

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

TESE DE DOUTORADO

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO DE FIOS DE LIGA NiTi COM MEMÓRIA DE
FORMA EM REGIME SUPERELÁSTICO: AVALIAÇÃO DE FADIGAS
FUNCIONAL E ESTRUTURAL**

Allysson Daniel de Oliveira Ramos

Campina Grande

Fevereiro/2018

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

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO DE FIOS DE LIGA NiTi COM MEMÓRIA DE
FORMA EM REGIME SUPERELÁSTICO: AVALIAÇÃO DE FADIGAS
FUNCIONAL E ESTRUTURAL**

Allysson Daniel de Oliveira Ramos

Tese de doutorado apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Engenharia de Processos
da Universidade Federal de Campina Grande.

Orientadores: Dr. Antonio Gilson Barbosa de Lima
Dr. Carlos José de Araújo

Campina Grande
Fevereiro/2018

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO DE FIOS DE LIGA NiTi COM MEMÓRIA
DE FORMA EM REGIME SUPERELÁSTICO: AVALIAÇÃO DE FADIGAS
FUNCIONAL E ESTRUTURAL**

Allysson Daniel de Oliveira Ramos

Tese de doutorado aprovada em 26 de fevereiro de 2018, pela banca examinadora
constituída dos seguintes membros:

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Antônio Gilson Barbosa de Lima
Orientador - UAEM - UFCG

Prof. Dr. Carlos José de Araújo
Orientador - UAEM – UFCG

Prof. Dr. Wanderley Ferreira de Amorim Jr.
Examinador Externo - UAEM – UFCG

Prof. Dr. João Baptista da Costa Agra de Melo
Examinador Externo - UAEM – UFCG

Prof. Dr. Neilor Cesar dos Santos
Examinador Externo – IFPB

Prof. Dr. Walman Benício de Castro
Examinador Externo - UAEM – UFCG

DEDICATÓRIA

Aos meus pais, Maurílio Ramos de Moraes e Maria Petronila de Oliveira Ramos, pelo incentivo nos vários anos de estudos, a minha esposa Gláubia Garrido Gomes Ramos, pela paciência e companheirismo durante a execução desse trabalho, a meu irmão Yarlei de Oliveira Ramos e minha irmã Danielly de Oliveira Ramos. Em especial à minha avó Umbelina Rodrigues de Moraes, por me passar a virtude da paciência, e com isso ter conseguido controle e sanidade para a conclusão da tese. Enfim, dedico esse trabalho a toda minha família, por serem também grandes responsáveis pelo meu crescimento.

AGRADECIMENTOS

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

A toda minha família, sem exceções.

Agradeço aos professores Dr. Antonio Gilson Barbosa de Lima e Dr. Carlos José de Araújo pelo apoio dado na orientação durante todo o trabalho, revisando e me norteando no projeto e execução.

Agradeço aos colegas mestrandos e doutorandos que conheci nessa caminhada e que também me ajudaram de alguma forma, em especial aos mestrandos Paulo César e Antônio Aristófanis, que me ajudaram e acompanharam em alguns dos meus incansáveis experimentos.

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

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 o coordenador do laboratório.

A CAPES, CNPq e FINEP pelo fomento à pesquisa.

RESUMO

Ligas com memória de forma (LMF) trabalhando em regime de superelasticidade têm sido aplicadas nos campos da medicina, odontologia e engenharia, e em virtude da natureza das suas aplicações, a resposta à fadiga funcional e estrutural desses materiais quando submetidos a solicitações cíclicas é de extrema importância para a segurança na sua aplicação. Neste sentido o objetivo deste trabalho é avaliar o comportamento em fadiga de fios de LMF superelásticos do sistema NiTi de diferentes diâmetros (0.3 mm, 0.5 mm, 0.7 mm e 0.9 mm) submetidos a ensaios mecânicos de tração controlados por tensão mecânica. Foram realizados experimentos para determinar as propriedades funcionais e estruturais em fadiga desses fios de LMF, variando-se a tensão de tração e a frequência de carregamento. Um Planejamento Experimental Fatorial foi aplicado ao estudo, e modelos matemáticos que descrevem o comportamento em fadiga desse fios de LMF foram desenvolvidos. Avaliou-se a energia dissipada, a deformação acumulada, a deformação superelástica, e o fator de amortecimento em função da intensidade da tensão mecânica e da frequência de carregamento aplicadas nos ensaios cíclicos, dando ênfase ao fenômeno de auto-aquecimento que ocorre nessas ligas, sendo maior nas frequências mais elevadas. O número de ciclos até a ruptura foi registrado por meio das curvas S-N_f. Verificou-se que as características funcionais dos fios dependem de forma direta da tensão de tração e da frequência de ensaio, que a energia dissipada e a deformação superelástica diminuem com o aumento dos picos de tensão e da frequência de carregamento, e que a deformação acumulada aumenta com o aumento das tensões de carregamento e na menor frequência de ensaio. Na fadiga estrutural, para os maiores valores de tensão de tração e frequência de carregamento, registrou-se a menor vida útil dos fios (número de ciclos até a ruptura).

Palavras-chave: Fios de NiTi, Superelasticidade, Fadiga funcional, Fadiga estrutural, Controle de Tensão, Planejamento Experimental Fatorial.

ABSTRACT

Shape memory alloys (SMA) working in a superelastic regime have been applied in the fields of medicine, dentistry and engineering, and due to the nature of their applications, the response to functional and structural fatigue of these materials when subjected to cyclic demands is of utmost importance for safety in their application. In this sense, the objective of this work is to evaluate the fatigue behavior of NiTi superelastic SMA wires of different diameters (0.3 mm, 0.5 mm, 0.7 mm and 0.9 mm) submitted to mechanical tensile tests stress control. Experiments were performed to determine the functional and structural fatigue properties of these SMA wires, varying the tensile stress and the loading frequency. A Factorial Experimental Planning was applied to the study, and mathematical models that describe the fatigue behavior of these SMA wires were developed. The dissipated energy, the accumulated deformation, the superelastic deformation, and the damping factor were evaluated as a function of the intensity of the mechanical stress and the frequency of loading applied in the cyclic tests, emphasizing the self-heating phenomenon that occurs in these alloys, being higher in the higher frequencies. The number of cycles until rupture was recorded by means of the S-Nf curves. It has been found that the functional characteristics of the wires depend directly on the tensile stress and the test frequency, that the dissipated energy and superelastic deformation decrease with increasing stress peaks and loading frequency, and that the accumulated deformation increases with increasing loading stressess and lower test frequency. In the structural fatigue, for the highest values of tensile stress and loading frequency, the lowest wire life was recorded (number of cycles up to rupture).

Key words: NiTi wires, Superelasticity, Functional fatigue, Structural fatigue, Stress control, Factorial Design.

SUMÁRIO

CAPÍTULO I	20
INTRODUÇÃO.....	20
CAPITULO II	23
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
2.1 Ligas com Memória de Forma (LMF)	23
2.1.1 Aspectos Gerais	23
2.1.2 Comportamento Termomecânico das LMF.....	27
2.1.2.1 Efeito Memória de Forma (EMF)	27
2.1.2.2 Superelasticidade (SE)	29
2.2 LMF do Sistema NiTi	31
2.2.1 Aspectos Gerais de LMF do Sistema NiTi	31
2.2.2 Aplicações das LMF do Sistema NiTi.....	33
2.2.3 Deformação das ligas NiTi	40
2.2.4 Capacidade de Amortecimento das LMF	42
2.3 Fadiga em Metais	46
2.3.1 Características Gerais	46
2.4 Fadiga em LMF do sistema NiTi	52
2.4.1 Fadiga Estrutural.....	53
2.4.2 Fadiga Funcional	59
2.4.2.1 Fadiga do Efeito Memória de Forma (EMF)	61
2.4.2.2 Fadiga da Superelasticidade (SE)	64
2.5 Estabilização Cíclica em Regime Superelástico	75
2.6 Influência da Frequência de Carregamento no Comportamento Dinâmico das LMF (auto-aquecimento).....	76
2.7 Planejamento Experimental como Ferramenta na Otimização de Processos.....	84
2.7.1 Fundamentos	84
2.7.2 Análise de Variância.....	89
CAPÍTULO III	93
METODOLOGIA.....	93
3.1 Seleção dos Fios Superelásticos de LMF NiTi	96
3.2 Caracterização dos Fios de LMF NiTi	97

3.2.1	Análise Térmica: DSC	97
3.2.2	Ensaio de Tração: Determinação das Tensões de Transformação	98
3.2.3	Estabilização Cíclica em Regime Superelástico	99
3.2.4	Influência da Frequência de Ensaio no Auto-aquecimento dos Fios de NiTi .	100
3.3	Planejamento Experimental Fatorial: Carregamento mecânico para os ensaios de fadiga superelástica	101
3.4	Caracterização: Fadiga	103
3.4.1	Ensaio de Fadiga Superelástica	103
3.4.2	Análise da Superfície de Fratura do Material: MEV	103
CAPÍTULO IV		104
RESULTADOS E DISCUSSÕES		104
4.1	Caracterização dos Fios de LMF NiTi	104
4.1.1	Temperaturas de Transformação	104
4.1.2	Resistência Mecânica: Ensaio de Tração Monotônico (Quase Estático)	105
4.1.3	Estabilização Cíclica em Regime Superelástico	107
4.1.4	Influência da Frequência de Ensaio no Auto-aquecimento dos Fios de NiTi .	108
4.2	Planejamento Experimental Fatorial Aplicado	110
4.2.1	Gráficos de Pareto	115
4.2.2	Validação dos Modelos Estatísticos	116
4.3	Fadiga em Regime Superelástico	118
4.3.1	Influência da Amplitude de Tensão e Frequência de Carregamento nas Propriedades Funcionais dos Fios de LMF NiTi	121
4.3.1.1	Evolução da Energia Dissipada dos fios de LMF NiTi	121
4.3.1.2	Evolução da Deformação Acumulada dos fios de LMF NiTi	124
4.3.1.3	Evolução da Deformação Superelástica dos Fios de LMF NiTi	126
4.3.1.4	Fator de Amortecimento Viscoso dos Fios de LMF NiTi	128
4.3.2	Vida Em Fadiga Estrutural: Gráfico S-N _f	129
4.3.2.1	Superfícies de Fratura	130
4.3.3	Ensaio por Convecção Forçada	136
CAPÍTULO V		138
5.1	Conclusões	138
5.2	Sugestões para trabalhos futuros	140
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS		141

APÊNDICES	151
APÊNDICE A.....	152
APÊNDICE B.....	154
APÊNDICE C.....	162

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Principais características físicas e mecânicas das LMF NiTi.....	32
Tabela 2.2 – Exemplos de temperaturas típicas para o início da fase austenita em LMF NiTi para obtenção de EMF ou SE acima da temperatura ambiente.....	32
Tabela 3.1 – Matriz de planejamento experimental para fadiga estrutural.....	102
Tabela 3.2 – Programação de experimentos sem aplicação do planejamento experimental.....	102
Tabela 4.1 - Temperaturas de transformação dos fios NiTi no estado como recebido (novos, não rompidos).....	105
Tabela 4.2 – Matriz de planejamento e resultados obtidos para o fio de 0.3 mm.....	111
Tabela 4.3 – Matriz de planejamento e resultados obtidos para o fio de 0.5 mm.....	111
Tabela 4.4 – Matriz de planejamento e resultados obtidos para o fio de 0.7 mm.....	111
Tabela 4.5 – Matriz de planejamento e resultados obtidos para o fio de 0.9 mm.....	111
Tabela 4.6 – Resultados da análise ANOVA obtidos do planejamento experimental linear $2^2 + 2$ aplicado às respostas N_f (Número de ciclos até a ruptura) para os três tipos de fios de LMF NiTi.....	112
Tabela 4.7 – Valor de F tabelado para o nível de significância 5%.....	112
Tabela 4.8 – Modelos obtidos com o planejamento experimental linear $2^2 + 2$ para a resposta N_f (número de ciclos até a falha) para os três tipos de fios NiTi.....	113
Tabela 4.9 – Equações dos Modelos obtidos com o planejamento experimental linear $2^2 + 2$ repetições para a resposta N_f (número de ciclos até a falha) para os fios NiTi.....	116
Tabela 4.10 – respostas N_f para os ensaios até ruptura no ponto médio dos Fatores Independentes.....	117
Tabela 4.11 – Ensaios de fadiga até a ruptura, Com e Sem convecção forçada.....	137
Tabela A1 – Número de ciclos até a ruptura do fio de 0.3 mm.....	153
Tabela A2 – Número de ciclos até a ruptura do fio de 0.5 mm.....	153
Tabela A3 – Número de ciclos até a ruptura do fio de 0.7 mm.....	154
Tabela A4 – Número de ciclos até a ruptura do fio de 0.7 mm.....	154

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Estruturas cristalinas típicas de LMF NiTi. (a) Fase Austenita; (b) Fase martensita	24
Figura 2.2 - Esquema da mudança estrutural que ocorre nas ligas com memória de forma.....	25
Figura 2.3 - 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	26
Figura 2.4 - Ilustração da visão macroscópica do EMF em uma barra de LMF submetida a deformação por flexão.....	27
Figura 2.5 - Ilustração do EMFS através de uma curva tensão – deformação de uma LMF em estado martensítico	28
Figura 2.6 - Ilustração do comportamento superelástico típico de uma LMF NiTi.....	29
Figura 2.7 - Esquemática do mecanismo da SE.....	30
Figura 2.8 - Exemplos de aplicações médico-odontológicas de LMF Ni-Ti. (a) <i>Stents</i> auto expansíveis com memória de forma; (b) Arcos ortodônticos superelásticos	33
Figura 2.9 - Próteses ósseas de SMA	34
Figura 2.10 - Representação esquemática de um atuador termomecânico baseado em molas helicoidais de LMF e convencionais.....	34
Figura 2.11 - Aplicações de molas de NiTi de taxa termovariável NiTi (TVR).....	35
Figura 2.12 - Aplicações de LMF existentes e potenciais no domínio aeroespacial	36
Figura 2.13 - Geometria variável chevron da Boeing (VGC)	37
Figura 2.14 - Acoplamento de LMF do tipo CryOFit para união de tubos.....	37
Figura 2.15 - Exemplo de uma estrutura porticada contendo tirantes de LMF.....	38
Figura 2.16 - Vista geral dos cabos de aço de uma ponte estaiada. (A) Cabos. (B) Dispositivo de LMF de NiTi. (C) Instrumentação eletrônica utilizada.....	39
Figura 2.17 - Aplicações das SMA na robótica.....	40
Figura 2.18 - Plateau de transformação sob diferentes tipos de temperatura de uma LMF NiTi	41
Figura 2.19 - Definição em termos de energia para a evolução do SDC	42
Figura 2.20 - Capacidade de amortecimento específico em função da frequência de ciclagem.....	43

Figura 2.21 - (a) Mudança na resposta de amortecimento isotérmico a temperatura ambiente do NiTi deformado a 5% após o ciclo térmico (as setas indicam o aumento nos valores da FI). (b) Uma compilação de valores de FI para todas as amostras deformadas antes e depois do ciclo térmico.....	44
Figura 2.22 - (a) Amortecedor. (b) Dispositivo montado na máquina de teste.....	45
Figura 2.23 - (a) Influência da amplitude de deformação na relação de amortecimento do dispositivo. (b) Influência da taxa de deformação na relação de amortecimento do dispositivo.....	46
Figura 2.24 - Diagrama S-N _f típico	48
Figura 2.25 - Processo de fadiga tipicamente observado nos materiais metálicos em geral.	49
Figura 2.26 - Superfície típica de fratura por fadiga. (a) Ilustração esquemática. (b) Fotografia real de uma superfície de ruptura.....	49
Figura 2.27 - Carregamento constante – tensão vs número de ciclos	50
Figura 2.28 - Tipos de carregamento: (a) Repetido, (b) Totalmente reverso, (c) Flutuante	51
Figura 2.29 - (a) Nucleação de trincas em fadiga nos degraus de deslizamento (MEYERS e CHAWLA, 1982). (b) Extrusões e intrusões em uma chapa de cobre.....	51
Figura 2.30 - Observações microscópicas para a micro-morfologia das LMFs NiTi: (a) Fractografia em MEV (WANG et al., 2014); (b) Micrografia em MEV para a martensita.	55
Figura 2.31 – a) Superfície de fratura de fadiga típica, vista de microscópio de luz 3D e MEV. b) Cinco zonas com morfologia distintas foram identificadas na superfície da fratura. As marcas de rio apontam para a zona 1 de iniciação da fratura, que é seguida pela zona 2 com morfologia de quase-clivagem, continuada com a zona 3 de estriamento de fadiga, a zona 4 de trinca de fadiga dúctil e a zona 5 de sobrecarga dúctil	57
Figura 2.32 - Micrografias em MEV das superfícies de fratura com destaque do estábulo ao crescimento de trinca estável (direita) e instável (esquerda), obtidas a partir de amostras testadas em diferentes valores de deformação máxima: (a) 0,7%, (b) 1,7%.....	58
Figura 2.33 - Imagens em MEV das superfícies de fratura das amostras testadas sob os níveis de tensão de a) 140 MPa, e b) 200 MPa.	59

Figura 2.34 - Representação esquemática da variação cíclica na curva tensão-deformação de uma liga de NiTi superelástica, indicando uma redução na tensão de início da fase martensítica, bem como a área do loop de histerese	60
Figura 2.35 - 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	62
Figura 2.36 - Dependência das propriedades da memória de forma medidas para o primeiro ciclo térmico ilustrado na figura (31c). (a) $\varepsilon_{\text{mart}}$, SATWME e ε_p . (b) Temperaturas de transformação e histerese térmica.....	63
Figura 2.37 - Curva de Wohler para fios de Ti-Ni-Cu em fadiga de EMF sob carga constante	64
Figura 2.38 - Comportamento superelástico de uma barra de NiTi submetida a duas diferentes frequências de ensaio	65
Figura 2.39 - Ilustração de um sistema de aquisição de dados experimentais para SE..	66
Figura 2.40 - Comportamento mecânico dos fios de LMF de Ni-Ti de diferentes diâmetros com o aumento do número de ciclos	66
Figura 2.41 - Comportamento da energia dissipada e rigidez dos fios de LMF de NiTi de diferentes diâmetros sob diferentes frequências de ensaio	67
Figura 2.42 - Curvas tensão-deformação cíclicas da LMF NiTi superelástica	67
Figura 2.43 - Energia dissipada pela LMF NiTi superelástica com função do número de ciclos de tensão-deformação para vários picos de tensão	68
Figura 2.44 - Fadiga estrutural das barras superelásticas NiTi como função do pico de tensão nos ciclos de tração	68
Figura 2.45 - Deformação residual estabilizada e deformação recuperada em função da deformação máxima aplicada	69
Figura 2.46 - Evolução da energia dissipada em função do número de ciclos e para diferentes valores de deformação máxima aplicados	70
Figura 2.47 - Evolução do módulo de elasticidade (a), e das tensões de transformação (b), em função do número de ciclos e para diferentes valores da deformação máxima aplicada.....	71
Figura 2.48 - Evolução dos picos de temperaturas de transformação (R_p , M_p e A_p) versus a deformação máxima aplicada	71

Figura 2.49 - Curvas tensão-deformação de ensaios de fadiga em testes de tração. A) Amostra 1 ($Ti_{51}Ni_{36}Cu_{13}$) - características de fadiga do filme fino quase equiatômico com forte comportamento à fadiga. B) Amostra 2 ($Ti_{54}Ni_{34}Cu_{12}$) - filmes mecanicamente estáveis ricos em Ti	73
Figura 2.50 - Evolução da energia dissipada e da deformação residual durante os ciclos de treinamento para o fio de 2,46 mm de diâmetro	73
Figura 2.51 - Energia dissipada específica em função da frequência de ciclagem	74
Figura 2.52 - Ciclos de treinamento do material	75
Figura 2.53 - Curvas de evolução da (a) Tensão de transformação e (b) mudanças nas tensões de transformação vs número de ciclos.....	77
Figura 2.54 - Curvas de evolução da deformação residual vs (a) número de ciclos e (b) taxa de deformação (frequência)	78
Figura 2.55 - Evolução da energia dissipada vs (a) número de ciclos e (b) taxa de deformação (frequência).....	78
Figura 2.56 - Variação da temperatura com a variação da taxa de deformação: (a) no 1º ciclo; (b) no 20º ciclo	79
Figura 2.57 - Curvas de evolução da (a) Amplitude de temperatura; (b) Temperatura média vs número de ciclos a várias taxas de deformação	79
Figura 2.58 - Vida em fadiga vs frequência de carregamento sob carregamento controlado por deformação.....	81
Figura 2.59 - Evolução da temperatura média com a frequência de carregamento	82
Figura 2.60 - Evolução da temperatura com a frequência de carregamento	82
Figura 2.61 - Deformação total vs frequência de carregamento. Carregamento controlado por tensão.	83
Figura 2.62 - A mudança na curva tensão-deformação causada pelo efeito da temperatura sob controle de tensão, com um tensão máxima de 471,3 MPa	83
Figura 2.63 - Estratégia Inicial	85
Figura 2.64 - Esquema da distribuição de F	92
Figura 3.1 - Esquema representativo da curva superelástica em fadiga para os n ciclos de deformação até a ruptura	95
Figura 3.2 - Esquema demonstrando o método das tangentes usado para determinação das tensões de transformação de fase num ciclo de deformação superelástica.....	95

Figura 3.3 - Parâmetros para determinação do Fator de Amortecimento em uma curva tensão-deformação.....	96
Figura 3.4 - Fios de LMF NiTi com diferentes diâmetros	97
Figura 3.5 - Equipamento DSC modelo Q20 da TA Instruments	98
Figura 3.6 - Máquina de fadiga Instron Electropuls E10000 do LaMMEA/UFMG com fio de LMF NiTi instalado para teste	98
Figura 3.7 - Diagrama tensão-deformação típico para LMF de NiTi superelásticas testadas segundo a norma ASTM F 2516.....	99
Figura 3.8 - Máquina de ensaios universal marca Instron modelo E10000. Detalhe mostrando corpo de prova montado	100
Figura 3.9 - Parâmetros para determinação do Auto-aquecimento dos fios de LMF NiTi.....	101
Figura 4.1 - Análise DSC para os fios NiTi nos estados como recebido (novos). (a) Fio de diâmetro 0.3 mm. (b) Fio de diâmetro 0.5 mm. (c) Fio de diâmetro 0.7 mm. (d) Fio de diâmetro 0.9 mm.....	104
Figura 4.2 - 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 diâmetro 0.3 mm. (b) Fio de diâmetro 0.5 mm. (c) Fio de diâmetro 0.7 mm. (d) Fio de diâmetro 0.9 mm.....	106
Figura 4.3 - Ciclos de estabilização dos fios de LMF NiTi. a) Fio de 0,3 mm. b) Fio de 0,5 mm. c) Fio de 0.7 mm e d) Fio de 0.9 mm	107
Figura 4.4 - Auto-aquecimento dos fios de 0.3 mm, 0.5 mm, 0.7 mm e 0.9 mm.....	108
Figura 4.5 - Curvas de superfície e de nível traçadas com os modelos obtidos no planejamento experimental linear para o número de ciclos até a ruptura nos três tipos de diâmetros dos fios NiTi. (a) fio de 0.3mm (b) fio de 0.5 mm (c) fio de 0.7 mm (d) fio de 0.9 mm.	114
Figura 4.6 - Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de diâmetro 0.3 mm nas condições de ensaio estudadas, a) 600 MPa e 0,5 Hz, b) 600 MPa e 3,0 Hz, c) 900 MPa e 0,5 Hz e d) 900 MPa e 3,0 Hz	115
Figura 4.7 - Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de diâmetro 0.5 mm nas condições de ensaio estudadas, a) 600 MPa e 0,5 Hz, b) 600 MPa e 3,0 Hz, c) 900 MPa e 0,5 Hz e d) 900 MPa e 3,0 Hz	117

Figura 4.8 - Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de diâmetro 0.7 mm nas condições de ensaio estudadas, a) 600 MPa e 0,5 Hz, b) 600 MPa e 3,0 Hz, c) 900 MPa e 0,5 Hz e d) 900 MPa e 3,0 Hz	119
Figura 4.9 - Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de diâmetro 0.9 mm nas condições de ensaio estudadas, a) 600 MPa e 0,5 Hz, b) 600 MPa e 3,0 Hz, c) 900 MPa e 0,5 Hz e d) 900 MPa e 3,0 Hz	119
Figura 4.10 - Evolução da energia dissipada dos fios de NiTi para diferentes amplitudes de tensão, frequências de ensaio e diâmetros, a) 0,5 Hz-600 MPa, b) 0,5 Hz – 900 MPa, c) 3,0 Hz – 600 MPa e d) 3,0 Hz – 900 MPa.	120
Figura 4.11 - Evolução da deformação acumulada dos fios de NiTi para diferentes amplitudes de tensão, frequências de ensaio e diâmetros, a) 0,5 Hz-600 MPa, b) 0,5 Hz – 900 MPa, c) 3,0 Hz – 600 MPa e d) 3,0 Hz – 900 MPa	120
Figura 4.12 - Evolução da deformação superelástica dos fios de NiTi para diferentes amplitudes de tensão, frequências de ensaio e diâmetros, a) 0,5 Hz-600 MPa, b) 0,5 Hz – 900 MPa, c) 3,0 Hz – 600 MPa e d) 3,0 Hz – 900 MPa.....	122
Figura 4.13 - Evolução do fator de amortecimento viscoso nos fios NiTi de diâmetro 0.3 mm para amplitude de tensão superelástica e frequências de, a) 600 MPa e 0,5 Hz, b) 600 MPa e 3,0 Hz, c) 900 MPa e 0,5 Hz, e d) 900 MPa e 3,0 Hz.....	125
Figura 4.14 - Gráfico S-N _f para os fios de diâmetros 0.3, 0.5, 0.7 e 0.9 mm, nos valores de tensão mecânica de 600 e 900 MPa e nas frequências de carregamento de 0.5 Hz e 3 Hz	127
Figura 4.15 - Evolução do fator de amortecimento viscoso dos fios NiTi de NiTi para diferentes amplitudes de tensão, frequências de ensaio e diâmetros, a) 0,5 Hz-600 MPa, b) 0,5 Hz – 900 MPa, c) 3,0 Hz – 600 MPa e d) 3,0 Hz – 900 MPa.....	128
Figura 4.16 - Gráfico S-N _f para os fios de diâmetros 0.3, 0.5, 0.7 e 0.9 mm, nos valores de tensão mecânica de 600 e 900 MPa e nas frequências de carregamento de 0.5 Hz e 3 Hz	130
Figura 4.17 - Superfícies de fratura. Fio de 0,3 mm	132
Figura 4.18 - Superfícies de fratura. Fio de 0,5 mm.	133
Figura 4.19 - Superfícies de fratura. Fio de 0,7 mm.	134
Figura 4.20 - Superfícies de fratura. Fio de 0,9 mm.	135

SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

M_s - Temperatura de início de transformação martensítica.....	[°C]
M_f - Temperatura de final da transformação martensítica.....	[°C]
A_s - Temperatura de início da transformação austenítica.....	[°C]
A_f - Temperatura de final da transformação austenítica.....	[°C]
M_D - Temperatura máxima em que a martensita pode ser induzida por tensão	[°C]
H_f - Histerese da transformação.....	[°C]
A – Austenita	[-]
M - Martensita	[-]
N_f - Número de ciclos até falhar	[-]
N - Número de ciclos.....	[-]
E_D – Energia dissipada	[MJ/m ³]
ϵ_p - deformação acumulada.....	[%]
ϵ_{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.....	[-]
σ_m - Tensão Média.....	[MPa]
σ_a - Amplitude de Tensão	[MPa]
$\sigma_{m\acute{a}x}$ - tensão máxima	[MPa]
$\sigma_{m\acute{i}n}$ - tensão mínima	[MPa]
R - Razão de tensões.....	[MPa]
TT – Temperaturas de transformação.....	[°C]
σ_T – Tensão de transformação	[MPa]
σ_{M_s} – Tensão de inicio da transformação martensítica	[MPa]
σ_{M_f} - Tensão final da transformação martensítica.....	[MPa]
σ_{A_s} - Tensão de inicio da transformação austenítica.....	[MPa]
σ_{A_f} - Tensão final da transformação austenítica	[MPa]

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

As Ligas com Memória de Forma (LMF) são materiais ativos, também classificados como materiais inteligentes, que possuem a capacidade de recuperar grandes deformações (superiores a 8 %) (LAGOUDAS, 2008), retornando a sua forma original quando o carregamento mecânico for cessado, ou por simples 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 permanente 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 uma 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 por uma dissipação de energia presente em cada ciclo de carregamento e descarregamento, devido às irreversibilidades dos ciclos de deformação-recuperação que ocasionam um comportamento histerético (OTSUKA e WAYMAN, 1998).

Dentre as ligas metálicas que apresentam EMF e SE, destacam-se aquelas do sistema NiTi próximas da composição equiatômica. Estas LMF vêm sendo empregadas tecnologicamente, com sucesso, em áreas como a engenharia, medicina e odontologia, dentre outras. As aplicações do fenômeno da superelasticidade podem estar presentes em diversos elementos mecânicos, como parafusos (TRAVASSOS, 2010) e arruelas (PEREIRA et al., 2011), além de dispositivos ortodônticos como micro-molas, stents e arcos, 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 DE AQUINO (2011).

O desempenho desses materiais sob carregamento cíclico é sempre o interesse chave nas suas aplicações. Um aspecto importante no comportamento mecânico dessas LMF é a forte dependência das tensões de transformação em função da frequência de ensaio (Relação de Clausius-Claperyon), devido a geração de calor, a acumulação de calor, a transferência de calor e a temperatura intrínseca (YIN et al., 2014; ZHANG et al., 2016; KAN et al., 2016).

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. Na literatura pode-se encontrar um bom número de trabalhos à respeito da vida em fadiga de elementos de Ligas com Memória de Forma de NiTi em várias condições de ensaio; como por exemplos, estudo da vida em fadiga torcional em instrumentos endodônticos rotatórios de vários fabricantes, verificando a influência de design e acabamento superficial (TRUPI et al., 2006; LARSEN et al., 2009); influência de tratamentos térmicos na fadiga termomecânica (LI et al., 2009); comportamento cíclico à várias frequências e amplitudes sob controle de deformação (BRANCO et al., 2012; ZHANG et al., 2016, KAN et al., 2016), e fadiga superelástica sob controle de tensão mecânica para diferentes razões de tensão ($R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$) (KANG et al., 2012; MORIN et al., 2011 e 2014; YIN et al., 2014; YU et al., 2014).

Apesar da gama de informações já existentes na literatura, várias questões ainda não estão bem respondidas e a fadiga funcional permanece um dos aspectos menos compreendidos do comportamento desses materiais funcionais. Sendo assim, evidencia-se a necessidade de se estudar o comportamento em fadiga de fios de LMF, com particular referência a ligas NiTi superelásticas, quando submetidos a ensaios dinâmicos de tração uniaxial, levando em consideração a *fadiga estrutural* (EGGELER et al., 2004), traduzida em número de ciclos até a ruptura (N_f), e a degradação de suas funções ou propriedades mecânicas afetadas pela ciclagem, conhecida como *fadiga funcional* (EGGELER et al., 2004), e que pode ser medida pela variação nos laços de histerese deformação-recuperação durante o carregamento e descarregamento cíclico do material.

Neste sentido, este trabalho de tese tem como objetivo geral estudar o comportamento em fadiga funcional e estrutural de fios de LMF do tipo NiTi, quando submetidos a ensaios de tração, controlados por tensão mecânica, sob diferentes tipos de carregamento.

Como objetivos específicos pode-se citar:

- Caracterização dos fios de NiTi de diferentes diâmetros (0.3, 0.5, 0.7 e 0.9 mm), verificando as temperaturas de transformação de fase via DSC (Calorimetria Diferencial de Varredura), e os níveis de tensão mecânica de transformação de fase de acordo com a norma ASTM 2516.
- Verificar a ocorrência do fenômeno do auto-aquecimento nos fios de LMF NiTi em função da frequência de carregamento, e avaliar até que ponto esse auto-aquecimento interfere na vida útil desses fios;
- Desenvolver um Planejamento Experimental para avaliar de modo estatístico a melhor programação para os ensaios de tração uniaxial controlados por tensão mecânica até a ruptura dos fios de NiTi, gerando modelos matemáticos que descrevam o comportamento em fadiga desses fios, tendo como resposta o número de ciclos até a ruptura (N_f);
- Analisar a influência das tensões cíclicas de tração e frequências de carregamento na fadiga funcional e estrutural dos fios de LMF NiTi;
- Determinar as variações nas propriedades funcionais intrínsecas ao fenômeno da superelasticidade durante os ensaios dinâmicos de tração uniaxial;
- Determinar as curvas S- N_f , tomando como base o número de ciclos até a ruptura em função da tensão mecânica de tração aplicada, fixando a frequência dos ensaios;
- Submeter os fios de NiTi superelásticos a ensaios por convecção forçada, e investigar se haverá influência no número de ciclos até a ruptura, na condição mais severa de ensaio mecânico (900 MPa – 3.0 Hz);
- Analisar o modo de falha dos fios através da análise da superfície de fratura via MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura);

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ligas com Memória de Forma (LMF)

2.1.1 Aspectos Gerais de LMF

As Ligas com Memória de Forma (LMF) são materiais inteligentes que tem a capacidade de retornar a sua forma anterior quando submetido a uma deformação plástica, e 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 podem apresentar 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 pode-se destacar as ligas NiTi, bem como as ligas de Cu dos sistemas Cu-Al-Zn, Cu-Al-Ni (OTSUKA e WAYMAN, 1998).

Embora os fenômenos termomecânicos de certas ligas metálicas tenham sido conhecidos nos anos 30 (Arne Olander foi o primeiro a observá-los em 1932), apenas nos anos 60 é que se passou a explorar esses materiais com mais intensidade, devido a descoberta da liga de NiTi, também conhecida como NiTiNOL (*Nickel Titanium Naval Ordnance Laboratory*), em que os aspectos metalúrgicos e as potenciais aplicações práticas começaram a despertar grande interesse científico e tecnológico. O NiTiNOL 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 2.1 para as LMF de NiTi. A *Austenita* (A), que se forma à alta temperatura, apresenta uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (Fig. 2.1a), e a *Martensita* (M), que ocorre à baixa temperatura, apresenta uma estrutura cristalina ortorrômbica ou monoclínica (Fig. 2.1b).

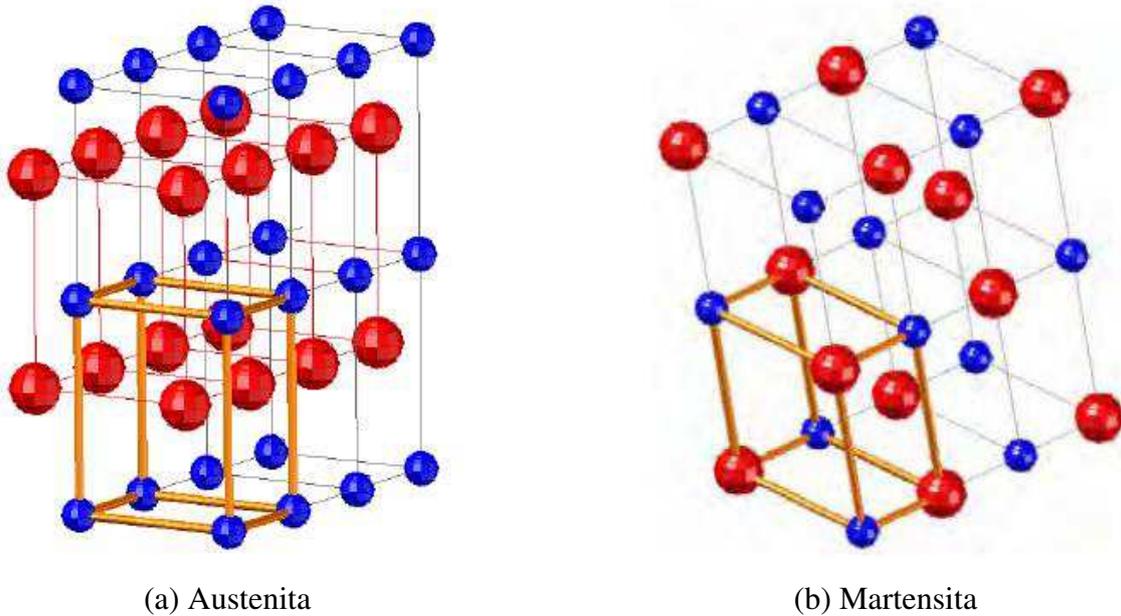


Figura 2.1 - Estruturas cristalinas típicas de LMF NiTi. (a) Fase Austenita; (b) Fase martensita.

Fonte: DE AQUINO (2011)

A transformação de uma fase para outra não ocorre por difusão atômica, mas através de distorções por cisalhamento, conhecida como Transformação Martensítica (TM), onde 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 (LAGOUDAS, 2008), que se revela após aplicação do carregamento mecânico, como mostra a ilustração da Figura 2.2.

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).

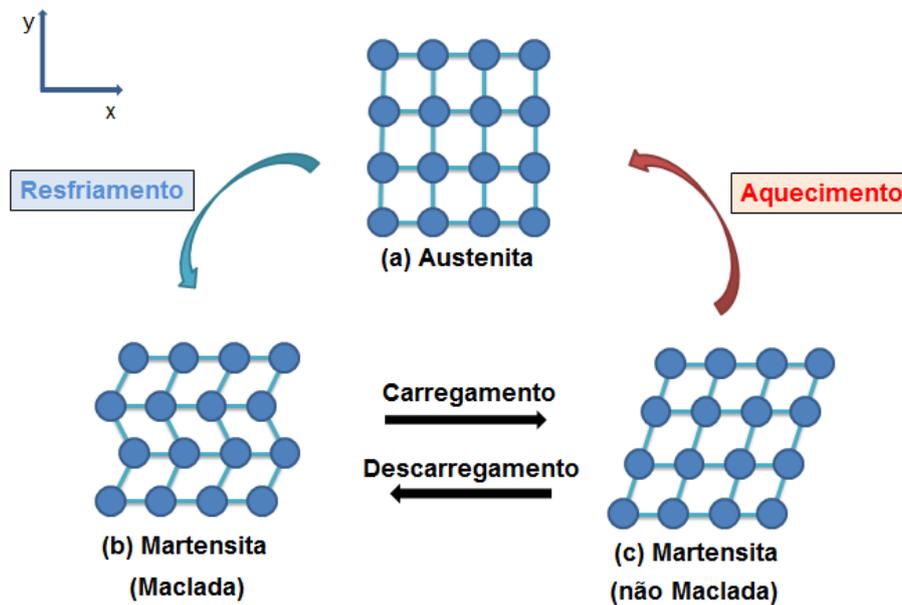


Figura 2.2 - Esquema da mudança estrutural que ocorre nas ligas com memória de forma.

Fonte: Autoria própria

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 2.3 ilustra 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 apresenta uma histerese em temperatura (H_t), que é medida a 50% da transformação. As temperaturas de transformação definidas na Figura 2.3 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 inicial de transformação martensítica (resfriamento); M_f : Temperatura final da transformação martensítica (resfriamento); A_s : Temperatura inicial da transformação austenítica (aquecimento); A_f : Temperatura final da transformação austenítica (aquecimento); H_t : Histerese da transformação (resfriamento e aquecimento).

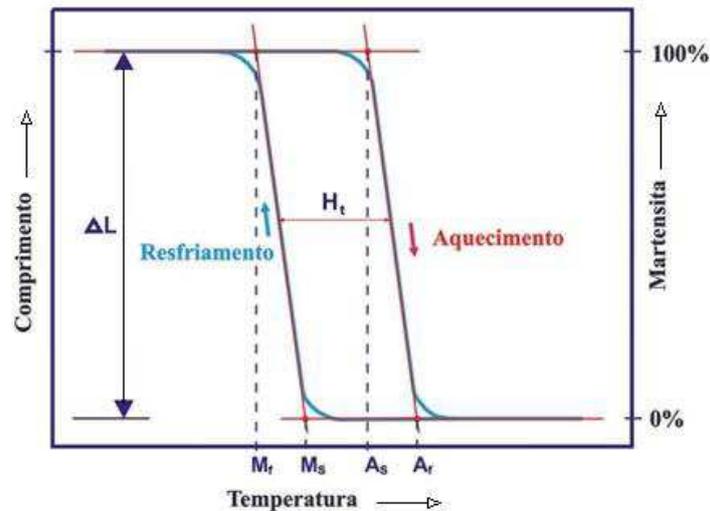


Figura 2.3 - Esquematização da transformação martensítica termoelástica ilustrando a determinação das temperaturas críticas (M_s , M_f , A_s e A_f) e da histerese da transformação (H_t) durante um ciclo térmico de resfriamento e aquecimento. **Fonte:** Arquivo do autor (2012)

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, e essas variações podem ser observadas através de 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).

2.1.2 Comportamento Termomecânico de LMF

2.1.2.1 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 pseudoplástica (da ordem de até 8 %) a uma temperatura relativamente baixa e, ao serem expostos a uma temperatura mais elevada, retomam a forma inicial, como ilustra a Figura 2.4. 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.

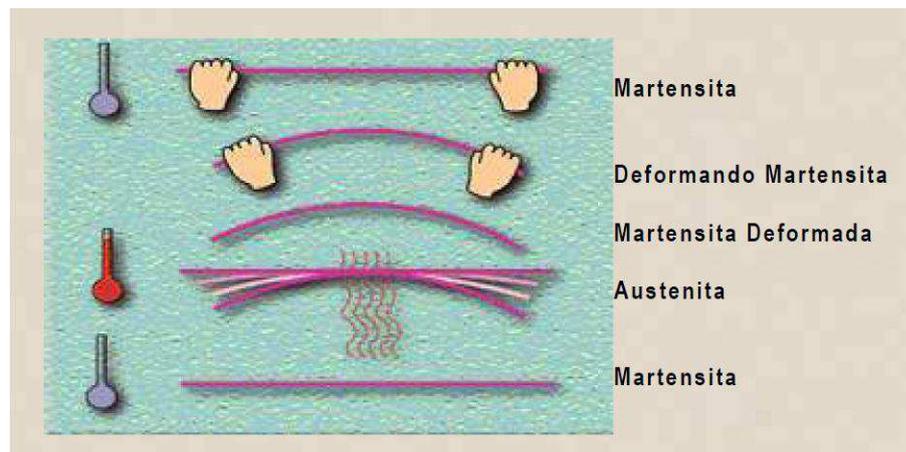


Figura 2.4 - Ilustração da visão macroscópica do EMF em uma barra de LMF submetida a deformação por flexão. **Fonte:** NASCIMENTO (2007)

Quando o EMF ocorre 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 2.5, 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 .

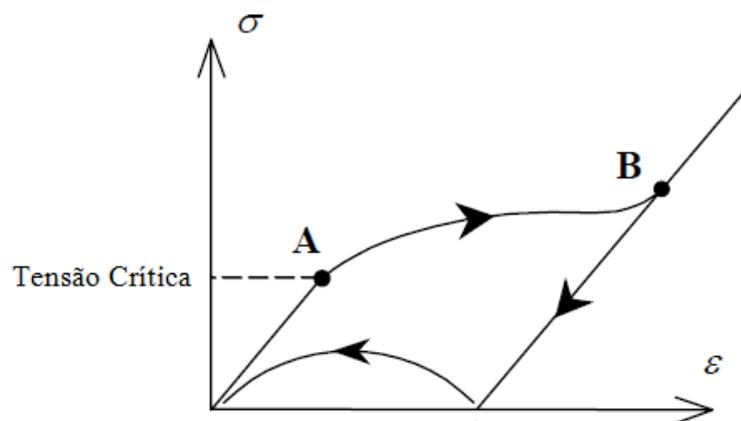


Figura 2.5 - Ilustração do EMFS através de uma curva tensão – deformação de uma LMF em estado martensítico. **Fonte:** DUCOS (2006)

Embora uma grande variedade de ligas metálicas possa apresentar este fenômeno de EMF, só apresentam interesse comercial aquelas LMF nas quais é possível obter-se 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).

2.1.2.2 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 2.6. Essa figura ilustra uma curva tensão-deformação de uma LMF sujeita a carregamento e descarregamento a uma temperatura constante acima de A_f .

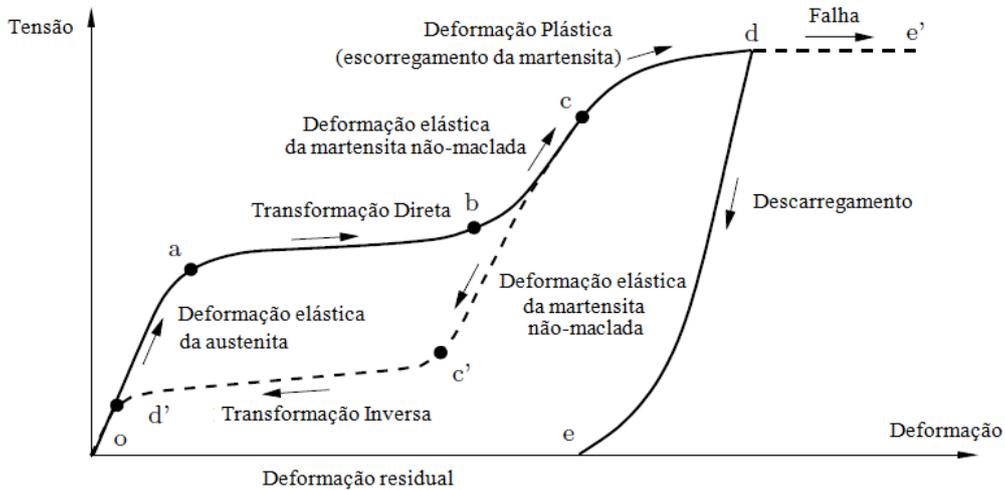


Figura 2.6 - Ilustração do comportamento superelástico típico de uma LMF NiTi. **Fonte:** SANTOS (2011)

Na ilustração da Figura 2.6, 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 plástico 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 (Trecho o-a). Existe um valor crítico (ponto a) após o qual a estrutura se torna instável, e uma transformação da fase austenita para martensita induzida por tensão ocorre. Como a deformação prossegue, a tensão permanece quase constante até a LMF ser completamente transformada (Trecho a-b). Neste trecho as duas fases coexistem. Após a remoção da tensão aplicada, ocorre um descarregamento elástico da martensita não-maclada, orientada pelo carregamento (Trecho 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 (Trecho 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 2.3, 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 2.7 ilustra esquematicamente o mecanismo da SE descrita pela curva tensão – deformação da Figura 2.6.

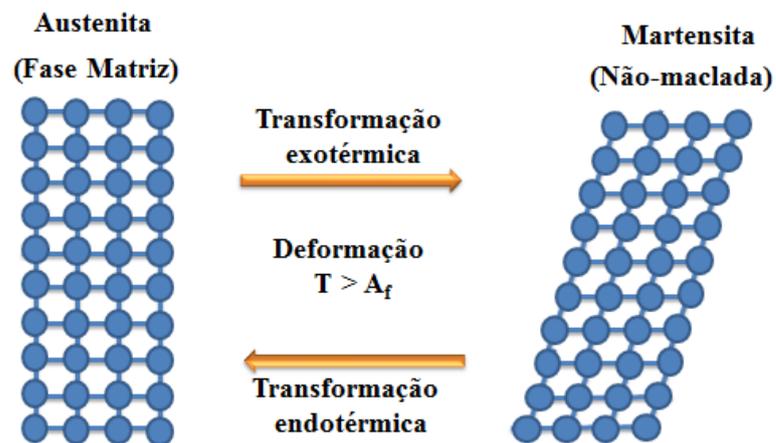


Figura 2.7 - Esquemática do mecanismo da SE. **Fonte:** Autoria própria

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

2.2 LMF do Sistema NiTi

2.2.1. Aspectos Gerais de LMF do Sistema NiTi

As LMF do tipo NiTi, mais conhecidas comercialmente como Nitinol, apresentam comportamentos de EMFS, EMFD e SE situados entre 1 % e 8 % de recuperação de deformação (LAGOUDAS, 2008), sendo bastante empregadas em várias aplicações. Estas LMF apresentam ainda boa resistência à corrosão, boas características de conformação à quente, e dificuldade para conformação à 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 das ciências da saúde, com ênfase a 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 NiTi é possível alterar o comportamento deste tipo de LMF, de forma a melhor se adaptarem as necessidades de projeto, respondendo melhor a superelasticidade ou ao efeito 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 2.1.

Existem várias configurações da relação NiTi que permitem que uma LMF desse sistema inicie a fase austenita em temperaturas mais baixas, conferindo-lhe um melhor comportamento superelástico. A Tabela 2.2 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 2.1 – Principais características físicas e mecânicas das LMF NiTi.

Temperatura de fusão	1300°C
Densidade	6,45 b/cm ³
Resistividade da Austenita	~ 100 μΩ cm
Resistividade da Martensita	~ 70 μΩ cm
Condutividade térmica da Austenita	18 W/(cm °C)
Condutividade térmica da Martensita	8,5 W/(cm °C)
Resistência à corrosão	Similar às ligas Ti
Módulo de elasticidade da Austenita	~ 80 GPa
Módulo de elasticidade da Martensita	~ 20 a 40 GPa
Tensão característica da Austenita	190 a 700 MPa
Tensão característica da Martensita	70 a 140 MPa
Tensão última de cedência	~ 900 MPa
Temperatura de transformação	- 200 a 110°C
Deformação com memória de forma	8,5 %

Fonte: SAES Getters Group (2009)

Tabela 2.2 – Exemplos de temperaturas típicas para o início da fase austenita em LMF NiTi para obtenção de EMF ou SE acima da temperatura ambiente.

Ligas de Memória de Forma	Ligas Superelásticas
$A_s = + 95^\circ\text{C}$	$A_s = - 25^\circ\text{C}$
$A_s = + 70^\circ\text{C}$	$A_s = - 50^\circ\text{C}$
$A_s = + 60^\circ\text{C}$	
$A_s = + 55^\circ\text{C}$	
$A_s = + 45^\circ\text{C}$	

Fonte: SAES Getters Group (2009) - adaptado

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. Nesta situação, as temperaturas de início da fase austenita são 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. Isto garante que exista uma dissipação de energia sem que haja deformação plástica residual no material.

2.2.2 Aplicações das LMF do Sistema NiTi

São várias as aplicações para as LMF, em áreas tão diversas como a medicina, a odontologia, design 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: design e inventos, uniões, acoplamentos e engates, atuadores e microatuadores, materiais adaptáveis e compostos híbridos, na área biomédica, e aeroespacial (JANI et al., 2013).

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) (DE SOUZA, 2005). Na Figura 2.8 são apresentados alguns componentes aplicados na medicina e odontologia que exibem o EMF e/ou a SE.

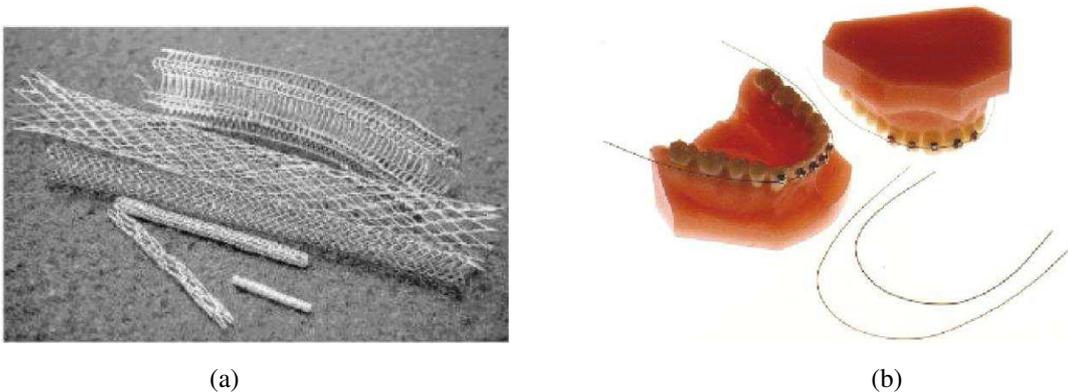


Figura 2.8 - Exemplos de aplicações médico-odontológicas de LMF NiTi. (a) *Stents* auto expansíveis com memória de forma; (b) Arcos ortodônticos superelásticos. **Fonte:** DUCOS (2006)

Outras aplicações de destaque das LMF na área médica são as próteses e grampos. Esses itens são projetados para substituir ou fixar ossos fraturados ou danificados, e devido aos efeitos da liga, quando em contato com a temperatura do corpo humano, os grampos se mantêm sempre tensionados, garantindo assim, melhor recuperação de uma fratura. A Figura 2.9, ilustra esse componente.

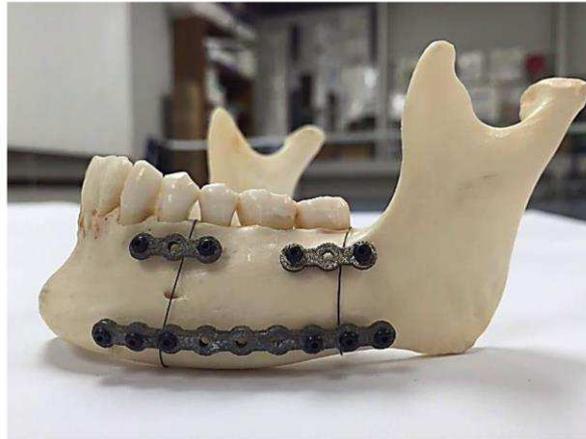


Figura 2.9 - Próteses ósseas de LMF. **Fonte:** JAHADAKBAR et al. (2016)

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 2.10 e tem inspirado um grande número de aplicações.

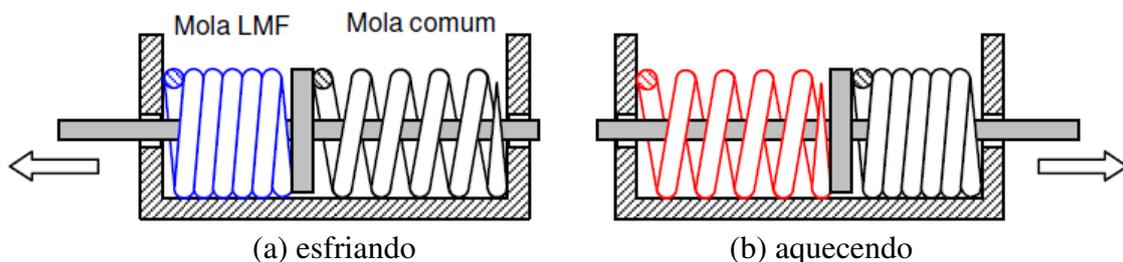


Figura 2.10 - Representação esquemática de um atuador termomecânico baseado em molas helicoidais de LMF e convencionais. **Fonte:** AQUINO (2011) adaptado de HODGSON e BROWN (2000)

O comportamento único das LMF NiTi gerou aplicações inovadoras nas indústrias aeroespacial, automotiva, automação e controle, eletrodomésticos, energia, processamento químico, aquecimento e ventilação, segurança e segurança eletrônica (JANI et al., 2013). Algumas destas aplicações utilizam métodos, conceitos ou técnicas semelhantes, que também são aplicáveis para outras áreas; Tais como as molas de velocidade termovariável NiTi (TVR), que são usadas para controlar a porta de abertura no forno auto-limpador, também é usada para oferecer deslocamento de marchas suave para transmissões automáticas da Mercedes-Benz, dispositivos de segurança doméstica, para controlar a água quente (Memrysafe antiscald valves da Memry Corporation), e para válvulas de segurança industriais para evitar o fluxo de gases inflamáveis e perigosos (Firechek da Memry Corporation) (JANI et al., 2013), como mostra a Figura 2.11.



Figura 2.11 - Aplicações de molas de NiTi de taxa termovariável NiTi (TVR). **Fonte:** JANI et al. (2013)

Conectores e elementos de fixação com capacidade de “auto-torque” são outra possibilidade (SONG et al., 1999). Uma possível aplicação se dá nas arruelas de liga de memória de forma, que atuam como pré-tensionadores. Estando a arruela pré-comprimida entre a cabeça do parafuso e o flange, ao ser aquecida, ela se expande, tensionando o parafuso sem que o mesmo seja submetido às tensões de cisalhamento presentes no método original, que envolve o aperto promovido por um torque (ROMANO et al., 2008).

Na indústria aeroespacial as LMF são adequadas em aplicações como amortecedores de vibração e isoladores, devido ao seu comportamento único (JANI et

al., 2013). Pesquisas recentes foram realizadas para estudar essas aplicações em detalhes, e algumas patentes foram arquivadas para explorar essas vantagens (JANI et al., 2013). Outras aplicações de LMF propostas ou desenvolvidas para o setor aeroespacial (Fig. 2.12) são: o sistema de asa telescópica (KNOWLES et al., 2004 apud JANI et al., 2013), de asa morphing (flexível) (MANZO et al., 2005 apud JANI et al., 2013), o trem de pouso retrátil (KUTLUCINAR et al., 2005 apud JANI et al., 2013), os componentes do motor a jato (SON e MA, 2012 apud JANI et al., 2013), as estruturas morphing (flexíveis) (WOOD, 2007 apud JANI et al., 2013), atuadores relacionados com aeronaves (MABE et al., 2011 apud JANI et al., 2013) e aero-estruturas (WIDDLE et al., 2009 apud JANI et al., 2013).

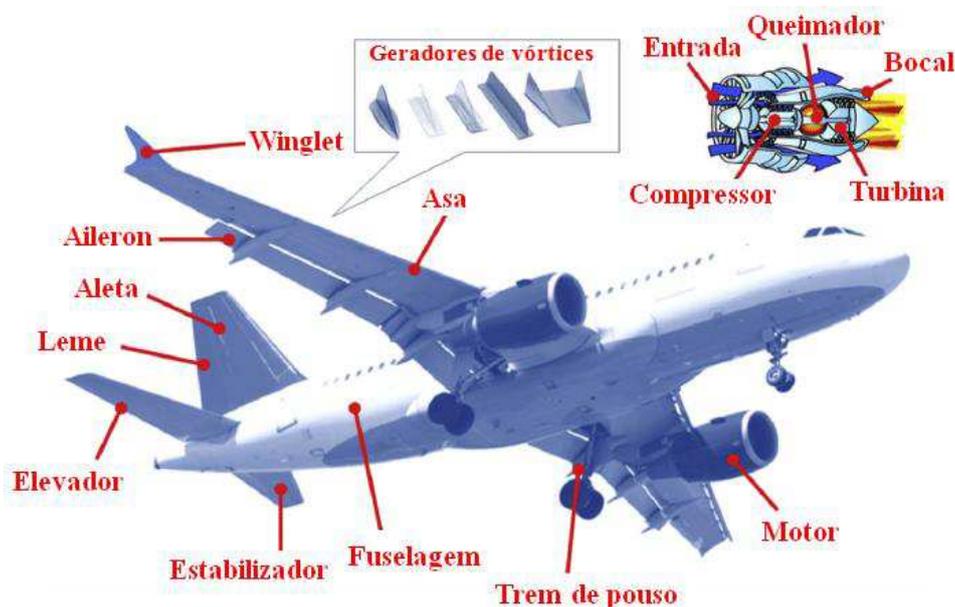


Figura 2.12 - Aplicações de LMF existentes e potenciais no domínio aeroespacial. **Fonte:** JANI et al. (2013).

Quanto aos níveis de ruído durante pousos e decolagens de aeronaves, os regulamentos mundiais se tornaram mais restritos nos últimos anos. Para reduzir tal ruído, muitos projetistas desenharam uma nova configuração na saída da nacela das turbinas dos aviões, mais especificamente, ondulações chamadas de chevron, que causam uma perturbação nos gases de escape da turbina reduzindo o seu nível de ruído. Pesquisas apontam atuadores de LMF embutidos nos chevrons, onde em vôos de baixa velocidade ou baixa altitude, os chevrons ficam levemente envergados e perturbam ainda mais o fluxo dos gases de escape, aumentando seu efeito. Já em vôos de grande altitude ou alta velocidade, as LMF inseridas são resfriadas até sua forma martensítica, deixando os chevrons mais aplainados, diminuindo sua perturbação e aumentando assim

o desempenho da turbina (MABE et al., 2005). A Figura 2.13 mostra a configuração dos *chevrons* de geometria variável utilizados pela Boeing.

A Figura 2.14 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).

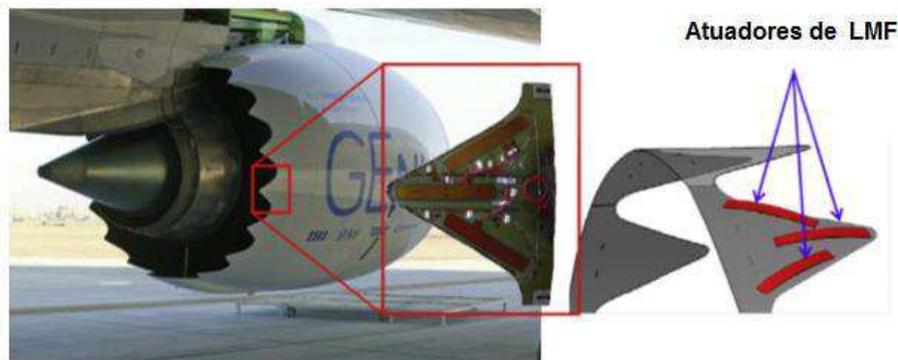


Figura 2.13 - Geometria variável chevron da Boeing (VGC). **Fonte:** JANI et al. (2013).

Para o funcionamento do acoplamento CryOfit, o mesmo é imerso em nitrogênio líquido (aproximadamente -196°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).

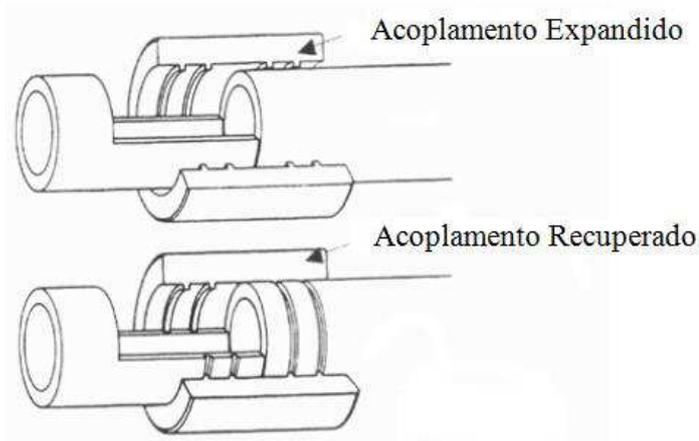


Figura 2.14 - Acoplamento de LMF do tipo CryOfit para união de tubos. **Fonte:** HODGSON e BROWN (2000)

Na área da Engenharia Civil, materiais pseudoelásticos vêm sendo testados em modelos de pontes e outras estruturas, sendo submetidos a esforços que simulam terremotos biaxiais. Os resultados mostram que além de serem realmente efetivos na redução de deslocamentos permanentes, tais materiais têm reduzido consideravelmente os danos a regiões plastificadas e melhoraram consideravelmente os resultados em relação a construções com materiais convencionais.

Nas 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, contudo, 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 (TORRA et al., 2015).

A Figura 2.15 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).

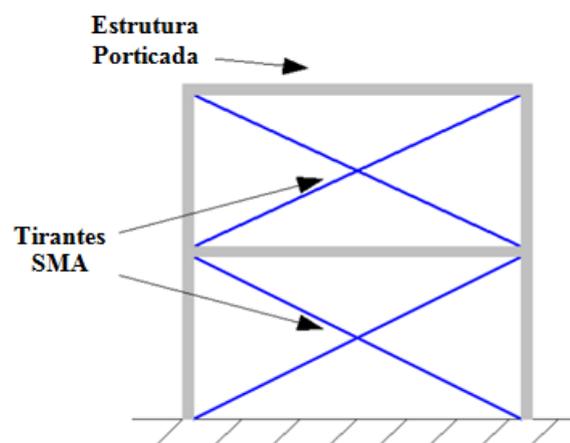


Figura 2.15 - Exemplo de uma estrutura porticada contendo tirantes de LMF. **Fonte:** SEMIÃO (2010)

Ainda na Engenharia Civil, TORRA et al. (2013) analisaram a resposta dinâmica de um dispositivo fabricado em LMF superelástica de NiTi acoplado a cabos de aço de uma ponte estaiada. Foram obtidos resultados bastante promissores no que diz respeito ao amortecimento gerado pela dissipação de energia, bem como a redução das amplitudes de oscilação sofrida pela estrutura, demonstrando a eficiência do dispositivo utilizando LMF. A montagem experimental realizada é apresentada na Figura 2.16.



Figura 2.16 - Vista geral dos cabos de aço de uma ponte estaiada. (A) Cabos. (B) Dispositivo de LMF de NiTi. (C) Instrumentação eletrônica utilizada. **Fonte:** TORRA et al. (2013)

Com a utilização desses dispositivos, foi possível reduzir pela metade as amplitudes de oscilação sofridas pela estrutura. Além disso, devido a dependência térmica do comportamento da LMF empregada, o dispositivo apresentou boa resposta mecânica tanto no verão, onde são atingidas temperaturas de até 40°C, quanto no inverno, onde as temperaturas poderiam cair até cerca de - 20°C, ratificando assim o potencial desses materiais.

Na área da robótica, atuadores a partir de fios de LMF vêm sendo amplamente estudados para a utilização, tendo como principal vantagem reduzir o peso e aumentar a mobilidade no sistema.

Alguns atuadores utilizam como indutor de mudança de fase do material, a variação de temperatura promovida por uma placa com efeito Peltier. Efeito este, que gera um gradiente de temperatura em duas junções de condutores (ou semicondutores) de materiais diferentes quando submetidos a uma tensão elétrica em um circuito fechado (consequentemente, percorrido por uma corrente elétrica).

Diversos tipos de protótipos já foram projetados, como mostrado na Figura 2.17, inclusive popularizando os fios de memória de forma como wire-muscles.

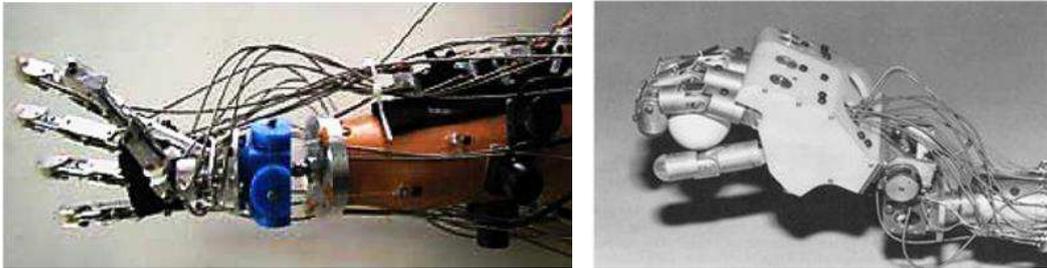


Figura 2.17 – Aplicações das SMA na robótica. **Fonte:** JANI et al. (2013)

2.2.3 Deformações das ligas NiTi

Os materiais que exibem Transformações Martensíticas Termoelásticas, apresentam modos de deformação fortemente dependentes da relação entre a temperatura de deformação (T_d) e as temperaturas de transformação. Segundo MIYAZAKI et al. (1981); e MELTON e MERCIER (1979), quatro regimes de temperatura podem ser destacados:

1. $T_d < M_f$ – Neste caso têm-se uma estrutura martensítica maclada, composta de várias variantes com orientações diferentes. A deformação consiste no movimento dos contornos entre as placas e maclas de martensita (demaclação), resultando na reorientação da martensita, com o crescimento de uma variante melhor orientada em relação à tensão aplicada, às custas de outra adjacente, orientada desfavoravelmente.
2. $M_s < T_d < A_s$ – O material em seu estado austenítico, no carregamento ocorre formação de martensita induzida por tensão, que, por ser estável neste intervalo de temperaturas, permanece após a retirada da carga.
3. $A_f < T_d < M_D$ – Neste caso a deformação ocorre através da formação de martensita induzida por tensão, que, com a retirada da carga, torna-se instável e retorna à fase austenítica.
4. $T_d > M_D$ – Nesta faixa de temperaturas ocorre deformação plástica da austenita antes que haja formação de martensita induzida por tensão. A tensão crítica para formação de martensita torna-se maior que a tensão necessária para promover a deformação plástica

pelo movimento de deslocções. Acima dessa temperatura, a LMF NiTi reage como um material comum (Figura 40).

Segundo PELTON et al. (2000), quanto maior a temperatura de ensaio, maior o plateau de transformação e menor a vida útil da LMF NiTi, como mostrado na Figura 2.18.

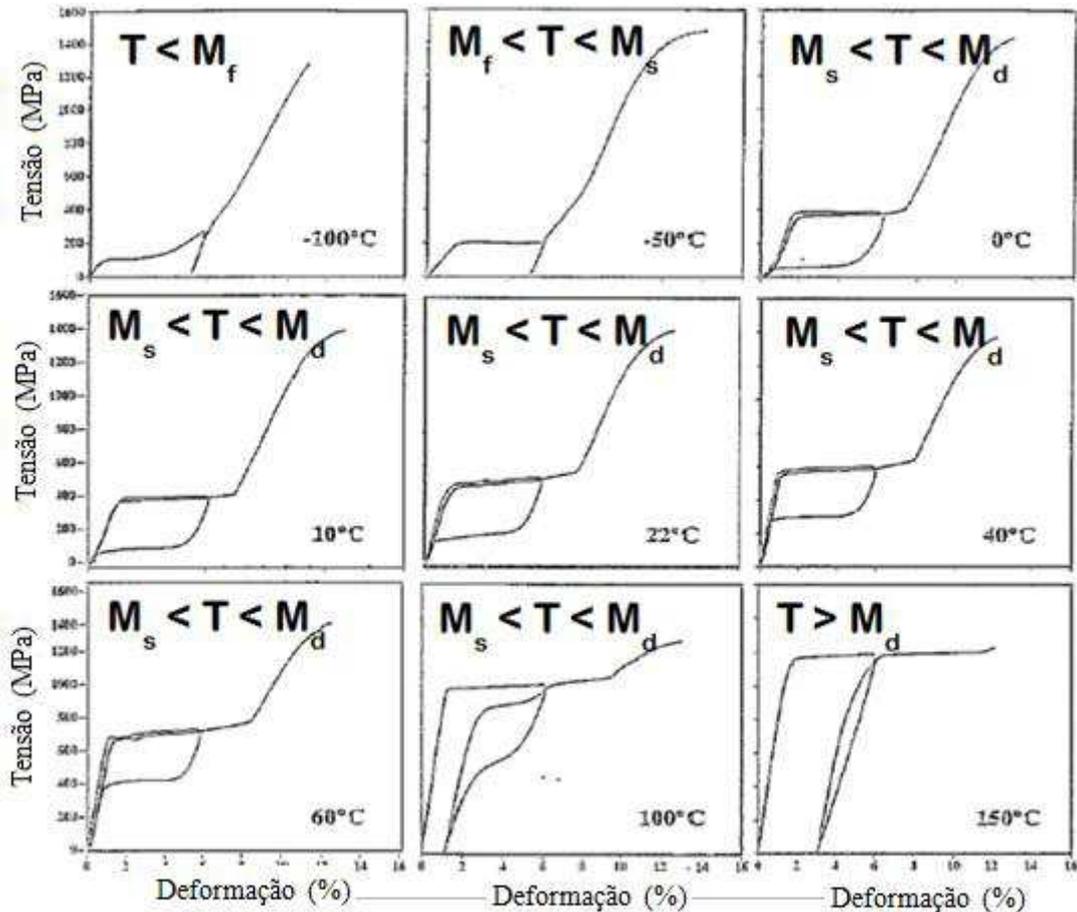


Figura 2.18 – Plateau de transformação sob diferentes tipos de temperatura de uma LMF NiTi. **Fonte:** PELTON et al., (2000)

2.2.4 Capacidade de Amortecimento das Ligas com Memória de Forma

Segundo SCHMIDT (2004), as LMFs possuem características de amortecimento evidentes. Embora o fator do atrito interno seja um pouco menor do que materiais de amortecimento viscoelástico, como a borracha, o módulo de elasticidade e resistência das LMFs são muito superior, e por isso, se torna apreciável sua aplicação em sistemas que exigem amortecimento. No entanto, existem poucos estudos sobre as características de amortecimento das LMFs no momento, especialmente sobre a dependência das

características de amortecimento em relação à temperatura, frequência de carregamento e o amortecimento durante a transformação de fase.

SEPÚLVEDA (2009) afirma que as LMFs estão inseridas numa classe extraordinária de metais que exibem propriedades únicas, tais como: grande recuperação da deformação após aquecimento (efeito memória de forma) ou descarga (superelasticidade), alta resistência substancial à fadiga e um nível elevado de amortecimento. Entre estas propriedades, o efeito superelástico torna essas ligas adequadas para técnicas de controle de vibração passiva. Isso se deve ao fato das suas características peculiares às transformações entre suas duas fases estáveis: martensita e austenita. O material no estado austenítico (fase de "temperatura elevada") se transforma no estado martensítico (fase de "baixa temperatura") quando ele é carregado acima em certo nível de tensão.

SOUL et al. (2010), estudaram a capacidade de amortecimento associado com o comportamento histerético de fios superelásticos de NiTi, com diâmetros de 2,46 mm e 0,5 mm e 120 mm de comprimento. Eles definiram a Capacidade de Amortecimento Específico (SCD), como a razão entre a histerese de energia (ΔW) e a máxima deformação de trabalho (W) sobre um ciclo completo pseudoelástico, como mostra a Figura 2.19. Segundo SOUL et al. (2010), a diferença entre o plateau de transformação direta e reversa e a Capacidade de Amortecimento Específico (SCD), são os parâmetros usuais utilizados para caracterizar a qualidade do amortecimento de um material.

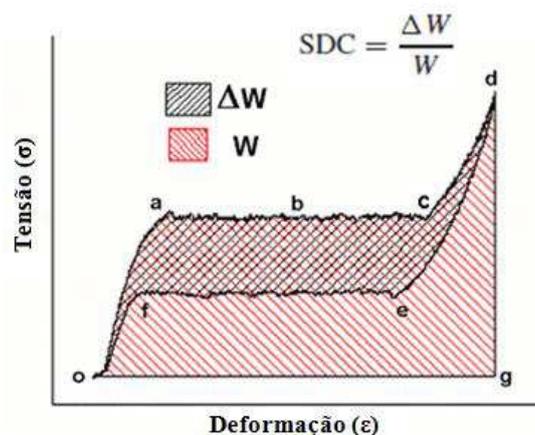


Figura 2.19 – Definição em termos de energia para a evolução do SDC. **Fonte:** SOUL et al., (2010)

Após a estabilização dos fios (100 ciclos), vários ciclos a diferentes frequências de carregamento (até 3 Hz), controlados por deformação (de 0 % a 8 %), foram feitos nos dois fios, e o amortecimento viscoso de ambos os fios foi registrado (Fig. 2.20).

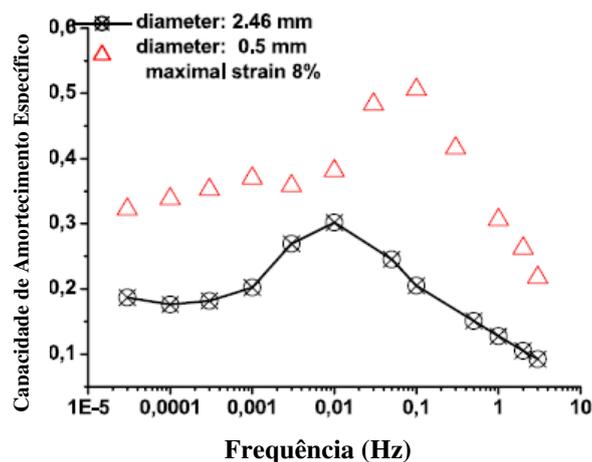


Figura 2.20 – Capacidade de amortecimento específico em função da frequência de ciclagem. **Fonte:** SOUL et al. (2010)

Como observado por SOUL et al. (2010), o fio de menor diâmetro mostra melhor capacidade de amortecimento específico, nas faixas de menor frequência, demonstrando a forte dependência do amortecimento dessas LMF com a frequência de trabalho.

Pesquisas demonstram a eficiência da aplicação das LMF para confecção de elementos de conexão em estruturas de aço auxiliando no amortecimento do sistema. Elementos com essas propriedades são uma alternativa viável quando adicional dissipação de energia é requerida.

K.C. ATLI (2016) afirma que a capacidade de amortecimento de um material a ser usado como isolador de vibração passiva, geralmente é caracterizada pelo fenômeno de Fricção Interna ($FI - Q^{-1}_{int.m}$), geralmente definido como a dissipação de energia mecânica dentro de um meio sólido, líquido ou gasoso. Ele submeteu amostras de LMF NiTi quase equiatômicas, na forma de dog-bone, com um tamanho útil de $8 \times 3 \times 1 \text{ mm}^3$ a testes de tração uniaxial controlados por deformação (1, 2, 3, 4, 5, 7.5 e 10%), a uma taxa de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, em uma máquina de teste MTS servo-hidráulico. A tensão axial foi medida usando um extensômetro de alta temperatura. A Figura 2.21 ilustra os resultados obtidos para a Fricção Interna das amostras submetidas aos ensaios de tração uniaxial.

Segundo K.C. ATLI (2016) à medida que o nível de deformação aumenta, a capacidade de amortecimento da LMF diminuiu linearmente, caindo para cerca de 50% em uma deformação de 10%. Acredita-se que é devido à geração severa de discordâncias e formação de martensita maclada, induzida pela variação de temperatura neste material, evidenciado pela deformação residual acumulada durante os ciclos de deformação, dificultando o movimento das interfaces. Uma vez que o ciclo térmico restaurou os níveis de FI da martensita em todas as amostras, o principal mecanismo

para a queda nos valores de amortecimento é postulado como a diminuição das interfaces internas como resultado de processos de reorientação (detwinning). Após o ciclo térmico, a microestrutura foi quase restaurada perto de seu estado original não deformado, isto é, alternando de variante única para estrutura martensítica autoacomodada.

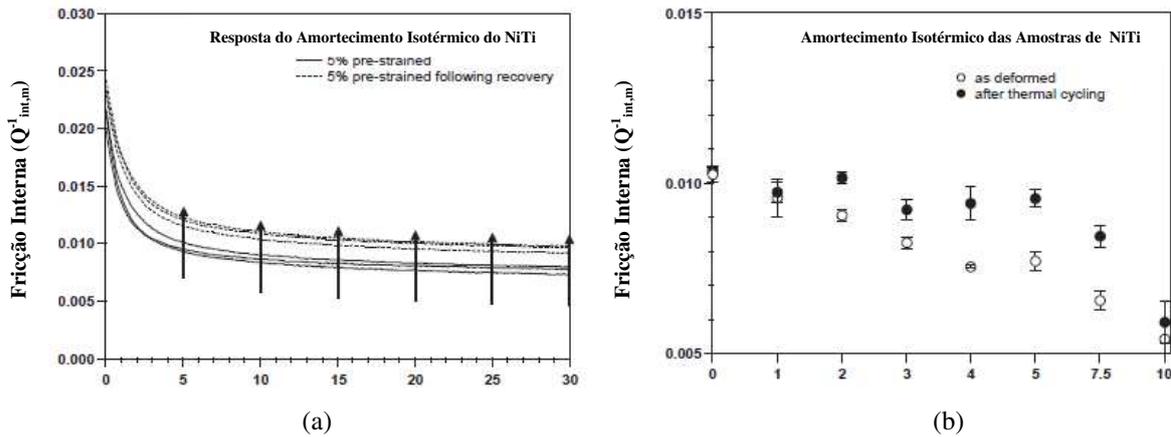


Figura 2.21 – (a) Mudança na resposta de amortecimento isotérmico a temperatura ambiente do NiTi deformado a 5% após o ciclo térmico (as setas indicam o aumento nos valores da FI). (b) Uma compilação de valores de FI para todas as amostras deformadas antes e depois do ciclo térmico.

Portanto, segundo K.C. ATLI (2016), quanto mais fácil o movimento de defeitos, maior sua densidade e maiores serão os seus deslocamentos, resultando numa maior capacidade de amortecimento.

Segundo MORAIS et al (2017), as LMF são aplicadas em amortecedores devido à dissipação de energia, existente em virtude da transformação direta e inversa ocorrer em diferentes níveis de tensão, apresentando assim um ciclo histerético, que reduz consequentemente a quantidade de energia transmitida à estrutura sob proteção. Ainda, devido à natureza errática e imprevisível da atividade sísmica, pode ser vantajoso ter um dispositivo que possa parar movimentos indesejáveis para baixos níveis de carga, devido a atuações externas na estrutura relacionadas às atividades sísmicas, como o vento, e permitir uma boa variedade de deslocamentos para terremotos moderados sob carga quase constante, e também resistir ao deslocamento adicional da estrutura se submetido à atividade sísmica de alta intensidade. Nesse sentido, MORAIS et al. (2017), desenvolveram um dispositivo de amortecimento, semelhante a um cilindro hidráulico, com um corpo tubular e fios superelásticos de LMF NiTi (Figura 2.22a). Testes cíclicos de tração/compressão foram realizados no amortecedor, variando-se a

frequência de carregamento e a amplitude de deformação, simulando variações sísmicas. Utilizou-se uma máquina de teste servo-hidráulica (SCHENCK HYDROPULS PSB - 500 kN) dotada de controle de deslocamento (Figura 2.22b). Uma célula de carga e um transdutor de deslocamento foram utilizados para medir a carga externa e o deslocamento aplicado, respectivamente. Os resultados obtidos foram analisados e comparados para calcular a relação de amortecimento viscoso equivalente (ξ) (Eq. 3.2).



(a)



(b)

Figura 2.22 – (a) Amortecedor. (b) Dispositivo montado na máquina de teste. **Fonte:** Adaptado de MORAIS et al (2017)

Os resultados obtidos por MORAIS et al. (2017) ilustram a sensibilidade do dispositivo à amplitude de deformação e a taxa de deformação em relação à sua capacidade de amortecimento. Observaram que ambos os parâmetros têm um efeito decrescente na proporção de amortecimento viscoso equivalente do dispositivo, tendo em vista as condições específicas dos testes (temperatura ambiente, amplitude aplicada e faixas de frequência cíclica) (Figura 2.23a e 2.23b). Relataram que à medida que a amplitude da deformação aumenta, a E_D também aumenta conforme o esperado, mas o índice de amortecimento diminui. E para maiores taxas de deformação registraram-se menores níveis de amortecimento. Segundo MORAIS et al. (2017), isto é devido às mudanças de temperatura durante os ciclos de teste, e este diferencial de temperatura influencia o nível de tensão associado à transformação martensítica direta e inversa, alterando a forma geral do ciclo histerético.

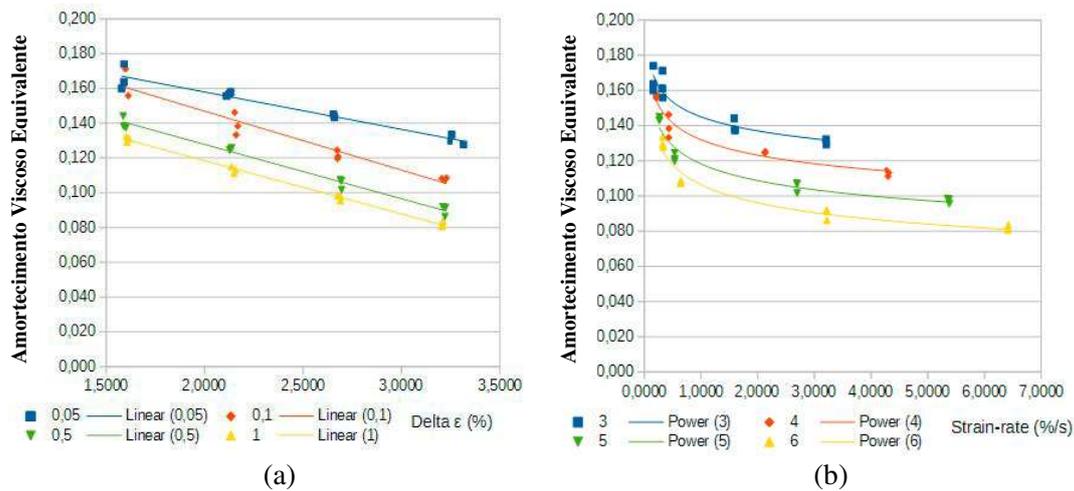


Figura 2.23 – (a) Influência da amplitude de deformação na relação de amortecimento do dispositivo. (b) Influência da taxa de deformação na relação de amortecimento do dispositivo. **Fonte:** MORAIS et al. (2017)

2.3 Fadiga em Metais

2.3.1 Características Gerais

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 apresentam 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, 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. Se o número de ciclos necessários para causar dano por fadiga é menor que 10^4 , a fadiga é denominada de baixo ciclo, em contraste, 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_f , ilustrado na Figura 2.24, que correlaciona a amplitude de tensão (σ_a), que é a metade da diferença algébrica entre as tensões máxima ($\sigma_{máx}$) e mínima ($\sigma_{mín}$), 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 formas de medição da resistência dos materiais, submetidos a cargas dinâmicas, estarem disponíveis hoje em dia.

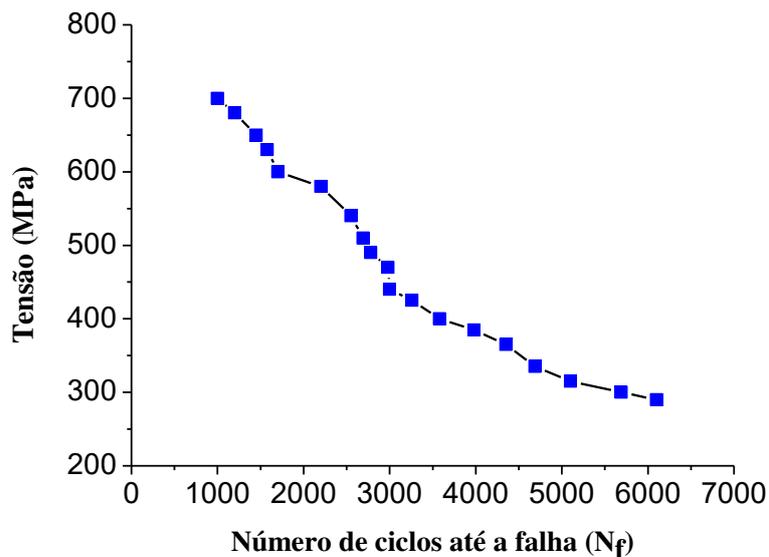


Figura 2.24 – Diagrama S-N_f típico. **Fonte:** Autoria própria

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 (ϵ) com número de ciclos (N_f), através da curva ϵ -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: a) Estágio I, onde há o início da trinca ou nucleação da mesma; b) Estágio II, que envolve o maior tempo de vida da peça, ocorrendo a propagação da trinca; e c) 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 2.25 é mostrado o processo de falha por fadiga dos materiais.

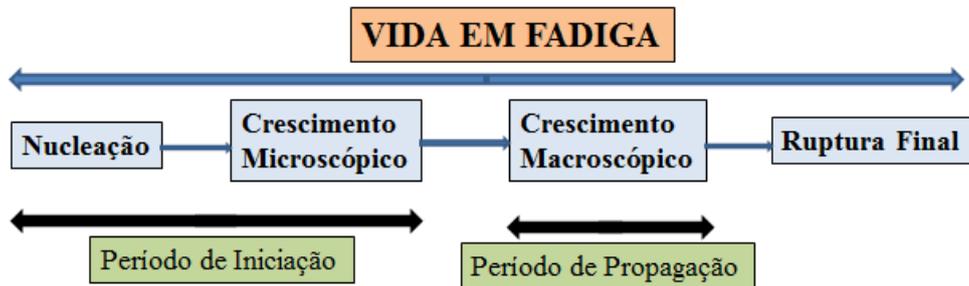


Figura 2.25 - Processo de fadiga tipicamente observado nos materiais metálicos em geral. **Fonte:** Autoria própria.

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), quanto microscópica (estrias). A Figura 2.26 ilustra uma superfície de fratura após ciclagem mecânica variável no tempo e consequente ruptura por fadiga. Na Figura 2.26a, observa-se no ponto 1, a iniciação da trinca, no ponto 2, marcas de praia ou linhas de paragem, e no ponto 3, a zona de fratura instável final.

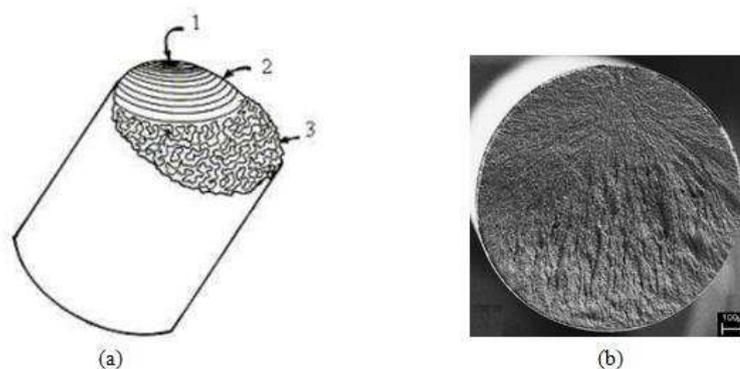


Figura 2.26 - Superfície típica de fratura por fadiga. (a) Ilustração esquemática. (b) Fotografia real de uma superfície de ruptura. **Fonte:** Disponível em <http://fei.edu.br>. Acesso em 25/04/2012.

Em geral, a fadiga pode ser causada por qualquer carregamento que varie com o tempo, podendo ser de amplitude constante ou de amplitude variável. Segundo DIETER et al. (1988), três fatores básicos são necessários para causar falhas por fadiga: uma tensão de tração com um valor suficientemente alto, uma variação ou flutuação grande o bastante na tensão aplicada e um número suficientemente grande de ciclos aplicados.

Adicionalmente a estes fatores, há uma grande quantidade de outras variáveis que tendem a alterar as condições para a fadiga, como concentração de tensões, corrosão, temperatura, tensões residuais, etc. 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. O tipo de carregamento com amplitude constante pode ser observado na Figura 2.27.

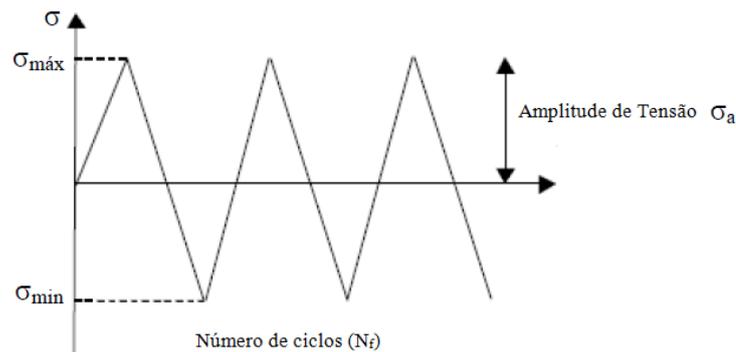


Figura 2.27 - Carregamento constante – tensão vs número de ciclos. **Fonte:** COLIM (2006)

De acordo com a Figura 2.27, 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:

$$\sigma_m = (\sigma_{máx} + \sigma_{mín})/2 \quad (2.1)$$

$$\sigma_a = (\sigma_{máx} - \sigma_{mín})/2 \quad (2.2)$$

$$R = \sigma_{mín} / \sigma_{máx} \quad (2.3)$$

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 2.28 apresenta estas três situações.

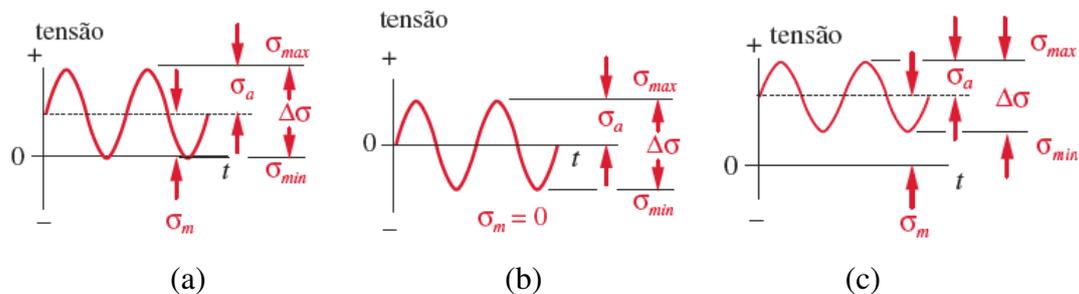


Figura 2.28 – Tipos de carregamento: (a) Repetido, (b) Totalmente reverso, (c) Flutuante. **Fonte:** NORTON (2013)

Segundo MEYERS e CHAWLA (1982), as fraturas por fadiga se originam quase que exclusivamente na superfície da peça ou próximo a ela. Em todos os materiais há regiões de não homogeneidade localizada, como também de falhas superficiais, entalhes e inclusões, que causam concentrações de tensão localizadas. Todos os fatores acima mencionados podem resultar em deformações plásticas localizadas, que sob a ação de tensões cíclicas, podem produzir irregularidades microscópicas na superfície da peça. Essas irregularidades recebem o nome de extrusões quando se projetam para fora do material, e de intrusões quando constituem vales na superfície do material (Figura 2.29). A grande importância dessas ocorrências é que geralmente as trincas de fadiga nucleiam-se nestas extrusões e intrusões. A aplicação contínua de tensões cíclicas acentua estas irregularidades superficiais, ao ponto em que a trinca superficial pode ser considerada nucleada.

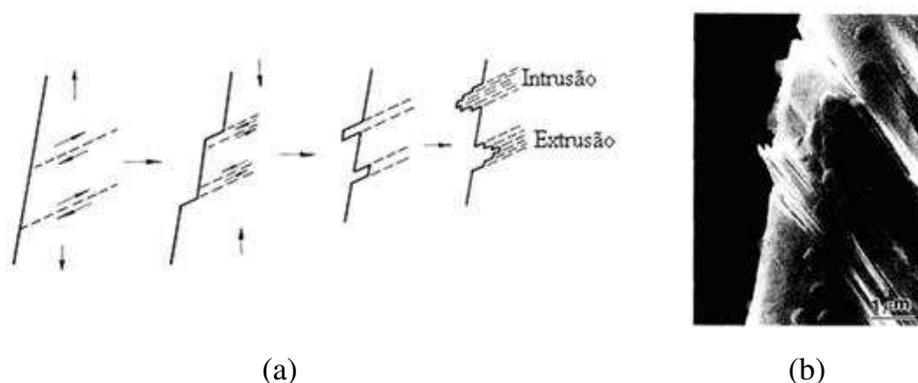


Figura 2.29 – (a) Nucleação de trincas em fadiga nos degraus de deslizamento (MEYERS e CHAWLA, 1982). (b) Extrusões e intrusões em uma chapa de cobre. (Disponível em <http://www.ebah.com.br/content/ABAAABtoQAI/fadiga> Acessado em 15/06/2016)

Como citado anteriormente, uma das classificações comuns do processo de fadiga, a 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 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 (σ) – Número de ciclos até a falha (N_f) (ou S-N), no caso de processo com controle de amplitude de tensão. E deformação (ϵ) - 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 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.

2.4 Fadiga em LMF do sistema NiTi

Além do modo de falha da fadiga estrutural, semelhante a outros materiais metálicos, as LMF também podem falhar devido à perda de funcionalidade. O seu comportamento em fadiga também é altamente dependente da carga térmica e do estado da fase da liga (MOHAMMAD et al., 2016). Segundo MOHAMMAD et al. (2016), a falha por fadiga dessas ligas, pode ser classificada em três categorias diferentes:

1. Redução usual da resistência sob cargas cíclicas;
2. Perda de propriedades funcionais, isto é, superelasticidade e efeito de memória de forma; e,
3. Mudança nas propriedades do material, tais como temperaturas de transformação sob cargas térmicas cíclicas.

Segundo MALETTA et al. (2012), as ligas NiTi apresentam respostas de fadiga e fratura incomum, se comparadas aos metais comuns, devido às evoluções microestruturais induzidas por tensão ou por variação de temperatura. Como consequência, os modelos teóricos e os procedimentos de teste padrão para analisar a nucleação e a propagação de fissuras sob carregamentos de fadiga, não podem ser aplicados às LMF. Além disso, as LMF do sistema NiTi são atualmente empregadas na forma de fios, tubos ou chapas, e suas propriedades funcionais e mecânicas são significativamente afetadas por seus próprios processos termomecânicos, condições de processamento do material, geometria da amostra, condições de superfície, carregamento e condições ambientais.

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, que está diretamente relacionada com o seu comportamento em fadiga. A fadiga das LMF pode ser classificada como: *fadiga funcional* e *fadiga estrutural* (EGGELER et al., 2004).

2.4.1 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

(DE 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).

Estudos de fratura em LMF têm mostrado que o crescimento de trinca na martensita induzida por tensão é muito mais lento se comparado à fase austenita. Como o fator de intensidade de tensão da martensita induzida por tensão é muito maior do que a austenita, torna-se mais difícil para as trincas se propagarem (RAO et al., 2015, p. 127).

Segundo CHLUBA et al. (2015), a transformação incompleta da martensita mediante a ciclagem mecânica, resulta numa superfície rugosa, que se acredita ser a origem da formação de trincas e subsequente falha mecânica do material.

MOUMNI et al. (2005) e KANG et al. (2012) descobriram que, após as respostas cíclicas de tensão-deformação serem estabilizadas, não é observada variação aparente nos ciclos de histerese de tensão-deformação até que a ruptura das amostras ocorra repentinamente. É diferente da dos metais dúcteis comuns, onde os ciclos de histerese e o módulo de elasticidade no descarregamento mudam obviamente antes da ruptura de fadiga de baixo ciclo. Nos trabalhos realizados por KASUGA et al. (2005), PREDKI et al. (2006), WANG et al. (2014), GALL et al. (2008), ROBERTSON e RITCHIE (2007), DI COCCO et al. (2014), e MALETTA et al. (2014) observou-se a morfologia das superfícies de fratura por MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) após a ruptura por fadiga em amostras de LMF NiTi. Esses pesquisadores observaram que as superfícies de fratura por fadiga são praticamente idênticas para as ligas NiTi martensíticas, obtidas pelo efeito de memória de forma e para a austenita superelástica, a partir das quais se observam simultaneamente estrias de fadiga, fissuras secundárias e padrões de clivagem semelhantes a rios, como ilustrado na Fig. 2.30a, além de algumas ondulações grandes e superficiais (dimples). Através das observações via MEV, das superfícies de fratura das LMF NiTi, concluíram que a ruptura por fadiga consiste em dois estágios, ou seja, a iniciação de trincas e propagação de trincas, enquanto o crescimento estável de trincas, resultante de cargas de fadiga e fraturas de sobrecarga dúctil, denotada por ondulações grandes e superficiais, coexistem durante a ruptura por fadiga.

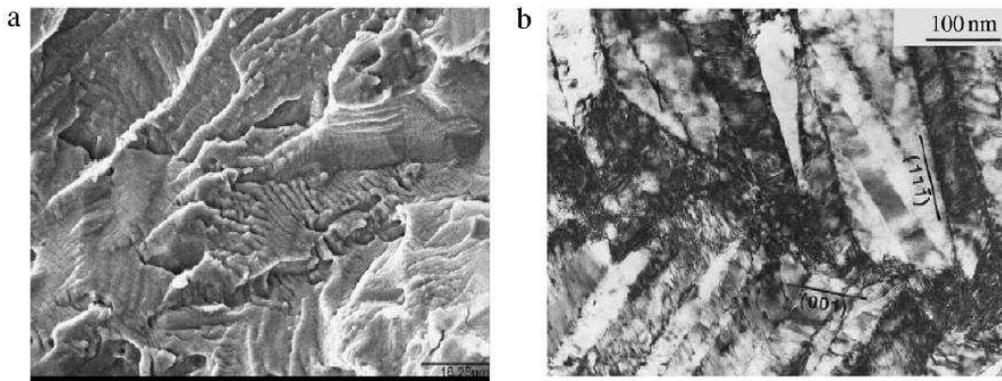


Figura 2.30 – Observações microscópicas para a micro-morfologia das LMFs NiTi: (a) Fractografia em MEV (WANG et al., 2014); (b) Micrografia em MEV para a martensita (LIU et al., 1998).

Observações importantes, relatadas por ROBERTSON et al. (2012), exprime que a propagação de trincas em LMF NiTi, desempenha um papel importante em toda a vida em fadiga, o que torna a vida em fadiga dessas ligas notavelmente dependente do tamanho geométrico das amostras, pois a análise do comportamento em fadiga das LMF NiTi em amostras com tamanho geométrico relativamente grande, não se estende para avaliar o comportamento em fadiga das LMF NiTi com tamanho pequeno, como os microtubos de NiTi usados nos stents endovasculares.

Para analisar o mecanismo de iniciação de micro-trincas durante a falha por fadiga de LMF NiTi, a formação e o crescimento de defeitos microscópicos, tais como discordâncias, foram observados por micrografia (TEM) nos trabalhos de NORFLEET et al. (2009), PELTON et al. (2012), DELVILLE et al. (2010, 2011). Os resultados obtidos mostram que as discordâncias são formadas e agregadas principalmente perto das interfaces entre a austenita e a martensita induzida, e as interfaces entre as variantes de martensita com diferentes orientações cristalográficas, como mostrado na Fig. 2.30b, e em torno dos precipitados e inclusões. No entanto, segundo GUOZHENG KANG e DI SONG (2015), as discordâncias só podem ser observadas nas LMFs de NiTi com grande tamanho de grão (por exemplo, maiores do que 300 μm), e a agregação dessas discordâncias não pode ser formada em grande escala nas LMF NiTi com tamanho de grão pequeno, devido ao retardamento dos contornos de grão para o movimento das mesmas.

ALARCON et al. (2016), processaram fios superelásticos de NiTi em uma forma de dog-bone, para que a tensão de transformação, que induz a martensítica por tensão, não seja localizada. As amostras foram submetidas a ensaios de fadiga pull-pull controlados por tensão, a duas temperaturas distintas, selecionadas para investigar a

fadiga do NiTi com e sem a transformação de fase R envolvida. As observações de trinca por fadiga, usando microscópio óptico 3D e MEV, revelaram o início da trinca na superfície e sua propagação, resultando na redução da seção transversal e aumento substancial nas tensões normais. A transformação martensítica foi desencadeada durante o crescimento da trinca em amostras carregadas nominalmente em regimes de transformação elástica ou de fase R. À medida que a trinca cresce com o aumento da velocidade, a atividade de processos de transformação na ponta aumenta gradualmente, até que o crescimento da trinca instável e ruptura final ocorra, como confirmado por termografia in situ e observações das tensões de histerese. Segundo ALARCON et al. (2016), a análise das superfícies de fratura, revelou cinco regimes de crescimento de trincas diferentes, a partir do regime de quasi-clivagem, no crescimento precoce da trinca, passando pelo estágio de propagação evidenciado por estrias, até a fratura dúctil final, evidenciada pela morfologia típica da superfície da fratura, como mostra a Figura 2.31.

Segundo ALARCON et al. (2016), como mencionado anteriormente, a Figura 2.31 distingue cinco zonas com morfologias distintas na superfície da trinca por fadiga. As marcas de rio, bem visíveis no microscópio óptico 3D, apontam para a zona de iniciação da trinca (Fig. 2.31 1.S_{in}) com morfologia afetada pela fricção superficial e pelo carregamento. Esta zona funde-se na segunda zona com morfologia de quase-clivagem (Fig. 2.31 2.S_{cl}). A zona de quase-clivagem desaparece na terceira zona, de estrias de fadiga (Fig. 2.31 3.S_{st}), a partir da qual surge a quarta zona de modo misto, entre estrias e superfície de trinca dúctil com dimples emergentes (Fig. 2.31 4.S_{df}). Finalmente, a superfície dúctil de sobrecarga, é novamente bem visível na imagem do microscópio óptico 3D (Fig. 2.31 5.S_{ov}). Esta imagem característica da superfície de trinca por fadiga é preservada para carregamentos nominais envolvendo transformações martensíticas induzidas por tensão.

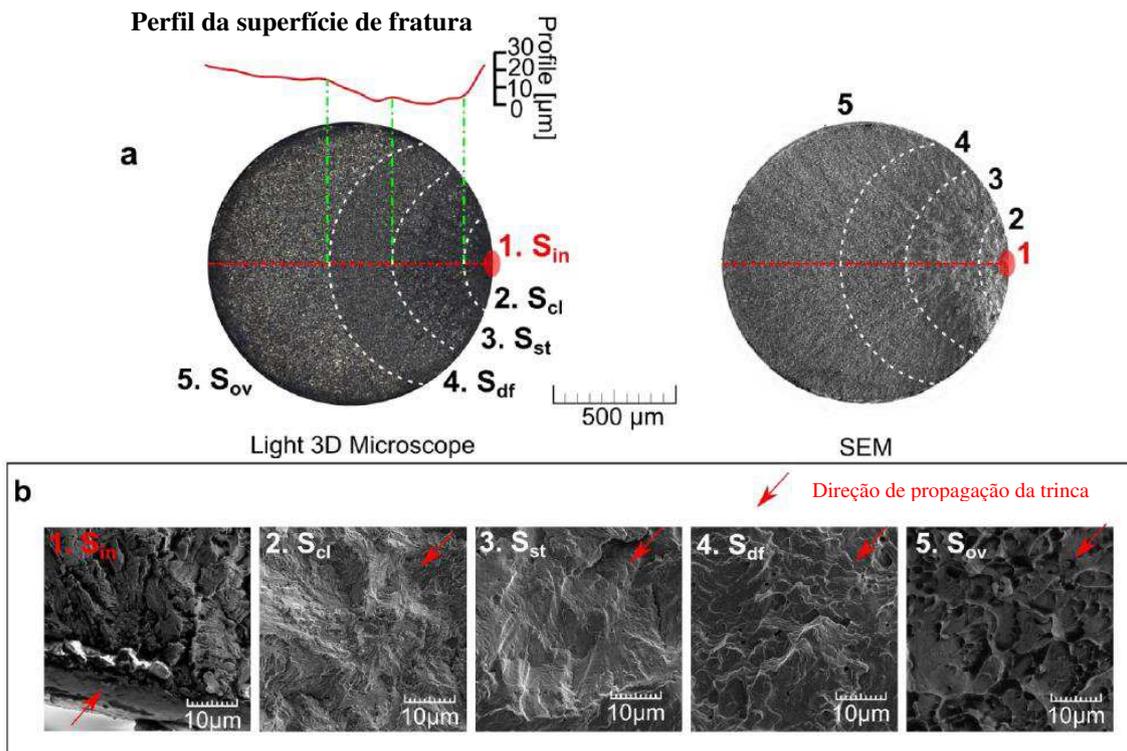


Figura 2.31 – a) Superfície de fratura de fadiga típica, vista de microscópio de luz 3D e MEV. b) Cinco zonas com morfologia distintas foram identificadas na superfície da fratura. As marcas de rio apontam para a zona 1 de iniciação da fratura, que é seguida pela zona 2 com morfologia de quase-clivagem, continuada com a zona 3 de estriamento de fadiga, a zona 4 de trinca de fadiga dúctil e a zona 5 de sobrecarga dúctil. **Fonte:** ALARCON et al. (2016)

Em ensaios de tração, controlados por deformação, em uma chapa de NiTi (50,8% Ni e 49,2% Ti) com espessura de 1,5 mm e comprimento de 10 mm, em regime superelástico, e sob uma taxa de deformação fixa até ruptura completa, MALETTA et al. (2014), revelaram que a iniciação da trinca ocorre na lateral da superfície das amostras (Fig. 2.32), como consequência dos defeitos de superfície produzidos pelo processo de corte. E estas irregularidades levam a concentrações de tensões locais, e atua como pontos de nucleação preferidos.

Segundo MALETTA et al. (2014), a parte direita das superfícies apresentam estrias de fadiga, que são atribuídas ao crescimento estável da trinca resultante das cargas de fadiga. A parte esquerda mostra ondulações estruturais típicas de fraturas dúcteis por sobrecarga. Além disso, a área de penetração da trinca estável diminui com o aumento da deformação máxima aplicada, variando cerca de 2,8 mm numa deformação máxima de 0,7% a 0,8 mm numa deformação máxima de 1,7%.

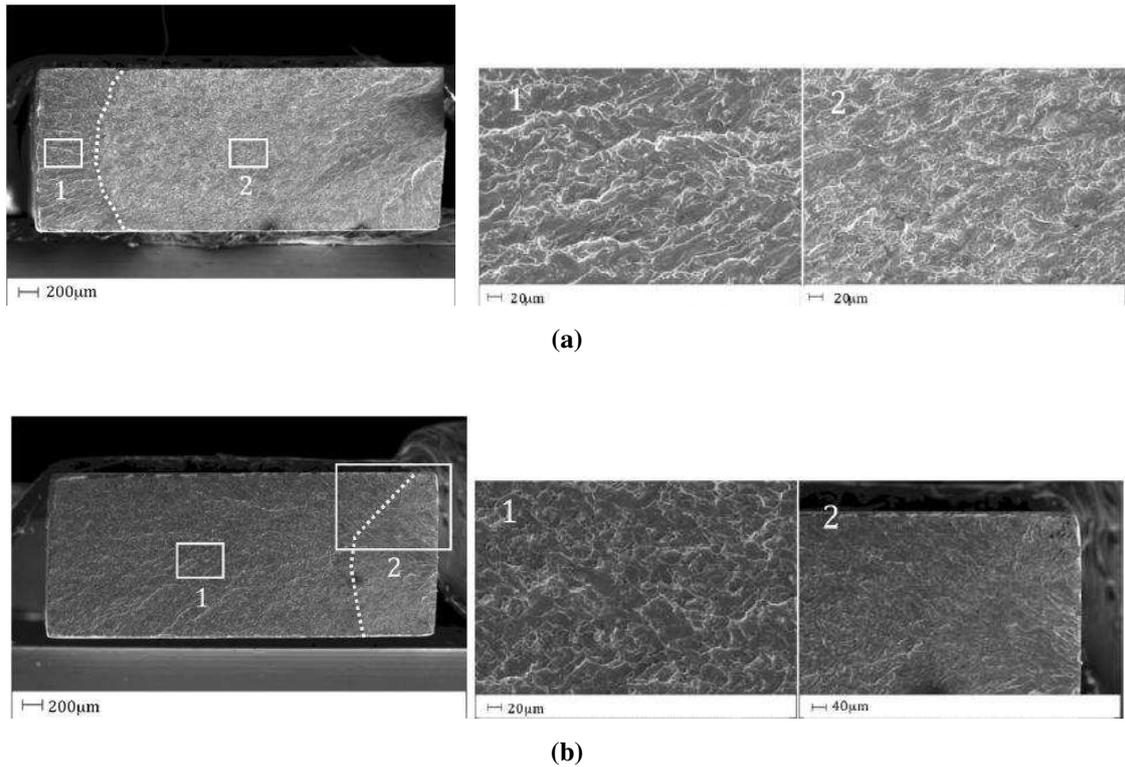


Figura 2.32 - Micrografias em MEV das superfícies de fratura com destaque do estábulo ao crescimento de trinca estável (direita) e instável (esquerda), obtidas a partir de amostras testadas em diferentes valores de deformação máxima: (a) 0,7%, (b) 1,7%. **Fonte:** MALETTA et al. (2014)

ZHANG et al. (2016b), investigou a fadiga estrutural de fios de LMF NiTi (Ni 49,8 % e 50,2 % de Ti) sujeitos a ciclos térmicos sob tensão constante. Mais de 70 amostras foram testadas sob 7 níveis de tensão, variando de 140 MPa a 200MPa, e a análise da superfície da fratura foi realizada para determinar o efeito do nível de tensão sobre o comportamento da nucleação e propagação da trinca (Fig. 2.33).

A Figura 2.33 (a) e (b) são as superfícies de fratura das amostras testados sob os níveis de tensão de 140 MPa e 200 MPa. Segundo ZHANG et al. (2016b), as áreas das superfícies de fratura associadas com o processo de crescimento de trinca por fadiga são mais suaves do que as áreas associadas com as superfícies de falha de sobrecarga dúctil, e duas áreas de distinção podem ser observadas nestas figuras: uma região de superfície lisa com marcas radiais e uma região de superfície de fratura dúctil bruta. As linhas de demarcação são traçadas nas figuras para separar a fratura por fadiga (acima da linha) das regiões de fratura dúctil de sobrecarga (abaixo da linha). Além disso, observaram a partir da Figura 2.33 que as superfícies de fratura são mais ásperas com um nível de carga mais elevado (nível de tensão de 200 MPa), é que o tamanho da área de fratura por fadiga (a área lisa) sob o nível de tensão de 140 MPa é obviamente maior (quase

duas vezes) do que a área sob o nível de tensão de 200 MPa. Segundo ZHANG et al. (2016b), os resultados indicam que o nível de tensão tem um efeito significativo na profundidade de propagação da trinca, bem como a resistência à fadiga.

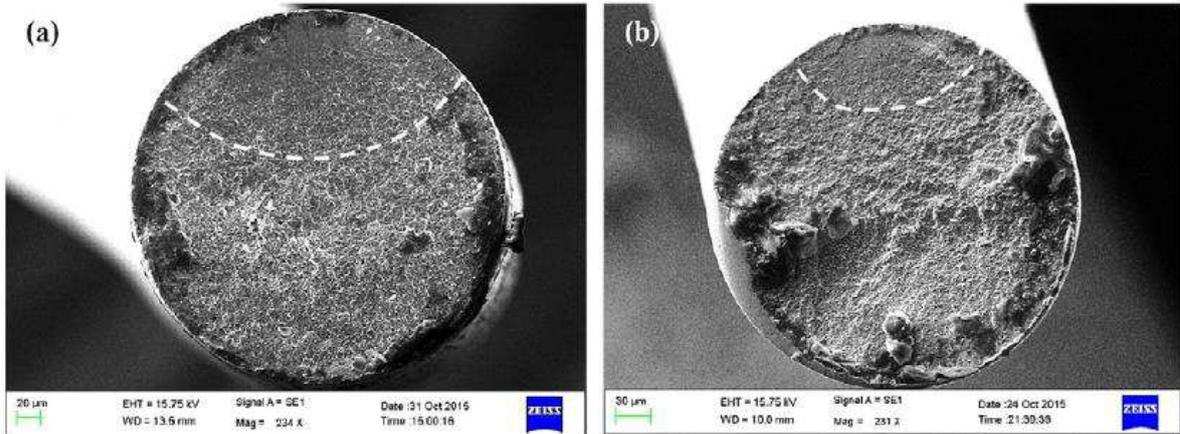


Figura 2.33 - Imagens em MEV das superfícies de fratura das amostras testadas sob os níveis de tensão de a) 140 MPa, e b) 200 MPa. **Fonte:** ZHANG et al. (2016b).

Outra informação relevante, feita por GUOZHENG KANG e DI SONG (2015), relata que a maioria dos testes de fadiga, são conduzidos sob condições de carregamento cíclico controlado por deformação, e a interação entre o dano por fadiga e a transformação ratchetting ocorrida nas LMFs de NiTi, sob condições de carregamento cíclico controlado por tensão, ainda não foi investigada completamente.

2.4.2 Fadiga Funcional

Para os materiais ativos, inteligentes ou funcionais, como as LMF, além da vida em fadiga estrutural, existe a vida em fadiga funcional, termo proposto pela primeira vez por Eggeler e colaboradores em 2004 (MOHAMMADA et al., 2016, p. 177), indicando uma diminuição da funcionalidade das LMFs durante o carregamento termomecânico cíclico, 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 (ϵ_{SE}), que ocorre devido à formação de deformações plásticas residuais locais, que podem provocar deslizamentos na estrutura cristalina (MOHAMMADA et al., 2016, p. 177) ou a deformação por EMF, como ilustrado pela Figura 2.34.

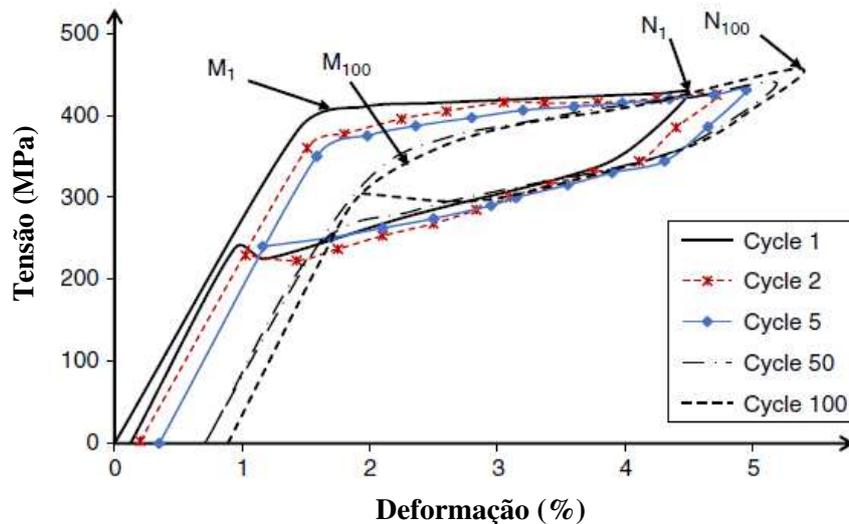


Figura 2.34 – Representação esquemática da variação cíclica na curva tensão-deformação de uma liga de NiTi superelástica, indicando uma redução na tensão de início da fase martensítica, bem como a área do loop de histerese. **Fonte:** MOHAMMADA et al. (2016), p. 177.

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 deformação superelástica (ϵ_{SE}) e da energia dissipada (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, mudanças no módulo de elasticidade e na capacidade de amortecimento do material, são atribuídas à degradação funcional. Segundo MALETTA et al. (2014), as modificações da histerese na resposta tensão-deformação do material, pode ser atribuída a vários mecanismos microestruturais, tais como: formação da martensita estabilizada, não maclada; reorientação de grãos; deslizamentos das deformações e a geração de defeitos na estrutura cristalina, principalmente sob a forma de deslizamentos. O aumento da deformação acumulada (ϵ_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.

Estudos sugerem que a degradação das propriedades funcionais (especialmente na ciclagem térmica) é primariamente atribuída a um aumento na densidade de discordâncias durante os repetidos ciclos térmicos (RAO et al., 2015, p. 127).

Quando um material dessa natureza é submetido a ciclos térmicos, nos ciclos iniciais há a formação de muitas discordâncias, diminuindo progressivamente com o

aumento dos ciclos. Segundo RAO et al. (2015, p. 127), isso se dá principalmente devido à formação de bolsões/ilhas do material que formam as variantes da martensita estabilizada (martensita deformada plasticamente) que não conseguem se transformar para a fase austenita durante a ciclagem, levando a um acúmulo da deformação plástica. Ainda, com os processos de difusão em LMF do sistema NiTi sendo praticamente insignificantes, e as condições de funcionamento para os efeitos de memória de forma serem muito menores do que a temperatura de fusão da liga NiTi, torna-se ainda mais difícil para estes bolsões/ilhas se re-transformarem (em austenita) ou não afetar o desempenho da LMF (RAO et al., 2015, p. 128).

Segundo RAO et al. (2015, p. 129), estes bolsões também são observados na ciclagem superelástica, onde algumas austenitas não se transformam, mesmo sob tensões mais elevadas, e também alguns reticulados de martensita que deslizam com níveis de carga superior, levando a formações permanentes.

2.4.2.1 Fadiga do Efeito Memória de Forma (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 à tensão constante (através de um peso, por exemplo) e submetidos a ciclos de aquecimento e resfriamento 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.

Segundo MOHAMMADA et al. (2016), podem ocorrer mudanças drásticas nas temperaturas de transformação das LMFs NiTi sob carregamento térmico cíclico e, em geral, uma redução nas temperaturas de transformação das ligas NiTi tem sido relatada na literatura. A ciclagem termomecânica (isto é, o ciclo térmico na presença de cargas mecânicas externas) pode também influenciar grandemente as propriedades funcionais

das LMFs, reduzindo o loop de histerese, assim como a magnitude da deformação recuperável.

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 à baixa temperatura, inferior a temperatura M_f do material, e aquecidos por pulsos de corrente elétrica. A Figura 2.35 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.

Segundo DE ARAÚJO et al. (1997), numa fase inicial, entre 100 e 275 MPa, a deformação em estado martensítico (ϵ_{mart}) e a deformação recuperável do EMFD (SATWME) aumentam e a deformação plástica acumulada (ϵ_p) tem um valor limitado. Numa segunda fase, para tensões maiores que 275 MPa, a ϵ_{mart} e a contração por EMFD, definida por SATWME na Figura 2.35c, praticamente se mantém constantes, da mesma forma que a ϵ_p também se mantém estável, mas com valores muito maiores do que as da fase inicial. Este comportamento pode ser visualizado na Figura 2.36.

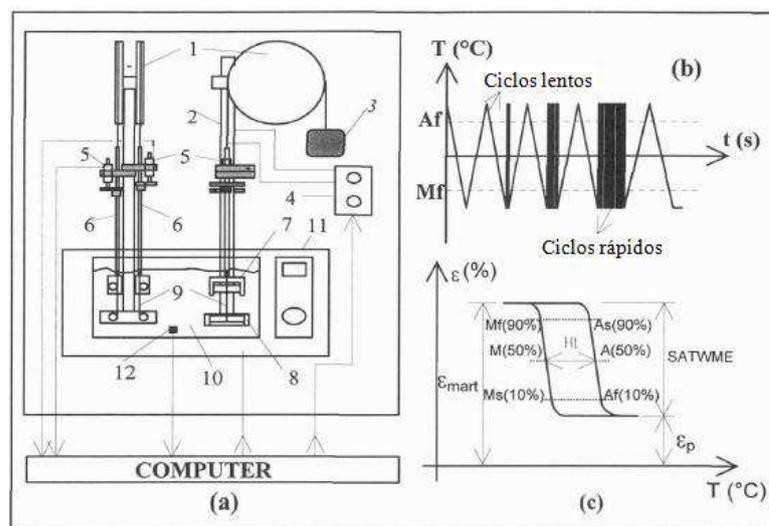


Figura 2.35 - Experimento de fadiga funcional de EMF. (a) Vista esquemática do aparelho de testes de fadiga. (b) Modo de carregamento dos ciclos térmicos. (c) Curva típica obtida para baixos ciclos. **Fonte:** DE ARAÚJO et al. (1997).

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 2.37.

DE ARAÚJO et al. (1997) reportaram 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 ϵ_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 (ϵ_p) e a histerese de temperatura (H_t) diminuem progressivamente ao longo de muitos ciclos para todos os níveis de tensão estudados.

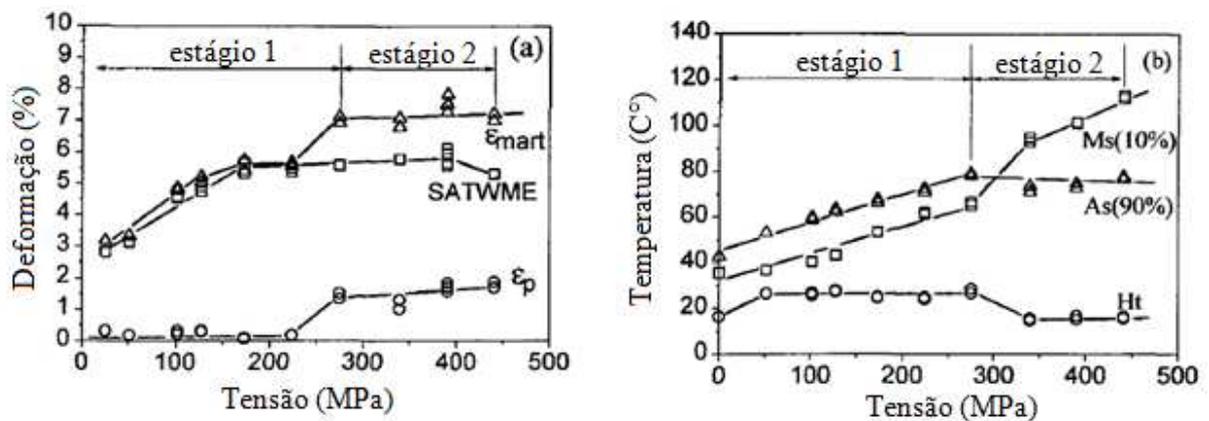


Figura 2.36 - Dependência das propriedades da memória de forma medidas para o primeiro ciclo térmico ilustrado na figura (31c). (a) ϵ_{mart} , SATWME e ϵ_p . (b) Temperaturas de transformação e histerese térmica. **Fonte:** DE ARAÚJO et al. (1997)

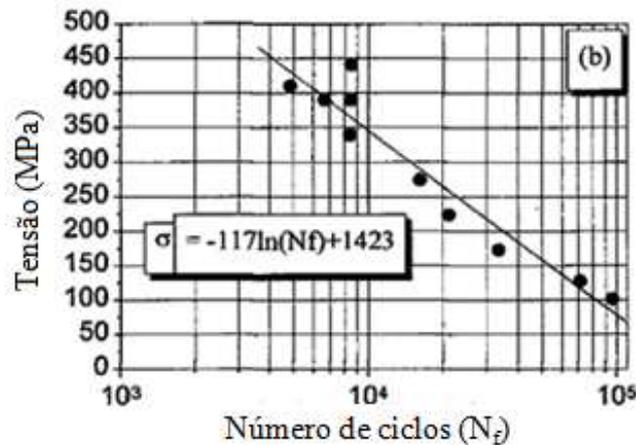


Figura 2.37 - Curva de Wohler para fios de Ti-Ni-Cu em fadiga de EMF sob carga constante. **Fonte:** DE ARAÚJO et al. (1997)

2.4.2.2 Fadiga da Superelasticidade (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 de tração. 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.

DESROCHES e MCCORMICK (2003) avaliaram a influência da frequência de carregamento em ensaios dinâmicos de tração, em uma barra superelástica de NiTi com diâmetro de 12,7 mm. A Figura 2.38 mostra os resultados obtidos para duas frequências específicas. Eles 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 os autores, com o aumento da frequência de carregamento, o calor de transformação da LMF aumenta, resultando em um 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.

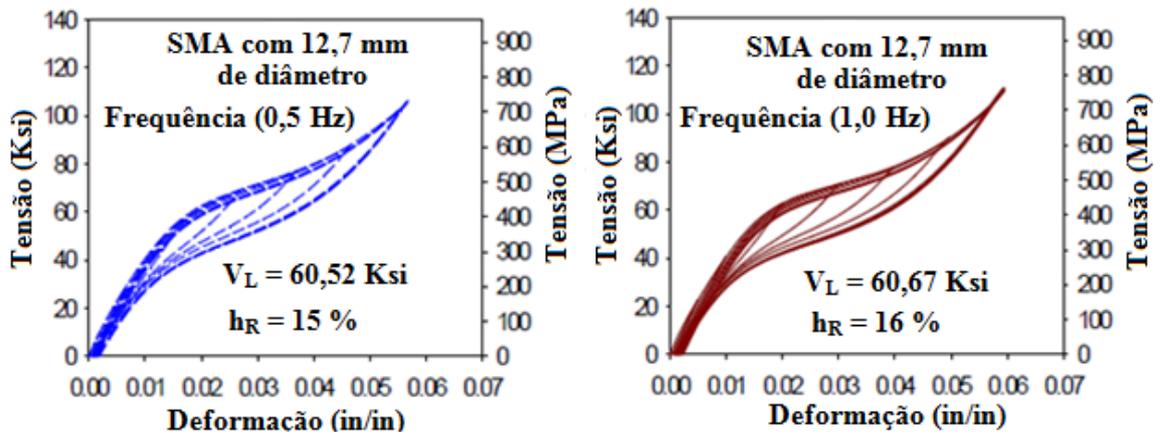


Figura 2.38 - Comportamento superelástico de uma barra de NiTi submetida a duas diferentes frequências de ensaio. **Fonte:** DESROCHES e MCCORMICK (2003)

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 2.39.

Na Figura 2.40 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 e a energia dissipada, obtidos a partir do sistema da Figura 2.39.

HUI QIAN et al. (2009) 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 os autores, 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.

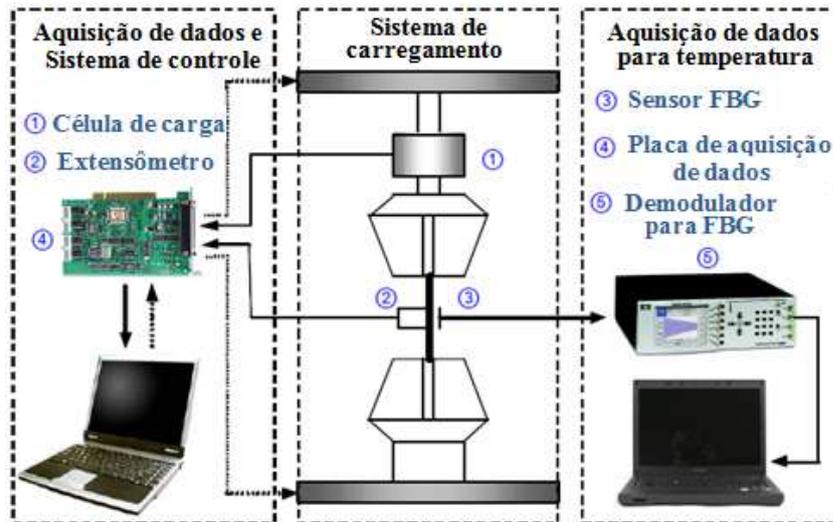


Figura 2.39 - Ilustração de um sistema de aquisição de dados experimentais para SE. **Fonte:** HUI QIAN et al. (2009)

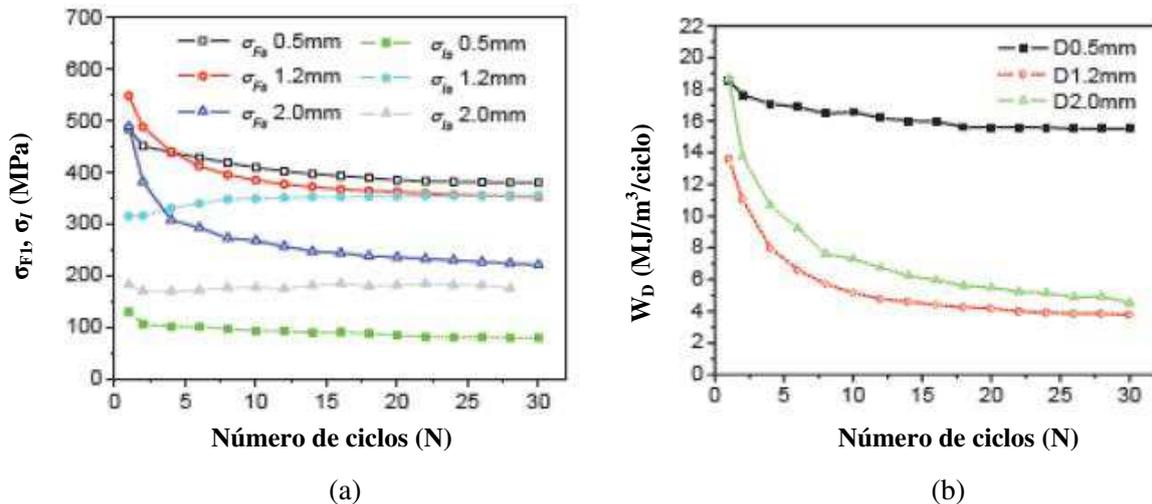


Figura 2.40 - Comportamento mecânico dos fios de LMF de NiTi de diferentes diâmetros com o aumento do número de ciclos. **Fonte:** HUI QIAN et al. (2009)

Na Figura 2.41, mostra-se o comportamento da energia dissipada (Fig. 2.41a) e do fator de amortecimento dos fios NiTi (Fig. 41b) em função da taxa de carregamento (frequência) (HUI QIAN et al., 2009). Foi constatado que com o aumento da taxa de carregamento, a energia dissipada por ciclo, e o fator de amortecimento aumentam num primeiro momento e então tendem a se estabilizar.

Mais recentemente, KANG et al. (2012) estudaram a vida em fadiga funcional e estrutural em barras de NiTi 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 → Martensita) e,

depois do descarregamento, uma elevada deformação residual permanece, conforme mostra a Figura 2.42. 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.

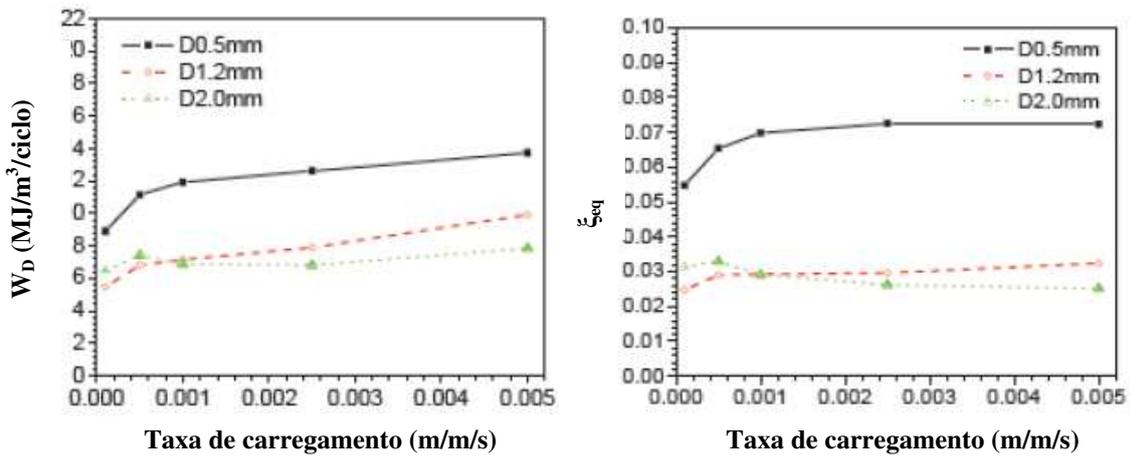


Figura 2.41 - Comportamento da energia dissipada e rigidez dos fios de LMF de NiTi de diferentes diâmetros sob diferentes frequências de ensaio. **Fonte:** HUI QIAN et al. (2009)

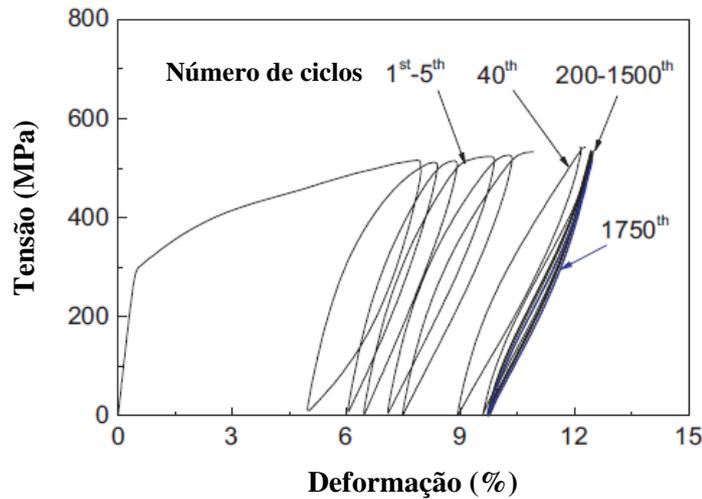


Figura 2.42 - Curvas tensão-deformação cíclicas da LMF NiTi superelástica. **Fonte:** KANG et al. (2012)

A Figura 2.43 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 (KANG et al., 2012).

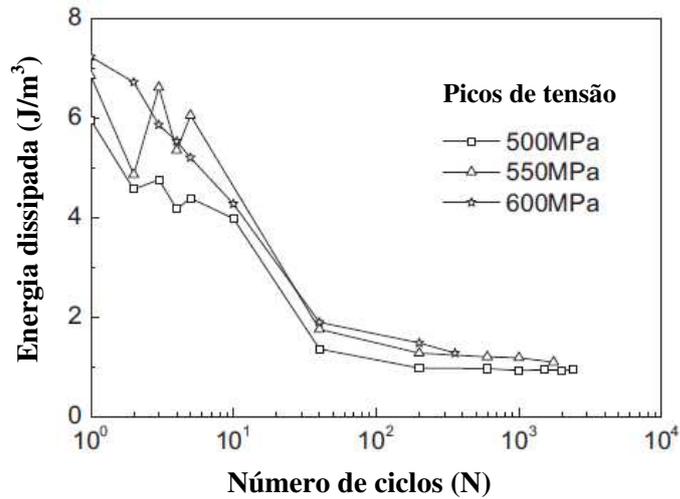


Figura 2.43 - Energia dissipada pela LMF NiTi superelástica com função do número de ciclos de tensão-deformação para vários picos de tensão. **Fonte:** KANG et al. (2012)

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. Observou-se ainda 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 ilustra a Figura 2.44. Constatou-se que a vida em fadiga estrutural dessas barras diminui com o aumento dos picos de tensão.

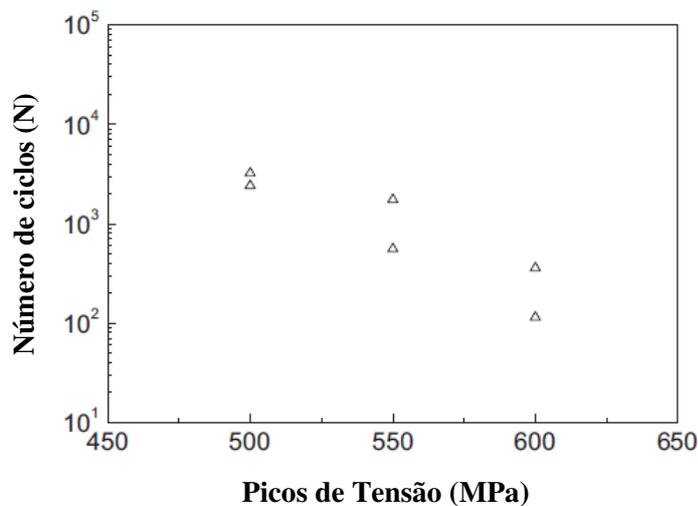


Figura 2.44 - Fadiga estrutural das barras superelásticas NiTi como função do pico de tensão nos ciclos de tração. **Fonte:** KANG et al., (2012)

MALETTA et al. (2012), realizaram testes de tração, controlados por deformação, sob uma taxa de deformação fixa até ruptura completa, em uma chapa de NiTi (50,8 % Ni e 49,2 % Ti) com espessura de 1,5 mm e comprimento de 10 mm, em regime superelástico. Ele observou uma acumulação acentuada da deformação acumulada (ϵ_p) nas ligas NiTi de 0,01 % para uma deformação máxima de 0,7 % e uma ϵ_p de 1,3 % para uma deformação máxima de 4,5 %, enquanto a deformação recuperada variou entre 0,69 % e 3,2 % (Figura 2.45), durante os repetidos ciclos de transformação induzida por tensão. Segundo MALETTA et al. (2012), isso ocorreu, principalmente, devido à formação de martensita estabilizada, que provoca um aumento da tensão média até uma resposta histerética estável. Além disso MALETTA et al. (2012), destacaram os mecanismos de deformação plástica, Martensita retida (não transformada) e a Martensita detwinning ou reorientada das variantes de Martensita, como mecanismos fundamentais para a deformação residual em LMF.

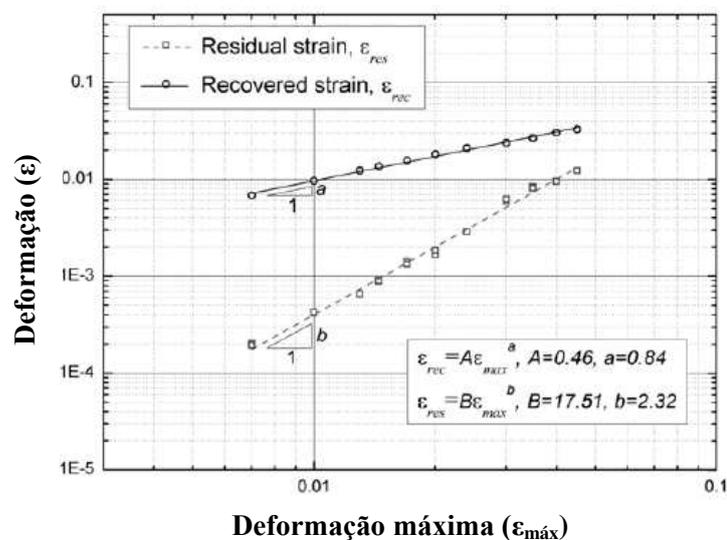


Figura 2.45 - Deformação residual estabilizada e deformação recuperada em função da deformação máxima aplicada. **Fonte:** MALETTA et al. (2012)

Mais recentemente, MALETTA et al. (2014), também reportaram a evolução da energia dissipada na chapa de NiTi (50,8 % Ni e 49,2 % Ti) com espessura de 1,5 mm e comprimento de 10 mm, em regime superelástico, em função do número de ciclos e para diferentes valores de deformação máxima, como mostra a Figura 2.46.

Como esperado, segundo MALETTA et al. (2014), uma rápida diminuição da energia dissipada ocorre durante os primeiros ciclos, como uma consequência direta do desenvolvimento da deformação residual, e os efeitos tornaram-se mais evidentes com o

aumento da deformação máxima. Uma redução mais acentuada dessa propriedade funcional torna-se mais evidente no decorrer dos ciclos mecânicos, sendo atribuída à deformação plástica e o aumento da densidade de defeitos.

Segundo MALETTA et al. (2014), ambos os parâmetros exibem uma diminuição nos primeiros ciclos, e estes efeitos tornam-se mais evidentes quando aumenta-se a deformação máxima. Isso pode ser atribuído à formação de uma microestrutura heterogênea, isto é, vários mecanismos microestruturais que ocorrem durante o processo de estabilização, tais como: a formação de martensita estabilizada, a reorientação dos grãos e as deformações por cisalhamento. Esta microestrutura heterogênea é caracterizada por um efeito no módulo de Young (MALETTA et al., 2014), que está entre o da Austenita (E_A) e da Martensita (E_M), com ilustrado na Figura 2.47a. Em particular, observaram uma redução acentuada, abaixo de 45 GPa para uma deformação máxima de 4,5%.

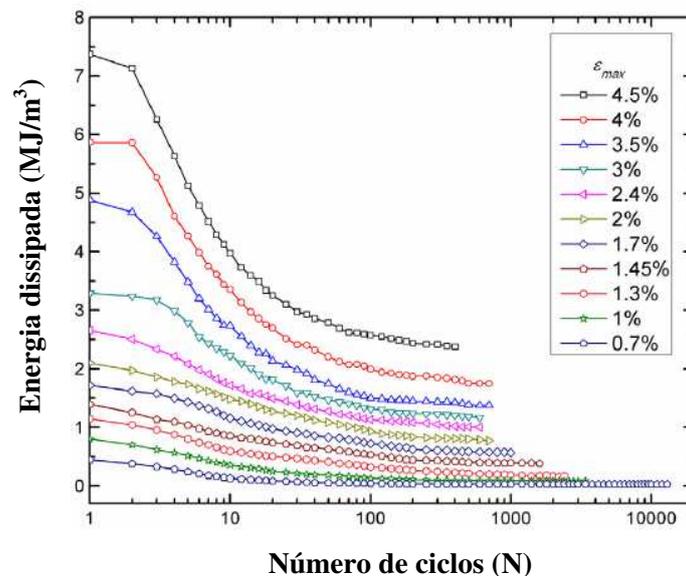


Figura 2.46 – Evolução da energia dissipada em função do número de ciclos e para diferentes valores de deformação máxima aplicados. **Fonte:** MALETTA et al. (2014)

O módulo de elasticidade (E) e as tensões de transformação também foram parâmetros analisados por MALETTA et al. (2014). As Figuras 2.47a e 2.47b mostram a evolução dessas propriedades em função do número de ciclos.

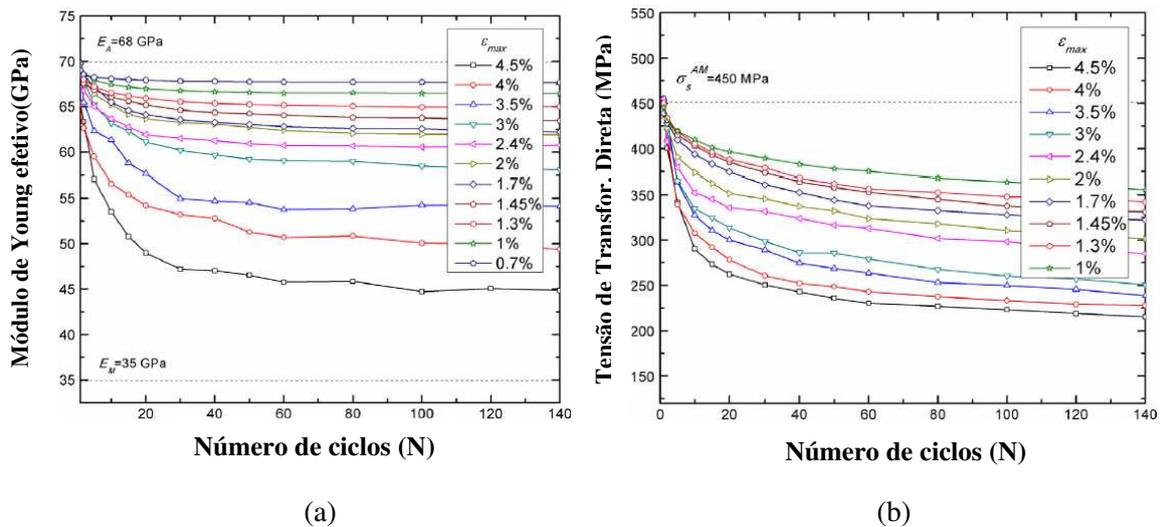


Figura 2.47 – Evolução do módulo de elasticidade (a), e das tensões de transformação (b), em função do número de ciclos e para diferentes valores da deformação máxima aplicada. **Fonte:** MALETTA et al. (2014)

Com relação as temperaturas de transformação, MALETTA et al. (2014), destacaram dois estágios de transformação no resfriamento (B2 – R – B19'), enquanto que um estágio de transformação (B19' – B2) caracteriza a ramificação da curva de aquecimento. A Figura 2.48 mostra os resultados em termos dos picos de temperatura.

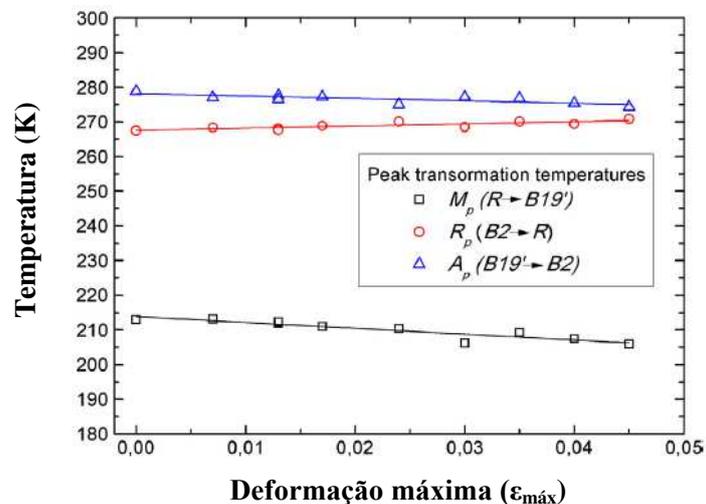


Figura 2.48 – Evolução dos picos de temperaturas de transformação (R_p , M_p e A_p) versus a deformação máxima aplicada. **Fonte:** MALETTA et al. (2014)

Segundo MALETTA et al. (2014), da mesma forma nos precipitados Ti_3Ni_4 , uma maior densidade de discordâncias atua como uma resistência à distorção da estrutura, devido à transformação da Austenita para a Martensita, e a resistência é muito mais importante para a transformação envolvendo grande distorção da estrutura cristalina,

como a transformação B19', enquanto que o efeito torna-se menos considerável para a transformação envolvendo uma pequena distorção na estrutura, como a transformação R. Ainda, a introdução de discordâncias por ciclos de fadiga leva a uma diminuição das temperaturas características de R-B19'. Vale a pena ressaltar que a ciclagem mecânica e a formação de defeitos na estrutura cristalina, são também responsáveis pelas regiões de estabilização da Martensita (MALETTA et al., 2014).

CHLUBA et al. (2015) examinaram a composição química NiTi em filmes finos (fitas) e compararam com a liga quase-atômica, em ordem para investigar a influência dos dois tipos de precipitados ricos em Ti, Ti_2Ni e Ti_2Cu , na fadiga funcional. A amostra 1 - $Ti_{51}Ni_{36}Cu_{13}$ e a amostra 2 - $Ti_{54}Ni_{34}Cu_{12}$, rica em Ti, exibiam uma A_f de aproximadamente 62°C. Eles investigaram as amostras mecânica e termicamente, características de fadiga, sua estrutura antes e após a deformação cíclica, bem como as estruturas cristalográficas acima e abaixo da A_f , por meio de difração de raio-x. Descobriram que a presença de precipitados de Ti_2Cu e valores próximos do ideal da tripla compatibilidade, aumenta o limite de fadiga da amostra rica em Ti para mais de 10^7 ciclos, sem nenhuma degradação no tamanho do efeito.

Segundo CHLUBA et al. (2015), a amostra 1 (tradicional LMF) mostrou larga fadiga funcional, caracterizada por acumulação da martensita remanescente. A transformação se estabilizou após 100 ciclos, como observado na Figura 2.49a. Mas, testes de altos ciclos revelaram uma precoce ruptura deste material após milhares de ciclos. Em contraste, a liga rica em Ti (amostra 2) não apresentou nenhuma fadiga mensurável (Fig. 2.49b). No entanto, como resultado da alta fração mássica de precipitados, a baixa fadiga da amostra 2, mostrou um reduzido plateau superelástico. Uma diferença semelhante das características de fadiga é encontrado em amostras de TiNiCuCo.

SOUL et al. (2010), estudaram o comportamento histerético de fios superelásticos de NiTi, com diâmetros de 2,46 mm e 0,5 mm de diâmetro e 120 mm de comprimento.

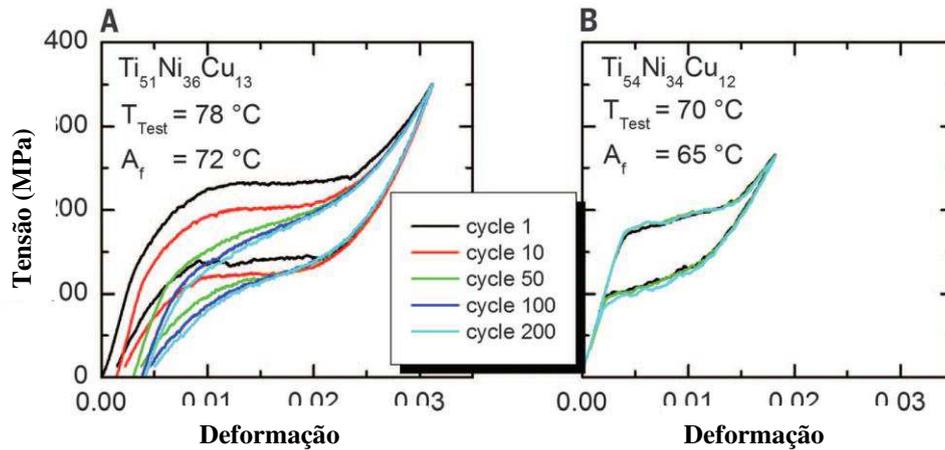


Figura 2.49 - Curvas tensão-deformação de ensaios de fadiga em testes de tração. A) Amostra 1 ($\text{Ti}_{51}\text{Ni}_{36}\text{Cu}_{13}$) - características de fadiga do filme fino quase equiatômico com forte comportamento à fadiga. B) Amostra 2 ($\text{Ti}_{54}\text{Ni}_{34}\text{Cu}_{12}$) - filmes mecanicamente estáveis ricos em Ti. **Fonte:** CHLUBA et al. (2015)

Para a estabilização do comportamento superelástico de ambos os fios, SOUL et al. (2010), realizaram 100 ciclos numa frequência de 0,01 Hz. Durante essa estabilização do material, foram registrados os parâmetros funcionais de energia dissipada e deformação acumulada para o fio de 2,46 mm de diâmetro, como mostra a Figura 2.50. As curvas refletem valores próximos a $1 \times 10^7 \text{ Jm}^{-3}$ para a energia dissipada, e 1,6 % para a deformação residual.

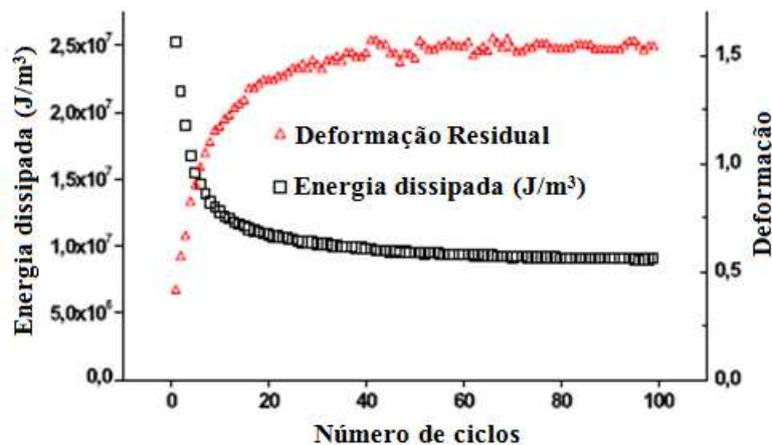


Figura 2.50 – Evolução da energia dissipada e da deformação residual durante os ciclos de treinamento para o fio de 2,46 mm de diâmetro. **Fonte:** SOUL et al. (2010)

Após a estabilização, vários ciclos a diferentes frequências de carregamento (até 3 Hz), controlados por deformação, de 0 % a 8 %, foram feitos nos dois fios, e a energia

dissipada de ambos os fios (Fig. 2.51), considerada como parâmetro na avaliação da degradação funcional do material foi registrada.

Eles constataram uma forte dependência da frequência no comportamento histerético das LMF NiTi, apresentando máxima histerese em frequências específicas (próximas a 0,01 Hz para o fio de 2,46 mm de diâmetro e 0,06 Hz para o fio de 0,5 mm de diâmetro), e este fenômeno pode ser atribuído, segundo SOUL et al. (2010), à ligação entre os aspectos térmicos e mecânicos, e o equilíbrio do fluxo de calor liberado pelo calor latente e transmitido para o ambiente.

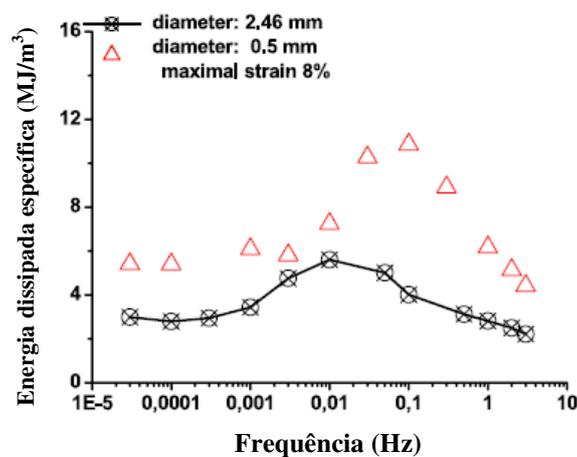


Figura 2.51 –Energia dissipada específica em função da frequência de ciclagem. **Fonte:** SOUL et al. (2010)

Assumindo que um padrão localizado surge nas frequências de ciclagem utilizadas em seu trabalho, e considerando uma ligação termomecânica devido à relação Clausius-Clapeyron, SOUL et al. (2010) afirmaram que as tensões observadas durante a transformação direta e reversa, estão relacionadas com a temperatura local no movimento das interfaces, que refletem as mudanças de temperatura produzidas no campo de temperatura existente ao longo do caminho da interface. Ainda consideram que cada movimento da interface atua como uma fonte de calor concentrada, liberando ou absorvendo calor latente durante a transformação ou retransformação, respectivamente. Esta energia térmica será transferida por convecção para o ambiente e por condução ao longo do fio, ou pode ser localmente armazenada como calor detectável, modificando a temperatura do elemento transformador na interface.

2.5 Estabilização Cíclica em Regime Superelástico

A fim de obter a estabilização das respostas térmicas e mecânicas, materiais de LMF do sistema NiTi são submetidos a pré-ciclagens.

Segundo MALLETA et al. (2014), os processos de treinamento adequados do material devem ser realizados, a fim de obter uma resposta funcional estável, e esta tendência deve ser levada em conta, com precisão, no projeto de absorvedores de energia e dispositivos sísmicos de LMF NiTi, que operam sob regime de baixo ciclo.

A Figura 2.52 exemplifica a evolução do ciclo de histerese durante ciclos de formação pseudoelásticas, e observamos a estabilização dos loops no gráfico tensão deformação. Como resultado do acúmulo de deformações por cisalhamento, ocorre uma deformação residual em cada ciclo e depois tende a saturar. Este é o chamado efeito shakedown (ZHANG et al., 2016). Em alguns artigos da literatura, o acúmulo da deformação residual devido a ciclagem é chamado de ratcheting (MALETTA et al., 2014, SONG et al., 2015a, YU et al., 2014). A deformação de deslizamento incompatível, também induz uma tensão interna que pode auxiliar na formação de martensita induzida por tensão. Portanto, a mudança de fase direta nos campos de tensão diminui com o número de ciclos (MIYAZAKI et al., 1986). Todas as alterações (tensão residual, campos de tensões, área de histerese) do loop de histerese acima indicados tendem a estabilizar após alguns ciclos. Quando esse estado estacionário é atingido, a energia dissipada e a transferência de calor para o ambiente são equilibradas durante um ciclo e a temperatura média atinge um valor assintótico (ZHANG et al., 2016). Após este estado estabilizado, este equilíbrio de energia é válido para cada ciclo subsequente da resposta à fadiga.

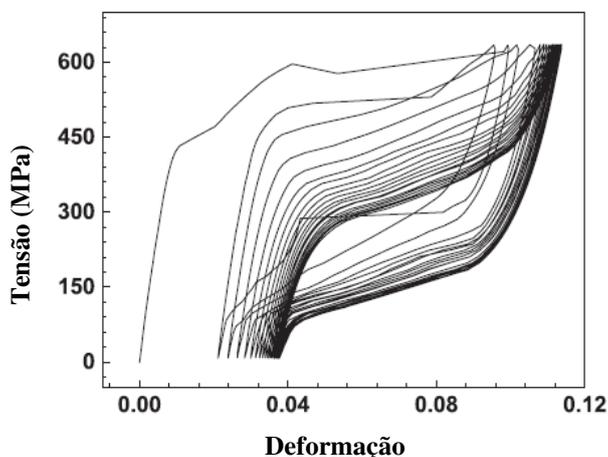


Figura 2.52 – Ciclos de treinamento do material. **Fonte:** ZHANG et al. (2016)

2.6 Influência da Frequência de Carregamento no Comportamento Dinâmico das LMF (auto-aquecimento)

O estudo do auto-aquecimento dos fios de LMF NiTi, submetidos a diferentes frequências de ensaio, visa obter informações acerca de um possível aquecimento que surge nesses fios quando submetidos a determinadas frequências de ensaio, já que devido a transformação de fase, característica desse material, ser um processo endotérmico e exotérmico, há a absorção e liberação de calor. Segundo TORRA et al. (2015), o auto-aquecimento precisa ser avaliado ou quantificado.

Como discutido por YIN et al. (2013), HE e SUN (2010), KANG e KAN (2010), SUN et al. (2012), ocorre clara variação de temperatura durante testes de tensão-descarregamento em LMF NiTi, devido à produção de calor interno durante a transformação de fase, e sua extensão depende da taxa de carregamento aplicada, ou frequência de carregamento, o que torna os domínios de transformação macroscópicos e o encruamento da transformação aumentam com o aumento da frequência de ensaio.

Recentemente, a deformação cíclica dependente da frequência de ensaio em LMFs NiTi superelásticas, foi investigada (MORIN et al., 2011 e 2014; YIN et al., 2014; YU et al., 2014), e o efeito da variação de temperatura em virtude da frequência de carregamento na transformação martensítica e seu reverso foi discutido. Nesses trabalhos, uma LMF NiTi treinada, foi usada para excluir o efeito da degradação da superelasticidade sobre a deformação cíclica termomecânica da LMF. Concluiu-se que os domínios de transformação macroscópica e o módulo de endurecimento da transformação, aumentam com o aumento da frequência de carregamento, mas o ciclo de histerese tensão-deformação não varia com a frequência monotonicamente.

Uma vez que a transformação da fase martensítica é sensível à temperatura, a resposta mecânica é afetada pela variação da temperatura (TANAKA et al., 1986, BENAFAN et al., 2013). Consequentemente, um dos aspectos mais importantes do comportamento mecânico das SMAs pseudoelásticas é a forte dependência da frequência de carregamento, como indicado pelos trabalhos experimentais e analíticos referidos na literatura (TOBUSHI et al., 1998a; HE e SUN, 2010a; MORIN et al., 2010; SALEEB et al., 2011; PIECZYSKA et al., 2012; YIN et al., 2014; YU et al., 2015; TORRA et al., 2015). Quando uma LMF é submetida a carregamento cíclico, seu comportamento cíclico atinge um estado estabilizado após dezenas de ciclos, o qual

depende fortemente da frequência de carregamento (SOUL et al., 2010; MORIN et al., 2011; YIN et al., 2014; YU et al., 2015), bem como o modo de carregamento (MORIN et al., 2011).

Essa dependência é principalmente causada pela competição entre a produção interna de calor (proveniente da dissipação mecânica e do calor latente de transformação) e a troca de calor com o ambiente, que é diferente daquela em metais comuns causada pela viscosidade (KANG et al., 2006).

Em seu trabalho KAN et al. (2016), conduziu micro-tubos de LMF NiTi policristalinos superelásticos em testes de tensão-descarga cíclica em várias frequências de carregamento. Verificou-se que ocorre uma degradação da superelasticidade com o aumento da frequência de carregamento, em que a deformação residual se acumula durante os ciclos tensão-descarga, a tensão de início da transformação direta e a tensão de pico a pico diminuem, e o loop da histerese torna-se mais estreito com o aumento do número de ciclos. Além disso, KAN et al. (2016), concluíram a partir da Figura 2.53 que as evoluções das tensões de transformação com o número de ciclos dependem fortemente da frequência de ensaio, ocorrendo um aumento das tensões de transformação de fase com o aumento da frequência.

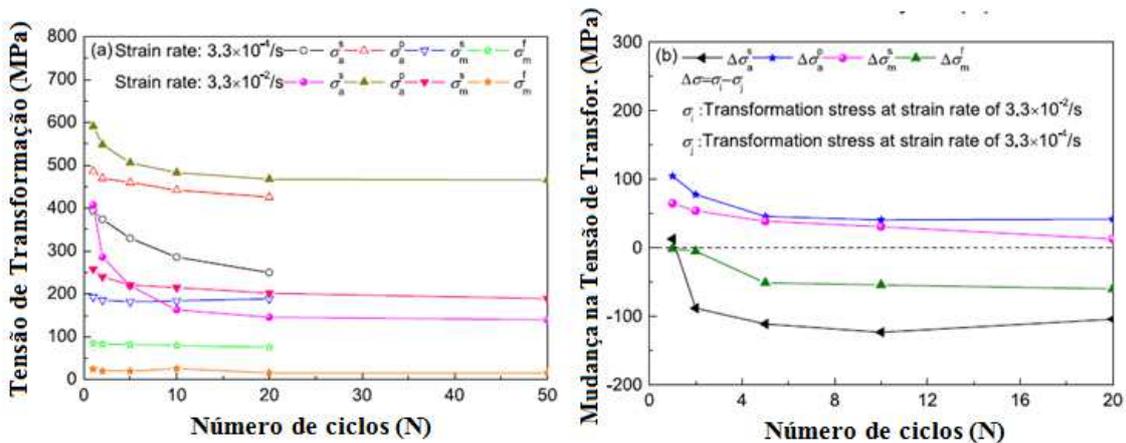


Figura 2.53 - Curvas de evolução da (a) Tensão de transformação e (b) mudanças nas tensões de transformação vs número de ciclos. **Fonte:** KAN et al. (2016)

Também em seu trabalho, KAN et al. (2016), observaram que um acúmulo da deformação residual tornou-se mais notável à medida que a frequência de carregamento aumentava (Fig. 2.54), enquanto que a E_D diminuía com a evolução dos ciclos e o aumento da frequência de carregamento (Fig. 2.55). Portanto, conclui-se que as respostas tensão-deformação das LMF NiTi dependem, fortemente, do número de ciclos

e da frequência de carregamento, ressaltando também importantes regras não lineares nas evoluções das tensões de transformação e da deformação residual.

A variação da temperatura durante a deformação cíclica das LMF NiTi superelásticas depende da competição entre a produção interna de calor e a condução térmica, que é fortemente dependente da frequência de carregamento (KAN et al., 2016), onde um aumento na temperatura da amostra é registrado a cada aumento na frequência de carregamento (Fig. 2.56), devido à liberação/absorção de calor latente de transformação na transformação direta (HE e SUN, 2010; YIN et al., 2014).

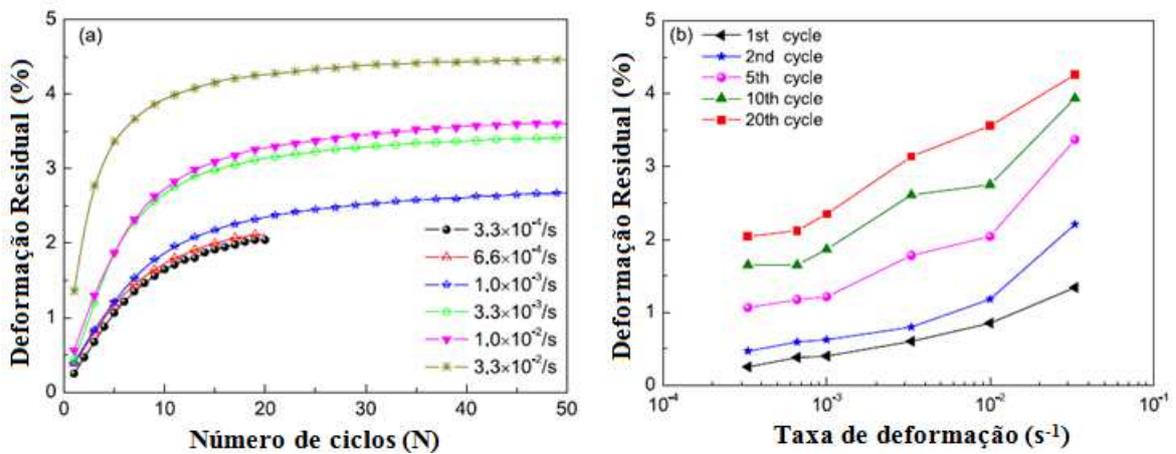


Figura 2.54 – Curvas de evolução da deformação residual vs (a) número de ciclos e (b) taxa de deformação (frequência). **Fonte:** KAN et al. (2016)

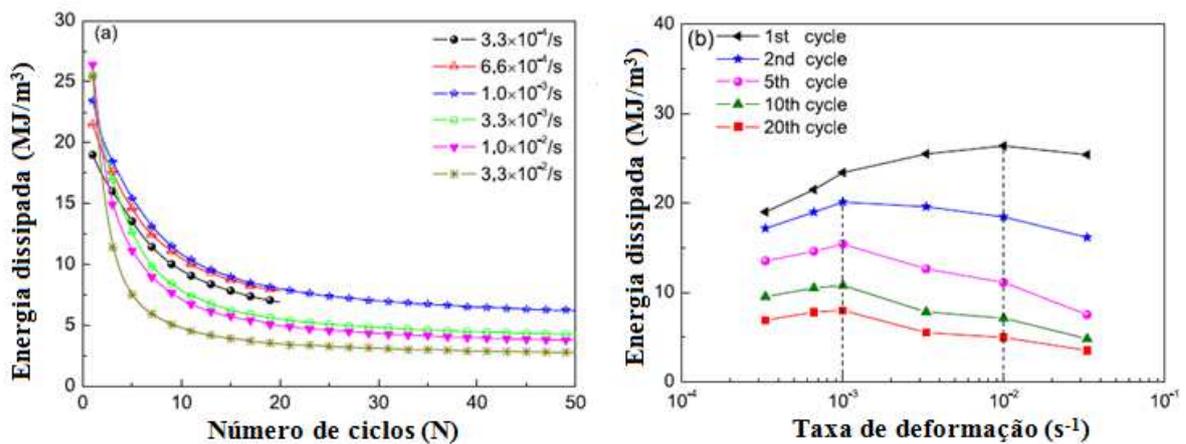


Figura 2.55 – Evolução da energia dissipada vs (a) número de ciclos e (b) taxa de deformação (frequência). **Fonte:** KAN et al. (2016)

Em seu trabalho, KAN et al. (2016), verificou que a amplitude e os valores médios da temperatura num ciclo específico, variam de forma não-monotônica com o

aumento da frequência de carregamento. Segundo KAN et al. (2016), quando a frequência de carregamento é baixa, a transferência de calor por convecção e condução é muito mais rápida do que a produção de calor causada pelo calor latente e dissipação inelástica. Assim, a variação de temperatura não é óbvia, e a amplitude da oscilação de temperatura é muito pequena. Por outro lado, quando a frequência é alta, a produção de calor causada pelo calor latente e dissipação inelástica é muito mais rápida do que a transferência de calor, e então a amplitude e valores médios da temperatura aumentam (Fig. 2.57a e 2.57b). Portanto, a variação da temperatura depende da frequência de carregamento, isto é, uma competição entre a produção interna de calor e a troca de calor com o meio externo.

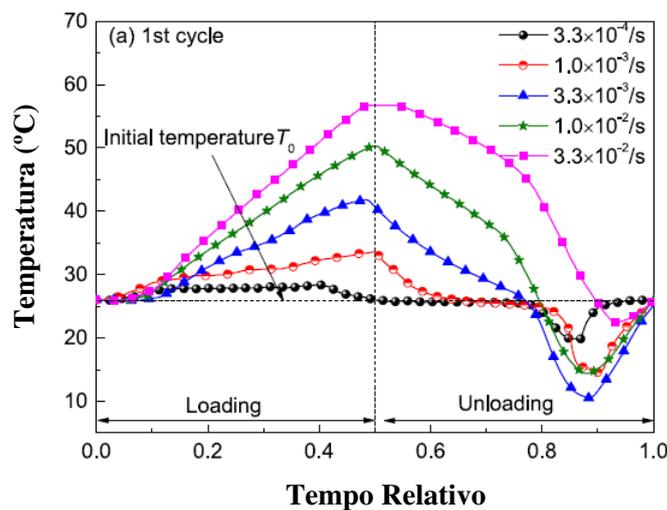


Figura 2.56 – Variação da temperatura com a variação da taxa de deformação: (a) no 1º ciclo; (b) no 20º ciclo. **Fonte:** KAN et al. (2016)

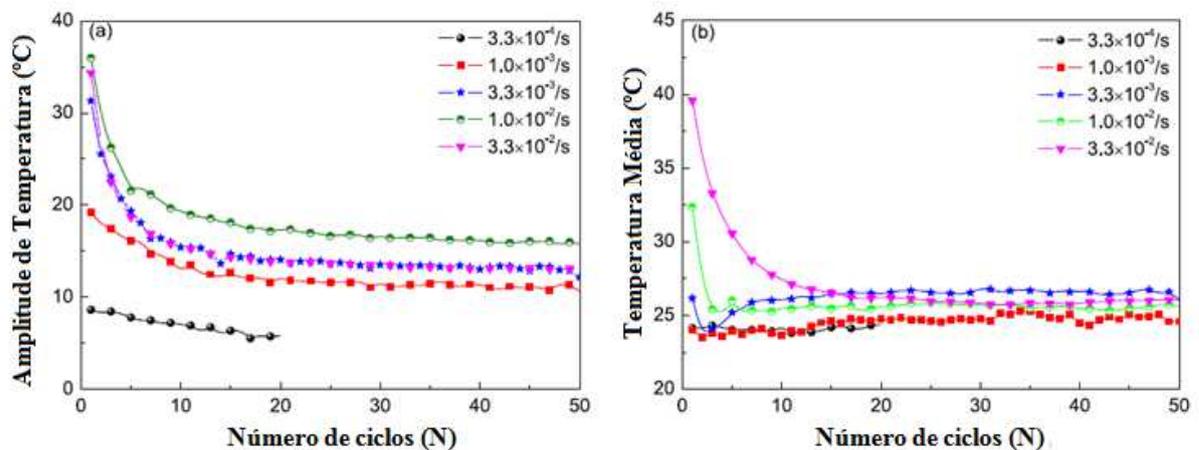


Figura 2.57 – Curvas de evolução da (a) Amplitude de temperatura; (b) Temperatura média vs número de ciclos a várias taxas de deformação. **Fonte:** KAN et al. (2016)

Segundo KAN et al. (2016), a dependência das LMFs NiTi da frequência de carregamento é atribuída a três mecanismos principais: degradação da superelasticidade, dependência da temperatura e efeito da relação termo-mecânica.

O efeito da frequência de carregamento cíclico sobre o comportamento pseudoelástico, e a fadiga de baixo ciclo das LMFs também foi investigado por ZHANG et al. (2016), em ensaios de fadiga controlados por tensão, em fios de LMF NiTi pseudoelásticos com diâmetro de 1 mm (50,8 % de Ni e $A_f = 15^\circ\text{C}$), e comprimento útil da amostra de 38 mm. O material é primeiramente treinado por alguns ciclos (força máxima de 500N a 0,04 Hz por 20 ciclos), para estabilizar o loop de histerese e atingir um estado de shakedown (ZHANG et al., 2016). Segundo ZHANG et al. (2016), durante uma transformação induzida por tensão, ocorre uma variação de temperatura, que é governada pela libertação/absorção de calor latente, dissipação intrínseca e troca de calor com o ambiente.

Os ensaios de fadiga cíclica à tração foram realizados no ar a temperatura ambiente ($T_{\text{amb}} 25,5 \pm 0,5^\circ\text{C}$), em frequências de carregamento de 0,16 Hz a 5 Hz, e com tensões de tração máximas de 420,4 MPa, 471,3 MPa e 637,0 MPa. Segundo ZHANG et al. (2016), quando o nível de tensão é relativamente baixo, primeiro o tempo de vida em fadiga permanece constante em baixas frequências de carregamento e depois aumenta significativamente com a frequência (Fig. 2.58a); Ao aumentar o nível de tensão, existe um nível de carga crítico para o qual a vida útil de fadiga é insensível à frequência de carregamento para todas as frequências testadas (Fig. 2.58b); Para níveis de tensão elevados, um aumento na frequência de carregamento resulta numa redução da vida útil em fadiga (Fig. 2.58c).

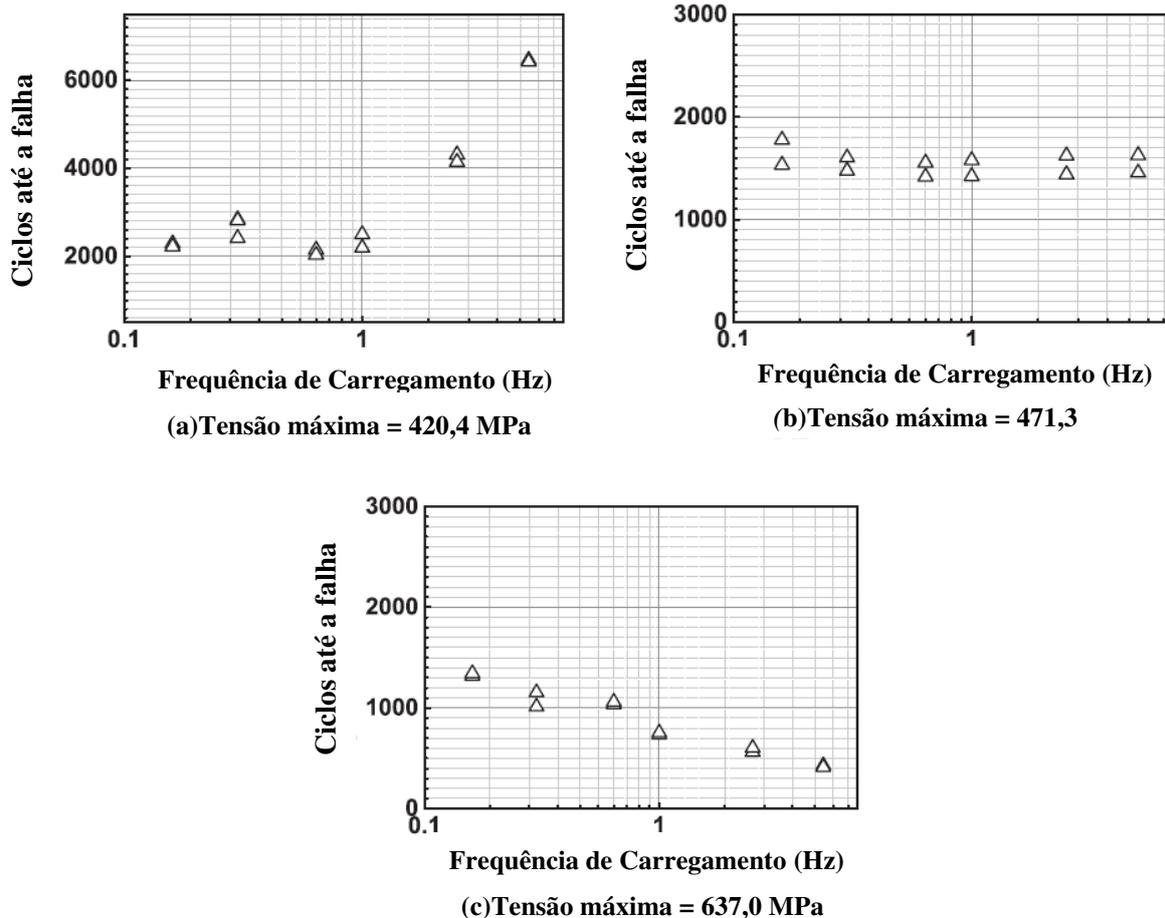


Figura 2.58 – Vida em fadiga vs frequência de carregamento sob carregamento controlado por deformação. **Fonte:** ZHANG et al. (2016)

Segundo ZHANG et al. (2016), à medida que a frequência de carregamento aumenta, a amplitude da oscilação da temperatura aumenta e, em seguida, atinge um valor saturado, como mostra a Figura 2.59. Esse fenômeno ocorre tanto para ensaios por controle de deformação, como para controle de tensão.

No seu trabalho, ZHANG et al. (2016), também registraram a evolução da amplitude de temperatura com a frequência de carregamento, e de acordo com a Figura 2.60 a amplitude da temperatura diminui. Isso ocorre porque temperaturas mais altas resultam em uma redução na transformação de fase, quando comparadas com as baixas frequências de carregamento, pois ocorrem menos transformações de fase em altas frequências em algumas regiões, como resultado das quais as tensões diminuem significativamente com a frequência de carregamento. A redução na transformação de fase significa menos liberação de calor latente durante o carregamento (ou absorção durante a descarga) (ZHANG et al., 2016).

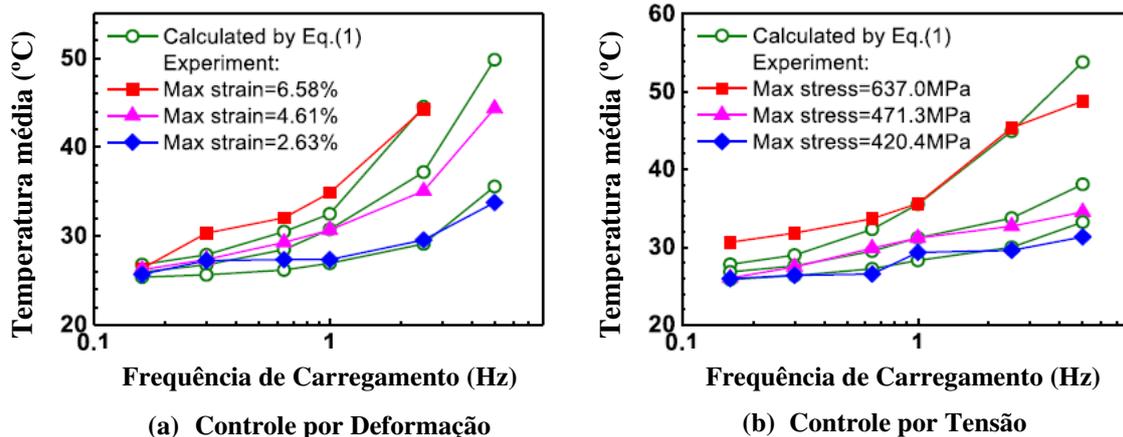


Figura 2.59 – Evolução da temperatura média com a frequência de carregamento. Fonte: ZHANG et al. (2016)

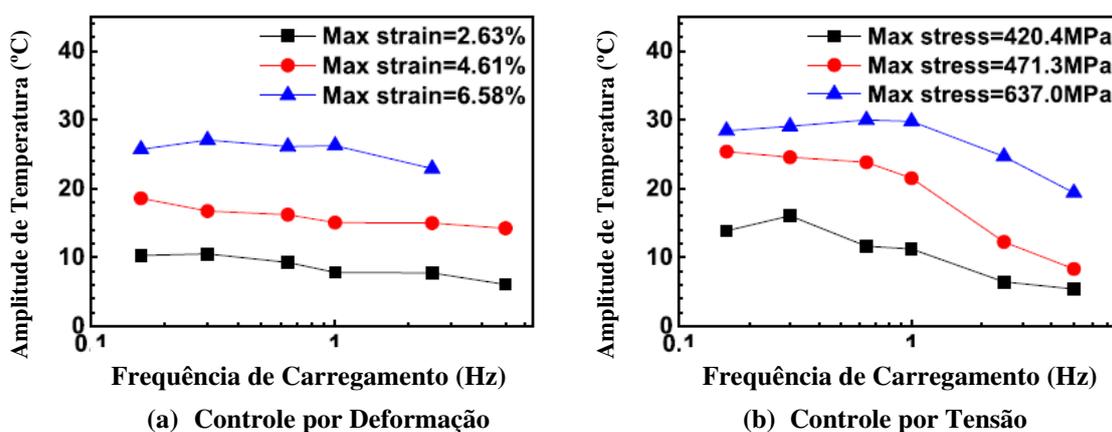


Figura 2.60 – Evolução da temperatura com a frequência de carregamento. Fonte: ZHANG et al. (2016)

Para ZHANG et al. (2016), se a tensão máxima aplicada no ensaio é menor do que a tensão final de transformação martensita (σ_{Mf}), o aumento do plateau de transformação de fase conduz a uma redução na quantidade de transformação de fase. Em alguns casos, a tensão aplicada será suficientemente alta para completar a transformação de fase em baixas frequências e insuficiente para completar a transformação de fase para altas frequências, porque a σ_{Mf} aumenta à medida que a temperatura aumenta. Assim, como mostra a Figura 2.61, a tensão diminui com o aumento da frequência de carregamento. Segundo ZHANG et al. (2016), somente nos casos em que a tensão máxima aplicada é maior do que a σ_{Mf} , que a transformação de fase será completada e a deformação permanece quase constante.

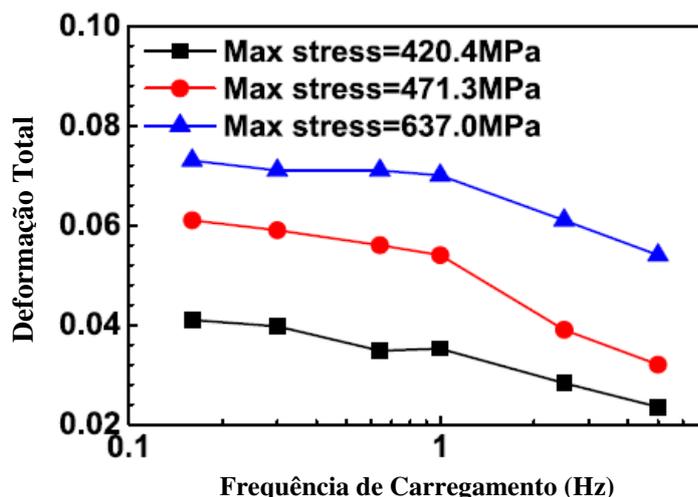


Figura 2.61 – Deformação total vs frequência de carregamento. Carregamento controlado por tensão.

Fonte: ZHANG et al. (2016)

Ainda em seus estudos, nos ensaios controlados por tensão, ZHANG et al. (2016), observaram que para um nível de carga mais alto (Tensão máxima = 637,0 MPa), o efeito da temperatura é muito mais significativo, e a tensão aplicada é suficientemente alta para completar a transformação de fase. Por outro lado, um aumento significativo na tensão de condução associada à interface Austenita-Martensita e Martensita-Martensita domina a evolução da vida útil em fadiga, onde frequências elevadas levam a menor vida útil em fadiga, como mostra a Figura 2.62.

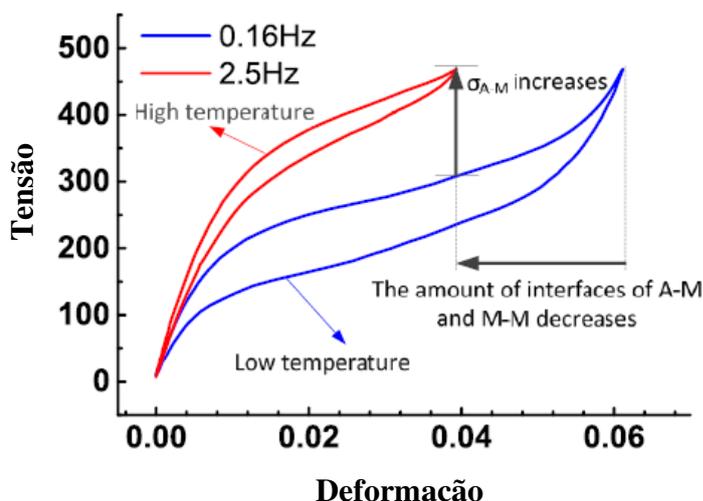


Figura 2.62 – A mudança na curva tensão-deformação causada pelo efeito da temperatura sob controle de tensão, com um tensão máxima de 471,3 MPa. Fonte: ZHANG et al. (2016)

2.7 Planejamento Experimental como Ferramenta na Otimização de Processos

2.7.1 Fundamentos

Praticamente em todas as áreas do conhecimento o uso da estatística, e em especial das técnicas de planejamento de experimentos, são imprescindíveis para as tomadas de decisão, visando a avaliação de novos procedimentos ou a otimização de processos e produtos.

Segundo MONTEGOMERY et al. (2001), um experimento planejado é um teste, ou uma série de testes, no qual são feitas mudanças propositalmente nas variáveis de entrada de um processo, de modo a podermos observar e identificar mudanças correspondentes na resposta de saída.

Em qualquer área de pesquisa, há sempre interesse em saber quais variáveis são importantes em algum estudo que se esteja realizando, assim como limites inferior e superior de valores destas variáveis. Por exemplo, em um processo de cura de resinas termorrígidas, a temperatura de cura e a quantidade de catalisador são variáveis importantes na determinação do tempo total de cura da resina polimérica. É necessário escolher, de acordo com a conveniência do pesquisador, limites inferior e superior de valores da temperatura de cura e da quantidade de catalisador. Corridas experimentais devem ser realizadas a fim de se obter dados do tempo de cura para cada combinação dos limites de valores da temperatura de cura e da quantidade de catalisador. A partir destes resultados, técnicas estatísticas devem ser utilizadas de modo a se concluir algo em relação à dependência do tempo de cura com as variáveis analisadas. O planejamento experimental é uma destas técnicas, que atualmente vem sendo usada em grande escala. Através dele, pesquisadores podem determinar as variáveis que exercem maior influência no desempenho de um determinado processo, tendo como resultado:

- a) Redução da variação do processo e melhor concordância entre os valores nominais obtidos e os valores pretendidos;
- b) Redução do tempo do processo;
- c) Redução do custo operacional;
- d) Melhoria no rendimento do processo.

Três principais métodos de um planejamento de experimentos são: *replicação*, *aleatoriedade* e *blocagem*. Fazer um experimento com réplicas é muito importante por dois motivos. O primeiro é que isto permite a obtenção do erro experimental. A estimativa desse erro é básica para verificar se as diferenças observadas nos dados são estatisticamente diferentes. O segundo motivo se refere ao fato de que, se a média de uma amostra for usada para estimar o efeito de um fator no experimento, a replicação permite a obtenção de uma estimativa mais precisa desse fator.

O que se deseja na utilização do planejamento experimental é obter um modelo matemático apropriado para descrever um certo fenômeno, utilizando o mínimo possível de experimentos. Esse planejamento permite eficiência e economia no processo experimental e o uso de métodos estatísticos na análise dos dados obtidos resulta em *objetividade científica* nas conclusões.

Todo planejamento experimental começa com uma série inicial de experimentos, com o objetivo de definir as variáveis e os níveis importantes. Podem-se ter variáveis qualitativas (tipo de catalisador, tipo de equipamento, operador, etc.) e quantitativas (temperatura, pressão, frequência de ensaio, tensão de tração, etc.). Os resultados devem ser analisados e modificações pertinentes devem ser feitas no planejamento experimental. A Figura 2.63 apresenta um resumo desta estratégia inicial.

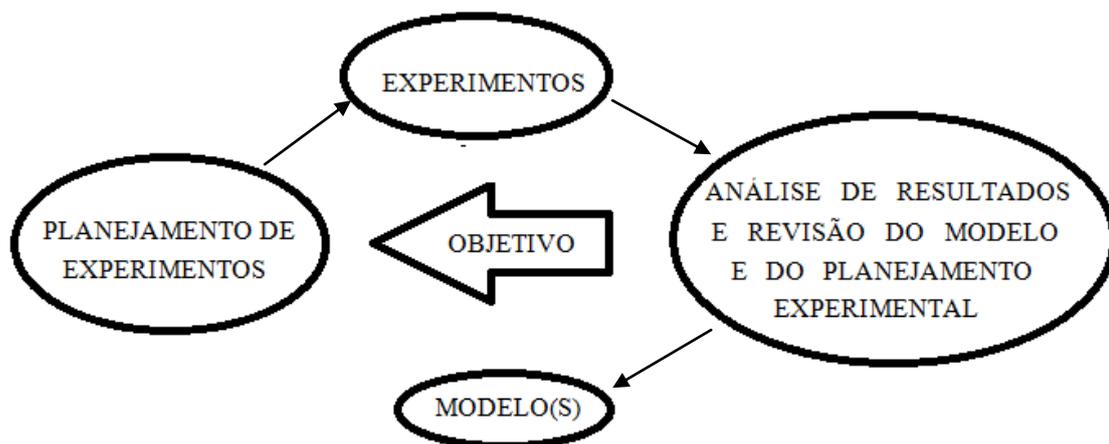


Figura 2.63 - Estratégia Inicial. **Fonte:** MONTEGOMERY et al. (2001) - adaptado

Aplicação do Planejamento Experimental na Indústria é fundamental para desenvolvimento de novos produtos e para o controle de processos. Nesta área é comum aparecer problemas em que se precisa estudar várias propriedades ao mesmo tempo e estas, por sua vez, são afetadas por um grande número de fatores experimentais. É papel

de técnicas de planejamento de experimentos, auxiliar na fabricação de produtos com melhores características, na diminuição do seu tempo de desenvolvimento, aumentar a produtividade de processos e minimizar a sensibilidade a fatores externos (NETO et al., 2001).

A análise de dados para os modelos de planejamento de experimentos fica praticamente inviabilizada sem o uso de softwares específicos. Um deles, por exemplo, é o software Statistica.

No *planejamento experimental* ou *planejamento fatorial* as variáveis independentes são chamadas de *fatores*. Os fatores influenciam as variáveis dependentes, denominados *respostas*. Cada fator assume valores, chamados de *níveis*. Um tipo de planejamento fatorial bastante comum, que utiliza apenas dois níveis para cada fator, é conhecido como 2^k , onde a base 2 representa o número de níveis estudados e k representa o número de fatores. O efeito de um fator é definido como a mudança na resposta produzida por uma mudança no nível do fator. Isso é chamado **efeito principal**, porque se refere aos fatores principais no estudo. Se a diferença na resposta entre os níveis de um fator não é a mesma em todos os níveis dos outros fatores, então esse efeito é chamado de **interação**.

Na execução do planejamento fatorial, utilizamos uma tabela contendo a combinação de todos os fatores e os níveis usados. Esta tabela é chamada *matriz de planejamento*. Quando é utilizado um modelo fatorial 2^k os níveis são classificados como superior e inferior, e são representados por +1 e -1, respectivamente. Esta representação é útil para ordenar os experimentos na matriz de planejamento (GRASSI, 2014).

Segundo BOX et al (2005), o planejamento fatorial apresenta uma série de vantagens sobre outros métodos experimentais. A principal delas é de permitir a análise de vários fatores influenciando simultaneamente uma determinada resposta, e assim possibilitar a observação dos efeitos sinérgicos dos fatores estudados. Ainda, BOX et al (2005) afirma que os modelos 2^k , onde apenas dois valores de cada fator são estudados, são bastante úteis para determinar quais fatores são mais importantes para o processo ou fenômeno.

O planejamento fatorial com dois fatores é um planejamento completamente aleatorizado (MONTGOMERY et al., 2001), e o modelo matemático para observações de um experimento fatorial com dois fatores é dado pela equação 2.4:

$$y_{ijk} = \mu + \tau_i + \beta_j + (\tau\beta)_{ij} + \varepsilon_{ijk}; \quad \begin{cases} i = 1, 2, \dots, a \\ j = 1, 2, \dots, b \\ k = 1, 2, \dots, n \end{cases} \quad \text{Eq. (2.4)}$$

onde:

μ : é o efeito médio geral

τ_i : é o efeito do i-ésimo nível do fator A.

β_j : é o efeito do j-ésimo nível do fator B.

$(\tau\beta)_{ij}$: é o efeito da interação entre A e B.

ε_{ijk} : é o erro aleatório.

No planejamento fatorial, após a seleção das variáveis importantes para o fenômeno e da escolha dos níveis de cada variável, são realizados $N = 2^k$ experimentos onde todas as combinações de fatores e níveis são realizadas. Neste caso o planejamento fatorial é dito completo. Em outros casos, quando o número de fatores estudados cresce muito, e conseqüentemente o número de ensaios aumenta rapidamente, é interessante fazer planejamentos fatoriais fracionados. Isto é, é possível selecionar uma parcela mais significativa do planejamento, otimizando a análise (GRASSI, 2014).

Além dos N ensaios realizados é interessante e recomendado realizar ensaios no ponto central. Os pontos centrais equivalem à média aritmética dos níveis de cada fator e sua representação é feita com um 0 (zero) na matriz de planejamento. A realização de ensaios neste ponto permite o cálculo de resíduos e de erro padrão, além de evidenciar a qualidade da repetibilidade do fenômeno (RODRIGUES e IEMMA, 2014).

Tratamos até agora de um modelo linear. Mas em alguns casos é possível que um modelo de segunda ordem seja mais adequado para estimar o comportamento da variável dependente (resposta). Segundo MONTGOMERY et al (2001), é recomendado que em análises primárias adote-se um modelo linear e apenas depois de ter sido verificada a insuficiência do modelo para prever o fenômeno de estudo deva-se partir para utilização de modelos quadráticos. Para estes casos é necessário adicionar os chamados pontos axiais que ampliam a análise, estimando a *curvatura* da superfície de resposta. Este tipo de modelo é denominado *Delineamento Composto Central*. Para a

escolha dos pontos axiais existem várias possibilidades. Uma delas, bastante utilizada, é denominada *Delineamento Composto Central Rotacional* (DCCR), onde os pontos axiais são do tipo $\pm\alpha$, onde $\alpha = \pm (2^k)^{1/4}$. De modo geral, num DCCR com 2 níveis, temos 2^k pontos fatoriais + $2.k$ pontos axiais + um número arbitrário de pontos centrais (RODRIGUES e IEMMA, 2014). Neste método varia-se cada fator separadamente, enquanto os outros se mantêm constantes. Dessa forma, o melhor resultado para um fator é encontrado, e este valor é fixado para que os outros fatores sejam variados (RODRIGUES e IEMMA, 2014). As grandes desvantagens desse método são de não verificar os efeitos de interação de fatores que podem ser importantes para o fenômeno, e do grande número de experimentos necessários para essa análise, aumentando o tempo e o custo do planejamento.

Segundo RODRIGUES e IEMMA (2014), para usar a abordagem estatística no planejamento e na análise de um experimento é necessário ter uma idéia clara do que será estudado e da forma como os dados serão coletados. Também é recomendado que se tenha uma idéia qualitativa de como os dados serão analisados, e um roteiro para a realização de um bom experimento é apresentado a seguir:

- a) **Reconhecimento e relato do problema:** desenvolver todas as idéias do problema e definir de forma clara os objetivos específicos do experimento.

- b) **Escolha dos fatores e dos níveis.** devem ser escolhidos os fatores que devem variar, os intervalos sobre os quais esses fatores variarão e os níveis específicos nos quais cada rodada será feita.

- c) **Escolha da variável resposta:** na escolha da variável resposta, o pesquisador deve ter certeza de que aquela variável realmente fornece informação útil sobre o processo em estudo e a capacidade de medida dessa variável.

- d) **Escolha do planejamento experimental:** a escolha do planejamento envolve consideração sobre o tamanho da amostra (número de replicas), seleção de uma ordem adequada de rodadas para as tentativas experimentais, ou se a formação de blocos ou outras restrições de aleatorização estão envolvidas.

e) Realização do experimento: é de vital importância de monitorar o processo, para garantir que tudo esteja sendo feito de acordo com o planejamento.

f) Análise dos dados. Métodos estatísticos devem ser usados para analisar os dados, de modo que os resultados e conclusões sejam objetivos e não de opinião. Se o experimento foi planejado corretamente o método estatístico para análise não será um problema. A análise de resíduos e a verificação da validade do modelo são importantes e devem ser feitas.

g) Conclusões e recomendações.

2.7.2 Análise de Variância (ANOVA)

A ANOVA (Análise de Variância) é uma técnica estatística que avalia informações sobre médias de populações. O método se preocupa não em testar diferenças entre as médias obtidas, mas com a variabilidade das médias observadas e se a variação é fruto do acaso ou de um efeito real do fenômeno (TENUTA, 2014 apud GRASSI, 2014).

A Análise de Variância consiste em decompor a variação total das observações do experimento em partes que podem ser atribuídas a causas controladas (conhecidas) e em partes a causas não controladas e/ou não controláveis (desconhecidas), o erro ou resíduo. O erro ou resíduo pode ocorrer em função do material que se está trabalhando ou em função do ambiente em que o experimento é conduzido. Outra fonte de erro pode ser a maneira como o experimento é conduzido pelo experimentador (DOS ANJOS, 2005).

Através de hipóteses, a ANOVA valida ou não o ajuste de um modelo obtido. Segundo RODRIGUES e IEMMA (2014, p. 20), pode-se considerar dois tipos de hipóteses:

- H_0 , que é conhecida como hipótese de nulidade. Essa hipótese determina que existe ausência de efeito de tratamentos ou que a diferença entre os tratamentos é não significativa, e os efeitos observados nos experimentos em um conjunto de dados são devidos unicamente aos fatores não controlados.

- H_1 ou H_a é conhecida como hipótese alternativa. Essa hipótese determina que existe efeito de tratamentos ou que a diferença entre o efeito dos tratamentos é significativa, ou seja, que os efeitos observados são de fato devido a causas conhecidas e controladas.

Na prática, quando realiza-se um teste de hipótese, rejeita-se ou não a hipótese de nulidade H_0 , com um determinado nível de significância α . E quando testa-se uma hipótese, pode-se cometer um erro, ou seja, rejeitar H_0 quando ela é verdadeira, ou não rejeitar H_0 quando ela é falsa.

A probabilidade desse erro ser cometido é chamada de nível de significância, normalmente denotado por α . Sempre fixa-se um nível de significância α para um teste de hipótese, normalmente, em níveis de 5% ou 1%. Esses níveis podem variar em função do tipo de experimento que se está conduzindo ou do rigor que se deseja ter sobre os testes. Por exemplo, num ensaio clínico, pode-se escolher um nível α de significância de 1%, pois deve-se ter grande confiança no resultado do teste. Já, por exemplo, num ensaio com plantas, pode-se utilizar um nível α de significância maior (ANJOS, 2005). O nível de significância α , utilizado neste trabalho será de 5%.

A seguir serão apresentados alguns conceitos da teoria da probabilidade e estatística usados na ANOVA, que servirão de base para avaliar os resultados deste trabalho (GRASSI, 2014):

Variância: a variância é uma medida de dispersão que mede o quão espalhado um conjunto de dados está em relação a um valor esperado, que no caso da ANOVA é a média. Uma variância sempre terá um valor positivo e quanto menor, mais próximo o conjunto de dados estará da média. A variância é calculada como o quadrado do desvio padrão;

Grau de liberdade: na estatística, o grau de liberdade de uma variável pode ser entendido como o número mínimo de dados necessário para avaliar a quantidade de informação contida na análise estatística. Uma maneira simples para compreender este conceito é entendê-lo como o número de dados independentes disponível para estimar dados dependentes;

R^2 (Coeficiente de Determinação): O coeficiente de determinação é uma medida de ajustamento dos valores observados a um modelo estatístico. O R^2 varia entre 0 e 1,

indicando o quanto o modelo consegue explicar os valores observados. Quanto maior o R^2 , mais explicativo é o modelo, e melhor ele se ajusta à amostra;

P-valor: é um valor utilizado para tirar conclusões sobre um resultado de um teste estatístico. O procedimento consiste em comparar o p-valor de um fator a um valor pré-definido (geralmente 0,05). Se o p-valor da variável em questão for menor que o valor pré-definido, a hipótese nula é rejeitada em detrimento da hipótese alternativa. Assim, o resultado é declarado estatisticamente significativo. No caso contrário a hipótese nula não é rejeitada e os efeitos aleatórios são considerados predominantes, e assim, nada se pode concluir. O p-valor pode ser entendido como a probabilidade de erro em se admitir que um dado fator tenha influência sobre determinada resposta e seu valor considerado máximo é geralmente de 5%. Na prática, ao definir-se um nível de significância α para o teste de hipótese, se o p-valor for menor do que α , rejeita-se H_0 , ou seja, existe diferença significativa entre pelo menos um contraste entre médias de tratamentos ao nível α de significância escolhido. Se $p\text{-valor} \geq \alpha$, não rejeita-se a hipótese de nulidade H_0 , e não existe diferença significativa entre tratamentos ao nível α de significância escolhido.

Teste F: o teste F tem a finalidade de comparar as parcelas das estimativas de variâncias (ou graus de liberdade) calculados pela ANOVA. Ele é, em geral, o quociente entre os quadrados médios de tratamentos e resíduo. Como já discutido, esta técnica decompõe as variâncias (ou graus de liberdade) em duas parcelas: uma devido a causas conhecidas e controladas (fatores) e outra devido a causas desconhecidas e incontroláveis (resíduos). O teste F consiste em calcular a razão entre estas duas parcelas, onde no denominador sempre estará a variância dos resíduos. Calculado o valor de F para a variável em questão, busca-se em tabelas de distribuição F (disponíveis nos níveis 1%, 5% e 10% de rejeição) os valores limites de F. Prossegue-se então com a comparação do valor de $F_{\text{calculado}}$ e F_{tabelado} . Se $F_{\text{calc}} \geq F_{\text{tab}}$, o teste é significativo no nível testado (1%, 5% ou 10%, dependendo da tabela de F usada). Conclui-se então que os efeitos dos fatores diferem de forma não aleatória, mas devido às diferenças entre os níveis usados. Se $F_{\text{calc}} \leq F_{\text{tab}}$ o teste não é significativo no nível testado e neste caso não é possível comprovar diferenças entre os efeitos dos níveis dos fatores neste nível de probabilidade. Assim, o teste F é usado para determinar a

aceitação ou rejeição de um modelo obtido pelo planejamento experimental. A Figura 2.64 ilustra a distribuição de F e dois níveis de rejeição.

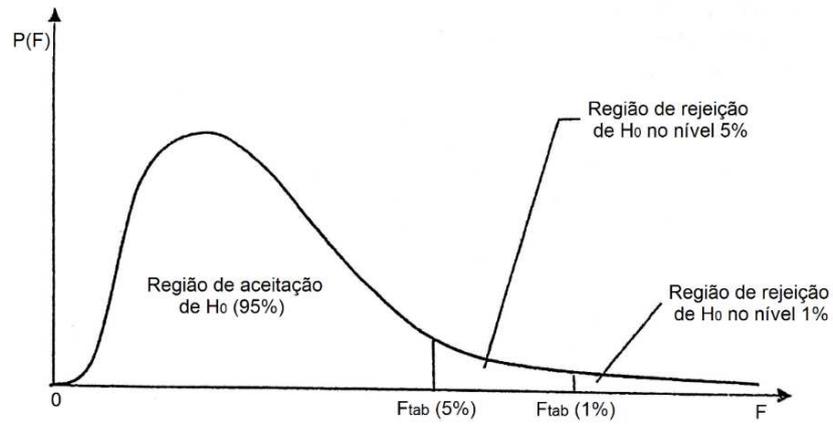


Figura 2.64. Esquema da distribuição de F. **Fonte:** BANZATTO e KRONKA. (2006)

CAPÍTULO III

METODOLOGIA

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 avaliou a fadiga estrutural e funcional de fios de LMF NiTi em regime superelástico, de diferentes diâmetros (0.3, 0.5, 0.7 e 0.9 mm), submetidos a carregamentos uniaxiais de tração até a ruptura, realizados por controle de tensão mecânica em seis níveis (500, 600, 700, 800, 900 e 1000 MPa) e sete frequências de ciclagem (0.1, 0.5, 1, 2, 3 e 4 Hz). Com o planejamento experimental fatorial aplicado na programação dos ensaios, conseguiu-se reduzi-los de 432 para 48 ensaios, como detalhado nas seções posteriores.

A partir desses ensaios mecânicos foi possível registrar a evolução dos parâmetros funcionais e estruturais dos fios de NiTi.

Inicialmente realizou-se uma caracterização termomecânica, submetendo os fios de LMF de NiTi como recebidos (fios brutos) à ensaios no DSC (Calorimetria Diferencial de Varredura), para verificar as temperaturas de transformação. Foram realizados também ensaios monotônicos (quasi-estáticos) de tração uniaxial, de acordo com a norma ASTM F 2516 (2008), visando determinar os níveis de tensão mecânica a serem usados no estudo da vida em fadiga. Ensaios dinâmicos foram realizados visando determinar a frequência máxima a ser usada nos ensaios de fadiga em função do diâmetro do fio, de acordo com a metodologia desenvolvida por DE OLIVEIRA et al. (2012). Esta frequência é definida como aquela que induz um auto-aquecimento permanente dos fios durante os ensaios cíclicos.

Após a caracterização, os fios de NiTi foram submetidos a ensaios dinâmicos de tração até a ruptura, numa máquina de ensaios Instron Electropuls E10000, variando-se a tensão de tração, e as frequências de carregamento, de acordo com o planejamento experimental utilizado nesse estudo. Posteriormente, uma análise em MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura), foi realizada, e avaliou-se o modo de falha dos fios através da análise da superfície de fratura, bem como a morfologia de propagação das trincas.

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 o parâmetro estudado para avaliar a fadiga estrutural dos fios.

Curvas de tensão versus deformação obedecendo a uma função de 2^n ciclos (2° ciclo, 4° , 8° , 16° , 32° , 64° , 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 (E_D) por unidade de volume (MJ/m^3), calculada através da equação (3.1), 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 (ϵ_p), resultante do acúmulo de tensões internas causadas pela introdução de defeitos durante a ciclagem mecânica, e ainda a deformação superelástica (ϵ_{SE}), do primeiro ao último laço superelástico em cada condição de carregamento.

$$E_d = \oint \sigma d\epsilon \quad (3.1)$$

A Figura 3.1 mostra a curva esquemática a partir da qual os parâmetros funcionais acompanhados em função do número de ciclos são avaliados.

Na determinação da variação das tensões de transformação (σ_{Ms} , σ_{Mf} , σ_{As} e σ_{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 3.2. A evolução das tensões de transformação em cada ciclo superelástico, para as várias condições de carregamento, foram registradas e traçadas para posterior análise.

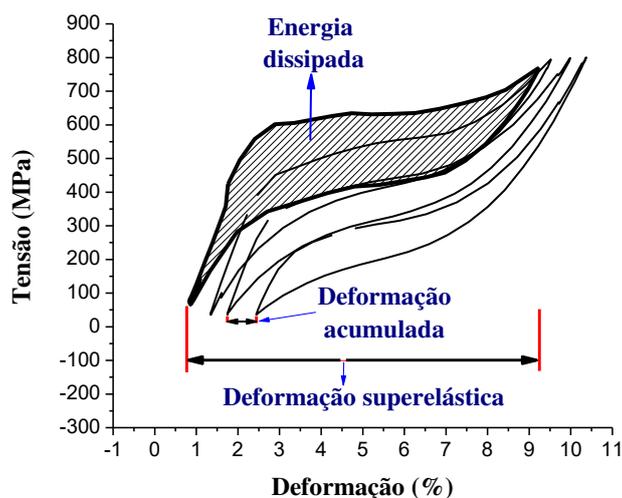


Figura 3.1. Esquema representativo da curva superelástica em fadiga para os n ciclos de deformação até a ruptura. **Fonte:** GRASSI (2012) Adaptado.

Outro parâmetro funcional das ligas de NiTi, é o Fator de Amortecimento Viscoso, sendo sua determinação destinada à aplicações em que essas LMF são utilizadas como absorvedores dinâmicos. Esta propriedade é de fundamental importância durante o projeto desses dispositivos, pois representa a quantidade de amortecimento imposta ao sistema. Esse fator de amortecimento viscoso equivalente (ζ) é uma relação entre a energia dissipada (E_D) no ciclo superelástico pela energia absorvida (E_{SO}) por um elemento elástico equivalente (área hachurada em preto na Figura 3.3) (SPEICHER et al., 2009).

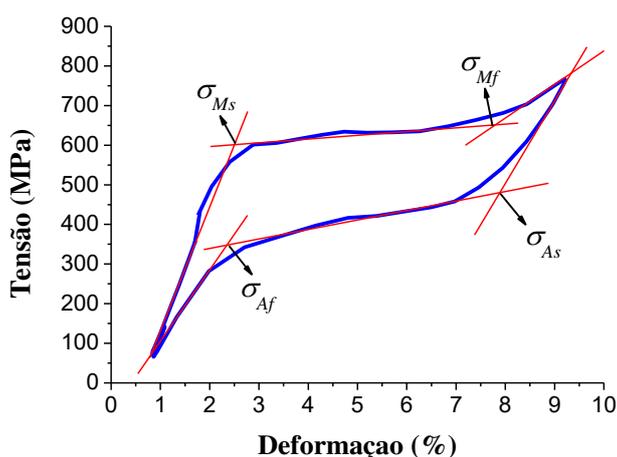


Figura 3.2. Esquema demonstrando o método das tangentes usado para determinação das tensões de transformação de fase num ciclo de deformação superelástica. **Fonte:** Autoria própria.

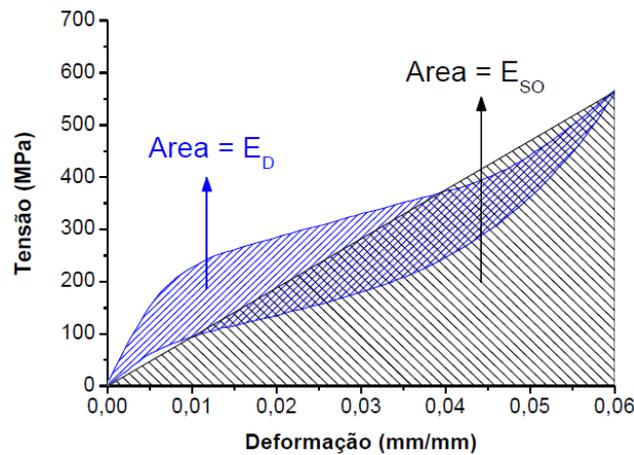


Figura 3.3. Parâmetros para determinação do Fator de Amortecimento em uma curva tensão-deformação.
Fonte: DE OLIVEIRA (2012)

A relação matemática que descreve esse comportamento corresponde a Equação 3.2.

$$\zeta = \frac{ED}{4\pi E_{SO}} \quad \text{Eq. (3.2)}$$

Onde:

E_D : Energia dissipada no ciclo superelástico;

E_{SO} : Elemento elástico equivalente.

3.1 Seleção dos Fios Superelásticos de NiTi

Para a realização deste trabalho foram utilizados fios superelásticos de NiTi com diâmetros de 0.3 mm, 0.5 mm, 0.7 mm e 0.9 mm, comercializados no mercado nacional pela empresa Dental Morelli. Os fios apresentam comprimento de 50 mm para os ensaios de fadiga, e comprimento útil de aproximadamente 20 mm, que corresponde a distância livre entre as garras da máquina de tração. A preparação requerida para os fios apresentarem as propriedades desejadas foi realizada pelo fornecedor. A Figura 3.4, exibe os fios de NiTi com diferentes diâmetros utilizados neste trabalho.

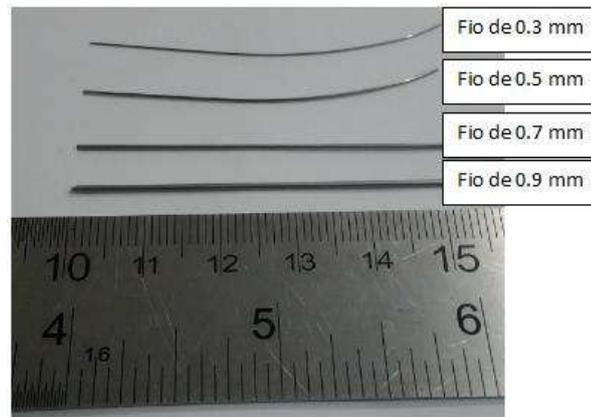


Figura 3.4. Fios de LMF NiTi com diferentes diâmetros. **Fonte:** Autoria própria

3.2 Caracterização dos fios de LMF NiTi

3.2.1 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 o resfriamento e aquecimento da LMF. As temperaturas de transformação são obtidas aplicando tangentes a esses picos, de forma semelhante ao procedimento ilustrado na Figura 3.2 para determinação das tensões de transformação.

Conforme mencionado anteriormente, amostras de fios LMF NiTi íntegros, como recebidos, são posteriormente destinados aos ensaios no DSC, e através de uma análise dos picos observados nos termogramas, determinasse as temperaturas de transformação de fase para cada fio de NiTi.

Para esse estudo foi utilizado o calorímetro DSC modelo Q 20, da TA Instruments (Fig. 3.5). Os fios no estado como recebido, 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 100°C para que os picos de transformação se apresentassem bem definidos.



Figura 3.5 - Equipamento DSC modelo Q20 da TA Instruments. Fonte: Arquivos do autor.

3.2.2 Ensaio de Tração: Determinação das Tensões de Transformação

Os ensaios mecânicos de tração monotônica (quase-estáticos) foram conduzidos empregando-se a máquina de ensaios eletrodinâmica Instron, modelo Electropuls E10000 mostrada na Figura 3.6, juntamente com o detalhe do fio instalado entre as garras de fixação.

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.

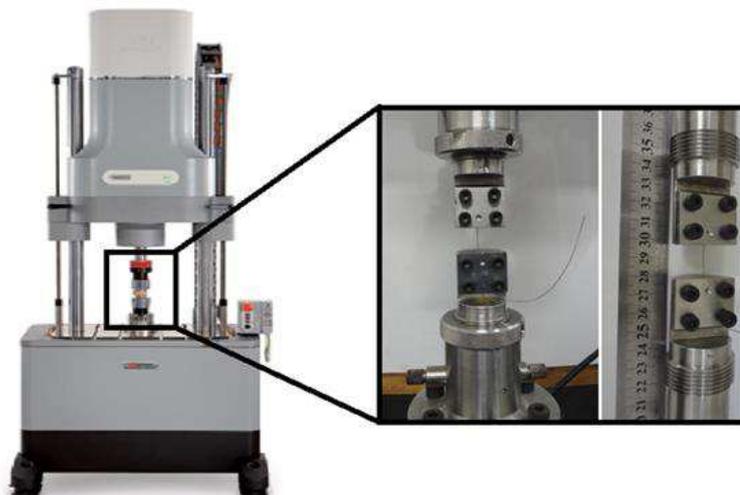


Figura 3.6 – Máquina de fadiga Instron Electropuls E10000 do LaMMEA/UFCG com fio de LMF NiTi instalado para teste. Fonte: Arquivos do autor (2012).

Os ensaios quase estáticos de tensão axial (tração) nos fios (como recebidos) 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 3.7 mostra uma ilustração da curva

tensão–deformação em regime superelástico esperada com a aplicação da norma ASTM F 2516 (2008).

Assim sendo, utilizando a máquina da Figura 3.6, 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 0,04 mm/min. Na Figura 3.7, UPS é o Alto Plateau de Tensão no carregamento e LPS é o Baixo Plateau de Tensão no descarregamento, obtidos durante o ensaio, juntamente com a deformação residual inicial (E_{lr}) e a deformação de ruptura (E_{lu}).

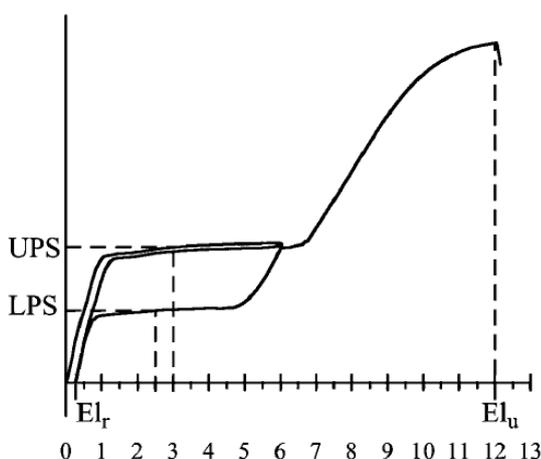


Figura 3.7 - Diagrama tensão-deformação típico para LMF de NiTi superelásticas testadas segundo a norma ASTM F 2516. **Fonte:** Norma ASTM F 2516 (2008)

3.2.3 Estabilização cíclica em regime superelástico

A fim de obter a estabilização das respostas térmicas e mecânicas do material em estudo, os fios de LMF NiTi foram submetidos a ensaios de tração a 550 MPa, numa frequência de 0,5 Hz durante 256 ciclos superelásticos.

Utilizou-se esses parâmetros de forma que a frequência da ciclagem durante a estabilização fosse baixa o suficiente para não provocar o auto-aquecimento dos fios, em virtude do acúmulo de calor nos corpos de prova provocado em altas frequências. Tais parâmetros foram selecionados com base nos resultados obtidos após a caracterização mecânica realizada preliminarmente (ensaio monotônico a temperatura ambiente).

Os ensaios cíclicos foram realizados em uma máquina de ensaios dinâmicos da marca Instron, modelo E10000, equipada com uma célula de carga de 10 kN.

3.2.4 Influência da Frequência de Ensaio no Auto-Aquecimento dos Fios de NiTi

Foram realizados ensaios cíclicos de tração uniaxial a diferentes frequências de carregamento. Para isso, foi utilizada a mesma máquina de ensaios universal mencionada anteriormente. Os fios de LMF NiTi de diferentes diâmetros (0.3, 0.5, 0.7 e 0.9 mm) foram isolados por uma câmara, para que a variação da temperatura ambiente com a interferência do meio externo fosse mínima, e um sistema de aquisição de temperatura, composto por um HBM (equipamento responsável por digitalizar e armazenar o sinal no computador) e um termopar tipo K foi fixado nos mesmos, para a aquisição da evolução da temperatura com o aumento da frequência de ensaio. A Figura 3.8 apresenta a montagem experimental utilizada para a realização dos ensaios.

Os ensaios controlados por tensão mecânica foram realizados a 6 diferentes frequências de carregamento (0.1, 0.25, 0.5, 1, 2 e 3 Hz), nas tensões de 600 MPa e 900 MPa, num total de 130 ciclos. A partir desses resultados, foi possível observar a evolução do auto-aquecimento dos fios de LMF NiTi em função da frequência utilizada, que é de fundamental importância na caracterização térmica das LMF. De acordo com o gráfico da Figura 3.9, foi possível obter a temperatura média de auto-aquecimento dos fios de NiTi. Essa leitura ocorreu com o auxílio do software ORIGIN, em que a média do sinal da variação de temperatura do fio no ciclo 128 foi registrada (Apêndice B) de acordo com as condições de carregamento.



Figura 3.8 - Máquina de ensaios universal marca Instron modelo E10000. Detalhe mostrando corpo de prova montado. **Fonte:** Autoria própria

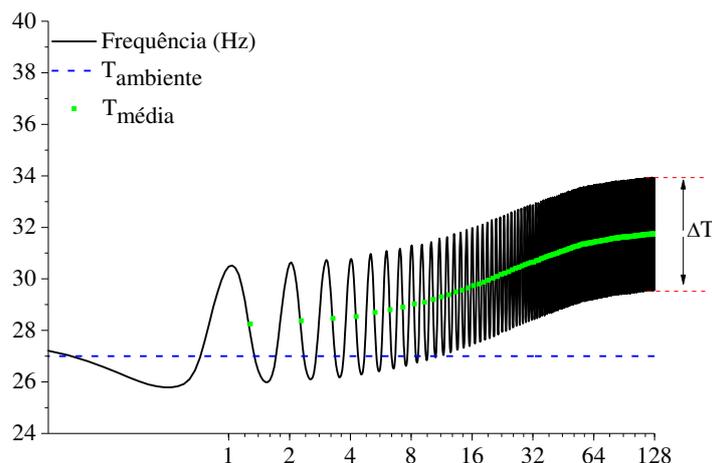


Figura 3.9 - Parâmetros para determinação do Auto-aquecimento dos fios de LMF NiTi. **Fonte:** Autoria própria.

3.3 Planejamento Experimental Fatorial: Carregamento mecânico para os ensaios de fadiga superelástica

Para uma maior precisão estatística possível nas respostas desejadas, e resultados mais confiáveis, um Planejamento Experimental Fatorial foi implementado ao estudo. Tendo como variáveis independentes, a Tensão de Tração e a Frequência de ensaio no processo de fadiga desses fios de NiTi, o planejamento auxiliará na investigação da dependência conjunta e isolada destas variáveis, nas alterações das propriedades estruturais e funcionais desse material, durante os ciclos termomecânicos aos quais foram submetidos.

No presente trabalho, foram selecionados dois fatores ($k=2$): a tensão de tração e a frequência de carregamento; e dois níveis para cada fator: 600 MPa (-1) e 900 MPa (+1); 0.5 Hz (-1) e 3 Hz (+1), respectivamente. Assim, temos um modelo fatorial 2^2 . Ainda, duas réplicas foram realizadas, no intuito de melhorar a estimativa do modelo estatístico, pois são repetições do experimento feitas sob as mesmas condições experimentais, e permitem a obtenção de uma estimativa da variabilidade devido ao erro experimental, além de detectar, com precisão, quaisquer efeitos produzidos pelas diferentes condições experimentais que sejam considerados significantes do ponto de vista prático (RODRIGUES e IEMMA, 2014). Portanto, um modelo linear (2^2 ensaios + 2 réplicas) mostrou-se eficiente para estimar a influência da tensão de tração uniaxial e

da frequência de ensaio, na vida útil de fios de LMF NiTi. A matriz de planejamento para estes casos é mostrada na Tabela 3.1.

Vale ressaltar que, para cada tipo de fio de LMF NiTi (diâmetros de 0.3 mm, 0.5 mm, 0.7 mm e 0.9 mm) utilizado neste trabalho, será aplicada uma matriz de planejamento para a fadiga estrutural, identificada como o número de ciclos até a ruptura (N_f).

Tabela 3.1 – Matriz de planejamento experimental para fadiga estrutural.

Ensaio	Tensão de Tração (MPa)	Frequência de Ensaio (Hz)
3	600 (-1)	0.5 (-1)
1	900 (+1)	0.5 (-1)
4	600 (-1)	3.0 (+1)
2	900 (+1)	3.0 (+1)

Fonte: Autoria própria

O software Statistica 7 foi utilizado para a obtenção dos modelos, assim como para a realização da ANOVA (obtenção de valores de R^2 , p-valor e $F_{calculado}$).

A Tabela 3.2, revela a quantidade de ensaios programados para cada fio de NiTi sem a aplicação do Planejamento Experimental Fatorial, mostrando com isso, a importância de um planejamento experimental no tratamento dos dados, pois apenas para um tipo de fio de NiTi seriam necessários 108 experimentos, demandando mais tempo e custo para a obtenção dos resultados.

Tabela 3.2 – Programação de experimentos sem aplicação do planejamento experimental.

Frequência de Ensaio (Hz)	Tensão de tração (MPa)					
	500	600	700	800	900	1000
0,1	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios
0,5	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios
1,0	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios
2,0	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios
3,0	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios
4,0	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios	3 ensaios

Fonte: Autoria própria

3.4 Caracterização: Fadiga

3.4.1 Ensaios de Fadiga Superelástica

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

Foram preparados 3 corpos-de-prova a partir dos fios de NiTi superelásticos para cada condição de ensaio, pois devido à natureza estocástica de fadiga, uma grande quantidade de resultados, obtidos a partir de testes experimentais sistemáticos, é necessário para uma caracterização completa de fadiga em LMF (MALETTA et al. 2012). Os corpos-de-prova foram ensaiados à temperatura ambiente e o comprimento útil dos mesmos foi de aproximadamente 20 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 pré-carga de aproximadamente 10 MPa foi aplicada para manter a condição de tração pura.

A partir do resultado do ensaio de tração monotônico foram escolhidos seis valores de tensão máxima para os ensaios de fadiga: 500, 600, 700, 800, 900 e 1000 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. Com a aplicação do Planejamento Experimental Fatorial, como discutido na seção anterior, as tensões e frequências de ensaio utilizadas, de fato, no procedimento experimental foram: 600 e 900 MPa, e 0.5 e 3.0 Hz.

3.4.2 Análise da Superfície de Fratura do Material: MEV

Para a caracterização das superfícies de fratura dos fios de NiTi, após o processo de fadiga, as amostras foram submetidas a uma limpeza ultrassônica por oito minutos, para remoção de sujeiras superficiais, e as imagens das superfícies de fratura foram realizadas em um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca Shimazu, modelo SS550.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Caracterização dos Fios de LMF NiTi

4.1.1 Temperaturas de Transformação

As temperaturas de transformação efetivas dos fios de NiTi nos estados como recebido (novos) foram determinadas através de calorimetria diferencial de varredura (DSC) e são mostrados na Figura 4.1.

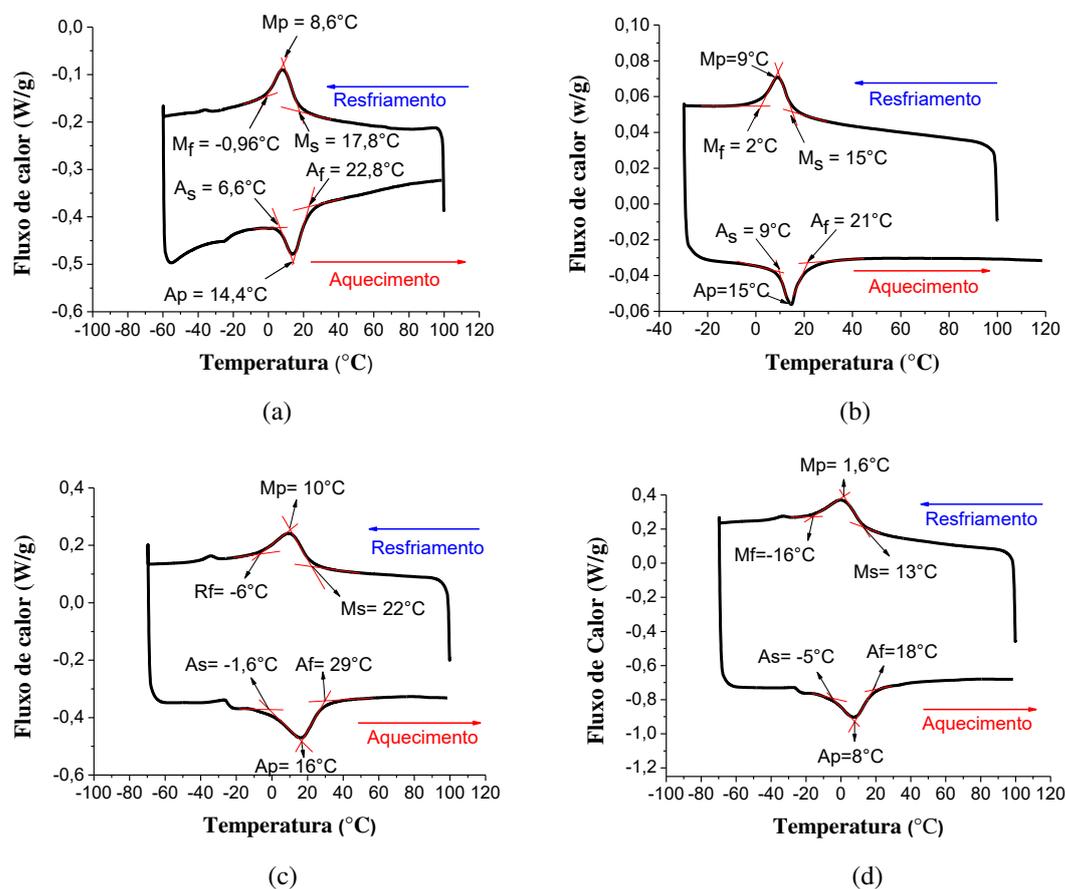


Figura 4.1 - Análise DSC para os fios NiTi nos estados como recebido (novos). (a) Fio de diâmetro 0.3 mm. (b) Fio de diâmetro 0.5 mm. (c) Fio de diâmetro 0.7 mm. (d) Fio de diâmetro 0.9 mm. **Fonte:** Autoria própria

As temperaturas de início e final das transformações martensíticas direta e reversa foram obtidas a partir do método das tangentes aplicado às curvas obtidas na Figura 4.1.

Para uma melhor visualização, essas temperaturas de transformação são mostradas na tabela 4.1. Nota-se, que as temperaturas de transformação dos fios confirmam que estão austeníticos na temperatura ambiente ($A_f = 22,8^\circ\text{C}$, 21°C , 29°C , 18°C), indicando a presença de superelasticidade nesta temperatura.

Tabela 4.1 - Temperaturas de transformação dos fios NiTi no estado como recebido (novos, não rompidos).

	M_s ($^\circ\text{C}$)	M_f ($^\circ\text{C}$)	A_s ($^\circ\text{C}$)	A_f ($^\circ\text{C}$)	A_p ($^\circ\text{C}$)	M_p ($^\circ\text{C}$)
<i>Fio de 0.3 mm</i>	17,8	-0,96	6,6	22,8	14,4	8,6
<i>Fio de 0.5 mm</i>	15	2	9	21	15	9
<i>Fio de 0.7 mm</i>	22	-6	-1,6	29	16	10
<i>Fio de 0.9 mm</i>	13	-16	-5	18	8	1,6

4.1.2 Resistência Mecânica: Ensaio de Tração Monotônico (Quase Estático)

Por meio do ensaio quase estático de tração, realizado nos fios de NiTi de diferentes diâmetros, segundo a norma ASTM F2516 (Fig. 3.7), determinou-se os níveis de tensão mecânica a serem usados no estudo da vida em fadiga. Os resultados destes ensaios são mostrados na Figura 4.2.

Assim, a partir das Figuras 4.2a-d 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.

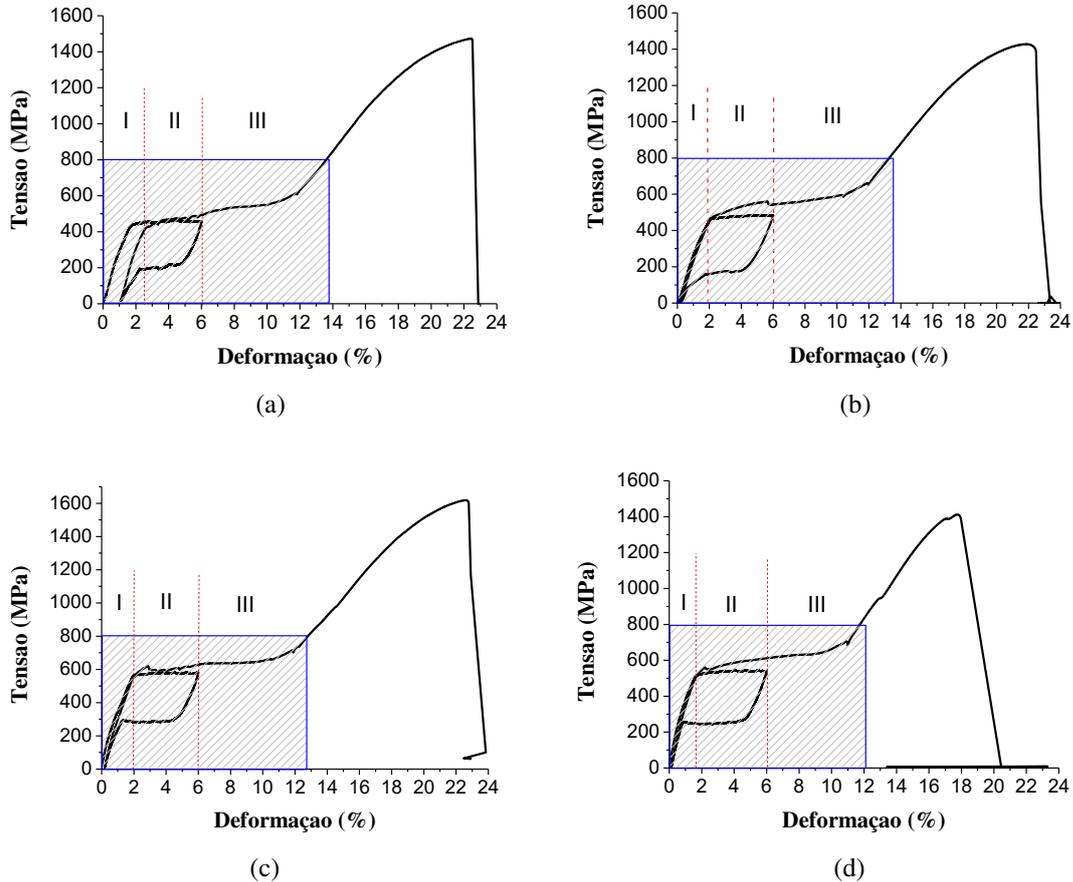


Figura 4.2 - Curva tensão x deformação para o teste quase estático nos fios de LMF NiTi usados para o estudo da vida em fadiga. (a) Fio de diâmetro 0.3 mm. (b) Fio de diâmetro 0.5 mm. (c) Fio de diâmetro 0.7 mm. (d) Fio de diâmetro 0.9 mm. **Fonte:** Autoria própria

A partir dos testes monotônicos até a ruptura (Figs. 4.2a-d), foram selecionados dois níveis de tensão mecânica até a região de deformação elástica da martensita (região circunscrita pelo retângulo hachurado) para a realização dos ensaios de fadiga: 600 MPa para o caso de transformação de fase parcial; e 900 MPa para o caso de transformação de fase completa.

4.1.3 Estabilização cíclica em regime superelástico

Para LMF superelásticas de NiTi, submetidas a ciclos de carregamento e descarregamento, um acúmulo de alguma deformação residual é observada (KANG et al. 2012). Tais deformações podem ocorrer devido a defeitos que surgem na estrutura cristalina após a ciclagem do material. Ao submeter essas LMF a vários ciclos mecânicos, esses defeitos tendem a saturar e proporcionam uma estabilização na resposta mecânica superelástica (MALLETA et al. 2014). Nesse contexto, os corpos de prova utilizados durante os testes foram submetidos a 256 ciclos de carregamento mecânico a fim de atingir esse estágio. Nesse processo de estabilização utilizou-se uma tensão de tração uniaxial de 550 MPa e frequência de carregamento de 0.5 Hz. A Figura 4.3 apresenta as curvas tensão-deformação resultante dos ensaios cíclicos de estabilização, para os fios de NiTi utilizados nesse trabalho.

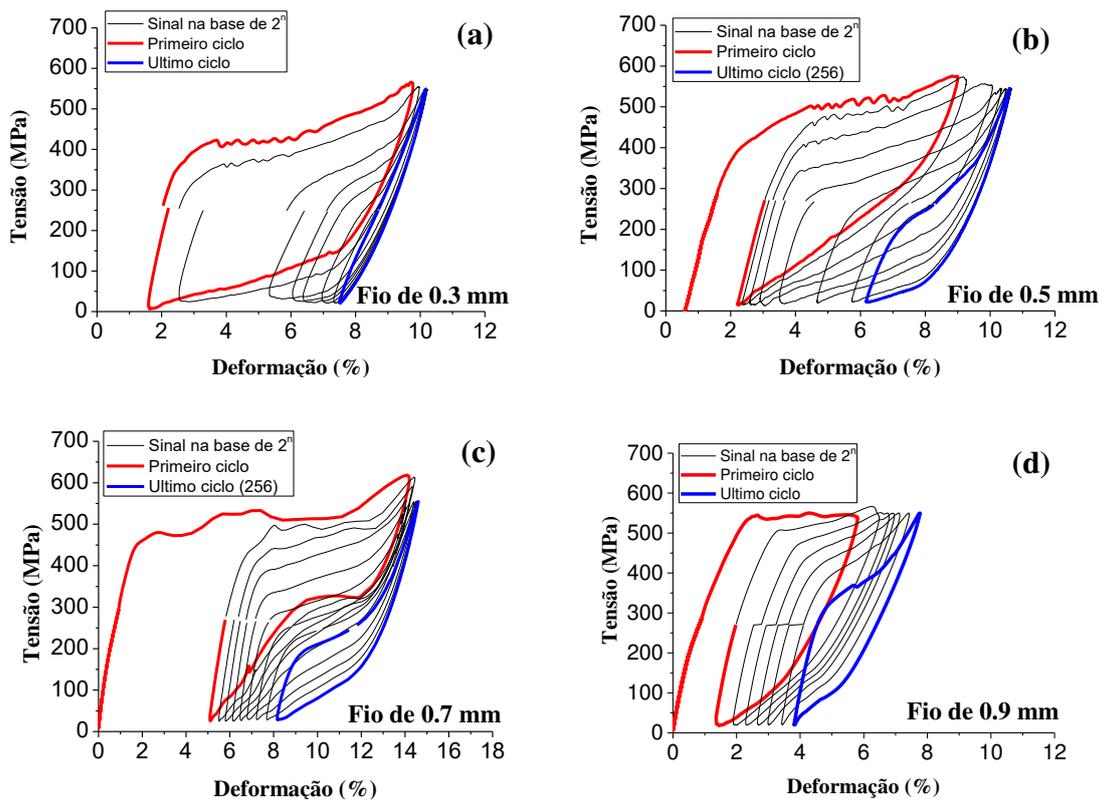


Figura 4.3 - Ciclos de estabilização dos fios de LMF NiTi. a) Fio de 0,3 mm. b) Fio de 0,5 mm. c) Fio de 0,7 mm e d) Fio de 0,9 mm **Fonte:** Autoria própria

Observa-se a partir da Figura 4.3 a evolução do comportamento superelástico dos fios de NiTi com o a ciclagem mecânica. As curvas correspondem aos ciclos seguindo

uma função 2^n . Nota-se que para os primeiros ciclos, o patamar superelástico característico desse material ainda não se apresenta. A partir do 32º ciclo, aproximadamente, esse patamar começa a aparecer e tem seu desenvolvimento mais definido nos ciclos subsequentes. É notável que nos últimos ciclos, o comportamento superelástico se apresenta bastante estável.

4.1.4 Influência da Frequência de Ensaio no Auto-Aquecimento dos Fios de NiTi

Nesse estudo verificou-se a influência da frequência de carregamento sobre o auto-aquecimento dos fios de LMF NiTi, através de ensaios de tração uniaxial cíclica por controle de tensão, em duas diferentes amplitudes de tensão (600 e 900 MPa), e seis diferentes frequências de carregamento (0.1, 0.25, 0.5, 1, 2 e 3 Hz).

A Figura 4.4 exibe a evolução da temperatura média dos fios de LMF NiTi em função da frequência de carregamento. A temperatura ambiente foi fixada em aproximadamente 26°C. Os gráficos de auto-aquecimento encontram-se em Anexo (Apêndice B).

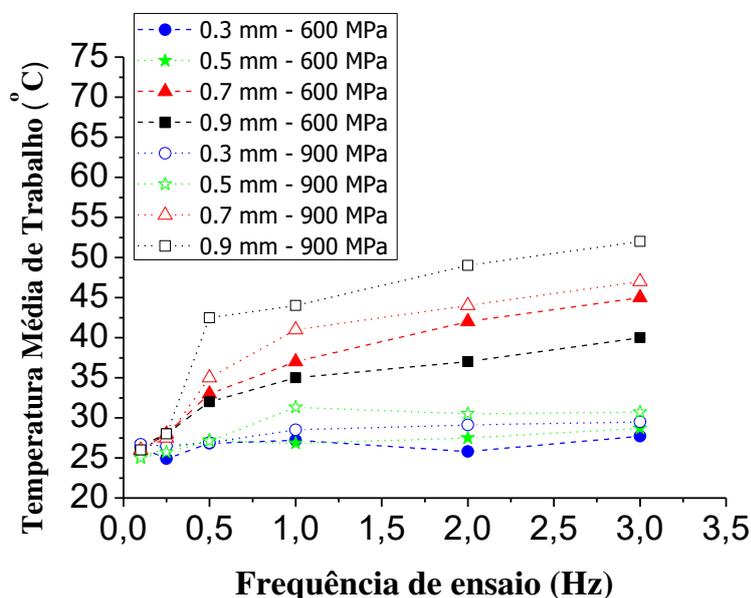


Figura 4.4 - Auto-aquecimento dos fios de 0.3 mm, 0.5 mm, 0.7 mm e 0.9 mm. **Fonte:** Autoria própria.

Observou-se na Figura 4.4 que, a partir da frequência de 0.25 Hz, os fios de LMF de NiTi já apresentam um auto-aquecimento, o qual aumenta com o aumento da frequência de carregamento. O fio de 0.7 mm registrou aquecimento maior do que o fio de 0.9 mm na menor tensão de tração (600 MPa), apresentando médias de

aproximadamente 37°C, 42°C e 45°C, contra 35°C, 37°C e 40°C, para as frequências de 1, 2 e 3 Hz. Já na maior tensão de tração utilizada (900 MPa), o fio de diâmetro 0.9 mm registrou médias de temperaturas maiores que o fio de 0.7 mm de diâmetro, ficando em torno de 44°C, 49°C e 52°C nas frequências de 1, 2 e 3 Hz. O Fio de menor diâmetro (0.3 mm), não superou os 30°C na condição mais severa (900 MPa – 3.0 Hz), ao passo que o fio de 0.5 mm de diâmetro apresentou médias de temperatura acima dos 30°C para a maior tensão de tração utilizada e nas frequências a partir de 1.0 Hz.

O efeito do aumento da frequência de carregamento é o aumento da temperatura dos fios durante a ciclagem, pois calor é gerado durante a ciclagem mecânica, devido aos processos de dissipação de energia de deformação, decorrentes da formação de martensita induzida por tensão. Segundo IADICOLA e SHAW (2002), o aumento da temperatura provocado pela Transformação Martensítica é maior que a diminuição provocada pela Transformação Reversa (Martensita-Austenita). Portanto, durante a ciclagem mecânica, onde as transformações de fase ocorrem repetidamente, é esperado que ocorra um aumento da temperatura dos fios. Somado a este fato, durante a ciclagem ocorre o movimento das interfaces martensita-austenita, que é um processo que dissipa energia e produz calor. Frequências de carregamento maiores proporcionam um atrito interno das interfaces mais intenso, resultando num aumento da dissipação de energia e da produção de calor (DIAS, 2005).

Segundo DE OLIVEIRA et al. (2012), com o aumento da frequência de carregamento, a dissipação de energia gerada durante a transformação de fase direta induzida por tensão (austenita – martensita) diminui, reduzindo a liberação, para o ambiente, do calor latente gerado durante a transformação de fase, aumentando a temperatura do fio. Possivelmente, o fio de 0.9 mm, por possuir maior massa, teve maior dificuldade na troca de calor com o ambiente, registrando um auto-aquecimento maior que o fio de 0.7 mm, na tensão que garante a transformação de fase completa do material (900 MPa). Na sequência desse auto-aquecimento, sua rigidez aumenta, elevando as tensões de transformação e fazendo com que a temperatura interfira de forma direta na vida útil do fio de LMF.

4.2 Planejamento Experimental Fatorial Aplicado

O planejamento Experimental Fatorial auxiliará na investigação da dependência conjunta e isolada das variáveis independentes (Tensão de Tração e Frequência de Carregamento), nas alterações das propriedades estruturais e funcionais dos fios de LMF NiTi, durante os ciclos termomecânicos aos quais foram submetidos.

Com estes resultados foi possível obter modelos matemáticos para prever com mais precisão o número de ciclos até a falha dos fios NiTi à medida que se varia a tensão de tração e a frequência de carregamento. Os resultados do planejamento experimental são mostrados nas próximas tabelas e figuras. As Tabelas 4.2, 4.3, 4.4 e 4.5 mostram as matrizes de planejamento para cada tipo de fio de NiTi, tendo como resposta o número de ciclos até a ruptura do material (N_f).

A Tabela 4.6 mostra o resultado da ANOVA aplicada ao planejamento experimental realizado para o número de ciclos até a ruptura dos fios (N_f). O modelo linear usado mostrou que a tensão de tração é o fator que mais tem influência sobre o comportamento em fadiga estrutural desses fios, seguido da frequência de carregamento, para os fios de diâmetros 0.3, 0.5, e 0.7 mm. Já para o fio de 0.9 mm de diâmetro, a frequência de carregamento foi o fator que mais influenciou a vida em fadiga. Como destacado em seções anteriores, por possuir massa maior, menor quantidade de energia em forma de calor foi dissipada para o ambiente, resultando no auto-aquecimento do fio, que por sua vez, foi responsável por reduzir o número de ciclos até a ruptura desse fio.

Tabela 4.2 – Matriz de planejamento e resultados obtidos para o fio de 0.3 mm.

Ensaio	Tensão de Tração (MPa)	Frequência de Ensaio (Hz)	Respostas (N_f)			Média
3	600 (-1)	0.5 (-1)	5410	5788	5847	5682
1	900 (+1)	0.5 (-1)	5582	5381	5243	5402
4	600 (-1)	3.0 (+1)	5490	5950	5956	5799
2	900 (+1)	3.0 (+1)	3533	3536	3664	3578

Fonte: Autoria própria

Tabela 4.3 – Matriz de planejamento e resultados obtidos para o fio de 0.5 mm.

Ensaio	Tensão de Tração (MPa)	Frequência de Ensaio (Hz)	Respostas (N_f)			Média
3	600 (-1)	0.5 (-1)	7198	7232	7255	7228
1	900 (+1)	0.5 (-1)	6512	6487	6032	6344
4	600 (-1)	3.0 (+1)	6532	6640	6782	6651
2	900 (+1)	3.0 (+1)	4692	4640	4628	4653

Fonte: Autoria própria

Tabela 4.4 – Matriz de planejamento e resultados obtidos para o fio de 0.7 mm.

Ensaio	Tensão de Tração (MPa)	Frequência de Ensaio (Hz)	Respostas (N_f)			Média
3	600 (-1)	0.5 (-1)	7197	7690	7782	7556
1	900 (+1)	0.5 (-1)	4710	4790	5060	4853
4	600 (-1)	3.0 (+1)	5233	5126	5050	5136
2	900 (+1)	3.0 (+1)	4098	4232	4508	4279

Fonte: Autoria própria

Tabela 4.5 – Matriz de planejamento e resultados obtidos para o fio de 0.9 mm.

Ensaio	Tensão de Tração (MPa)	Frequência de Ensaio (Hz)	Respostas (N_f)			Média
3	600 (-1)	0.5 (-1)	4088	4121	3956	4055
1	900 (+1)	0.5 (-1)	2235	2123	2345	2234
4	600 (-1)	3.0 (+1)	2022	1895	2334	2084
2	900 (+1)	3.0 (+1)	1819	2167	2056	2014

Fonte: Autoria própria

Tabela 4.6 – Resultados da análise ANOVA obtidos do planejamento experimental linear $2^2 + 2$ aplicado às respostas N_f (Número de ciclos até a ruptura) para os três tipos de fios de LMF NiTi.

	Fontes de Variação	R²	Soma dos Quadrados	Valor-p	F_{calc}
Fio de 0.3 mm	Tensão (MPa)	96,76%	4690000	0,000005	115,56
	Frequência (Hz)		2186240	0,000081	53,87
	Interação (T*F)		2826581	0,000032	69,64
Fio de 0.5 mm	Tensão (MPa)	98,38%	6232325	0,000000	274,83
	Frequência (Hz)		3855600	0,000001	170,02
	Interação (T*F)		929633	0,000209	40,99
Fio de 0.7 mm	Tensão (MPa)	98,07%	9505200	0,000001	205,79
	Frequência (Hz)		6723027	0,000002	145,56
	Interação (T*F)		2555787	0,000073	55,33
Fio de 0.9 mm	Tensão (MPa)	97,72%	2751376	0,000006	108,64
	Frequência (Hz)		3685208	0,000002	145,52
	Interação (T*F)		2234307	0,000014	88,22

Fonte: Autoria própria

Tabela 4.7 – Valor de F tabelado para o nível de significância 5%

Nível de significância (α)	Valor de F tabelado Graus de liberdade usados: (3 - fator/8 - resíduo)
5,0 %	4,07

Fonte: Autoria própria

O valor de R^2 representa o grau de ajuste do modelo obtido, e seu valor para os quatro fios foram respectivamente, 96,76%, 98,38%, 98,07% e 97,72%. Pode-se dizer a partir disso que, o modelo linear é significativo e preditivo para todos os fios, levando a crer que as pressuposições do modelo estão satisfeitas (RODRIGUES e IEMMA, 2014).

Os valores-p representam a probabilidade de erro em se aceitar que determinado fator tem influência sobre a resposta estudada (GRASSI, 2014). Para a tensão de tração esta probabilidade máxima foi de 0,0005%, para a frequência de carregamento foi de 0,0081%, e para a interação destes fatores, 0,02%. Assim, como o p-valor dos fatores acima é menor do que um valor pré-definido de 5%, o resultado é declarado estatisticamente significativo (RODRIGUES e IEMMA, 2014).

Para o teste F, um valor maior, em pelo menos 4 vezes, do F_{calc} em relação ao F_{tab} indica que a variável de resposta sofreu influência “suficientemente significativa” devido às variações de nível do fator, e não devido a causas aleatórias e incontrolláveis (resíduos), e o planejamento desenvolvido é significativo e preditivo, com o modelo matemático gerado “bem ajustado”. Como mostra a tabela 4.6, todos os valores do F_{calc} , tanto para cada fator isolado como para cada interação e em cada tipo de fio, foram muito maiores que o F_{tab} (Tab. 4.7). Portanto o teste é significativo no nível de significância escolhido (α), e os efeitos dos parâmetros de carregamento diferem de forma não aleatória, mas devido às diferenças entre os níveis usados.

De acordo com a Equação (2.4), o modelo linear para a resposta N_f utilizado em cada tipo de fio NiTi pode ser observado na Tabela 4.8.

A Figura 4.5 mostra as superfícies de resposta *Tensão x Frequência x N_f* , que representam a descrição gráfica do modelo ajustado, obtidas com os valores das Tabelas 4.2, 4.3, 4.4 e 4.5, respectivamente. São mostradas também as curvas de nível de N_f para o domínio de tensão e frequência estudado, para cada tipo de fio NiTi. Segundo o modelo obtido, as curvas de nível levam a concluir que os maiores valores de N_f ocorrem nos menores valores de tensão de tração e frequência de carregamento.

Tabela 4.8 – Modelos obtidos com o planejamento experimental linear $2^2 + 2$ repetições para a resposta N_f (número de ciclos até a falha) para os fios NiTi.

Modelo de N_f: $y_{ijk} = \mu + \tau_i + \beta_j + (\tau\beta)_{ij} + \varepsilon_{ijk}$					
	μ	τ	β	$(\tau^* \beta)$	ε
Fio de 0.3 mm	5115	-625,17	-426,83	-485,33	116,31
Fio de 0.5 mm	6219,67	-721,17	-567,33	-277,83	87,02
Fio de 0.7 mm	5456,33	-890	-748,5	461,5	124,08
Fio de 0.9 mm	2590,50	-478,83	-554,17	431,50	91,88

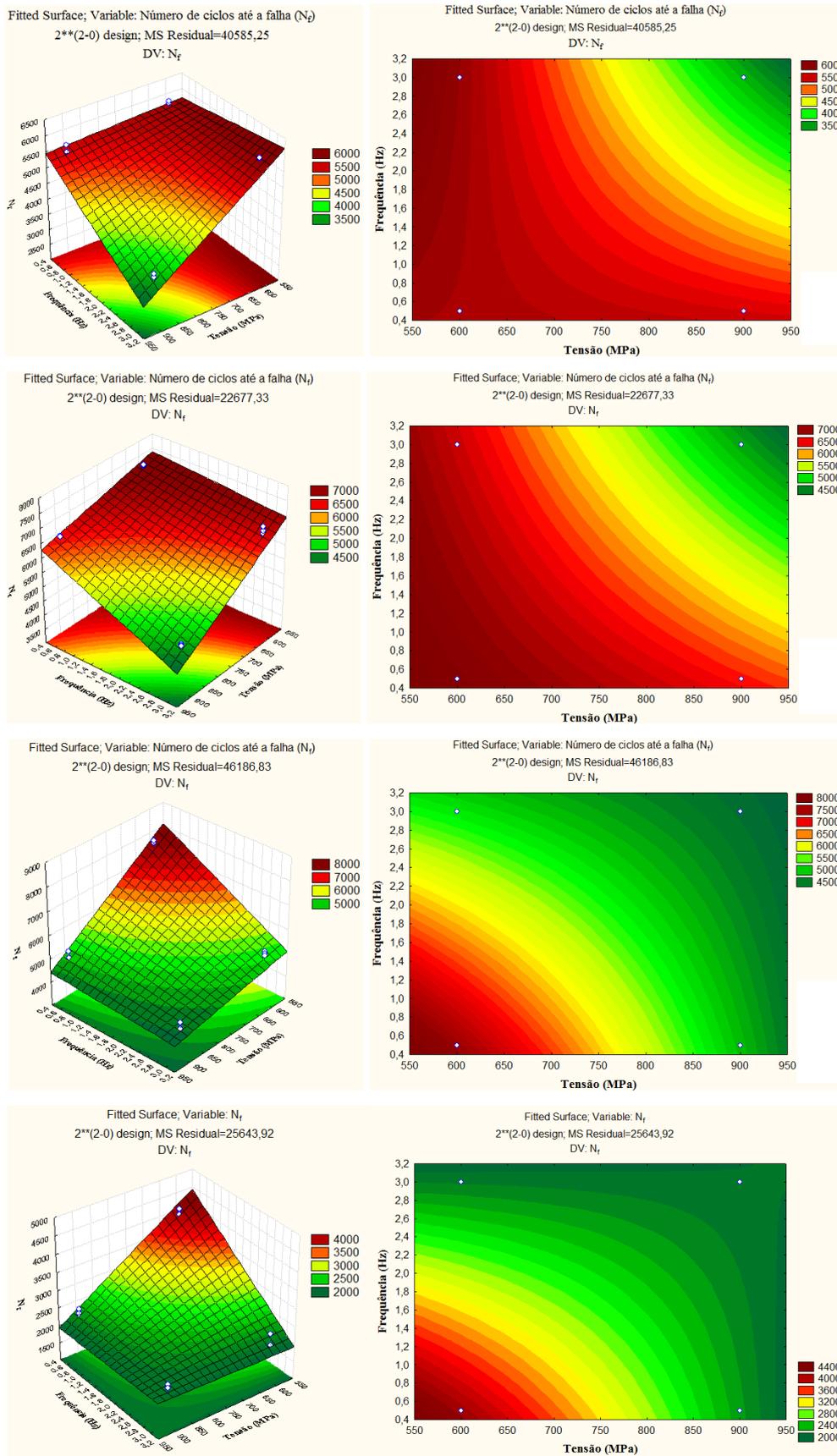


Figura 4.5 - Curvas de superfície e de nível traçadas com os modelos obtidos no planejamento experimental linear para o número de ciclos até a ruptura nos três tipos de diâmetros dos fios NiTi. (a) fio de 0.3mm (b) fio de 0.5 mm (c) fio de 0.7 mm (d) fio de 0.9 mm. **Fonte:** Autoria própria.

4.2.1 Gráficos de Pareto

De forma a melhor observar a influência dos fatores independentes na resposta desejada (N_f), a Figura 4.6 exibe os gráficos de Pareto (gráfico de barras), gerados a partir do Statistica 7, plotados para cada tipo de fio de LMF NiTi, permitindo uma fácil visualização e identificação das causas mais incisivas no número de ciclos até a ruptura (N_f).

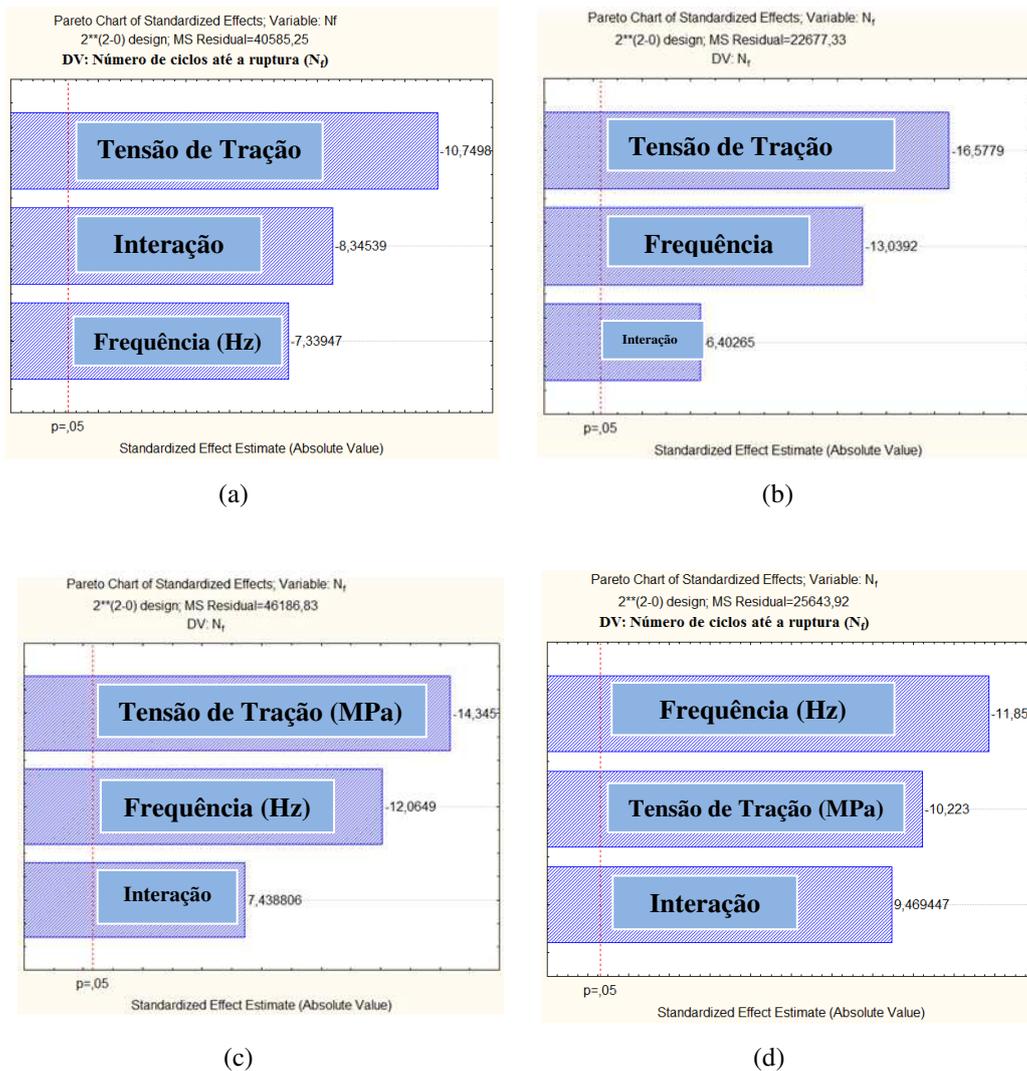


Figura 4.6 – Gráficos de Pareto. (a) Fio de 0.3 mm de diâmetro, (b) Fio de 0.5 mm de diâmetro, (c) Fio de 0.7 mm de diâmetro e (d) Fio de 0.9 mm de diâmetro. **Fonte:** Autoria própria.

De acordo com os gráficos de Pareto, e comprovando as respostas obtidas através da ANOVA, para os fios de diâmetros 0.3, 0.5, e 0.7 mm de diâmetro, a tensão de tração foi o fator mais influente sobre a fadiga estrutural desses fios, seguido da frequência de carregamento. Já para o fio de 0.9 mm de diâmetro, a frequência de carregamento foi o fator que mais influenciou a vida em fadiga.

4.2.2 Validação dos Modelos Estatísticos

Através das equações dos Modelos Lineares gerados no programa Statística 7, podemos deduzir a resposta desejada (N_f), variando os valores reais dos fatores independentes (Tensão e Frequência) diretamente na equação. A Tabela 4.9 nos mostra as equações para estes modelos lineares:

Tabela 4.9 – Equações dos Modelos obtidos com o planejamento experimental linear $2^2 + 2$ repetições para a resposta N_f (número de ciclos até a falha) para os fios NiTi.

Modelo de N_f: $y_{ijk} = \mu + \tau_i + \beta_j + (\tau\beta)_{ij} + \varepsilon_{ijk}$					
	μ	τ	β	$(\tau^* \beta)$	ε
Fio de 0.3 mm	5441,07	+0,362 σ	+1599,87 F	-2,5884 σF	0
Fio de 0.5 mm	8667,73	-2,207 σ	+659,87 F	-1,484 σF	0
Fio de 0.7 mm	14184,73	-10,241 σ	-2444,8 F	+2,4613 σF	0
Fio de 0.9 mm	8791,00	-7,236 σ	-2189,33 F	+2,3347 σF	0

Em que: σ – Valor Real da Tensão de Tração utilizada

F – Valor Real da Frequência de Ensaio utilizada.

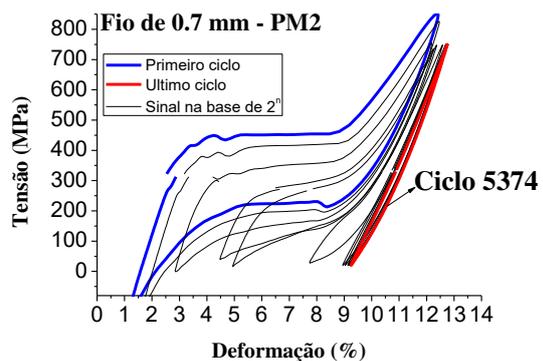
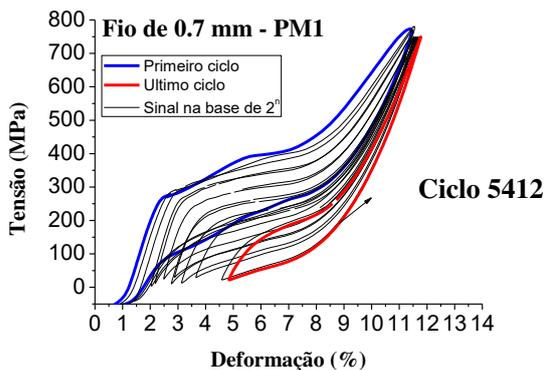
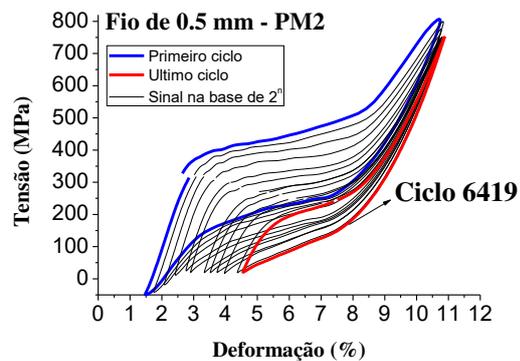
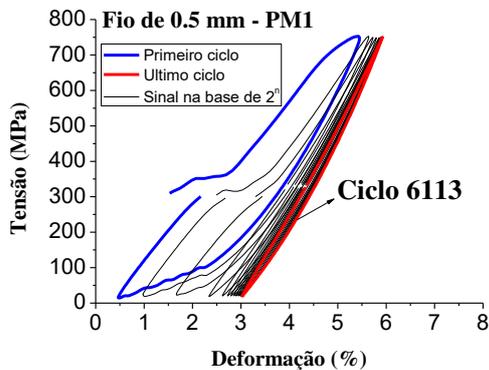
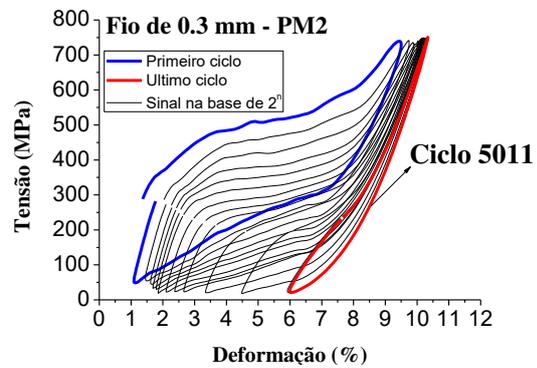
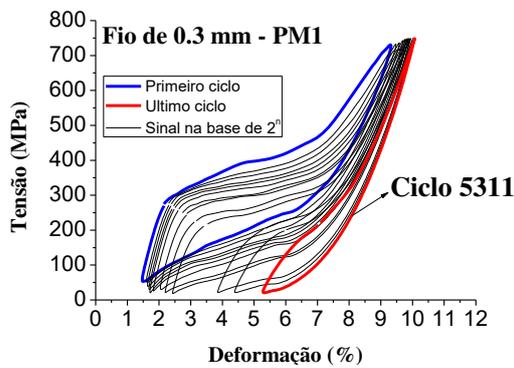
Para a comprovação dos modelos estatísticos gerados no planejamento experimental adotado, fizemos dois ensaios de tração até a ruptura para cada tipo de fio de NiTi utilizando parâmetros do ponto central (750 MPa – 1,75 Hz), e registramos o número de ciclos até a ruptura de cada fio (N_{fr}). A Tabela 4.10 nos mostra os valores das Respostas do Modelo (N_{fm}), obtidos aplicando os valores do ponto médio (750 MPa – 1,75 Hz) em cada equação dos modelos lineares gerados para cada fio, e os valores do número de ciclos até a ruptura obtidos no caso real (N_{fr}), ciclando, até a ruptura, os fios de LMF NiTi, utilizando os valores do ponto médio. A Figura 4.7 mostra as curvas tensão x deformação para cada tipo de fio. De acordo com a metodologia adotada anteriormente, as curvas são apresentadas na base da função 2^n , e o primeiro e último ciclos são apresentados.

Podemos constatar, a partir dos valores teóricos (N_{fm}) e reais (N_{fr}) obtidos, que os modelos lineares gerados para determinar o comportamento em fadiga de cada fio de

LMF NiTi, a partir da resposta N_f , são satisfatórios, apresentando uma variação máxima de 200 ciclos, para mais ou para menos, entre o N_{fm} e N_{fr} .

Tabela 4.10 – Respostas N_f para os ensaios até ruptura no ponto médio dos Fatores Independentes.

Fios	Equações dos Modelos	Resposta do Modelo (N_{fm})	Respostas Reais (N_{fr})	
Fio de 0.3 mm	$N_f = 5441,07 + 0,362 * \sigma + 1599,87 * F - 2,5884 * \sigma * F + 0$	5115	5012	5311
Fio de 0.5 mm	$N_f = 8667,73 - 2,207 * \sigma + 659,87 * F - 1,484 * \sigma * F + 0$	6219	6114	6419
Fio de 0.7 mm	$N_f = 14184,73 - 10,241 * \sigma - 2444,8 * F + 2,4613 * \sigma * F + 0$	5457	5412	5374
Fio de 0.9 mm	$N_f = 8791 - 7,2362 * \sigma - 2189,33 * F + 2,3347 * \sigma * F + 0$	2597	2791	2546



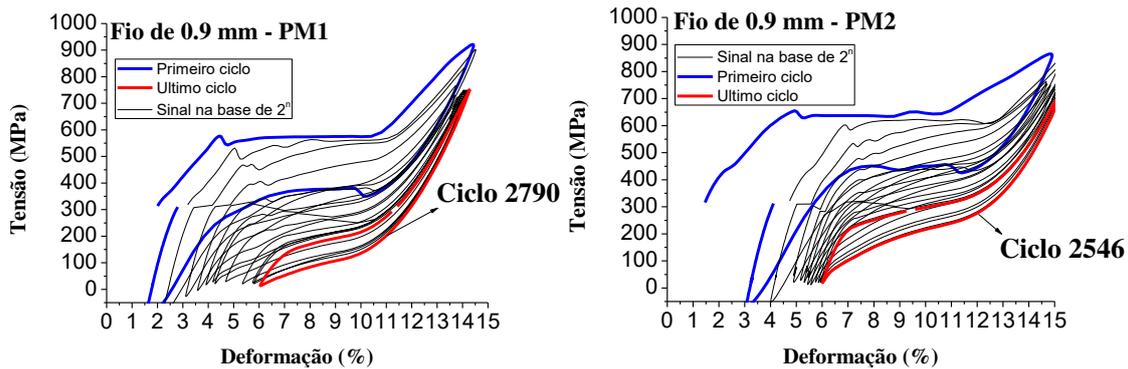


Figura 4.7 – Ensaio de tração uniaxial até a ruptura nos fios de LMF NiTi. **Fonte:** Autoria própria.

4.3 Fadiga em Regime Superelástico

As curvas tensão-deformação, resultantes dos ensaios de tração cíclica até a ruptura para os fios NiTi, realizados à temperatura ambiente e planejados de acordo com o planejamento experimental adotado, são apresentadas e discutidas nesta seção. Destacando a degradação funcional e estrutural dos fios superelásticos, são apresentados os resultados correspondentes à dissipação de energia, o acúmulo de deformação residual, a variação da deformação superelástica, bem como o fator de amortecimento, características referentes à fadiga funcional. Ainda, o estudo da fadiga estrutural se dá pelo número de ciclos até a ruptura em função da tensão de tração, e pode ser analisada por meio da curva de Wohler.

As Figuras 4.8, 4.9, 4.10 e 4.11 mostram a evolução do comportamento de tensão - deformação em regime superelástico dos fios de NiTi até a ruptura, respectivamente para frequências de 0,5 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 acumulam os ciclos de deformação. Para essa análise, utilizaram-se apenas os resultados dos fios que romperam com o máximo de número de ciclos para cada condição de ensaio.

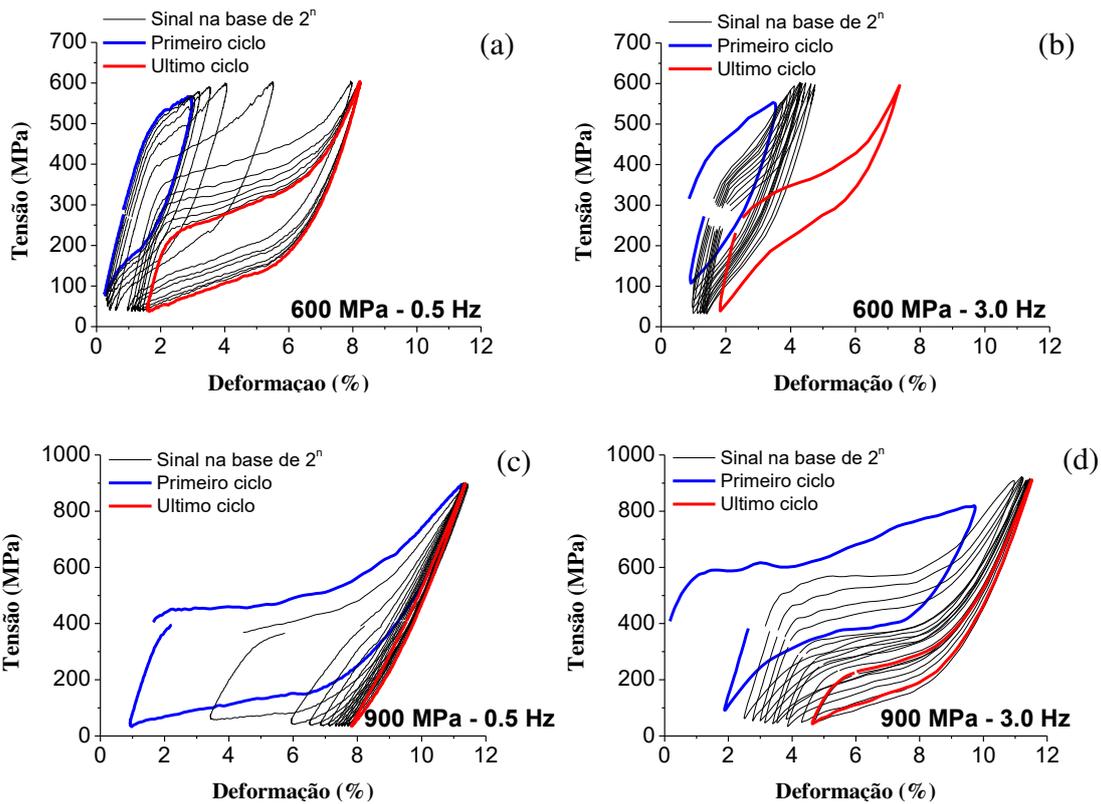


Figura 4.8 - Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de diâmetro 0.3 mm nas condições de ensaio estudadas, a) 600 MPa e 0,5 Hz, b) 600 MPa e 3,0 Hz, c) 900 MPa e 0,5 Hz e d) 900 MPa e 3,0 Hz **Fonte:** Autoria própria

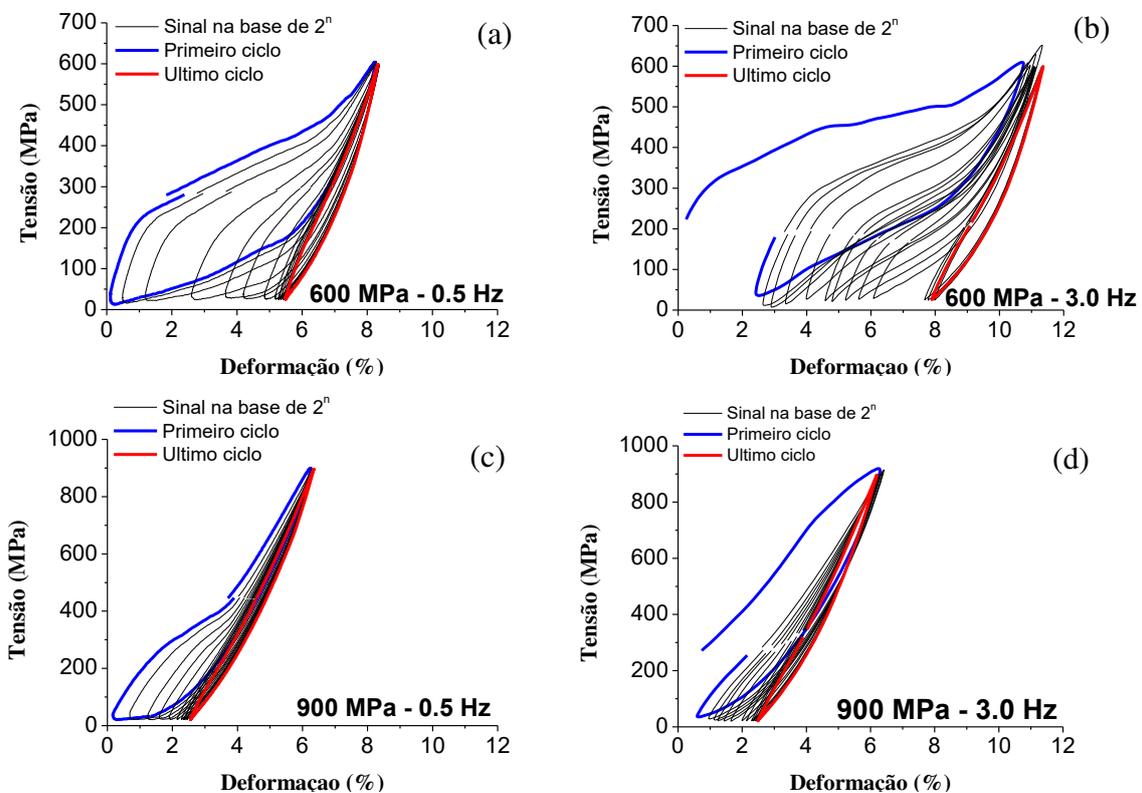


Figura 4.9 - Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de diâmetro 0.5 mm nas condições de ensaio estudadas, a) 600 MPa e 0,5 Hz, b) 600 MPa e 3,0 Hz, c) 900 MPa e 0,5 Hz e d) 900 MPa e 3,0 Hz **Fonte:** Autoria própria

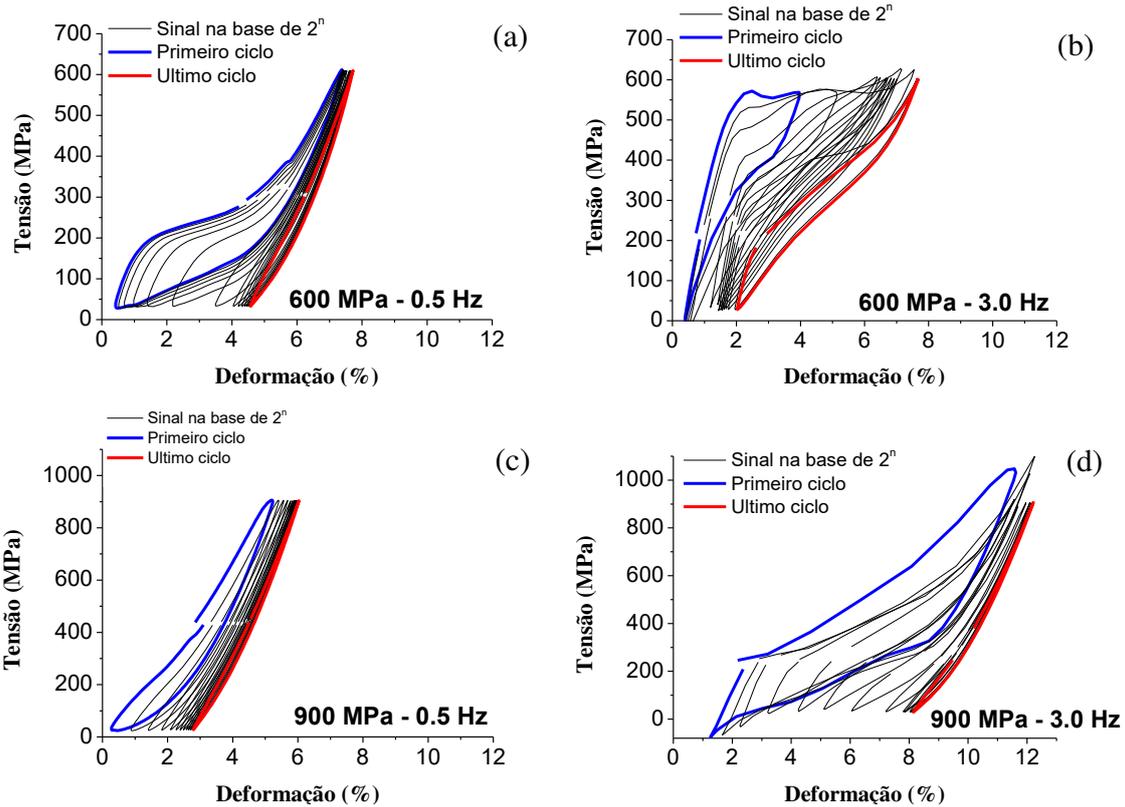


Figura 4.10 - Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de diâmetro 0.7 mm nas condições de ensaio estudadas, a) 600 MPa e 0,5 Hz, b) 600 MPa e 3,0 Hz, c) 900 MPa e 0,5 Hz e d) 900 MPa e 3,0 Hz **Fonte:** Autoria própria

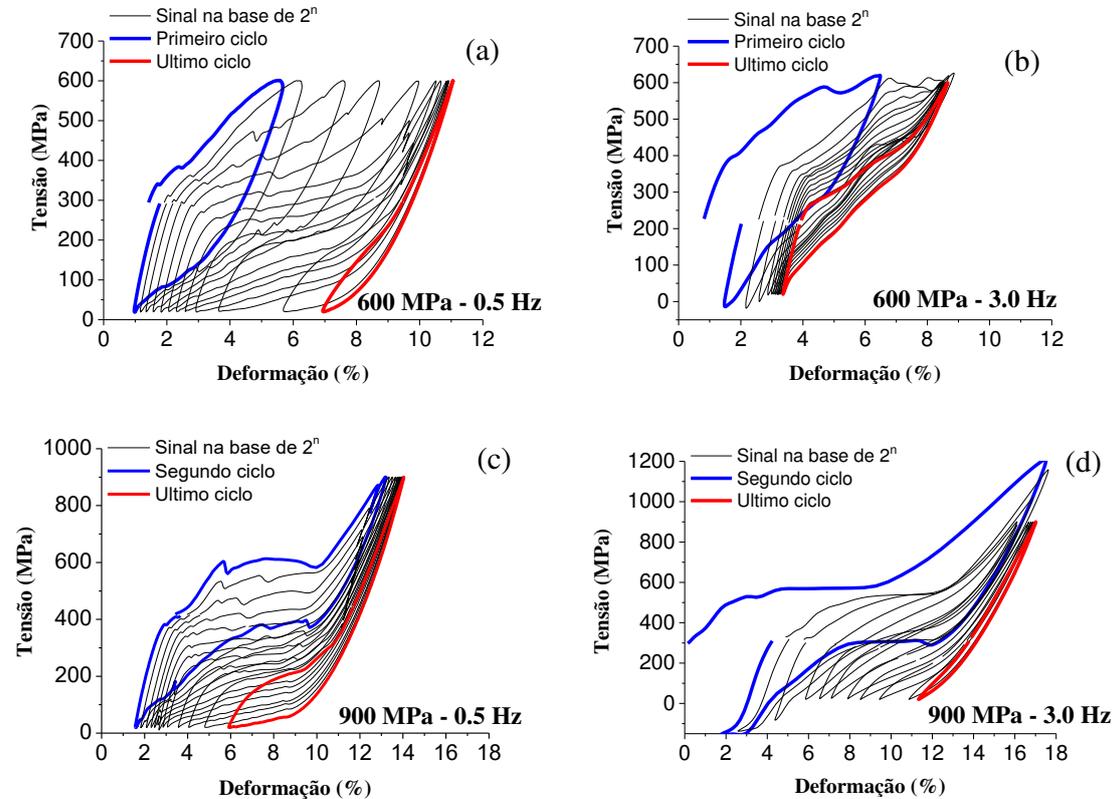


Figura 4.11 - Evolução do comportamento superelástico do fio NiTi de diâmetro 0.9 mm nas condições de ensaio estudadas, a) 600 MPa e 0,5 Hz, b) 600 MPa e 3,0 Hz, c) 900 MPa e 0,5 Hz e d) 900 MPa e 3,0 Hz **Fonte:** Autoria própria

A partir das Figuras anteriores, que representam os laços superelásticos dos ensaios de tração cíclica dos fios NiTi, foram traçadas curvas que mostram a influência da amplitude de tensão, da frequência de ensaio e do diâmetro dos fios, no que diz respeito à *fadiga funcional*, traduzida pela evolução da energia dissipada em função do número de ciclos até a ruptura, da deformação acumulada pelo fio até o momento da ruptura, da deformação superelástica e do Fator de Amortecimento Viscoso Equivalente, que representa a quantidade de amortecimento imposta ao sistema. Já a *fadiga estrutural* desses fios foi avaliada a partir do número de ciclos até a ruptura em função da tensão de tração imposta em cada ensaio.

4.3.1 Influência da Amplitude de Tensão e Frequência de Carregamento nas Propriedades Funcionais dos Fios de LMF NiTi.

Analizou-se aqui a degradação dos parâmetros funcionais (E_D , ε_p , ε_{SE} e o ζ) mencionados anteriormente, em função dos diferentes níveis de tensões de tração e frequências de carregamento impostas nos ensaios, para cada tipo de fio de LMF NiTi.

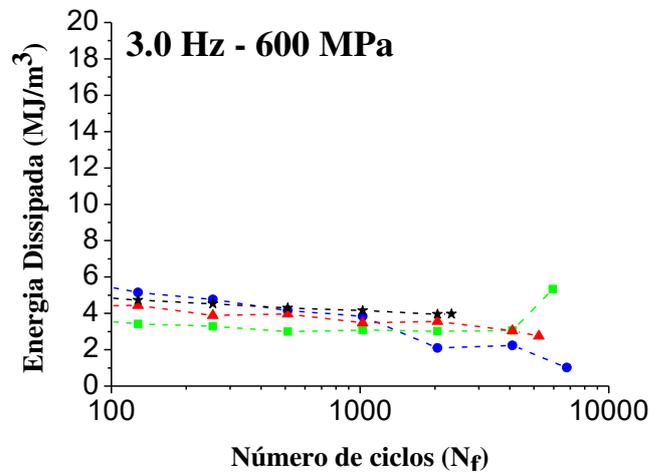
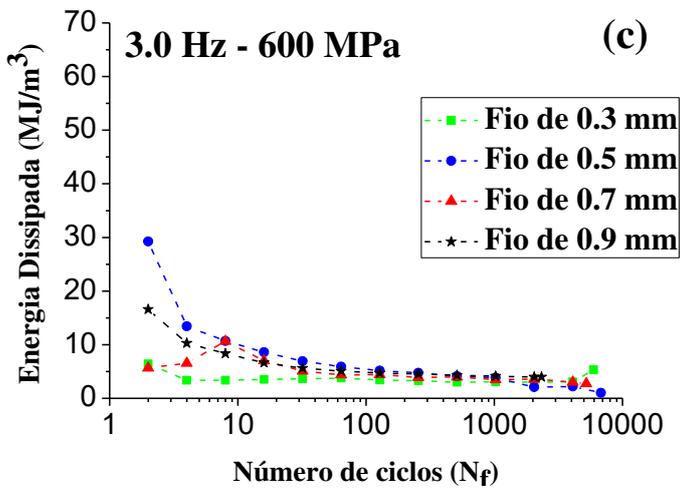
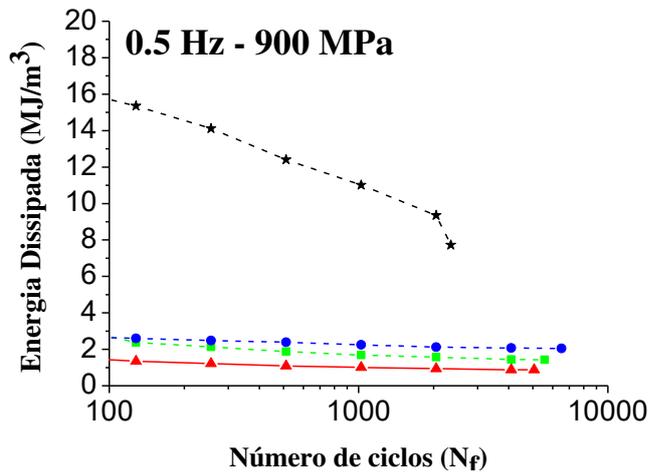
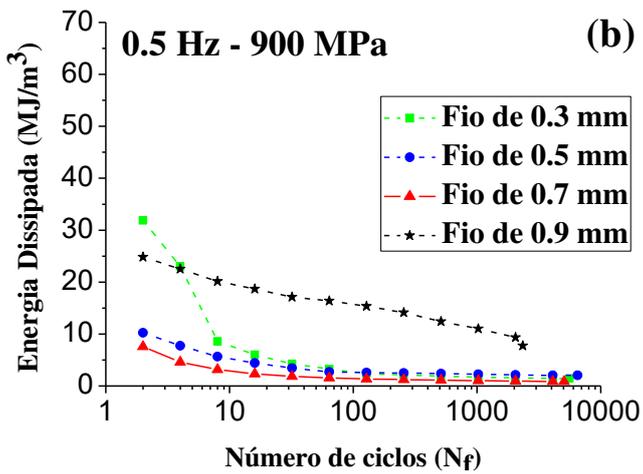
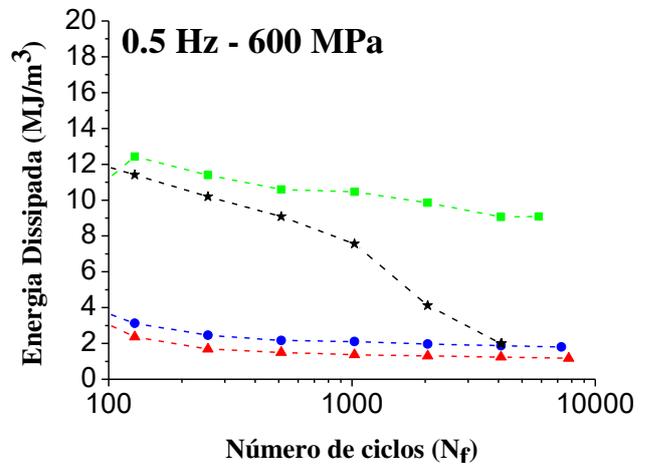
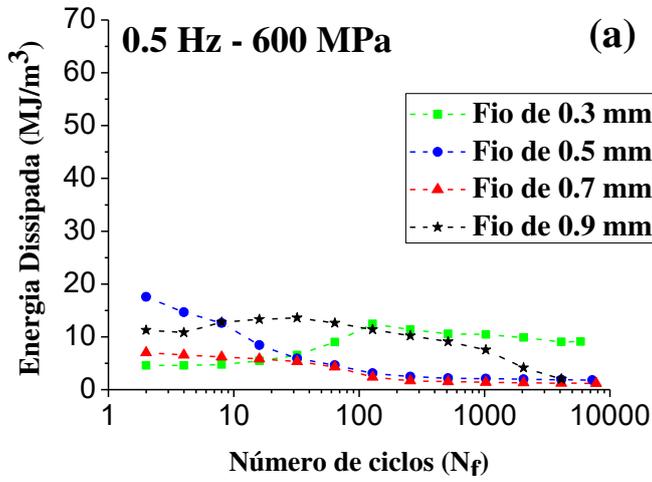
4.3.1.1 Evolução da Energia Dissipada dos fios de LMF NiTi

As Figuras 4.12a, 4.12b, 4.12c e 4.12d permitem avaliar a evolução da energia dissipada nos fios de NiTi em regime superelástico para as condições de ensaio aplicadas (Tensão de tração de 600 MPa e 900 MPa nas frequências de 0.5 Hz e 3 Hz). Para uma melhor visualização do comportamento das curvas, os gráficos à direita representam as curvas da E_D - N_f a partir do ciclo 100, para cada condição de ensaio.

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

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).



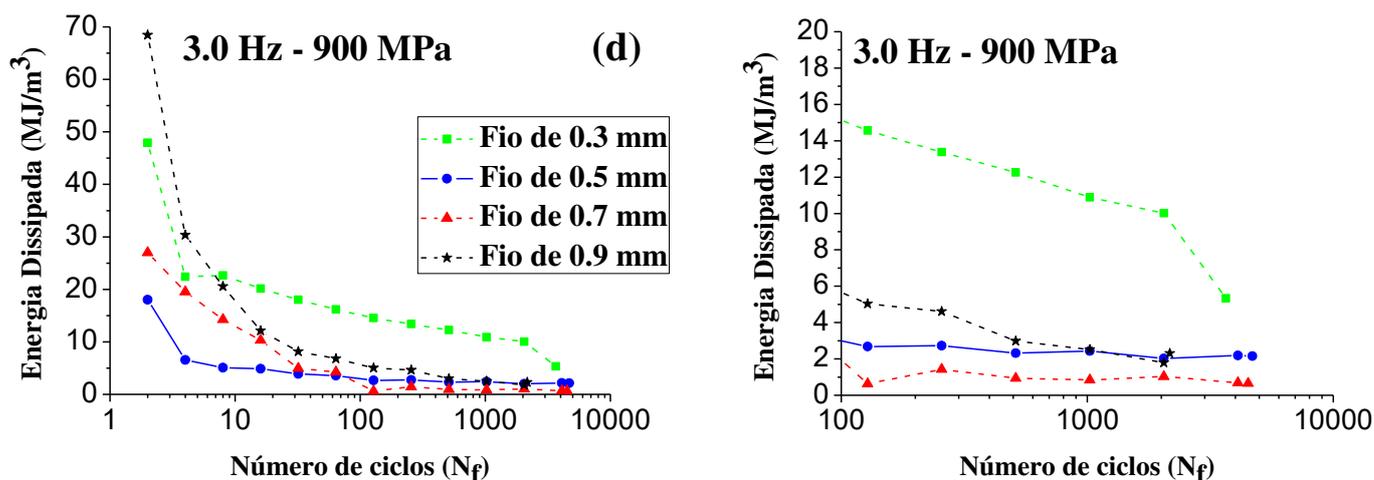


Figura 4.12 - Evolução da energia dissipada dos fios de NiTi para diferentes amplitudes de tensão, frequências de ensaio e diâmetros, a) 0,5 Hz-600 MPa, b) 0,5 Hz – 900 MPa, c) 3,0 Hz – 600 MPa e d) 3,0 Hz – 900 MPa. **Fonte:** Autoria própria

Para o fio de 0.3 mm, na tensão de 600 MPa, os maiores valores da E_D registraram-se para a menor frequência (0.5 Hz), estabilizando em aproximadamente 10 MJ/m^3 , e 5 MJ/m^3 para a maior frequência (3.0 Hz). Na tensão de 900 MPa, a menor frequência utilizada apresentou valores estabilizados da E_D em aproximadamente $1,5 \text{ MJ/m}^3$, ao passo que na maior frequência esse valor se estabilizou em aproximadamente 12 MJ/m^3 , até a ruptura do fio.

Para o fio de 0.5 mm de diâmetro, não houve mudanças nos valores estabilizados da E_D na frequência de 0.5 Hz, tanto para a tensão de 600 MPa, como para a tensão de 900 MPa, estabilizando em cerca de $2,5 \text{ MJ/m}^3$. Na frequência de 3.0 Hz, esse fio apresentou maiores valores da E_D na menor tensão de tração (600 MPa Hz).

Para o fio de 0.7 mm de diâmetro, na frequência de 0.5 Hz, o valor estabilizado da E_D foi de aproximadamente 1 MJ/m^3 , tanto para a tensão de 600 MPa, como para a tensão de 900 MPa. Na frequência de 3.0 Hz, esse fio apresentou valores maiores de E_D para a menor tensão, registrando média de aproximadamente $3,3 \text{ MJ/m}^3$, em comparação com a média $0,8 \text{ MJ/m}^3$ para a tensão de 900 MPa.

O fio de 0.9 mm de diâmetro apresentou os maiores valores estabilizados de E_D na menor frequência utilizada, sendo maior para a maior tensão de tração, em que verificamos um valor aproximado de 11 MJ/m^3 , ao passo que para a menor tensão de tração utilizada (600 MPa) esse valor reduziu-se para 7,5 %, aproximadamente. Na maior frequência utilizada, registraram-se valores estabilizados da E_D em

aproximadamente $4,2 \text{ MJ/m}^3$ para a menor tensão de tração e $2,7 \text{ MJ/m}^3$ para a maior tensão de tração imposta no ensaio.

Em geral, a quantidade de E_D não apresentou uma dependência direta do nível de tensão aplicado nos fios de LMF NiTi, no qual um aumento proporcional da capacidade de dissipar energia seria esperado à medida que cresce o campo de tensão mecânica aplicado. A funcionalidade da LMF superelástica estudada se degradou notoriamente com a deformação cíclica, 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).

4.3.1.2 Evolução da Deformação Acumulada dos fios de LMF NiTi

A Figura 4.13 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 (KANG et al., 2012). Esse acúmulo de deformação entre ciclos consecutivos é responsável pelo fenômeno de estabilização do comportamento superelástico (MALETTA et al., 2014), e explica o comportamento da energia dissipada mostrado na Figura 4.12.

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 para as duas frequências utilizadas e em todos os fios.

O fio de 0.3 mm de diâmetro apresentou os maiores valores estabilizados da ϵ_p na menor frequência de carregamento (0.5 Hz), indicando para esse tipo de fio, 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.

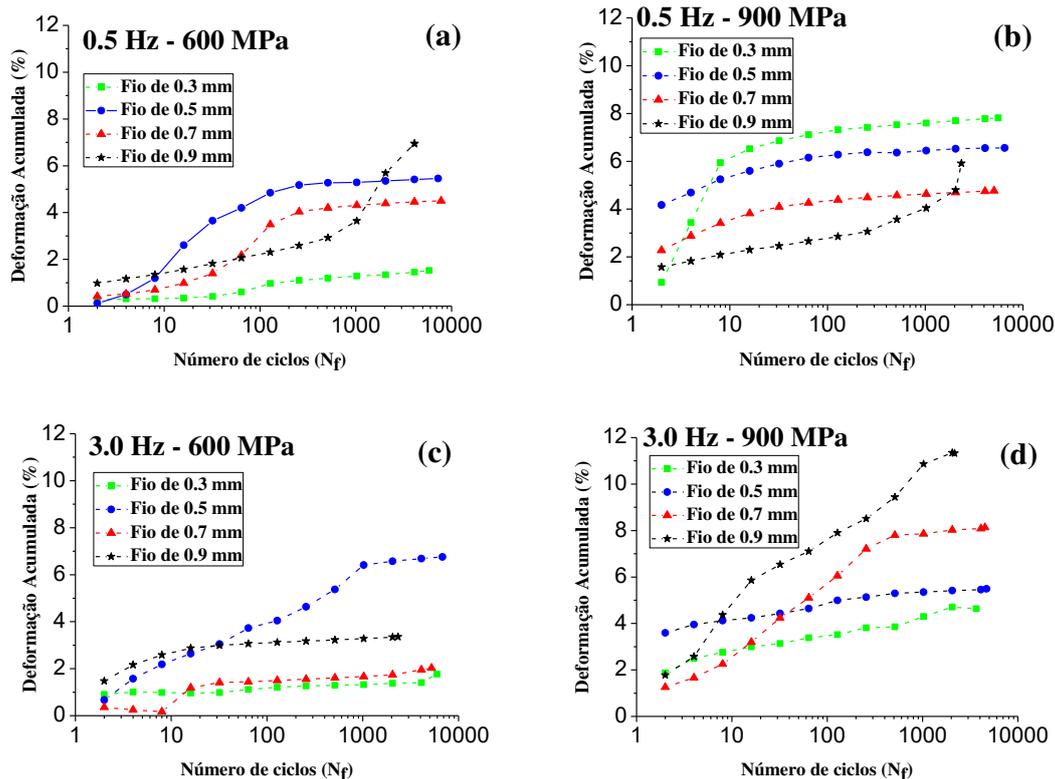


Figura 4.13 - Evolução da deformação acumulada dos fios de NiTi para diferentes amplitudes de tensão, frequências de ensaio e diâmetros, a) 0,5 Hz-600 MPa, b) 0,5 Hz – 900 MPa, c) 3,0 Hz – 600 MPa e d) 3,0 Hz – 900 MPa. **Fonte:** Autoria própria

Para o fio de 0.5 mm de diâmetro, observou-se que na menor tensão de tração utilizada (600 MPa), os valores estabilizados da ϵ_p foram maiores na maior frequência de ensaio (3.0 Hz). Para tanto, 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. 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 residuais em maiores frequências. Para a maior tensão de tração (900 MPa) utilizada, onde a transformação de fase ocorre de forma completa desde o primeiro ciclo, a deformação residual acumulada foi maior para a menor frequência de carregamento (0.5 Hz), indicando que ciclagens mais lentas levam a um acúmulo maior de deformação plástica.

Os fios de 0.7 mm e 0.9 mm de diâmetro apresentaram comportamentos semelhantes com relação ao acúmulo de deformação durante os sucessivos ciclos de

carregamento e descarregamento mecânico. Nos ensaios com menor tensão de tração os maiores valores estabilizados da ϵ_p foram observados na menor frequência de carregamento, ao passo que na maior tensão de tração, onde a transformação de fase ocorre de forma completa, registraram-se os maiores valores estabilizados da ϵ_p para a maior frequência utilizada.

Portanto, nos ensaios realizados onde a transformação de fase ocorre de forma completa (a 900 MPa), para os fios de menor diâmetro (0.3 e 0.5 mm), os valores estabilizados de deformação plástica se apresentaram maiores na menor frequência utilizada (0.5 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 ϵ_p , para os fios de 0.3 e 0.5 mm, em que os valores da ϵ_p se estabilizam na menor frequência em aproximadamente 7,5 % e 6,5 %, ao passo que para a maior frequência (3.0 Hz), esses valores caem para 4,0 % e 5 %.

Os fios de 0.7 mm e 0.9 mm apresentaram um aumento desse parâmetro funcional na condição de carregamento mecânico mais severo (900 MPa – 3.0 Hz), estabilizando a ϵ_p em aproximadamente 8 % e 10 %, contra uma média aproximada de estabilização de 4,5 % e 4,0 % na menor frequência.

Este acúmulo de deformação influencia a vida em fadiga estrutural dos fios, fazendo com que N_f caia, se comparado a ensaios realizados nas mesmas condições, porém por controle de deformação, onde não há o acúmulo de deformação (KANG et al., 2012).

4.3.1.3 Evolução da Deformação Superelástica dos Fios de LMF NiTi

A Figura 4.14 apresenta a evolução da deformação superelástica (ϵ_{SE}) presente nos fios de LMF NiTi submetidos aos ensaios de tração cíclica.

A redução da deformação superelástica indica uma diminuição do laço superelástico, como mostrado na Figura 3.1, 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 .

Em geral, observou-se uma estabilização da deformação superelástica após aproximadamente os 100 primeiros ciclos. Esta situação é imposta pelo treinamento (sucessivos ciclos mecânicos nas mesmas condições de carregamento). Para o nível de tensão mais alto utilizado nos ensaios de tração cíclica (900 MPa) constataram-se maiores deformações recuperáveis, pois a ciclagem controlada nesse nível 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, levam sempre a uma degradação maior da deformação superelástica recuperada a cada ciclo (OTSUKA, 1998). Para a menor frequência utilizada nos ensaios, na maioria dos casos, os valores estabilizados de deformação superelástica se apresentaram maiores, indicando que ciclagens mais lentas levam a um acúmulo maior de defeitos, 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 ϵ_{SE} para o fio de 0.9 mm, apresentando maiores valores estabilizados na menor frequência utilizada.

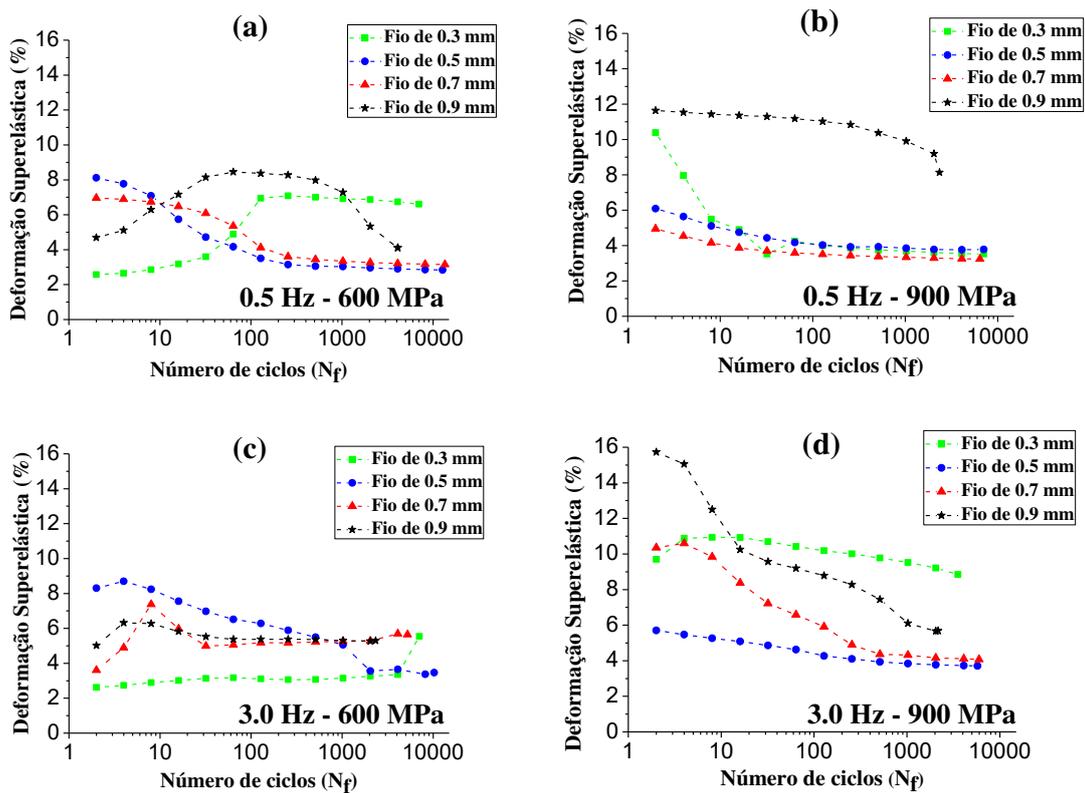


Figura 4.14 - Evolução da deformação superelástica dos fios de NiTi para diferentes amplitudes de tensão, frequências de ensaio e diâmetros, a) 0,5 Hz-600 MPa, b) 0,5 Hz – 900 MPa, c) 3,0 Hz – 600 MPa e d) 3,0 Hz – 900 MPa. **Fonte:** Autoria própria

4.3.1.4 Fator de Amortecimento Viscoso dos Fios de LMF NiTi

O amortecimento representa a capacidade de um sistema dissipar energia (SPEICHER et al., 2009). As LMF são aplicadas em sistemas de amortecimento devido a sua capacidade de dissipar energia, em virtude da transformação de fase direta e inversa ocorrer em diferentes níveis de tensão, apresentando assim um ciclo histerético, que reduz consequentemente a quantidade de energia transmitida à estrutura sob proteção (MORAIS, 2017).

A Figura 4.15 apresenta a evolução do Amortecimento Viscoso Equivalente (ζ) presente nos fios de LMF NiTi submetidos aos ensaios de tração cíclica.

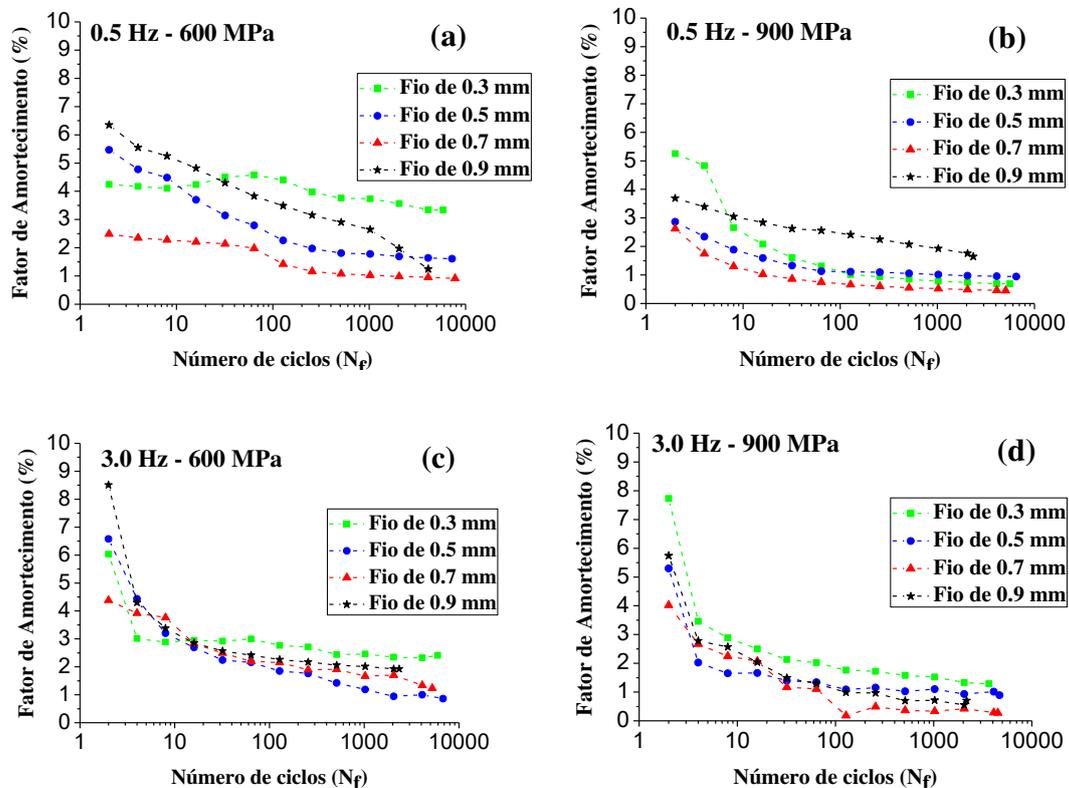


Figura 4.15 - Evolução do fator de amortecimento viscoso dos fios NiTi de NiTi para diferentes amplitudes de tensão, frequências de ensaio e diâmetros, a) 0,5 Hz-600 MPa, b) 0,5 Hz – 900 MPa, c) 3,0 Hz – 600 MPa e d) 3,0 Hz – 900 MPa. **Fonte:** Autoria própria

Podemos observar na Figura 4.15 que o fio de menor diâmetro (0.3 mm) mostra melhor capacidade de amortecimento se comparado aos outros fios de LMF de NiTi (0.5 mm, 0.7 mm e 0.9 mm), na maior parte dos tipos de carregamento mecânicos impostos aos fios, e apresentou um valor aproximado de 4,0% (maior valor do ζ

registrado) no valor estabilizado do fator de amortecimento, na menor tensão de tração (600 MPa) e menor frequência de carregamento (0.5 Hz), demonstrando a forte dependência do amortecimento dessas LMF com a frequência de trabalho, como observado também por SOUL et al. (2010).

De forma geral, à medida que o nível de tensão de tração aumenta, a capacidade de amortecimento da LMF NiTi diminuiu, fenômeno observado em todos os fios. Segundo K.C. ATLI (2016) isso ocorre devido à geração severa de discordâncias, induzida pelos sucessivos ciclos mecânicos, evidenciado pela deformação residual acumulada, dificultando o movimento das interfaces. O principal mecanismo para a queda nos valores de amortecimento é postulado como a diminuição das interfaces internas como resultado de processos de reorientação (detwinning) K.C. ATLI (2016).

Portanto, segundo K.C. ATLI (2016), quanto mais fácil o movimento de defeitos, maior sua densidade e maiores serão os seus deslocamentos, resultando numa maior capacidade de amortecimento.

4.3.2 Vida Em Fadiga Estrutural: Gráfico S-N_f

O gráfico S-N_f dos fios NiTi estudados, foi traçado no sentido de quantificar a fadiga estrutural destes fios em regime superelástico, traduzida em número de ciclos até a ruptura, de acordo com o tipo de carregamento mecânico imposto. Vale salientar que cada ponto no gráfico da Figura 4.16, representa a média de ciclos até a ruptura, realizados em três ensaios para cada condição de carregamento (Tabelas A1, A2, A3 e A4 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.

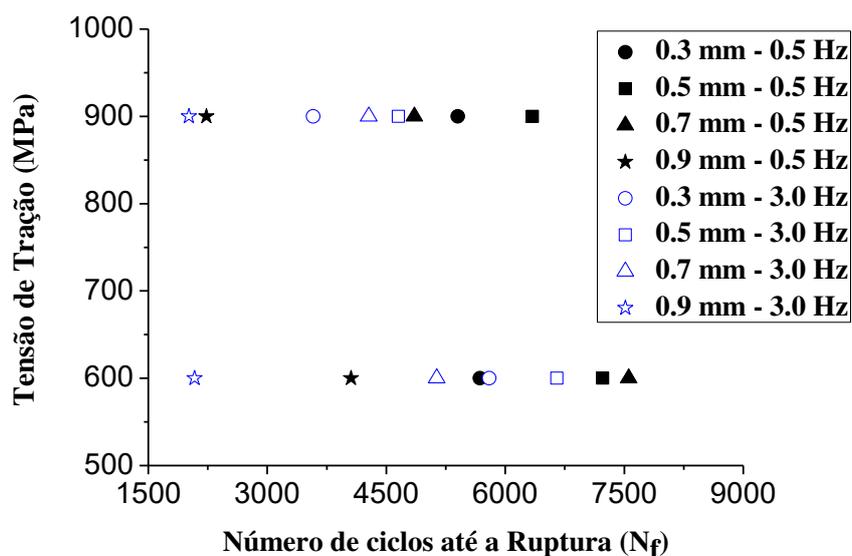


Figura 4.16 – Gráfico S-N_f para os fios de diâmetros 0.3, 0.5, 0.7 e 0.9 mm, nos valores de tensão mecânica de 600 e 900 MPa e nas frequências de carregamento de 0.5 Hz e 3 Hz. **Fonte:** Autoria própria

É notório a influência direta da tensão de tração imposta nos ensaios, pois quanto maior a tensão menor é a vida útil dos fios (número de ciclos até a ruptura).

A influência das frequências de ensaio na vida em fadiga estrutural segue o mesmo padrão das tensões de tração, ou seja, para a maior frequência de carregamento utilizada, registraram-se os menores valores de vida em fadiga estrutural, exceto para o fio de 0.3 mm na menor tensão de tração (600 MPa), em que, na frequência mais baixa utilizada registrou-se uma média de 5682 ciclos, enquanto que na frequência mais alta, a média de ciclos até a ruptura foi maior, registrando 5799 ciclos. Como foi destacado em seções anteriores, se poderia esperar que em maiores frequências a vida útil seria reduzida em virtude do fenômeno de auto-aquecimento dos fios, que de um modo geral, apresentaram em frequências mais altas, um menor número de ciclos até a ruptura se comparado a frequências mais baixas sob as mesmas condições de carregamento.

4.3.2.1 Superfícies de Fratura

Após serem carregados mecanicamente até a ruptura em diferentes amplitudes de tensão e frequências de carregamento, os fios NiTi foram analisados em MEV. As imagens da seção transversal foram aumentadas para melhor avaliar a superfície do

material após os sucessivos ciclos de fadiga, e de acordo com o tipo de carregamento mecânico a qual foram submetidos.

As superfícies de fratura dos fios submetidos aos ensaios de fadiga, encontram-se nas Figuras 4.17, 4.18, 4.19 e 4.20. Cada uma dessas Figuras mostra imagens referentes à sequência de amplitudes de tensão de tração e frequências de carregamento sob as quais os fios foram ensaiados, juntamente com indicações onde estão delimitadas as regiões de fratura por fadiga e de fratura final.

Em geral, as superfícies de ruptura revelaram fraturas típicas de falha por fadiga, apresentando os três estágios de desenvolvimento (representados nas imagens por I, II e III). O estágio I corresponde ao aparecimento de uma ou mais microtrincas, enquanto o estágio II refere-se à propagação de micro para macrotrincas, formando superfícies de fratura com níveis normalmente suaves. Já no estágio III, o material restante não pode mais suportar o carregamento mecânico, resultando em fratura.

Com o aumento da imagem, já é possível identificar razoavelmente a transição da região de fadiga para a de fratura final, e verificar que o padrão de cada uma das regiões (de fadiga e final) não parece ser muito diferente para os quatro tipos de carregamento mecânico. Além disso, observando as imagens de ampliação 1500x do estágio II, a aparência das superfícies dos fios revela um modo de fratura predominantemente dúctil, com aspecto granuloso e a formação de *dimples* muito semelhantes entre si, não indicando dependência do nível de tensão de tração adotado nos ensaios, e que são microcavidades existentes na superfície de fratura por fadiga, e que avançam devido a formação de microporosidades durante o processo de deformação permanente dos fios de NiTi (PAULA, 2006).

As *marcas de praia*, evidentes nas superfícies de fratura por fadiga, são referidas em relação ao aspecto macroscópico da fratura e indicam interrupções nos períodos de propagação das fraturas por fadiga, como observado também nos metais dúcteis comuns. A presença de estrias é identificada de forma microscópica, e seu número corresponde ao número de ciclos do carregamento. Em virtude do tamanho das imagens geradas das superfícies, sua visualização não é possível, mas de acordo com MALETTA et al (2014), nas superfícies de fratura por fadiga em LMF NiTi superelásticas observa-se a presença de estrias entre as marcas de praia.

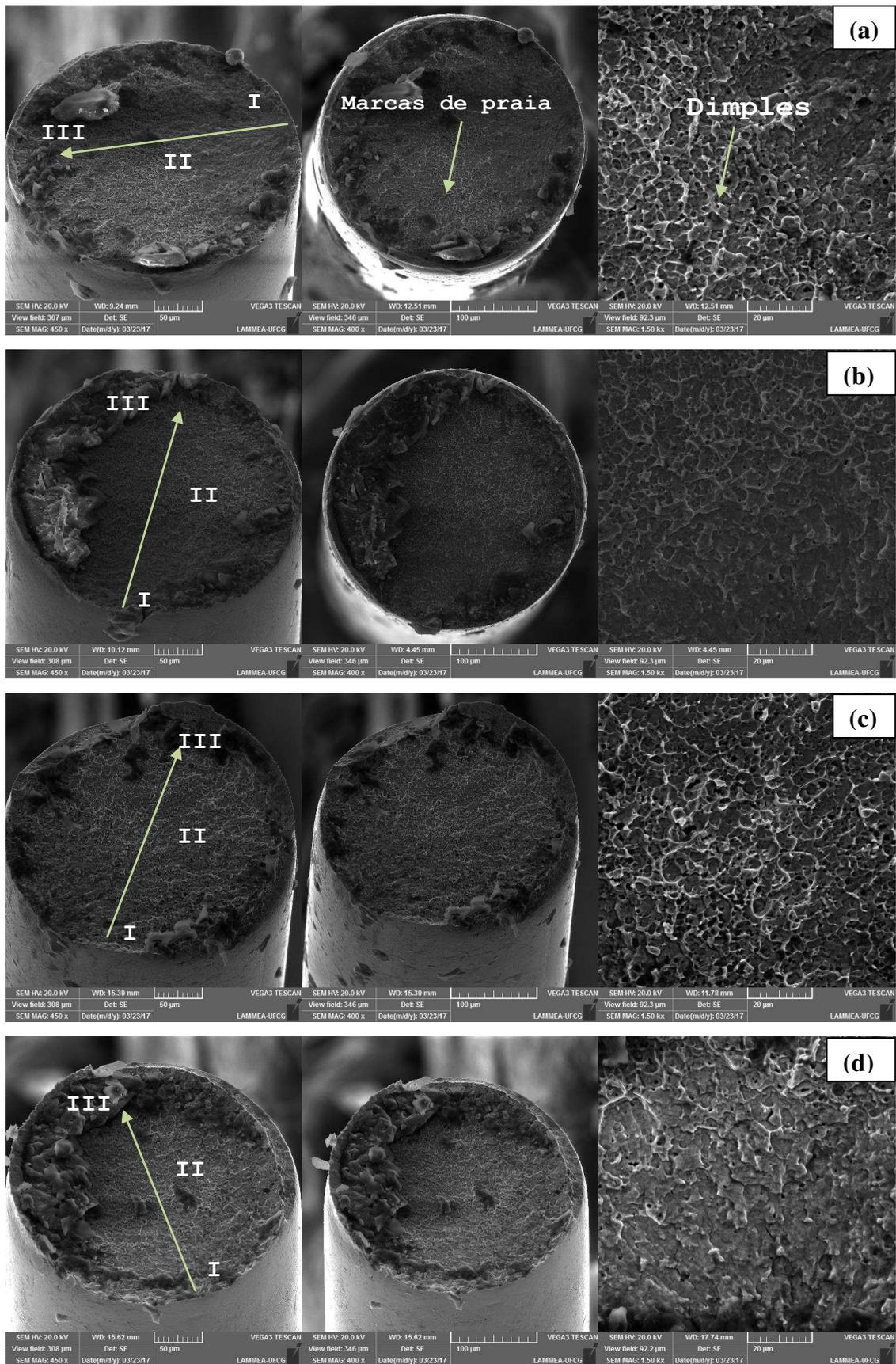


Figura 4.17 – Superfícies de fratura. Fio de 0,3 mm. Tipo de carregamento: (a) 600 MPa e 0.5 Hz. (b) 600 MPa e 3.0 Hz. (c) 900 MPa e 0.5 Hz. (d) 900 MPa e 3.0 Hz. **Fonte:** Autoria própria.

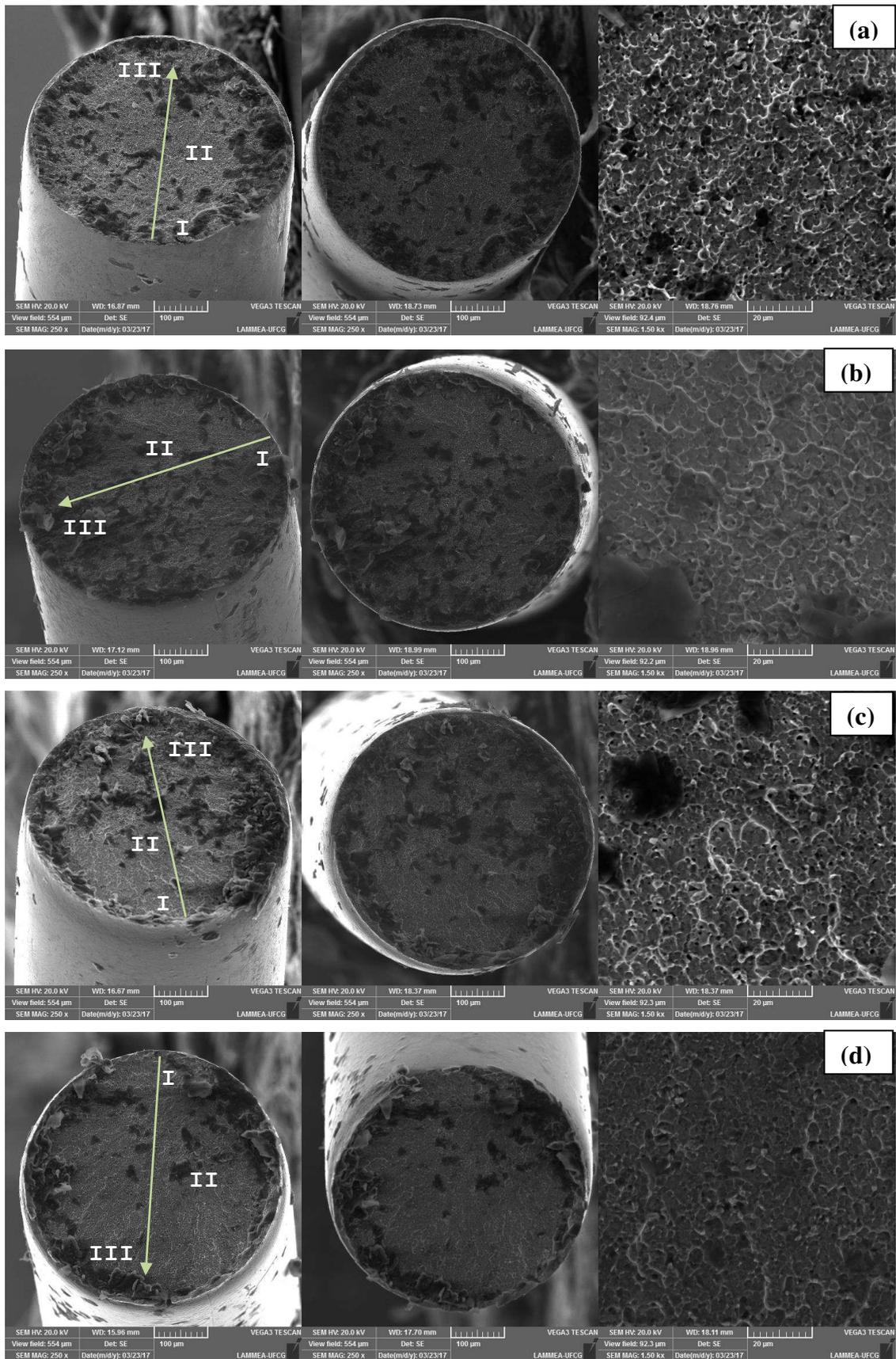


Figura 4.18 – Superfícies de fratura. Fio de 0,5 mm. Tipo de carregamento: (a) 600 MPa e 0.5 Hz. (b) 600 MPa e 3.0 Hz. (c) 900 MPa e 0.5 Hz. (d) 900 MPa e 3.0 Hz. **Fonte:** Autoria própria.

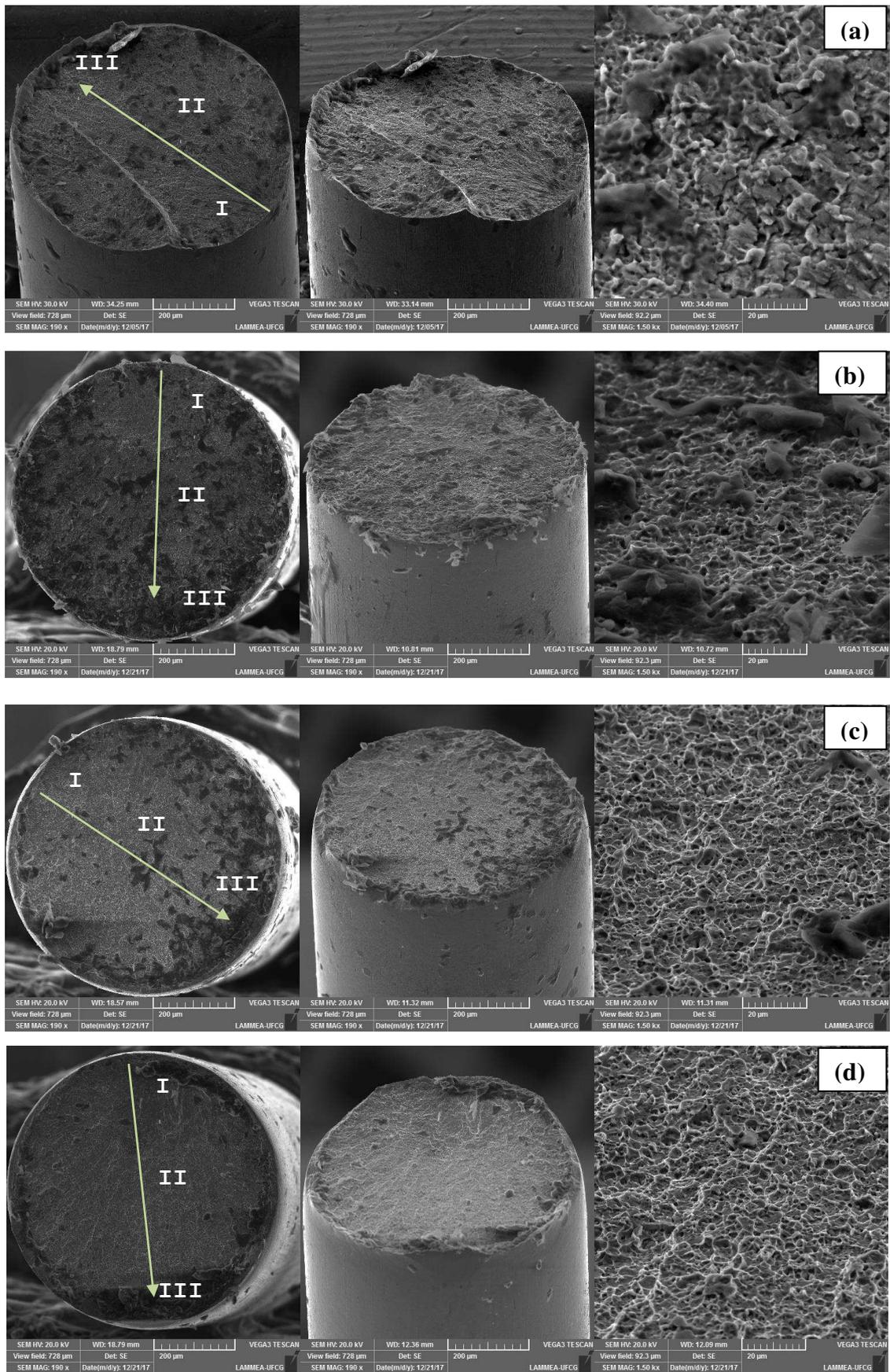


Figura 4.19 – Superfícies de fratura. Fio de 0,7 mm. Tipo de carregamento: (a) 600 MPa e 0.5 Hz. (b) 600 MPa e 3.0 Hz. (c) 900 MPa e 0.5 Hz. (d) 900 MPa e 3.0 Hz. **Fonte:** Autoria própria.

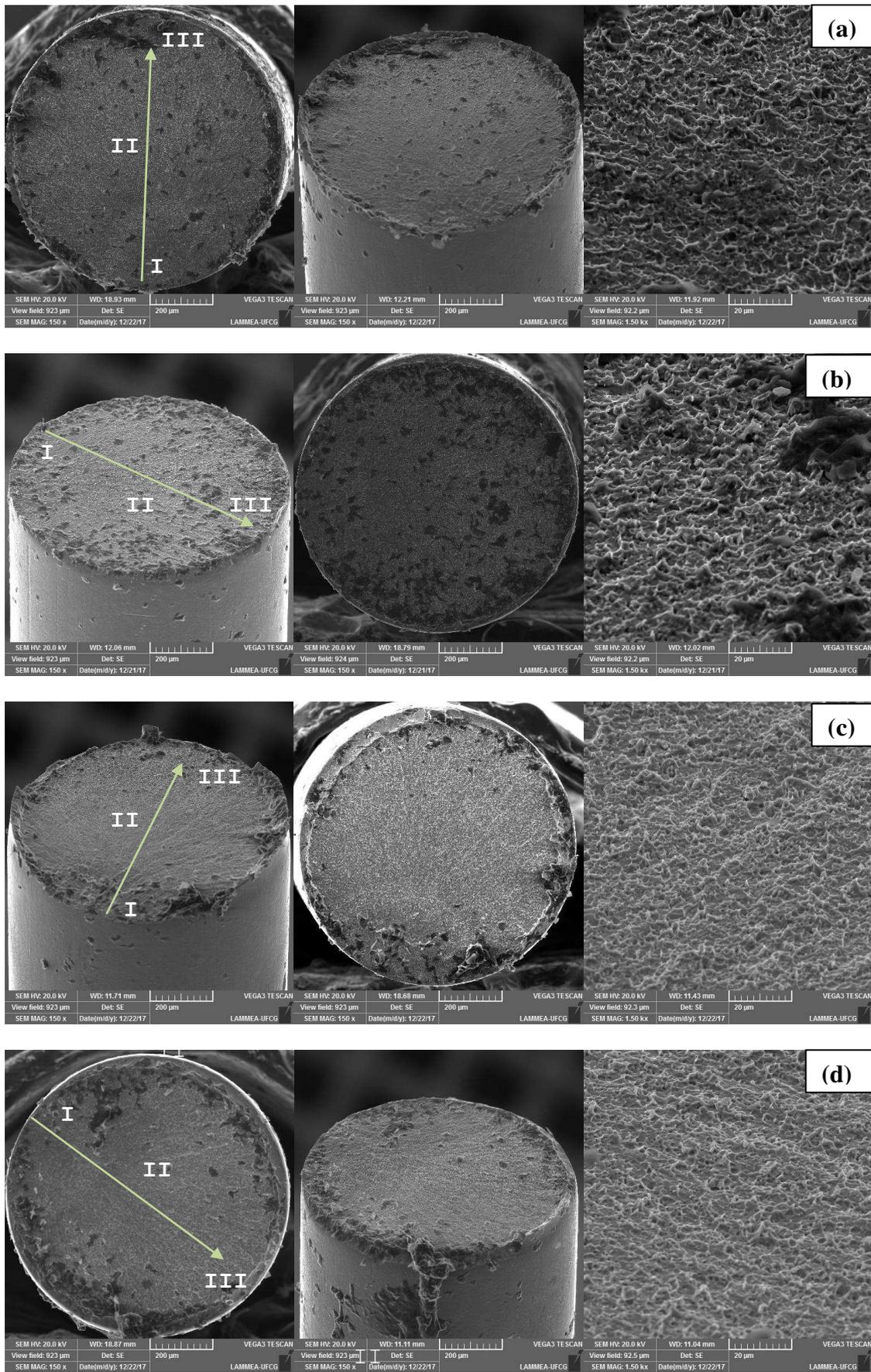


Figura 4.20 – Superfícies de fratura. Fio de 0,9 mm. Tipo de carregamento: (a) 600 MPa e 0.5 Hz. (b) 600 MPa e 3.0 Hz. (c) 900 MPa e 0.5 Hz. (d) 900 MPa e 3.0 Hz. **Fonte:** Autoria própria.

Apesar das imagens dos fios estarem prejudicadas devido à ineficácia da limpeza, pode-se verificar que as superfícies são semelhantes, morfologicamente, e aparentemente um pouco mais lisas na região de fadiga.

A superfície rugosa observada em todos os fios é resultado da transformação incompleta da martensita mediante a ciclagem mecânica, que se acredita ser a origem da formação de trincas e subsequente falha mecânica do material (CHLUBA et al, 2015).

Não identificamos uma diminuição da superfície de fadiga (área lisa) em relação à área da superfície total, com o aumento da tensão de tração, como é esperado em materiais convencionais (SAWAGUCHI et al, 2003), e em ligas de NiTi (SAWAGUCHI *et al*, 2003; EGGELER *et al*, 2004; ZHANG et al. 2016b).

4.3.3 Ensaios por Convecção Forçada

A fim de verificar a influência da frequência de carregamento na vida útil dos fios de LMF NiTi, em virtude do fenômeno de auto-aquecimento gerado nos carregamentos dinâmicos de tração uniaxial até a ruptura, ensaios por convecção forçada foram realizados na condição mais severa de carregamento (900 MPa – 3.0 Hz) para todos os fios (Apêndice D). Segundo ZHANG et al. (2016), durante uma transformação induzida por tensão, ocorre uma variação de temperatura, que é governada pela libertação/absorção de calor latente, dissipação intrínseca e troca de calor com o ambiente, e um aumento na temperatura da amostra é registrado a cada aumento na frequência de carregamento.

Os fios foram submetidos à ação de um ventilador (velocidade do ar próximo a 10 m/s, medida através de um anemômetro), que ativa a convecção forçada na amostra. Segundo TORRA et al. 2015, com a ativação da convecção forçada pelo ventilador durante os ciclos de carregamento e descarregamento mecânicos, uma maior transferência de calor entre a amostra e o meio externo se apresenta, induzindo mudanças no comportamento histerético dos fios, a partir do aumento da histerese térmica, e conseqüentemente aumento da energia dissipada durante os ciclos, acarretando no aumento da vida em fadiga dos fios de NiTi. Esse aumento da vida útil do fio de NiTi (número de ciclos até a ruptura), tornou-se mais evidente no fio de maior diâmetro (0.9 mm), o qual apresentou maior auto-aquecimento (em torno de 30°C na condição mais severa – Apêndice B) dentre os fios estudados nos ensaios até a ruptura

sem convecção forçada, seguido do fio de 0.7 mm de diâmetro, que também apresentou elevado auto aquecimento (aproximadamente 27°C - Apêndice B), na condição mais severa de ensaio.

A Tabela 4.11 abaixo compara o número de ciclos até a ruptura dos fios de NiTi superelásticos de diferentes diâmetros, submetidos a ensaios de tração uniaxial, Com e Sem convecção forçada.

Tabela 4.11. Ensaio de fadiga até a ruptura, Com e Sem convecção forçada.

Fio de 0.3 mm		Aumento em %	Fio de 0.5 mm		Aumento em %	Fio de 0.7 mm		Aumento em %	Fio de 0.9 mm		Aumento em %
N_{fS}	N_{fC}										
3533	3917	11 %	4692	6012	28 %	4098	6168	50 %	1819	3271	80 %
3536	4006	13 %	4640	5996	29 %	4232	7418	75 %	2167	4364	101 %
3664	4216	15 %	4628	5805	25 %	4508	7637	70 %	2056	3800	85 %

N_{fS} – Número de ciclos até a ruptura Sem convecção forçada

N_{fC} - Número de ciclos até a ruptura Com convecção forçada

A interferência da convecção forçada foi mais evidente nos fios de maior diâmetro, onde, para o fio de 0.9 mm de diâmetro houve um acréscimo de no mínimo 80% no N_f , ao passo que o fio de menor diâmetro (0.3 mm) não superou os 15% no aumento do N_f , com o auxílio da convecção forçada, evidenciando o quão o auto-aquecimento interfere, em maior nível, nos fios de maior diâmetro e conseqüentemente maior massa, apresentando maior dificuldade na liberação de energia, para o meio, durante a transformação de fase.

CAPÍTULO V

5.1 Conclusões

Neste trabalho foi estudada a degradação das propriedades funcionais e estruturais de fios de LMF NiTi superelásticos de diferentes diâmetros, submetidos a diferentes tipos de carregamento mecânico de tração cíclica sob controle de tensão, variando-se a tensão de tração e a frequência de carregamento, de acordo com um Planejamento Experimental Fatorial.

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 direta dos parâmetros utilizados no carregamento dinâmico. As curvas de $S - N_f$ comprovaram que a vida em fadiga diminui com o aumento da tensão mecânica máxima aplicada aos fios. Fato que também aconteceu com a frequência de carregamento, pois na maior frequência utilizada, constataram-se os menores valores de vida em fadiga estrutural para todos os fios.

Através do planejamento experimental aplicado à fadiga estrutural do material, constatou-se que pressuposições do modelo linear gerado estão satisfeitas, onde mostrou-se que para os fios de 0.3 mm, 0.5 mm e 0.7 mm, a tensão de tração é o fator que mais tem influência sobre o comportamento em fadiga estrutural desses fios, seguido da frequência de carregamento. Já para o fio de 0.9 mm de diâmetro, a frequência de carregamento foi o fator que mais influenciou na sua vida em fadiga, pois apresentou maior auto-aquecimento entre os fios estudados, dissipando menos energia nas frequências mais elevadas. A interação destes fatores mostrou-se também influente, e com mais ênfase no fio de 0.3 mm. Segundo o modelo obtido, as curvas de nível evidenciaram que os maiores valores de N_f ocorrem nos menores valores de tensão de tração e frequência de carregamento.

Quanto à fadiga funcional dos fios NiTi, observou-se que tanto a energia dissipada (E_D) como a deformação residual acumulada (ϵ_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 ϵ_p até esse valor de estabilização.

O valor estabilizado da E_D não apresentou uma dependência direta do nível de tensão aplicado nos fios de LMF NiTi. A funcionalidade da LMF superelástica estudada se degradou notoriamente com a deformação cíclica, principalmente nos ensaios realizados a 3.0 Hz.

O valor estabilizado da ϵ_p , 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 em todos os fios NiTi.

Para a deformação superelástica (ϵ_{SE}) observou-se uma estabilização após aproximadamente os 100 primeiros ciclos, e as maiores deformações recuperáveis foram registradas para o nível de tensão mais alto utilizado nos ensaios de tração cíclica (900 MPa). Para a menor frequência utilizada nos ensaios, na maioria dos casos, os valores estabilizados de deformação superelástica se apresentaram maiores.

O fio de menor diâmetro (0.3 mm) mostrou melhor capacidade de amortecimento se comparado aos outros fios de LMF de NiTi (0.5 mm, 0.7 mm e 0.9 mm), na maior parte dos tipos de carregamento mecânicos impostos. Constatou-se que à medida que o nível de tensão de tração aumenta, a capacidade de amortecimento da LMF NiTi diminuiu, fenômeno observado em todos os fios.

Nos ensaios por convecção forçada, na condição mais severa de carregamento (900 MPa – 3.0 Hz) aqui utilizada, verificou-se que a interferência foi mais evidente nos fios de maiores diâmetros, evidenciado por acréscimos de no mínimo 80% no N_f para o fio de 0.9 mm de diâmetro, constatando o quão o auto-aquecimento interfere em maior nível nos fios de maior diâmetro.

Na análise das superfícies de fratura, verificou-se que as mesmas são semelhantes, morfologicamente, e aparentemente um pouco mais lisas na região de fadiga. Não identificamos uma diminuição da superfície de fadiga (área lisa) em relação à área da superfície total, com o aumento da tensão de tração, como é esperado em materiais convencionais e em ligas de NiTi.

5.2 Sugestões para trabalhos futuros

Com base nos resultados obtidos, cabe fazer as seguintes sugestões para continuidade e complementação deste trabalho:

- ✓ Analisar, de forma mais profunda, o auto-aquecimento dos fios de NiTi aqui utilizados, verificando o coeficiente de transferência de calor (h), e sua variação de acordo com a mudança no tipo de carregamento imposto aos fios de NiTi superelásticos.
- ✓ Evoluir os estudos, nesses mesmos tipos de fios aqui estudados, com ênfase na propriedade de amortecimento que essas LMF do sistema NiTi apresentam, e obter respostas mais concretas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALARCON, E., HELLER, L., CHIRANI, S. A., SITTNER, P., KOPEČEK, J., SAINT-SULPICE, L., CALLOCH, S., **Fatigue performance of superelastic NiTi near stress-induced martensitic transformation**. International Journal of Fatigue, Vol. 95, pp. 76-89, 2016.

BANZATTO, D. A.; KRONKA, S. N.; **Experimentação agrícola**. Ed 4. Jaboticabal: FUNEP, 237 pág., 2006.

BENAFAN, O., BROWN, J., CALKINS, F. T., KUMAR, P., STEBNER, A. P., Turner, T. L., Young, M. L.; **Shape memory alloy actuator design: CASMART collaborative best practices and case studies**. International Journal of Mechanics and Materials in Design. Cleveland, OH 44135, USA. Vol. 10, Nº 1, pp 1–42, 2013.

BOX, G. E. P., HUNTER, J. S., HUNTER, W. G., 2005.; "**Statistics for experimenters design, innovation, and discovery**". Editora Wiley-Interscience, 2a ed., Nova Jersey, EUA.

BRANCO, M., GUERREIRO, L., MAHESH, K.K., FERNANDES, F.M.B., **Effect of load cycling on the phase transformations in Ni–Ti wires for civil engineering applications**. Construction and Building Materials, Vol. 36, pp 508–519, 2012.

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

CHLUBA, C., GE, W., DE MIRANDA, R.L., STROBEL, J., KIENLE, L., QUANDT, E., WUTTIG, M., **Ultralow-fatigue shape memory alloy films**. ScienceMag, Vol. 348, Ed. 6238, pp. 1004-1007, 2015.

DE AQUINO, A. S. **Vibration control of a system under unbalanced rotating using shape memory alloy actuator**. Tese de Doutorado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade Federal da Paraíba, 2011.

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, pp. 501-506, 1997.

DE SOUZA, M.M., **Caracterização de uma Liga com Efeito de Memória de Forma**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Rio de Janeiro, 2005.

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**. Anais do VII Congresso Nacional de Engenharia Mecânica - CONEM 2012, São Luís – MA, Brasil, 2012.

DELVILLE, R., MALARD, B., PILCH, J., SITTNER, P., SCHRYVERS, D., **Microstructure changes during non-conventional heat treatment of thin Ni-Ti wires by pulsed electric current studied by transmission electron microscopy**. Acta Materialia, Vol. 58, pp. 4503–4515, 2010.

DELVILLE, R., MALARD, B., PILCH, J., SITTNER, P., SCHRYVERS, D., **Transmission electron microscopy investigation of dislocation slip during superelastic cycling of Ni-Ti wires**. International Journal of Plasticity, Vol. 27, pp. 282–297, 2011.

DI COCCO, V., IACOVIELLO, F., NATALI, S., VOLPE, V., MAIOLINO, F. **Fatigue crack propagation micromechanisms in a Cu-Zn-Al alloy with pseudoelastic effect**. Procedia Mater. Procedia Materials Science, Vol. 3, pp. 363-368, 2014.

DIAS, R. F., **Efeito da Deformação Cíclica Nas Propriedades Mecânicas de Uma Liga Níquel-Titânio Superelástica**". Tese apresentada à Universidade Federal de Minas Gerais para obtenção do grau de Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Minas, 2005.

DIETER, G. E.; **Mechanical Metallurgy**. SI Metric Edition. UK: McGraw Hill, 1988. 751p.

DI SONG; GUOZHENG KANG; QIANHUA KAN; CHAO YU; CHUANZENG ZHANG. **Non-proportional multiaxial whole-life transformation ratchetting and fatigue failure of super-elastic NiTi shape memory alloy micro-tubes**. International Journal of Fatigue. Vol. 80, pp. 372–380, 2015.

DOS ANJOS, A., **Curso Planejamento de Experimentos I**, Universidade Federal do Paraná, 2005.

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. **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, 2007.

DUCOS, P.C.D., **Transformações de fase em ligas de níquel – titânio para ortodontia**. Dissertação (Mestrado em Ciências dos Materiais). Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2006.

EGGELER, G.; HORNBOGEN, 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. Universidade Nova de Lisboa. Faculdade de Ciências e Tecnologia, pp. 1-32, 2006.

FIGUEIREDO, A.M.G., **Caracterização da Fadiga Mecânica de baixo ciclo em ligas Superelásticas de NiTi**. Tese de doutorado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da 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.

GALL, K., TYBER, J., WILKESANDERS, G., **Effect of microstructure on the fatigue of hot-rolled and cold-drawn NiTi shape memory alloys**, Materials Science Engineering, Vol. 486, pp. 389–403, 2008.

GRASSI, E. N. D.; **Comportamento Termomecânico de Minimolas Superelásticas de NiTi: Influência de Tratamentos Térmicos**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Campina Grande, 2014.

HE, Y.J.; SUN, Q.P.; **Frequency-dependent temperature evolution in NiTi shape memory alloy under cyclic loading**. Smart Materials Structures, Vol. 19, pp. 11-14, 2010.

HE, Y.J.; SUN, Q.P.; **Rate-dependence domain spacing in a stretched NiTi strip**. International Journal Solids Structures, Vol. 47, pp. 2775–2783, 2010a.

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

IADICOLA, M. A.; SHAW, J. A. **The effect of uniaxial cyclic deformation on the evolution of phase transformation fronts in pseudoelastic NiTi wire.** Journal of Intelligent Material Systems and Structures, Vol. 13, pp.143-155, 2002.

JANI ,J. M.; LEARY, M.; SUBIC, A.; GIBSON, M. A. **A review of shape memory alloy research, applications and opportunities,** Materials and Design, Vol. 56, pp 1078–1113, 2013.

JAHADAKBAR, A.; MOGHADDAM, N. S.; AMERINATANZI, A.; DEAN, D.; KARACA, H. E.; E ELAHINIA, M. **Finite Element Simulation and Additive Manufacturing of Stiffness-Matched NiTi Fixation Hardware for Mandibular Reconstruction Surgery.** Bioengineering, Vol. 3, pp. 1-20, 2016.

KANG, G.Z.; KAN, Q.H.; ZHANG, J.; SUN, Y.F.; **Time-dependent ratcheting experiments of SS304 stainless steel.** Int. J. Plast. Vol. 22, pp. 858–894, 2006.

KAN, Q.H.; KANG, G.Z.; **Constitutive model for uniaxial transformation ratchetting of super-elastic NiTi shape memory alloy at room temperature.** Int. J. Plast. Vol. 26, 441–465, 2010.

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.

KAN, Q., YU, C., KANG, G., LI, J., YAN, W. **Experimental observations on rate-dependent cyclic deformation of super-elastic NiTi shape memory alloy.** Mechanics of Materials, Vol. 97, pp. 48-58, 2016.

KAN, Q., KANG, G., YAN, W., DONG, Y., YU, C. **An energy-based fatigue failure model for super-elastic NiTi alloys under pure mechanical cyclic loading.** The International Society for Optical Engineering. Vol. 8409, 2012.

KAN, Q.H., KANG, G.Z. **Constitutive model for uniaxial transformation ratchetting of super-elastic NiTi shape memory alloy at room temperature.** International Journal of Plasticity, Vol. 26, pp. 44–465, 2010.

KANG, G., SONG, D., **Review on structural fatigue of NiTi shape memory alloys: Pure mechanical and thermo-mechanical ones.** Theoretical and Applied Mechanics Letters, Vol. 5, Ed. 6, pp. 245–254, 2015.

KASUGA, J., YONEYAMA, T., KOBAYASHI, E. **Fatigue property of super-elastic Ti-Ni alloy dental castings,** Materials Transactions, Vol. 46, pp. 1555–1563, 2005.

K.C. ATLI.; **The effect of tensile deformation on the damping capacity of NiTi shape memory alloy.** Journal of Alloys and Compounds, Vol. 679, pp. 260-267, 2016.

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., **Cyclic fatigue analysis of a new generation of nickel titanium rotary instruments.** Journal of Endodontics, Vol. 35, Número 3, pp 401-403, 2009.

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. **Thermo-mechanical cyclic transformation behavior of Ti–Ni shape memory alloy wire.** Materials Science and Engineering, Vol. 509, pp 8–13, 2009.

LIU, Q.; **Effect of the heat treatment on the damping characteristics.** Materials Science and Engineering A 438–440, pp. 563–566, 2006.

LIU, Y.; XIE, Z.; HUMBEECK, J.V.; DELAEY, L. **Asymmetry of stress-strain curves under tension and compression for NiTi shape memory alloys,** *Acta Materialia* Vol.46, n.12, pp. 4325-4338, 1998.

LOJEN, G., ANŽEL, I., KNEISSL, A.C., KRIŽMAN, A., UNTERWEGER, E., KOSEC, B., BIZJAK, M. **Microstructure of Rapidly Solidified Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys Ribbons.** Journal of Materials Processing Technology, Vol. 162-163, pp. 220-229, 2005.

MABE, J., CABELL, R., BUTLER, G., **Design and control of a morphing chevron for takeoff and cruise noise reduction,** Proceedings of the 26th Annual AIAA Aeroacoustics Conference, Monterey, CA, 2005.

MALETTA, C., SGAMBITTERRA, E., FURGIUELE, F., CASATI, R., TUISSI, A. **Fatigue of pseudoelastic NiTi within the stress-induced transformation regime: a modified CoffineManson approach.** Smart Materials and Structures, Vol. 21, pp. 1-7, Number 11, 2012.

MALETTA, C., SGAMBITTERRA, E., FURGIUELE, F., CASATI, R., TUISSI, A. **Fatigue properties of a pseudoelastic NiTi alloy: Strain ratcheting and hysteresis under cyclic tensile loading.** International Journal of Fatigue, Vol. 66, pp. 78–85, 2014.

MELTON K.N., MERCIER O., **Fatigue of NiTi thermoelastic martensites**. Acta Metall, Vol. 27, pp. 137–44, 1979.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Princípios de Metalurgia Mecânica**. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1982. 423p.

MIYAZAKI, S., IMAI, T., IGO, Y., OTSUKA, K. **Effect of cyclic deformation on the pseudoelasticity characteristics of Ti-Ni alloys**. Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 117, pp. 115–120, 1986.

MIYAZAKI, S.; OTSUKA, K.; SUZUKI, Y. **Transformation pseudoelasticity and deformation behavior in Ti-50.6at%Ni alloy**. Scripta Metallurgica, Vol. 15, pp. 287-292, 1981.

MOHAMMAD J. M., NIMA, S., MOHAMMAD H. E., **Shape Memory Alloy Actuators: Design, Fabrication, and Experimental Evaluation**, First Edition. Published 2016 by John Wiley & Sons, Ltd.

MORAIS, J; GIL DE MORAIS, P.; SANTOS, C.; CAMPOS COSTA, A.; CANDEIAS, P. **Shape Memory Alloy Based Dampers for Earthquake Response Mitigation**. Structural Integrity Procedia. Vol. 5, pp. 705 – 712, 2017.

MORIN, C., MOUMNI, Z., ZAKI, W. **A constitutive model for shape memory alloys accounting for thermomechanical coupling**. International Journal of Plasticity, Vol. 27, pp. 748–767, 2014.

MORIN, C., MOUMNI, Z., ZAKI, W. **Thermomechanical coupling in shape memory alloys under cyclic loadings: Experimental analysis and constitutive modeling**. International Journal of Plasticity, Vol. 27, 1959–1980, 2011.

MORIN, C., MOUMNI, Z., ZAKI, W., **A constitutive model for shape memory alloys accounting for thermomechanical coupling**. International Journal of Plasticity, Vol. 27, Ed. 5, pp. 748-767, 2010.

MOUMNI, Z., VAN HERPEN, A., RIBERTY, P., **Fatigue analysis of shape memory alloys: energy approach**. Smart Materials and Structures. Vol. 14, pp. 287–292, 2005.

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, pp. 1-40, 2001.

MONTEGOMERY, D.C.; **Desing and analysis of experiments**, 5th edition. New York, Willey, 2001.

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.

NETO, B. B.; SCARMINIO, I.S.; BRUNS, R.E.; **Como Fazer Experimentos: Pesquisa e desenvolvimento na ciência e na industria**. Campinas, SP, Editora da Unicamp, 2001.

NORFLEET, D.M., SAROSI, P.M., MANCHIRAJU, S., WAGNER, M.X., UCHIC, M.D., ANDERSON, P.M., MILLS, M.J.; **Transformation-induced plasticity during pseudoelastic deformation in Ni-Ti microcrystals**. Acta Materialia. Vol. 57, pp. 3549–3561, 2009.

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

NORTON, Robert L. **Projeto de Máquinas: uma abordagem integrada**. 4ª ed. São Paulo. Editora S.A, 2013.

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, Vol. 7, pp. 511-528, 1999a.

PAULA, A.S., **Tratamentos Termomecânicos de Ligas do Sistema Ni-Ti. Caracterização Estrutural e Otimização das Propriedades Associadas ao Efeito de Memória de Forma**. Tese de Doutorado em Ciências dos Materiais. Faculdade de Ciências e Tecnologia. Universidade Nova de Lisboa, 2006.

PELTON, A.R., HUANG, G.H., MOINE, P., SINCLAIR, R. **Effects of thermal cycling on microstructure and properties in Nitinol**. Materials Science and Engineering, Vol. 532, pp. 130–138, 2012.

PELTON, A.R., STÖCKEL, D., DUERIG, T.W. **Medical uses of nitinol**. Materials Science Forum, Vol. 327-328, pp. 63-70, 2000.

PEREIRA, F. F. R., SIMÕES, J.B., DE ARAÚJO, C.J., 2011. "**Thermomechanical Tests of Shape Memory Alloy Belleville Washers**", Anais do 21º Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica – COBEM 2011, Natal – RN, Brasil.

PIECZYSKA, E.A., TOBUSHI, H., KULASINSKI, K., TAKEDA, K., **Impact of strain rate on thermomechanical coupling effects in TiNi SMA subjected to compression**. Materials Transactions, Vol. 53, pp. 1905-1909, 2012.

PREDKI, W., KLOENNE, M., KNOPIK, A. **Cyclic torsional loading of pseudoelastic NiTi shape memory alloys: damping and fatigue failure**. Materials Science and Engineering, Vol. 417, pp. 182–189, 2006.

QIAN, HUI., LI, HONGNAN., SONG, GANG-BING. **Cyclic Behavior of Superelastic Shape Memory Alloy Wire for Innovative Precast Concrete Frame Connections**. Edited by Mehdi Ahmadian, Mehrdad N. Ghasemi- Nejjhad, Proc. of SPIE, Vol. 7288, 2009.

RAO, A., SRINIVASA, A. R., REDDY, J. N. **Design of Shape Memory Alloy (SMA) Actuators**. Ed Springer, pp. 125-129, 2015.

ROBERTSON, S. W., RITCHIE, R. O., **In vitro fatigue-crack growth and fracture toughness behavior of thin-walled superelastic Nitinol tube for endovascular stents: a basis for defining the effect of crack-like defects**, Biomaterials. Volume 28, Ed. 4, pp. 700–709, 2007.

ROBERTSON, S.W., PELTON, A.R., RITCHIE, R.O., **Mechanical fatigue and fracture of Nitinol**. International Materials Reviews, Vol. 57, pp.1–37, 2012.

RODRIGUES, M. I., IEMMA, A. F., **Planejamento de Experimentos e Otimização de Processos**. Editora Cárita, 3º edição, Campinas - SP, 2014.

ROMANO. R., TANNURI. E.A., **Modelagem e validação experimental de um atuador baseado em liga de memória de forma**, Sba Controle e Automação, Vol. 19, Nº 1, pp. 1-10, 2008.

RUNCIMAN, A., XU, D., PELTON, A. R., & RITCHIE, R. O. **An equivalent strain/Coffin-Manson approach to multiaxial fatigue and life prediction in superelastic Nitinol medical devices**. Biomaterials. Vol. 32, Nº 22, pp. 4987–4993, 2011.

SAES Getters Group, 2009. Disponível em: www.shape-memory-alloys.com. Acesso em 10/10/2012.

SALEEB, A.F., II, S.A.P., KUMAR, A., **A multi-axial, multimechanism based constitutive model for the comprehensive representation of the evolutionary response of SMAs under general thermomechanical loading conditions.** *International Journal of Plasticity*, Vol. 27, Ed. 5, pp. 655-687, 2011.

SAWAGUSHI,T.; KAUSTRATER,G.;YAWNY,A.; WAGNER,M. EGGELER,G. **Crack initiation and propagation in 50.9 at. pct Ni-Ti pseudoelastic shape memory wires in bending-rotation fatigue,** *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 34A, pp. 2847-2860, 2003.

SANTOS, F.P.A., **Vibration Control with Shape-memory Alloys in civil engineering structures.** Tese de Doutorado em Engenharia Civil. Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa, 2011.

SONG, D., KANG, G.Z., KAN, Q.H., YU, C., ZHANG, C. **Non-proportional multiaxial transformation ratchetting of super-elastic NiTi shape memory alloy: Experimental observations.** *Mechanics of Materials Journal*, Vol. 70, pp. 94–105, 2014.

SONG, D.; KANG, G.; KAN, Q.; YU, C.; ZHANG, C.; “**Experimental observations on uniaxial whole-life transformation ratchetting and low-cycle stress fatigue of super-elastic NiTi shape memory alloy micro-tubes**”. *Smart Mater. Struct.*, Vol. 24 075004, 2015.

SONG, G., MA, N., LI, H.N., **Applications of shape memory alloys in civil structures.** *Engineering Structural*, Vol. 28, N° 12, pp. 66–74, 2006.

SOUL, H., ISALGUE, A., YAWNY, A., TORRA, V., LOVEY, F. C., **Pseudoelastic fatigue of NiTi wires: frequency and size effects on damping capacity,** *Smart Materials and Structures*, Vol. 19, N° 8, pp. 1-7, 2010.

SCHIMIDT, I., **The damping behaviour of superelastic NiTi components.** *Materials Science and Engineering A* 378, pp. 70–75, 2004.

SEMIÃO, L.A.P., **Utilização de Ligas com Memória de Forma no controle de vibrações em Estruturas Inteligentes de Engenharia Civil.** Dissertação em Engenharia Civil – Estruturas e Geotecnia. Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa, 2010.

SEPÚLVEDA, J., **Steel beam–column connection using copper-based shape memory alloy dampers.** *Journal of Constructional Steel Research*. Vol. 64, pp. 429–435, Ed. 7, 2009.

SONG, G., PATIL, D.&BARTOS C.K.J.; **Applications of Shape Memory Alloys in Offshore Oil and Gas Industry: A Review**, Symposium 5: Intelligent Sensors and Actuators, pp. 1551-1567, 1999.

SONG, G. **Applications of shape memory alloys in civil structures**. Engineering Structures, Vol. 28, pp. 1266-1274, 2000.

SPEICHER, M., HODGSON, D. E., DESROCHES, R., & LEON, R. T. **Shape Memory Alloy Tension/Compression Device for Seismic Retrofit of Buildings**. Journal of Materials Engineering and Performance. Vol. 18, Nº 5-6, pp. 746–753, 2009.

SUN, Q.P.; ZHAO, H.; ZHOU, R.; SALETTI, D.; YIN, H.; **Recent advances in spatiotemporal evolution of thermomechanical fields during the solid-solid phase transition**. Compt. Rend. Mecanique Vol. 340, pp. 349

TANAKA, K., KOBAYASHI, S., SATO, Y., **Thermomechanics of transformation pseudoelasticity and shape memory effect in alloys**. International Journal of Plasticity. Vol. 2, pp. 59-72, 1986.

THOMPSON, S.A. **An overview of nickel-titanium alloys used in dentistry**. International Endodontic Journal, Vol. 33, pp. 297-310, 2000.

TOBUSHI, H.; SHIMENO, Y.; HACHISUKA, T.; TANAKA, K. **Influence of strain rate on superelastic properties of TiNi shape memory alloy**. Mechanics of Materials, Vol. 30, pp.141-150, 1998a.

TORRA, V., AUGUET, C., ISALGUE, A., CARRERAS, G., TERRIAULT, P., & LOVEY, F. C. **Built in dampers for stayed cables in bridges via SMA. The SMARTeR-ESF project: A mesoscopic and macroscopic experimental analysis with numerical simulations**. Engineering Structures. Vol. 49, pp. 43–57, 2013.

TORRA, V.; ISALGUE, A.; LOVEY, F. C.; SADE, M. **Shape memory alloys as an effective tool to damp oscillations**. Journal Therm Anal Calorim. Vol. 119, pp.1475–1533, 2015.

TRAVASSOS, G.D. **Desenvolvimento de um Parafuso Superelástico**. Trabalho de Conclusão de Curso. Universidade Federal de Campina Grande. Campina Grande-PB, Brasil, 2010.

TRIPI, T. R., BONACCORSO, A., CONDORELLI, G. G. **Cyclic fatigue of different nickel-titanium endodontic rotary instruments**. Journal of Oral Surgery, Oral Medicine, Oral Pathology, Oral Radiology, and Endodontology. Elsevier, Vol. 102, Número 4, pp 106-114, 2006.

WANG, X., CAO, W., DENG, C., **The effect of notches on the fatigue behavior in NiTi shape memory alloys**, Materials Science Engineering, Vol. 610, pp. 188–196, 2014.

WANG, X., WANG, Y., LU, Z., **An experimental study of the superelastic behavior in NiTi shape memory alloys under biaxial proportional and nonproportional cyclic loadings**, Mechanics of Materials. Vol. 42, Ed. 3, pp. 365–373, 2010.

YIN, H., HE, Y.J., SUN, Q.P. **Effect of deformation frequency on temperature and stress oscillations in cyclic phase transition of NiTi shape memory alloy**. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 67, pp. 100–128, 2014.

YIN, H., YAN, Y., HUO, Y.Z., SUN, Q.P. **Rate dependent damping of single crystal CuAlNi shape memory alloy**. Materials Letters Journal, Vol. 109, pp. 287–290, 2013.

YU, C., KANG, G.Z., KAN, Q.H., **A physical mechanism based constitutive model for temperature-dependent transformation ratchetting of NiTi shape memory alloy: One-dimensional model**. Mechanics of Materials, Vol. 78, pp. 1–10, 2014.

YU, C., KANG, G., KAN, Q., ZHU, Y., **Rate-dependent cyclic deformation of superelastic NiTi shape memory alloy: thermo-mechanical coupled and physical mechanism-based constitutive model**. International Journal of Plasticity, Vol. 72, pp. 60-90, 2015.

ZHANG, Y.; YOU, Y.; MOUMNI, Z.; ANLAS, G.; ZHU, J.; ZHANG, W., **Experimental and theoretical investigation of the frequency effect on low cycle fatigue of shape memory alloys**. International Journal of Plasticity, Vol. 90, pp. 1-30, 2016.

ZHANG, X.; WANG, S.; YAN, X.; YUE, D.; SUN, R.; ZHOU, X., **Probabilistic analysis for the functional and structural fatigue of NiTi wires**. Materials and Design, Vol. 102, pp. 213-224, 2016b.

APÊNDICES

APÊNDICE A

Quadro de tabelas com os respectivos números de ciclos até a ruptura (N_f) para todos os fios e em todas as condições de ensaios utilizadas no trabalho.

Tabela A1 – Número de ciclos até a ruptura do fio de 0.3 mm.

	600 MPa	900 MPa
0,5 Hz	T ₁ – 5410 T ₂ – 5788 T ₃ – 5847 Média: 5682	T ₁ – 5582 T ₂ – 5381 T ₃ – 5243 Média: 5402
3 Hz	T ₁ – 5490 T ₂ – 5959 T ₃ – 5956 Média: 5799	T ₁ – 3533 T ₂ – 3536 T ₃ – 3664 Média: 3578

Fonte: Autoria própria

Tabela A2 – Número de ciclos até a ruptura do fio de 0.5 mm

	600 MPa	900 MPa
0,5 Hz	T ₁ – 7198 T ₂ – 7232 T ₃ – 7255 Média: 7228	T ₁ – 6512 T ₂ – 6487 T ₃ – 6032 Média: 6344
3 Hz	T ₁ – 6532 T ₂ – 6640 T ₃ – 6782 Média: 6651	T ₁ – 4692 T ₂ – 4640 T ₃ – 4628 Média: 4653

Fonte: Autoria própria

Tabela A3 – Número de ciclos até a ruptura do fio de 0.7 mm.

	600 MPa	900 MPa
0,5 Hz	T ₁ – 7197 T ₂ – 7690 T ₃ – 7782 Média: 7556	T ₁ – 4710 T ₂ – 4790 T ₃ – 5060 Média: 4853
3 Hz	T ₁ – 5233 T ₂ – 5126 T ₃ – 5050 Média: 5136	T ₁ – 4098 T ₂ – 4232 T ₃ – 4508 Média: 4279

Fonte: Autoria própria

Tabela A4 – Número de ciclos até a ruptura do fio de 0.9 mm.

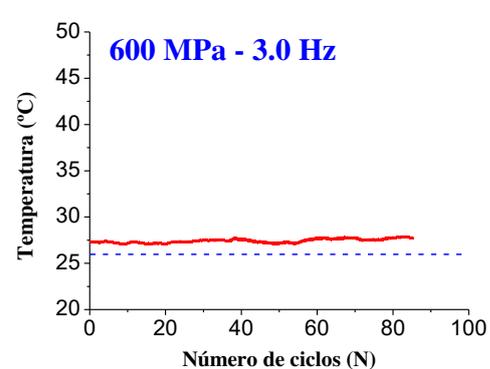
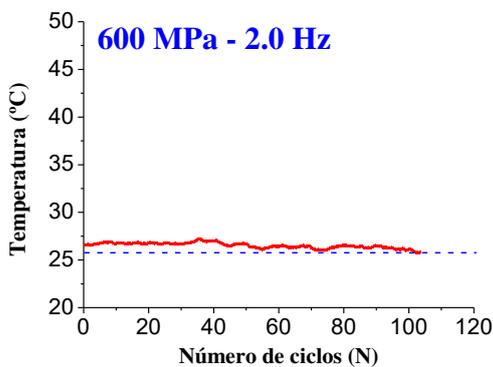
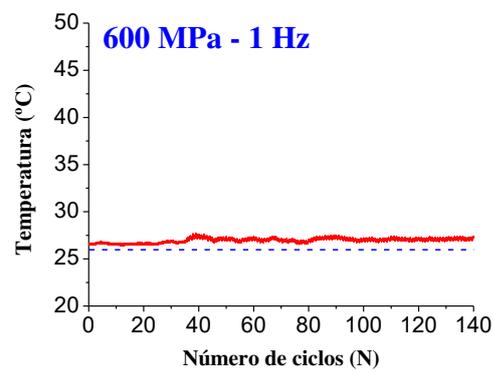
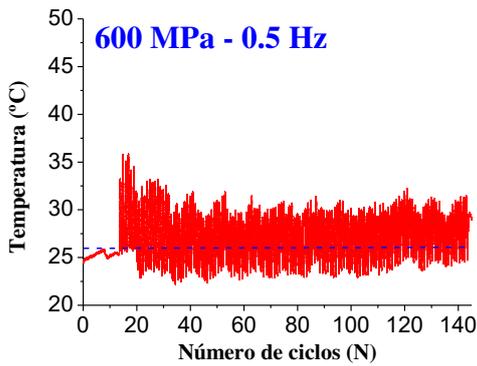
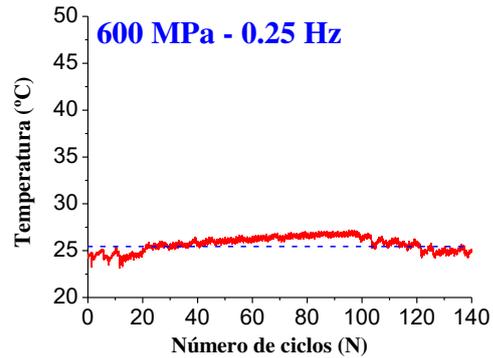
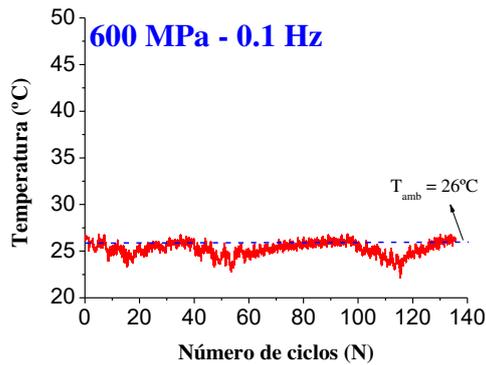
	600 MPa	900 MPa
0,5 Hz	T ₁ – 4088 T ₂ – 4121 T ₃ – 3956 Média: 4055	T ₁ – 2235 T ₂ – 2123 T ₃ – 2345 Média: 2234
3 Hz	T ₁ – 2022 T ₂ – 1895 T ₃ – 2334 Média: 2084	T ₁ – 1819 T ₂ – 2167 T ₃ – 2056 Média: 2014

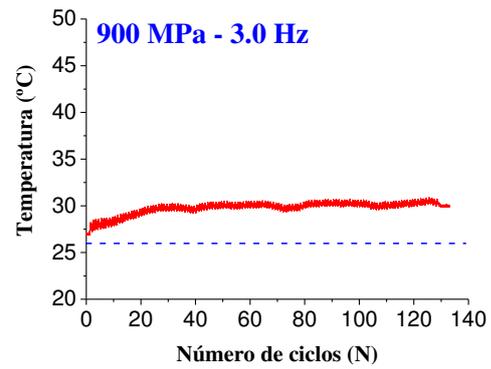
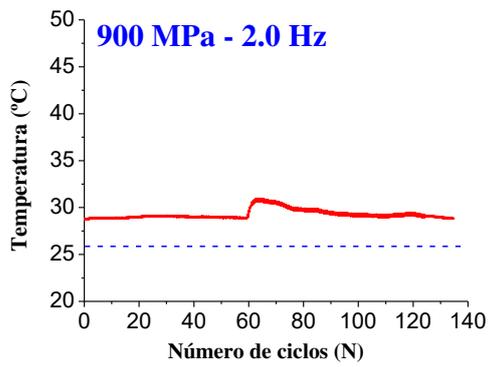
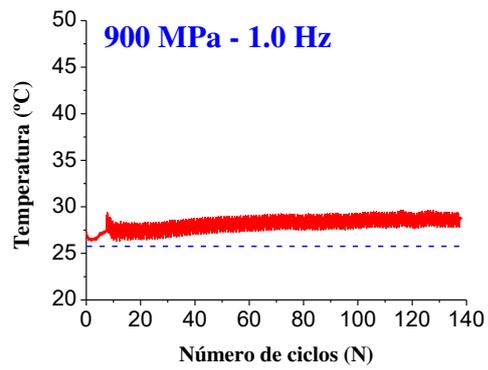
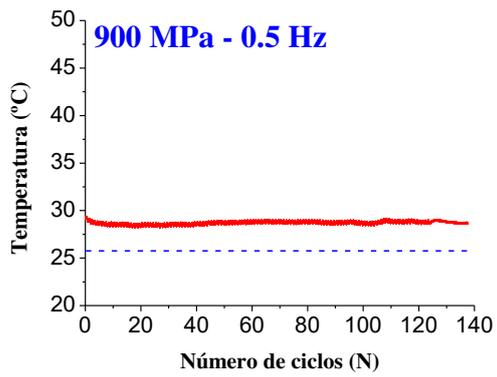
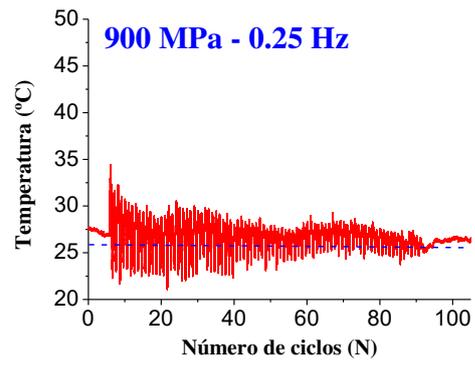
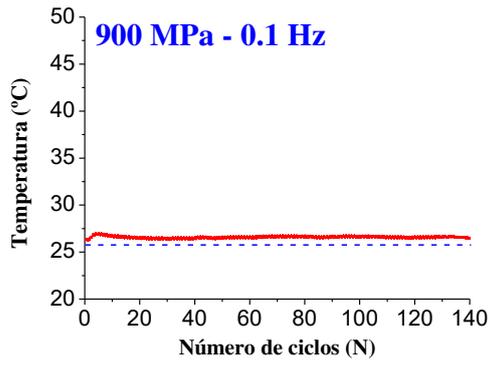
Fonte: Autoria própria

APÊNDICE B

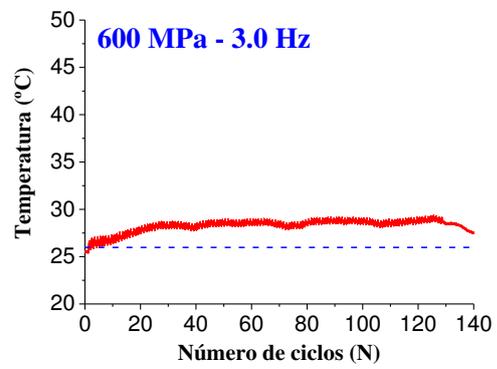
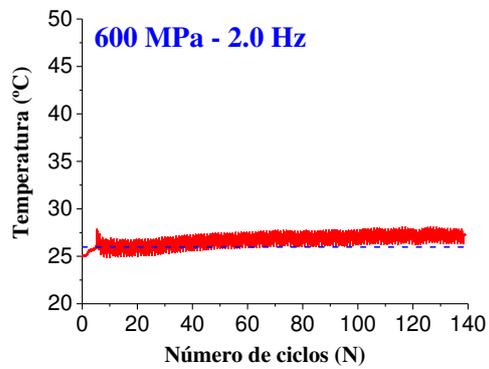
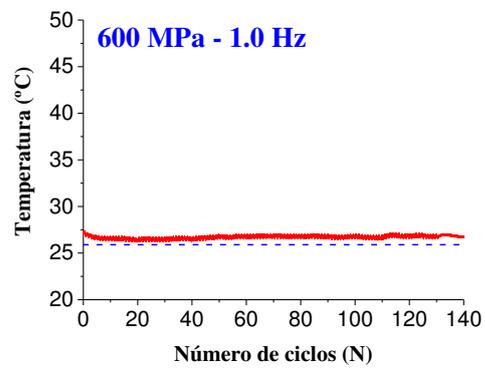
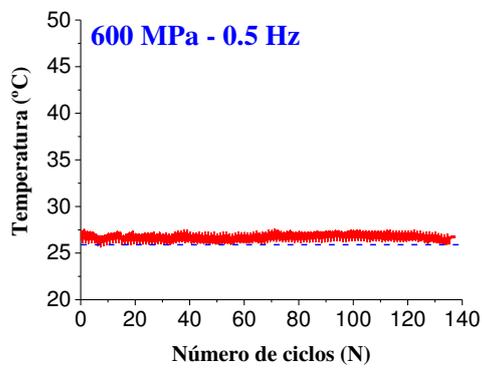
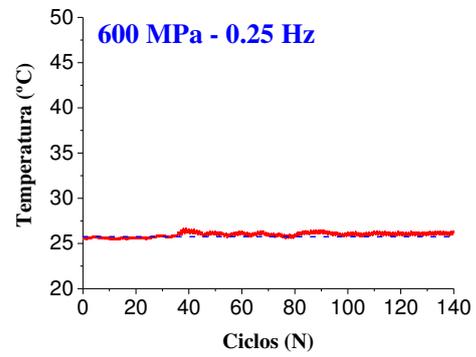
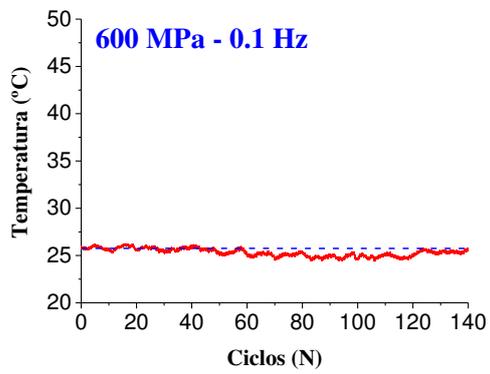
Respostas térmicas dos fios de NiTi testados à temperatura ambiente sob carregamento cíclico a seis frequências de ensaios diferentes (0.1Hz; 0.25 Hz, 0.5 Hz, 1 Hz, 2 Hz, e 3.0 Hz), em duas tensões de tração utilizadas (600 MPa e 900 MPa).

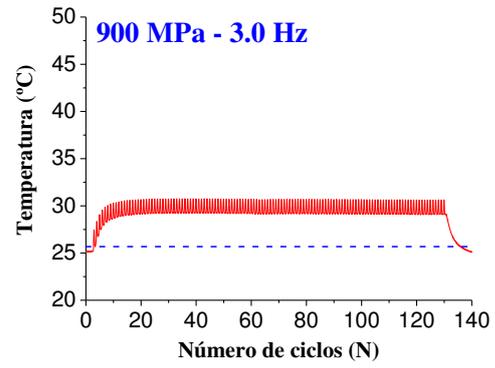
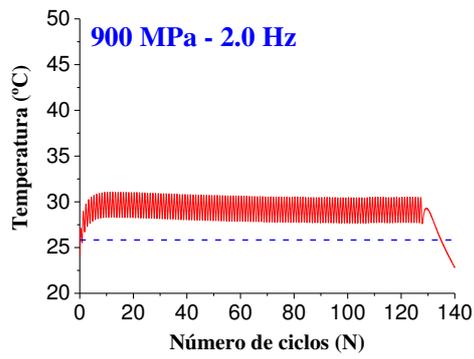
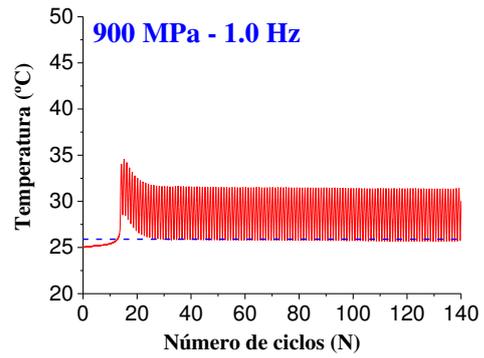
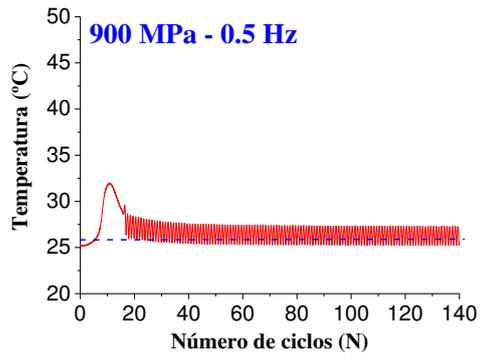
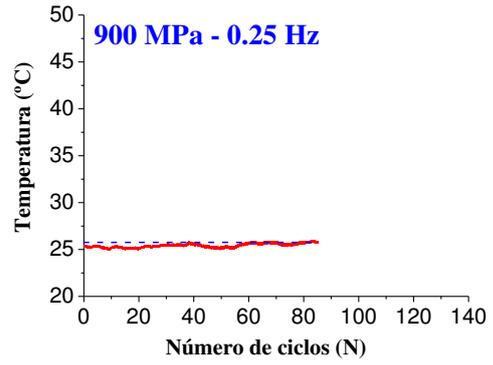
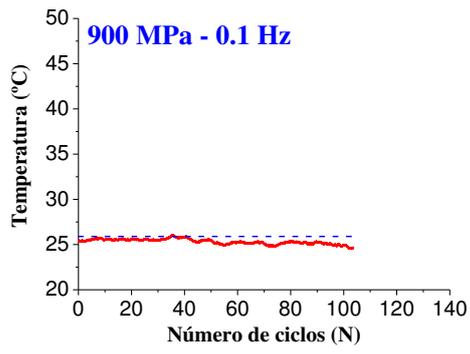
Para o fio de 0.3 mm de diâmetro, temos:



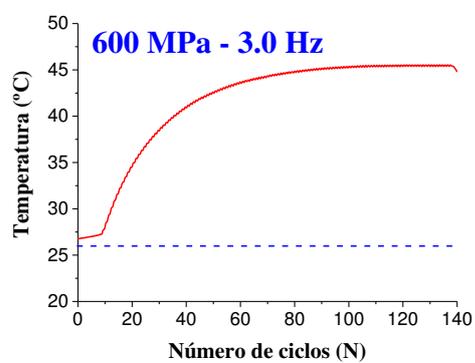
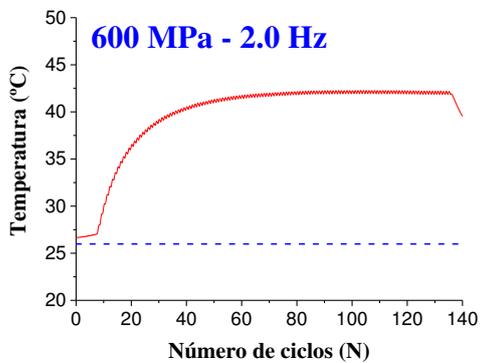
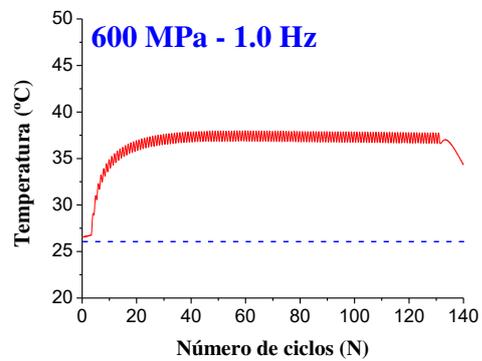
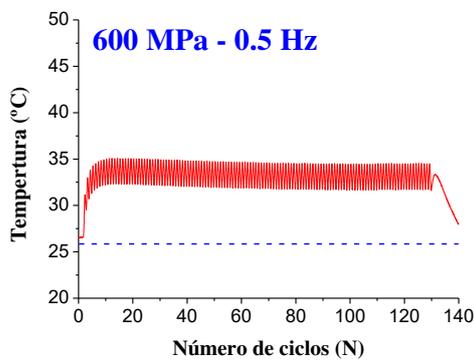
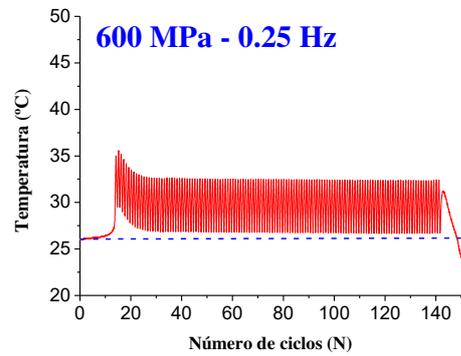
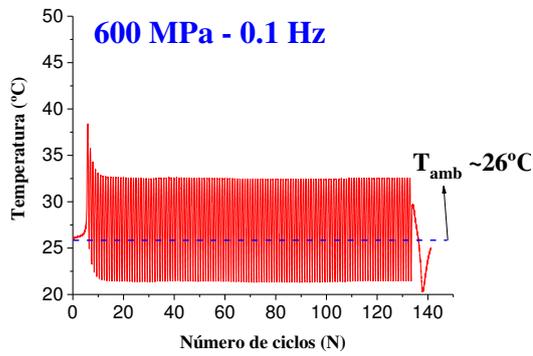


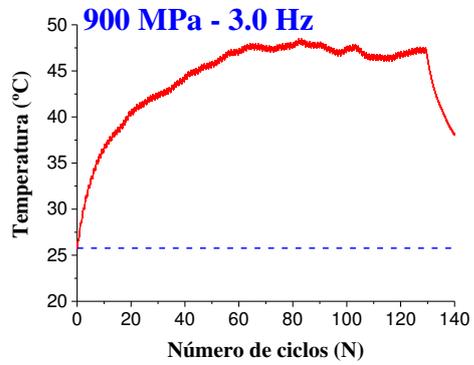
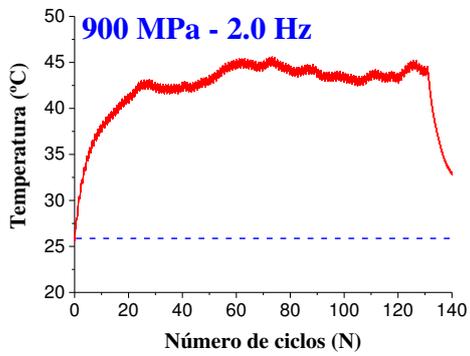
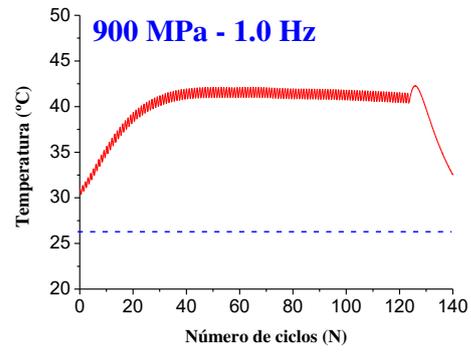
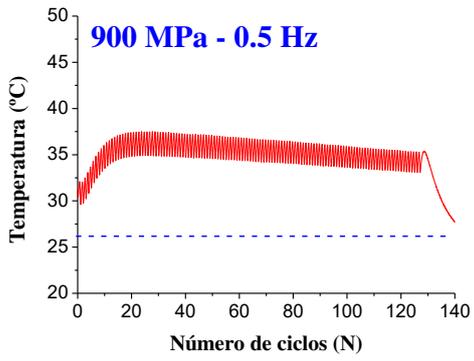
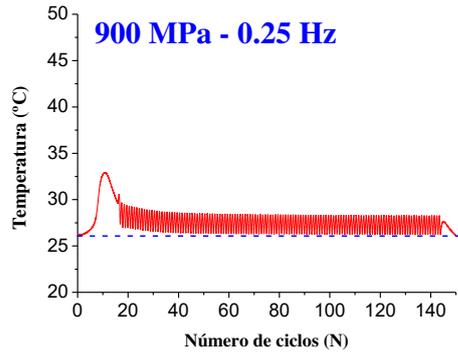
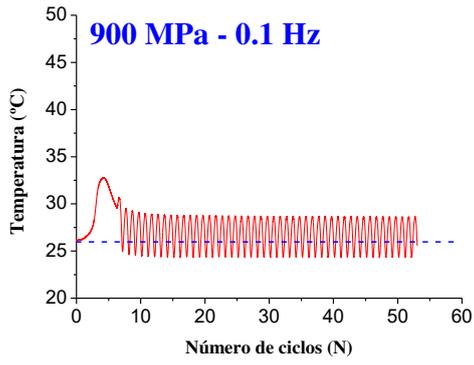
Para o fio de 0.5 mm de diâmetro, temos:



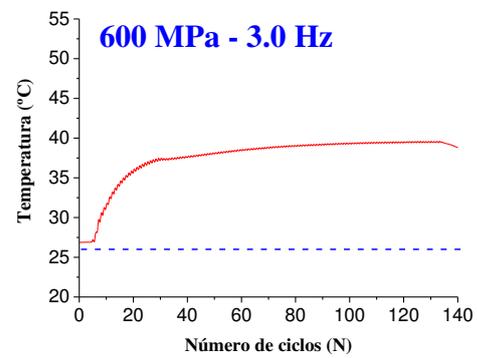
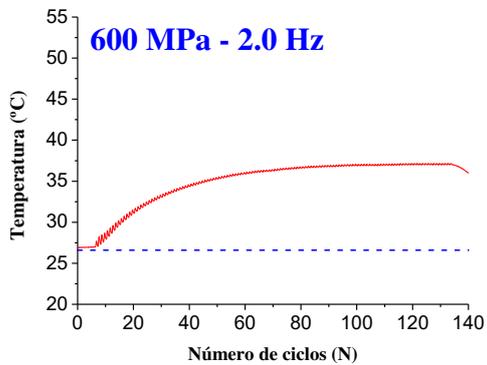
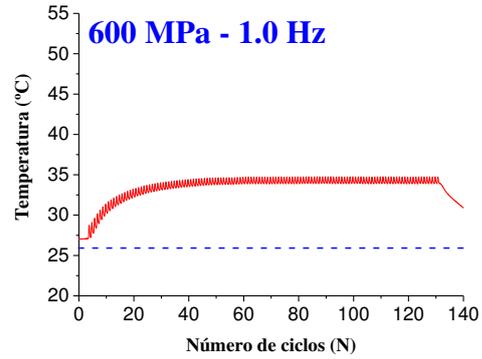
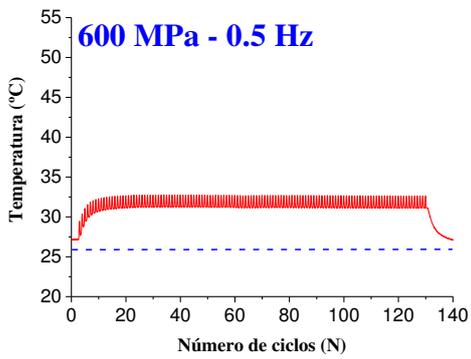
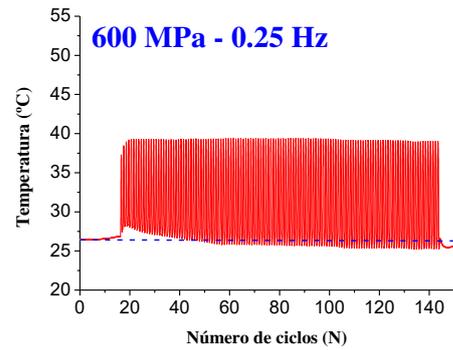
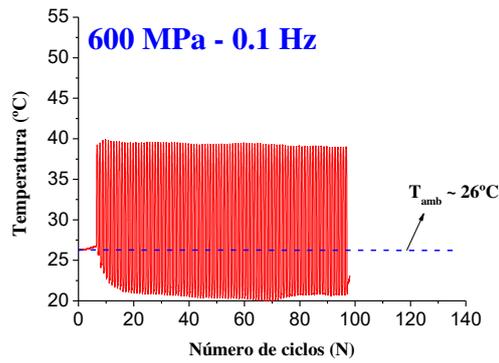


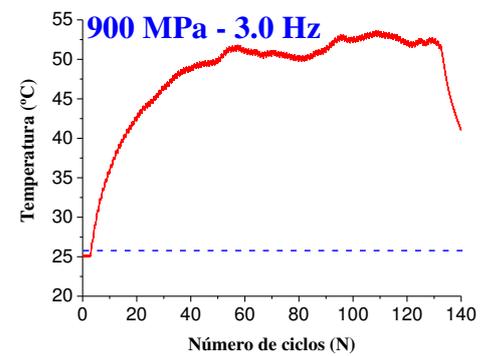
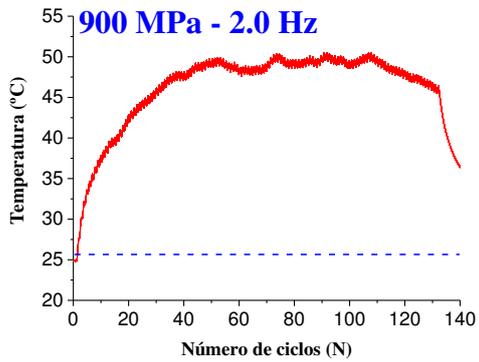
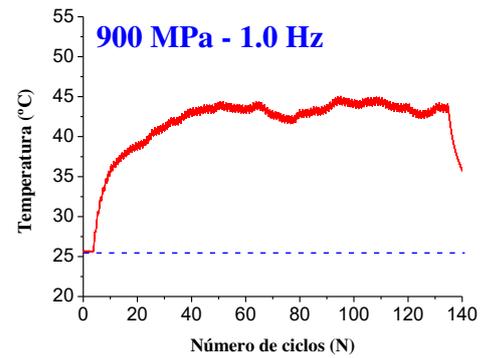
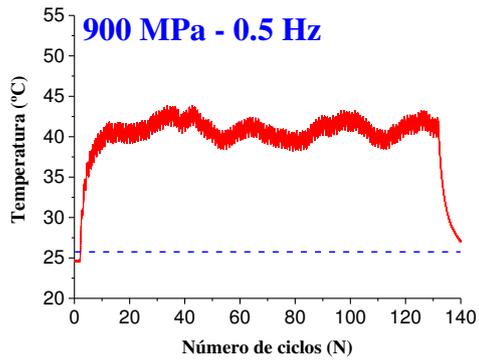
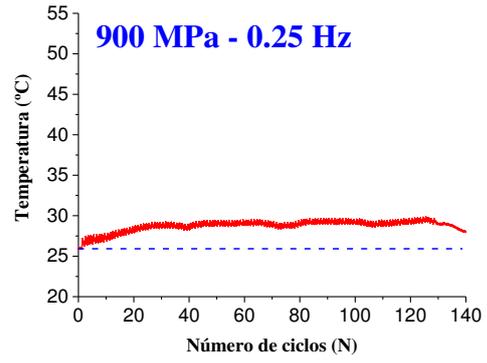
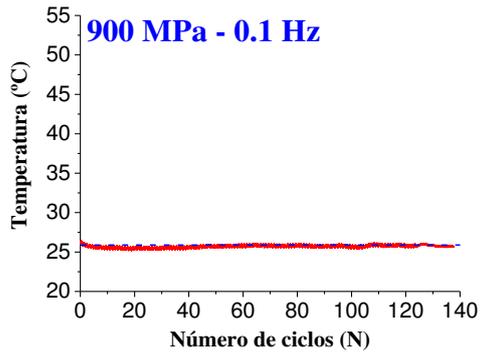
Para o fio de 0.7 mm de diâmetro, temos:





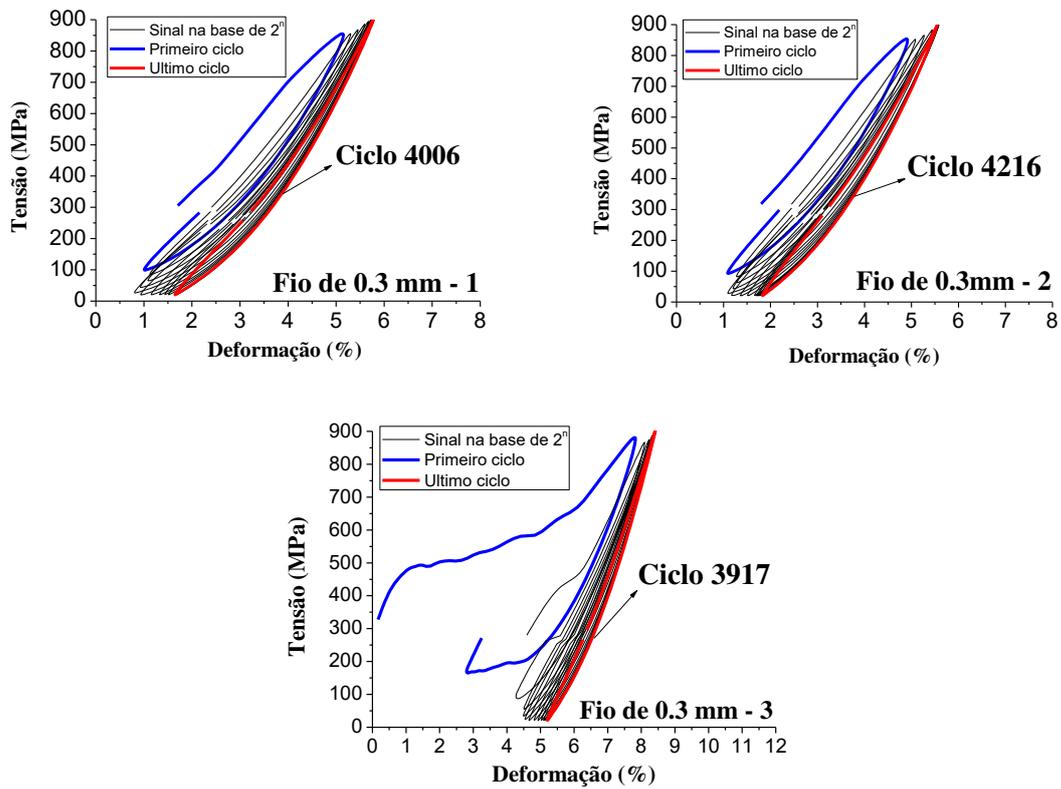
Para o fio de 0.9 mm de diâmetro, temos:



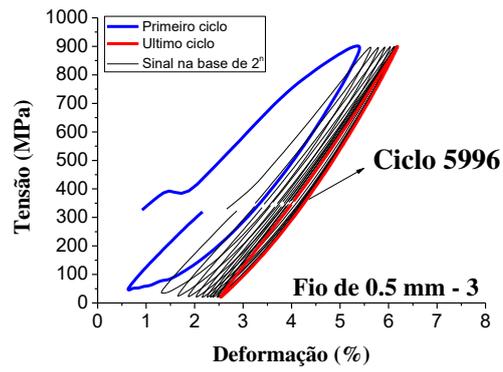
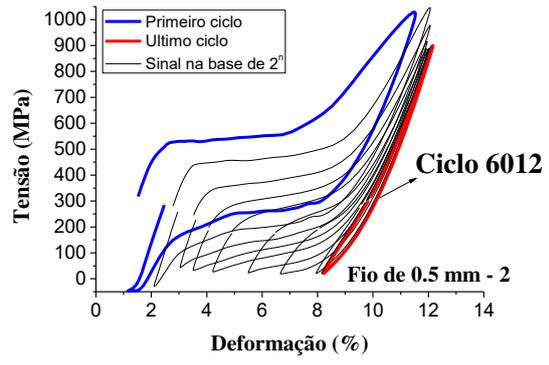
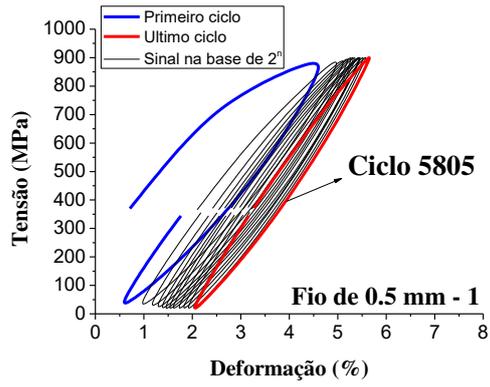


APÊNDICE C

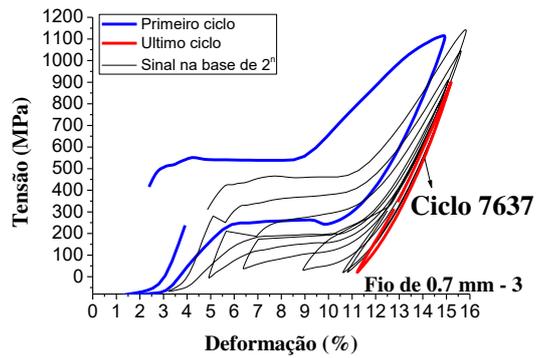
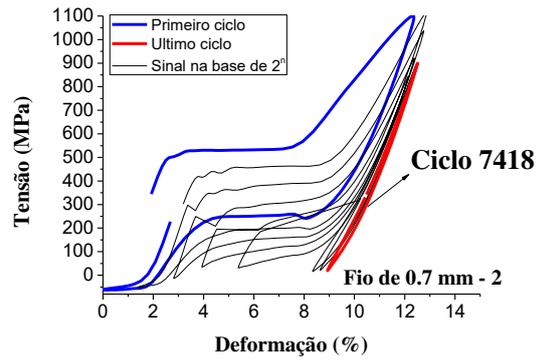
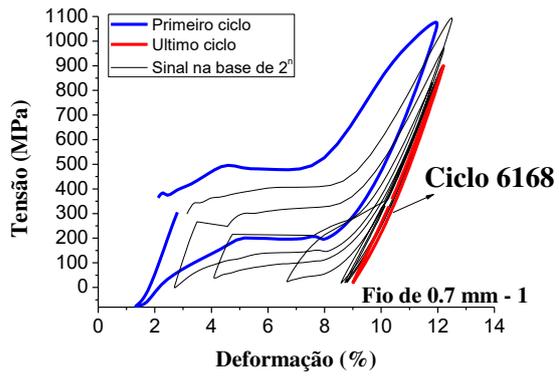
Curvas tensão x deformação dos ensaios de tração uniaxial com convecção forçada, para todos os fios de LMF NiTi na condição de carregamento mais severa (900 MPa – 3.0 Hz)



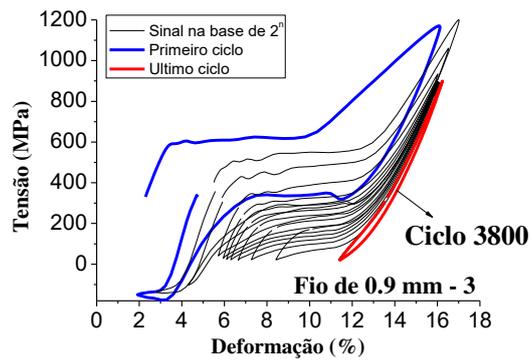
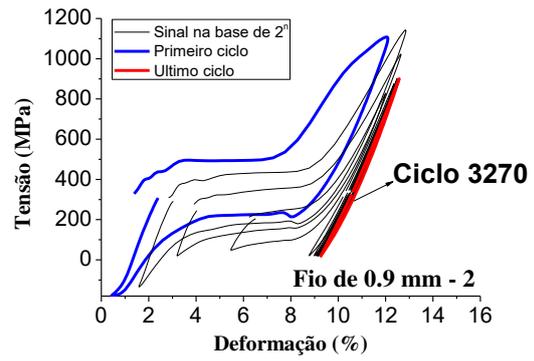
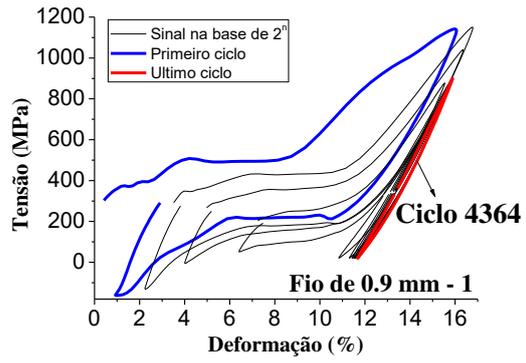
(a) Fio de 0.3 mm de diâmetro



(b) Fio de 0.5 mm de diâmetro



(c) Fio de 0.7 mm de diâmetro



(d) Fio de 0.9 mm de diâmetro