  e  $M_d$  ( $M_d > A_f$ , e é definida como sendo a temperatura a partir da qual a tensão de escoamento plástica da austenita passa a ser inferior à tensão necessária para induzir a transformação da austenita em martensita), uma distorção elástica da estrutura austenítica começa a ocorrer (o-a). Existe um valor crítico (ponto a) após o qual se torna instável e uma transformação da fase austenita para martensita induzida por tensão tem lugar. Como a deformação prossegue, a tensão permanece quase constante até a LMF ser completamente transformada (região a-b). Nesta região as duas fases coexistem. Após a remoção da tensão aplicada, ocorre um descarregamento elástico da martensita não-maclada, orientada pelo carregamento (região c-c'). Uma vez que a martensita torna-se instável abaixo de uma tensão crítica (ponto c') a transformação inversa ocorre quando o processo de descarga continua. Assim, a martensita induzida pela tensão reverte-se para austenita, em um plateau de tensão mais baixo do que aquele observado durante o carregamento (região c'-d'). Quando a LMF é totalmente transformada para a fase matriz (ponto d') o descarregamento segue o caminho do carregamento inicial, com uma recuperação total da deformação. Um efeito de histerese em tensão, semelhante a histerese em temperatura do fenômeno EMF mostrado na Figura (3), é produzido. Se a temperatura da LMF for

superior a  $A_f$ , a deformação alcançada durante o carregamento será completamente recuperada no final do descarregamento. Este processo é chamado de superelasticidade (SE) e se traduz também em uma capacidade de absorção de energia com zero de deformação residual. Se a temperatura da LMF for inferior a  $A_f$ , apenas uma parte da martensita induzida por tensão é retransformada em austenita e uma deformação residual é então encontrada no final da descarga, e pode ser recuperada por meio de aquecimento acima de  $A_f$ . Este fenômeno é geralmente referido como superelasticidade parcial (FUGAZZA, 2003). A Figura (7) ilustra esquematicamente o mecanismo da SE descrita pela curva tensão – deformação da Figura (6).

**Figura 7.** Esquematização do mecanismo da SE.



Fonte: SANTOS (2011)

Vale salientar que tanto o EMF quanto a SE são observados em uma mesma LMF, dependendo da temperatura e do carregamento mecânico imposto.

### 3.3 LMF NiTi

#### 3.3.1. Aspectos Gerais

As LMF do sistema Ni-Ti, mais conhecidas comercialmente como Nitinol, exibem comportamentos de EMFS, EMFD e SE situados entre 3 % e 8 % de recuperação de deformação, sendo bastante empregadas em várias aplicações. Estas LMF apresentam ainda boa resistência à corrosão, boas características de conformação a quente, mas difícil conformação a frio devido ao seu rápido encruamento (PAULA, 2006). São também biocompatíveis, ou seja, coexistem sem efeitos indesejáveis nos ambientes fisiológicos na implantação em seres humanos, característica que proporciona a essas LMF várias aplicações no âmbito da medicina e odontologia.

As temperaturas de transformação das LMF de NiTi estão extremamente ligadas à composição da liga e aos tratamentos térmicos sofridos durante o processo de fabricação (THOMPSON, 2000). Alterando a relação Ni/Ti é possível alterar o comportamento deste tipo de LMF, de forma a melhor se adaptarem as necessidades de projeto, respondendo melhor a superelasticidade ou a memória de forma (SONG, 2006). Qualquer adição de níquel até o limite de 50%, em peso atômico, tem pouco efeito nas temperaturas de transformação. Pequenas adições de níquel acima deste valor podem mudar drasticamente estas temperaturas e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas da LMF (HODGSON e BROWN, 2000; LIBENSON et al., 1993). Como exemplo, uma adição de níquel suficiente para variar a composição da liga NiTi de 50-50 para 51-49 em percentual atômico, faz baixar a temperatura  $A_s$  em aproximadamente 100 °C e, praticamente, triplicar a tensão de escoamento (HODGSON e BROWN, 2000). Algumas características termomecânicas das LMF NiTi são apresentadas na Tabela (1).

**Tabela (1)** – Principais características físicas e mecânicas das LMF NiTi.

<b>Temperatura de fusão</b>	<b>1300 °C</b>
<b>Densidade</b>	<b>6.45 g/cm<sup>3</sup></b>
<b>Resistividade austenite</b>	<b>≈ 100 μΩ cm</b>
<b>Resistividade martensite</b>	<b>≈ 70 μΩ cm</b>
<b>Condutividade térmica austenite</b>	<b>18 W/(cm °C)</b>
<b>Condutividade térmica martensite</b>	<b>8.5 W/(cm °C)</b>
<b>Resistência corrosão</b>	similar às ligas Ti
<b>Módulo de elasticidade austenite</b>	<b>≈ 80 GPa</b>
<b>Módulo de elasticidade martensite</b>	<b>≈ 20 a 40 GPa</b>
<b>Tensão característica austenite</b>	<b>190 a 700 MPa</b>
<b>Tensão característica martensite</b>	<b>70 a 140 MPa</b>
<b>Tensão ultima de cedência</b>	<b>≈ 900 MPa</b>
<b>Temperatura de transformação</b>	<b>-200 a 110 °C</b>
<b>Deformação com memória de forma</b>	<b>8.5 %</b>

Fonte: SAES Getters Group, 2009

Existem várias configurações da relação Ni/Ti que permitem que uma LMF desse sistema inicie a fase austenita a temperaturas mais baixas, conferindo-lhe um melhor comportamento superelástico. A Tabela (2) mostra alguns exemplos de temperaturas para início da transformação austenita que podem ser conseguidos variando-se a composição química da LMF NiTi (SAES Getters Group, 2009).

**Tabela (2)** – Exemplos de temperaturas típicas para o início da fase austenita em LMF NiTi para obtenção de EMF ou SE acima da temperatura ambiente.

<b>Ligas de Memória de Forma</b>	<b>Ligas Super-Elasticas</b>
<b>A<sub>s</sub> = +95°C</b>	<b>A<sub>s</sub> = -25°C</b>
<b>A<sub>s</sub> = +70°C</b>	<b>A<sub>s</sub> = -50°C</b>
<b>A<sub>s</sub> = +60°C</b>	
<b>A<sub>s</sub> = +55°C</b>	
<b>A<sub>s</sub> = +45°C</b>	

Fonte: SAES Getters Group, 2009

A razão desta diferença de temperaturas de transformação relaciona-se com o fato de que para ter um melhor comportamento de EMF o material deve estar inteiramente na sua fase martensita, ou atingi-la mais cedo, entrando assim em deformação plástica, daí as temperaturas de início da fase austenita serem mais elevadas, garantido que o material a temperatura ambiente se encontre na sua fase martensita.

No caso da SE, é necessário garantir que a LMF aproveite toda a sua fase austenita, de forma a poder atingir posteriormente a fase martensita, sem que esta entre em regime plástico, garantindo assim que exista uma dissipação de energia sem que haja deformação plástica residual.

### 3.3.2. Aplicações

São várias as aplicações para as LMF, em áreas tão diversas como a medicina, a odontologia, a moda e nas várias ramificações da engenharia industrial.

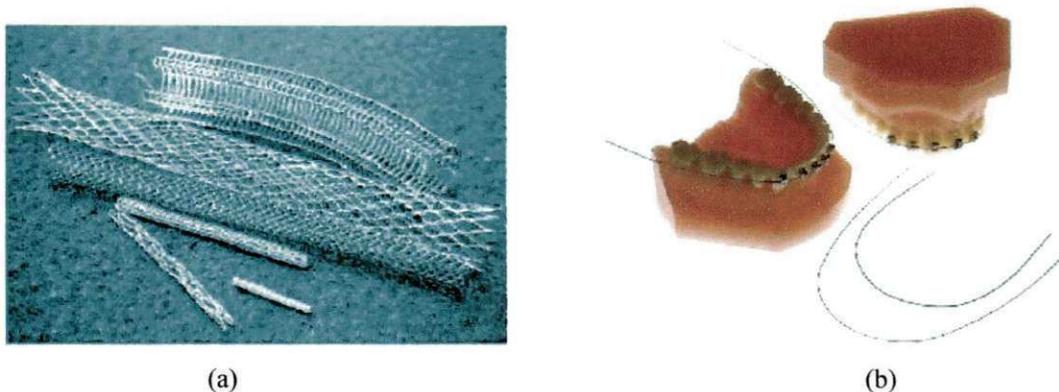
Atualmente, as LMF possuem alta qualidade e confiabilidade, combinada com custos mais baixos de fabricação graças a um maior interesse do mercado que permitiu a pesquisa de novas aplicações.

As propriedades funcionais específicas das LMF, como os fenômenos de EMFS e EMFD, a SE, e a alta capacidade de amortecimento, introduziram pesquisas nas áreas em que esses materiais obtêm destaque, tais como: moda, decoração e inventos, uniões, acoplamentos e engates, atuadores e microatuadores, materiais adaptáveis e compostos híbridos, na área biomédica, e aeroespacial.

Na medicina e odontologia as LMF tem sido mais utilizadas em regime superelástico, devido ao fato do corpo humano constituir um ambiente isotérmico, e muitos dispositivos biomecânicos têm sido produzidos com essas ligas, tais como *stents* auto-expansivos, filtros de veia cava, sistemas de oclusão de septo atrial, instrumentos cirúrgicos, endoscópicos variados, fios ortodônticos, limas endodônticas e próteses ortopédicas de material esponjoso. Entretanto, procedimentos médicos sempre envolvem riscos em algum grau e os mais importantes estão relacionados com a resposta do tecido biológico vizinho (biocompatibilidade) e com a vida mecânica útil do componente (vida em fadiga). Na Figura

(8) são apresentados alguns componentes aplicados na medicina e odontologia que exibem o EMF e/ou a SE.

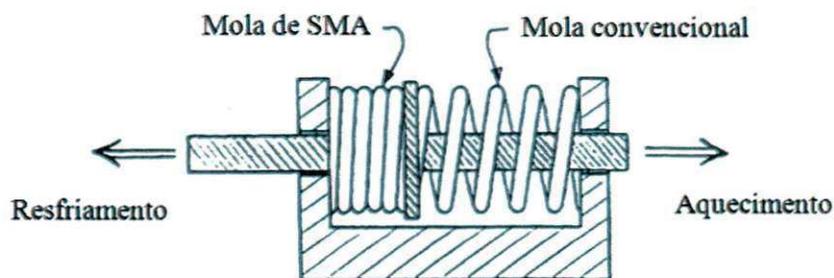
**Figura 8.** Exemplos de aplicações médico-odontológicas de LMF Ni-Ti. (a) *Stents* auto expansíveis com memória de forma; (b) Arcos ortodônticos superelásticos.



Fonte: DUCOS (2006)

Aplicações de LMF em atuadores também são frequentes, como por exemplo em válvulas, posicionadores, bombas, mecanismos de desengate, etc. Um tipo comum de atuador com EMF consiste em colocar uma mola de LMF balanceada contra uma mola de material convencional de modo que quando o dispositivo é aquecido, a mola de LMF vence a resistência da mola convencional, empurrando o pistão em uma direção. Por outro lado, quando o dispositivo é resfriado, a mola de LMF sofre uma transformação de fase, sendo comprimida pela ação da mola convencional, o que empurra o pistão na direção oposta (HODGSON e BROWN, 2000). Este tipo de atuador é apresentado esquematicamente na Figura (9) e tem inspirado um grande número de aplicações.

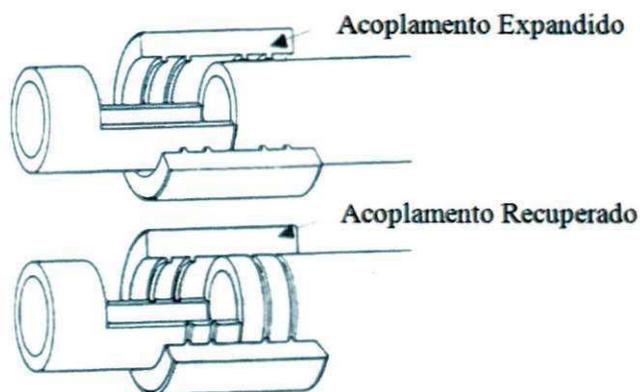
**Figura 9.** Representação esquemática de um atuador termomecânico baseado em molas helicoidais de LMF e convencionais.



Fonte: HODGSON e BROWN (2000)

A Figura (10) ilustra um acoplamento com EMF, denominado CryOfit, fabricado pela empresa norte-americana Raychem para a indústria militar aeronáutica americana no ano de 1970, visando aplicação para união da tubulação hidráulica em um avião de guerra F-14 (HODGSON e BROWN, 2000).

**Figura 10.** Acoplamento de LMF do tipo CryOfit para união de tubos.



Fonte: HODGSON e BROWN (2000)

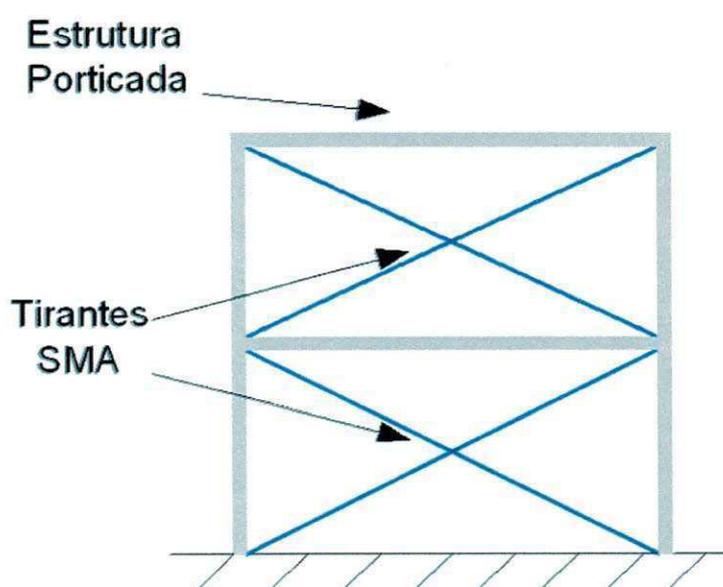
Para o funcionamento do acoplamento CryOfit, o mesmo é imerso em nitrogênio líquido (aproximadamente  $-196^{\circ}\text{C}$ ), e o seu diâmetro é alargado mecanicamente, permanecendo no nitrogênio líquido até a sua montagem no sistema hidráulico. O acoplamento é rapidamente montado nas extremidades das tubulações metálicas que serão unidas. Voltando à temperatura ambiente, o CryOfit tende a recuperar o seu menor diâmetro

apertando os tubos com uma grande força, criando uma junta que na maioria dos casos é equivalente ou superior as juntas soldadas (HODGSON e BROWN, 2000).

Em aplicações de LMF como absorvedores de vibrações mecânicas, é possível destacar o reforço de estruturas recorrendo a barras destes materiais funcionais. Nesta situação, as barras de LMF são aplicadas regularmente como as de aço, mas enquanto estas servirão apenas para controlar os deslocamentos horizontais da estrutura com um custo do aumento da sua rigidez, no caso das LMF existe a grande vantagem da capacidade de dissipar energia entre os ciclos de oscilação. O recurso as LMF neste caso poderá também levar a uma redução da rigidez da estrutura em comparação com as barras de aço, uma vez que as LMF possuem um módulo de elasticidade inferior ao aço.

A Figura (11) mostra um exemplo de um pórtico de dois andares reforçado com barras de LMF. Neste exemplo foram testados dois pórticos com 2 metros de altura, sujeitos a uma excitação na base, sendo que um deles utilizava barras de LMF e o segundo barras de aço. Verificou-se que a estrutura com barras de LMF conseguiu reduzir mais rapidamente os movimentos causados pela excitação aplicada, obtendo uma melhor capacidade de dissipar energia (SEMIÃO, 2010).

**Figura 11.** Exemplo de uma estrutura porticada contendo tirantes de LMF.



Fonte: SEMIÃO (2010)

### 3.4 Fadiga em Metais

Uma parte importante das falhas observadas em máquinas acontece devido a cargas que variam no tempo, e não a esforços estáticos, e que ocorrem em níveis de tensão inferiores aos valores da resistência ao escoamento dos materiais (NORTON, 2000). Portanto, levar em consideração apenas as teorias de falha estática em projetos de máquinas, ferramentas ou componentes que requerem solicitações dinâmicas na sua utilização, pode levar a problemas maiores.

O fenômeno da *fadiga* foi observado pela primeira vez por volta de 1800, quando os eixos de um vagão ferroviário começaram a falhar após um pequeno período em serviço. Os mesmos eram feitos de aço dúctil, mas ainda exibiam características de fraturas frágeis e repentinas, mesmo sendo projetados com toda a perícia e engenharia existentes na época, as quais se baseavam em experiências oriundas de estudos com estruturas carregadas estaticamente. Cargas dinâmicas correspondiam a um fenômeno novo, resultante das máquinas movidas a vapor. Os eixos fixados às rodas giravam em conjunto com as mesmas, e a tensão de flexão em qualquer ponto da superfície do eixo variava ciclicamente entre valores positivos e negativos, carregamento denominado *alternado*.

O termo “fadiga” foi aplicado à situação recém-descrita pela primeira vez por Poncelet em 1839 (NORTON, p. 292, 2000). No contexto de materiais de engenharia, segundo a norma ASTM E 1150, esse fenômeno refere-se “ao processo gradual de mudança estrutural localizada permanente num material sujeito a condições que produzem tensões e deformações flutuantes em algum ponto (ou pontos) e que pode culminar em trincas ou em fratura, depois de um número suficiente de flutuações”.

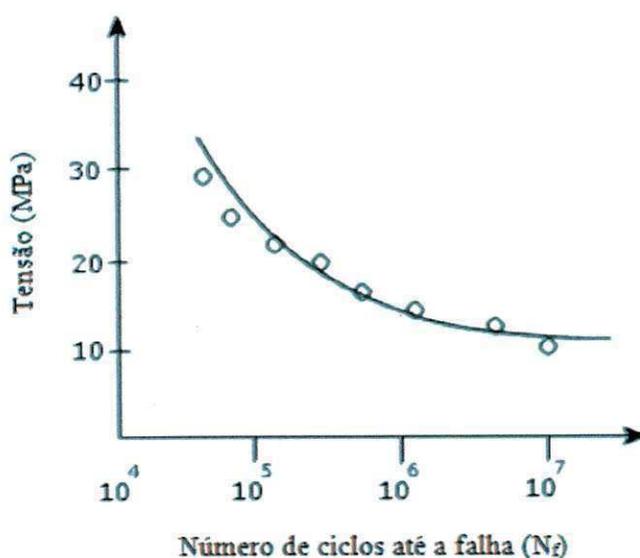
A falha por fadiga é resultante da aplicação e remoção contínua de um carregamento e pode ocorrer após elevado ou reduzido número de ciclos. Como discutido mais a frente, se o número de ciclos necessários para causar dano por fadiga é menor que  $10^4$ , a fadiga é denominada de baixo ciclo. Se esse número supera a faixa de  $10^4$  a fadiga é denominada de alto ciclo.

Os custos anuais com falha por fadiga nos Estados Unidos, segundo Dowling (1982) *apud* Norton (2000) são altíssimos. Por exemplo, em 1982 estes custos chegaram a 100 bilhões de dólares, com danos em veículos, aviões, pontes, indústrias petrolíferas e outros.

Estes custos também envolveram vidas humanas, provocados pelos desastres aéreos, como por exemplo, o desastre que ocorreu com o avião da British Comet, em 1954. Na segunda guerra mundial houve um grande desenvolvimento na utilização dos materiais, e com o passar do tempo, cada vez mais pesquisas são desenvolvidas para obter mais respostas das falhas por fadiga, visando tanto a redução de acidentes que possam causar mortes, como a própria redução de custos.

O engenheiro alemão, August Wohler, realizou a primeira investigação científica (durante um período de 12 anos) sobre o que estava sendo chamado de *falha por fadiga*, testando em laboratório eixos até a falha sob carregamento alternado. Wohler publicou suas descobertas em 1870, as quais identificaram o número de ciclos de tensão variante no tempo como os causadores do colapso e a descoberta da existência de uma tensão *limite de resistência à fadiga* para aços, isto é, um nível de tensão que toleraria milhões de ciclos de uma tensão alternada. O diagrama S-N ou Curva de Wohler, ilustrado na Figura (12), que correlaciona a amplitude de tensão ( $\sigma_a$ ), que é a metade da diferença algébrica entre as tensões máxima ( $\sigma_{\max}$ ) e mínima ( $\sigma_{\min}$ ), com o número de ciclos associado à falha ( $N_f$ ), tornou-se a forma padrão para caracterizar o comportamento dos materiais submetidos a solicitações alternadas e ainda é utilizado atualmente, apesar de outras medidas sobre a resistência dos materiais, submetidos a cargas dinâmicas, estarem disponíveis hoje em dia.

Figura 12 – Esquema de uma Curva de Wohler típica.



Fonte: Disponível em <http://cad-cae.com/imagens2/022.jpg> Acesso em 24/03/2012.

Geralmente no estudo da fadiga de alto ciclo, usa-se a curva S- $N_f$  do material. Na fadiga de baixo ciclo, situação em que o material pode suportar elevadas deformações, em geral superiores às associadas ao regime elástico, correlaciona-se a amplitude da deformação ( $\epsilon$ ) com número de ciclos ( $N_f$ ), através da curva  $\epsilon$ - $N_f$ . Apesar do estudo aqui realizado, ser em fadiga de baixo ciclo, onde  $N_f$  se apresenta em torno de  $10^3$  ciclos, foi utilizado para estudo a curva de Wohler que relaciona a amplitude de tensão ( $\sigma_a$ ) vs número de ciclos ( $N_f$ ).

Várias são as situações práticas do número de ciclos esperados ao longo da vida de um componente. Por exemplo, um reservatório pressurizado, usado para armazenar um fluido sob pressão, é um modelo de carregamento estático. Porém, quando o fluido é drenado, a pressão baixa ao valor atmosférico. Considerando a drenagem a cada dois meses ao longo da vida útil do reservatório, usualmente de 10 a 20 anos, o número de ciclos de pressurização e despressurização será de 60 a 120 ciclos. Constata-se, portanto, a existência de um problema de fadiga, embora com um pequeno número de ciclos esperados ao longo da vida.

As falhas por fadiga sempre têm início com uma micro trinca, que pode estar presente no material desde a sua fabricação ou desenvolver-se ao longo do tempo devido às deformações cíclicas ao redor das concentrações de tensões (NORTON, 2000). Essas trincas de fadiga geralmente têm início em um entalhe (qualquer contorno geométrico que eleve a tensão residual local). De modo mais específico, o processo de falha por fadiga se dá em três estágios: Estágio I, há o início da trinca ou nucleação da mesma; Estágio II, envolve o maior tempo de vida da peça, ocorrendo a propagação da trinca; e Estágio III, ocorre a ruptura repentina, quando o material não é mais capaz de suportar a carga aplicada, devido ao crescimento instável da trinca (FIGUEIREDO, 2006). Na Figura (13) é mostrado o processo de falha por fadiga dos materiais.

**Figura 13.** Processo de fadiga tipicamente observado nos materiais metálicos em geral.

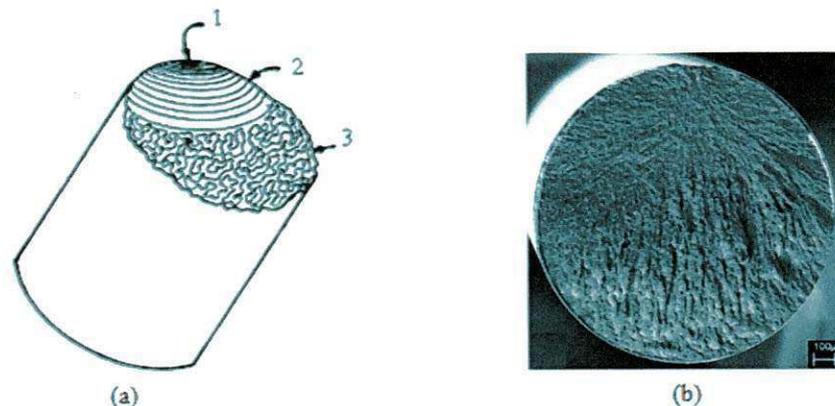


Fonte: Disponível em [http://fei.edu.br/~rodrmagm/PROJETOS\\_IC/Diego.pdf](http://fei.edu.br/~rodrmagm/PROJETOS_IC/Diego.pdf). Acesso em 15/04/2012.

A aparência da superfície de uma fratura por fadiga frequentemente reflete aspectos da propagação no Estágio II. É comum a presença de marcas típicas, tanto em escala macroscópica (marcas de praia e marcas de catraca) quanto microscópica (estrias). A Figura (14) ilustra uma superfície de fratura após ciclagem mecânica variável no tempo e consequente ruptura por fadiga. Nessa figura, observa-se:

- 1 – Ponto de iniciação da trinca;
- 2 – Marcas de praia ou linhas de paragem; e
- 3 – Zona de fratura instável final.

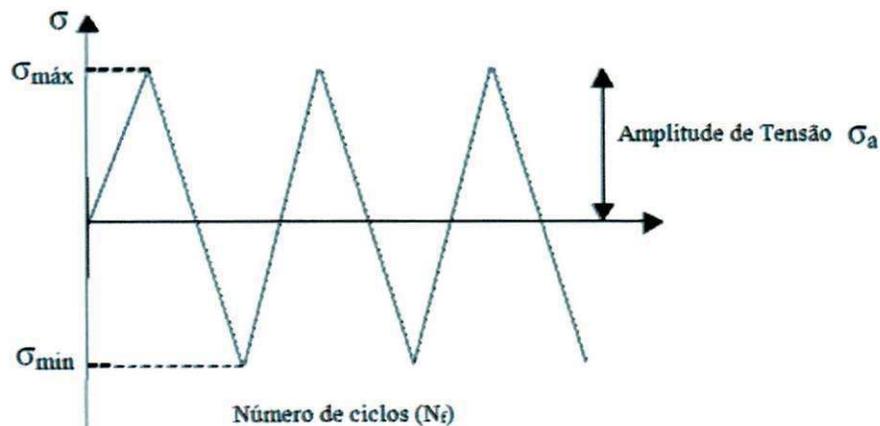
**Figura 14.** Superfície típica de fratura por fadiga. (a) Ilustração esquemática. (b) Fotografia real de uma superfície de ruptura.



Fonte: Disponível em [http://fei.edu.br/~rodrmagm/PROJETOS\\_IC/Diego.pdf](http://fei.edu.br/~rodrmagm/PROJETOS_IC/Diego.pdf). Acesso em 25/04/2012.

Em geral, a fadiga pode ser causada por qualquer carregamento que varie com o tempo, podendo ser de amplitude constante ou de amplitude variável. A fadiga sob amplitude de carga constante geralmente ocorre em peças de máquinas rotativas, tais como eixos e engrenagens. Por outro lado, as ondas nos navios, a vibração nas asas de aeronaves, o tráfego em pontes e transientes térmicos são exemplos de carregamentos variáveis em amplitude e frequência (WILLEMS et al, 1983). O tipo de carregamento com amplitude constante pode ser observado na Figura (15).

**Figura 15.** Carregamento constante – tensão vs número de ciclos.



**Fonte:** Fadiga em Metais (2006)

De acordo com a Figura (15), pode-se observar a variação da tensão com o número de ciclos, considerando a amplitude de tensão constante. Nesta condição as variáveis utilizadas são definidas como:

$$\sigma_m = (\sigma_{máx} + \sigma_{mín})/2 \quad (1)$$

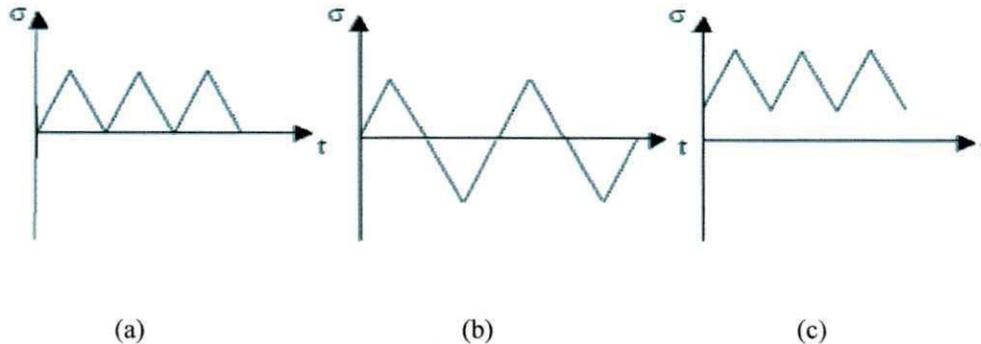
$$\sigma_a = (\sigma_{máx} - \sigma_{mín})/2 \quad (2)$$

$$R = \sigma_{mín} / \sigma_{máx} \quad (3)$$

O parâmetro R indica o tipo de carregamento ao qual o elemento está sujeito. Se o ciclo varia de carga nula para carga de tração, a sollicitação é repetida e  $R = 0$ . Caso ocorra a

completa inversão de tração para compressão, a tensão média é nula,  $R = -1$  e o carregamento é denominado totalmente reverso. Se houver somente carga de tração, a sollicitação é flutuante e  $R > 0$ . A Figura (16) apresenta estas três situações.

**Figura 16** – Tipos de carregamento: (a) Repetido, (b) Totalmente reverso, (c) Flutuante.



Fonte: COLIM G.M. (2006)

Neste trabalho em particular utilizaram-se amplitudes constantes em toda a vida útil dos fios de LMF NiTi, até a ruptura, porém com o tipo de carregamento repetido (Fig. 16a), ou seja,  $R = 0$ , como citado acima.

Como citado anteriormente, uma das classificações comuns dos processos de fadiga os divide em “fadiga de alto ciclo” e “fadiga de baixo ciclo”. A fadiga de alto ciclo é aquela na qual a sollicitação é baixa, portanto o número de ciclos para ruptura ( $N_f$ ) é grande, usualmente excedendo muito  $10^3$  ciclos, e o material sofre deformação macroscópica apenas elástica. À medida que a amplitude da tensão ou da deformação cíclica é aumentada,  $N_f$  decresce e, simultaneamente, é desenvolvida uma componente de deformação plástica cíclica (FIGUEIREDO, 2006). Para o processo conhecido como fadiga de baixo ciclo, o número de ciclos para ruptura ( $N_f$ ) atinge aproximadamente  $10^3$  ciclos, onde as amplitudes de deformação plástica e elástica são semelhantes e, para valores menores de  $N_f$ , a deformação plástica excede a deformação elástica, e neste caso, a deformação plástica correlaciona-se melhor com  $N_f$  do que a tensão. (FIGUEIREDO, 2006).

Nos casos convencionais, o comportamento em fadiga é tradicionalmente abordado por meio de duas metodologias diferentes, que são a “vida em fadiga” e a “tolerância a danos”. A primeira, que é a adotada neste trabalho, é uma abordagem clássica, baseada no

conceito de número total de ciclos para falhar a partir do material sem trincas, quando este é submetido a tensões ou deformações cíclicas de amplitude controlada, e que com os resultados são construídas curvas Tensão ( $\sigma$ ) – Número de ciclos até a falha ( $N_f$ ) (ou S-N), no caso de processo com controle de amplitude de tensão (caso aqui observado), e deformação ( $\epsilon$ ) - Número de ciclos até a falha ( $N_f$ ), no caso de processo com controle de amplitude de deformação. A vida em fadiga obtida desta forma incorpora o número de ciclos para iniciar e para propagar uma trinca dominante até que ocorra a falha final.

Já a segunda metodologia, utiliza as leis de crescimento de trincas da Mecânica da Fratura, trabalhando com a ideia 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. Esta abordagem é mais comumente adotada nas situações de fadiga de alto ciclo, sob cargas baixas.

### **3.5 Fadiga em LMF de NiTi**

Grande parte das aplicações das LMF de NiTi que apresentam o EMF e a SE são realizadas sob solicitações cíclicas, o que leva a uma necessidade do conhecimento de sua vida útil, bem como seu comportamento em fadiga. A fadiga das LMF pode ser classificada como: *fadiga funcional* e *fadiga estrutural* (EGGELER et al. 2004).

#### **3.5.1 Fadiga Estrutural**

No domínio das LMF, fadiga estrutural corresponde ao processo convencional de fadiga, ou dano microestrutural que se acumula durante o carregamento cíclico (EGGELER et al., 2004), levando a uma possível falha por fratura do material.

A vida em fadiga estrutural das LMF é avaliada da mesma forma que para os materiais clássicos de engenharia, ou seja, é o número de ciclos em que ocorre a ruptura sob um dado valor de tensão mecânica, geralmente bem abaixo da tensão máxima suportada pelo material num ensaio de tração quase estático. Além do número de ciclos, a vida em fadiga estrutural depende de inúmeros outros fatores, como: valor de tensão aplicada, acabamento superficial,

presença de concentradores de tensão, entre outros (SOUZA, 2005). No caso particular das LMF superelásticas a vida em fadiga estrutural também sofre influência do acúmulo de deformação devido à aplicação de amplitudes de tensão constantes (KANG et al, 2012). Em particular, este é o foco deste trabalho, investigando-se a influência da tensão máxima aplicada ao material aliada a variação da frequência de carregamento e da deformação acumulada em cada ciclo.

### **3.5.2 Fadiga Funcional**

Para os materiais ativos, inteligentes ou funcionais, como as LMF, além da vida em fadiga estrutural, existe a vida em fadiga funcional, que indica o número de ciclos acima do qual o material apresenta degradação de sua função, comprometendo a funcionalidade global do sistema no qual está inserido. Um exemplo seria a diminuição da amplitude dos deslocamentos recuperáveis, traduzida como a deformação do efeito superelástico ( $\epsilon_{SE}$ ) ou a deformação por EMF. No caso da SE, sabe-se que esse tipo de fadiga é entendida como sendo o número de ciclos abaixo do qual se pode garantir que a funcionalidade da LMF superelástica não está comprometida, podendo ser medida pela variação da  $\epsilon_{SE}$  e da  $E_D$ , que por sua vez pode ser observada na redução do valor da histerese mecânica à medida que o número de ciclos aumenta, se estabilizando com a evolução dos mesmos. Além disso, o aumento da deformação acumulada ( $\epsilon_p$ ) e a variação nas tensões e nas temperaturas de transformação de fase também se caracterizam como efeito da fadiga funcional das LMF, comprometendo o seu pleno funcionamento, e estes aspectos também serão investigados no presente trabalho.

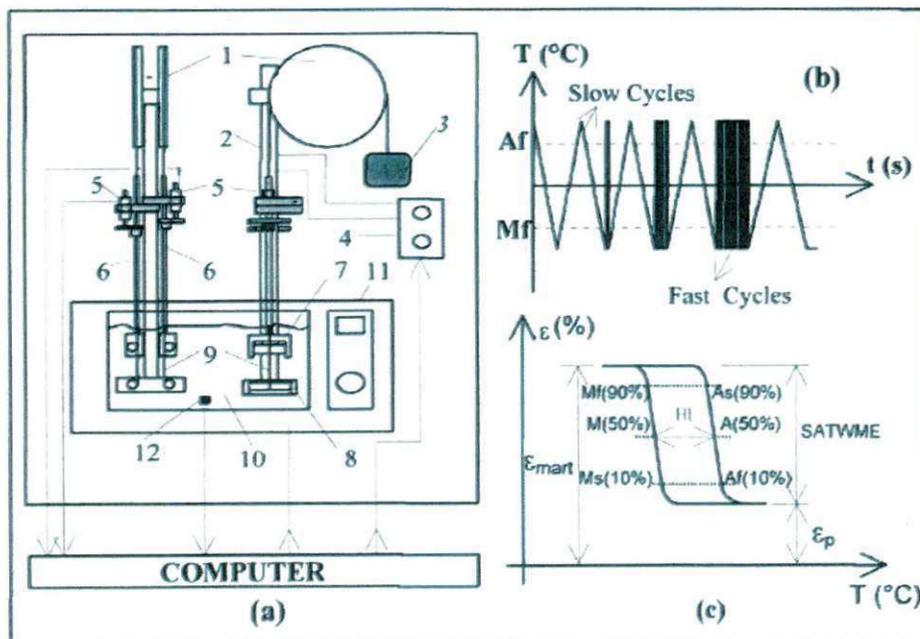
#### **3.5.2.1 Fadiga do EMF**

Essa seção trata da fadiga do funcionamento do material trabalhando como atuador termomecânico, ou seja, de forma cíclica em efeito memória de forma (EMF). Em geral, esse tipo de fadiga é estudado em fios finos submetidos a tensão constante (através de um peso, por exemplo) e submetidos a ciclos de aquecimentos e resfriamentos sucessivos através de pulsos de corrente elétrica. Os parâmetros funcionais acompanhados em função do número de ciclos são: a contração por EMF e as deformações plásticas acumuladas em alta (austenita) e

baixa temperatura (martensita), além das temperaturas de transformação de fase e a histerese em temperatura. Em virtude dessa particularidade, esse tipo de fadiga exige a montagem de bancadas experimentais específicas, já que seria muito difícil realizar esse tipo de estudo em máquinas convencionais devido a dificuldade de manter a carga constante. DE ARAÚJO et al (1997, 2001) realizaram diversos estudos experimentais de fadiga em fios atuadores que apresentam o EMF.

DE ARAÚJO et al (1997) estudaram a fadiga termomecânica de fios finos de uma LMF do sistema Ti-Ni-Cu carregados por tensão de tração uniaxial estática e submetidos a ciclos térmicos sucessivos. Os fios de teste foram ciclados até a falha completa (ruptura), mantidos em banho de óleo a baixa temperatura, inferior a temperatura  $M_f$  do material, e aquecidos por pulsos de corrente elétrica. A Figura (17) ilustra o aparato experimental desenvolvido para o trabalho, em que dois fios de Ti-Ni-Cu com um comprimento útil situado entre 28 e 30 mm foram montados em paralelo, carregados no estado martensítico e aquecidos acima de  $A_f$  de forma cíclica. As tensões constantes aplicadas por intermédio de pesos foram fixadas entre 100 e 450 MPa para os testes até a falha.

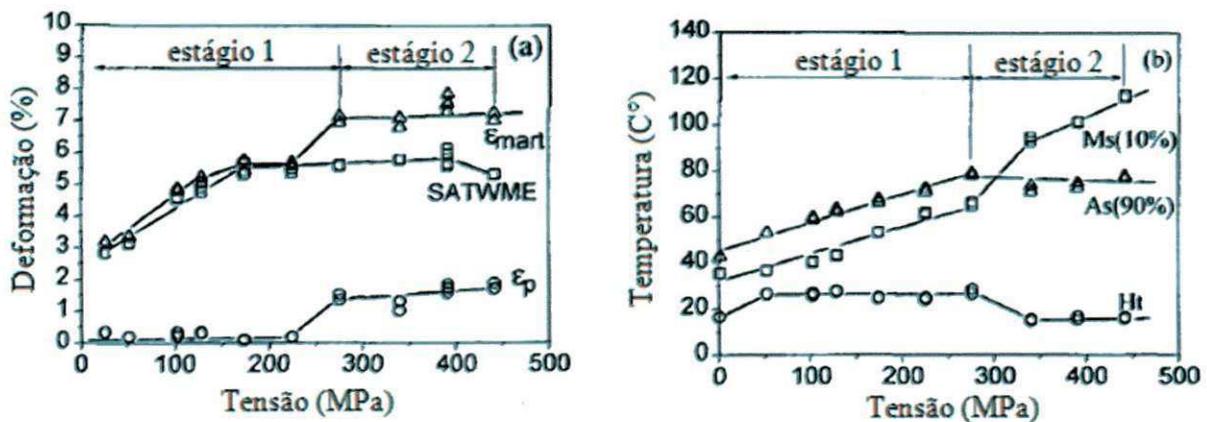
**Figura 17.** Experimento de fadiga funcional de EMF. (a) Vista esquemática do aparelho de testes de fadiga. (b) Modo de carregamento dos ciclos térmicos. (c) Curva típica obtida para baixos ciclos.



Fonte: DE ARAÚJO et al (1997).

Segundo DE ARAÚJO et al (1997) numa fase inicial, entre 100 e 275 MPa, a deformação em estado martensítico ( $\epsilon_{\text{mart}}$ ) e a deformação recuperável do EMFD (SATWME) aumentam e a deformação plástica acumulada ( $\epsilon_p$ ) tem um valor limitado. Numa segunda fase, para tensões maiores que 275 MPa, a  $\epsilon_{\text{mart}}$  e a contração por EMFD, definida por SATWME na Figura (17c), praticamente se mantém constantes, da mesma forma que a  $\epsilon_p$  também se mantém estável, mas com valores muito maiores do que as da fase inicial. Este comportamento pode ser visualizado na Figura (18).

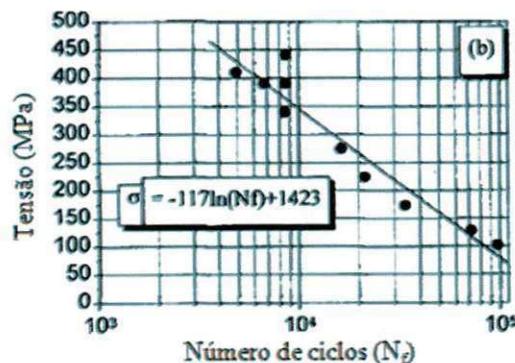
**Figura 18.** Dependência das propriedades da memória de forma medidas para o primeiro ciclo térmico ilustrado na figura (17c). (a)  $\epsilon_{\text{mart}}$ , SATWME e  $\epsilon_p$ . (b) Temperaturas de transformação e histerese térmica.



Fonte: DE ARAÚJO et al (1997)

Ainda, segundo DE ARAÚJO et al (1997), as temperaturas de transformação têm relações lineares com a tensão aplicada, e a histerese ( $H_t$ ) é reduzida comparado ao estágio inicial. Uma relação linear existente entre  $\ln N_f$  e a tensão aplicada, é expressa pela equação empírica mostrada na Figura (19).

**Figura 19.** Curva de Wohler para fios de Ti-Ni-Cu em fadiga de EMF sob carga constante.

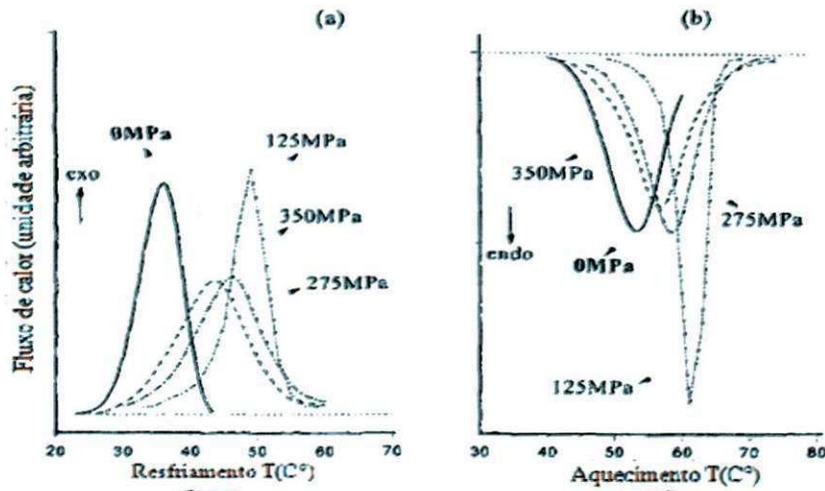


Fonte: DE ARAÚJO et al (1997)

DE ARAÚJO et al (1997) concluíram que a degradação das propriedades de EMF é fortemente dependente da tensão aplicada para a gama de cargas constante situadas entre 100 e 450 MPa. Para tensões inferiores a 175 MPa a evolução da deformação plástica  $\epsilon_p$  é limitada e a deformação recuperável por EMF é elevada ou constante até a falha. Já para tensões maiores, o intervalo de deformação plástica é maior (4-6%), e a deformação recuperável é reduzida. Além disso, as alterações nas temperaturas de transformação são menos pronunciadas em comparação com aquela observada na região de tensões mais baixas. Ainda, foi verificado que em ciclos térmicos sob carregamento constante, a temperatura  $M_s$  aumenta, ao passo que a deformação acumulada ( $\epsilon_p$ ) e a histerese de temperatura ( $H_t$ ) diminuem progressivamente ao longo de muitos ciclos para todos os níveis de tensão estudados.

Em outro estudo, DE ARAÚJO et al (2001) avaliaram as propriedades físicas de fios de Ti-Ni-Cu após a ruptura por ciclagem térmica sob carga constante situadas entre 75 MPa e 350 MPa. Através de ensaios de calorimetria DSC e resistência elétrica (RE) em função da temperatura, foram determinadas as mudanças nas temperaturas de transformação, essencialmente considerando o papel dos defeitos orientados e tensões internas criadas nos fios atuadores durante ciclos térmicos com carga constante. Foi constatado que para os fios rompidos sob tensões limitadas em até 125MPa, os picos de DSC tornam-se mais acentuados do que aqueles medidos com os fios íntegros não rompidos, e ainda se deslocam para regiões de temperaturas mais elevadas, efeito que ocorre em todos os níveis de tensão aplicada, porém de forma mais importante para as tensões mais baixas, como 125MPa. O alargamento ou tendência de planificação dos picos é observada para tensões superiores a 125MPa, resultantes de uma diminuição das entalpias de transformação nos fios rompidos. Esses dois comportamento podem ser visualizados com o auxílio da Figura (20).

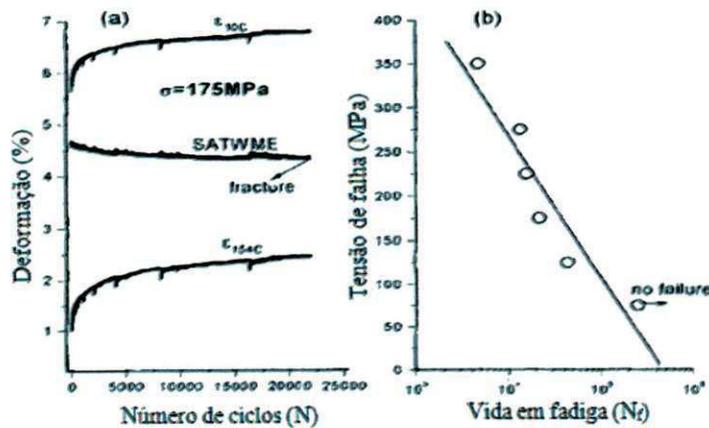
**Figura 20.** Picos de DSC de fios LMF Ti-Ni-Cu rompidos por EMF sob diferentes tensões constantes. (a) Durante resfriamento na transformação direta. (b) Durante aquecimento na transformação reversa.



Fonte: DE ARAÚJO et al (2001)

Além disso, com a evolução das deformações nos estados martensítico (deformação a 10°C) e austenítico (deformação a 154°C) para 175 MPa, bem como a vida em fadiga dos fios, foi observado, conforme mostra a Figura (21), que a progressiva acumulação das deformações com a ciclagem é proporcional à tensão aplicada e caracteriza uma fluência da deformação do fio. A falha ocorre subitamente sem degradação da deformação recuperável do EMFD, imediatamente antes da fratura.

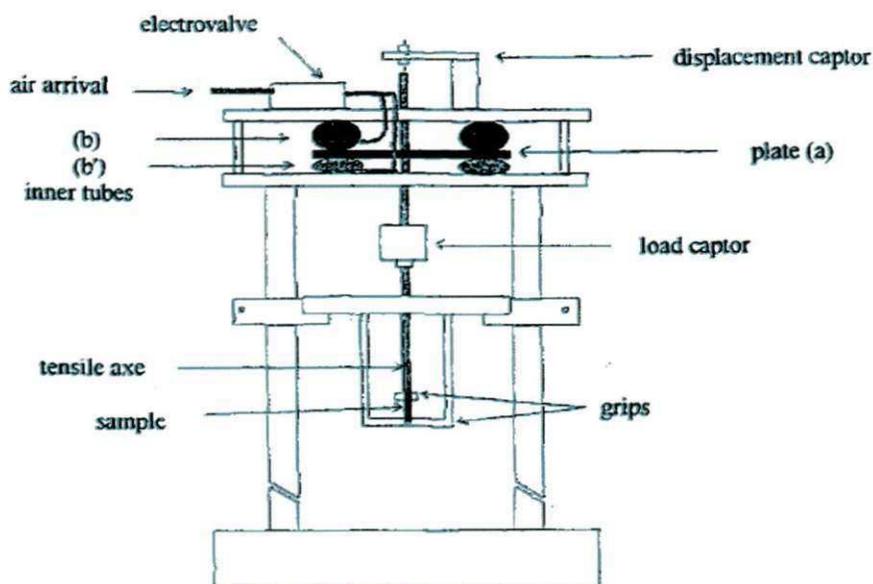
**Figura 21.** Evolução de algumas propriedades termomecânicas de fios de Ti-Ni-Cu durante a ciclagem. (a) Deformações em função do número de ciclos para a tensão de 175 MPa. (b) Vida em fadiga em função da tensão aplicada.



Fonte: DE ARAÚJO et al (2001).

Em estudos anteriores ao de DE ARAÚJO et al (1997), BIGEON e MORIN (1995) analisaram a fadiga do efeito memória de forma em fios de Ti-Ni-Cu com 0,5 mm de diâmetro. Estes fios foram submetidas a tensões constantes (0 a 100 MPa) sob ciclos térmicos de tração, e a variação nas temperaturas de transformação, assim como a variação na deformação recuperável do EMF em função das tensões de tração e do número de ciclos entre as fases de alta e baixa temperatura foram coletadas. A máquina de ensaio de tração ilustrada na Figura (22) foi desenvolvida e especialmente adaptada para este tipo de investigação.

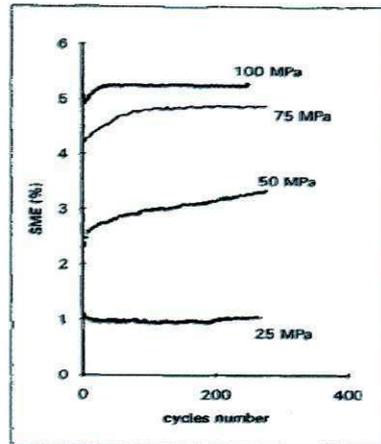
**Figura 22.** Máquina de tração cíclica desenvolvida para análise termomecânica de LMF no INSA-Lyon (França).



Fonte: BIGEON e MORIN (1995)

BIGEON e MORIN (1995) demonstraram através da Figura (23) a influência dos ciclos mecânicos e da tensão de tração aplicada na deformação recuperável do EMF (SME).

Figura 23. Evolução do EMF em fios Ti-Ni-Cu sob diferentes tensões aplicadas.

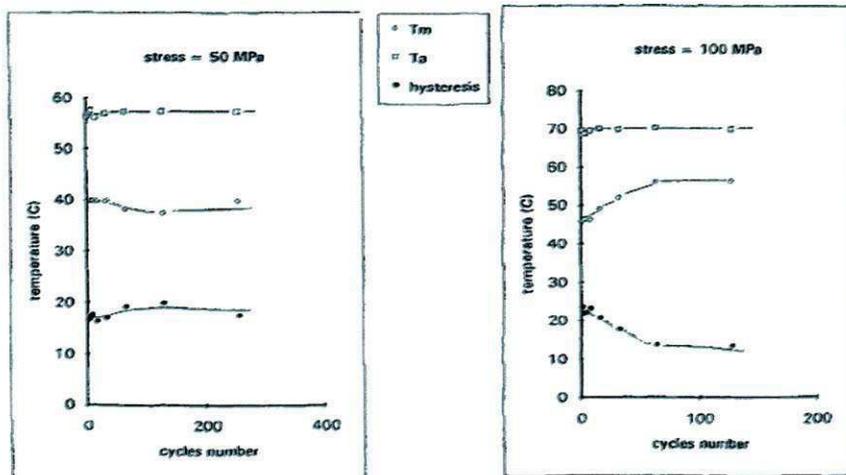


Fonte: BIGEON e MORIN (1995).

Segundo BIGEON e MORIN (1995) a LMF de Ti-Ni-Cu mostra um pequeno efeito de treinamento, estabilizando o EMF com o aumento do número de ciclos. Além disso, pouca mudança no EMF foi evidenciada durante a ciclagem com tensão de tração situadas entre 25 e 100 MPa. No entanto, uma pequena mudança no EMF foi observada em 50 e 75 MPa, e a deformação recuperável do EMF não diminuiu durante a ciclagem.

Na Figura (24) visualiza-se a variação nas temperaturas de transformação com a ciclagem mecânica em função de tensões de tração de 50 e 100 MPa, determinada por BIGEON e MORIN (1995).

Figura 24. Evolução das temperaturas de transformação com a ciclagem sob 50 e 100 MPa.



Fonte: BIGEON e MORIN (1995)

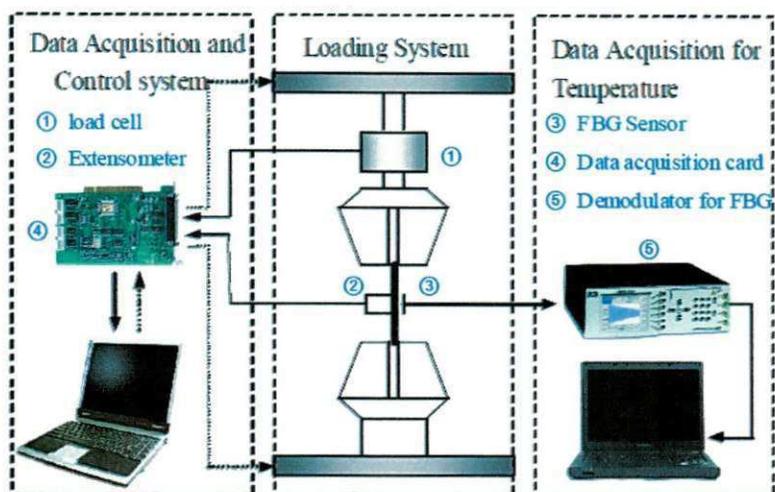
Os autores concluíram que para um valor mais baixo de tensão as temperaturas de transformação permanecem aproximadamente constantes durante o processo de ciclagem. No entanto, para tensões relativamente mais elevadas, a temperatura  $M_s$  apresentou uma considerável diminuição, de quase  $10^\circ\text{C}$ , evidenciando que o nível de tensão aplicada em ciclos térmicos de tração, influencia de modo direto nas temperaturas de transformação dos fios Ti-Ni-Cu, sendo fator preponderante no estudo de fadiga em LMF.

### **3.5.2.2 Fadiga da SE**

No estudo de fadiga do funcionamento de LMF trabalhando de forma cíclica em regime de superelasticidade (SE), existem trabalhos com vários elementos ou produtos comerciais, como limas endodônticas, que trabalham em flexão rotativa, ou barras sob condição de tração uniaxial, diferentemente da fadiga do EMF cuja maioria dos trabalhos são realizados com fios finos em carregamento trativo. Os parâmetros funcionais a serem monitorados quando se avalia a fadiga funcional em SE, acompanhados em função do número de ciclos, são: a deformação superelástica reversível, a deformação plástica acumulada após descarregamento, além das tensões críticas de transformação de fase, e da energia dissipada e histerese em tensão.

HUI QIAN et al (2009) avaliaram o comportamento de fios de NiTi de diferentes diâmetros (0,5 mm, 1,2 mm e 2 mm) e comprimento útil de 120 mm, para aplicação em projetos voltados a engenharia civil, em aplicações de absorção de vibrações sísmicas, submetidos a ensaios de tração uniaxial controlados por tensão. O sistema de aquisição de dados experimentais destes autores é apresentado na Figura (25).

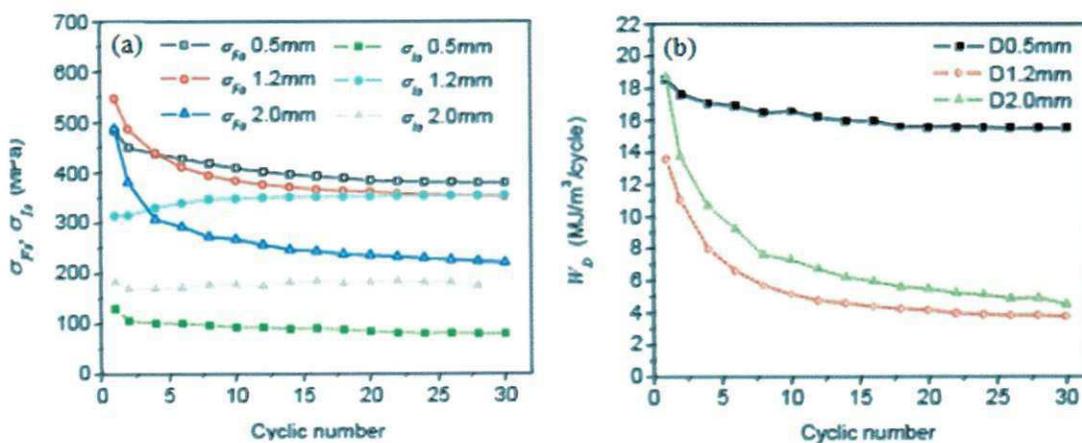
Figura 25. Ilustração de um sistema de aquisição de dados experimentais para SE.



Fonte: HUI QIAN et al (2009)

Na Figura (26) mostra-se o comportamento mecânico dos fios de LMF de NiTi em função do número de ciclos. Mais especificamente a evolução de parâmetros funcionais como a tensão inicial de transformação de fase (Fig. 26a) e a energia dissipada (Fig. 26b), obtidos a partir do sistema da Figura (25).

Figura 26. Comportamento mecânico dos fios de LMF de NiTi de diferentes diâmetros com o aumento do número de ciclos.

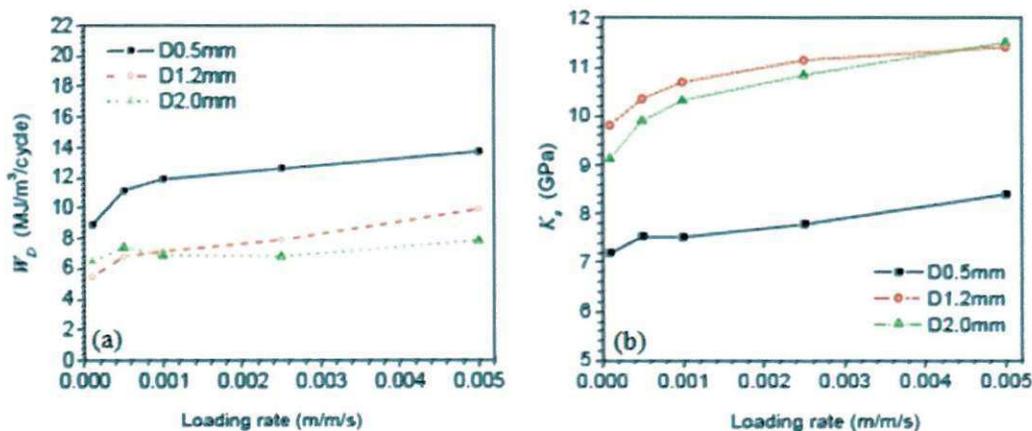


Fonte: HUI QIAN et al (2009)

Os autores constataram que com o aumento do número de ciclos a tensão inicial de transformação de fase diminui, juntamente com a energia dissipada por ciclo, ao passo que a deformação residual aumenta com a evolução do número de ciclos. Segundo HUI QIAN (2009), esses parâmetros funcionais alcançam uma estabilidade após um certo número de ciclos, devido a ciclagem mecânica a qual os mesmos são submetidos, introduzindo defeitos internos permanentes no material.

Na Figura (27), mostra-se o comportamento da energia dissipada (Fig. 27a) e da rigidez dos fios NiTi (Fig. 27b) em função da taxa de carregamento. Foi constatado que com o aumento da taxa de carregamento (frequência), a energia dissipada por ciclo, e a rigidez aumentam num primeiro momento e então tendem a se estabilizar.

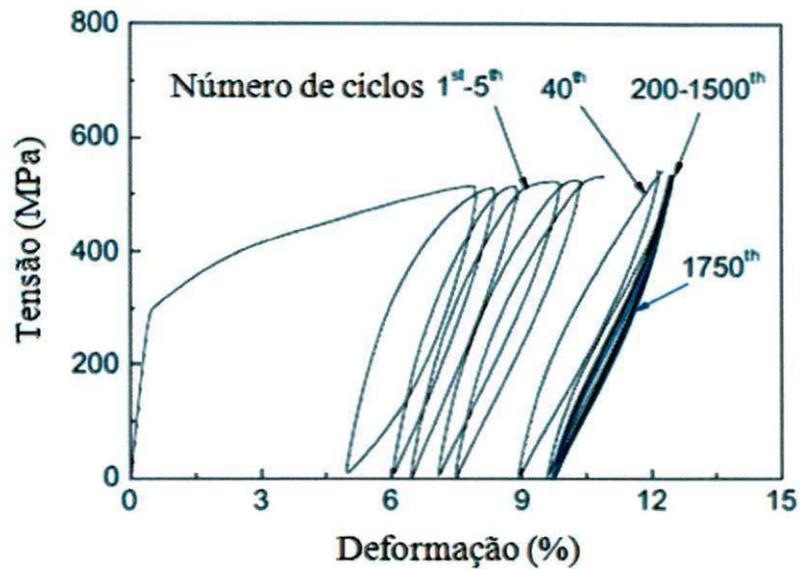
**Figura 27.** Comportamento da energia dissipada e rigidez dos fios de LMF de NiTi de diferentes diâmetros sob diferentes frequências de ensaio.



Fonte: HUI QIAN et al (2009)

Mais recentemente, KANG et al (2012) estudaram a vida em fadiga funcional e estrutural em barras de Ni-Ti superelásticas, com comprimento útil de 10 mm e diâmetro de 6 mm, submetidas a carregamentos cíclicos de tração sob controle de tensão a temperatura ambiente. Após aproximadamente 200 ciclos o material tende a se estabilizar devido a uma estável transformação direta (Austenita  $\rightarrow$  Martensita) e, depois do descarregamento, uma elevada deformação residual permanece, conforme mostra a Figura (28). Segundo os autores esse comportamento é causado principalmente pela transformação inversa incompleta, a partir da martensita para a fase original austenita, devido aos defeitos microestruturais formados na fabricação do material.

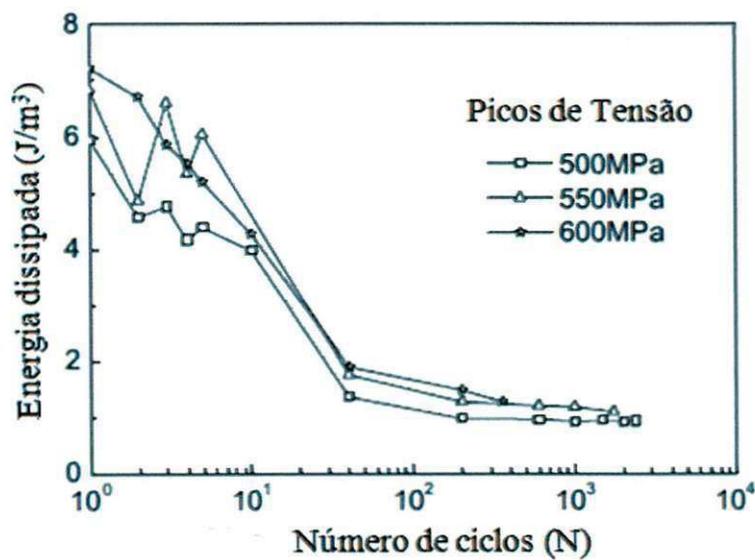
**Figura 28.** Curvas tensão-deformação cíclicas da LMF NiTi superelástica estudada por KANG et al (2012).



Fonte: KANG et al (2012)

A Figura (29) mostra o comportamento da energia dissipada nas barras de NiTi submetidas a tração mecânica variando-se os picos de tensão em função do número de ciclos.

**Figura 29.** Energia dissipada pela LMF NiTi superelástica estudada por Kang et al (2012) em ciclos de tensão-deformação para vários picos de tensão.

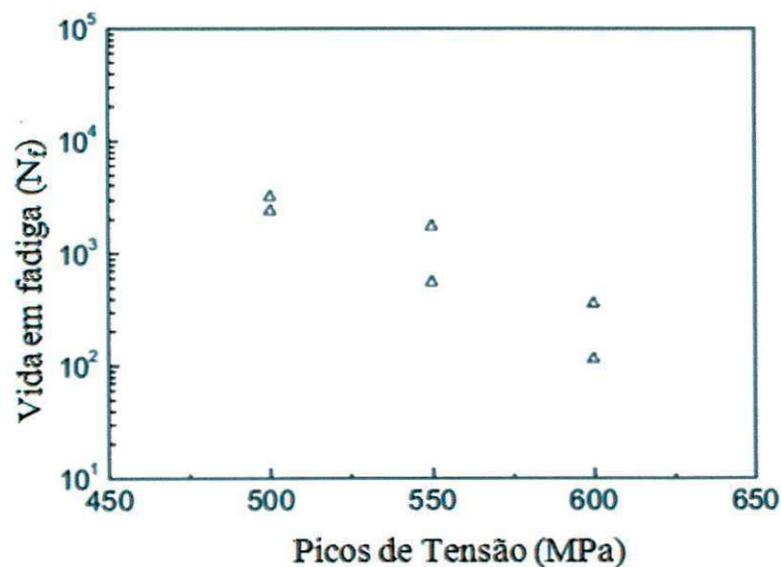


Fonte: KANG et al (2012)

Segundo KANG et al (2012), a energia dissipada ( $E_D$ ) diminui durante o carregamento por controle de tensão, semelhante ao observado nos ciclos controlados por deformação, e aumenta com o aumento dos picos de tensão. Ainda, observou-se que após certo número de ciclos a  $E_D$  se estabiliza quando o acúmulo de deformação e os picos de deformação se estabilizam. A falha por fadiga funcional ocorre se a  $E_D$  se tornar menor do que um valor crítico, que depende do equipamento individual e dos componentes estruturais feitos com a LMF superelástica.

No mesmo trabalho os autores avaliaram a vida em fadiga estrutural das barras superelásticas de NiTi em função de diferentes picos de tensão, como mostra a Figura (30). Constatou-se que a vida em fadiga estrutural dessas barras diminui com o aumento dos picos de tensão.

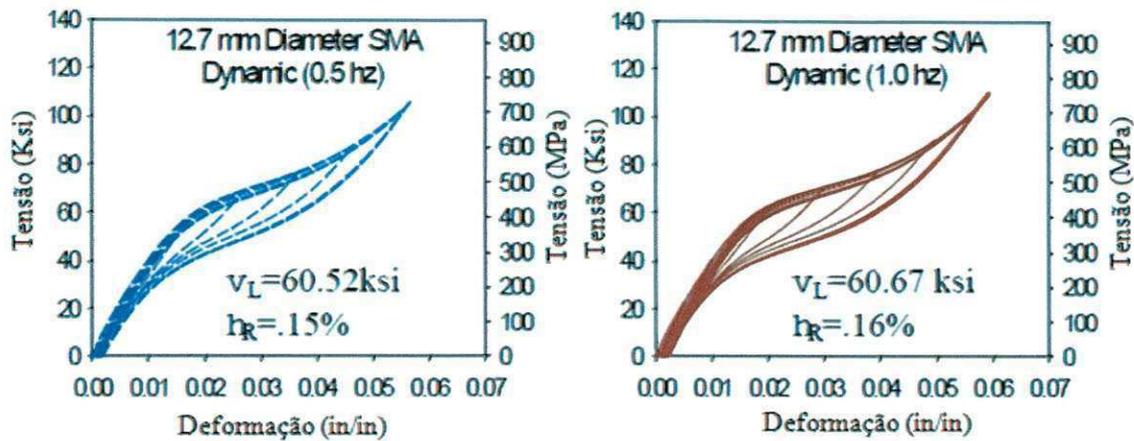
**Figura 30.** Fadiga estrutural das barras superelásticas NiTi estudadas por Kang et al (2011) nos ciclos de tração com vários picos de tensão.



Fonte: KANG et al (2012)

DESROCHES e MCCORMICK (2003) avaliaram a influência da frequência de carregamento em ensaios dinâmicos de tração, em uma barra superelástica de Ni-Ti com diâmetro de 12,7 mm. A Figura (31) mostra os resultados obtidos para duas frequências específicas.

Figura 31. Comportamento superelástico de uma barra de NiTi submetida a duas diferentes frequências de ensaio.



Fonte: DESROCHES e MCCORMICK (2003)

Estes autores observaram que as tensões de transformação direta ( $v_L$ ), ou plateau de tensão de carregamento aumentam com o aumento da frequência de carregamento. E ainda, com o aumento da tensão de transformação inversa a histerese em tensão diminui, resultando em uma diminuição da energia dissipada com o aumento da frequência de ensaio. Segundo DesRoches (2003), com o aumento da frequência de carregamento, o calor de transformação da LMF aumenta, resultando em uma aumento das tensões de transformação direta e inversa. Como a transformação da fase austenita para martensita é um processo termomecânico, que causa um aumento equivalente nas tensões com o aumento da temperatura, nas altas frequências de ensaio não há tempo desse calor ser dissipado, levando ao aumento na temperatura da barra e resultando num aumento equivalente na tensão. Com isso o material precisaria de mais energia para se transformar e então uma tensão de transformação maior seria necessária para induzir a martensita.

### 3.5.3 Comparação entre LMF de NiTi e Outros Materiais

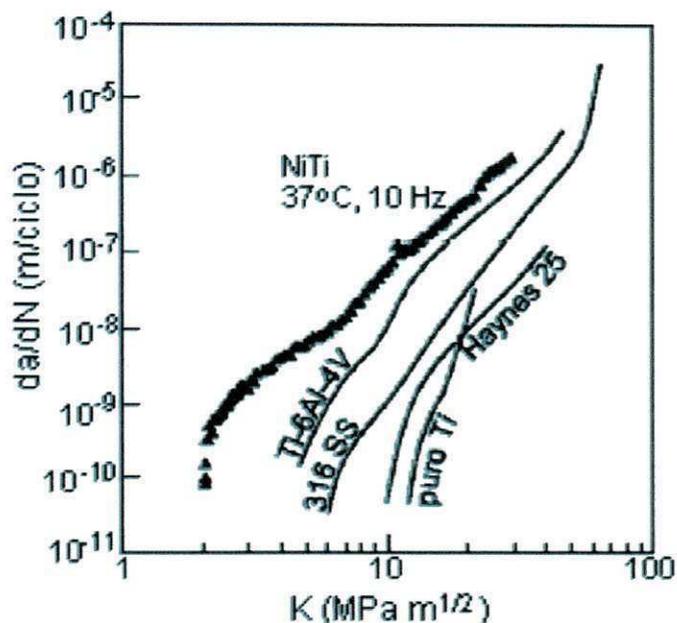
Recentemente vem surgindo um interesse tecnológico pelas propriedades dinâmicas de LMF, principalmente aquelas a base NiTi, as quais demonstram propriedades mecânicas superiores às de LMF de outras famílias, como as de base cobre e outros materiais

convencionais (FIGUEIREDO, 2006). É possível encontrar, na literatura informações sobre o comportamento em fadiga de LMF NiTi comparado ao de outros materiais que também sofrem transformações martensíticas termoelásticas e com o de materiais convencionais. Os relatos são, em certa medida, controversos. Com relação a outros materiais com EMF (MELTON e MERCIER, 1979, *apud* FIGUEIREDO, 2006) comparando LMF de NiTi e Cu-Zn-Al em fadiga de baixo ciclo com controle de deformação, verificou-se que a liga NiTi apresenta maior deformação a  $10^3$  ciclos até a ruptura, possivelmente porque essa ruptura no Cu-Zn-Al se dá predominantemente nos contornos de grão.

Em outra publicação (MELTON e MERCIER 1979, *apud* FIGUEIREDO, 2006) comparando fadiga de baixo ciclo em LMF de NiTi e LMF SE de Cu-Al-Ni, também verificaram deformações significativamente maiores para Ni-Ti. MCKELVEY e RITCHIE (1999) *apud* FIGUEIREDO (2006), testaram uma LMF Ti-49,9% at Ni, no regime superelástico, sob controle de tensão e  $R=0,1$ , com o objetivo de comparar seu comportamento em fadiga com outras ligas metálicas de aplicação biomédica. Os resultados estão apresentados na Figura (32), onde comparando os comportamentos de aço inoxidável 316L, Ti puro, Ti-6Al-4V e liga Co-Cr (Haynes 25), a de NiTi apresentou a menor resistência à propagação de trincas. O valor do limite de fadiga, sob  $R \approx 0$ , foi mais baixo e as taxas de propagação, para qualquer amplitude de intensidade de tensão aplicada, foram mais altas no caso do NiTi.

Vale ser ressaltado que a quantidade de informações disponíveis na literatura sobre o comportamento em fadiga sob amplitudes de deformação maiores que 3%, ainda é insuficiente, o que faz do comportamento em fadiga de baixo ciclo das LMF superelásticas de NiTi ser uma área ainda pouco explorada. Essa perspectiva evidencia que o tema não está esgotado e que se faz necessária a continuidade de investigações focadas no comportamento em fadiga desses materiais, diferenciados pelo seu comportamento termomecânico especial.

Figura 32 – Comparação de taxas de propagação de trincas de ligas metálicas usadas em aplicações biomédicas.



Fonte: MCKELVEY e RITCHIE, 1999, apud FIGUEIREDO, 2006

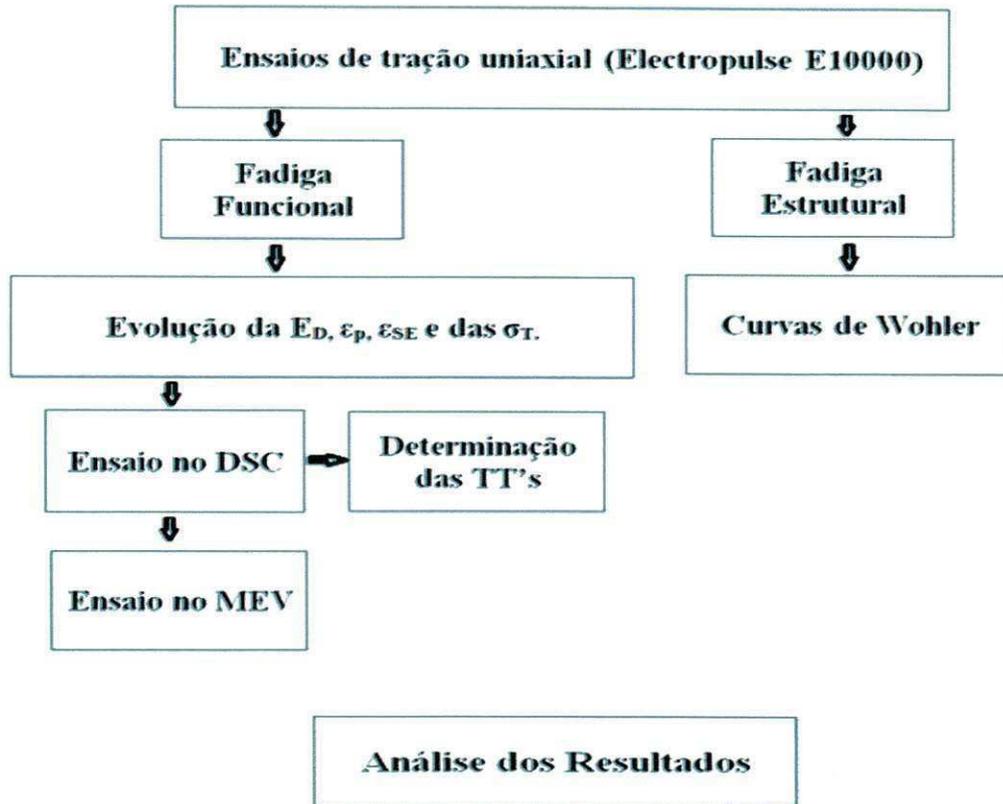
## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Fluxograma de Desenvolvimento da Pesquisa

Todas as atividades desenvolvidas neste estudo foram realizadas no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA), na Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica (UAEM) da UFCG.

A pesquisa realizada neste trabalho tem como foco o estudo da fadiga estrutural e funcional em fios de LMF NiTi em regime superelástico, de seção transversal circular e quadrada, submetidos a carregamentos uniaxiais de tração, realizados com controle de tensão mecânica em quatro níveis (500, 600, 700 e 800 MPa) e três frequências de ciclagem (1, 2 e 3 Hz). A partir desses ensaios mecânicos é possível determinar a evolução de parâmetros funcionais e estruturais destes fios. O fluxograma da Figura (33) revela aspectos da metodologia adotada para o desenvolvimento do trabalho.

Figura 33. Fluxograma da metodologia adotada no trabalho.



Fonte: Autoria própria

Com os dados obtidos a partir dos ensaios de tração cíclica em regime superelástico foram traçadas curvas de Wöhler (ou curva S-N) mostrando o comportamento da vida em fadiga em função da tensão mecânica aplicada, para cada frequência estudada. A evolução do número de ciclos até a ruptura em função da tensão mecânica aplicada foi então o parâmetro estudado para avaliar a fadiga estrutural dos fios.

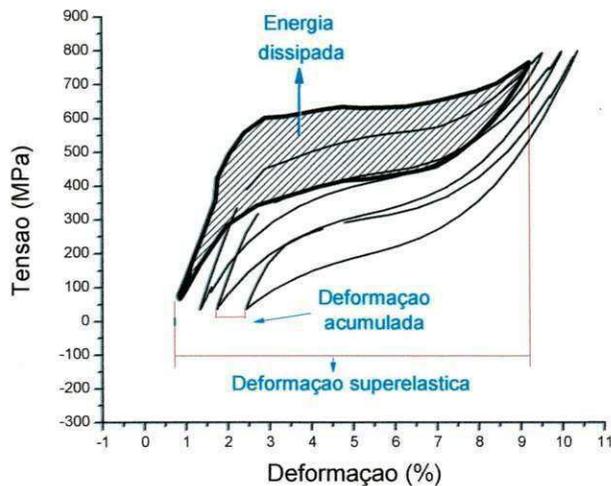
Posteriormente, curvas de tensão versus deformação obedecendo a uma função de  $2^n$  ciclos ( $2^\circ$  ciclo,  $4^\circ$ ,  $8^\circ$ ,  $16^\circ$ ,  $32^\circ$ ,  $64^\circ$ , etc) foram traçadas, possibilitando a análise da fadiga funcional do fenômeno da superelasticidade. Os parâmetros estudados para avaliar este tipo de fadiga foram: a variação da energia dissipada por unidade de volume ( $J/m^3$ ), calculada através da equação (4), que corresponde a integral fechada da curva tensão-deformação (KANG et al, 2012) e calculada aqui por meio do software Origin 8; a deformação acumulada ( $\epsilon_p$ ), resultante do acúmulo de tensões internas causadas pela introdução de defeitos durante a

ciclagem mecânica, e ainda a deformação superelástica ( $\epsilon_{SE}$ ), do primeiro ao último laço superelástico em cada condição de carregamento.

$$E_d = \oint \sigma d\epsilon \quad (4)$$

A Figura (34) mostra a curva esquemática a partir da qual os parâmetros funcionais acompanhados em função do número de ciclos são avaliados.

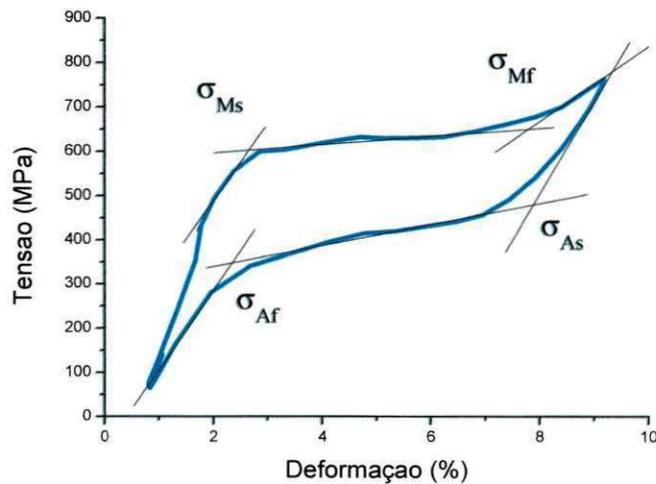
**Figura 34.** Esquema representativo da curva superelástica em fadiga para os  $n$  ciclos de deformação até a ruptura.



**Fonte:** GRASSI (2012)

Na determinação da variação das tensões de transformação ( $\sigma_{Ms}$ ,  $\sigma_{Mf}$ ,  $\sigma_{As}$  e  $\sigma_{Af}$ ), utilizou-se o método das tangentes nas curvas tensão – deformação, onde se traçam retas a partir dos pontos de início e fim das regiões de transformação de fase, como esquematizado na Figura (35). A evolução das tensões de transformação em cada ciclo superelástico para as várias condições de carregamento foram registradas e traçadas para posterior análise.

**Figura 35.** Esquema demonstrando o método das tangentes usado para determinação das tensões de transformação de fase num ciclo de deformação superelástica.



Fonte: Autoria própria

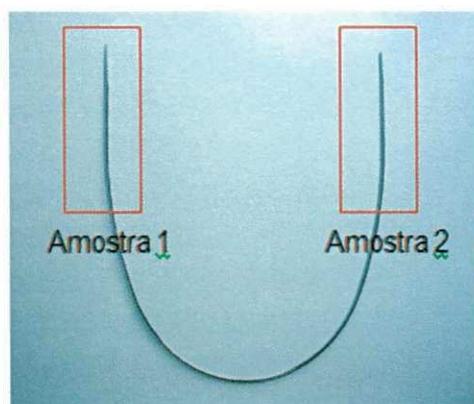
Ainda neste trabalho, as LMF NiTi foram caracterizadas por análises térmicas em DSC (Calorimetria Diferencial de Varredura). Mais especificamente, estes ensaios foram realizados nos fios NiTi de seção circular e de seção quadrada nos estados como recebido. Os mesmos foram submetidos a ensaios monotônico de tração até a ruptura e a ensaios de tração em fadiga sob diversos tipos de carregamento (variando-se a tensão máxima e a frequência). Isso foi feito com o intuito de avaliar e comparar as mudanças nas temperaturas de transformação ( $A_s$ ,  $A_f$ ,  $M_s$  e  $M_f$ ) resultantes das várias formas de carregamento mecânico ao qual os fios foram submetidos. Os resultados dessa análise foram tabelados para acompanhamento tanto das temperaturas de início e final da transformação Austenita ( $A_s$ ,  $A_f$ ) e Martensita ( $M_s$ ,  $M_f$ ), como os picos de temperatura no aquecimento ( $A_p$ ) e no resfriamento ( $M_p$ ).

Após submetidas aos ensaios de tração e DSC para determinação das temperaturas de transformação, os fios foram conduzidas ao Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) para uma análise microscópica da superfície da seção transversal, com o objetivo de identificar a região de início da formação de trincas, oriundas da ciclagem mecânica.

## 4.2 Seleção dos Fios Superelásticos de NiTi

Para a realização deste trabalho foram utilizados fios provenientes de arcos ortodônticos superelásticos de NiTi de seção transversal quadrada e circular, comercializados no mercado nacional pela empresa Dental Morelli, com 0,50 mm de diâmetro para o fio de seção circular e 0,40 mm de lado para o de seção quadrada. Duas amostras retilíneas foram extraídas das extremidades de cada arco ortodôntico com comprimento útil de aproximadamente 15mm. Assim, de cada arco foram retiradas duas amostras de fios, como indicado na Figura (36).

**Figura 36.** Obtenção das amostras de fios de NiTi a partir de arcos ortodônticos superelásticos.



Fonte: GRASSI (2012)

## 4.3 Caracterização Preliminar

### 4.3.1 Análise Térmica: DSC

A primeira preocupação quando se trabalha com LMF é conhecer as temperaturas de transformação ( $M_s$ ,  $M_f$ ,  $A_s$  e  $A_f$  e da fase R caso ocorra). As propriedades físicas das LMF de NiTi variam de acordo com a quantidade de cada fase presente no material e esta por sua vez é função da temperatura.

A análise térmica em DSC permite medir a quantidade de calor liberado ou absorvido durante a mudança de fase, que se apresenta sob a forma de picos durante resfriamento e

aquecimento da LMF. As temperaturas de transformação são obtidas aplicando tangentes a esses picos, de forma semelhante ao procedimento ilustrado na Figura (32) para determinação das tensões de transformação.

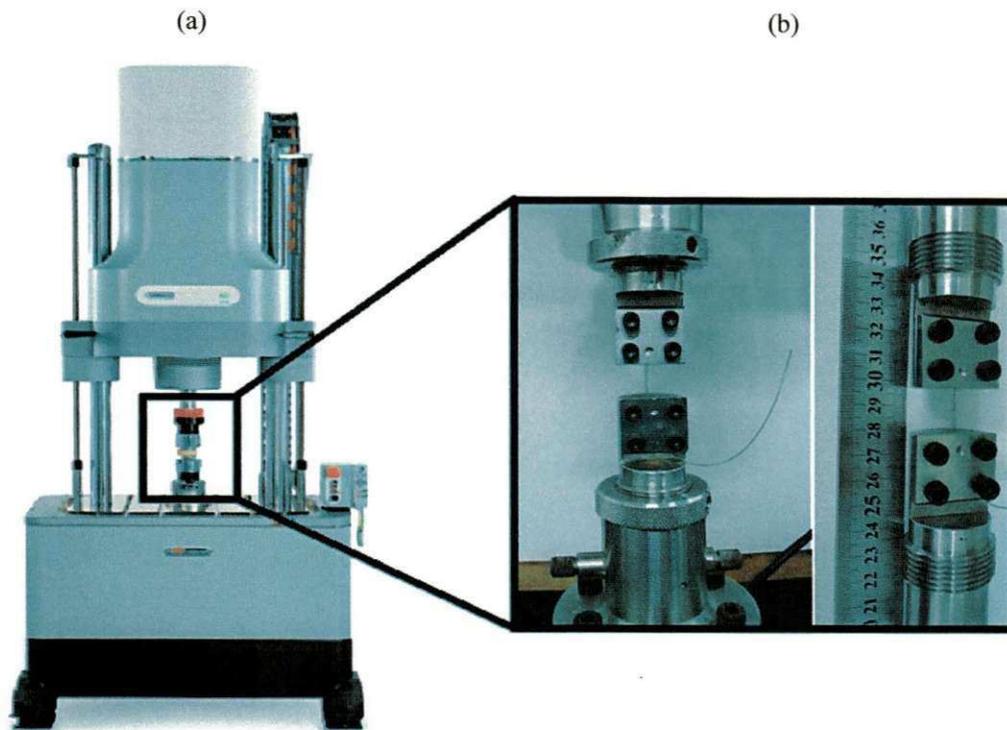
Conforme mencionado anteriormente, amostras de fios LMF NiTi íntegros, como recebidos, e que foram submetidas aos ensaios de tração, são posteriormente destinadas aos ensaios no DSC, e através de uma análise dos picos observados nos termogramas, é possível avaliar até que ponto determinada tensão de tração em determinada frequência pode influenciar o comportamento da transformação de fase da LMF NiTi. As amostras para este ensaio não exigiram cuidados especiais.

Para esse estudo foi utilizado o calorímetro DSC modelo Q 20, da TA Instruments. Os fios no estado como recebido, e após os ensaios mecânicos estáticos e dinâmicos, foram cortados cuidadosamente (a fim de evitar o encruamento do material) em vários segmentos retilíneos (3 a 5) com aproximadamente 3 mm de comprimento, e posteriormente colocados em um recipiente de alumínio. As taxas de aquecimento e resfriamento foram fixadas em 5 °C/min e as temperaturas inicial e final do ensaio foram fixadas entre - 40°C e 90°C para que os picos de transformação se apresentassem bem definidos.

#### **4.3.2. Ensaios de Tração**

Os ensaios mecânicos de tração monotônica (estáticos) foram conduzidos empregando-se a máquina de ensaios eletrodinâmica Instron, modelo Electropuls E10000 mostrada na Figura (37a), juntamente com o detalhe do fio da Figura (37b) instalado entre as garras de fixação.

**Figura 37.** Máquina de ensaios Instron Electropuls E10000. (a) Vista geral da máquina de ensaios. (b) Detalhe da garra e do fio NiTi instalado.

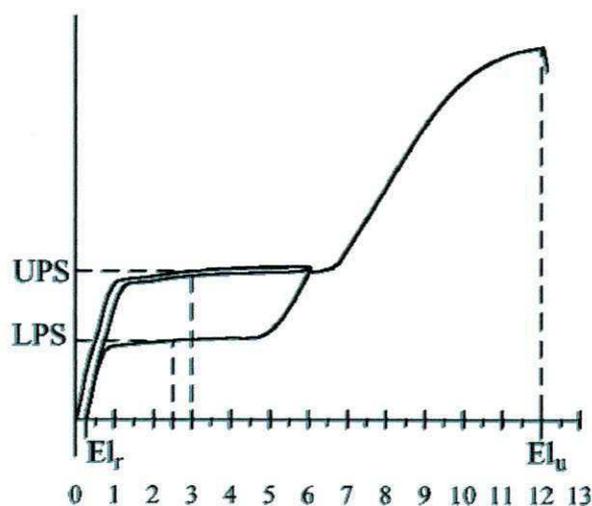


Fonte: Autoria própria

Para os ensaios de tração os fios NiTi foram fixados nas garras com o auxílio de placas de aço duro obtidas a partir de lâminas de serra comerciais, formando uma espécie de sanduíche.

Os ensaios quase estáticos de tensão axial (tração) nos fios (não submetidos a ciclagem) de seção circular e de seção quadrada, foram realizados de acordo com a norma ASTM F 2516 (2008), que trata de testes de tração em LMF NiTi superelásticas, visando determinar os níveis de tensão mecânica a serem usados no estudo da vida em fadiga. A Figura (38) mostra uma ilustração da curva tensão – deformação em regime superelástico esperada com a aplicação da norma ASTM F 2516 (2008).

**Figura 38.** Diagrama tensão-deformação típico para LMF de NiTi superelásticas testadas segundo a norma ASTM F 2516.



Fonte: Norma ASTM F 2516 (2008)

Assim sendo, utilizando a máquina da Figura (37a), o fio foi tracionado até uma deformação de 6%, em seguida descarregado até uma tensão inferior a 7 MPa, e então tracionado novamente até que a ruptura ocorra, a uma taxa de carregamento de 0,04mm/min. Na Figura (38), UPS é o Alto Patamar de Tensão no carregamento e LPS é o Baixo Patamar de Tensão no descarregamento, obtidos durante o ensaio, juntamente com a deformação residual inicial ( $El_r$ ) e a deformação de ruptura ( $El_u$ ).

#### 4.4 Ensaio de Fadiga Superelástica

Os ensaios de fadiga superelástica dos fios de NiTi foram realizados com a mesma máquina descrita na seção anterior.

Foram preparados 4 corpos-de-prova a partir dos fios de NiTi superelásticos para cada condição de ensaio, tanto para o fio de seção quadrada como para o de seção circular. Os corpos-de-prova foram ensaiados a temperatura ambiente e o comprimento útil dos mesmos foi de aproximadamente 15 mm.

Nos ensaios de fadiga foram realizados ciclos de tensão inversa no campo de tração pura, ou seja, a razão entre a tensão mínima e máxima aplicadas é maior que zero ( $R > 0$ ) e não ocorreu a compressão dos fios. Para garantir esta condição, optou-se por um controle por

tensão mecânica sob a forma de uma onda senoidal. Uma pequena pré-carga foi aplicada para manter a condição de tração pura.

A partir do resultado do ensaio de tração monotônico foram escolhidos quatro valores de tensão máxima para os ensaios de fadiga: 500, 600, 700 e 800 MPa. Estes níveis de tensão devem abranger as três situações em que a LMF pode ser encontrada: I - fase austenítica; II - uma mistura das duas fases, durante a transformação de fase martensítica induzida por tensão; e III - fase martensítica. Além disso, cada ensaio de fadiga, com seu respectivo tipo de carregamento (determinada tensão de tração em determinada frequência) foi realizado em quatro amostras de fios, de modo a permitir uma análise estatística mínima.

Além da variação variou-se a frequência de ciclagem em 1 Hz, 2 Hz e 3 Hz para cada valor de tensão. Estes valores de frequência foram selecionados por permitirem a troca de calor gerado no fio com o ambiente, devido às transformações de fase direta e reversa, não acarretando no auto aquecimento e conseqüente enrijecimento do material devido ao acúmulo de calor latente de transformação de fase (DE OLIVEIRA et al, 2012).

Para cada tensão de tração em determinada frequência, realizaram-se quatro ensaios para obtenção da média do número de ciclos até a ruptura, sendo expostos através das curvas de Wohler (ou curva S-N), que mostra a evolução do número de ciclos em função da tensão mecânica aplicada, determinando a fadiga estrutural do material. Assim, foram 48 ensaios de fadiga para o fio de seção transversal circular e 48 para o fio de seção quadrada.

A partir dos ensaios de tração cíclica, avaliou-se também a fadiga funcional do material, que se traduz como a degradação da energia dissipada, o acúmulo de deformação residual, a evolução da deformação superelástica e a variação nas tensões de transformação do material, bem como a mudança nas temperaturas de transformação do mesmo após a fadiga (ruptura).

#### **4.5 Caracterização Pós-Fadiga**

Conforme mencionado anteriormente, neste trabalho houve a preocupação de realizar uma caracterização após a falha completa dos fios superelásticos de NiTi, visando avaliar a influência do processo de ciclagem sobre a transformação de fase, bem como estabelecer o modo de ruptura. Portanto, nesta fase foram usadas duas técnicas: análise térmica em DSC e microscopia eletrônica de varredura.

#### **4.5.1 Análise Térmica: DSC**

Nesta etapa, a caracterização térmica foi realizada nas mesmas condições descritas na seção 4.3.1 para os fios na condição como recebidos.

#### **4.5.2. Modo de Ruptura via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)**

A caracterização das superfícies de fratura dos fios de NiTi após o processo de fadiga foi realizada em um MEV da marca Shimazu, modelo SS550. Para esta análise foram utilizadas as amostras de fios provenientes dos ensaios de análise térmica em DSC.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

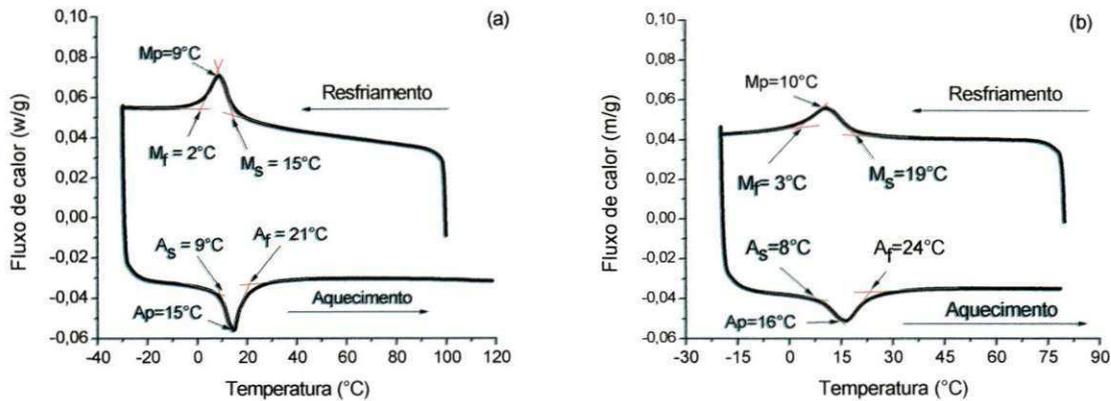
### 5.1 Caracterização Pré-Fadiga

#### 5.1.1 Comportamento Termomecânico

##### 5.1.1.1 Temperaturas de Transformação

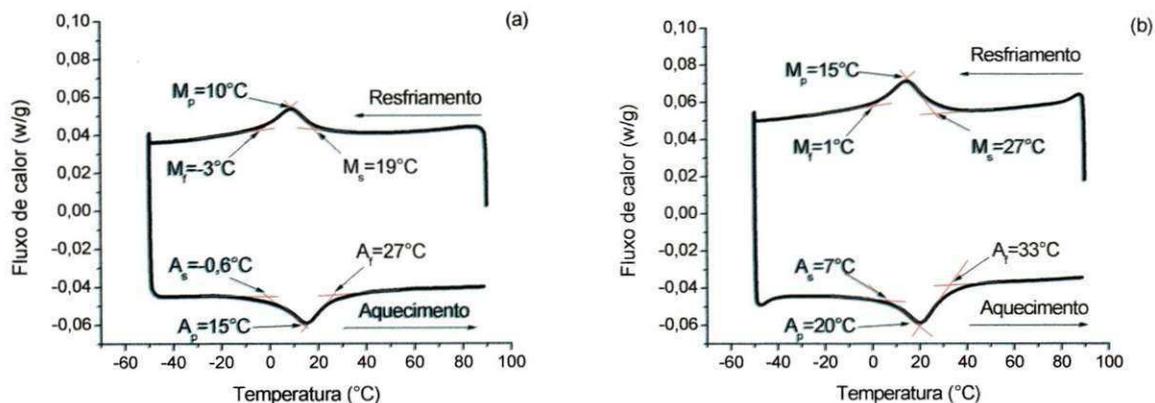
As temperaturas de transformação efetivas, tanto do fio de seção transversal circular como de seção quadrada, nos estados como recebido (novos) e submetidos a carregamento monotônico de tração até a ruptura, foram determinadas através de calorimetria diferencial de varredura (DSC) e são mostrados nas Figuras (39) e (40).

**Figura 39.** Análise DSC para os fios NiTi nos estados como recebido (novos). (a) Fio de seção transversal circular. (b) Fio de seção transversal quadrada.



Fonte: Autoria própria

**Figura 40.** Análise DSC para os fios NiTi rompidos durante o carregamento monotônico de tração. (a) Fio de seção transversal circular. (b) Fio de seção transversal quadrada.



Fonte: Autoria própria

As temperaturas de início e final das transformações martensíticas direta e reversa foram obtidas a partir do método das tangentes aplicado às curvas obtidas nas Figuras (39) e (40). Para uma melhor visualização, essas temperaturas de transformação são mostradas nas Tabelas (3) e (4).

**Tabela 3** - Temperaturas de transformação dos fios NiTi no estado como recebido (novos, não rompidos).

	$M_s$ (°C)	$M_f$ (°C)	$A_s$ (°C)	$A_f$ (°C)	$A_p$ (°C)	$M_p$ (°C)
<b>Seção Circular</b>	15	2	9	21	15	9
<b>Seção Quadrada</b>	19	3	8	24	16	10

Fonte: Autoria própria

**Tabela 4** - Temperaturas de transformação dos fios Ni-Ti após ruptura em ensaio de tração monotônico.

	$M_s$ (°C)	$M_f$ (°C)	$A_s$ (°C)	$A_f$ (°C)	$A_p$ (°C)	$M_p$ (°C)
<b>Seção Circular</b>	19	-3	-0,6	27	15	10
<b>Seção Quadrada</b>	27	1	7	33	20	15

Fonte: Autoria própria

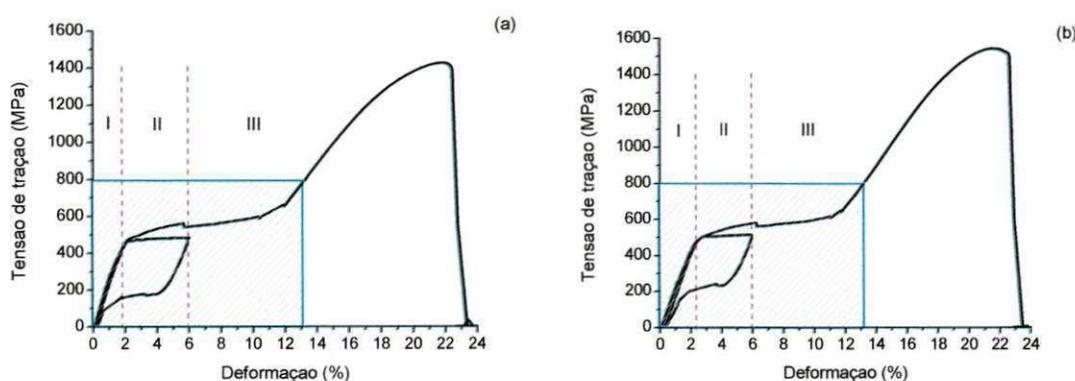
Uma comparação entre os resultados das Figuras (39) e (40), resumidos nas Tabelas (3) e (4), permitem constatar que as temperaturas de transformação  $M_s$  e  $A_f$  aumentam após os fios serem ensaiados conforme o que estabelece a norma ASTM F2516 (2008), em comparação com os fios de NiTi como recebido. Nota-se, que as temperaturas de transformação dos fios confirmam que ambos são austeníticos na temperatura ambiente ( $A_f = 21^\circ\text{C}$  e  $24^\circ\text{C}$ ), indicando a presença de superelasticidade nesta temperatura.

### 5.1.2 Resistência Mecânica: Ensaios de Tração Monotônico (Quase Estático)

Por meio do ensaio quase estático de tração realizado em cada amostra de cada tipo de fio NiTi, segundo a norma ASTM F2516 (Fig. 35), determinou-se os níveis de tensão mecânica a serem usados no estudo da vida em fadiga. Os resultados destes ensaios até a falha completa dos fios (ruptura) são mostrados na Figura (41).

A partir dos testes monotônicos até a ruptura (Figs. 41a e 41b), foram selecionados quatro níveis de tensão mecânica até a região de deformação elástica da martensita induzida por tensão (região circunscrita pelo retângulo hachurado) para a realização dos ensaios de fadiga: 500 e 600 MPa para o caso de transformação de fase parcial; e 700 e 800 MPa para o caso de transformação de fase completa.

**Figura 41.** Curva tensão x deformação para o teste quase estático nos fios de LMF NiTi usados para o estudo da vida em fadiga. (a) Fio de seção circular. (b) Fio de seção quadrada.



Fonte : Autoria própria

Assim, a partir das Figuras (41a) e (41b) foi possível definir:

- Região I [0, 500 MPa]: microestrutura 100% austenítica com presença de deformação elástica praticamente linear (até 2%). Ao cessar o carregamento mecânico nesta região o material retornará ao ponto de deformação zero percorrendo um caminho de *tensão x deformação* também linear;

- Região II [a partir de 500 MPa até 600 MPa]: a austenita começa a transformar-se em martensita induzida pelo campo de tensão mecânica. Durante a transformação de fase o material se deforma bastante, cerca de 6 %, sem praticamente nenhum acréscimo de tensão. Ao cessar a carga nesta região tem-se o retorno ao ponto de deformação zero através de um caminho elástico não-linear. É o fenômeno chamado de superelasticidade;
- Região III [600 a ~1110 MPa]: microestrutura 100% martensítica, induzida pela tensão aplicada, após a completa transformação de fase do material. Após 600 MPa a martensita induzida por tensão apresenta deformação elástica linear até cerca de 1100 MPa. A partir deste ponto a deformação passa a ser plástica, até a ruptura.

A partir das Figuras (41a) e (41b), foram traçadas as tangentes na curva superelástica para determinação das tensões de transformação ( $\sigma_{T's}$ ) dos fios NiTi de seção circular e quadrada submetidos ao carregamento quase estático, conforme definido na Figura (35). Os valores destas tensões críticas são mostrados na Tabela (5).

**Tabela 5 -  $\sigma_{T's}$  para os fios NiTi**

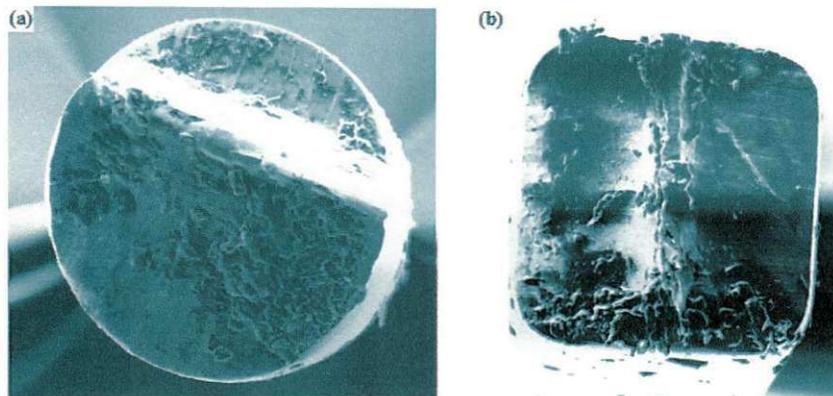
	$\sigma_{As}$ (MPa)	$\sigma_{Af}$ (MPa)	$\sigma_{Mf}$ (MPa)	$\sigma_{Ms}$ (MPa)
<b>Fio de seção Circular</b>	185	87	487	467
<b>Fio de seção quadrada</b>	236	161	515	505

Fonte: Autoria própria

### **5.1.3 Superfície dos Fios Rompidos nos Ensaios Monotônicos de Tração**

Para maior controle na comparação dos resultados dos ensaios de fadiga, a superfície de fratura dos fios superelásticos de seção circular e quadrada submetidas ao ensaio quase estático de tensão axial (tração) foi analisada através de microscopia eletrônica de varredura (MEV), para posterior comparação com os fios rompidos a 600, 700 e 800 MPa na frequência de 3 Hz. Os resultados dessas análises são mostrados na Figura (42).

**Figura 42.** MEV dos fios NiTi submetidos ao ensaio quase estático de tração. (a) Fio de seção circular. (b) Fio de seção quadrada.



**Fonte:** Autoria própria

Essas fotos revelam a superfície de fratura à tração, a partir de uma estrutura austenítica de fios de seção circular (Fig. 39a) e seção quadrada (Fig. 39b), as quais apresentam as superfícies de ruptura, destacando um caráter dúctil da LMF NiTi.

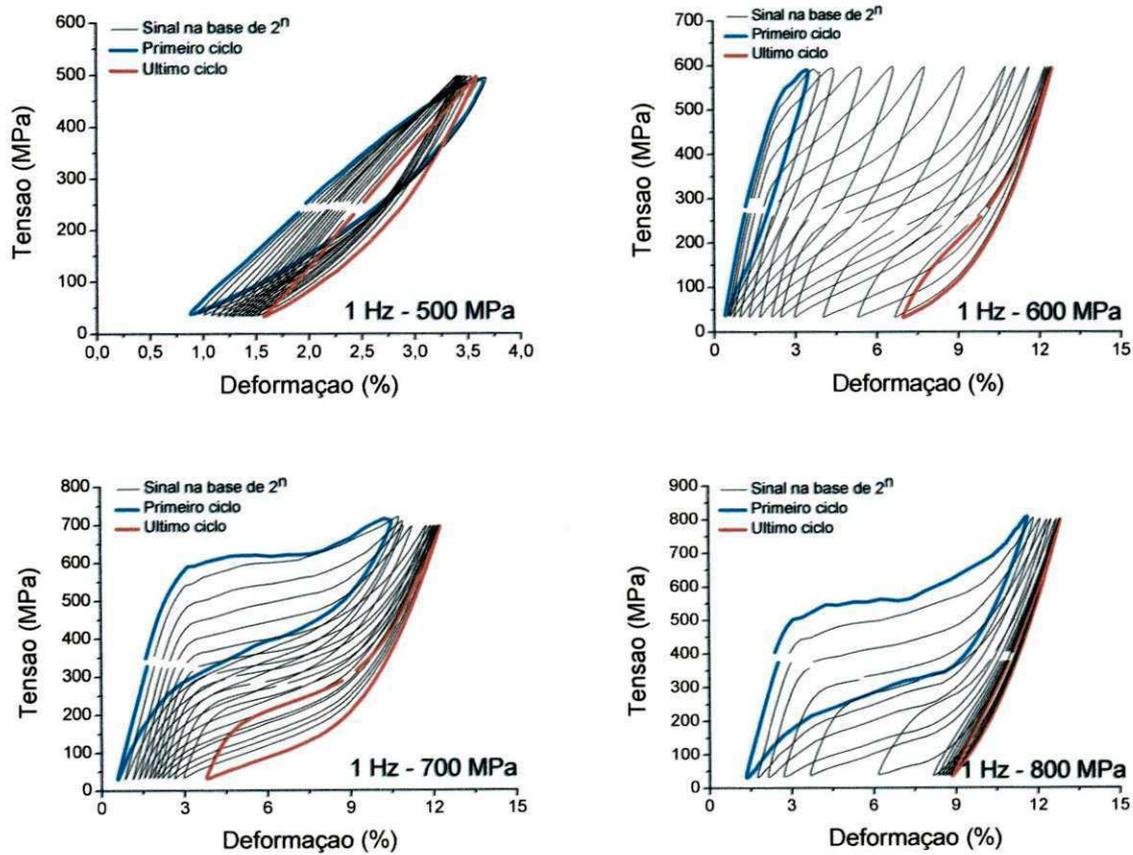
## 5.2. Fadiga em Regime Superelástico

As curvas tensão-deformação, resultantes dos ensaios de tração cíclica para os fios NiTi de seção circular e quadrada, realizados à temperatura ambiente, são apresentadas e discutidas nesta seção. Destacando a degradação funcional e estrutural dos fios superelásticos, são apresentados resultados correspondentes à dissipação de energia, o acúmulo de deformação residual, as variações nas tensões de transformação de fase do material, bem como a variação da deformação superelástica (fadiga funcional), e ainda o número de ciclos até a ruptura em função da tensão e frequência de carregamento aplicada, analisadas por meio das curvas de Wohler (fadiga estrutural).

As Figuras (43), (44) e (45) mostram a evolução do comportamento tensão - deformação em regime superelástico do fio NiTi circular até a ruptura, respectivamente para frequências de 1 Hz, 2 Hz e 3 Hz. As curvas são apresentadas na base da função  $2^n$  para uma melhor visualização dos resultados, destacando o primeiro e o último ciclo dessa função antes da ruptura. Este conjunto de curvas permite evidenciar a evolução qualitativa do laço

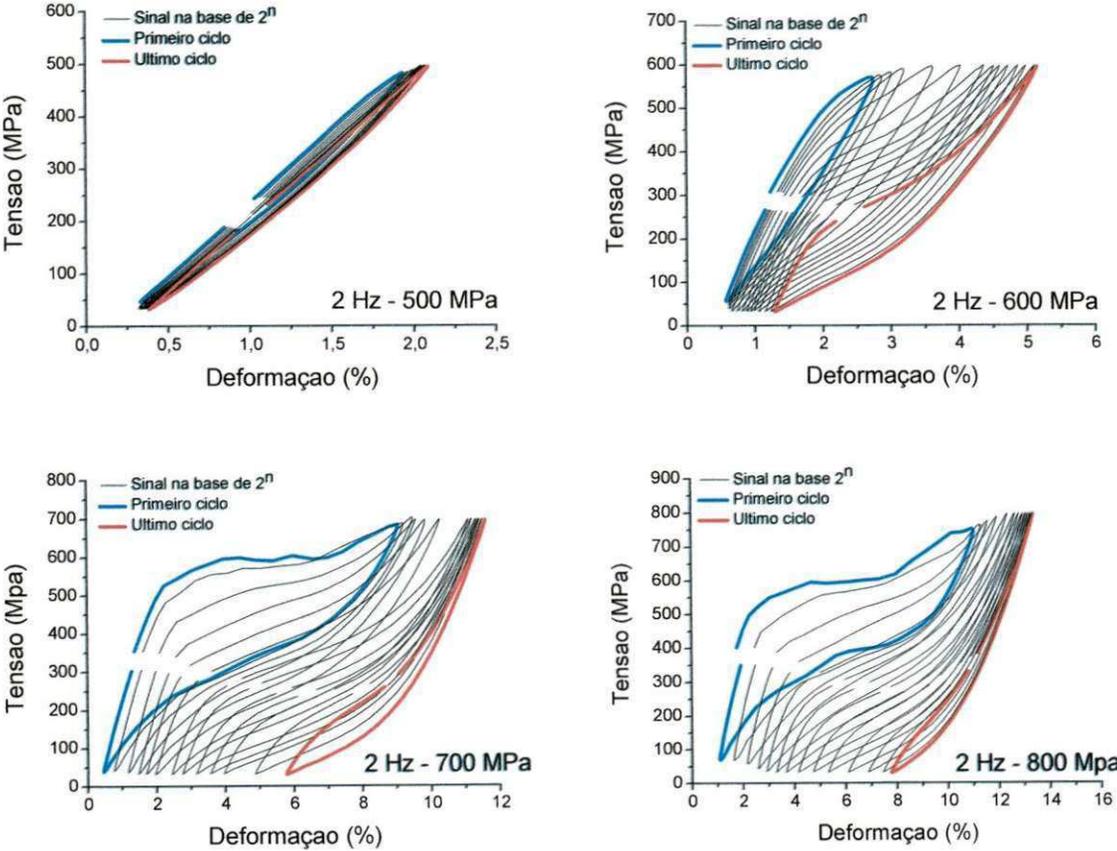
superelástico à medida que se acumula os ciclos de deformação. Para essa análise, utilizaram-se apenas os resultados dos fios que romperam com o máximo de número de ciclos.

**Figura 43.** Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de seção transversal circular para 1 Hz nas condições de ensaio estudadas (500, 600, 700 e 800 MPa).



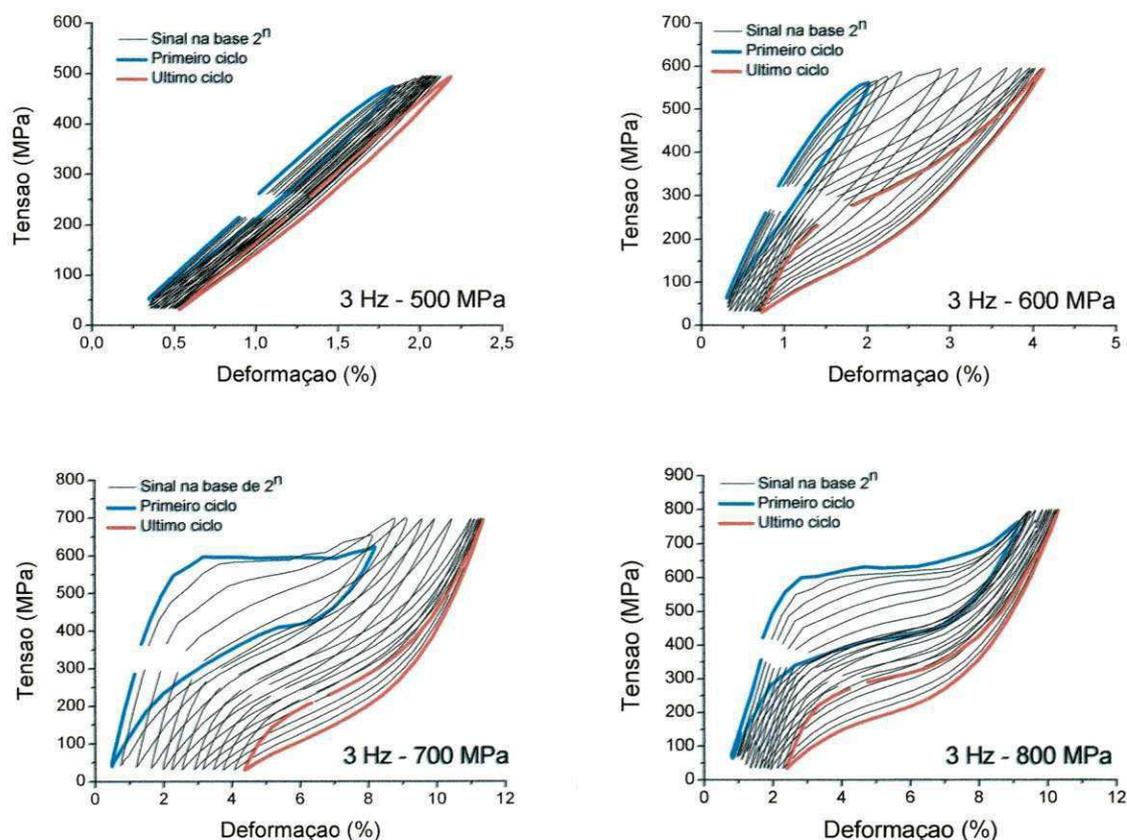
Fonte: Autoria própria

**Figura 44.** Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de seção transversal circular para 2 Hz nas condições de ensaio estudadas (500, 600, 700 e 800 MPa)



Fonte: Autoria própria

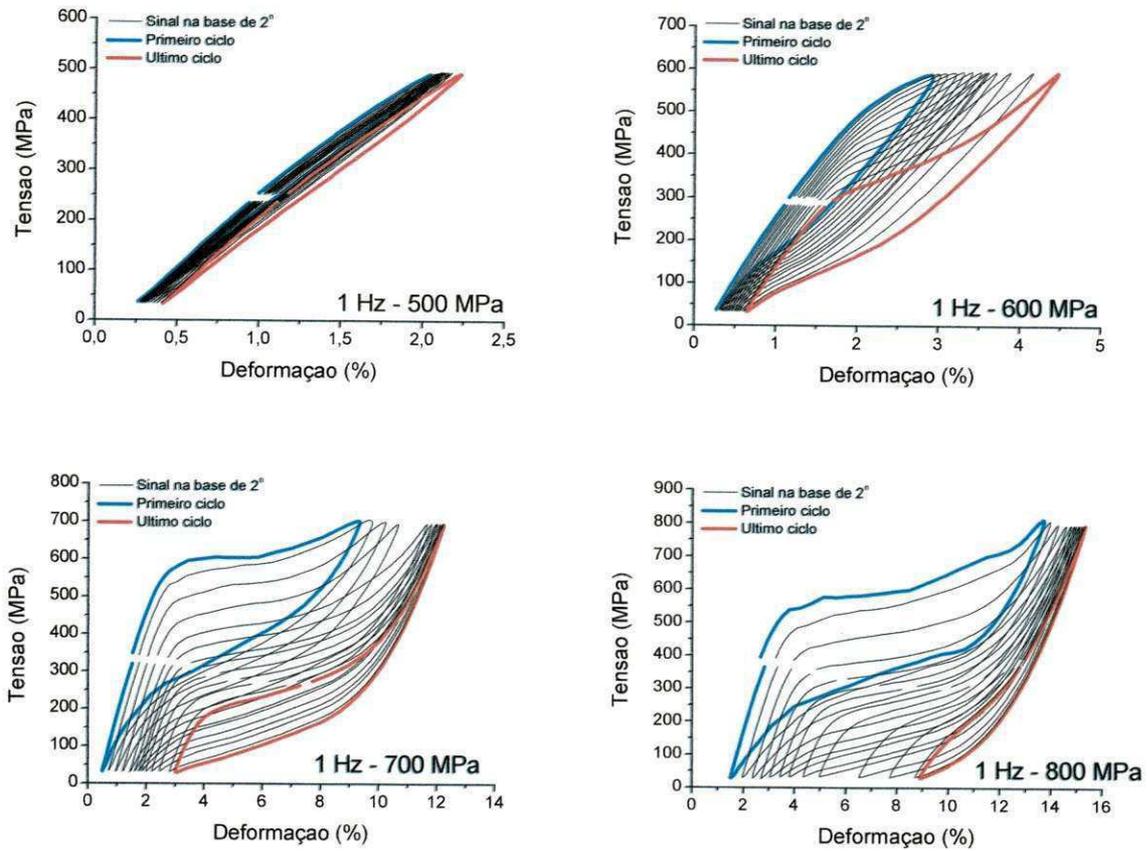
**Figura 45.** Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de seção transversal circular para 3 Hz nas condições de ensaio estudadas (500, 600, 700 e 800 MPa)



Fonte: Autoria própria

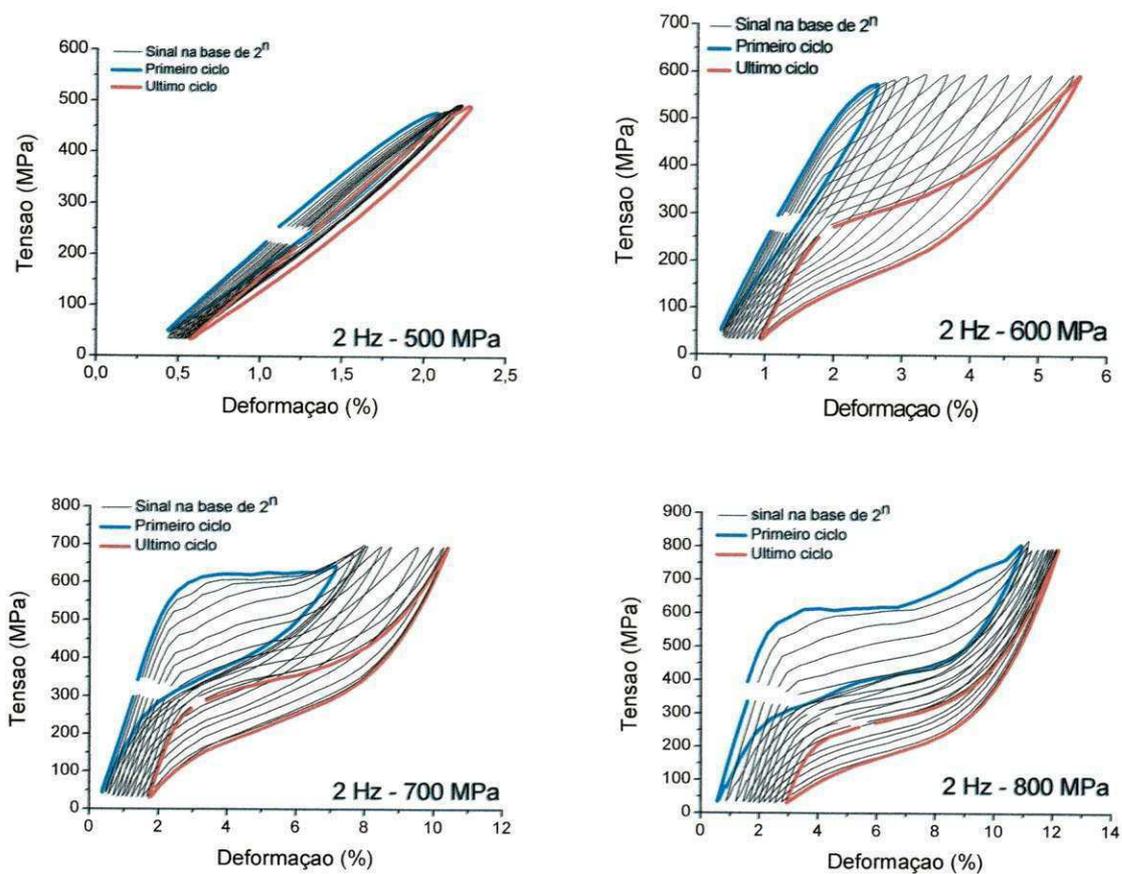
De forma semelhante aos fios NiTi de seção circular, as Figuras (46), (47) e (48) mostram a evolução do comportamento de tensão - deformação superelástica do fio de seção quadrada, nas frequências de 1 Hz, 2 Hz e 3 Hz. As curvas superelásticas também são apresentadas na base 2<sup>n</sup>, destacando o primeiro e o último ciclo e evidenciando a evolução qualitativa de cada laço superelástico à medida que se acumula os ciclos de deformação. Como no caso do fio de seção circular, utilizaram-se apenas os resultados em que houve ruptura com o máximo de número de ciclos.

**Figura 46.** Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de seção transversal quadrada para 1 Hz nas condições de ensaio estudadas (500, 600, 700 e 800 MPa)



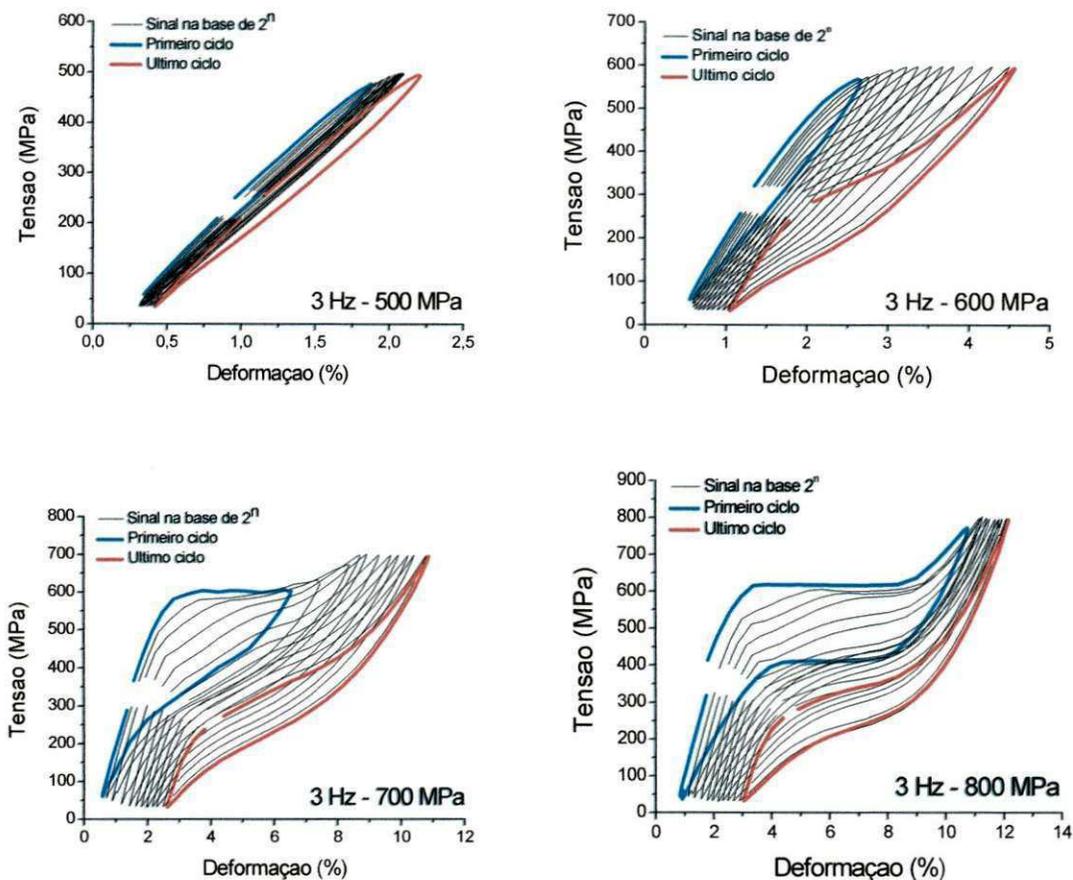
Fonte: Autoria própria

Figura 47. Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de seção transversal quadrada para 2 Hz nas condições de ensaio estudadas (500, 600, 700 e 800 MPa)



Fonte: Autoria própria

**Figura 48.** Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de seção transversal quadrada para 3 Hz nas condições de ensaio estudadas (500, 600, 700 e 800 MPa)



Fonte: Autoria própria

A partir do conjunto de curvas das Figuras (43) a (48) que representam os laços superelásticos dos ensaios de tração cíclica dos fios NiTi de seção circular e quadrada, foram traçadas curvas que mostram a influência da amplitude de tensão e da frequência de ensaio utilizadas para cada tipo de fio, no que diz respeito a *fadiga funcional*, traduzida pela evolução da energia dissipada em função do número de ciclos até a ruptura, na deformação acumulada pelo fio (alongamento) até o momento da ruptura e tensões de transformação dos fios. Já a *fadiga estrutural* desses fios, conforme mencionado anteriormente, foi avaliada a partir do número de ciclos até a ruptura em função da tensão de tração imposta em cada ensaio.

### 5.2.1 Influência da Amplitude de Tensão Superelástica

Nesta seção analisa-se a degradação dos parâmetros funcionais mencionados anteriormente em função dos diferentes níveis de tensões de tração impostas nos ensaios. A Figura (49) permite avaliar a influência da amplitude de tensão superelástica na evolução da energia dissipada em regime superelástico para as condições de ensaio aplicadas no fio NiTi de seção transversal circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa), para frequências de 1 Hz, 2 Hz e 3 Hz.

Verifica-se, para todas as condições de ensaio, que até aproximadamente 300 ciclos ocorre certa evolução da energia dissipada ( $E_D$ ), que vem a se estabilizar após este período inicial, em um valor que depende das condições de carregamento (tensão e frequência).

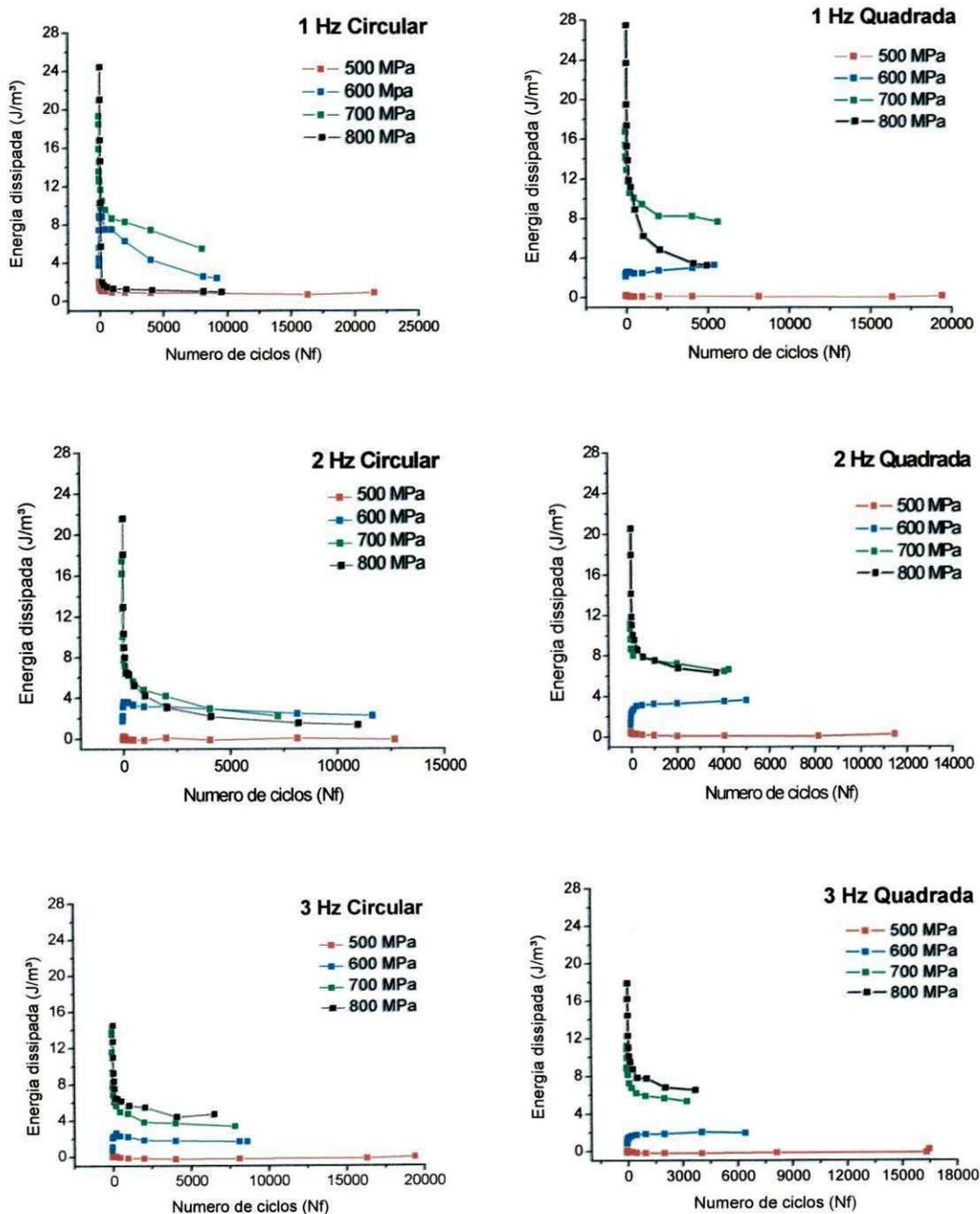
Em todos os casos, para a tensão de 500 MPa notou-se uma discreta diminuição da quantidade de  $E_D$ . Porém, no geral, a capacidade de dissipar energia foi praticamente nula em virtude de tratar-se de uma região onde a transformação de fase ainda não ocorreu, ou ocorreu de forma muito pontual em alguma região do fio.

Para a tensão de 600 MPa verificou-se um aumento da  $E_D$  nos primeiros ciclos até a estabilização, para ambos os fios NiTi. Observou-se nos ensaios dinâmicos realizados que este nível de tensão mecânica é inicialmente insuficiente para dar início à transformação de fase induzida por tensão. Com o aumento do número de ciclos e o conseqüente acúmulo de deformação plástica, cria-se um campo de tensões internas que ajuda a transformação de fase fazendo com que os fios passem a entrar em regime superelástico aumentando a capacidade de dissipação de energia a cada ciclo, até a estabilização.

Para as tensões de 700 e 800 MPa houve uma grande diminuição da  $E_D$  nos primeiros ciclos antes de uma estabilização, tanto para o fio de seção circular quanto para aquele de seção quadrada. Nestes níveis de tensão a transformação de fase ocorre de forma completa desde o primeiro ciclo e, portanto, os maiores níveis de dissipação de energia são verificados. A rápida diminuição da capacidade de dissipar energia nos primeiros ciclos, por sua vez, é devida ao fenômeno da estabilização da resposta histerética do material. Durante esta estabilização ocorre a introdução de defeitos permanentes na microestrutura, criando um estado de tensão interna residual e com isso facilitando a formação das variantes martensíticas quando a LMF é tensionada (LAGOUDAS, 2008). Mecanicamente, isto significa que com a

ciclagem serão necessários valores cada vez menores de energia para que a transformação de fase ocorra, até que um valor de saturação/estabilização seja atingido.

**Figura 49.** Energia dissipada em regime superelástico para as condições de tensão aplicadas aos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa) para 1 Hz, 2 Hz e 3 Hz.



Fonte: Autoria própria

A quantidade de  $E_D$  depende diretamente do nível de tensão aplicado no fio LMF NiTi e assim é esperado um aumento proporcional da capacidade de dissipar energia à medida que cresce o campo de tensão mecânica aplicado. A funcionalidade da LMF superelástica estudada se degradou notoriamente com a deformação cíclica para os níveis de tensão que proporcionaram já nos primeiros ciclos uma completa transformação de fase, principalmente nos ensaios realizados a 3 Hz.

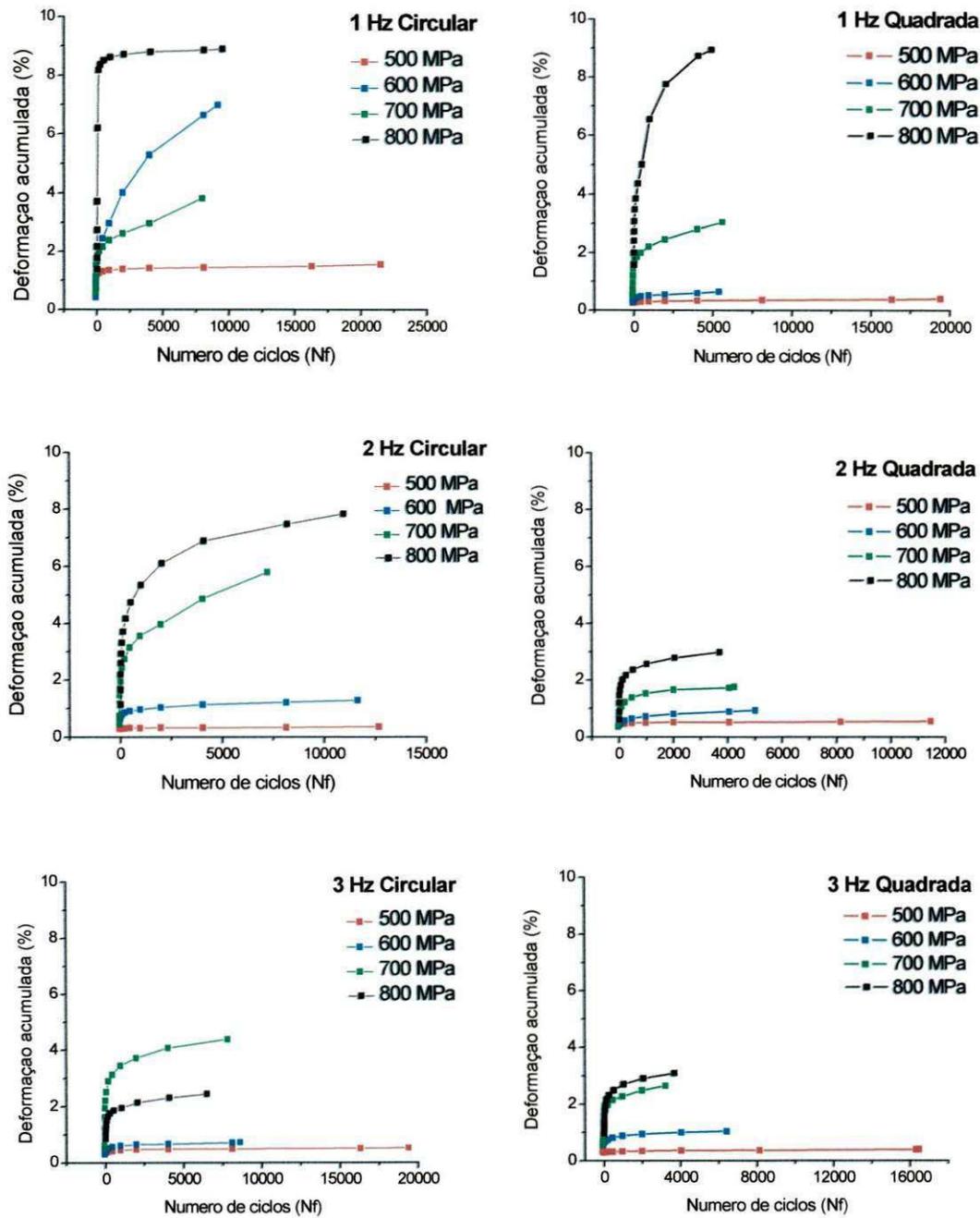
A estabilização/degradação da capacidade de dissipação de energia através do laço superelástico pode representar uma falha de atuação devido à fadiga funcional se a energia dissipada atingir valores abaixo de um valor crítico estabelecido previamente. Este valor crítico dependerá dos pré-requisitos de projeto onde o atuador de LMF for utilizado e o valor estabilizado da capacidade de dissipação de energia do atuador usado deve ser fortemente considerado no projeto (KANG et al, 2012).

A Figura (50) mostra a deformação acumulada pelos fios NiTi até o momento da ruptura. O acúmulo de deformação plástica ocorre devido aos ensaios de tração cíclica realizados serem controlados por tensão. Esse acúmulo de deformação entre ciclos consecutivos é responsável pelo fenômeno de estabilização do comportamento superelástico e explica o comportamento da energia dissipada mostrado na Figura (49).

É notório que o valor estabilizado da deformação residual, assim como a evolução nos primeiros ciclos, é diretamente dependente do nível de tensão aplicada, ou seja, quanto maior a tensão de carregamento cíclico do ensaio, maior é a deformação acumulada até a estabilização dessa grandeza funcional. Esse fenômeno é observado em ambos os fios.

Para 500 MPa praticamente não foi observada nenhuma evolução da deformação residual acumulada, para ambos os fios. Para 600, 700 e 800 MPa observou-se um acúmulo gradativo, sendo tão maior quanto maior a tensão aplicada, exceto no caso da frequência de 1 Hz para o fio de seção circular, onde a curva superelástica para 700 MPa apresentou uma menor deformação acumulada que para 600 MPa, e na frequência de 3 Hz para o fio circular a curva de 700 MPa superou a de 800 MPa em deformação acumulada. Este acúmulo de deformação influencia a vida em fadiga estrutural dos fios, fazendo com que a ruptura ocorra mais cedo se comparadas com ensaios realizados nas mesmas condições, porém com controle de deformação (KANG et al, 2012), onde não há o acúmulo de deformação.

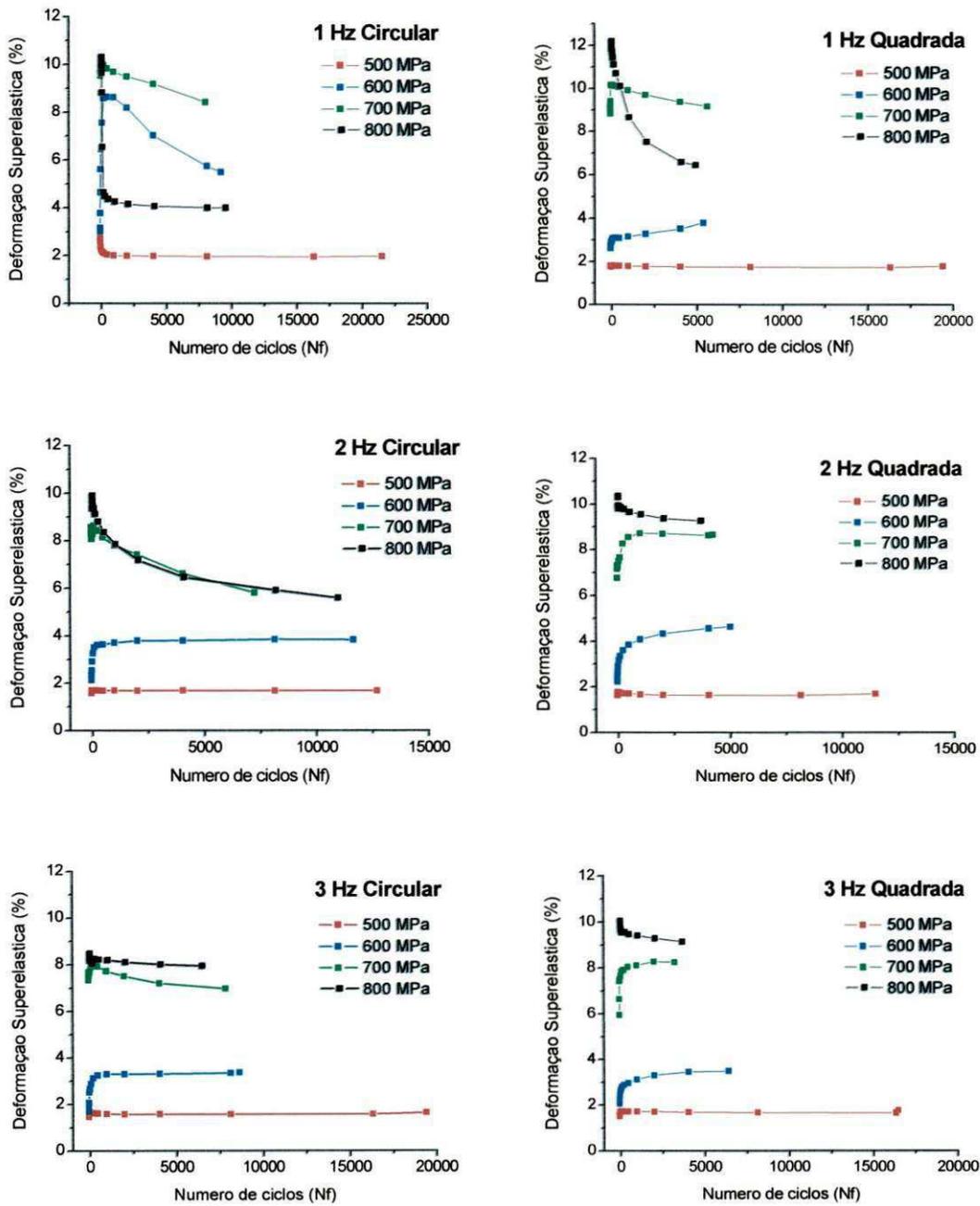
Figura 50. Deformação acumulada em regime superelástico para as condições de tensão aplicadas aos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa) para 1 Hz, 2 Hz e 3 Hz.



Fonte: Autoria própria

A Figura (51) apresenta a evolução da deformação superelástica reversível presente nos fios de seção circular e quadrada submetidos aos ensaios de tração cíclica.

**Figura 51.** Deformação superelástica reversível em regime superelástico para as condições de tensão aplicadas aos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa) para 1 Hz, 2 Hz e 3 Hz.



Fonte: Autoria própria

A redução da deformação superelástica ( $\epsilon_{SE}$ ) indica uma diminuição do laço superelástico, como mostrado na Figura (34), causada pela introdução de defeitos na estrutura interna do material, em virtude dos vários ciclos mecânicos aos quais os fios NiTi foram

submetidos, fazendo com que alcancem uma estabilização na sua capacidade de recuperação da deformação, de forma semelhante a  $E_D$ .

Para 500 MPa, não foi observada praticamente nenhuma evolução desse parâmetro funcional, sendo praticamente inexistentes as alterações na  $\epsilon_{SE}$  para ambos os fios. Como mencionado anteriormente, trata-se de uma região de tensão para a qual a transformação de fase ainda não ocorre, ou ocorre de forma muito pontual na microestrutura.

Para a tensão de 600 MPa notou-se um aumento da  $\epsilon_{SE}$  nos primeiros ciclos até a estabilização (entre 2 e 4%), tanto para o fio de seção circular como para o fio de seção quadrada. De maneira similar ao ocorrido com a  $E_D$ , neste nível de tensão mecânica dá-se início à transformação de fase induzida por tensão, saindo da fase austenítica, de alta rigidez, para a fase martensítica, de baixa rigidez e melhor condição de alcançar maiores deformações, ocorrendo posteriormente uma diminuição e estabilização dessa deformação recuperável com o aumento do número de ciclos.

Para os níveis de tensão mais altos utilizados nos ensaio de tração cíclica (700 e 800 MPa) constataram-se maiores deformações recuperáveis, pois a ciclagem controlada nesses níveis de tensão introduz defeitos representados por um acúmulo de deformação plástica mais severo, que aumenta ainda mais as tensões internas, as quais, somadas as tensões externas mais altas, leva sempre a uma degradação maior da deformação superelástica recuperada a cada ciclo. Para a tensão mecânica de 700 MPa os resultados da  $\epsilon_{SE}$  não obedeceram um padrão, apresentando nos primeiros ciclos, em alguns casos, um aumento da deformação recuperável e em outros uma diminuição da mesma, mas se estabilizando com a evolução dos ciclos mecânicos de carregamento. Este comportamento não ocorreu para a tensão de 800 MPa, onde uma notável queda da  $\epsilon_{SE}$  nos primeiros ciclos se dá, seguida de uma estabilização em valores situados entre 4 % e 9 % de deformação superelástica reversível.

### **5.2.2 Influência da Frequência de Carregamento**

Da mesma forma que se avaliou a influência da tensão mecânica na funcionalidade dos fios de LMF NiTi em regime superelástico, foi verificada a influência da frequência de

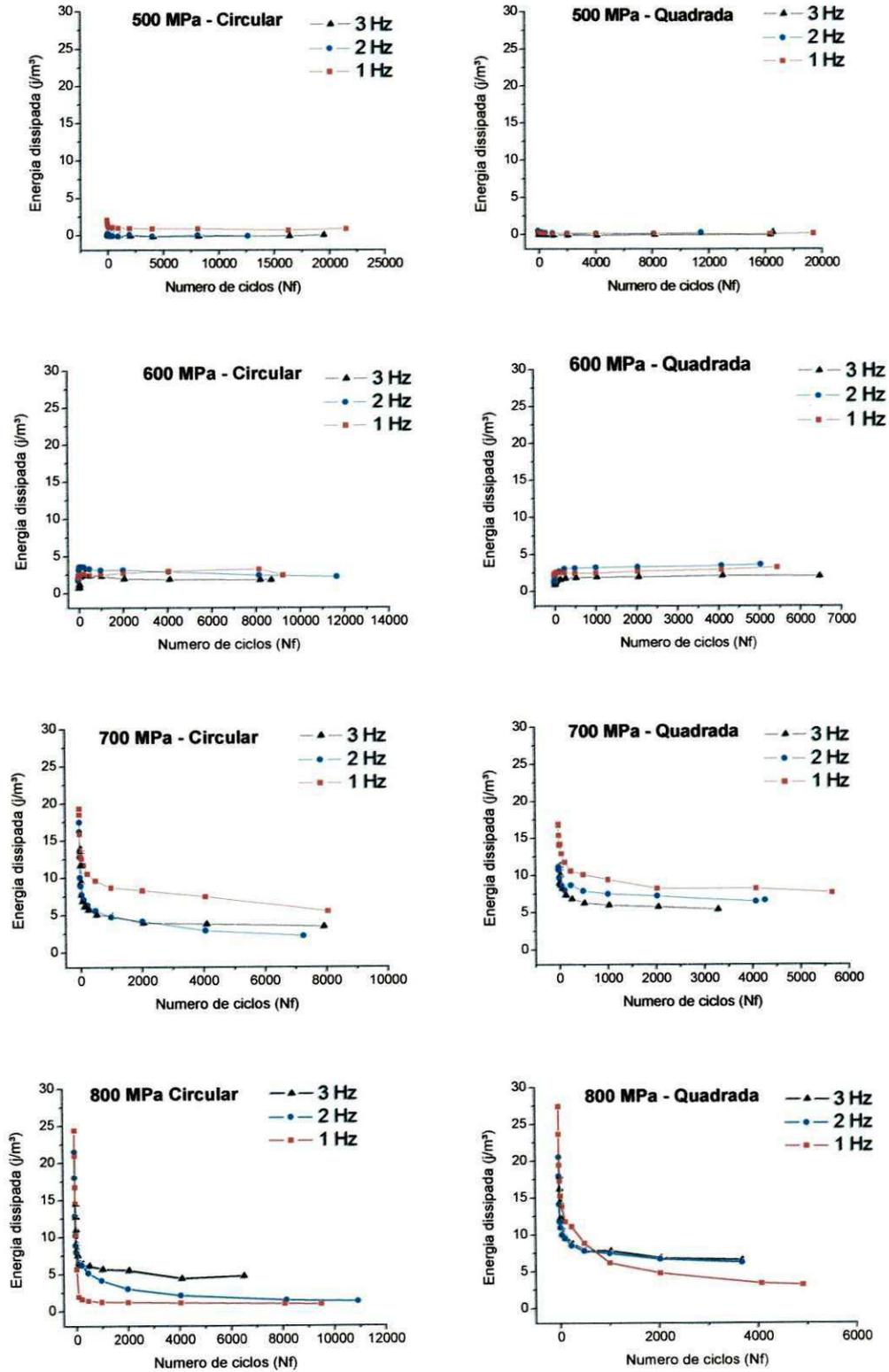
ensaio na evolução dos parâmetros funcionais dos fios, como mostra a sequência das Figuras (52), (53) e (54).

A Figura (52) mostra a influência da frequência de carregamento cíclico na evolução da energia dissipada durante os laços superelásticos para as condições de ensaio estudadas nos fios NiTi de seção circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa) para as frequências de 1 Hz, 2 Hz e 3 Hz.

A transformação de fase da austenita para martensita libera calor latente (exotérmica), enquanto que a transformação reversa absorve calor latente (endotérmica) e, em virtude disso, as altas taxas de deformação (frequência) podem provocar um aumento na temperatura do material porque pode não haver tempo suficiente para que ocorra a dissipação da energia térmica gerada pela transformação de fase direta (exotérmica) e este calor tende a acumular-se, gerando aumento de temperatura e conseqüentemente aumento de rigidez e de tensões críticas de transformação da LMF (OZBULUT e HURLEBAUS, 2010). No entanto, ressalta-se que neste trabalho este fenômeno foi minimizado, já que em um trabalho anterior DE OLIVEIRA et al (2012) mostraram que os fios de NiTi analisados neste trabalho apenas sofrem efeito considerável de auto aquecimento em frequências superiores a 4 Hz.

Na Figura (52) observa-se que, para ambos os fios, na frequência de 1 Hz houve uma degradação maior dos valores estabilizados de  $E_D$  em relação aos ensaios realizados a 2 e 3 Hz. Este resultado indica que ciclagens mais lentas provavelmente levam a uma maior inclusão de defeitos na microestrutura do material, fazendo com que a energia dissipada diminua mais rapidamente com menores frequências de ativação. Portanto, quanto maior a frequência usada no ensaio, menor é a energia dissipada do calor latente gerado, acarretando um pequeno aquecimento dos fios, e conseqüente redução da vida em fadiga funcional.

**Figura 52.** Influência da frequência de carregamento na evolução da energia dissipada nos laços superelásticos para as condições de ensaio estudadas nos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa) para 1Hz, 2 Hz e 3 Hz..

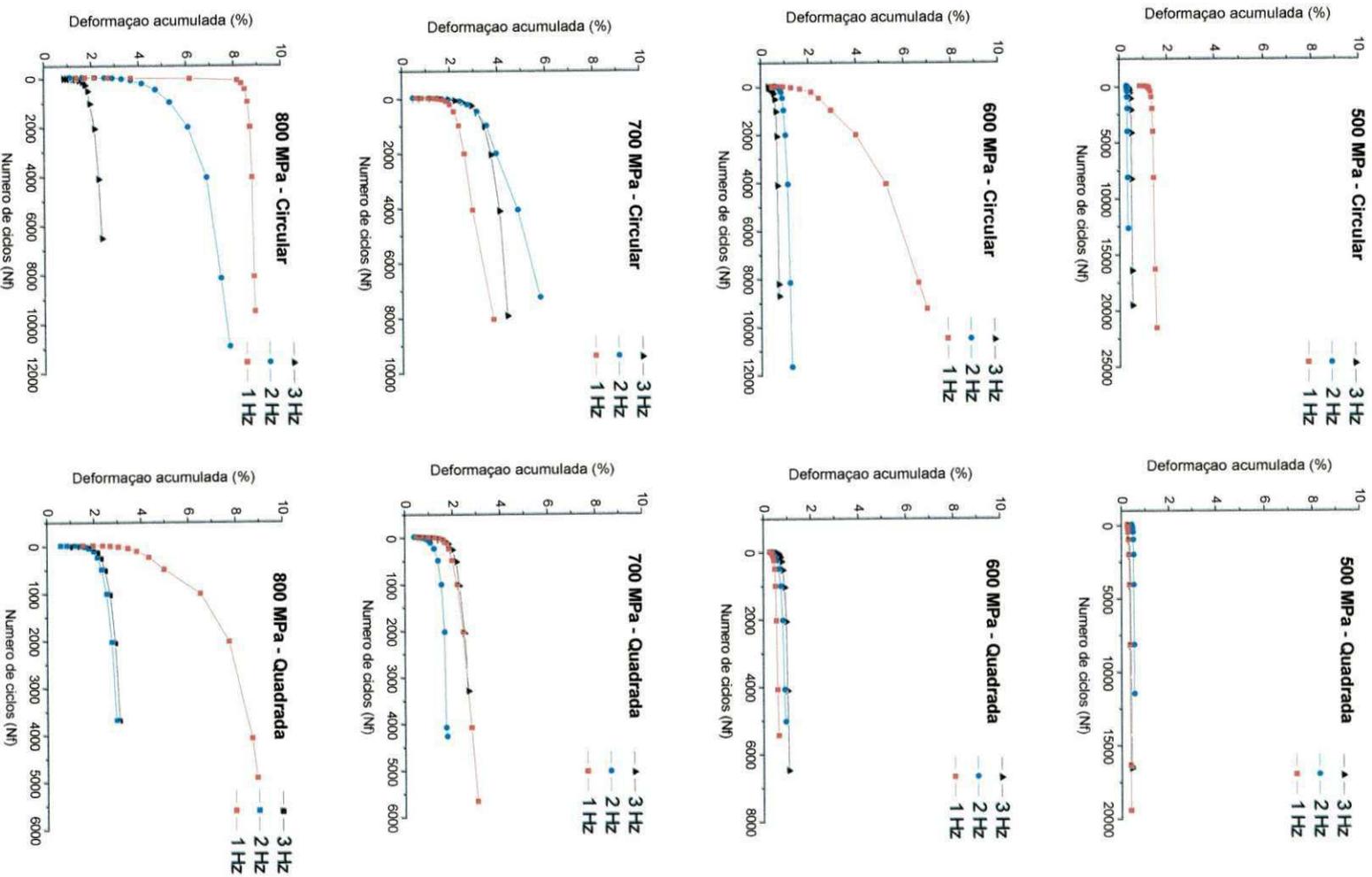


Fonte: Autoria própria

A Figura (53) mostra a influência da frequência de carregamento cíclico na evolução da deformação plástica acumulada durante os laços superelásticos para as condições de ensaio estudadas nos fios Ni-Ti de seção circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa) para as frequências de 1Hz, 2 Hz e 3 Hz.

Para as frequências estudadas observou-se uma estabilização da deformação acumulada após certo número de ciclos. Esta situação é imposta pelo treinamento (sucessivos ciclos mecânicos nas mesmas condições de carregamento), tanto para o fio de seção circular como para o fio de seção quadrada. Nos ensaios realizados a 1 Hz, na maioria dos casos, os valores estabilizados de deformação plástica se apresentaram maiores em comparação as frequências de 2 e 3 Hz, indicando que ciclagens mais lentas levam a um acúmulo maior de deformação plástica, tendo o material mais tempo para realizar a transformação de fase e assim mais defeitos seriam incluídos na microestrutura. Um exemplo disso seria os valores da  $\epsilon_p$  na tensão de 800 MPa, para ambos os fios. Na frequência de 1 Hz esse valor se estabiliza em aproximadamente 9 %, tanto no fio circular, como no fio de seção quadrada. Nas frequências de 2 e 3 Hz esses valores se estabilizam em 7 % e 2 % para o fio de seção circular e 3 % para o fio de seção quadrada.

**Figura 53.** Influência da frequência de carregamento na evolução da deformação acumulada nos laços superelásticos para as condições de ensaio estudadas nos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa) para 1Hz, 2 Hz e 3 Hz.

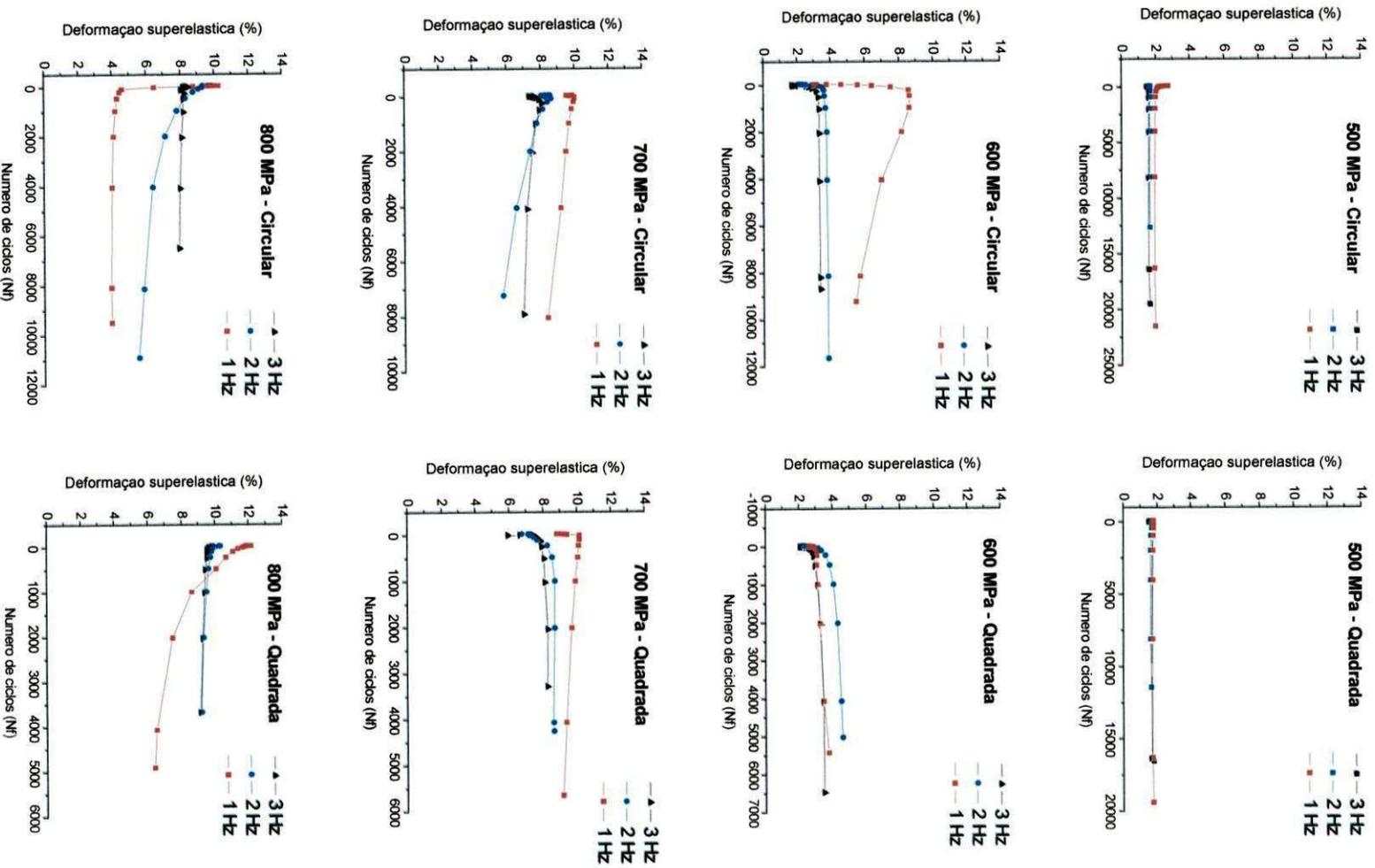


Fonte: Autoria própria

A Figura (54) mostra a influência da frequência de carregamento cíclico na evolução da deformação superelástica reversível durante os laços tensão – deformação para as condições de ensaio estudadas nos fios NiTi de seção circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa) para as frequências de 1 Hz, 2 Hz e 3 Hz.

É possível observar, a partir da Figura (54), que para a frequência mais baixa (1 Hz) utilizada nos ensaios mecânicos de tração, a deformação superelástica ( $\epsilon_{SE}$ ) apresenta valores mais altos. Muito provavelmente, isso se deve ao fato de que, como mencionado anteriormente, ciclagens mais lentas possibilitam ao material mais tempo para se deformar durante a transformação de fase (dependente da tensão a que o mesmo for submetido). Assim, com a inclusão de defeitos na microestrutura devido a ciclagem mecânica, orientados na direção do carregamento, a  $\epsilon_{SE}$  no fio NiTi se estabiliza com a evolução dos ciclos. As frequências de 2 e 3 Hz apresentaram valores de  $\epsilon_{SE}$  muito próximos até a estabilização, dependentes também da tensão imposta, variando entre 1,5% e 2% para a tensão de 500 MPa, e entre 6% e 8% para a tensão de 700 MPa, para ambos os fios.

**Figura 54.** Influência da frequência de carregamento na evolução da deformação superelástica nos laços superelásticos para as condições de ensaio estudadas nos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada (500, 600, 700 e 800 MPa) para 1 Hz, 2 Hz e 3 Hz.

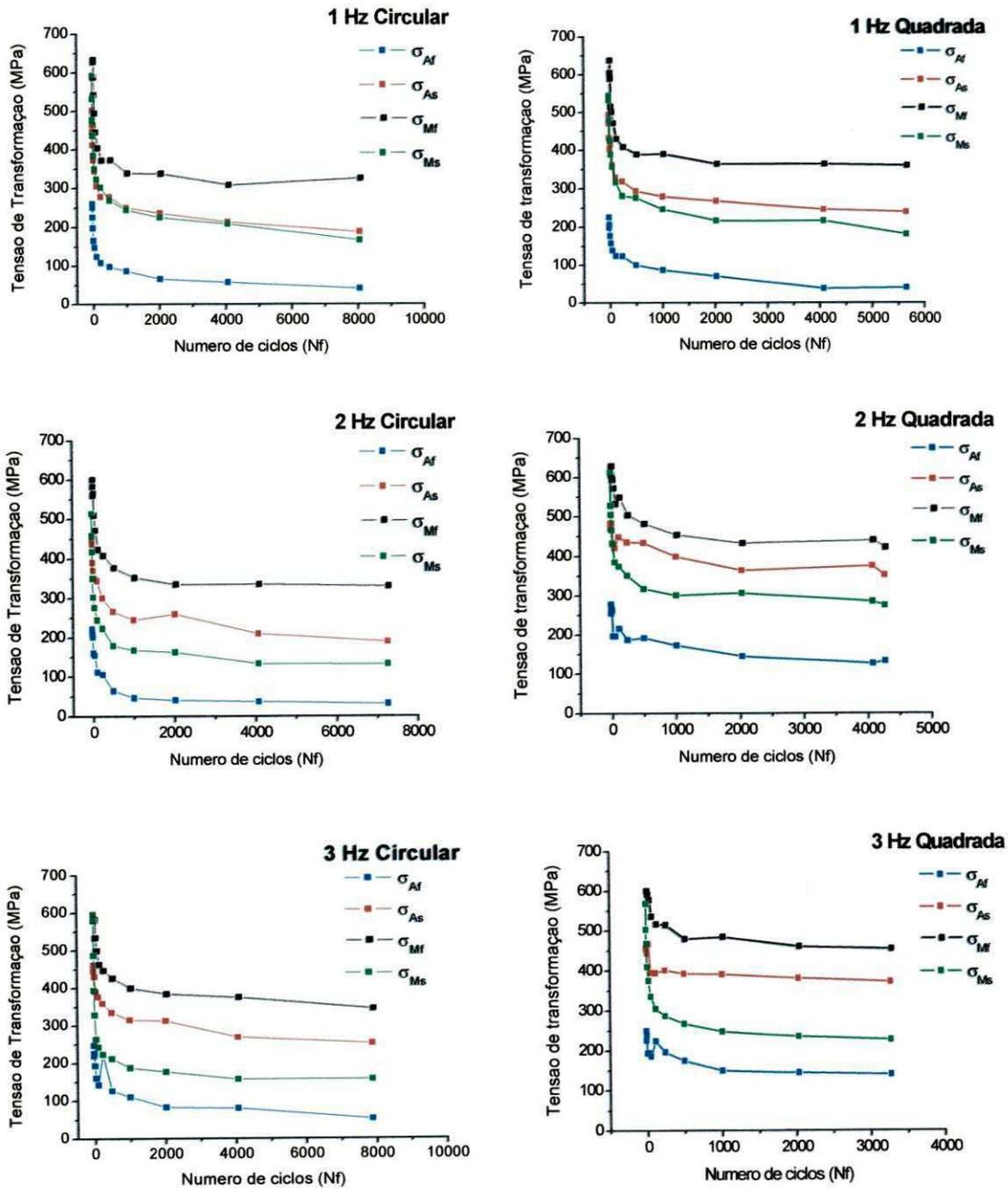


Fonte: Autoria própria

Nas Figuras (55) e (56) são apresentadas as variações nas tensões de transformação ( $\sigma_T$ ) dos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada, quando submetidos a tensões cíclicas de tração de 700 e 800 MPa. Ressalta-se que apenas a partir desses níveis de tensões mecânicas é que o material em estudo apresentou transformação completa de fase, ao contrario das tensões de 500 e 600 MPa, onde apresentaram transformação de fase apenas parcial (Figura 38) em frequências de ensaio de 1, 2 e 3 Hz. Essas alterações nas  $\sigma_{T_s}$  correspondem também a uma degradação da funcionalidade do material, vindo a contribuir para uma menor vida útil do fio.

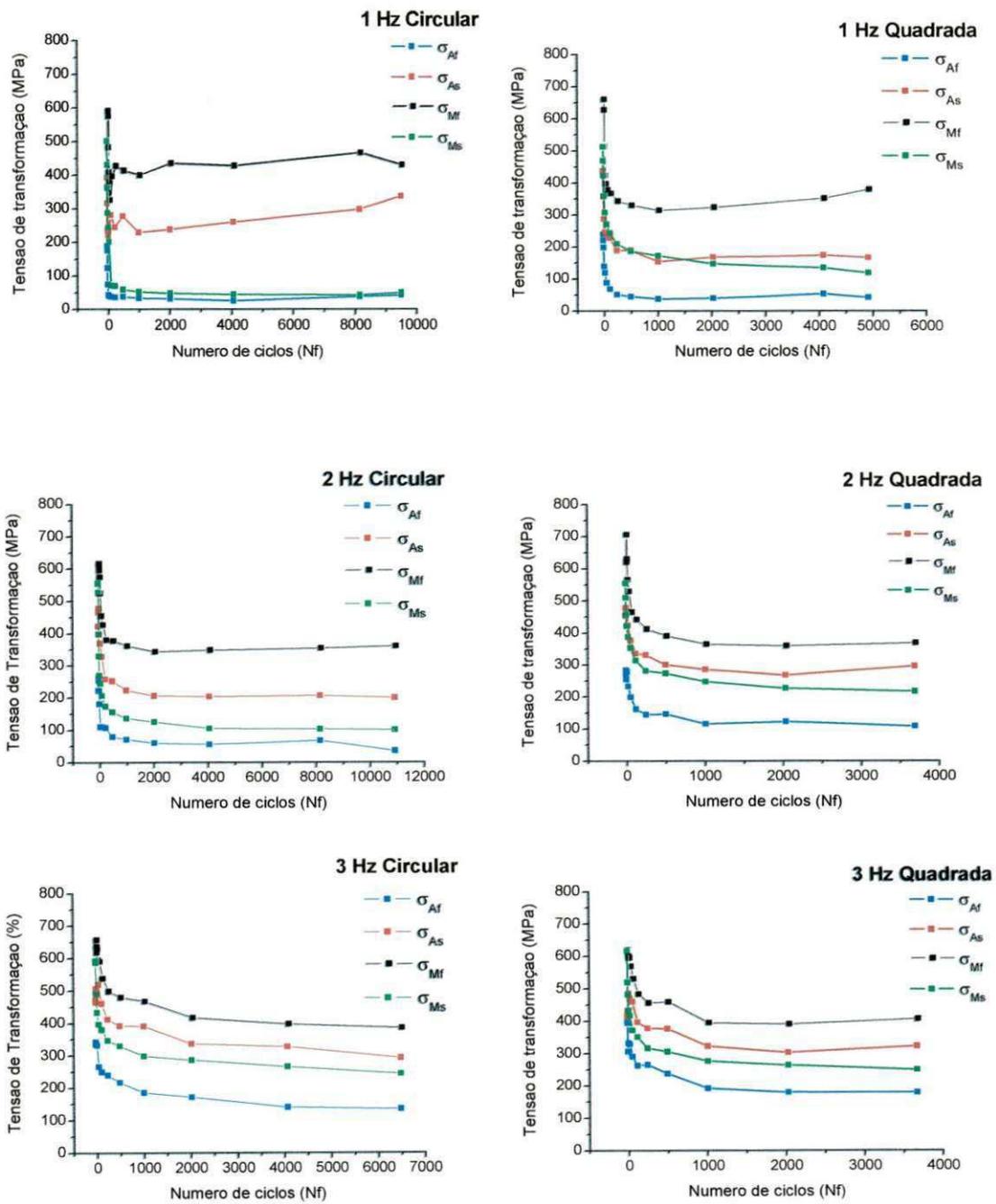
Em situações de carregamento dinâmico, o comportamento termomecânico de LMF apresenta características específicas. No geral, observa-se uma importante redução das tensões críticas de transformação para todas as tensões aplicadas, frequências e tipos de seção transversal dos fios NiTi. A tensão de inicio de formação da martensita induzida por tensão,  $\sigma_{Ms}$ , por exemplo, é reduzida de 500 MPa para até apenas 50 MPa no caso mais crítico (800 MPa, 1 Hz, seção circular). Toda a diminuição de tensões críticas de transformação mostrada nas Figuras (55) e (56) pode ser atribuída ao apoio proporcionado à transformação de fase pelo campo de tensões internas associado aos defeitos introduzidos como resultado do acúmulo de deformação plástica na fase austenítica.

**Figura 55.** Evolução das tensões de transformação nos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada para amplitude de tensão superelástica de 700 MPa nas frequências de 1 Hz, 2 Hz e 3 Hz.



Fonte: Autoria própria

**Figura 56.** Evolução das tensões de transformação nos fios NiTi de seção transversal circular e quadrada para amplitude de tensão superelástica de 800 MPa nas frequências de 1 Hz, 2 Hz e 3 Hz.



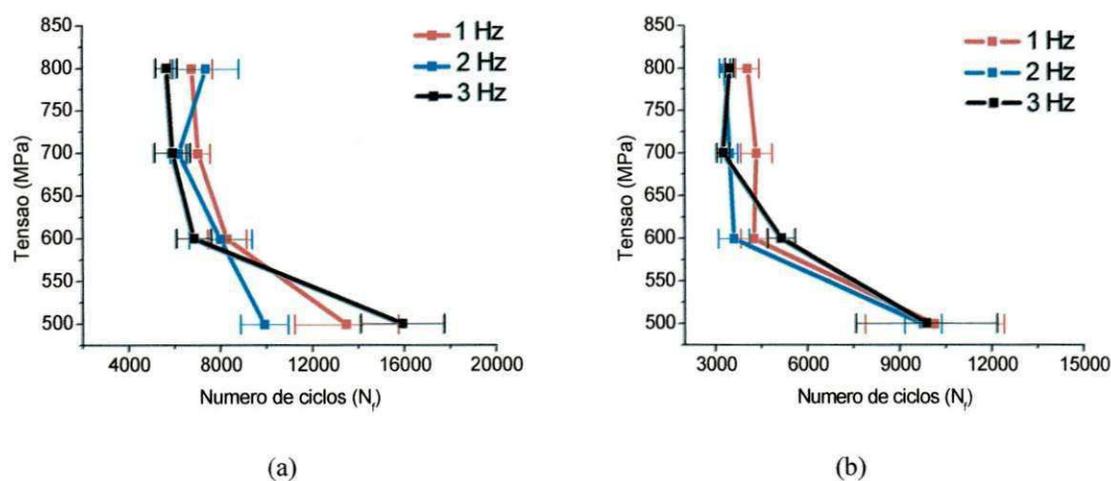
Fonte: Autoria própria

### 5.2.3 Vida em Fadiga: Curvas de Wohler

As curvas de Wohler dos fios NiTi estudados foram traçadas no sentido de quantificar a fadiga estrutural destes fios em regime superelástico, traduzida em número de ciclos até a inevitável ruptura, em determinada tensão de tração e frequência de ensaio. Vale salientar que cada ponto, com seu respectivo desvio padrão nas curvas da Figura (57), representa a média de ciclos até a ruptura realizados em quatro ensaios para cada condição de carregamento (Tabelas 6 e 7 em anexo). A vida em fadiga para todos os ensaios foi da ordem de alguns milhares de ciclos. Esta ordem de grandeza é esperada em casos de transformação de fase induzida por tensão e este tipo de fadiga é considerada, segundo LAGOUDAS (2008), de fadiga de baixo ciclo de transformação induzida.

A Figura (57) mostra as curvas de Wohler para os fios NiTi de seção transversal circular e seção transversal quadrada. Como já mencionado, variou-se as tensões de tração em 500, 600, 700 e 800 MPa para cada frequência de ensaios (1 Hz, 2 Hz e 3 Hz) em ambos os casos.

**Figura 57.** Curvas de Wöhler para quatro valores de tensão mecânica (500, 600, 700 e 800 MPa) nas frequências de 1 Hz, 2 Hz e 3 Hz. (a) Fio de seção circular. (b) Fio de seção quadrada.



Fonte: Autoria própria

A Figura (57) revela, em uma primeira observação, que o fio NiTi de seção circular possui uma vida em fadiga estrutural superior aquela do fio de seção quadrada, superando os 15000 ciclos na tensão mais baixa imposta durante os testes (500 MPa), enquanto que o fio

quadrado sofreu ruptura a uma média de aproximadamente 10000 ciclos para essa mesma tensão mínima. Isso se deu provavelmente em virtude do fio de seção quadrada ter uma área de seção transversal menor do que a do fio circular, ainda apresentando cantos que, mesmo ligeiramente arredondados, **podem levar a concentração** de tensões, contribuindo assim para uma degradação mais rápida da sua estrutura. É notório em ambos os fios a influência direta da tensão de tração imposta nos ensaios, pois quanto maior a tensão menor é a vida útil dos mesmos (número de ciclos).

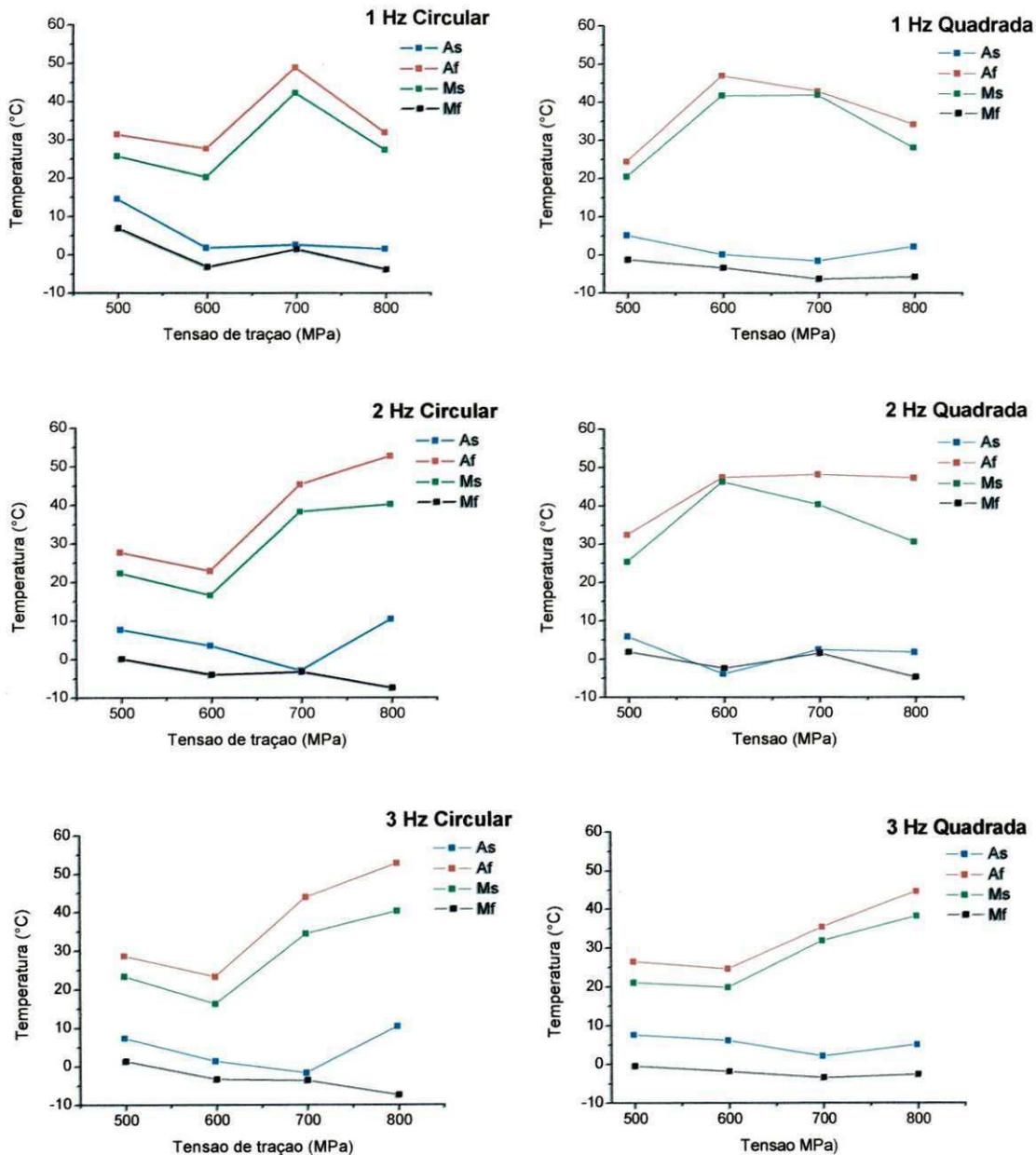
A influência das frequências de ensaio na vida em fadiga estrutural, em ambos os fios, não obedeceram a um padrão. Como foi destacado em seções anteriores, se poderia esperar que em maiores frequências a vida útil seria reduzida em virtude de um pequeno aquecimento do fio, apresentando em frequências mais altas, um menor número de ciclos até a ruptura se comparado a frequências mais baixas sob as mesmas condições de carregamento. Por exemplo, no fio de seção circular para uma tensão de 500 MPa a frequência de 2 Hz superou a de 1 Hz em número de ciclos, enquanto que no fio de seção quadrada para uma tensão de 800 MPa a frequência de 3 Hz superou a de 2 Hz também em número de ciclos. Esta condição se repete em outras situações apresentadas na Figura (54). Portanto não foi observada uma **dependência direta da vida em fadiga estrutural com a frequência de ensaio para estas condições.**

### **5.3 Caracterização Pós-Fadiga**

#### **5.3.1 Temperaturas de Transformação**

A Figura (58) mostra a variação nas temperaturas de transformação de fase dos fios NiTi de seção circular e quadrada rompidos durante os ensaios mecânicos de tração cíclica para os quatro níveis de carregamento (500, 600, 700 e 800 MPa) nas frequências de 1, 2 e 3 Hz. **As medidas foram realizadas a partir dos picos de DSC semelhantes aqueles mostrados na Figura (39).**

**Figura 58.** Evolução das temperaturas de transformação do fio NiTi de seção circular e quadrada após ruptura nos quatro valores de tensão (500, 600, 700, 800 MPa) para as frequências de 1, 2 e 3 Hz.



Fonte: Autoria própria

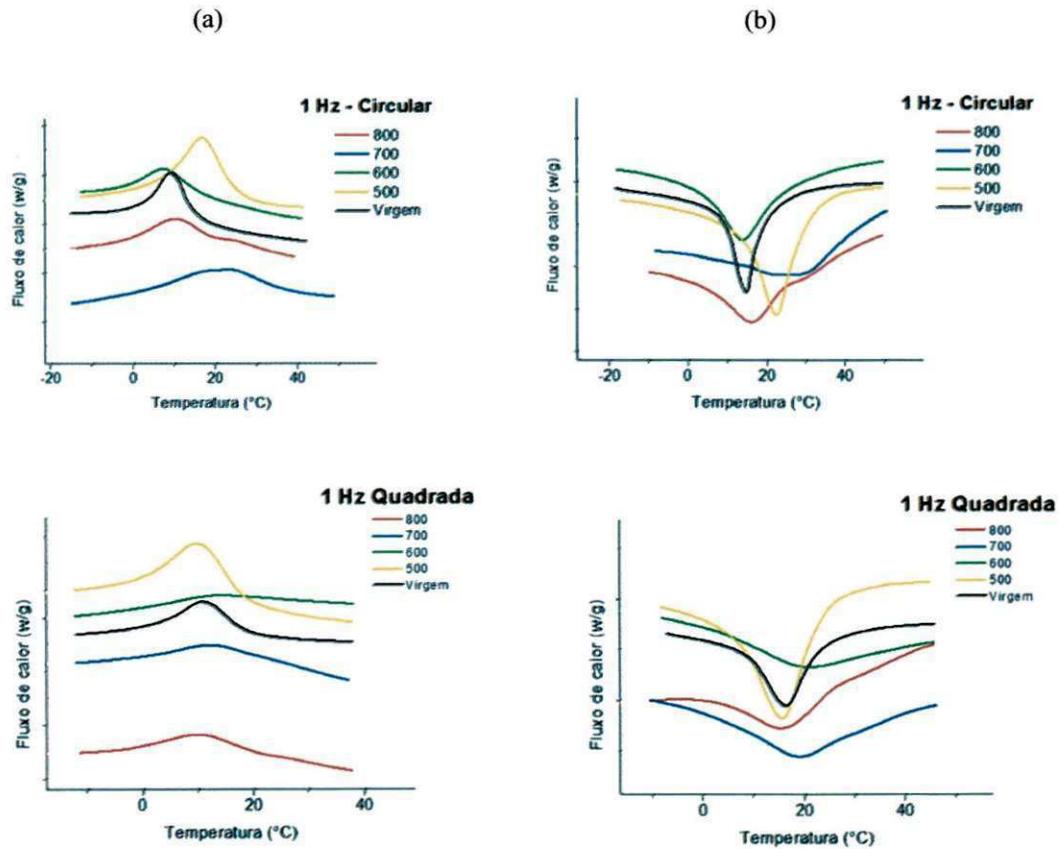
É possível observar a partir da Figura (58) que as temperaturas de transformação em geral aumentam com o aumento da frequência de ensaio. Por exemplo, para a tensão de 800 MPa quanto maior a frequência de ensaio maior é a temperatura  $A_f$ , variando entre 35 °C em 1 Hz, e 50°C e 55°C em 2 e 3 Hz, para ambos os fios. Portanto, em frequências mais altas, o calor gerado devido às transformações de fase direta e reversa não tem tempo de dissipar-se

para o ambiente, acarretando no aquecimento e conseqüente enrijecimento do material devido ao acúmulo de calor latente de transformação (DESROCHES, 2003), tendo o material a necessidade de mais energia para se transformar. Comparando-se o valor de  $A_f$  da tensão de 800 MPa na maior frequência (3 Hz), citada anteriormente, com a dos fios de seção circular e seção quadrada rompidos nos ensaios monotônicos, que giram em torno de 27°C e 33°C, comprova-se a influência da taxa de deformação (frequência) no aumento das temperaturas de transformação após ruptura. Em quase todos os casos, as temperaturas de transformação também aumentam com o aumento da tensão de tração imposta no ensaio cíclico, e segundo BIGEON e MORIN (1995), o nível de tensão aplicada em ciclos de tração, influencia de modo direto nas temperaturas de transformação da LMF NiTi.

Segundo DE ARAÚJO et al (2001), em tensões mais elevadas os picos de DSC tornam-se mais acentuados do que aqueles medidos com fios novos, e ainda se deslocam para as temperaturas mais elevadas. O alargamento dos picos resulta em uma diminuição das entalpias de transformação nos fios rompidos. A Figura (59) reflete esse comportamento nos ensaios realizados a 1 Hz para as quatro tensões de tração estudadas, para o fio de seção circular e o fio de seção quadrada.

É possível observar a partir da Figura (59) que os picos referentes as tensões mais altas de 700 e 800 MPa, onde a transformação de fase ocorreu completamente durante os ensaios de fadiga, tornam-se mais planos e largos, resultado de uma grande quantidade de defeitos microestruturais associados a deformação plástica introduzida até a ruptura (DE ARAÚJO et al, 2001).

**Figura 59.** Picos de DSC dos fios NiTi rompidos sob diferentes níveis de tensão. (a) Transformação de fase direta (resfriamento). (b) Transformação de fase reversa (aquecimento).

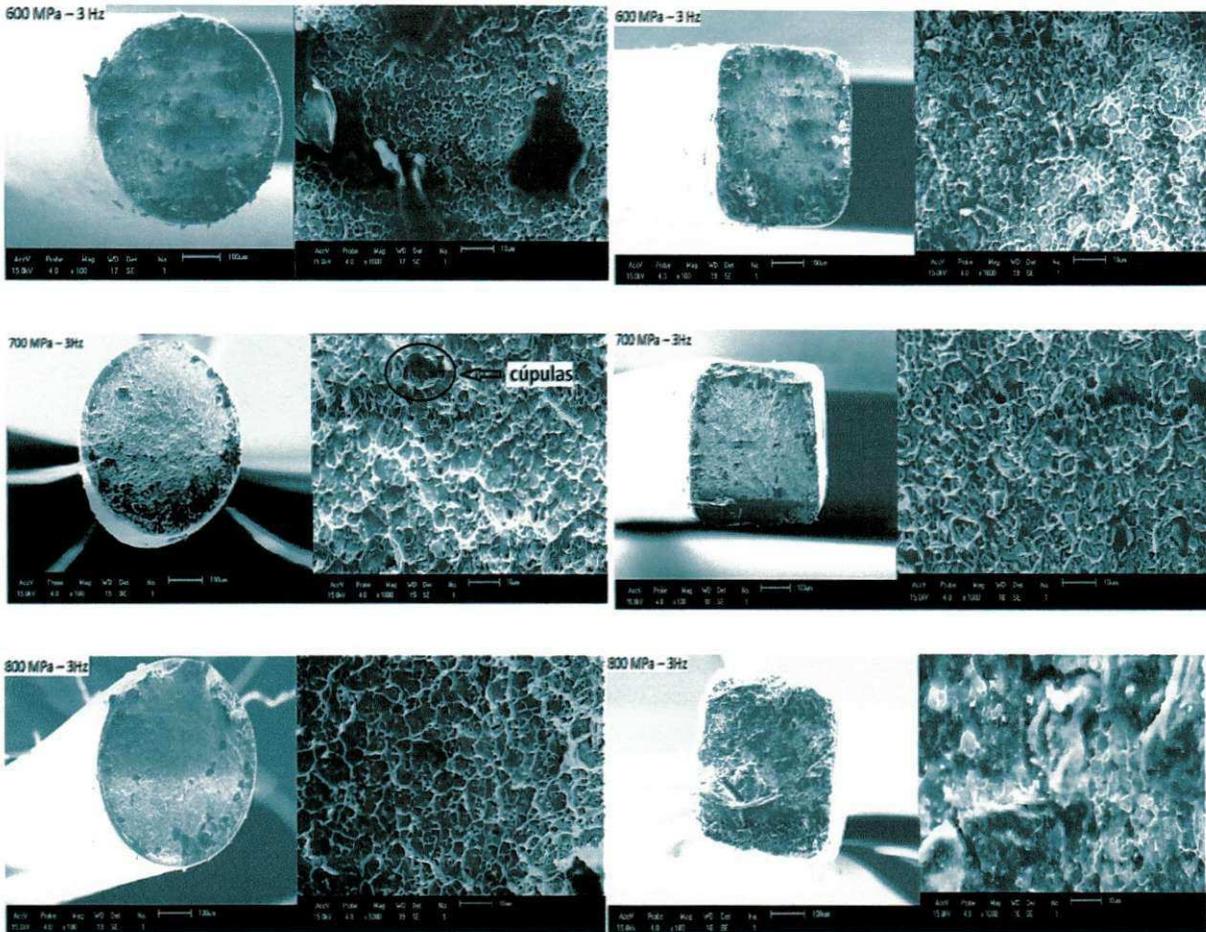


Fonte: Autoria própria

### 5.3.2 Superfície de Fratura

Após serem solicitadas mecanicamente até a ruptura em diferentes amplitudes de tensão, os fios NiTi foram analisados em MEV. As imagens da seção transversal foram aumentadas em 100x e 1000x para melhor avaliar a superfície do material em estado de pós-fadiga, conforme mostrado na Figura (60).

**Figura 60.** Superfície dos fios NiTi rompidos em fadiga sob diferentes amplitudes de tensão cíclica. Imagens ampliadas em 100x e 1000x.



Fonte: Autoria própria

Em uma primeira observação, a diferença na redução de área das superfícies de fratura dos fios NiTi submetidos aos diferentes tipos de carregamento, tanto de seção transversal circular, como de seção quadrada não parece significativa. Portanto, não se observou o fenômeno de estrição, mas como observado nas imagens com maior aumento (1000x), existem vários planos de ruptura na superfície da fratura, o que condiz com a natureza de um material dúctil, com aspecto granuloso e a formação de *dimples*, que são microcavidades existentes no interior das cúpulas, as quais por sua vez são resultado da formação de microporosidades durante o processo de deformação permanente dos fios de NiTi (PAULA, 2006).

## 6. CONCLUSÕES

Neste trabalho foi estudada a degradação das propriedades funcionais e estruturais de fios de LMF NiTi superelásticos de seção transversal circular e quadrada, submetidos a diferentes tipos de carregamento mecânico de tração cíclica sob controle de tensão, mais especificamente em quatro tensões de tração (500, 600, 700 e 800 MPa) e três frequências de carregamento (1, 2 e 3 Hz).

A partir dos resultados obtidos constatou-se que a vida em fadiga estrutural e funcional de fios LMF NiTi em regime de ciclagem mecânica superelástica sofre influência de alguns parâmetros do carregamento dinâmico. As curvas de Wohler comprovaram que a vida em fadiga diminui com o aumento da tensão mecânica máxima aplicada aos fios de ambas as seções transversais (circular e quadrada). Por outro lado, não foi constatada uma dependência clara da frequência de carregamento.

Quanto à fadiga funcional dos fios NiTi, observou-se que tanto a energia dissipada ( $E_D$ ) como a deformação acumulada ( $\epsilon_p$ ), alcançam uma estabilização após aproximadamente 300 ciclos, isso em virtude da natureza dos ensaios. Em um primeiro momento observa-se um decréscimo da  $E_D$  e um aumento da  $\epsilon_p$  até esse valor de estabilização. O valor estabilizado da  $E_D$ , assim como o da  $\epsilon_p$  nos primeiros ciclos se mostrou diretamente proporcional à tensão mecânica máxima aplicada e inversamente proporcional à frequência de ensaio. Assim, a vida em fadiga funcional dos fios NiTi se degrada mais rapidamente à medida que crescem os níveis de tensão aplicados e diminuem as frequências de ciclagem, para ambos os tipos de fios (circular e quadrado).

A vida em fadiga estrutural, traduzida em número de ciclos até a falha, mostrou ser mais dependente dos níveis de tensão aplicados que das frequências de ciclagem, pois quanto maior a tensão de carregamento menor é a vida útil dos mesmos. Ainda, o fio NiTi de seção circular demonstrou ser mais resistente aos repetidos ciclos mecânicos do que o fio de seção quadrada. Prova disso seria a média de 15000 ciclos até a falha em comparação com a média de 10000 ciclos atingidos pelo fio de seção quadrada para a tensão mais baixa imposta durante os ensaios (500 MPa), e a média de 5000 ciclos do fio circular contra 3000 ciclos do fio de seção quadrada quando submetidos a tensão de tração mais alta utilizada (800 MPa).

Constatou-se que as temperaturas de transformação são geralmente aumentadas após a ruptura dos fios NiTi, como resultado de uma estrutura de defeitos internos associados a acumulação de deformação plástica em todas as condições de ciclagem. Um comportamento semelhante, porém menos intenso, foi observado após a ruptura em ensaio monotônico de tração.

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados e conclusões obtidos nesta pesquisa, é possível sugerir as seguintes opções para trabalhos futuros:

- Aplicar mais uma frequência de ensaio (4 Hz) e verificar se existe influência de forma direta na vida em fadiga estrutural e funcional do fio de LMF NiTi superelástico;
- Estudar mais especificamente os danos causados pela ciclagem mecânica na microestrutura do material sob diferentes amplitudes de tensão e diferentes frequências de ensaio de tração;
- Acompanhar as alterações na rigidez do material quando submetidos aos diferentes tipos de carregamento aqui realizados (determinada tensão de tração em determinada frequência);
- Realizar os mesmos tipos de carregamentos mecânicos trabalhados aqui, mas agora em fios de seção transversal circular e quadrada que apresentem o fenômeno do efeito memória de forma (EMF), e posteriormente comparar esses resultados com os fios superelásticos.

## 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

COLIM, G.M, **Fadiga dos Materiais**. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia de Construção Civil. PCC 5726 – Princípios da Ciência dos Materiais Aplicados aos Materiais de Construção Civil. São Paulo, 2006.

DE ARAUJO, C.J.; MORIN, M.; GUENIN, G., **Fatigue Behavior of Ti-Ni-Cu Thin Wires SME**. J. PHYS. IV FRANCE 7., Colloque C5, Supplement au Journal de Physique III de novembre, 1997.

DE ARAUJO, C.J.; MORIN, M.; GUENIN, G., **Martensitic transformation in Ti-Ni-Cu shape memory wires broken by thermal cycling under constant load**. J. Phys. IV France. EDP Sciences, Les Ulis. pp. 8-375, 2001.

DE ARAÚJO. Conteúdo do curso de **Tecnologia de Materiais com Memória de Forma** (T.M.M.F, 2010). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PPGEM) - Centro de Ciências e Tecnologia. Universidade Federal de Campina Grande.

DE SOUZA, M.M., **Caracterização de uma Liga com Efeito de Memória de Forma**. Tese – Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Rio de Janeiro, 2005.

DE SOUZA, R.E.A, **Corrosão de Liga com Memória de Forma de Cu-Al-Ni em fluido produzido de campo terrestre de petróleo**. Universidade Tiradentes – UNIT. Aracaju, SE. Brasil, 2007.

DE OLIVEIRA, H. M. R.; GRASSI, E. N. D.; de ARAÚJO, C. J. **Caracterização Dinâmica da Resposta Superelástica de Fios de Liga com Memória de Forma**. Trabalho publicado nos anais do VII Congresso Nacional de Engenharia Mecânica - CONEM 2012. São Luís – MA, Brasil, 2012.

DES ROCHES, R.; MCCORMICK, J., **Properties of large diameter shape memory alloys under cyclical loading**. Georgia Institute of Technology, School of Civil and Environmental Engineering, Atlanta, GA, USA. Editor, Proceedings of SPIE, vol. 5057, pp. 187-195, 2003.

DOS REIS, R. P. B., 2007. **Desenvolvimento de um sistema de caracterização de ligas com memória de forma utilizando o efeito termoelétrico**. Trabalho de Conclusão de Curso, Centro de Ciências e Tecnologia, Universidade Federal de Campina Grande, PB, 51f.

DUCOS, P.C.D., **Transformações de fase em ligas de níquel – titânio para ortodontia**. Instituto militar de engenharia, 2006.

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

FERNANDES, F.M.B., **Ligas com memória de forma**. Departamento de ciência dos Materiais / CENIMAT. Faculdade de Ciências e Tecnologia, 2006.

FIGUEIREDO, A.M.G., **Caracterização da Fadiga Mecânica de baixo ciclo em ligas Superelásticas de NiTi**. Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2006.

FUGAZZA, D. **Shape-memory alloy device in earthquake engineering: mechanical properties, constitutive modelling and numerical simulations**. Master's thesis, Rose School. European School of Advanced Studies in Reduction of Seismic Risk, Pavia, Italy, 2003.

GRASSI, E.N.D, DEARAÚJO, C.J., **Fadiga Superelástica de Fios de Ligas Ni-Ti com Memória De Forma**. IX Congresso de Iniciação Científica da Universidade Federal de Campina Grande (2012).

HODGSON, D.E.; WU, M.H.; BIERMANN, R.J. **Shape Memory Alloys**. 1999.

HODSON, D.E.; WU, BROWN.; JEFREY, W. **Using Nitinol Alloys**. Shape Memory Applications, Inc. 2000.

I. OHKATA, Y. SUZUKI, IN: K. OTSUKA, C. M. WAYMAN (Eds.), **Shape Memory Materials**, Cambridge University Press, Cambridge, pp. 240, 1998.

KANG, G.; KAN, Q.; YOU, C.; SONG, D.; LIU, Y. **Whole-Life Transformation Ratchetting and Fatigue of Super-Elastic Ni-Ti Alloy Under Uniaxial Stress-Controlled Cyclic Loading**. Materials Science and Engineering, vol. 535, pp. 228-234, 2012.

LAGOUDAS, D. **Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications**, Editora: Springer Science+Business Media, LLC, 2008.

LARSEN, C. M., WATANABE, I., GLICKMAN, G.N., HE, J., 2009. **Cyclic Fatigue Analysis of a New Generation of Nickel Titanium Rotary Instruments**. Journal of Endodontics, Vol. 35, Número 3, pp 401-403.

LIBENSON, C. et al. **Differences in the pseudoelasticity behaviour of Ni-Ti orthodontic wires**. Journal of Materials Science: Materials in Medicine, vol. 4, pp. 281-84,1993.

LI, Y.F., MI, X.J., TAN, J., GAO, B.D., 2009. "**Thermo-mechanical cyclic transformation behavior of Ti-Ni shape memory alloy wire**". *Materials Science and Engineering, A* 509, pp 8-13.

MAMMANO, G. S., DRAGONI, E. **Functional fatigue of shape memory wires under constant-stress and constant-strain loading conditions**. *Procedia Engineering*, vol. 10, pp. 3692-3707, 2011.

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

M.J. BIGEON.; M. MORIN., **Fatigue of the Shape Memory Effect in thin Wires- Comparison between TiNi and CuZnAl**. *Journal de Physique IV. Colloque c2*, supplkment au journal de Physique III, vol. 5, 1995.

MOIA, D. G. **PREVISÃO DA VIDA EM FADIGA DE MATERIAIS METÁLICOS Parte I: Estudo Preliminar da vida em fadiga do aço ABNT1016 recozido**. Projeto de iniciação científica. Disponível em [http://fei.edu.br/~rodrmagm/PROJETOS\\_IC/Diego.pdf](http://fei.edu.br/~rodrmagm/PROJETOS_IC/Diego.pdf). Acesso em 15/04/2012.

NASCIMENTO NETO, M.P. **Concepção e Desenvolvimento de uma Máquina Multifuncional para Testes Eletro-Termo-Mecânicos de Materiais com Memória de Forma**. Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais), Centro de Ciências e Tecnologia. Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2007.

NORTON, Robert L. **Projeto de Máquinas: uma abordagem integrada**. 2 ed. São Paulo. Editora S.A, 2000.

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

OTSUKA, K.; REN, X. **Recent Developments in the Research of Shape Memory Alloys**, *Intermetallics*, 7, p. 511-528, 1999a.

OZBULUT, O. E.; HURLEBAUS, S. "**Neuro-fuzzy Modeling of Temperature and Strain-rate-dependent Behavior of NiTi Shape Memory Alloys for Seismic Applications**". *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, vol. 21, No. 8, pp. 837-849, 2010.

PAULA, A.S., **Tratamentos Termomecânicos de Ligas do Sistema Ni-Ti**. Caracterização Estrutural e Optimização das Propriedades Associadas ao Efeito de Memória de Forma. Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa – 2006.

## ANEXOS

**Tabela 6** – Número de ciclos até a ruptura do fio circular.

	<b>800 MPa</b>	<b>700 MPa</b>	<b>600 MPa</b>	<b>500 MPa</b>
<b>3 Hz</b>	<i>T1 - 5539 T2 - 6507 T3 - 6202 T4 - 4403 <b>Média - 5662</b></i>	<i>T1 - 4150 T2 - 5837 T3 - 7912 T4 - 5761 <b>Média - 5915</b></i>	<i>T1 - 7455 T2 - 8690 T3 - 5418 T4 - 5813 <b>Média - 6844</b></i>	<i>T1 - 14853 T2 - 18066 T3 - 11322 T4 - 19474 <b>Média - 15928</b></i>
<b>2 Hz</b>	<i>T1 - 10958 T2 - 8521 T3 - 4483 T4 - 5812 <b>Média - 7443</b></i>	<i>T1 - 7286 T2 - 5925 T3 - 5674 T4 - 6103 <b>Média - 6247</b></i>	<i>T1 - 11692 T2 - 5030 T3 - 7735 T4 - 7796 <b>Média - 8063</b></i>	<i>T1 - 10412 T2 - 8203 T3 - 8553 T4 - 12734 <b>Média - 9975</b></i>
<b>1 Hz</b>	<i>T1 - 9538 T2 - 5496 T3 - 6226 T4 - 6036 <b>Média - 6824</b></i>	<i>T1 - 8083 T2 - 7634 T3 - 7035 T4 - 5607 <b>Média - 7089</b></i>	<i>T1 - 6442 T2 - 8907 T3 - 9271 T4 - 5932 <b>Média - 8360</b></i>	<i>T1 - 21592 T2 - 11329 T3 - 13313 T4 - 13777 <b>Média - 13541</b></i>

Fonte: Autoria própria

**Tabela 7 - Número de ciclos até a ruptura do fio quadrado**

	<b>800 MPa</b>	<b>700 MPa</b>	<b>600 MPa</b>	<b>500 MPa</b>
<b>3 Hz</b>	T1 - 3114 T2 - 3407 T3 - 3664 T4 - 3689 <b>Média - 3468</b>	T1 - 3287 T2 - 3022 T3 - 2401 T4 - 3223 <b>Média - 3255</b>	T1 - 4993 T2 - 4515 T3 - 4646 T4 - 6471 <b>Média - 5156</b>	T1 - 9411 T2 - 6589 T3 - 16528 T4 - 6981 <b>Média - 9877</b>
<b>2 Hz</b>	T1 - 3097 T2 - 3060 T3 - 3630 T4 - 3705 <b>Média - 3373</b>	T1 - 2994 T2 - 4286 T3 - 3391 T4 - 3375 <b>Média - 3511</b>	T1 - 3415 T2 - 2710 T3 - 5054 T4 - 3417 <b>Média - 3649</b>	T1 - 9253 T2 - 11519 T3 - 9713 T4 - 8766 <b>Média - 9812</b>
<b>1 Hz</b>	T1 - 3567 T2 - 4554 T3 - 4934 T4 - 3358 <b>Média - 4103</b>	T1 - 3357 T2 - 4736 T3 - 3794 T4 - 5674 <b>Média - 4390</b>	T1 - 3671 T2 - 4463 T3 - 3611 T4 - 5457 <b>Média - 4300</b>	T1 - 7165 T2 - 6749 T3 - 16588 T4 - 10245 <b>Média - 10186</b>

Fonte: Autoria própria