



*Universidade Federal da Paraíba*  
*Centro de Tecnologia*  
*Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica*  
Doutorado

**CARACTERIZAÇÃO TERMOMECÂNICA DE UM FIO  
ATUADOR DE LIGA COM MEMÓRIA DE FORMA DE NI-TI**

Por

**WALBER MEDEIROS LIMA**

Tese de Doutorado apresentada à Universidade Federal da Paraíba

**WALBER MEDEIROS LIMA**

**CARACTERIZAÇÃO TERMOMECÂNICA DE UM FIO  
ATUADOR DE LIGA COM MEMÓRIA DE FORMA DE NI-TI**

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba em cumprimento às exigências para obtenção do Grau de Doutor.

**Orientador: Prof. Dr. Rodinei Medrios Gomes**

**Catálogo na publicação**  
**Seção de Catalogação e Classificação**

L732c Lima, Walber Medeiros.

Caracterização termomecânica de um fio atuador de liga com memória de forma de NI-TI / Walber Medeiros Lima. - João Pessoa, 2017.  
200 f. : il.

Orientação: Rodinei Medrios Gomes.  
Tese (Doutorado) - UFPB/CT.

1. Ligas com memória de forma. 2. Ciclagem térmica. 3. Estabilidade funcional. I. Gomes, Rodinei Medrios. II. Título.

UFPB/BC

# CARACTERIZAÇÃO TERMOMECÂNICA DE UM FIO ATUADOR DE LIGA COM MEMÓRIA DE FORMA DE NI-TI

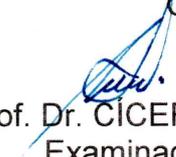
*por*

**WALBER MEDEIROS LIMA**

*Tese aprovada em 12 de dezembro de 2017*



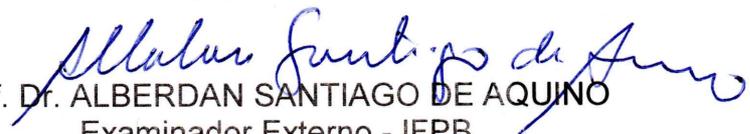
Prof. Dr. RODINEI MEDEIROS GOMES  
Orientador



Prof. Dr. CÍCERO DA ROCHA SOUTO  
Examinador Interno - UFPB



Prof. Dr. SIMPLÍCIO ARNAUD DA SILVA  
Examinador Interno - UFPB



Prof. Dr. ALBERDAN SANTIAGO DE AQUINO  
Examinador Externo - IFPB



Prof. Dr. ANDREAS RIES  
Examinador Externo - UFPB

## **DEDICATÓRIA**

Este trabalho é dedicado aos meus pais, Edmilson e Laodicéa Maria, as minhas avós, Maria José (falecida) e Maria Laodicéa (falecida), a minha esposa, Liliane Maria, que sempre me apoiaram, me incentivaram e que foram viabilizadoras de todos meus bens intelectuais, morais, espirituais e materiais, e principalmente da minha inserção no mundo acadêmico.

Sempre agradeço a Deus de ter estas pessoas em minha vida, pois é por meio e dedicação dessas que sou um privilegiado. Por isso, deixo aqui registrado toda a minha estimação e apreciação por estas pessoas.

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente, a Deus por guiar a minha vida.

Aos meus pais, Edmilson e Laodicéa Maria, a quem devo a vida e por sempre insistirem na minha educação e por me apoiar e incentivar nos momentos difíceis.

A minha esposa, Liliane Maria, pelo apoio incondicional.

Aos meus grandes amigos conquistados durante o doutorado no Laboratório de Sistemas e Estruturas Ativas (LaSEA), do Departamento de Engenharia Elétrica (DEE) da Universidade Federal da Paraíba (UFPB), no Laboratório de Instrumentação e Controle (LINC), do Departamento de Engenharia Mecânica (DEM) da UFPB, e no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA), do DEM da Universidade Federal de Campina Grande (UFCG), pelo o apoio, incentivo e, sobretudo, por estarem sempre presentes diante da menor solicitação de suas presenças, em especial aos professores Jackson de Brito Simões e Francisco Riccelly Pereira Feitosa;

Ao meu orientador Rodinei Medeiros Gomes pela orientação, sem a qual este trabalho não seria realizado;

Ao Professor Cícero da Rocha Souto do DEE por sua contribuição na elaboração da plataforma experimental, sem o qual este trabalho não seria possível, e pelas orientações e inúmeras dúvidas esclarecidas.

Aos funcionários do Laboratório de Solidificação Rápida e da Oficina Mecânica, minha eterna gratidão por tornar viável meu trabalho, em especial André, Breno, Joelma, Meyson e Sérgio.

A vocês, agradeço.

# CARACTERIZAÇÃO TERMOMECÂNICA DE UM FIO ATUADOR DE LIGA COM MEMÓRIA DE FORMA DE NI-TI

## RESUMO

As ligas com memória de forma (LMF) de Ni-Ti têm sido o alvo de vários estudos devido às suas excelentes propriedades físicas e mecânicas. Por esse motivo, as ligas são utilizadas em várias aplicações tais como sensor e/ou atuador. A quantidade de deformação recuperável e a estabilidade funcional do efeito memória de forma são duas das mais importantes características no desenvolvimento de aplicações com as LMF. A estabilidade funcional de um atuador de LMF têm sido estudada através de ciclos térmicos entre o intervalo de temperatura em que a deformação e a recuperação de forma ocorrem, tendo um propósito indispensável quando se trata da utilização dos materiais com memória em aplicações práticas. Neste sentido, o estudo da caracterização termomecânica de um fio atuador de LMF de Ni-Ti submetido a uma ciclagem termomecânica (treinamento e ciclagem) por efeito Joule, aplicando-se uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, que resultará numa importante contribuição científica e tecnológica, pois para uso prático é esperado a estabilização funcional do material, caso contrário, provavelmente em poucos ciclos de trabalho a aplicação apresentaria falha devida a deformação residual (alongamento) do material. No estudo, utilizou-se um aparato mecânico juntamente com uma instrumentação eletrônica e uma interface gráfica para a obtenção dos resultados experimentais e, em seguida, uma análise microestrutural por microscópio eletrônico de varredura no intuito de analisar a seção longitudinal das amostras. Resultados experimentais da caracterização mostraram que as amostras com melhor estabilidade tanto em alongamento quanto em deformação reversível (0,39% ou 0,5%), são observadas nas amostras submetidas a um treinamento termomecânico de 100 MPa e, em seguida, a uma ciclagem termomecânica com carga de 100 ou 150 MPa e com temperatura abaixo da temperatura final da austenita ( $A_f$ ), respectivamente, pois apresentaram uma menor nucleação de trincas nas regiões da superfície e centro.

**Palavras-chave:** *ligas com memória de forma; ciclagem térmica; estabilidade funcional.*

# THERMOMECHANICAL CHARACTERIZATION OF A SHAPE MEMORY ALLOY ACTUATOR WIRE

## ABSTRACT

*Ni-Ti shape memory alloys (SMA) have been the target of several studies because of their excellent physical and mechanical properties. For this reason, the alloys are used in various applications such as sensor and/or actuator. The amount of recoverable deformation and the functional stability of the shape memory effect are two of the most important characteristics in the development of applications with SMA. The functional stability of a LMF actuator has been studied through thermal cycles between the temperature range at which deformation and shape recovery occur, having an indispensable purpose when it comes to the use of memory materials in practical applications. In this sense, the study of the thermomechanical characterization of a Ni-Ti SMA actuator wire subjected to a thermomechanical cycle (training and cycling) by Joule effect, applying an alternating electric current of the square type, which will result in an important scientific contribution and technological, because for practical use is expected the functional stabilization of the material, otherwise, probably in a few work cycles the application would fail due to residual deformation (elongation) of the material. In the study, a mechanical apparatus was used together with an electronic instrumentation and a graphical interface to obtain the experimental results and then a microstructural analysis by scanning electron microscopy in order to analyze the longitudinal section of the samples. Experimental results of the characterization showed that samples with better stability both in elongation and in reversible deformation (0.39% or 0.5%) are observed in the samples submitted to a thermomechanical training of 100 MPa and then to a cycling with a load of 100 or 150 MPa and with temperature below the final temperature of the austenite ( $A_f$ ), respectively, because they presented a lower nucleation of cracks in the surface and center regions.*

**Keywords:** *Shape memory alloy; thermal cycles, functional stability.*

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS.....</b>	<b>X</b>
<b>LISTA DE TABELAS.....</b>	<b>XXV</b>
<b>LISTA DE ABREVIACÕES E SIGLAS.....</b>	<b>XXVI</b>
<b>LISTA DE SÍMBOLOS .....</b>	<b>XXVII</b>
<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS.....</b>	<b>1</b>
<b>1.2 OBJETIVO GERAL.....</b>	<b>2</b>
1.2.1 Objetivos Específicos .....	3
<b>1.3 ORGANIZAÇÃO DA TESE.....</b>	<b>3</b>
<b>LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA.....</b>	<b>5</b>
<b>2.1 BREVE HISTÓRICO.....</b>	<b>5</b>
<b>2.2 TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA.....</b>	<b>7</b>
<b>2.3 FENÔMENOS MACROMECHANICOS.....</b>	<b>13</b>
2.3.1 Efeitos de Memória de Forma e a Superelasticidade .....	14
<b>2.4 MÉTODOS DE CARACTERIZAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO</b>	<b>18</b>
<b>2.5 O SISTEMA NI-TI .....</b>	<b>20</b>
<b>2.6 PROCESSO DE FABRICAÇÃO.....</b>	<b>23</b>
<b>2.7 TRATAMENTO TÉRMICO .....</b>	<b>24</b>
<b>2.8 TREINAMENTO .....</b>	<b>25</b>
<b>2.9 FADIGA.....</b>	<b>28</b>
2.9.1 Fadiga Estrutural .....	32
2.9.2 Fadiga Funcional .....	36
2.9.3 Fadiga Térmica.....	37
<b>2.10 EFEITOS DA CICLAGEM TÉRMICA E TERMOMECHANICA .....</b>	<b>38</b>
<b>2.11 APLICAÇÕES DE LMF: VISÃO GERAL .....</b>	<b>46</b>
2.11.1 Aplicações Biomédicas.....	47
2.11.2 Aplicações Aeroespaciais .....	51
2.11.3 Aplicações de Engenharia Civil.....	53
2.11.4 Área das Artes Plásticas.....	56
2.11.5 Área Diversas .....	56
<b>PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....</b>	<b>58</b>
<b>3.1 MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>58</b>
<b>3.2 ANÁLISE QUÍMICA .....</b>	<b>59</b>
<b>3.3 TRATAMENTO TÉRMICO .....</b>	<b>59</b>
<b>3.4 ENSAIO TÉRMICO.....</b>	<b>60</b>
<b>3.5 ESCOLHA DA AMOSTRA .....</b>	<b>60</b>
<b>3.6 ENSAIO MECÂNICO.....</b>	<b>60</b>

3.7 CICLAGEM TERMOMECÂNICA (CTM).....	61
3.7.1 IMPLEMENTAÇÃO ELÉTRICA .....	66
3.8 ANÁLISE MICROESTRUTURAL .....	72
<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>73</b>
4.1 ANÁLISE QUÍMICA .....	73
4.2 ENSAIO TÉRMICO.....	73
4.3 ESCOLHA DA AMOSTRA .....	79
4.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO .....	80
4.5 CICLAGEM TERMOMECÂNICA (CTM).....	83
4.6 ANÁLISE MICRORSTRUTURAL .....	88
<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>99</b>
5.1 CONCLUSÕES .....	99
5.2 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS .....	101
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>102</b>
<b>APÊNDICES .....</b>	<b>111</b>
APÊNDICE A: CALIBRAÇÃO DO TDVL .....	111
APÊNDICE B: CÓDIGO DA INTERFACE GRÁFICA .....	113
APÊNDICE C: CURVAS DO 1º ENSAIO .....	114
APÊNDICE D: CURVAS DO 2º ENSAIO .....	119
APÊNDICE E: CURVAS DO 3º ENSAIO.....	124
APÊNDICE F: CURVAS DO 4º ENSAIO .....	129
APÊNDICE G: CURVAS DO 5º ENSAIO .....	134
APÊNDICE H: CURVAS DO 6º ENSAIO .....	139
APÊNDICE I: CURVAS DO 7º ENSAIO.....	144
APÊNDICE J: CURVAS DO 8º ENSAIO .....	149
APÊNDICE L: CURVAS DO 9º ENSAIO.....	154
APÊNDICE M: CURVAS DO 10º ENSAIO.....	159
APÊNDICE N: CURVAS DO 11º ENSAIO .....	164
APÊNDICE O: CURVAS DO 12º ENSAIO .....	169

## LISTA DE FIGURAS

### LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA

Figura 2.1 – Várias LMF descoberta ao longo da segunda metade do século 20 .....	6
Figura 2.2 – Representação esquemática das transformações martensítica e reversa e suas temperaturas características, $M_s$ , $M_f$ , $A_s$ , $A_f$ .....	8
Figura 2.3 – Esquemático bidimensional de uma TM: (a) estrutura totalmente austenítica; (b) e (c) estrutura mista; (d) estrutura totalmente martensítica.....	9
Figura 2.4 – Os 2 (dois) mecanismos de acomodar a mudança de forma devido ao cisalhamento atômico de uma TM.....	9
Figura 2.5 – Visão esquemática de um contorno de macla .....	10
Figura 2.6 – Visão esquemática do processo de demaclação: (a) martensita maclada; (b) crescimento de uma variante às custas de outra; (c) martensita demaclada. ..	10
Figura 2.7 – Representação esquemática do efeito memória de forma .....	11
Figura 2.8 – Comportamento das temperaturas de TF de uma LMF na forma de fio da Smartflex sob diferentes condições de carga.....	11
Figura 2.9 – Curvas esquemáticas das relações lineares da tensão crítica para indução de martensita e da tensão crítica para escorregamento versus temperatura de uma liga Ni-Ti .....	12
Figura 2.10 – Representação esquemática das estruturas cristalinas das fases .....	13
Figura 2.11 – Gráfico tridimensional da tensão-deformação-temperatura, mostrando o EMF e a superelasticidade de uma amostra de LMF .....	14
Figura 2.12 – Demonstração do EMFS (a-c) e do EMFR (d-g) numa liga de Ti-50 at.% Ni .....	16
Figura 2.13 – Influência da composição química na deformação reversível e plástica em uma pré-deformação de 7%.....	16
Figura 2.14 – Curva de DSC de uma liga de Ni-Ti .....	19
Figura 2.15 – Diagrama de equilíbrio de fases para ligas de Ni-Ti na região central .....	20
Figura 2.16 – Distorção do reticulado da fase $\beta$ , devido a presença do precipitado $Ti_3Ni_4$	21
Figura 2.17 – Curvas DSC de uma liga Ni-Ti submetida a 2 (dois) tratamentos de envelhecimento a 500°C durante 1 (uma) e 10 (dez) horas .....	22
Figura 2.18 – Típica curva de resistência à fadiga (S-N) para um material .....	30

Figura 2.19 – Método S-N apresentado pela equação de Basquin .....	31
Figura 2.20 – Vida de fadiga para Smartflex 76 sob diferentes condições de tensão-deformação .....	32
Figura 2.21 – Efeitos das fases de uma LMF de Ni-Ti na abordagem S-N .....	33
Figura 2.22 – Efeitos das fases de uma LMF de Ni-Ti na abordagem $\epsilon$ -N .....	33
Figura 2.23 – Esquemático das regiões da análise de vida de fadiga de uma LMF de Ni-Ti superelástica na abordagem $\epsilon$ -N .....	35
Figura 2.24 – Múltiplas fases de uma LMF de Ni-Ti superelástica. (A) Região elástica linear da austenita; (B) Transição da região elástica linear para região do platô de tensão; (C) Região de platô de tensão; (D) Região de martensita totalmente demaclada .....	35
Figura 2.25 – Representação esquemática da variação cíclica na curva tensão-deformação de uma liga de Ni-Ti superelástica .....	36
Figura 2.26 – (a) Efeito da ciclagem térmica na curva da resistividade elétrica versus temperatura de uma liga de Ti-49,8 at.% Ni. (b) Temperaturas de transformação de fase versus o número de ciclos térmicos .....	38
Figura 2.27 – Influência de repetidos ciclos térmicos no comportamento da transformação de um fio de Ti-50,2 at.% Ni, recozido a 500°C por 15 minutos após trabalho à frio, sob uma tensão 200 MPa .....	39
Figura 2.28 – Filtro de Simon .....	47
Figura 2.29 – Implantação experimental de um dispositivo autoexpansivo de nitinol em vasos simulados em silicone (a) antes e (b) depois da atuação .....	48
Figura 2.30 – Aparelho ortodôntico com resultados de 3 semanas .....	49
Figura 2.31 – Placas Ni-Ti para recuperação de fraturas ósseas .....	50
Figura 2.32 – Um diagrama esquemático que mostra a utilização prospectiva de LMF porosa como implantes de osso artificial .....	50
Figura 2.33 – Luva para fisioterapia contendo elementos em LMF .....	51
Figura 2.34 – Acoplador hidráulico do tipo <i>Cryofit</i> .....	51
Figura 2.35 – Ensaio dos <i>chevrons</i> de geometria variável em voo da Boeing .....	52
Figura 2.36 – Modelo de uma asa de avião com flap acionados por fios de LMF .....	53
Figura 2.37 – Elementos de LMF aplicados em pontes .....	53
Figura 2.38 – Conectores de LMF nas zonas de ligação entre os elementos estruturais .....	54
Figura 2.39 – Bloco de concreto armado com fios de LMF .....	55

Figura 2.40 – Torre de S. Giorgio, Itália, e esquema da intervenção .....	56
Figura 2.41 – A escultura “Espoir-Desespoir” .....	56
Figura 2.42 – Aplicações comerciais de LMF. (a) armação de óculos e (b) taco de golfe .	57

## PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Figura 3.1 – Fluxograma da metodologia empregada durante a realização do trabalho .....	58
Figura 3.2 – Aparato experimental .....	61
Figura 3.3 – Diagrama esquemático da interface elétrica utilizada na CT .....	66
Figura 3.4 – O sistema de aquisição e controle de dados NI cRIO-9076 .....	67
Figura 3.5 – Módulos NI 9263 e NI 9201 .....	68
Figura 3.6 – Módulo NI 9213 .....	68
Figura 3.7 – Fonte de alimentação NI PS-15 .....	68
Figura 3.8 – Diagrama elétrico do circuito de acionamento .....	69
Figura 3.9 – Painel frontal da interface gráfica desenvolvida <i>software</i> LabVIEW .....	70
Figura 3.10 – Esquemático do diagrama de blocos associado a <i>interface</i> desenvolvida no painel frontal do <i>software</i> LabVIEW .....	71

## RESULTADOS E DISCUSSÕES

Figura 4.1 – Espectro do resultado da análise química por FRX .....	73
Figura 4.2 – Termograma de DSC da amostra recebida .....	74
Figura 4.3 – Termograma de DSC da amostra tratada termicamente a 450°C por minutos, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente .....	20 74
Figura 4.4 – Termograma de DSC da amostra tratada termicamente a 450°C por minutos, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente .....	40 75
Figura 4.5 – Termograma de DSC da amostra tratada termicamente a 450°C por minutos, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente .....	60 75
Figura 4.6 – Termograma de DSC da amostra tratada termicamente a 450°C por minutos, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente .....	180 76
Figura 4.7 – Termograma de DSC da amostra tratada termicamente a 450°C por minutos, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente .....	360 76
Figura 4.8 – Termogramas de DSC das amostras tratadas termicamente a 450°C por 20, 40, 60, 180 e 360 minutos, mas seguidos de resfriamento em água à temperatura ambiente .....	77

Figura 4.9 – Evolução das TTF das amostras tratadas termicamente a 450°C, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente .....	79
Figura 4.10 – Curvas de tensão-deformação das amostras de LMF de Ni-Ti tratadas termicamente a 450°C por 60 minutos, mas submetidas a diferentes temperaturas de ensaio.....	80
Figura 4.11 – Curva da tensão-deformação de uma liga Ti-47,5 Ni- 2,5 Fe (at%) tratada termicamente a 500°C por 1 hora após trabalho à frio de 30% .....	82
Figura 4.12 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e sem treinamento.....	90
Figura 4.13 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e treinamento de 100 MPa.....	91
Figura 4.14 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e treinamento de 200 MPa.....	91
Figura 4.15 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e treinamento de 300 MPa.....	92
Figura 4.16 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 1º ensaio de CTM.....	92
Figura 4.17 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 2º ensaio de CTM.....	93
Figura 4.18 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 3º ensaio de CTM.....	93
Figura 4.19 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 4º ensaio de CTM.....	94
Figura 4.20 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 5º ensaio de CTM.....	94
Figura 4.21 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 6º ensaio de CTM.....	95
Figura 4.22 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 7º ensaio de CTM.....	95
Figura 4.23– Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 8º ensaio de CTM.....	96
Figura 4.24 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 9º ensaio de CTM.....	96

Figura 4.25 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 10º ensaio de CTM .....	97
Figura 4.26 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 11º ensaio de CTM .....	97
Figura 4.27 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 12º ensaio de CTM .....	98

## APÊNDICES

Figura A.1 – Curva de calibração do TDVL .....	111
Figura B.1– Código associado a interface gráfica desenvolvida no software LabVIEW para o treinamento e ciclagem termomecânica.....	113
Figura C.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 1º ensaio .....	114
Figura C.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 1º ensaio .....	114
Figura C.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 1º ensaio .....	114
Figura C.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 1º ensaio .....	115
Figura C.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 1º ensaio .....	115
Figura C.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 1º ensaio .....	115
Figura C.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 1º ensaio .....	116
Figura C.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 1º ensaio .....	116
Figura C.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 1º ensaio .....	116
Figura C.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 1º ensaio .....	117
Figura C.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 1º ensaio .....	117

Figura C.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 1º ensaio .....	117
Figura C.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 1º ensaio .....	118
Figura C.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 1º ensaio.....	118
Figura D.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 2º ensaio .....	119
Figura D. 2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 2º ensaio .....	119
Figura D.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 2º ensaio .....	119
Figura D.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 2º ensaio .....	120
Figura D.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 2º ensaio .....	120
Figura D.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 2º ensaio .....	120
Figura D.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 2º ensaio .....	121
Figura D.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 2º ensaio .....	121
Figura D.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 2º ensaio .....	121
Figura D.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 2º ensaio .....	122
Figura D.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 2º ensaio .....	122
Figura D.12– Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 2º ensaio .....	122
Figura D.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 2º ensaio .....	123

Figura D.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 2º ensaio.....	123
Figura E.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 3º ensaio .....	124
Figura E.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 3º ensaio .....	124
Figura E.3– Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 3º ensaio .....	124
Figura E.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 3º ensaio .....	125
Figura E.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 3º ensaio .....	125
Figura E.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 3º ensaio .....	125
Figura E.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 3º ensaio .....	126
Figura E.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 3º ensaio .....	126
Figura E.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 3º ensaio .....	126
Figura E.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 3º ensaio .....	127
Figura E.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 3º ensaio .....	127
Figura E.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 3º ensaio .....	127
Figura E.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 3º ensaio .....	128
Figura E.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 3º ensaio.....	128
Figura F.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 4º ensaio .....	129

Figura F.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 4º ensaio .....	129
Figura F.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 4º ensaio .....	129
Figura F.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 4º ensaio .....	130
Figura F.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 4º ensaio .....	130
Figura F.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 4º ensaio .....	130
Figura F.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 4º ensaio .....	131
Figura F.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 4º ensaio .....	131
Figura F.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 4º ensaio .....	131
Figura F.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 4º ensaio .....	132
Figura F.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 4º ensaio .....	132
Figura F.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 4º ensaio .....	132
Figura F.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 4º ensaio .....	133
Figura F.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 4º ensaio.....	133
Figura G.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 5º ensaio .....	134
Figura G.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 5º ensaio .....	134
Figura G.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 5º ensaio .....	134

Figura G.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 5º ensaio .....	135
Figura G.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 5º ensaio .....	135
Figura G.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 5º ensaio .....	135
Figura G.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 5º ensaio .....	136
Figura G.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 5º ensaio .....	136
Figura G.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 5º ensaio .....	136
Figura G.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 5º ensaio .....	137
Figura G.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 5º ensaio .....	137
Figura G.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 5º ensaio .....	137
Figura G.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 5º ensaio .....	138
Figura G.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 5º ensaio.....	138
Figura H.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 6º ensaio .....	139
Figura H.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 6º ensaio .....	139
Figura H.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 6º ensaio .....	139
Figura H.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 6º ensaio .....	140
Figura H.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 6º ensaio .....	140

Figura H.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 6º ensaio .....	140
Figura H.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 6º ensaio .....	141
Figura H.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 6º ensaio .....	141
Figura H.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 6º ensaio .....	141
Figura H.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 6º ensaio .....	142
Figura H.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 6º ensaio .....	142
Figura H.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 6º ensaio .....	142
Figura H.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 6º ensaio .....	143
Figura H.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 6º ensaio .....	143
Figura I.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 7º ensaio .....	144
Figura I.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 7º ensaio .....	144
Figura I.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 7º ensaio .....	144
Figura I.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 7º ensaio .....	145
Figura I.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 7º ensaio .....	145
Figura I.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 7º ensaio .....	145
Figura I.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 7º ensaio .....	146

Figura I.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 7º ensaio .....	146
Figura I.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 7º ensaio .....	146
Figura I.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 7º ensaio .....	147
Figura I.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 7º ensaio .....	147
Figura I.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 7º ensaio .....	147
Figura I.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 7º ensaio .....	148
Figura I.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 7º ensaio.....	148
Figura J.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 8º ensaio .....	149
Figura J.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 8º ensaio .....	149
Figura J.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 8º ensaio .....	149
Figura J.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 8º ensaio .....	150
Figura J.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 8º ensaio .....	150
Figura J.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 8º ensaio .....	150
Figura J.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 8º ensaio .....	151
Figura J.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 8º ensaio .....	151
Figura J.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 8º ensaio .....	151

Figura J.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 8º ensaio .....	152
Figura J.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 8º ensaio .....	152
Figura J.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 8º ensaio .....	152
Figura J.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 8º ensaio .....	153
Figura J.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 8º ensaio.....	153
Figura L.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 9º ensaio .....	154
Figura L.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 9º ensaio .....	154
Figura L.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 9º ensaio .....	154
Figura L.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 9º ensaio .....	155
Figura L.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 9º ensaio .....	155
Figura L.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 9º ensaio .....	155
Figura L.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 9º ensaio .....	156
Figura L.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 9º ensaio .....	156
Figura L.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 9º ensaio .....	156
Figura L.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 9º ensaio .....	157
Figura L.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 9º ensaio .....	157

Figura L.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 9º ensaio .....	157
Figura L.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 9º ensaio .....	158
Figura L.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 9º ensaio.....	158
Figura M.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 10º ensaio .....	159
Figura M.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 10º ensaio .....	159
Figura M.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 10º ensaio .....	159
Figura M.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 10º ensaio .....	160
Figura M.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 10º ensaio .....	160
Figura M.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 10º ensaio .....	160
Figura M.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 10º ensaio .....	161
Figura M.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 10º ensaio .....	161
Figura M.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 10º ensaio .....	161
Figura M.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 10º ensaio .....	162
Figura M.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 10º ensaio .....	162
Figura M.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 10º ensaio .....	162
Figura M.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 10º ensaio .....	163

Figura M.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 10º ensaio.....	163
Figura N.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 11º ensaio.....	164
Figura N.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 11º ensaio.....	164
Figura N.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 11º ensaio.....	164
Figura N.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 11º ensaio.....	165
Figura N.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 11º ensaio.....	165
Figura N.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 11º ensaio.....	165
Figura N.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 11º ensaio.....	166
Figura N.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 11º ensaio.....	166
Figura N.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 11º ensaio.....	166
Figura N.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 11º ensaio.....	167
Figura N.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 11º ensaio.....	167
Figura N.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 11º ensaio.....	167
Figura N.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 11º ensaio.....	168
Figura N.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 11º ensaio.....	168
Figura O.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 12º ensaio.....	169

Figura O.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 12º ensaio .....	169
Figura O.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 12º ensaio .....	169
Figura O.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 12º ensaio .....	170
Figura O.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 12º ensaio .....	170
Figura O.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 12º ensaio .....	170
Figura O.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 12º ensaio .....	171
Figura O.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 12º ensaio .....	171
Figura O.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 12º ensaio .....	171
Figura O.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 12º ensaio .....	172
Figura O.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 12º ensaio .....	172
Figura O.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 12º ensaio .....	172
Figura O.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 12º ensaio .....	173
Figura O.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 12º ensaio.....	173

## **LISTA DE TABELAS**

### **LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA**

Tabela 2.1 – Principais métodos de treinamento para um EMFR.....	26
--	----

### **PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS**

Tabela 3.1 – Resumo da 1ª parte dos 12 (doze) ensaios de ciclagem termomecânica .....	65
---	----

Tabela 3.2 – Resumo da 2ª parte dos 12 (doze) ensaios de ciclagem termomecânica .....	65
---	----

### **RESULTADOS E DISCUSSÕES**

Tabela 4.1 – Temperaturas de transformação de fase das amostras tratadas termicamente a 450°C, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente.....	78
--	----

Tabela 4.2 – Dados referente aos treinamentos termomecânicos dos ensaios 1-12 .....	85
---	----

Tabela 4.3 – Dados referente as ciclagens termomecânicas dos ensaios 1-12 .....	85
---	----

### **APÊNDICES**

Tabela A.1 – Dados experimentais da calibração do TDVL.....	112
---	-----

## LISTA DE ABREVIACOES E SIGLAS

$\epsilon$ -N	Deformação-Vida de Fadiga
A	Fase Austenita
B19 ou B19'	Fase Martensita
B2	Fase Parente ou Austenita
CCC	Estrutura Cristalina Cúbica de Corpo Centrado
CT	Ciclagem Térmica
CTM	Ciclagem Termomecânica
DSC	Calorímetro Diferencial de Varredura
EMF	Efeito de Memória de Forma
EMFR	Efeito de Memória de Forma <i>Two-Way</i> ou Reversível
EMFRT	Efeito de Memória de Forma <i>Two-Way</i> ou Reversível sob Tensão
EMFS	Efeito de Memória de Forma <i>One-Way</i> ou Simples
FRX	Fluorescência de Raios X
FT	Fadiga Térmica
FTM	Fadiga Termomecânica
LMF	Liga com Memória de Forma
M	Martensita Maclada
M+	Martensita Demaclada
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MIT	Martensita Induzida por Tensão
NOL	<i>Naval Ordnance Laboratory</i>
R	Fase Romboédrica ou R
S-N	Tensão-Vida de Fadiga
SE	Superelasticidade ou Pseudoelasticidade
TE	Tensão de Escoamento ou Platô
TF	Transformação de Fase
TM	Transformação Martensítica
TR	Transformação Reversa
TTF	Temperatura de Transformação de Fase

## LISTA DE SÍMBOLOS

$A_s$	Temperatura Inicial da Fase Austenita
$A_f$	Temperatura Final da Fase Austenita
$b$	Coefficiente de Resistência à Fadiga
$c$	Expoente de Ductilidade de Fadiga
$E$	Módulo de Elasticidade
$H$	Entalpia da Transformação
$M_d$	Temperatura Limite para Formação de MIT
$M_s$	Temperatura Inicial da Fase Martensita
$M_f$	Temperatura Final da Fase Martensita
$N_f$	Vida de Fadiga em Termos do Número de Ciclos
$R_s$	Temperatura Inicial da Fase Romboédrica ou R
$R_f$	Temperatura Final da Fase Romboédrica ou R
$S$	Entropia da Transformação
$T$	Temperatura
$\varepsilon$	Deformação
$\varepsilon_e$	Deformação Elástica
$\varepsilon'_f$	Coefficiente de Durabilidade
$\varepsilon_p$	Deformação Plástica ou Permanente
$\varepsilon_{Res}$	Deformação Residual
$\varepsilon_{Rev}$	Deformação Reversível ou Recuperável
$\sigma, \sigma_a$	Tensão Mecânica Aplicada
$\sigma_a$	Tensão Mecânica Aplicada
$\sigma^c$	Tensão Crítica
$\sigma_e$	Limite de Fadiga ou de Resistência
$\sigma_f$	Resistência a Fadiga
$\sigma'_f$	Coefficiente de Resistência a Fadiga

# CAPÍTULO I

## INTRODUÇÃO

### 1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

Ligas com memória de forma (LMF) são ligas metálicas capazes de sofrer deformações aparentemente plásticas e, em seguida, retornarem à sua forma original quando submetida a um processo de memorização entre 2 (duas) fases sólidas dependentes da temperatura (JANI *et al.*, 2014). Este fenômeno, conhecido como o efeito de memória de forma (EMF), está correlacionado com a transformação de fase (TF) no estado sólido, adifusional, atérmica e cristalograficamente reversível, chamada de transformação martensítica (TM) (OTSUKA e WAYMAN, 1998; LAHOZ e PUÉRTOLAS, 2004).

As LMF produzem diversos efeitos observáveis macroscopicamente devido a mudanças na estrutura cristalina, resultante da TM, como: a quasiplasticidade, a superelasticidade (SE) e o efeito de memória de forma. No caso do EMF, existem 2 (duas) formas: o efeito de memória de forma simples (EMFS) e o efeito de memória de forma reversível (EMFR) (BARBARINO *et al.*, 2014; JANI *et al.*, 2014).

Atualmente, existe uma variedade muito grande de materiais que apresentam o EMF, mas os de interesse comerciais são aqueles que podem alcançar uma deformação reversível em torno de 10% (CASATI *et al.*, 2011; BARBARINO *et al.*, 2014).

As ligas de Ni-Ti, comercialmente fabricados nas formas de fios, tubos, chapas e barras, têm sido alvo de vários estudos devido às suas excelentes propriedades físicas e mecânicas, à sua elevada resistência à corrosão, à sua excelente biocompatibilidade, à sua boa ductilidade, à sua alta capacidade de amortecimento de vibrações mecânicas e à de ser amplamente reconhecida como os materiais que apresentam as melhores propriedades de memória de forma. Por apresentar tais características, as LMF de Ni-Ti estão sendo utilizadas na indústria aeroespacial, na engenharia civil e mecânica, nos dispositivos militares e médicos, dentre outros (LAGOUDAS, 2008; CHEN e SI, 2008; CASATI *et al.*, 2011; BARBARINO *et al.*, 2014). Mas, devido as suas temperaturas de transformação de

fase (TTF) baixas ( $< 100^{\circ}\text{C}$ ), tem sua utilização limitada quando uma alta temperatura de atuação é requerida (ATLI *et al.*, 2013).

As LMF, sob uma tensão/deformação constante ou variável, são utilizadas em muitas aplicações como um atuador. Quando submetida a uma ciclagem termomecânica (CTM), essas ligas estão sujeitas a uma fadiga térmica e funcional, que são muitas vezes as principais causas de falhas das aplicações (MAHTABI *et al.*, 2015). Assim, a estabilidade funcional nas propriedades do EMF, como a deformação reversível ( $\epsilon_{Rev}$ ) e residual ( $\epsilon_{Res}$ ), são importantes do ponto de vista da concepção de atuadores de memória de forma para aplicações práticas (SCHERNGELL e KNEISSL, 1998), pois são sensíveis à composição química do material e a sua história termomecânica (EGGELER *et al.*, 2004; SAIKRISHNA *et al.*, 2012).

Nas últimas décadas, muitos esforços têm sido feitos para melhorar o desempenho de fios de LMF de Ni-Ti, a fim de utilizá-los como atuadores térmicos por centenas de milhares de ciclos (CASATI *et al.*, 2011). Para isto, um conhecimento profundo é necessário sobre o comportamento de fadiga térmica e funcional, destes materiais. No entanto, a literatura técnica mostra escassos resultados de ensaios para LMF de Ni-Ti sob fadiga térmica e funcional durante uma ciclagem termomecânica (MAHTABI *et al.*, 2015). A razão para este fato é devida as LMF serem, predominantemente, até agora utilizada no seu comportamento superelástico em vez do efeito memória de forma de atuação.

Portanto, nesta tese apresenta o estudo da caracterização termomecânica de um fio atuador de LMF de Ni-Ti submetido a uma ciclagem termomecânica por efeito Joule, aplicando-se uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, que resultará numa contribuição científica e tecnológica importante, pois para uso prático é esperado a estabilização funcional do material, caso contrário, provavelmente em poucos ciclos de trabalho a aplicação apresentaria falha devida a deformação residual (alongamento) do material.

## **1.2 OBJETIVO GERAL**

Esta pesquisa tem por objetivo geral o estudo da caracterização termomecânica de um fio atuador de liga com memória de forma de Ni-Ti submetido a uma ciclagem

termomecânica por efeito Joule, aplicando-se uma corrente elétrica, com a intenção de verificar a possibilidade de se obter uma estabilidade funcional.

### **1.2.1 Objetivos Específicos**

Diante da caracterização termomecânica de um fio atuador de liga com memória de forma de Ni-Ti abordada nesta tese, objetiva-se especificamente:

- Realizar uma análise química por fluorescência de raios X (FRX) na amostra;
- Realizar tratamentos térmicos com tempos diferentes na amostra;
- Realizar ensaios térmicos com o calorímetro diferencial de varredura (DSC) nas amostras tratadas termicamente;
- Escolher uma das amostras tratadas termicamente para a caracterização;
- Realizar ensaios mecânicos de tração uniaxial na amostra para a caracterização;
- Montar um aparato mecânico para ser utilizado na ciclagem termomecânica (CTM);
- Implementar um sistema eletrônico e computacional para a CTM;
- Realizar diferentes estratégias de CTM na amostra para a caracterização;
- Realizar uma análise microestrutural nas amostras com CTM;

### **1.3 ORGANIZAÇÃO DA TESE**

O presente trabalho foi dividido em 5 (cinco) capítulos. No capítulo 1, apresenta-se a contextualização do problema para o desenvolvimento da tese, juntamente com os objetivos e organização da tese.

No capítulo 2, apresenta-se uma revisão bibliográfica sobre ligas com memória de forma, assim como seu comportamento termomecânico e suas aplicações para proporcionar uma melhor compreensão das ligas.

No capítulo 3, apresenta-se todos os procedimentos; matérias, equipamentos e ensaios empregados na caracterização termomecânica de um fio atuador de LMF de Ni-Ti com o intuito de garantir reprodutibilidade por parte de outrem.

No Capítulo 4, apresenta-se os resultados obtidos na caracterização termomecânica. E, finalmente, no Capítulo 5, apresenta-se as conclusões e sugestões de trabalhos futuros.

## CAPÍTULO II

### LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA

#### 2.1 BREVE HISTÓRICO

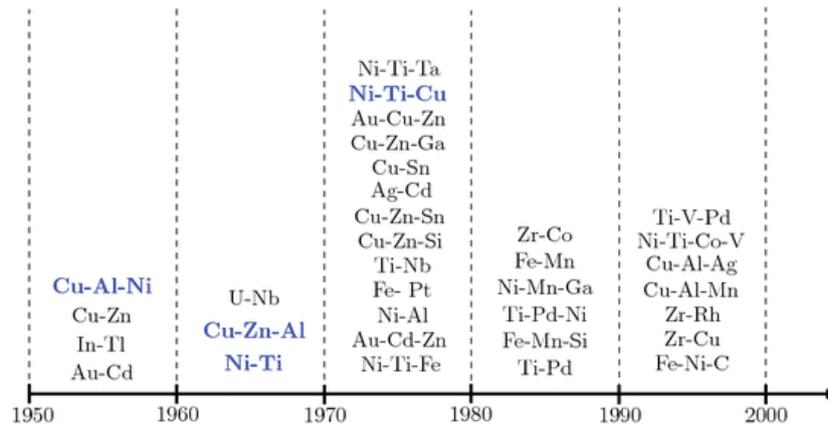
Inicialmente, a transformação martensítica (TM) foi observada em muitos aços durante o início do século 20. No entanto, a TM não foi aproveitada plenamente até a descoberta das LMF no início de 1900 (RAO *et al.*, 2015).

Os primeiros passos rumo à descoberta do efeito de memória de forma (EMF) foram dados na década de 30. Em 1932, o pesquisador sueco Arne Ölander descobriu um surpreendente fenômeno na liga metálica ouro-cádmio (Au-Cd), descrevendo essa ocorrência em sua pesquisa sobre o “efeito elástico”. Esta liga metálica, por sua vez, podia ser plasticamente deformada e retornar à sua configuração original quando resfriada e aquecida respectivamente (LIMA, 2008; LECCE e CONCILIO, 2015).

Em 1938, Greninger, da Universidade de Harvard, e Mooradian, do Instituto de Tecnologia de Massachusetts, observaram numa liga metálica cobre-zinco (Cu-Zn) o aparecimento e desaparecimento da fase martensita com a diminuição e aumento da temperatura, respectivamente. Porém, o fenômeno básico do EMF foi amplamente reportado em 1949, por Kurdjumov e Khandros, que estudaram o EMF através do comportamento termomecânico da fase martensita em ligas metálicas de Cu-Zn; E por Chang e Read, em 1951, que utilizaram observações metalográficas e medições de resistividade para constatar a reversibilidade da TM numa liga Au-Cd, e em 1958, com o descobrimento do mesmo fenômeno numa liga metálica de índio-titânio (In-Ti), mostrando a possibilidade de utilizar esse fenômeno para realizar trabalhos mecânicos. No entanto, ambas as ligas mostraram-se problemáticas devido ao alto preço do ouro e do índio e a natureza tóxica do cádmio (JÚNIOR, 2007; LIMA, 2008; MAGELA, 2010; LECCE e CONCILIO, 2015).

Desde então, diversos outros sistemas de ligas (intermetálicas) foram descobertos, demonstrando EMF e muitos deles estão resumidos na Figura 2.1.

Figura 2.1 – Várias LMF descoberta ao longo da segunda metade do século 20



Fonte: Adaptado de RAO *et al.* (2015)

Ligas quase equiatômica de Ni-Ti, Cu-Al-Ni, Cu-Zn-Al e Ni-Ti-Cu são algumas das LMF exploradas comercialmente em diferentes aplicações (RAO *et al.*, 2015). A mais popular é a liga de Ni-Ti que foi descoberta, na década de 60, por um grupo de pesquisadores do *Naval Ordnance Laboratory* (NOL), em Silver Springs, Maryland - EUA, liderados por Buehler e Wiley, apresentando excelentes propriedades mecânicas, ótima resistência a corrosão e uma taxa de deformação em relação a recuperação superiores às ligas anteriores. Essa liga recebeu o nome de nitinol, derivado da união de seus elementos químicos *Nickel-Titanium* e o acrônimo do NOL. E devido as suas características, abriu-se caminho para as primeiras aplicações industriais (DIAS, 2005; JÚNIOR, 2007; LIMA, 2008; LAGOUDAS, 2008; MAGELA, 2010; LECCE e CONCILIO, 2015). Esta liga quase equiatômica, por sua vez, apresentava uma faixa de 53-57% em peso, correspondendo a 48-52% em atômica, de níquel na sua composição química (LECCE e CONCILIO, 2015).

Atualmente, as LMF estão entre os materiais mais promissores, pois suas potenciais aplicações mecânicas, em diversificadas áreas tecnológicas e biomédicas, têm criado uma grande demanda por pesquisas, visando ampliar cada vez mais seus campos de atuação (DIAS, 2005). Até à data, o nitinol é ainda uma liga que mostra as melhores características de memória de forma. Por outro lado, estas ligas são muito mais caras, comparada as ligas de Cu ou Fe, e difícil de fundir e elaborar (LECCE e CONCILIO, 2015). Além disso, o processamento destas ligas em forma de produto com propriedades consistente e repetível tem sido um desafio até a data (SAIKRISHNA *et al.*, 2012).

## 2.2 TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

As LMF produzem diversos efeitos observáveis macroscopicamente devido a mudanças na estrutura cristalina, que é resultante da transformação de fase no estado sólido denominada transformação martensítica (TM), também chamada de transformação direta ou displaciva, como: a quasiplasticidade, a superelasticidade (SE) e o efeito de memória de forma (EMF) (BARBARINO *et al.*, 2014; JANI *et al.*, 2014). Essa TM conduz a formação de uma nova estrutura cristalina estável, sem alterar a natureza química da matriz, através de uma reordenação atômica onde o movimento de cada átomo em relação aos seus vizinhos é pequeno, inferior a uma distância interatômica, contudo, o movimento conjunto dos átomos tende a causar uma importante mudança de forma (DUERIG *et al.*, 1990).

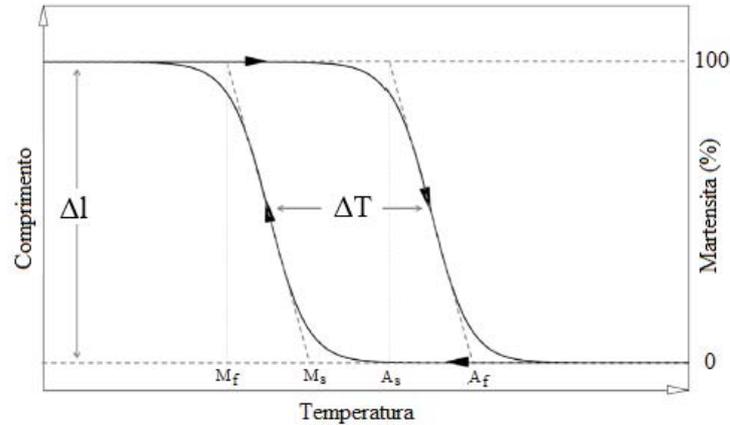
A TM não ocorre em uma temperatura única, mas ao longo de um intervalo de temperaturas dependendo da liga (LECCE e CONCILIO, 2015). A quantidade de martensita formada durante a transformação é independente do tempo, portanto, estas transformações são referidas como atérmicas, visto que a quantidade da nova fase é usualmente dependente somente da temperatura, e não do tempo de permanência em uma determinada temperatura (DUERIG *et al.*, 1990).

A transformação reversa (TR) quando ocorre faz surgir uma fase austenita ou parente (B2), que é fase estável, apresentando uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Já a transformação martensítica quando ocorre faz surgir uma fase martensita (B19 ou B19'), que é uma fase estável e de baixa simetria, apresentando uma estrutura cristalina ortorrômbica ou monoclinica (PERES *et al.*, 2012; LECCE e CONCILIO, 2015).

Na Figura 2.2, ilustra-se a TM ao longo de um intervalo de temperatura, sendo caracterizada por 4 (quatro) temperaturas. A TM ocorre durante o resfriamento, da fase austenita (ou fase “quente”), em homenagem ao físico inglês Charles Austen, para a fase martensita (ou fase “fria”), em homenagem ao físico Adolf Martens, tendo início numa temperatura designada  $M_s$  (temperatura inicial da fase martensita) e se completa numa temperatura mais baixa designada  $M_f$  (temperatura final da fase martensita), e também pela aplicação de uma tensão mecânica numa determinada faixa de temperatura. A TR, da fase martensita para a fase austenita, ocorre durante o aquecimento promovendo a recuperação da forma. Essa transformação ocorre durante o aquecimento, tendo início numa temperatura designada  $A_s$  (temperatura inicial da fase austenita) e se completa numa temperatura mais

alta designada  $A_f$  (temperatura final da fase austenita) (LECCE e CONCILIO, 2015). Para a maioria das LMF, resulta que  $M_f < M_s < A_s < A_f$  (BARBARINO *et al.*, 2014).

Figura 2.2 – Representação esquemática das transformações martensítica e reversa e suas temperaturas características,  $M_s$ ,  $M_f$ ,  $A_s$  e  $A_f$



Fonte: Adaptado de LECCE e CONCILIO (2015)

As TM e TR exibem uma histerese de temperatura, pois as curvas de resfriamento e aquecimento não se sobrepõem. A histerese está relacionada diretamente à dissipação de energia causada pelo choque de discordâncias e a criação de defeitos cristalinos durante as transformações (CASTILHO e SILVA, 2011). A magnitude dessa histerese depende da liga, mas nas LMF os valores típicos são entre 20 e 40°C (DUERIG *et al.*, 1990).

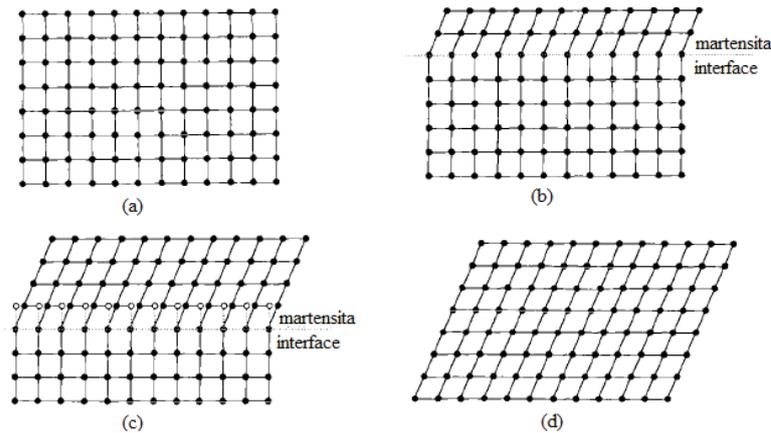
As LMF de Ni-Ti apresenta uma solubilidade moderada de níquel (Ni) e titânio (Ti) que permite uma modificação significativa tanto das suas propriedades mecânicas quanto das suas temperaturas de transformação de fase (TTF) (EGGELER *et al.*, 2004; CASTILHO e SILVA, 2011). Por exemplo, em muitos casos, uma diminuição na porcentagem atômica de Ni (% at.) a partir da composição inicial não altera as TTF. No entanto, um aumento na porcentagem atômica de Ni (% at.) de 0,1 reduz as temperaturas de transformação de cerca de 10°C (LAGOUDAS, 2008; SAIKRISHNA *et al.*, 2012; RAO *et al.*, 2015).

Cristalograficamente, a TM ocorre basicamente em 2 (duas) etapas: a primeira é a deformação de rede, que pode ser também chamada de deformação de *Bain*, e a segunda é o cisalhamento invariante de rede (DUERIG *et al.*, 1990).

A deformação de Bain consiste em todos os pequenos movimentos atômicos necessários para formar a nova estrutura a partir da anterior. Na Figura 2.3, ilustra-se um esquemático bidimensional de uma TM, contendo uma estrutura austenítica em (a) e uma progressão para uma estrutura totalmente martensítica de (b) até (d). Em (c), observa-se os

átomos deslocarem por uma distância muito pequena a cada avanço da interface martensita. O resultado final de todos estes pequenos movimentos coordenados é a nova estrutura martensítica, e a distorção microestrutural necessária para produzir esta nova estrutura é denominada deformação de *Bain* (DUERIG *et al.*, 1990).

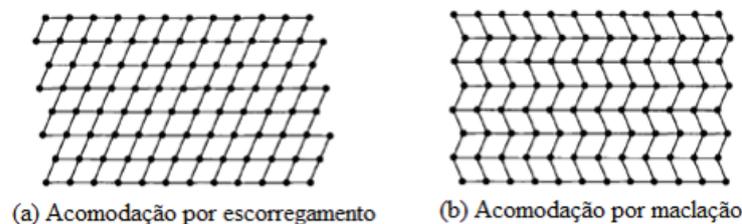
Figura 2.3 – Esquemático bidimensional de uma TM: (a) estrutura totalmente austenítica; (b) e (c) estrutura mista; (d) estrutura totalmente martensítica



Fonte: Adaptado de DUERIG *et al.* (1990)

A segunda etapa da transformação martensítica, cisalhamento invariante de rede, é uma etapa de acomodação da deformação de Bain, onde não provoca mudança na rede cristalina da martensita. O processo de acomodação pode ocorrer por 2 (dois) mecanismos: escorregamento ou maclação, como ilustrado na Figura 2.4. Em ambos os mecanismos de acomodação, apresenta-se uma nova estrutura martensítica. O escorregamento é um processo de acomodação irreversível, que ocorre na maior parte das estruturas martensíticas, pois ocorrem quebras de ligações atômicas durante o processo. Ao contrário, a maclação é um processo de acomodação reversível, pois as ligações atômicas permanecem intactas durante o processo de maclação. Para que o EMF ocorra, é necessário que a acomodação seja totalmente reversível, portanto, em LMF a maclação é o principal mecanismo de acomodação das deformações geradas na TM.

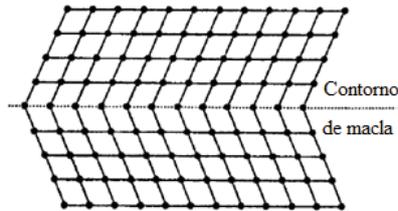
Figura 2.4 – Os 2 (dois) mecanismos de acomodar a mudança de forma devido ao cisalhamento atômico de uma TM



Fonte: Adaptado de DUERIG *et al.* (1990)

No processo de acomodação por maclação, as variantes da martensita formadas possuem a mesma estrutura, configurações energeticamente iguais e são rotações e/ou imagens especulares umas das outras. Tais variantes possuem interfaces que são coerentes entre si, sendo chamadas de contorno de macla (DUERIG *et al.*, 1990), como ilustrado na Figura 2.5.

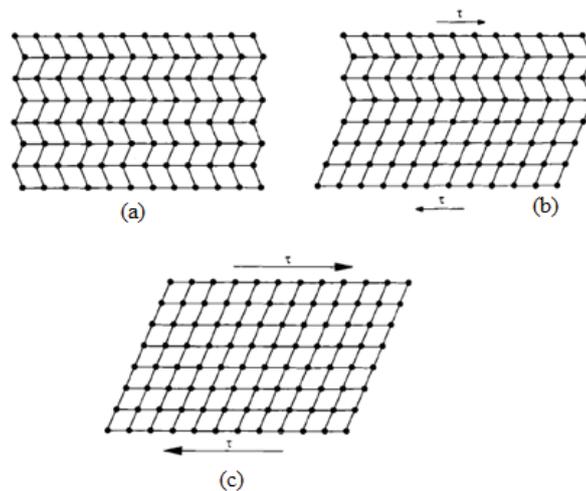
Figura 2.5 – Visão esquemática de um contorno de macla



Fonte: Adaptado de DUERIG *et al.* (1990)

O contorno de macla se caracteriza por ser de baixa energia e por mover facilmente com aplicação de uma tensão de cisalhamento. O resultado do movimento do contorno de macla é converter uma variante orientada ou maclada em outra que está mais favoravelmente orientada em relação à direção da tensão de cisalhamento aplicada. Este processo de condensação de muitas variantes em uma única favoravelmente orientada é chamado demaclação (DUERIG *et al.*, 1990), como ilustrado na Figura 2.6.

Figura 2.6 – Visão esquemática do processo de demaclação: (a) martensita maclada; (b) crescimento de uma variante às custas de outra; (c) martensita demaclada.

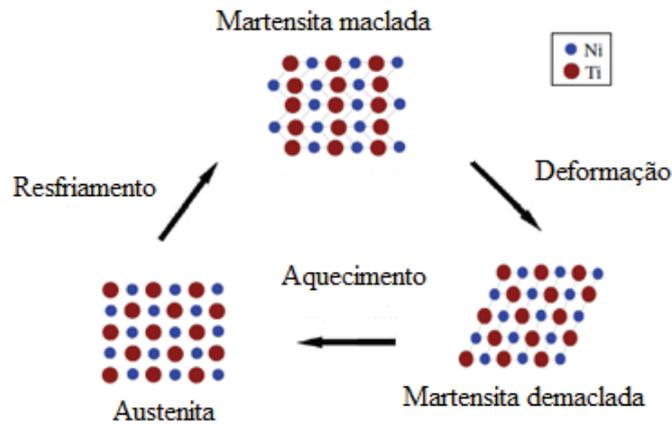


Fonte: Adaptado de DUERIG *et al.* (1990)

A martensita possui, em geral, menos simetria que a austenita. A consequência disto é que há 24 (vinte e quatro) diferentes modos nas quais a martensita pode se formar a partir da austenita, resultando na formação de variantes de martensita com a mesma estrutura

crystalina e até 24 orientações cristalográficas diferentes, mas há somente uma forma possível para retornar à estrutura para austenítica (DIAS, 2005; JUNIOR, 2007; CASTILHO e SILVA, 2011). A partir do que foi mencionado, torna-se mais fácil compreender o EMF como ilustrado na Figura 2.7.

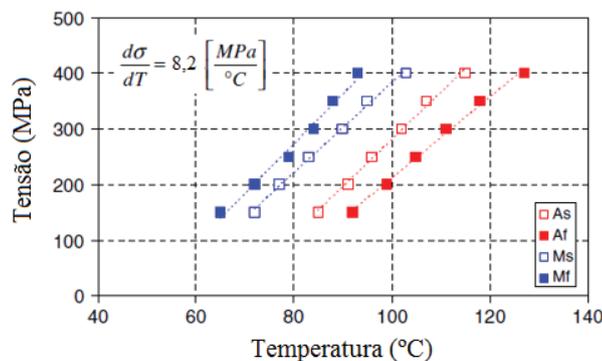
Figura 2.7 – Representação esquemática do efeito memória de forma



Fonte: Próprio autor

Durante o resfriamento e na ausência de tensão, uma martensita maclada (ou *twinned*) começa a se formar na temperatura  $M_s$ , com várias variantes autoacomodadas, sem que haja mudança de forma macroscópica. Aplicando uma tensão mecânica na martensita maclada, ocorrem-se os movimentos dos contornos de macla, com o crescimento das variantes melhor orientadas em relação à tensão aplicada, e, em seguida, numa martensita demaclada (ou *detwinned*). Não importando qual seja a orientação da(s) variante(s) de martensita demaclada, o aquecimento faz com que o material reverta para austenita, assim, retornando a forma original (CASTILHO e SILVA, 2011).

Figura 2.8 – Comportamento das temperaturas de TF de uma LMF na forma de fio da Smartflex sob diferentes condições de carga



Fonte: Adaptado de FUMAGALLI et al. (2009)

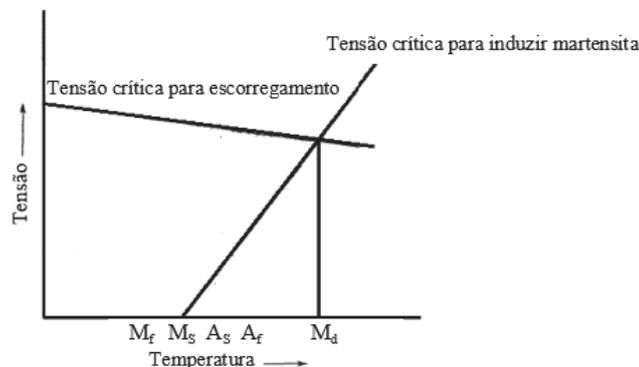
Uma LMF de Ni-Ti pode ter suas TTF modificadas com o aumento da tensão aplicada (NAFARI e ABBASI, 2013). Na Figura 2.8, ilustra-se o comportamento das TTF de uma LMF da Smartflex sob diferentes condições de carga. Nesse comportamento, observar-se um aumento linear das TTF sob diferentes condições de carga. Além disso, uma relação de aproximadamente 8,2 MPa/°C de acordo com a relação de Clausius-Clapeyron.

Na Equação 2.1, apresenta-se a relação de Clausius-Clapeyron, onde  $\sigma$  é a tensão mecânica uniaxial aplicada,  $T$  a temperatura,  $\varepsilon$  a deformação da transformação,  $\Delta S$  a entropia da transformação por unidade de volume, e  $\Delta H$  a entalpia da transformação por unidade de volume (OTSUKA e WAYMAN, 1998).

$$\frac{d\sigma}{dT} = -\frac{\Delta S}{\varepsilon} = -\frac{\Delta H}{\varepsilon T} \quad (2.1)$$

Uma martensita estável também pode ser formada numa faixa de temperatura entre  $M_s$  e  $M_d$  pela aplicação de uma tensão, onde  $M_d$  é a temperatura máxima em que a martensita pode ser induzida por tensão sem sofrer deformação plástica permanente. A martensita assim formada é chamada martensita induzida por tensão (MIT) (DUEIRIG *et al.*, 1990). Nessa faixa de temperatura, a tensão crítica para induzir a martensita aumenta linearmente com o aumento da temperatura, seguindo a relação de Clausius-Clapeyron, como ilustrada na Figura 2.9. O material está sujeito a uma deformação plástica permanente, quando a tensão crítica para induzir a martensita for superior a tensão crítica para escorregamento.

Figura 2.9 – Curvas esquemáticas das relações lineares da tensão crítica para indução de martensita e da tensão crítica para escorregamento versus temperatura de uma liga Ni-Ti



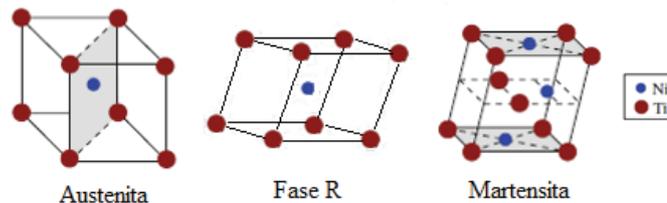
Fonte: Adaptado de OTSUKA e WAYMAN (1998)

Quando o descarregamento da tensão é realizado, a MIT se torna instável e a TR ocorre. Portanto, nesse caso, a energia para promover a TM é mecânica ao invés de térmica (OTSUKA e WAYMAN, 1998).

Nas ligas Ni-Ti equiatômicas, a TM ocorre a partir de uma fase B2 para uma fase B19'. Frequentemente, a TM também pode ocorrer em duas etapas, da fase B2 para uma fase trigonal, chamada fase romboédrica ou simplesmente fase R, e então para a fase B19' (OTSUKA e WAYMAN, 1998; LAGOUDAS, 2008). A transformação B2  $\rightarrow$  R também é uma TM de primeira ordem e a transformação R  $\rightarrow$  B19' é uma transformação martensita  $\rightarrow$  martensita.

A fase romboédrica pode ser induzida tanto pelo resfriamento como pela aplicação de tensão. No resfriamento, a transformação tem início em  $R_s$  (temperatura inicial da fase R) e término em  $R_f$  (temperatura final da fase R). No intervalo de temperatura entre  $R_s$  e  $R_f$ , as fases R e austenita podem coexistir (DIAS, 2005). Na Figura 2.10, ilustra-se de forma esquemática as células unitárias das estruturas cristalinas das fases austenita, R e martensita.

Figura 2.10 – Representação esquemática das estruturas cristalinas das fases



Fonte: Adaptado de RAO *et al.* (2015)

## 2.3 FENÔMENOS MACROMECHANICOS

As LMF produzem diversos efeitos observáveis macroscopicamente devido a mudanças na sua estrutura cristalina tais como: quasiplasticidade, superelasticidade, também chamada de pseudoelasticidade e o efeito de memória de forma. No caso do efeito de memória de forma existem duas formas: EMS, também conhecido em inglês como *one-way shape memory effect*, e EMFR, também conhecido em inglês como *two-way shape memory effect*. O efeito de memória de forma reversível tem sido largamente estudado nos últimos anos (CASTILHO e SILVA, 2011).

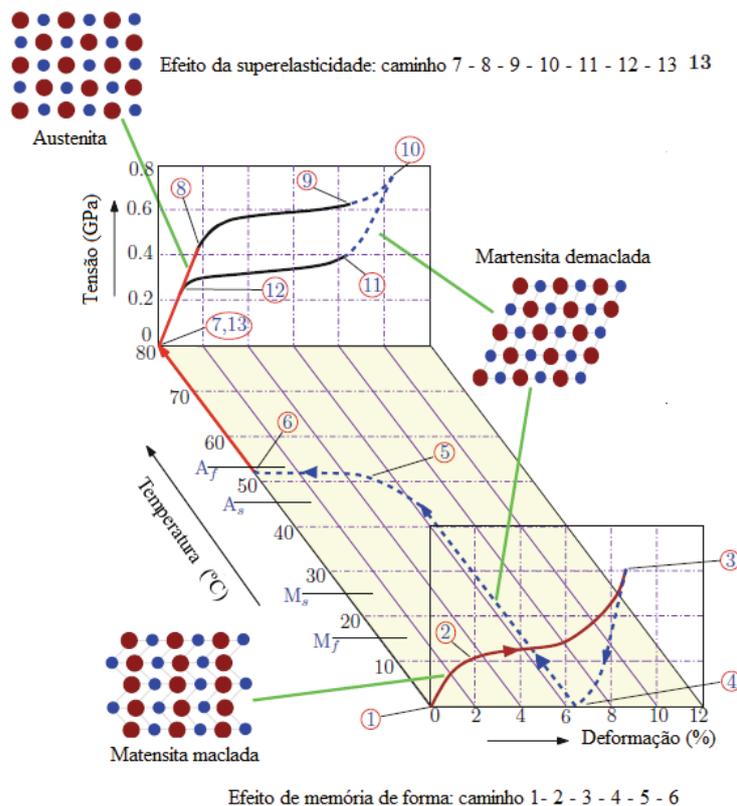
O efeito da quasiplasticidade é observado para temperaturas inferiores a  $M_f$  e da superelasticidade é para temperaturas superiores a  $A_f$ . O efeito de memória de forma é a recuperação da forma no efeito da quasiplasticidade com um aquecimento superior à  $A_f$ .

Todos estes fenômenos são obtidos após submeter a liga metálica com memória de forma a um processo de tratamento térmico e/ou ciclagem termomecânica. O tratamento térmico visa eliminar as tensões residuais oriundas do processo de fabricação e liberar a transformação martensítica que origina os fenômenos de memória de forma. E a ciclagem termomecânica permite associar uma forma para cada fase (LIMA, 2008).

### 2.3.1 Efeitos de Memória de Forma e a Superelasticidade

A capacidade de retornar para uma forma pré-determinada quando aquecido superior à temperatura de transformação característica  $A_f$ , é referido como efeito de memória de forma. Na Figura 2.11, ilustra-se um gráfico tridimensional da tensão-deformação-temperatura, mostrando um típico EMF no trecho 1-6. Este processo inicia com o material numa fase martensita maclada (M), obtida a partir do resfriamento do mesmo a uma temperatura inferior a  $M_f$ , na origem dos eixos, no qual a fase martensita é estável. Os vários trechos no EMFS são descritos abaixo:

Figura 2.11 – Gráfico tridimensional da tensão-deformação-temperatura, mostrando o EMF e a superelasticidade de uma amostra de LMF



Fonte: Adaptado de RAO *et al.* (2015)

**No trecho 1-2:** Aplica-se uma tensão suficientemente alta, através de um carregamento mecânico (tração), no material que se comporta elasticamente até que uma tensão crítica ( $\sigma^c$ ) seja alcançada no ponto 2.

**No trecho 2-3:** Com carga mais alta, observa-se o início de uma TF,  $M \rightarrow M^+$ , num nível de tensão praticamente constante, que persiste até uma deformação macroscópica em torno de 6%, característico do material. Nessa TF ocorre um processo de reorientação da martensita que resulta na variante martensítica associada a tração  $M^+$  (martensita demaçada) devido à tensão aplicada. Durante este processo de reorientação, a tensão não se desenvolve muito em comparação com a deformação alcançada, formando um platô. A partir do final do platô, o material volta a se comportar elasticamente até a amostra ser descarregada no trecho 3-4. Se posteriormente deformado, a variante martensita única sob tensões mais elevadas, acima do ponto 3 (três), podem sofrer deformação plástica permanente que não pode ser recuperada.

**No trecho 3-4:** Ao retirar a tensão aplicada no material, resulta-se num descarregamento elástico da martensita demaçada. Pode-se notar que o material não retorna completamente para o estado sem deformação, no ponto 1 (um), e existe uma deformação residual ( $\epsilon_{Res}$ ) aparentemente plástica de cerca de 4-6%, dependendo do grau em que ele foi carregado. Esta deformação residual pode ser recuperada após aquecimento da amostra.

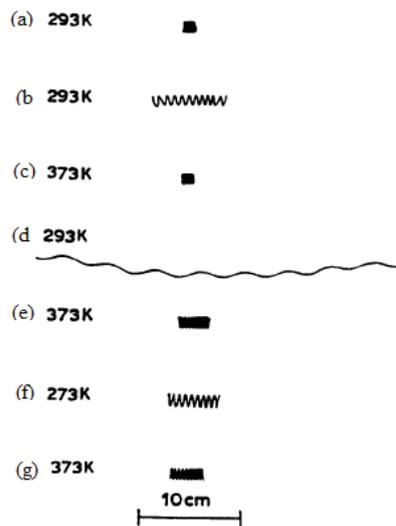
**No trecho 4-5-6:** Para um aquecimento do material superior à  $A_f$ , a deformação residual é completamente recuperada como a fase martensita demaçada transformada numa fase austenita ( $A$ ) estável. Essa fase inicia no ponto 5 (cinco), quando a temperatura alcança  $A_s$ , e a transformação é completa, quando a temperatura alcança ou excede  $A_f$ , no ponto 6 (seis). Esta completa recuperação da forma por aquecimento é referido como efeito de memória de forma simples (EMFS).

**No trecho 6-1:** Observa-se uma transformação de fase induzida por temperatura, da austenita para a martensita maçada ( $A \rightarrow M$ ), sem qualquer mudança de volume, se a LMF é resfriada, abaixo de  $M_f$ , na ausência de carga externa.

No EMF somente a forma da fase austenita é lembrada, pois a amostra necessita de uma força mecânica para lembrar da forma da fase martensita. No entanto, é possível lembrar a forma da fase martensita sob certas condições. Na Figura 2.12, ilustra-se o EMF de uma mola de Ni-Ti sob ciclos termomecânicos. Quando a tensão aplicada é pequena, a

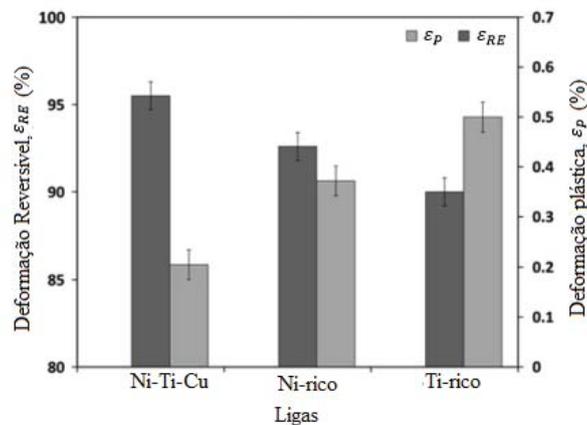
amostra retorna completamente à forma original através do EMF (a-c). Por sua vez, quando a tensão aplicada é muito alta (d), ocorre alguma quantidade de deformação plástica ( $\epsilon_p$ ) permanente, e a amostra não retorna à forma original, mesmo após aquecida acima de  $A_f$  (c e e). Entretanto no próximo ciclo de resfriamento, a amostra alonga-se automaticamente como mostrado em (f). Desta forma, se o aquecimento e resfriamento são repetidos, a amostra muda sua forma entre (g) e (f), respectivamente. A amostra recorda agora a forma de (f) no estado martensítico. Este fenômeno é conhecido como EMFR. A razão pela qual a amostra se lembrou da forma (f) foi a introdução de discordâncias de modo a estabilizar a configuração de martensita, após forte deformação em (d) (OTSUKA e WAYMAN, 1998).

Figura 2.12 – Demonstração do EMFS (a-c) e do EMFR (d-g) numa liga de Ti-50 at.% Ni



Fonte: Adaptado de OTSUKA e WAYMAN (1998)

Figura 2.13 – Influência da composição química na deformação reversível e plástica em uma pré-deformação de 7%



Fonte: Adaptado de (NAFARI e ABBASI, 2013)

Sabe-se que deformação reversível do EMFR é significativamente menor do que a deformação reversível do EMFS, cerca de 2%, para a mesma liga (LUO e ABEL, 2007).

Um dos parâmetros eficazes sobre as propriedades de memória de forma é a composição química (NAFARI e ABBASI, 2013). Na Figura 2.13, ilustra-se o efeito da composição química na deformação reversível ( $\epsilon_{Rev}$ ) e na deformação plástica ( $\epsilon_P$ ) das amostras submetida a uma pré-deformação de 7%.

A capacidade das LMF para recuperar grandes deformações ( $\cong 8\%$ ) com associada histerese de tensão-deformação devido à carga-descarga mecânica sob condições isotérmicas é referido como efeito da pseudoelasticidade, também conhecido como efeito da superelasticidade (SE). Na Figura 2.11, ilustra-se um gráfico tridimensional da tensão-deformação-temperatura com um típico SE no trecho 7-13. Esse processo inicia com o material numa fase austenita (A), obtida a partir do aquecimento do mesmo a uma temperatura superior à  $A_f$ , no qual a fase austenita é estável. Os vários trechos no efeito da SE são descritos abaixo:

**No trecho 7-8:** Aplica-se uma tensão suficientemente moderada, através de um carregamento mecânico (tração), no material que se comporta elasticamente até uma tensão crítica ( $\sigma^c$ ) seja alcançada no ponto 8, parecendo uma deformação elástica clássica da amostra de metal ou liga.

**No trecho 8-9:** Observa-se o início de uma transformação de fase num nível de tensão praticamente constante, da austenita para martensita induzida por tensão (MIT),  $A \rightarrow MIT$ , na qual ocorre um processo de reorientação da martensita devido à tensão aplicada, persistindo até uma deformação macroscópica em torno de 6-8% característico do material. Durante esse processo de reorientação, a tensão não se desenvolve muito em comparação com a deformação alcançada, formando um platô. Para o final da transformação, a maior parte da austenita transformou em MIT. No entanto, alguma parte da austenita não transforma em martensita.

**No trecho 9-10:** A partir do final do platô, no ponto 9, inicia-se uma deformação elástica da MIT caso mais tensão mecânica seja aplicada. No entanto, tensão mecânica muito elevada causa deformação plástica da MIT, onde pode ser recuperada parcialmente. Em aplicações do mundo real, essa parte da resposta é raramente utilizada na concepção de componentes

de LMF devido a uma baixa vida de fadiga e, portanto, as deformações máximas nas LMF são restritas a cerca de 6% de deformação.

**No trecho 10-11:** Ao retirar a tensão aplicada no material, resulta-se num descarregamento elástico da MIT, até o ponto 11.

**No trecho 11-12:** Observa-se uma transformação de fase reversa da MIT para austenita,  $MIT \rightarrow A$ . Similar ao trecho 8-9, é acompanhado por grande deformação macroscópica até completar a transformação no ponto 12. Este platô é importante para aderir muitas aplicações biomédicas que utilizam LMF.

**No trecho 12-13:** Em uma resposta ideal ao efeito da SE, esse trecho sobrepõe o trecho 7-8 e representa o descarregamento elástico da austenita. No entanto, na maior parte das respostas do efeito da SE, há geralmente algumas deformações residuais e os pontos 13 e 7 geralmente não se sobrepõem. A deformação residual pode ser atribuída as transformações de fase direta ( $A \rightarrow MIT$ ), trecho 8-9, e reversa ( $MIT \rightarrow A$ ), trecho 11-12, onde ambas as fases coexiste no final da transformação, ou seja, alguma parte não transformada. Além disso, maiores níveis de tensão durante o trecho 9-10, podem resultar em deformações residuais, devido à possibilidade de deformação plástica da MIT.

## 2.4 MÉTODOS DE CARACTERIZAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO

As temperaturas de transformação de fase nas LMF são identificadas experimentalmente através de métodos de caracterização da TM. A maneira bastante utilizada nos primórdios dos estudos para a determinação das TTF foi a medida da resistividade elétrica da liga. No entanto, devido à baixa precisão dos resultados e da dificuldade de preparação da amostra, esse ensaio foi substituído por outros, particularmente pelo calorímetro diferencial de varredura, também conhecido em inglês como *Differential Scanning Calorimeter* (DSC) (VILLARINHO *et al.*, 2010).

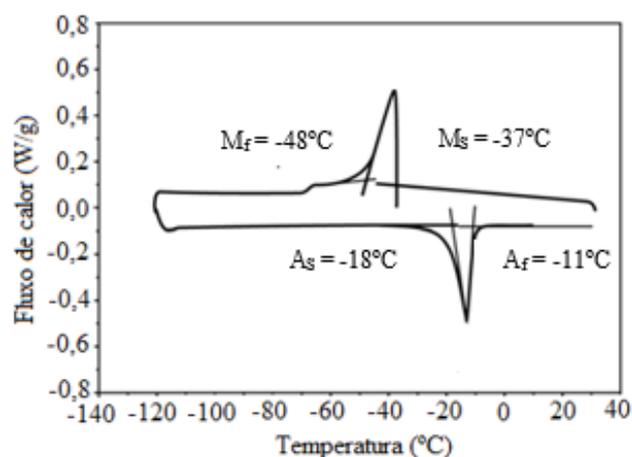
O DSC é uma técnica popular de análise térmica que pode ser utilizada para medir as TTF, o calor latente devido a transformação e a capacidade de calor específico das diferentes fases de um material. Essa técnica tem a vantagem de requerer apenas uma pequena quantidade do material (LAGOUDAS, 2008).

O ensaio de DSC é realizado da seguinte forma: 2 (dois) recipientes são colocados sobre um termopar, um contendo o material a ser analisado de 25 a 45 mg e outro vazio como referência. Ao aquecer/resfriar o conjunto, utilizando-se uma configuração de taxa de temperatura constante de 10°C/mim, o aparelho determina qual a quantidade de energia deve ser inserida no sistema composto pelos 2 (dois) recipientes. Ao ocorrer a transição de fase endotérmica/exotérmica, o aparelho controla o fluxo de calor fornecido para compensar a quantidade de calor que é absorvida/liberada pelo sistema. Com isso, avaliam-se os picos de transformação e a variação de entalpia no processo, que fornece informações sobre o calor latente da transição de fase (JÚNIOR, 2007).

Para ligas de Ni-Ti, a norma de ensaio ASTM F2004-17, que descreve os detalhes das medições das temperaturas de transformação usando o DSC, é utilizada para obtenção das temperaturas de transformação por análise térmica (ASTM INTERNATIONAL, 2017).

Na Figura 2.14, ilustra-se uma curva de DSC de uma liga de Ni-Ti. A energia (W) requerida para manter uma taxa constante de aquecimento ou resfriamento para a amostra é representada no eixo das ordenadas e a temperatura da câmara é representada no eixo das abscissas. Os picos observados no gráfico é o calor latente da transformação devido a transformação de fase austenita-martensita na LMF. Esses picos endotérmicos e exotérmicos, durante o aquecimento e resfriamento respectivamente, são característicos de qualquer transformação de fase de primeira ordem. As temperaturas de transformação dos dados adquiridos são geralmente medidas por tangentes desenhadas para as regiões de início e fim do pico de transformação e da linha de base da curva de aquecimento e resfriamento (LAGOUDAS, 2008; RAO *et al.*, 2015).

Figura 2.14 – Curva de DSC de uma liga de Ni-Ti

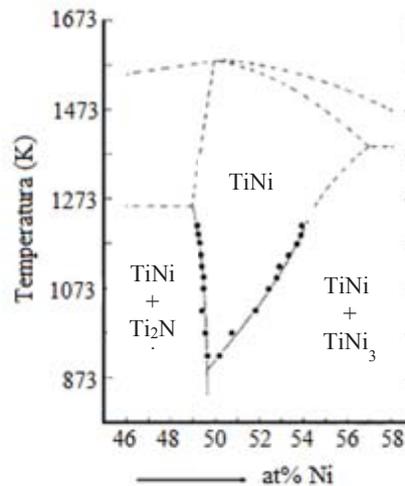


Fonte: Adaptado de ASTM (2017)

## 2.5 O SISTEMA NI-TI

O diagrama de equilíbrio de fases é a base para a compreensão de todos os tipos de transformações de fase. Além disso, é de vital importância no controle da microestrutura da liga, na qual as propriedades físicas e mecânicas da mesma podem ser melhoradas quando aplicado um tratamento térmico adequado e adicionado elementos de liga (OTSUKA e WAYMAN, 1998; OLIVEIRA *et al.*, 2011).

Figura 2.15 – Diagrama de equilíbrio de fases para ligas de Ni-Ti na região central



Fonte: Adaptado de OTSUKA e WAYMAN (1998)

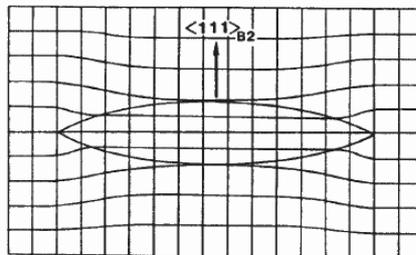
Na Figura 2.15, ilustra-se o diagrama de equilíbrio de fases para ligas de Ni-Ti na proximidade da região central, apresentando a fase TiNi (ou fase β) limitada pelas fases Ti<sub>2</sub>Ni e TiNi<sub>3</sub>. Este diagrama é caracterizado pelo limite quase vertical da fase β no lado rico em Ti, onde a faixa de solubilidade é praticamente independente da temperatura. No lado rico em Ni, o limite de solubilidade deste elemento na fase β diminui com a diminuição da temperatura, tornando-se desprezível em aproximadamente 500°C (773K). A máxima capacidade de solução é de 57 at.% de Ni, no ponto eutético (a 1118°C), mas no lado rico em titânio, essa capacidade é de apenas 50 at.% Ti. Portanto, em ligas com excesso de Ni, haverá a tendência da fase β se decompor em TiNi<sub>3</sub>, que é uma fase de equilíbrio. Essa decomposição é precedida pela formação de fases intermediárias, que são fases metaestáveis, Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> e Ti<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>, na qual com o aumento da temperatura e do tempo de envelhecimento, sofrem transformações difusionais e são absorvidas pela matriz de fase β. As três fases Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>, Ti<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub> e TiNi<sub>3</sub> aparecem dependendo da temperatura e do tempo de recozimento. Isto é, em temperaturas mais baixas e tempos mais curtos de tratamento térmico, aparece a fase Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>

(TiNi  $\rightarrow$  TiNi + Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>  $\rightarrow$  TiNi + Ti<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>  $\rightarrow$  TiNi + TiNi<sub>3</sub>). Em temperaturas e tempos maiores aparece a fase TiNi<sub>3</sub> (TiNi  $\rightarrow$  TiNi + TiNi<sub>3</sub>), enquanto que em temperaturas e tempos intermediários surge a fase Ti<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub> (TiNi  $\rightarrow$  TiNi + Ti<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>  $\rightarrow$  TiNi + TiNi<sub>3</sub>) (OTSUKA e WAYMAN, 1998; OLIVEIRA *et al.*, 2011).

A fase TiNi possui uma estrutura cristalina cúbica com parâmetro de rede  $a = 0,3015$  nm à temperatura ambiente. Já a fase TiNi<sub>3</sub> tem uma estrutura hexagonal, cujos parâmetros de rede são:  $a = 0,51010$  nm,  $c = 0,83067$  nm e  $c/a = 1,6284$ . Os precipitados Ti<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub> podem se apresentar em 2 (duas) estruturas cristalinas distintas, de acordo com a temperatura. Em altas temperaturas (100°C), essa fase tem estrutura tetragonal, com parâmetros de rede  $a = 0,3095$  nm e  $c = 1,3585$  nm, mas em baixas temperaturas (25°C) a estrutura é ortorrômbica, cujos parâmetros são  $a = 0,4398$  nm,  $b = 0,4370$  nm e  $c = 1,3544$  nm (OTSUKA e REN, 2005).

Os precipitados Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>, com estrutura romboédrica, se formam nos estágios iniciais do envelhecimento em baixas temperaturas, na forma de partículas muito pequenas e finas, distribuídos uniformemente e coerentes com a matriz B2 (OTSUKA e WAYMAN, 1998; DE PINA *et al.*, 2010). Estas partículas causam uma distorção no reticulado da fase  $\beta$ , como ilustrado na Figura 2.16, originando campos de tensões/deformações ao redor delas (OTSUKA e WAYMAN, 1998).

Figura 2.16 – Distorção do reticulado da fase  $\beta$ , devido a presença do precipitado Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>



Fonte: Adaptado de OTSUKA e REN (2005)

Uma distribuição homogênea da fase Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> ocorre mais facilmente em ligas Ni-Ti com alto teor de níquel, do que em ligas com baixo teor desse elemento. Em geral, o tamanho e a distribuição dos precipitados Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> dependem do tempo e da temperatura de envelhecimento, da tensão externa e da composição química da liga. No entanto, é bem conhecido que o tamanho dos precipitados Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> aumenta com o aumento da temperatura e do tempo de envelhecimento. Apenas partículas pequenas menores do que 100 nm são coerentes com a matriz B2, enquanto os precipitados Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> devem perder gradualmente a coerência com o aumento de tamanho. Quando coerentes, tais precipitados são capazes de

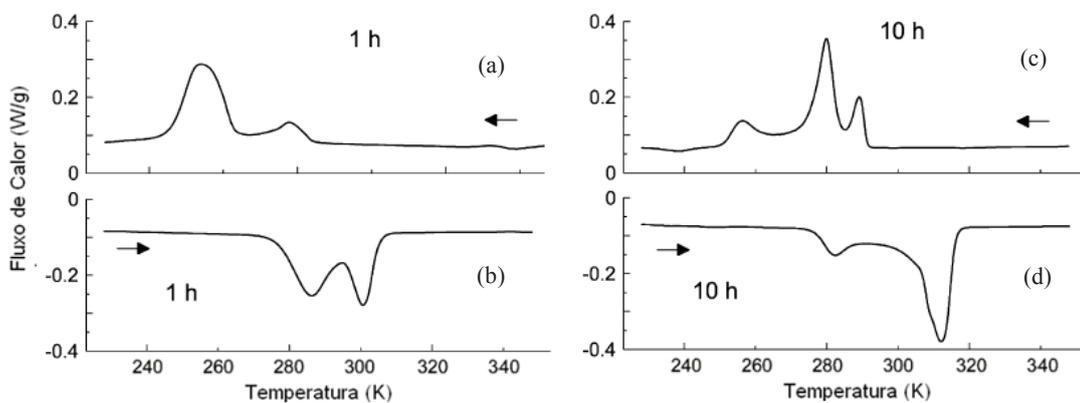
melhorar a resistência à fadiga e, além disso, podem substancialmente aumentar a tensão crítica de escorregamento, que contribui para o aumento da dureza e o limite de escoamento de LMF de Ni-Ti. Portanto, os precipitados de  $Ti_3Ni_4$  têm um efeito importante sobre as propriedades mecânicas e o comportamento de memória de forma das LMF de Ni-Ti (OTSUKA e REN, 2005; JIANG *et al.*, 2013).

O processo de TF do material pode envolver a formação de precipitados, decomposição de fases e reconfiguração de discordâncias devido aos níveis de temperatura atingidos (OLIVEIRA *et al.*, 2011). As precipitações, por sua vez, podem provocar mudanças no comportamento da TM, com o surgimento da chamada transição martensítica em multietapas. Dependendo do tempo e temperatura do envelhecimento, podem ocorrer 2 (duas) ou 3 (três) etapas na transformação martensítica e 2 (duas) etapas na transformação reversa (KHALIL-ALLAFI *et al.*, 2002; OLIVEIRA *et al.*, 2010).

Os tratamentos térmicos de envelhecimento induzem a redução dos campos de tensões entre a fase matriz e os precipitados por meio da decomposição das fases, gerando numa transformação em multietapas. Essa transformação pode estar envolvida com a distribuição heterogênea dos precipitados entre os contornos de grão e o interior do grão do material (OLIVEIRA *et al.*, 2011). As regiões dos contornos de grão exibem a transformação em 2 (duas) etapas,  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ , enquanto o interior do grão, livre de precipitados, exibe a transformação em uma única etapa (DIAS, 2005).

Na Figura 2.17, ilustra-se as transições em multietapas nas transformações martensítica (a e c) e reversa (b e d) para uma liga Ni-49,3 at.% Ti submetida a 2 (dois) tratamentos de envelhecimento a 500°C durante 1 (uma) e 10 (dez) horas.

Figura 2.17 – Curvas DSC de uma liga Ni-Ti submetida a 2 (dois) tratamentos de envelhecimento a 500°C durante 1 (uma) e 10 (dez) horas



Fonte: Adaptado de KHALIL-ALLAFI *et al.* (2002)

De acordo com KHALIL-ALLAFI *et al.* (2002), no resfriamento a partir da fase austenita (B2), na Figura 2.17 (a e c), o primeiro pico corresponde à formação da fase R nas regiões contendo precipitados, o segundo pico corresponde à formação de martensita B19' nas regiões contendo precipitados e o terceiro pico, na Figura 2.17 (c), corresponde à formação de martensita B19' nas regiões livres de precipitados. No aquecimento a partir da fase martensítica B19', na Figura 2.17 (b e d), o primeiro pico corresponde à formação de austenita B2 nas regiões livre de precipitados e o segundo pico corresponde à formação de austenita B2 nas regiões contendo precipitados.

No trabalho de OLIVEIRA *et al.* (2010), observa-se também o fenômeno de multietapas numa lâmina de 50,2 at.% Ni submetido a tratamentos térmicos de homogeneização a 400°C e 500°C, por períodos de 1, 2, 4, 8, 12 e 24 horas, mas seguidos de resfriamento em água.

As pesquisas permitiram confirmar que LMF de Ni-Ti sob certas circunstâncias, tais como: composições ricas em Ni, ciclagem térmica e tratamento térmico, podem facilitar o surgimento de uma fase R, entre as fases B19' e B2. Estes fatores estão envolvidos no processo de decomposição de fases, dentre elas, os precipitados de  $Ti_3Ni_4$  e  $Ti_2Ni_3$ . Esses precipitados interagem com as tensões internas do material, forçando o deslocamento da transformação martensítica para temperaturas mais baixas e permitindo a evolução da fase R (LAGOUDAS, 2008; OLIVEIRA *et al.*, 2011; URBINA *et al.*, 2013). Além disso, a amostra que apresenta o precipitado  $Ti_3Ni_4$  normalmente apresenta redução no intervalo de temperatura entre as temperaturas  $A_f$  e  $M_f$  (OLIVEIRA *et al.*, 2011). Esta fase geralmente desaparece com tratamentos térmicos a altas temperaturas (LAGOUDAS, 2008).

## 2.6 PROCESSO DE FABRICAÇÃO

As ligas mesmo tendo composições semelhantes, as propriedades variam significativamente dependendo da história do processo de fabricação, tais como: o processo de fusão adotado, porcentagem de trabalho à frio retido no material, a temperatura/tempo de tratamento térmico de memória de forma, do tipo de tratamento de estabilização, dentre outros (SAIKRISHNA *et al.*, 2012).

## 2.7 TRATAMENTO TÉRMICO

O tratamento térmico visa eliminar as tensões residuais oriundas do processo de fabricação e libera TM ao longo de um intervalo de temperatura. Este tratamento, por sua vez, aumenta as TTF conforme a elevação do tempo de tratamento (OLIVEIRA *et al.*, 2011; LIMA *et al.*, 2015a). Isto deve-se principalmente à formação de precipitados como  $Ti_3Ni_4$ . O tamanho dos precipitados, a coerência em que esses precipitados se inserem na rede cristalina do material, as tensões internas geradas e a redução dos teores de Ni na matriz alteram as temperaturas das TF e o comportamento mecânico da liga (PERES *et al.*, 2012).

As TTF oriundas do tratamento térmico são muito sensíveis à composição química da liga. Essa sensibilidade, por sua vez, é indesejável na maioria dos casos, uma vez que é necessário um controle muito preciso da composição química para se alcançar determinadas temperaturas de transformação de fase e propriedades mecânicas (OLIVEIRA *et al.*, 2011).

No trabalho de OLIVEIRA *et al.* (2011), fios de Ti-50,4 at.% Ni submetido a tratamentos térmicos de homogeneização a 400°C, durante 1, 2, 4, 8, 12 e 24 horas com têmpera em água a 25°C, exibem uma TM em 2 (duas) etapas ( $A \rightarrow R \rightarrow M$ ). Já os fios de Ti-49,4 at.% Ni submetido a tratamentos térmicos de homogeneização a 500°C, durante 1, 2, 4, 8, 12 e 24 horas com têmpera em água a 25°C, exibem a transformação numa única etapa ( $A \rightarrow M$ ) a partir de 8 horas, que induziu reações de decomposição do TiNi em fases mais estáveis e menos envolvidas com a fase romboédrica.

O aumento da temperatura de tratamento térmico parece promover a diminuição da fase R e, portanto, o amolecimento das amostras, permitindo discordâncias serem facilmente introduzidas por treinamento (URBINA *et al.*, 2013).

Segundo WANG *et al.* (2002), para baixas temperaturas de tratamento térmico de uma mola de Ni-Ti, variando entre 300°C e 375°C, a taxa de recuperação, máxima de 5%, não altera para diferentes valores de deformações, mas para temperaturas altas, variando entre 400°C e 500°C, a taxa de recuperação, máxima de 25%, aumenta com o aumento do grau de deformação.

WANG *et al.* (2003, apud LUO e ABEL, 2007) investigaram os efeitos das condições de tratamento térmico nos treinamentos de LMFR de Ni-Ti. Nessa investigação, verificaram-se que uma amostra tratada termicamente à 550°C mostrou um EMFR que foi

três vezes mais forte do que uma à 400°C. Além disso, o EMFR é muito menos dependente do tempo de tratamento térmico.

## 2.8 TREINAMENTO

Na maioria das vezes, atuadores de LMF funcionam com base no EMFS, onde necessita de uma força para redefinir a LMF após cada ciclo de atuação. No entanto, seria vantajoso eliminar a necessidade de redefinir o atuador mecanicamente. Nesse sentido, o EMFR torna possível para um atuador lembrar ambas suas formas fria e quente sem a necessidade de uma força de redefinição (ATLI *et al.*, 2013).

O EMFR refere a uma mudança de forma espontânea e reversível dos materiais, através de uma ciclagem térmica (CT). Esse efeito pode ser obtido através de um processo de ciclagem termomecânica, usualmente chamado de treinamento (SCHERNGELL e KNEISSL, 1998; LAHOZ e PUÉRTOLAS, 2004; CHEN e SI, 2008; BALAK e ABBASI, 2012; ATLI *et al.*, 2013).

O treinamento de uma amostra tratada termicamente permite associar uma forma a cada fase, por meio de ciclos termomecânicos. Este treinamento consiste em aplicar uma deformação de até 6% na amostra, memorizando uma forma fria, numa temperatura  $T < M_f$ , e, em seguida, em aquecê-la até uma temperatura  $T > A_f$ , que provoca uma recuperação total da forma e uma memorização da forma quente. Este procedimento é repetido por um certo número de ciclos e após essa quantidade de ciclos o material passa a apresentar um EMFR associado a temperatura e sem a necessidade de aplicação de tensões. A amostra tem uma tendência para lembrar a forma fria desejada as custas do “esquecimento” da forma quente desejada com o aumento dos ciclos de treinamento (LUO e ABEL, 2007).

Em particular, o método de treinamento utilizado desempenha um papel fundamental. Vários métodos de treinamento para um EMFR, apresentados na Tabela 2.1, têm sido propostos, objetivando desenvolver um EMFR de alta magnitude e estabilidade. Estes métodos são geralmente classificados como: deformação martensítica *one-time*, tratamento cíclico termomecânico e tratamento de reaquecimento. Outros métodos de treinamento estão documentados na literatura, mas são variantes ou combinações dos 4 (quatro) métodos do tratamento cíclico termomecânico, apresentando um menor número de novos aspectos e pouca melhora no desempenho (LUO e ABEL, 2007).

Tabela 2.1 – Principais métodos de treinamento para um EMFR

Tipos	Procedimento de Treinamento
Deformação martensítica <i>one-time</i>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Resfria a amostra abaixo de <math>M_F</math>;</li> <li>2. Deforma no estado martensítico;</li> <li>3. Descarrega completamente.</li> </ol>
Tratamento cíclico termomecânico	
a) Ciclagem de memória de forma	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Resfriar a amostra abaixo de <math>M_F</math>;</li> <li>2. Carrega no estado martensítico a forma fria desejada;</li> <li>3. Descarrega-a completamente;</li> <li>4. Aquece a uma temperatura superior à <math>A_F</math>;</li> <li>5. Repita os passos acima um certo número de vezes.</li> </ol>
b) Ciclagem forçada da martensita deformada	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Resfriar a amostra abaixo de <math>M_F</math>;</li> <li>2. Carrega no estado martensítico a forma fria desejada;</li> <li>3. Aquecer e resfriar na condição forçada dentro de <math>M_F</math> e <math>A_F</math>;</li> <li>4. Repita o passo 3 (três) um certo número de vezes.</li> </ol>
c) Ciclagem Pseudoelástico	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Aquecer a amostra a uma temperatura superior à <math>A_F</math> e abaixo de <math>M_D</math> onde o comportamento pseudoelástico é esperado;</li> <li>2. Carrega no estado austenítico a forma fria desejada;</li> <li>3. Descarrega completamente;</li> <li>4. Repete os passos 2 (dois) e 3 (três) um certo número de vezes.</li> </ol>
d) Combinação da ciclagem memória de forma e pseudoelástico	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Aquece a amostra a uma temperatura superior à <math>A_F</math> e abaixo de <math>M_D</math> onde o comportamento pseudoelástico é esperado;</li> <li>2. Carrega no estado austenítico a forma fria desejada;</li> <li>3. Resfria na condição de carga abaixo de <math>M_F</math>;</li> <li>4. Descarrega completamente;</li> <li>5. Repete os passos acima um certo número de vezes.</li> </ol>
Tratamento de reaquecimento	<p>Repete o procedimento de tratamento térmico com a amostra fixada em outra forma por 30 minutos.</p>

Fonte: Adaptado de LUO e ABEL (2007)

Como proposto na literatura, o mecanismo do EMFR é atribuído a matriz de discordância gerada durante o treinamento. Essa matriz cria um campo de tensões na matriz da austenita, que favorece a nucleação e o crescimento das variantes martensita em relação a orientações preferenciais relativas à deformação adotada durante o processo de treinamento (LAHOZ e PUÉRTOLAS, 2004; CHEN e SI, 2008; SAIKRISHNA *et al.*, 2009; BALAK e ABBASI, 2012; ATLI *et al.*, 2013; URBINA *et al.*, 2013). Além disso, a matriz de discordância é responsável pela estabilização de certa fração de volume da fase martensita/austenita no material que não faz parte da transformação durante os ciclos térmicos. O arranjo de discordância é desenvolvido mesmo sob deformações de treinamento menores, portanto, as diferentes deformações de treinamento fornecem variados EMFR (CHEN e SI, 2008).

LUO e ABEL (2007) investigaram diferentes métodos para produzir o EMFR em fios de LMF de Ni-Ti, apresentando a forma de arco na fase austenita e a de linha reta na fase martensita. Os fios foram treinados para produzir o EMFR, seguindo os 4 (quatro) tipos de tratamento cíclico termomecânico, detalhados na Tabela 2.1. Estes métodos foram realizados por 40 ciclos, sendo utilizado em cada treinamento tensões diferentes para deformar a amostra na forma fria desejada. As magnitudes das cargas de treinamento foram de 13 MPa para os métodos (a) e (b), de 22 MPa para o método (c) e 5 MPa para o método (d). Após os treinamentos, as amostras foram submetidas a ciclos térmicos livre de tensão. Como resultado dos tratamentos cíclicos termomecânicos, verificaram-se que apenas a combinação (d) proporciona um método de treinamento eficaz para criação EMFR, pois apresentou uma diferença significativa entre suas formas quente e fria.

BALAK e ABBASI (2012) observaram a influência das estruturas da martensítica, martensítica + austenítica e austenítica no EMFR durante treinamentos de dobramento em fitas com as seguintes composições: Ni-50,8 at.% Ti e Ni-49,9 at.% Ti. No processo de treinamento martensítico, martensítico-austenítico e austenítico, a amostra foi resfriada abaixo de  $M_f$  (25°C), aquecida entre  $A_s < T < A_f$  (80°C) e superior à  $A_f$  (100°C), respectivamente, e, em seguida, aplicada uma pré-deformação, dobrando a amostra contra uma barra cilíndrica para a posição de deformação. A ciclagem térmica foi realizada livre de tensão por 30 ciclos. Como resultado dos treinamentos, observaram-se que o número ideal de ciclos de treinamento martensítico e austenítico são 10-15 e 15-25, respectivamente, para uma deformação reversível estável. Além disso, com um aumento na temperatura de

treinamento superior à  $A_f$ , resulta-se no declínio e aumento da deformação reversível e plástica, respectivamente.

Do ponto de vista de criação EMFR para aplicações práticas, os critérios importantes para determinar o melhor método de treinamento deve ser a combinação da máxima deformação reversível, uma mudança mínima na forma quente original e nas temperaturas de transformação após o processo de treinamento e a introdução efetiva da forma fria desejada (LUO e ABEL, 2007).

## 2.9 FADIGA

Componentes e estruturas de nitinol estão frequentemente sujeitos a deformações ou tensões, que resultam em alguns tipos de falhas mecânicas. As ligas de nitinol são amplamente utilizadas em diversas aplicações industriais, tais como automotiva, aeroespacial, civil e bioengenharia, sob condições de carga cíclicas. Portanto, a fadiga é frequentemente a principal causa de falha para tais componentes e estruturas. A fadiga é geralmente definida como a deterioração gradual e progressiva da resistência dos materiais sob cargas cíclicas. A falha por fadiga é inesperada e pode causar sérios danos aos sistemas mecânicos e biomédicos sem qualquer aviso (MAHTABI *et al.*, 2015; ELAHINIA, 2016).

O comportamento de fadiga das LMF depende do processamento do material, do tipo de condições de carga e das modificações irreversíveis na microestrutura (LAGOUDAS, 2008). O processamento do material afeta as propriedades microestruturais de um material tais como: o tamanho de grão, orientações cristalográficas, dentre outros. O tamanho de grão influencia principalmente a concentração de tensões nos contornos de grão, podendo levar a deformações permanentes e a nucleação de trincas. A nucleação de trincas tende a iniciar a partir das localizações com maior número de concentrações de tensões. Granulometrias mais finas em geral, melhorar a resistência à fadiga de altos ciclos do material devido ao menor número de concentrações de tensão sobre os contornos de grãos (Janssen *et al.*, 1982, apud ELAHINIA, 2016).

O tratamento térmico do material, em condições ideais, pode melhorar o comportamento de fadiga das LMF. No entanto, elevadas temperaturas de tratamento ou ambientes quimicamente ativos pode resultar na oxidação e corrosão, levando a nucleação e crescimento de trincas, reduzindo assim a vida de fadiga (LAGOUDAS, 2008).

As alterações irreversíveis na microestrutura, em particular a formação de discordâncias, influenciam as propriedades funcionais das LMF, modificando as temperaturas características e causando perda de memória (CASATI *et al.*, 2011).

Para entender melhor o seu comportamento sob condições de cargas cíclicas, vários pesquisadores têm estudado o comportamento de fadiga do nitinol, investigando diferentes aspectos da deterioração das propriedades do nitinol. No entanto, devido à complexidade mecânica do nitinol, o seu comportamento de fadiga não é ainda completamente entendido. A complexidade surgiu a partir da propriedade de memória de forma, que resulta de quaisquer alterações na composição química, no processo de tratamento térmico e na temperatura de ensaio do material (MAHTABI *et al.*, 2015; ELAHINIA, 2016).

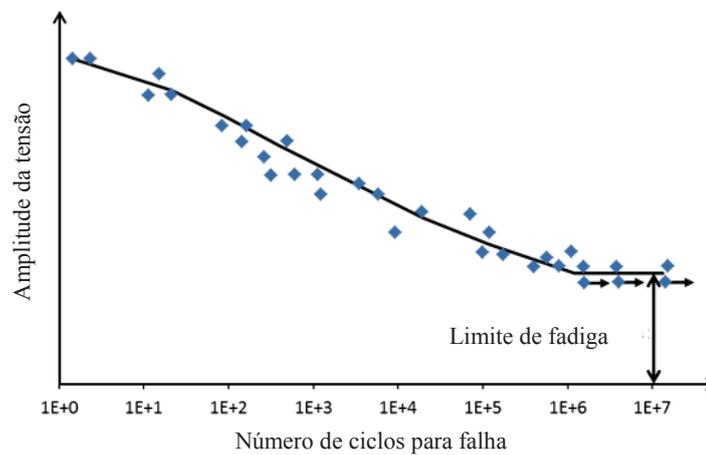
Análises cuidadosas têm revelado que a tensão máxima atual no componente com falha é muitas vezes menor do que o limite de resistência a tração, por vezes, até mesmo menor do que o limite de escoamento do material. Essas falhas inesperadas são resultadas de acumulação danos ou deterioração gradual do material sob carregamento repetido num certo período de tempo. Esse tipo de falha que ocorre por cargas repetidas é chamado de falha por fadiga (ELAHINIA, 2016)

Do ponto de vista microscópico, a falha por fadiga normalmente consiste em três etapas: nucleação de trincas, a propagação das trincas e a fratura súbita. A etapa de nucleação de trincas é tipicamente muito lenta, em comparação com a fase de propagação das trincas. Em cada ciclo de carregamento, as superfícies com trincas abrem e fecham, ocorrendo fricção entre elas, até que o ciclo de tensão final, quando as trincas atingem um tamanho que a secção transversal restante não pode tolerar as cargas e, portanto, ocorre a fratura súbita (MAHTABI *et al.*, 2015; ELAHINIA, 2016).

A fim de realizar um estudo de fadiga confiável, uma série de experiências devem ser realizadas num certo número de amostras semelhantes em vários níveis de carga. Diferentes abordagens podem ser utilizadas para estudar o comportamento de fadiga dos materiais de engenharia. Cada abordagem apresenta aspectos diferentes da resposta de fadiga do material em estudo. Os métodos tensão-vida de fadiga (S-N) e deformação-vida de fadiga ( $\epsilon$ -N) são as abordagens mais utilizadas na análise de vida de fadiga dos materiais. Nesses métodos, os dados de fadiga são plotados, num sistema de coordenadas semilog ou log-log, como amplitude da tensão ou deformação versus a vida de fadiga em termos do número de ciclos.

De acordo com a norma ASTM INTERNATIONAL (2013), os seguintes parâmetros são definidos para a curva de fadiga (curva S-N ou  $\epsilon$ -N): a *vida de fadiga* ( $N_f$ ), que é o número de ciclos de tensão ou deformação que uma dada amostra sustenta antes da falha; a *resistência à fadiga* ( $\sigma_f$ ), que é um valor de tensão que uma dada amostra falha por exatamente  $N_f$  ciclos; o *limite de fadiga* ou *limite de resistência* ( $\sigma_e$ ) é o valor médio da resistência à fadiga ( $\sigma_f$ ) conforme a vida de fadiga torna-se muito grande, ou seja, é um valor médio da tensão no qual a falha não ocorra, independentemente do número de ciclos. Na Figura 2.18, ilustra-se uma típica curva de resistência à fadiga (S-N), mostrando o limite de fadiga ( $\sigma_e$ ).

Figura 2.18 – Típica curva de resistência à fadiga (S-N) para um material



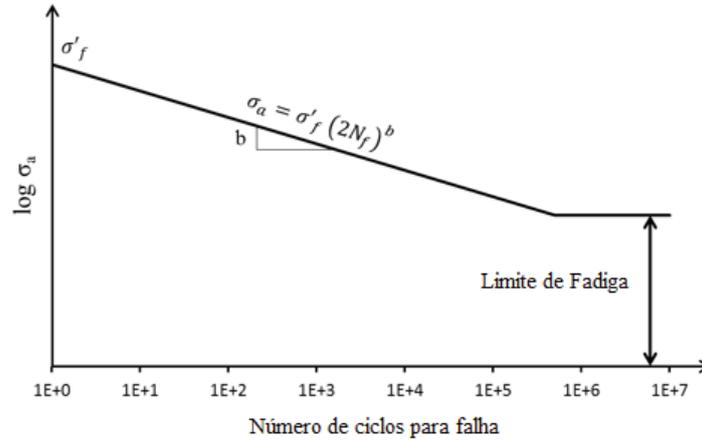
Fonte: Adaptado de ELAHINIA (2016)

Diferentes modelos analíticos têm sido utilizados para representar matematicamente as curvas de resistência à fadiga dos materiais. Um dos modelos mais utilizados para a abordagem do método S-N é o modelo de Basquin. A relação da equação de Basquin, apresentada na Equação 2.2, é simplesmente uma função que expressa a amplitude da tensão como uma função do número de ciclos a falha.

$$\sigma_a = \sigma_f' (2N_f)^b \quad (2.2)$$

Onde  $\sigma_a$  é a tensão aplicada e  $\sigma_f'$  e  $b$  são constante do material. O coeficiente de resistência à fadiga ( $\sigma_f'$ ) é a amplitude da tensão em que a falha ocorre e o expoente de resistência à fadiga,  $b$ , é a inclinação da linha linear logarítmica. A equação de Basquin representa o comportamento de fadiga até o limite de fadiga, como ilustrado na Figura 2.19.

Figura 2.19 – Método S-N apresentado pela equação de Basquin



Fonte: Adaptado de ELAHINIA (2016)

O método  $\varepsilon$ -N é muito prático para avaliação da vida de fadiga. Nesse método, o critério de falha pode ser definido como fratura final, uma pequena trinca detectável ou uma certa percentagem de redução na amplitude de carga. Em termos de deformação, a amplitude da deformação total medida ( $\Delta\varepsilon/2$ ) pode ser dividida em amplitude de deformação elástica ( $\Delta\varepsilon_e/2$ ) e amplitude de deformação plástica ( $\Delta\varepsilon_p/2$ ), como apresentado na Equação 2.3.

$$\varepsilon_a = \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \quad (2.3)$$

No sistema de coordenadas log-log, tanto deformações elásticas e plásticas mostram um comportamento linear em relação ao número de ciclos até a falha. Para a deformação elástica, esta relação pode ser formulada usando a relação de Basquin como segue:

$$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_a}{E} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \quad (2.4)$$

Onde  $E$  é o módulo de elasticidade do material. A amplitude de deformação plástica ( $\Delta\varepsilon_p/2$ ) pode estar relacionada com a vida de fadiga da seguinte forma:

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.5)$$

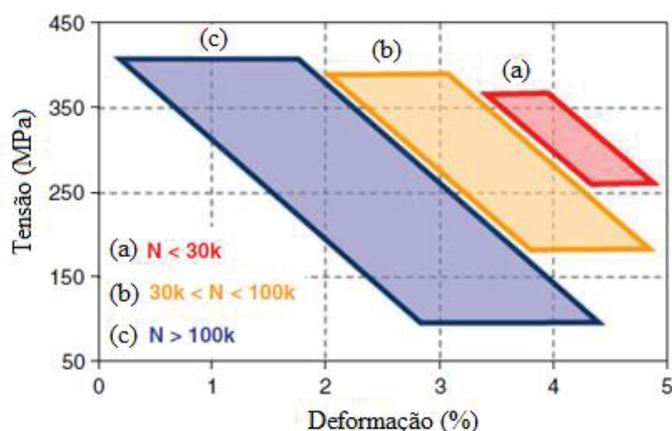
A Equação 2.5 é chamada de relação Coffin-Manson. Finalmente, a amplitude da deformação pode ser apresentada por meio da seguinte equação:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.6)$$

Nas Equações 2.4, 2.5 e 2.6,  $\sigma_f'$ ,  $b$  e  $c$  são constantes do material que são determinados experimentalmente. A constante  $c$  é chamada de expoente de ductilidade de fadiga e a constante  $b$  é o expoente de resistência e  $\varepsilon_f'$  e  $\sigma_f'$  são os coeficientes de durabilidade e resistência à fadiga do material, respectivamente.

Na Figura 2.20, ilustra-se o gráfico tensão-deformação e a correspondente vida de fadiga. Nesse gráfico, observa-se que a vida de fadiga do fio de memória de forma é fortemente reduzida, aumentando a tensão e deformação. Assim, escolhendo condições de trabalho adequadas, é possível obter uma vida de fadiga prolongada com confiabilidade dos fios com memória de forma.

Figura 2.20 – Vida de fadiga para Smartflex 76 sob diferentes condições de tensão-deformação



Fonte: Adaptado de FUMAGALLI *et al.* (2009)

A fadiga de LMF é classificada em 3 (três) categorias: (1) *fadiga estrutural*, que é uma redução na resistência sob cargas cíclicas; (2) *fadiga funcional*, que é uma perda das propriedades funcionais tais como o efeito da superelasticidade e da memória de forma; (3) *fadiga térmica*, que é uma alteração das propriedades dos materiais, tais como temperaturas de transformação sob cargas térmicas cíclicas (MAHTABI *et al.*, 2015; ELAHINIA, 2016). Vale ressaltar que a maioria dos estudos sobre a fadiga de LMF têm sido dedicados nas ligas de Ni-Ti (ELAHINIA, 2016).

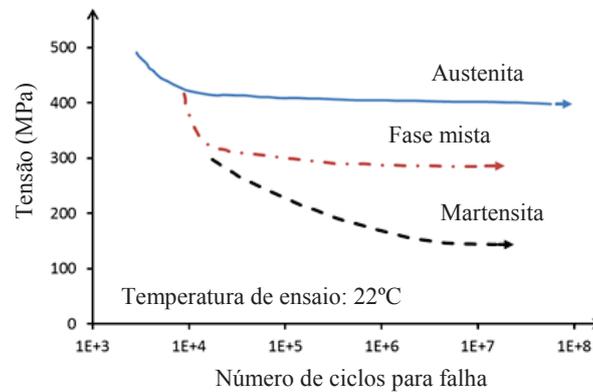
### 2.9.1 Fadiga Estrutural

Semelhante a outros materiais metálicos, as LMF podem sofrer uma fadiga estrutural, processo convencional de fadiga com acúmulo de defeitos, nucleação e crescimento de

trincas, que conduz a uma redução da resistência sob cargas cíclicas e, conseqüentemente, a uma falha num nível de tensão menor do que seu valor nominal de resistência à tração.

Diferentes abordagens podem ser utilizadas para estudar o comportamento de fadiga dos materiais de engenharia. Cada abordagem apresenta aspectos diferentes da resposta de fadiga do material em estudo. Portanto, dependendo da abordagem utilizada na análise, pode-se observar diferentes efeitos da fase do material sobre a fadiga. Para análise de fadiga S-N, as ligas de Ni-Ti superelástica mostram maior resistência à fadiga, em comparação com as LMF, como ilustrado na Figura 2.21. Essa maior resistência das ligas superelásticas pode ser atribuído à maior capacidade de carga em termos de tensão e a MIT (ELAHINIA, 2016).

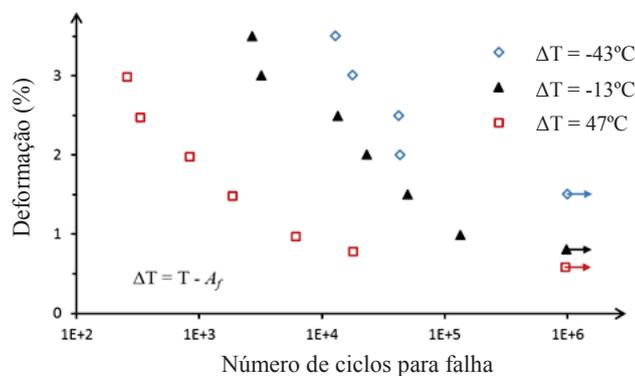
Figura 2.21 – Efeitos das fases de uma LMF de Ni-Ti na abordagem S-N



Fonte: Adaptado de ELAHINIA (2016)

No entanto, na análise de fadiga  $\epsilon$ -N, o comportamento é completamente diferente e LMF de Ni-Ti mostram significativamente maior resistência à fadiga, como ilustrado na Figura 2.22. Portanto, apresentando uma relação inversa entre a temperatura de ensaio e a resistência à fadiga (ELAHINIA, 2016).

Figura 2.22 – Efeitos das fases de uma LMF de Ni-Ti na abordagem  $\epsilon$ -N



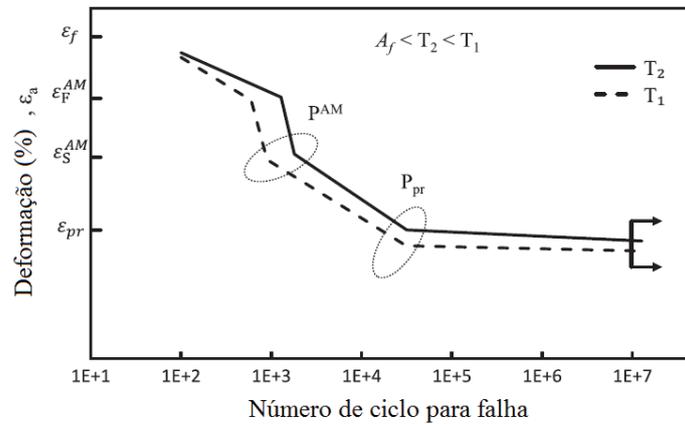
Fonte: Adaptado de ELAHINIA (2016)

O método tensão-vida (S-N) é uma abordagem muito comum na análise de vida de fadiga dos materiais. No entanto, a maioria dos estudos sobre fadiga em nitinol tem seguido o método deformação-vida ( $\epsilon$ -N) (MAHTABI *et al.*, 2015).

Pelton *et al.* (2013, apud MAHTABI *et al.*, 2015) recentemente dividiram os dados da análise de vida de fadiga, sob a abordagem  $\epsilon$ -N, de um liga de Ni-Ti superelástica em quatro regiões distintas: *muito baixo ciclo* (ciclos  $\leq 10^3$ ); *baixo ciclo* (ciclos  $\cong 10^3$ ); *médio ciclo* (ciclos  $10^3 \leq N \leq 10^5$ ); e *alto ciclo* ( $N \geq 10^5$ ).

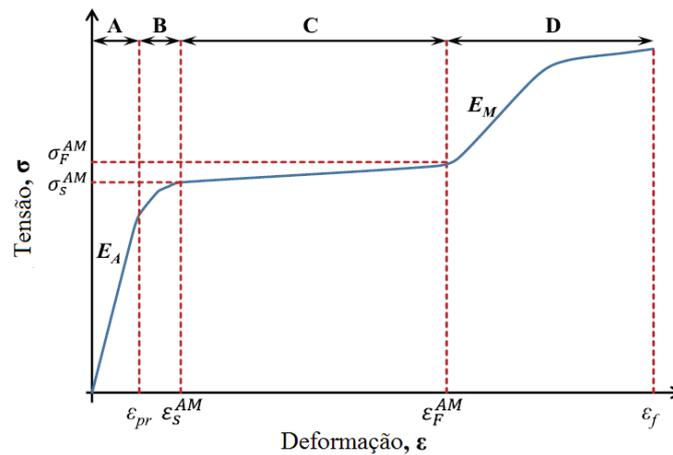
Na Figura 2.23, ilustra-se um esquemático das regiões da análise de vida em fadiga de uma LMF de Ni-Ti superelástica na abordagem  $\epsilon$ -N. Nessa figura, observa-se que a região de muito baixo-ciclo (ou primeira região) está relacionada com amplitudes de deformação muito altas,  $\epsilon_a \geq \epsilon_F^{AM}$ , região D, ilustrada na Figura 2.24, que conduz a uma falha de fadiga de muito baixo ciclo. O material nessa região é completamente martensítico e exibe ambos comportamento elástico e plástico. A vida de fadiga diminui quase linearmente em forma logarítmica com o aumento da amplitude de deformação. O baixo ciclo (ou segunda região) contém os dados para amplitude de deformação alta ( $\epsilon_S^{AM} \leq \epsilon_a \leq \epsilon_F^{AM}$ ), que corresponde a fase mista austenita/MIT, região C, ilustrada na Figura 2.24. Nessa região, o comportamento de fadiga tem uma inclinação muito mais íngreme e parece ser quase independente da amplitude de deformação. A fadiga para essa faixa de deformação é quase constante em torno de 1000 ciclos. A região médio-ciclo (ou terceira região) inclui as amplitudes de deformação entre aproximadamente  $\epsilon_{pr}$  e  $\epsilon_S^{AM}$ , onde a vida de fadiga constantemente diminui à medida que aumenta a amplitude da deformação. O comportamento de fadiga na terceira região está relacionado principalmente à transição da fase austenita para a MIT. Esta região corresponde à região B na Figura 2.24. A região alto-ciclo (ou quarta região), corresponde a região A na Figura 2.24, onde  $\epsilon \leq \epsilon_{pr}$ , é muito semelhante à fadiga clássica para metais elásticos lineares. Nessa região o modelo de Basquin pode ser usada para representar o comportamento fadiga. Vale ressaltar que o segundo ponto inflexão na curva de fadiga,  $P^{AM}$ , ilustrado na Figura 2.23, pode estar relacionado ao ponto inicial da fase MIT,  $\epsilon_S^{AM}$  ilustrado na Figura 2.24. Além disso, que o terceiro ponto de inflexão na curva de fadiga,  $P_{pr}$ , ilustrado na Figura 2.23, pode corresponder ao “limite proporcional” deste material, ponto  $\epsilon_{pr}$  ilustrado na Figura 2.24, conforme explicado por Miyazaki *et al.* (1999 apud MAHTABI *et al.*, 2015).

Figura 2.23 – Esquemático das regiões da análise de vida de fadiga de uma LMF de Ni-Ti superelástica na abordagem  $\epsilon$ -N



Fonte: Adaptado de MAHTABI *et al.* (2015)

Figura 2.24 – Múltiplas fases de uma LMF de Ni-Ti superelástica. (A) Região elástica linear da austenita; (B) Transição da região elástica linear para região do platô de tensão; (C) Região de platô de tensão; (D) Região de martensita totalmente demaçada



Fonte: Adaptado de MAHTABI *et al.* (2015)

Para uma liga de Ni-Ti com EMF, dados da análise de vida de fadiga, sob a abordagem  $\epsilon$ -N, não existe quatro regiões distintas. Para este tipo de liga, os dados podem ser classificados em duas regiões, onde cada comportamento é aproximadamente linear. Isto é possível, pois não há transformação de fase MIT nas amostras (ELAHINIA, 2016).

CASCIATI *et al.* (2016) investigaram a influência da variação da deformação (0 - 4%) em fios de Ni-Ti austeníticos, de comprimentos diferentes (50, 250, 500 e 1000 mm), numa máquina de ensaio universal a cada ciclo de carga-descarga até à falha, objetivando analisar o comportamento histerético. Na análise dos resultados, observa-se que a faixa da amplitude da deformação afeta significativamente os resultados em termos do número

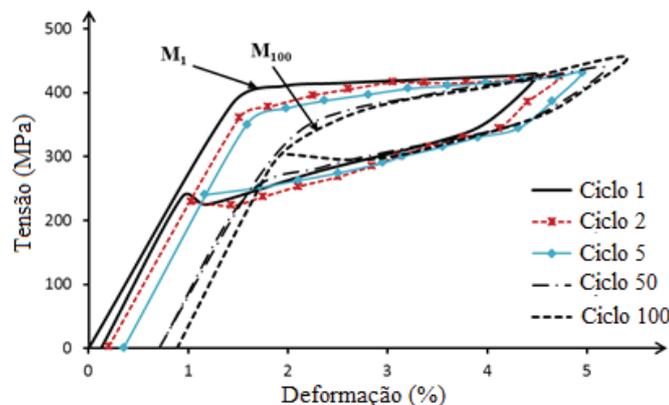
de ciclos. Assim, o número de ciclos para falha diminui aumentando a amplitude do ciclo, mas com modelo mais longos são ainda mais penalizados.

### 2.9.2 Fadiga Funcional

Segundo EGGELER *et al.* (2004), o termo fadiga funcional indica uma diminuição nas propriedades funcionais das LMF durante ciclos de cargas termomecânica.

Várias pesquisas têm abordado a degradação nas propriedades funcionais das ligas de Ni-Ti superelásticas em termos da redução no nível de MIT (indicado pelo ponto M), com o aumento no número de ciclos, como ilustrado na Figura 2.25. Além disso, a deformação máxima recuperável e a área do laço de histerese de uma liga de Ni-Ti superelástica diminui com o aumento no número de ciclos, obtendo-se um ciclo de histerese estável em 100 ciclos. Todas essas mudanças podem ser classificadas como fadiga funcional, já que lidam com as propriedades funcionais das LMF (ELAHINIA, 2016).

Figura 2.25 – Representação esquemática da variação cíclica na curva tensão-deformação de uma liga de Ni-Ti superelástica



Fonte: Adaptado de ELAHINIA (2016)

As alterações nas propriedades funcionais de uma liga de Ni-Ti superelástica segue duas tendências. Em primeiro lugar, a taxa de mudança é mais rápida nos primeiros ciclos e diminui à medida que o número de ciclos aumenta. Em segundo lugar, a propriedade funcional atinge um estado estável, após um número limitado de ciclos, isto é,  $\cong 100-150$  ciclos (ELAHINIA, 2016).

Sob condições de transformação parcial, as LMF podem apresentar uma vida de fadiga muito mais elevadas. Uma transformação parcial limita a geração de martensita e a

associada transformação de deformação, provocando uma melhora significativa na vida de fadiga da liga. A vida de fadiga é melhorada por um fator de cerca de 7 (sete) para uma transformação parcial e a quantidade de deformação máxima estável da transformação é reduzida por um fator de 3 (três) (LAGOUDAS, 2008).

BIGEON e MORIN (1995) fizeram a comparação do comportamento de fadiga funcional de fios binários de Ni-Ti e ternário de Cu-Zn-Al obtidos pelas empresas *Trefimetaux* e *Swissmetal*. As amostras foram submetidas a uma faixa de tensão, 0-100 MPa, sob ciclos térmicos, 280 ciclos, num banho de óleo de silicone regulado, variando de 20 a 85°C. Os resultados mostraram que o EMF é afetado ambos pela tensão aplicada e número de ciclos. Além disso, os ciclos térmicos foram mais benéficos para os fios de Ni-Ti, que apresentaram pouca mudança no EMF durante a ciclagem de 25 e 100 MPa e uma pequena mudança durante a ciclagem de 50 e 75 MPa, comparado aos fios de Cu-Zn-Al, que o EMF atinge um máximo durante os primeiros ciclos e depois diminui durante a ciclagem de 25 e 50 MPa, mas sob a ciclagem de 75 MPa a amostra falhou.

SCIRÈ MAMMANO e DRAGONI (2015) têm investigado a fadiga funcional de fios de Ni-Ti com o objetivo de alargar as condições de carga em relação ao comumente utilizado carregamento de tensão constante. Até agora, 4 (quatro) conjuntos de condições tem sido investigado: tensão constante; deformação constante; tensão constante com deformação máxima limitada e variação linear de tensão-deformação. Os ensaios dos autores têm incidido transformação martensita-austenita parcial durante a fase de aquecimento. Esses ensaios mostraram que, dependendo da tensão aplicada, uma transformação de 50% produz um aumento da vida de 5 a 16 vezes da transformação completa.

Apesar do fato de que existem alguns estudos na literatura sobre a “fadiga funcional” de Nitinol, este termo não é amplamente aceito na comunidade de pesquisa de fadiga. Isto deve-se ao fato da fadiga funcional não necessariamente causar uma falha real no material (MAHTABI *et al.*, 2015).

### **2.9.3 Fadiga Térmica**

Vários componentes estão sujeitos a variações de temperatura durante um período de funcionamento. O gradiente térmico induzido no interior destes componentes pode provocar a ocorrência de tensões e deformações internas, no entanto, a repetição destes ciclos

térmicos pode causar a nucleação e a propagação de trincas por um processo de fadiga térmica e/ou termomecânica. Se as tensões internas num componente se desenvolvem sob ciclos térmicos sem carregamento aplicados externamente, o termo fadiga térmica (FT) é utilizado. E o termo fadiga termomecânica (FTM) é utilizado, se as tensões internas num componente se desenvolvem sob ciclos térmicos com carregamentos aplicados externamente (DA SILVA, 2004).

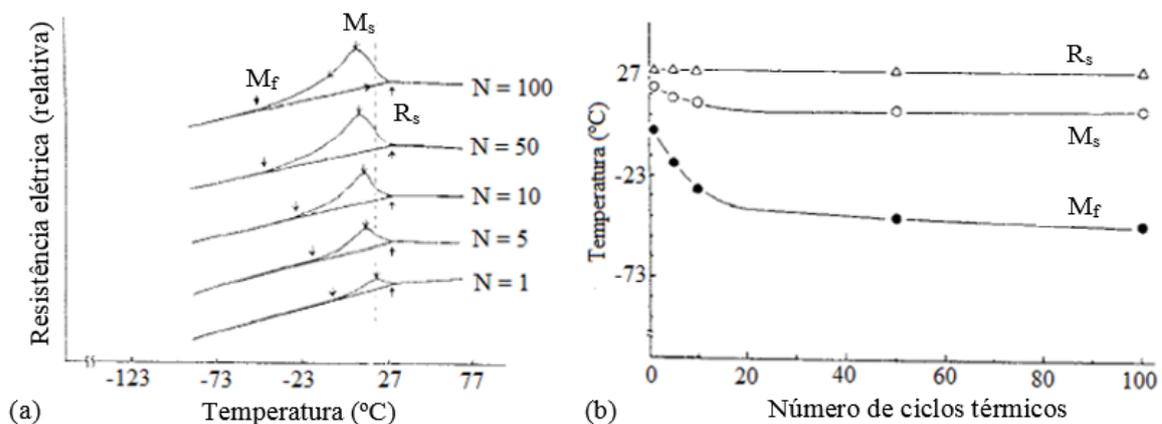
As alterações nas TTF da LMF de Ni-Ti sob um intervalo de temperatura com ou sem deformação mecânica externa é às vezes chamado de FT. Embora esse tipo de alteração na propriedade do material não conduz necessariamente a uma falha real e pode não ser considerado como falha por fadiga (MAHTABI *et al.*, 2015).

Até presente data, vários estudos sobre fadiga térmica no nitinol têm relatados uma redução nas TTF (URBINA *et al.*, 2009; CASATI *et al.*, 2011). Isto, deve-se a presença de grande quantidade de defeitos, tais como discordâncias, que resisti a transição da fase austenítica para martensítica (MAHTABI *et al.*, 2015).

## 2.10 EFEITOS DA CICLAGEM TÉRMICA E TERMOMECÂNICA

Estudos têm mostrado que a ciclagem térmica e termomecânica do nitinol pode influenciar fortemente as propriedades funcionais das LMF, reduzindo o laço de histerese, bem como a magnitude da deformação recuperável (ELAHINIA, 2016). Na Figura 2.26, ilustra-se o efeito de ciclos térmicos na ausência de carga.

Figura 2.26 – (a) Efeito da ciclagem térmica na curva da resistividade elétrica versus temperatura de uma liga de Ti-49,8 at.% Ni. (b) Temperaturas de transformação de fase versus o número de ciclos térmicos



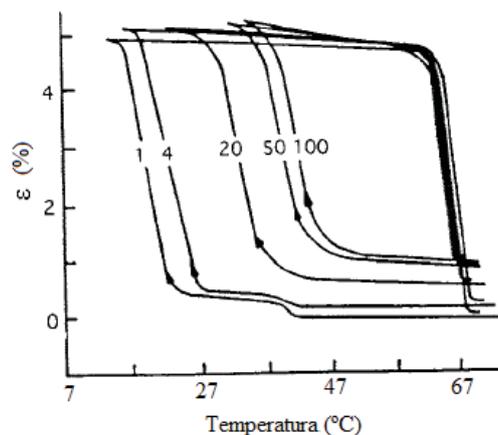
Fonte: Adaptado de OTSUKA e WAYMAN (1998)

Pode-se observar que as temperaturas  $M_s$  e  $M_f$  diminuem com o aumento do número de ciclos, mas a temperatura  $R_s$  não é afetado, como ilustrado na Figura 2.26 (b). A separação entre  $R_s$  e  $M_s$  aumenta com o acréscimo no número de ciclos térmicos, levando a um aumento da quantidade da fase R e aumento do pico de resistividade, como ilustrado na Figura 2.26 (a). O decréscimo nas temperaturas pode ser atribuído ao campo de tensão interna formado pelas discordâncias durante o movimento repetido da interface austenita-martensita (OTSUKA e WAYMAN, 1998; LUO e ABEL, 2007). A temperatura  $M_s$  diminui quando amostras são submetidas a uma ciclagem térmica parcial ou completa (LAHOZ e PUÉRTOLAS, 2004).

A ciclagem térmica dá origem a precipitados ricos em Ni ( $Ti_3Ni_4$ ). Esses precipitados, por sua vez, induzem campos de tensões no retículo cristalino, modifica a razão Ni/Ti na matriz e interagem com as discordâncias, afetando o EMF (CASATI *et al.*, 2011).

Na Figura 2.27, ilustra-se o efeito de ciclos térmicos sob carga. Pode-se observar que as deformações das transformações  $B2 \rightarrow R$  e  $R \rightarrow B19'$  diminuem com o aumento do número de ciclos. Após 20 (vinte) ciclos, a deformação da transformação  $B2 \rightarrow R$  desaparece. Ciclos térmicos sob carga, na faixa de temperatura onde martensita ( $B19'$ ) é induzida, aumenta  $M_s$  e reduz a histerese de temperatura entre as TM e TR, tendo pouco efeito sobre  $A_f$ . O acréscimo em  $M_s$  com o aumento do número de ciclos é oposto ao resultado de ciclos térmicos sem carga.

Figura 2.27 – Influência de repetidos ciclos térmicos no comportamento da transformação de um fio de Ti-50,2 at.% Ni, recozido a 500°C por 15 minutos após trabalho à frio, sob uma tensão 200 MPa



Fonte: Adaptado de OTSUKA e WAYMAN (1998)

O aumento de  $M_s$  é devido a discordâncias produzidas durante ciclos térmicos. A estrutura da discordância desenvolvida durante ciclos térmicos auxilia a nucleação preferencial das variantes adequada para a tensão aplicada durante o resfriamento, assim, aumentando  $M_s$  (OTSUKA e WAYMAN, 1998). Além disso, as discordâncias criam resistência a transformação reversa, assim o valor da temperatura de  $A_s$  aumenta (WADA e LIU, 2008).

SCHERNGELL e KNEISSL (1998) pesquisaram a influência dos parâmetros de treinamento sobre as características de degradação o EMFR de um fio de LMF, com composição de Ni-50,3 at.% Ti. O treinamento consistiu de submeter a amostra a 20 ciclos térmicos sob uma tensão constante de 50 MPa e 100 MPa, na qual a amostra foi aquecida a uma temperatura superior à  $A_f$ , por efeito Joule, aplicando-se uma corrente elétrica no ciclo aquecimento. Após o treinamento, realizou-se 1500 ciclos térmicos sob tensão zero. Dos resultados experimentais para diferentes parâmetros de treinamento, observou-se que a curva da deformação reversível não satura, mas diminui por causa do aumento da deformação plástica, e uma deformação reversível de 1,8% e 1,65% para as tensões de 100 e 50 MPa no final do treinamento, respectivamente. Além disso, a degradação do EMFR, no caso da ciclagem térmica sob tensão zero, decai rapidamente durante os primeiros 100 ciclos, que é atribuído ao rearranjo de discordância, mas a taxa de degradação é relativamente pequeno com o progresso dos ciclos investigados, que é atribuído a introdução adicional de discordância.

LAHOZ e PUÉRTOLAS (2004) pesquisaram a influência dos parâmetros de treinamento sobre a eficiência, as temperaturas de transformação e a entalpia de um fio de LMF, com composição de Ti-50 at.% Ni. Os treinamentos utilizados foram: a ciclagem térmica de 8 (oito) ciclos com temperatura variável (-40 à 100°C) e carga constante (50, 115 e 220 MPa) e a ciclagem térmica de 3 ciclos com temperatura variável (-40 à 100°C) e carga constante (50, 85, 115, 165 e 220 MPa). Após os treinamentos, as amostras foram submetidas a ciclagem térmica sob tensão zero para obter as curvas de deformação-temperatura. Na análise dos resultados, primeiramente, observou-se que a deformação plástica aumenta acentuadamente com a tensão de treinamento, mas diminui acentuadamente com o aumento do número de ciclos. Em segundo lugar, o valor da deformação reversível aumenta com o número de ciclos. No entanto, a respeito da dependência da tensão de treinamento, a deformação reversível alcança um máximo de 4,5; 5,5 e 6,5% em 50; 115 e 220 MPa

respectivamente. Em terceiro lugar, as temperaturas de transformação, em geral, diminuem com o respectivo número de ciclos, especialmente para altas tensões de treinamento. Em quarto lugar, os dados fornecem uma correlação linear entre a deformação plástica e o efeito de memória de forma numa faixa de 50-115 MPa, mas acima de 115 MPa o efeito de memória de forma satura seguindo o mesmo comportamento da deformação plástica. Em quinto lugar, a ideal tensão de treinamento é inferior, mais próximo ao primeiro limite de elasticidade da martensita onde as variantes martensíticas orientadas surgem.

CHEN e SI (2008) estudaram a estabilidade do EMFR em molas de LMF, com composições de Ti-45 at.% Ni-5 at.% Cu, quando submetidas a diferentes treinamentos. As amostras foram treinadas seguindo as seguintes etapas: (1) no estado martensítico, a mola sofre uma deformação plástica (70, 100, 150, 250 e 280 mm); (2) a mola é descarregada; (3) a mola é submetida a uma temperatura superior à  $A_f$  (100°C), sofrendo contração; (4) a mola é submetida a uma temperatura abaixo de  $M_f$  (0°C), sofrendo alongamento. Após 100 ciclos de treinamento, as molas foram submetidas a 2000 ciclos térmicos (0-100°C). Na análise dos resultados, observou-se que o EMFR aumenta com a elevação da deformação de treinamento até 250 mm (76%) e, em seguida, começa a diminuir (74%). Além disso, EMFR requer 50 e 30 ciclos de treinamento para atingir a saturação quando a deformação de treinamento é menor e maior, respectivamente. Em segundo lugar, após o treinamento e ciclagem térmica, as temperaturas  $A_s$  e  $A_f$  são obviamente inferior a amostra sem treinamento e  $M_s$  e  $M_f$  são um pouco afetadas.

WADA e LIU (2008) demonstraram que os EMFR livre de tensão e EMFR sob tensão (EMFRT) em fios de LMF de Ni-Ti são influenciados pela natureza do treinamento. Os fios de LMF foram submetidos a uma pré-deformação de 4%, descarregando a zero de tensão e recarregando com uma tensão constante de 200 MPa no estado martensítico a temperatura ambiente. Após manter uma tensão de 200 MPa, os fios foram submetidos a uma TF por 5 ciclos e, em seguida, por ciclos térmicos livre de tensão para induzir o EMFR. No treinamento foram considerados 4 (quatro) condições cíclicas diferentes como: (i) transformação completa; (ii) transformação parcial no primeiro aquecimento; (iii) transformação parcial no primeiro e terceiro aquecimento e (iv) transformação parcial no quarto aquecimento. Na análise dos resultados, observou-se que a imposição de uma transformação parcial faz com que uma TR em duas etapas apareça na próxima transformação completa. Esta transformação desaparece no ciclo seguinte devido as

variantes martensíticas reorganizadas em uma orientação preferencial pela tensão aplicada. Além disso, as magnitudes encontradas de ambos EMFRT e EMFR diminuem com a transformação parcial, embora sua tendência decrescente varia de acordo com as condições cíclicas. A transformação completa foi bastante eficaz, em comparação com a transformação parcial, para o desenvolvimento do EMFRT e EMFR, atingindo deformações de 5,95% e 2,14% respectivamente.

LI *et al.* (2009) investigaram a deformação reversível e a vida de fadiga de um fio de LMF de  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$  com tratamentos térmicos diferenciados (500°C por 5, 10, 15 e 30 minutos) submetido a uma ciclagem termomecânica sob cargas constantes (250, 280 e 310 MPa). Na análise dos resultados, observou-se uma diminuição na deformação reversível do fio de LMF com o aumento do tempo de tratamento térmico quando submetido a uma ciclagem termomecânica sob uma série de cargas constantes. Essas alterações são significativas nos 200 ciclos iniciais e a deformação reversível tende a alcançar um estado estável nos ciclos adicionais. E o fio de LMF com tratamento térmico mais curto exibe menor vida de fadiga enquanto a maior deformação reversível. Além disso, verificou-se que ambos o tempo de tratamento térmico e a ciclagem termomecânica têm influência óbvia no comportamento das temperaturas de transformação de fase.

SAIKRISHNA *et al.* (2009) mostram que para uma dada composição de liga, o comportamento funcional repetitivo de um fio de Ni-Ti é largamente dependente da combinação dos parâmetros de processamento como: da retenção do trabalho à frio, do tempo da temperatura de recozimento e do regime tensão-deformação na ciclagem termomecânica. Além disso, pode-se notar que o material é instável, independentemente de quaisquer combinações dos parâmetros de processamento. Embora estabilize a taxa de deformação reversível dentro de poucos ciclos iniciais, a taxa de deformação residual continua aumentando com o progresso da CTM e diminui com a continuação da CTM. O material tende a comporta-se relativamente estável depois de um grande número de ciclos. No entanto, o número de ciclos requerido para alcançar este estágio é uma função dos parâmetros de processamento e da tensão que a CTM é realizada. Esta tendência de estabilização pode ser acelerada se CTM é realizada sob alta tensão de 300 MPa por 50 ciclos seguida por uma CTM sob baixa tensão de 200 MPa.

CASATI *et al.* (2011) realizaram ensaios de fadiga funcional em fios de Ni-Ti sob uma tensão mecânica constante, utilizando a estratégia de aquecer o fio por efeito Joule

através de diferentes tipos formas de onda para a corrente elétrica (tipo rampa e degrau) e, em seguida, resfriar por convecção natural. Os ensaios de fadiga de 300.000 ciclos foram executados por 2 (duas) diferentes variações de deslocamento (3,1 e 3,6 mm) e 2 (duas) diferentes cargas axiais (190 e 260 MPa). Na análise dos resultados, observou-se que o único ensaio que resistiu a todos os ciclos foi o de deslocamento de 3,1 mm e tensão de 190 MPa. Neste ensaio, o fio aquecido por uma corrente elétrica do tipo degrau exibiu uma deformação residual (0,6 %) e uma deformação reversível (5,37%) maior do que do tipo rampa após a CTM. Além disso, na análise dos termogramas de DSC mostram uma transformação direta e reversa numa única etapa, enquanto, antes da ciclagem o material exibia uma transformação direta em 2 (duas) etapas e uma transformação reversa numa única etapa, implicando numa modificação das temperaturas de transformação e uma redução da histerese térmica.

SCIRÈ MAMMANO e DRAGONI (2011) realizaram ensaios de fadiga estrutural e funcional em fios de LMF de Ni-Ti. Nesses ensaios, os fios foram submetidos a processos de CTM sob tensão constante e deformação constante, utilizando a estratégia de aquecer o fio através de uma corrente elétrica alternada senoidal. Na análise dos resultados, observou-se que os fios podem ser utilizados como atuadores quando submetidos a uma CTM sob tensão constante aplicada abaixo do limite de fadiga ( $\leq 100$  MPa), pois o alongamento do comprimento do fio é pouco significativo ( $< 1\%$ ), o EMF no fio é aceitável para fins práticos ( $\approx 4\%$ ) e vida de fadiga em torno de 500.000 ciclos. Além disso, para uma tensão aplicada acima do limite de fadiga ( $\geq 125$  MPa), o EMF aumenta, mas é acompanhado por um maior alongamento ao longo dos ciclos. Já a exposição a condições de deformação constante é muito prejudicial para a vida de fadiga, nunca superior a 19.000 ciclos quando aplicado 1 % de deformação. Portanto, deve ser evitado, pois é muito mais exigente sobre o material do que o ensaio de tensão constante.

FARIAS *et al.* (2012) desenvolveram um aparato experimental para realizar treinamentos em fios de LMF de Ni-Ti. Os treinamentos consistiram de submeter as amostras a uma CTM sob tensão constante, utilizando a estratégia de aquecer o fio por efeito Joule através de uma corrente elétrica, durante 6000 ciclos. Nesse trabalho foram admitidos 3 (três) condições de treinamento: 1º treinamento: corrente elétrica de 640 mA e carga de 153 MPa; 2º treinamento: corrente elétrica de 640 mA e carga de 85 MPa; 3º treinamento: corrente elétrica de 800 mA e carga de 85 Mpa. Na análise dos resultados, observou-se no

1º treinamento que o fio estabiliza a deformação reversível, mas não estabiliza o alongamento do comprimento do fio. No 2º treinamento, o fio estabilizou tanto o alongamento do comprimento quanto a deformação reversível do fio. No 3º treinamento, foi observada a dependência do alongamento do comprimento do fio com o aquecimento devido à aplicação de uma corrente elétrica mais alta em relação ao 2º.

SAIKRISHNA *et al.* (2012) realizaram o estudo do comportamento de fadiga funcional em 2 (dois) fios de LMF de Ni-Ti de mesma composição química e diâmetros, mas obtidos por diferentes fornecedores. Para isto, ensaios de CTM foram realizados nos fios sob uma tensão variável na faixa de 100 a 450 MPa e, também, sob uma deformação reversível de 4%. Durante a CTM, os fios foram aquecidos por efeito Joule, utilizando uma corrente elétrica do tipo rampa, e resfriado por convecção natural (ar). Na análise dos resultados, observou-se que apenas um fio apresentou uma tendência de estabilidade e uma maior resistência à fadiga ( $\cong 30.000$  ciclos) do que o outro ( $\cong 3.500$ ). Esta diferença indica existir diferença sutil na história do processo termomecânico dos 2 (dois) fios, que não estão refletidas nas propriedades termofísicas brutas ou propriedades mecânicas/funcionais quasi-estáticas.

ATLI *et al.* (2013) investigaram a influência dos parâmetros de treinamento em amostras cilíndricas de LMF de alta temperatura, com composições de Ni-50,5 at.% Ti-21 at.% Pt; Ni-50,5 at.% Ti-25 at.% Pd e Ni-50 at.% Ti-25 at.% Pd- 0,5 at.% Sc, comparando com a LMF de Ni-50,1 at.% Ti. Os treinamentos consistiram de submeter as amostras a 100 ciclos térmicos sob uma tensão constante (80, 150 e 200 MPa). Após o treinamento, as amostras foram descarregadas e EMFR foi caracterizado usando uma máquina de ensaio MTS servo-hidráulica por 10 ciclos livre de tensão para avaliar a magnitude e a estabilidade. Na análise dos resultados, observou-se uma correlação negativa para a liga Ni-Ti e uma positiva para as ligas Ni-Ti-Pd e Ni- Ti-Pd-Sc entre o aumento da tensão de treinamento e a magnitude do EMFR. Além disso, nenhum EMFR foi observado na liga Ni-Ti-Pt devido a maiores temperaturas exigidas durante o ciclo térmico.

NAFARI e ABBASI (2013) investigaram o treinamento em diferentes fitas de LMF, com composições de Ti-50,1 at.% Ni, Ti-49,8 at.% Ni e Ti- 46 at.% Ni-6 at.% Cu, nomeadas como rica-Ni, rica-Ti e Ni-Ti-Cu. No treinamento, inicialmente, as amostras são dobradas em 180º por uma deformação de 7-20% (7; 9; 12,5 16,5 e 20) no estado martensítico e, em seguida, descarregadas e aquecidas até chegar no estado austenítico. Estes ciclos térmicos

foram repetidos por 80 vezes. Na análise dos resultados, observou-se que a amostra rica-Ni teve melhor propriedade de memória de forma do que a amostra rica-Ti. Mas, a adição do Cu tem levado a um melhor EMFS em comparação com ligas binárias de Ni-Ti, aumentando e diminuindo a deformação reversível e a plástica, respectivamente. Além disso, aumentando a pré-deformação aplicada em todas as amostras, têm-se uma deformação plástica e reversível aumentada e decrescida, respectivamente.

SCIRÈ MAMMANO e DRAGONI (2014) apresentam um estudo comparativo da fadiga funcional de fios de LMF de Ni-Ti submetido a uma CTM com uma alta e baixa variação linear de tensão-deformação, nos valores de 35 e 15 Mpa por unidade percentual de deformação em relação as configurações de tensão constante, deformação constante e tensão constante com deformação máxima limitada, publicadas em trabalhos anteriores. Os novos ensaios foram realizados utilizando uma mola de retorno e adotando uma deformação máxima de 4%. Na análise dos resultados, observou-se que nos novos ensaios apresentam um limite de fadiga (106,09 MPa), similar ao caso de tensão constante com o mesmo limite de deformação (108,7 MPa), se uma variação linear de tensão-deformação for baixa. O limite de fadiga decresce se uma alta variação linear de tensão-deformação for adotada.

SCIRÈ MAMMANO e DRAGONI (2015) apresentam o estudo do comportamento de fadiga estrutural e funcional de fios de LMF de Ni-Ti submetido a uma CTM, de variações lineares de tensão-deformação com deformação máxima limitada em 4%, explorando 3 (três) parâmetros funcionais como: a fração da transformação martensítica e austenítica, a velocidade de aquecimento e a tensão mecânica aplicada. Os parâmetros foram testados variando cada parâmetro em dois níveis como: 80 a 100 % para a fração de transformação, fornecimento de corrente elétrica alternada do tipo senoidal e quadrada ao fio e 100 e 170 MPa para tensão mecânica aplicada. Na análise dos resultados, observou-se que para ambos os fornecimentos de corrente elétrica alternada existem um decaimento rápido do EMF seguido por fratura quando a transformação é completa. Por outro lado, a decadência é quase nula e ausência de fratura quando ocorre uma transformação parcial (80%). Em termos funcionais, o desempenho das 2 (duas) frações de transformação em termos de EMF tende a torna-se o mesmo, mas a transformação parcial tem uma vantagem em termos de maior vida de fadiga estrutural. Embora menos acentuadamente, a velocidade de aquecimento também tem um efeito mensurável sobre a resposta estrutural e funcional, com o fornecimento de uma corrente elétrica alternada senoidal.

DA SILVA *et al.* (2017) investigaram a influência de ciclos térmicos nas temperaturas de transformação de fase e calor latente de fios de LMF de Ni<sub>55</sub>-Ti<sub>45</sub>. Para isto, uma amostra, tratada termicamente a 450°C por 20 minutos, foi submetida a 10 ciclos térmicos ciclada entre -40°C e 100°C usando um DSC e a 80 ciclos térmicos sob uma tensão constante de 95 MPa, na qual a amostra foi aquecida por efeito Joule, aplicando-se uma corrente elétrica no ciclo aquecimento. Na análise dos resultados, observou-se uma diminuição nas temperaturas e no calor latente das transformações de fase. Essas mudanças ocorrem com mais intensidade após 80 ciclos térmicos sob uma tensão constante de 95 MPa.

## 2.11 APLICAÇÕES DE LMF: VISÃO GERAL

As LMF de Ni-Ti vêm rapidamente atraindo o interesse de engenheiros e cientistas em todo o mundo (LAGOUDAS, 2008). Isto deve-se a suas excelentes propriedades, únicas dentre os materiais comumente utilizados na área da engenharia como nas diversas áreas.

As potencialidades na aplicação das LMF são bem vindas uma vez que as suas características possibilitam a resolução de problemas, de forma inovadora, em inúmeras aplicações industriais (ATLI *et al.*, 2013; TELO, 2014). Deste modo, existem diversas áreas que se torna interessante a sua utilização como: nas indústrias naval, aeronáutica, aeroespacial, nuclear, automobilística e robótica, em materiais com utilidades domésticas, na medicina e odontologia, por meio de aplicações inovadoras que resultam no desenvolvimento de novos produtos (TELO, 2014; RAO *et al.*, 2015).

Os potenciais de aplicações são resultados da grande capacidade de geração de força, baixo ruído, dimensões reduzidas e alto percentual de deformação reversível, se comprado com outros metais, na qual tem possibilitado o desenvolvimento de LMF como atuadores (ATLI *et al.*, 2013). O uso de LMF em atuadores oferece a oportunidade de desenvolver elementos robustos, que podem representar uma alternativa aos atuadores eletro-magnético comumente usados em vários campos de aplicações industriais (FUMAGALLI *et al.*, 2009).

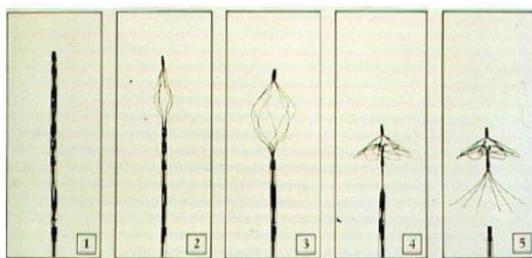
O alto custo, a falta de entendimento claro do processo termomecânico, e a incapacidade de prever o comportamento da LMF após vários ciclos de carga e descarga são as principais razões que impediram de uma difusão mais rápida (CASCIATI *et al.*, 2016).

### 2.11.1 Aplicações Biomédicas

As LMF de Ni-Ti têm encontrado muitas aplicações biomédicas devido a sua boa biocompatibilidade e resistência à corrosão. Isso deve ao fato das ligas de Ni-Ti apresentar uma camada de revestimento de Ti-O<sub>2</sub> (óxido de titânio). Essa camada, por sua vez, é inofensiva ao corpo humano e oferece uma alta resistência a corrosão, evitando uma alta contaminação de níquel, na qual é bastante tóxico e qualquer contato pode levar a várias complicações médicas (RAO *et al.*, 2015).

As aplicações biomédicas têm ajudado a solucionar problemas ligados ao sistema cardiovascular, através da introdução de novos instrumentos, como o filtro de Simon e o dispositivo autoexpansivo, e métodos de intervenção (TELO, 2014). Na Figura 2.28, ilustra-se o filtro de Simon que tem como função de filtrar os coágulos que percorrem a corrente sanguínea. Os coágulos são captados no filtro, sendo dissolvidos com o passar do tempo.

Figura 2.28 – Filtro de Simon



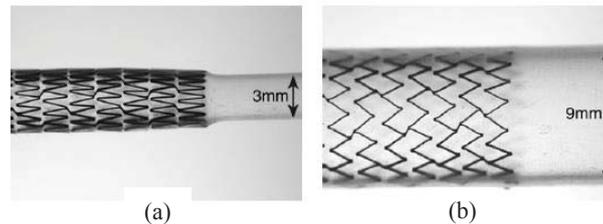
Fonte: Adaptado de CASTILHO e SILVA (2011)

Para inserção na corrente sanguínea, o filtro de Simon é colocado na ponta do cateter numa forma cilíndrica e compacta (forma deformada) juntamente com uma solução salina responsável por seu resfriamento. Quando inserido interior do corpo humano pelo cateter, o filtro é aquecido pela temperatura interna do paciente, promovendo a recuperação de sua forma funcional em forma de âncora, de modo a captar os coágulos (LAGOUDAS, 2008; LIMA, 2008; CASTILHO e SILVA, 2011; NEGRÃO, 2012; TELO, 2014).

Na Figura 2.29, ilustra-se o dispositivo autoexpansivo (*stent*) de nitinol, em homenagem ao dentista C. T. Stent, que permite devolver um fluxo próximo ao normal aos vasos sanguíneos (RAO *et al.*, 2015). Esse dispositivo, caracterizado pela sua estrutura tubular autoexpansível, é inserido normalmente para sustentar o diâmetro interno dos vasos

sanguíneos, além disso, podendo ser utilizado para sustentar o diâmetro interno do esôfago e duto biliar.

Figura 2.29 – Implantação experimental de um dispositivo autoexpansivo de nitinol em vasos simulados em silicone (a) antes e (b) depois da atuação



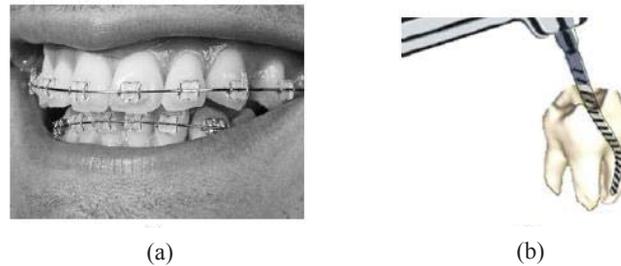
Fonte: Adaptado de TELO (2014)

Para a inserção no vaso sanguíneo, o *stent* é colocado pré-comprimido na ponta de um cateter, como ilustrado na Figura 2.29 (a). Quando inserido no interior do corpo humano pelo cateter, o *stent* é aquecido pela temperatura interna do paciente, promovendo a recuperação de sua forma funcional, expandindo-se, como ilustrado na Figura 2.29 (b). Além de procedimentos como o de angioplastia para evitar o reentupimento de um vaso, estes dispositivos também podem ser utilizados no tratamento de aneurismas cerebrais, sustentando as paredes de um vaso frágil (LIMA, 2008; TELO, 2014).

Existem ainda outras aplicações médicas que tiram partido das características das LMF como é o caso dos instrumentos cirúrgicos, que tem o intuito de minimizar a intrusão no corpo do paciente e os danos colaterais nas intervenções cirúrgicas. Um exemplo de instrumentos cirúrgicos são os fios guias, que auxiliam na introdução de dispositivos de tratamento ou diagnóstico no corpo de um paciente. Estes fios guias tiram partido da superelasticidade com o intuito de reduzir a probabilidade da ocorrência de dobras permanentes, reduzindo conseqüentemente o risco de danos durante a retirada do fio guia do interior do paciente (TELO, 2014). Os fios guias são largamente utilizados em cirurgia devido à sua resistência à torção e flexibilidade superior (LAGOUDAS, 2008). Outros instrumentos que utilizam o comportamento do EMF são as ferramentas cirúrgicas como pinças e tesouras, que são utilizadas em procedimentos de laparoscopia.

A odontologia tem explorado as propriedades das LMF como por exemplo nos aparelhos ortodônticos, limas endodônticas, grampos para consolidação de trincas na arcada, dentre outras aplicações. Nessa área, as aplicações com mais visibilidade no dia a dia são as ligadas à ortodontia ou medicina dentária, como os arcos ortodônticos, comumente designados como aparelhos ortodônticos, ilustrado na Figura 2.30 (a).

Figura 2.30 – Aparelho ortodôntico com resultados de 3 semanas



Fonte: Adaptado de LAGOUDAS (2008)

Os aparelhos dentários são utilizados no processo de correção do posicionamento dos dentes dos pacientes, através da aplicação de forças comumente empregada para a movimentação dentária (RAO *et al.*, 2015). Essas forças são usualmente geradas pelo efeito da superelasticidade nos fios de Ni-Ti ou Ni-Ti-Cu dos aparelhos, que fornece uma força de restituição uniforme e praticamente constante, eliminando a necessidade de repetidos apertos, além disso, acelerando o processo corretivo (LIMA, 2008; CASTILHO e SILVA, 2011; TELO, 2014). Para um nível de força ideal, a composição e o processamento pode ser modificado (LAGOUDAS, 2008).

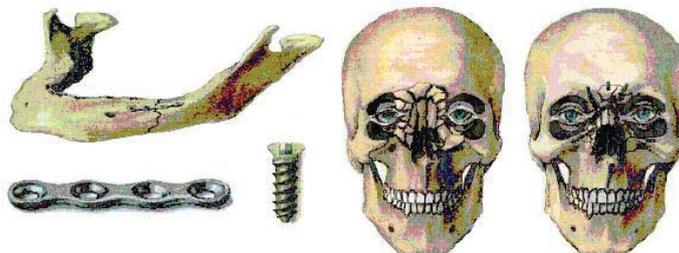
Na Figura 2.30 (b), ilustra-se o instrumento endodôntico rotatório acionado a motor, conhecido como lima endodônticas, que envolve a perfuração do dente. Esse instrumento é utilizado no tratamento cirúrgico de canais radiculares, e vem substituindo com êxito as limas de aço inoxidável, devido a sua maior flexibilidade antes de exceder o limite elástico e ainda suportar altas rotações cíclicas. As ligas de Ni-Ti utilizadas nesses instrumentos são aproximadamente equiatômicas, podendo, em alguns casos, ocorrer a substituição de uma pequena porcentagem de níquel por cobalto (DIAS, 2005; LAGOUDAS, 2008).

A ortopedia tem explorado as propriedades das LMF, devido as propriedades de elevada resistência à corrosão e biocompatibilidade, nas cirurgias ósseas para a recuperação de fraturas com o uso de placas ou grampos. Além disso, no tratamento e correção de escolioses com o uso de espaçador de vértebras e em luvas destinadas à fisioterapia.

Na Figura 2.31, ilustra-se implantes de placas ósseas de Ni-Ti, utilizando o efeito da superelasticidade para auxiliar na recuperação de um osso quebrado ou fraturado. Estas placas de Ni-Ti, que vem sendo substituídas pelas placas de Ti e aço inoxidável, são usadas em fraturas ocorridas na face, como nariz, mandíbulas e na região óssea ocular. As placas facilitam a cura dos ossos fraturados que necessitam estar constantemente sobre compressão.

Tal compressão é obtida por implante ósseo, normalmente fabricado em titânio ou aço inoxidável, que mantém os ossos juntos e acelera a recuperação do osso fraturado.

Figura 2.31 – Placas Ni-Ti para recuperação de fraturas ósseas

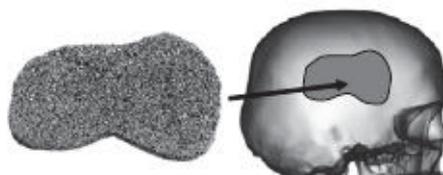


Fonte: Adaptado de LIMA (2008)

Para a inserção, a placa de Ni-Ti precisa ser resfriada abaixo da sua temperatura de transformação anterior a implantação no osso do paciente. Porém, ao ser implantada no osso e com o aquecimento natural do corpo humano, a placa se contrai e gera uma compressão no osso fraturado, diminuindo o tempo de cura se comparado a uma placa comum de titânio ou aço inoxidável (LIMA, 2008; CASTILHO e SILVA, 2011; NEGRÃO, 2012).

Na Figura 2.32, ilustra-se o diagrama esquemático de uma LMF porosa que pode ser utilizada como implante de osso artificial. A natureza porosa do material permite que o tecido ósseo existente migre para o interior, aumentando a força de colagem. Além disso, as propriedades do implante, rigidez e porosidade, pode ser projetado para coincidir com as do osso (LAGOUDAS, 2008).

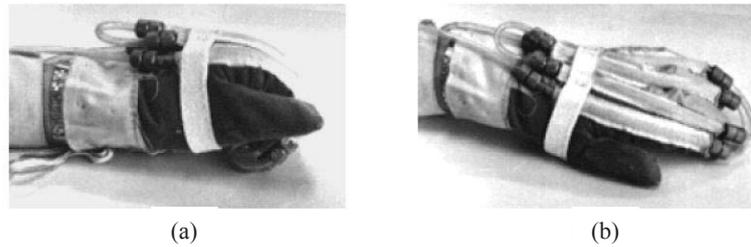
Figura 2.32 – Um diagrama esquemático que mostra a utilização prospectiva de LMF porosa como implantes de osso artificial



Fonte: Adaptado de LAGOUDAS (2008)

A luva, ilustrada na Figura 2.33, é constituída de fios de LMF na região dos dedos, reproduzindo muito bem os movimentos dos músculos mão. Quando a luva é aquecida, os fios se contraem, como ilustrado na Figura 2.33 (a), fechando a mão. E quando a luva é resfriada, os fios retornam à posição inicial, como ilustrado na Figura 2.33 (b), abrindo a mão.

Figura 2.33 – Luva para fisioterapia contendo elementos em LMF

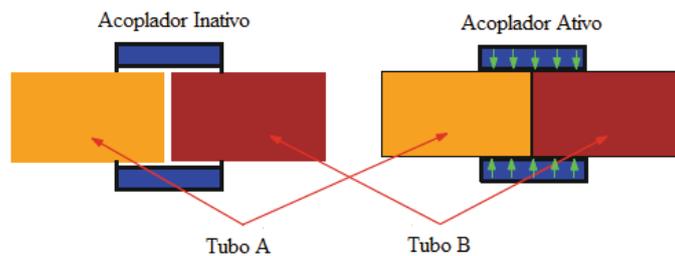


Fonte: Adaptado de LIMA (2008)

### 2.11.2 Aplicações Aeroespaciais

Em 1970, uma das primeiras aplicações de LMF, desenvolvida pela empresa americana *Raychem*, foi um acoplamento hidráulico do tipo *Cryofit*, ilustrado na Figura 2.34, utilizado pela indústria militar da aeronáutica americana num caça *Grumman F-14*.

Figura 2.34 – Acoplador hidráulico do tipo *Cryofit*



Fonte: Adaptado de RAO *et al.* (2015)

No caça *Grumman F-14*, utilizou-se uma espécie de luva feita de material com memória de forma como um acoplamento hidráulico para promover a união de 2 (dois) tubos diferentes numa conexão hidráulica. Inicialmente, o acoplamento é imerso em nitrogênio líquido em torno de  $196^{\circ}\text{C}$ , temperatura abaixo de  $M_f$ , expandindo mecanicamente para um diâmetro maior até a sua montagem no sistema hidráulico. Em seguida, o acoplamento é rapidamente montado nas extremidades das tubulações metálicas que serão unidas. Ao retornar a temperatura ambiente, temperatura superior à  $A_f$ , o acoplamento tende a recuperar o seu menor diâmetro, apertando as extremidades dos tubos com uma grande força de compressão. Isso cria uma junta que na maioria dos casos é equivalente ou superior as juntas soldadas (LIMA, 2008; RAO *et al.*, 2015).

A implementação da tecnologia de materiais com memória de forma na indústria aeroespacial expandiu as possibilidades das superfícies de comando, dos sistemas de propulsão e dos veículos espaciais, onde o progresso em trabalhos nessa área é contínuo.

Algumas das aplicações e pesquisas mais recentes das LMF aplicados nessa área estão nas áreas de superfícies de comando e sistemas propulsores (NEGRÃO, 2012).

Os regulamentos mundiais quanto aos níveis de ruído, provenientes dos motores das aeronaves, durante pousos e decolagens se tornaram mais restritos nos últimos anos. Para reduzir tal ruído, muitos projetistas desenharam uma nova configuração das turbinas dos aviões, nas quais são ondulações chamadas de *chevron*, ilustradas na Figura 2.35.

Figura 2.35 – Ensaio dos *chevrons* de geometria variável em voo da Boeing



Fonte: Adaptado de LAGOUDAS (2008)

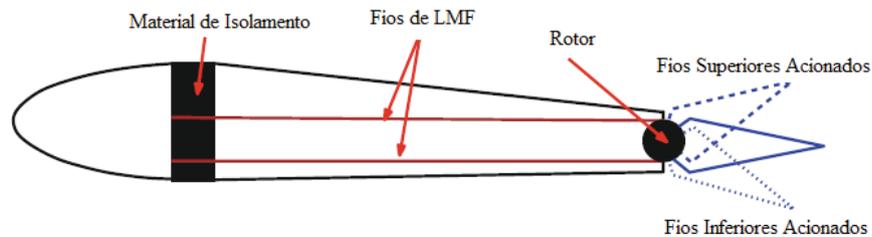
Os *chevrons* causam uma perturbação nos gases de escape da turbina, reduzindo o seu nível de ruído. Pesquisadores estão estudando métodos de inserir pequenas barras de LMF embutidos nos *chevrons*. As barras de LMF curvam os *chevrons* sobre o fluxo de gases de combustão para aumentar a mistura de gases, quando atuado com maiores temperaturas do motor durante os voos de baixa velocidade ou altitude, e, assim, reduzir o ruído gerado. Já com menor temperatura em voo de alta velocidade ou altitude, as barras de LMF resfriadas produzem *chevrons* menos curvados, diminuindo a mistura de gases e, assim, aumentando o desempenho da turbina (LAGOUDAS, 2008; NEGRÃO, 2012).

Os *flaps* são dispositivos móveis, existentes nas partes posteriores das asas de uma aeronave, que aumentam a sustentação e o arrasto pela mudança da curvatura do seu perfil e do aumento de sua área. A manobra de aeronaves depende da eficiência dos *flaps*. Essas estruturas utilizam sistemas hidráulicos, provocando problemas do aumento do custo e do peso das aeronaves. Muitas alternativas na indústria aeroespacial estão sendo pesquisadas para contornarem esses problemas, e as potenciais soluções são as LMF (CASTILHO e SILVA, 2011).

Na Figura 2.36, ilustra-se um modelo de asa com *flap* de uma aeronave, acionado por fios de LMF, possibilitando um projeto mais otimizado em relação ao custo, ao peso e a eficiência. Os fios de LMF são utilizados para acionar o *flap* entre várias posições angulares

durante a manobra de voo. Ao aquecer, os fios de LMF superiores e inferiores contraem, fazendo o rotor girar no sentido anti-horário e horário respectivamente. Os Fios de LMF claramente executam ambas funções de sensor e atuador, assim, reduzindo a utilização de elementos de trabalho separados para sensores e atuadores.

Figura 2.36 – Modelo de uma asa de avião com flap acionados por fios de LMF



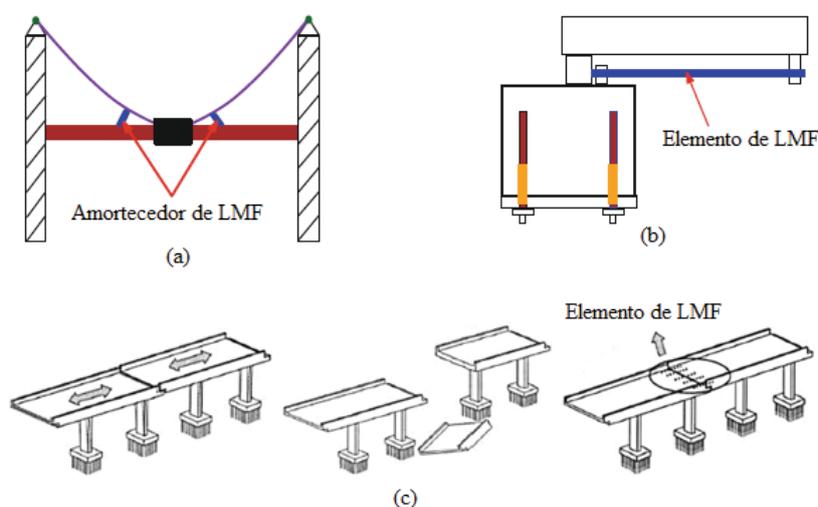
Fonte: Adaptado de RAO *et al.* (2015)

### 2.11.3 Aplicações de Engenharia Civil

O campo da engenharia civil apresenta também um crescente interesse, principalmente nos últimos anos, na incorporação da LMF como material aplicado em soluções construtivas e de reabilitação de estruturas.

O controle de vibrações de estruturas, que estão propensas a danos devido a deslocamentos laterais durante um evento de terremoto, em áreas sísmicamente ativas, através de elementos amortecedores, é uma problemática que tem incidido grandes esforços (TELO, 2014; RAO *et al.*, 2015).

Figura 2.37 – Elementos de LMF aplicados em pontes



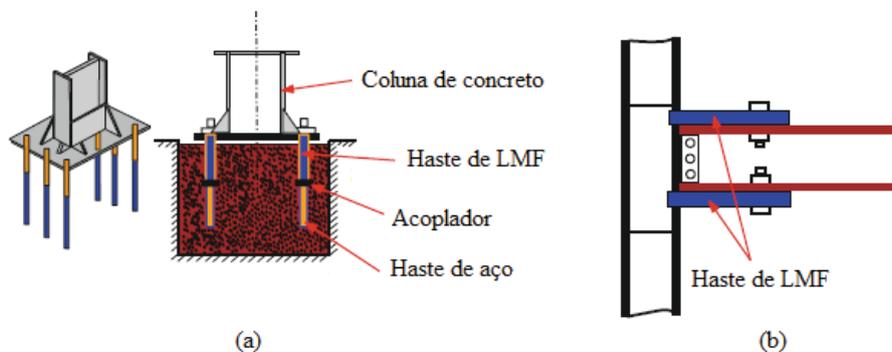
Fonte: Adaptado de TELO (2014) e RAO *et al.* (2015)

Na Figura 2.37 (a), ilustra-se as LMF como elementos amortecedores em pontes de tirantes, utilizando o efeito da superelasticidade. Nas Figura 2.37 (b) e (c), ilustra-se as LMF como elementos de prevenção do descolamento de tabuleiros simplesmente apoiados, ao nível do encontro e entre elementos do tabuleiro, respectivamente, realizando um reforço, nas zonas juntas do tabuleiro ou junto aos encontros.

Durante ações sísmicas é recorrente a acumulação de esforços nas zonas de ligação entre os elementos estruturais, as designadas zonas críticas, possibilitando a formação de rótulas plásticas. Com o intuito de diminuir essa ocorrência e uma consequente possível instabilidade estrutural, propõe-se o uso de conectores de LMF, para aumentar o amortecimento e a dissipação de energia nesses pontos, através do efeito da superelasticidade (TELO, 2014).

Na Figura 2.38, ilustra-se dois exemplos que utiliza conectores de LMF. O primeiro, ilustrado na Figura 2.38 (a), é um sistema de ancoragem de uma coluna de concreto com hastes de Ni-Ti e aço. O segundo, ilustrado na Figura 2.38 (b), é um conector sob a forma de uma haste de LMF numa ligação entre pilares de vigas metálicas.

Figura 2.38 – Conectores de LMF nas zonas de ligação entre os elementos estruturais

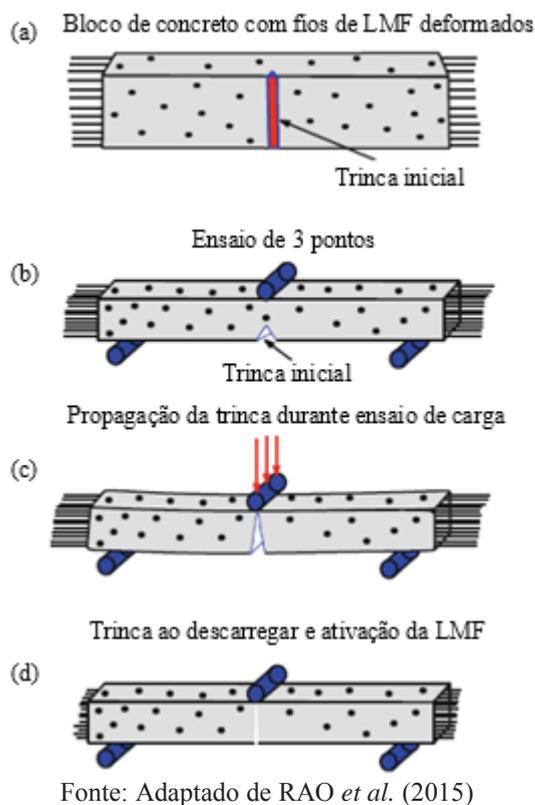


Fonte: Adaptado de RAO *et al.* (2015)

Na Figura 2.39, ilustra-se um bloco de concreto com fios de LMF, onde pode “auto curar” após um evento de terremoto prejudicial. Os fios foram inicialmente pré-deformados no seu estado martensítico e, em seguida, inseridos no bloco de concreto com uma trinca inicial, como ilustrado na Figura 2.39. Em uma bancada experimental, realizou-se o ensaio de flexão de 3 pontos, simulando um evento de terremoto, que resultou na propagação da trinca e a deformação dos fios de LMF com o aumento da carga. Após o ensaio de flexão, a estrutura é então descarregada e os fios ativados por aquecimento a uma temperatura superior à  $A_f$ . Após o aquecimento, os fios, no seu estado austenítico, retornam para seu estado

original, resultando em grandes forças de recuperação que implica no fechamento da trinca e, assim, minimizando as chances de desmoronamento do prédio após um terremoto.

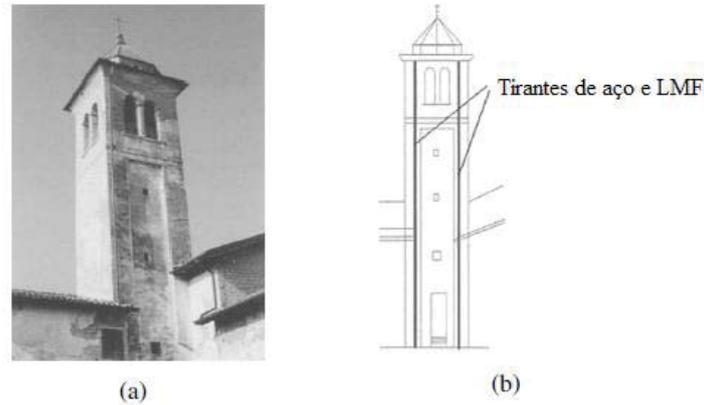
Figura 2.39 – Bloco de concreto armado com fios de LMF



Uma das primeiras aplicações de reabilitação reportadas utilizando dispositivos de LMF foi na Igreja de S. Giorgio, ilustrada na Figura 2.40, na Itália, erguida em 1302 e atingida por um sismo, de magnitude 4.8 na escala de Richter, em 15 de Outubro de 1996, resultando em sérios danos na sua estrutura, como fraturas transversais nos pilares e na alvenaria (TELO, 2014; RAO *et al.*, 2015). A intervenção de reabilitação passou pela instalação de 4 (quatro) tirantes de aço e LMF, ancorados no topo da estrutura e no solo, como meio de conectar o topo da torre ao solo. Esta intervenção resulta no aumento da resistência de flexão da torre e das frequências modais da mesma. A prova deste fato foi a torre ter resistido, sem qualquer dano, a uma nova solicitação sísmica de magnitude 4.5 na escala de Richter no ano 2000 (TELO, 2014).

Devido ao tamanho das estruturas da engenharia civil, o uso de componentes de LMF de NiTi foram limitados devido aos seus altos custos iniciais de materiais e processos quando comparado a aplicações biomédicas ou automotivos/aeroespacial (RAO *et al.*, 2015).

Figura 2.40 – Torre de S. Giorgio, Itália, e esquema da intervenção



Fonte: Adaptado de TELO (2014)

#### 2.11.4 Área das Artes Plásticas

Nas artes plásticas existe o devido espaço para as LMF, onde vem sendo usado para criar esculturas móveis. Na Figura 2.41, mostra-se a aplicação de LMF numa escultura de Olivier Deschamps. A escultura mostra uma mulher com uma criança no chão. A escultura é usada num estado martensítico. Quando aquecida, ocorre-se uma TF que modifica a escultura para uma mulher levantando uma criança.

Figura 2.41 – A escultura “Espoir-Desespoir”



Fonte: Adaptado de LIMA (2008)

#### 2.11.5 Área Diversas

Existem vastas possibilidades da utilização das LMF, sendo a propriedade da superelasticidade na maioria das aplicações comerciais. Essa propriedade é posta em prática em armação de óculos, ilustrada na Figura 2.42 (a), permitindo que sejam dobradas e deformadas sem quebrar, retornando à sua configuração inicial. As LMF também têm sido utilizadas em artigos esportivos como taco de golfe, ilustrado na Figura 2.42 (b), devido à sua propriedade de amortecimento elevado.

Figura 2.42 – Aplicações comerciais de LMF. (a) armação de óculos e (b) taco de golfe



(a)



(b)

Fonte: Adaptado de LAGOUDAS (2008)

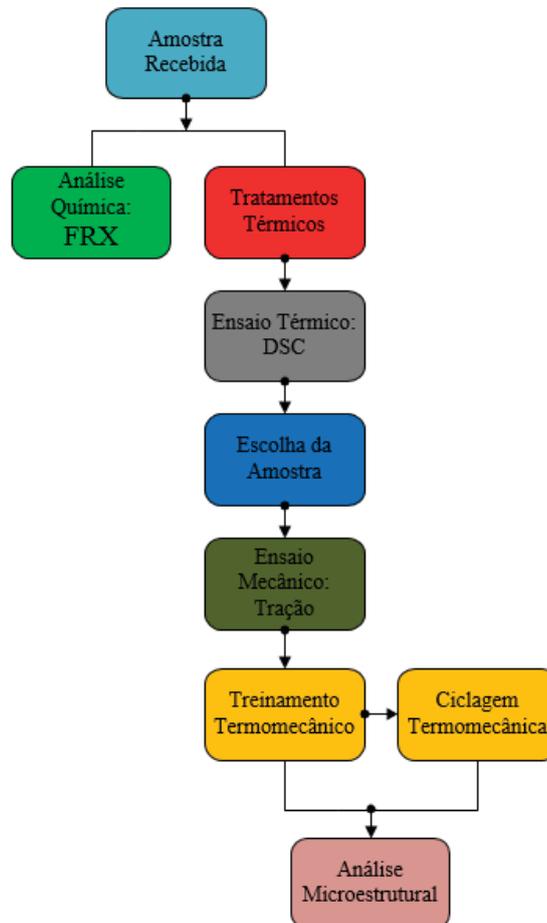
## CAPÍTULO III

### PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

#### 3.1 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho de tese, a caracterização termomecânica de um fio atuador de liga com memória de forma de Ni-Ti submetido a uma ciclagem termomecânica por efeito Joule, aplicando-se uma corrente elétrica, foi realizada no Laboratório de Sistemas e Estruturas Ativas (LaSEA), do Departamento de Engenharia Elétrica (DEE) da Universidade Federal da Paraíba (UFPB), e no Laboratório de Instrumentação e Controle (LINC), do Departamento de Engenharia Mecânica (DEM) da UFPB, em parceria com o Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA), do DEM da Universidade Federal de Campina Grande.

Figura 3.1 – Fluxograma da metodologia empregada durante a realização do trabalho



Fonte: Próprio autor

Para a caracterização termomecânica, utilizou-se a metodologia apresentada no fluxograma, ilustrado na Figura 3.1, com a intenção de verificar a possibilidade de se obter uma estabilidade funcional do fio atuador de liga com memória de forma de Ni-Ti submetido a uma ciclagem termomecânica por efeito Joule. Para isso, foi utilizado o fio atuador de LMF de Ni-Ti, fornecido pela empresa alemã *Memory-Metalle*, no estado bruto de trabalho à frio e com um diâmetro de 0,305 mm.

### **3.2 ANÁLISE QUÍMICA**

Uma análise química foi realizada através da técnica de Fluorescência de Raios X (FRX) com o equipamento espectrômetro sequencial de fluorescência de raios X, da marca *Shimadzu*, Modelo FRX-1800, localizado no Laboratório de Solidificação Rápida (LSR) do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMAT) da Universidade Federal da Paraíba (UFPB), objetivando determinar os elementos que constituem a amostra recebida. Para a realização da análise química da amostra recebida, do fio atuador de LMF, utilizou-se os seguintes parâmetros: velocidade de leitura de 20 graus/min, tensão elétrica de 40 kV e corrente elétrica de 95 mA.

A análise química por FRX foi utilizada devido as vantagens da técnica como: a simplicidade e rapidez do método, a confiabilidade dos resultados obtidos, a possibilidade de análises simultâneas de óxidos e elementos presente na amostra e a identificação qualitativa e quantitativa destes (SOUSA, 2013).

### **3.3 TRATAMENTO TÉRMICO**

Para as operações de tratamento térmico de homogeneização na amostra recebida, utilizou-se um forno tipo mufla, da marca MARCONI, modelo 385/2, com temperatura máxima de 1200°C e isolamento térmico em fibra cerâmica de alta densidade, objetivando eliminar as tensões residuais oriundas do processo de fabricação e promover a liberação da transformação martensítica que é responsável pelo aparecimento do fenômeno de memória de forma na amostra recebida.

O procedimento consistiu na inserção da amostra recebida com o forno na temperatura de tratamento térmico à 450°C por períodos de 20, 40, 60, 180 e 360 minutos,

mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente ( $\cong 27^{\circ}\text{C}$ ) para extinguir o calor. Essa temperatura foi escolhida, pois segundo WANG *et al.* (2002) para temperaturas entre  $400^{\circ}\text{C}$  e  $500^{\circ}\text{C}$ , em ligas de Ni-Ti, a taxa de recuperação aumenta com o grau de deformação, caso contrário, para temperaturas mais baixas, variando entre  $300^{\circ}\text{C}$  e  $375^{\circ}\text{C}$ , a taxa de recuperação não altera para diferentes valores de deformação.

### **3.4 ENSAIO TÉRMICO**

Os ensaios térmicos foram realizados com o equipamento calorímetro diferencial de varredura (DSC), da marca TA Instruments, Modelo Q20, localizado no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas da Universidade Federal de Campina Grande, na faixa de temperatura de  $120^{\circ}\text{C}$  a  $-60^{\circ}\text{C}$ , com uma taxa de aquecimento e resfriamento de  $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , objetivando observar a influência dos tratamentos térmicos nas temperaturas de transformação de fase das amostras.

### **3.5 ESCOLHA DA AMOSTRA**

A escolha da amostra tratada termicamente para caracterização termomecânica foi a que apresentou uma  $M_f$  (temperatura final da fase martensita) em torno da temperatura ambiente ( $\cong 27^{\circ}\text{C}$ ).

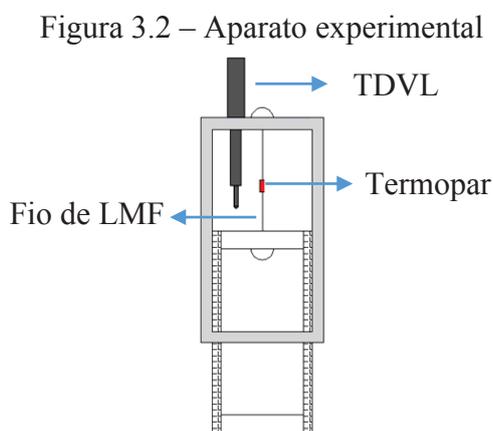
### **3.6 ENSAIO MECÂNICO**

Os ensaios mecânicos de tração uniaxial na amostra do fio atuador de LMF utilizada para caracterização foram realizados na máquina universal de ensaios mecânicos, da marca INSTRON, Modelo E10000, equipada com uma câmera de aquecimento controlada e uma célula de carga de 10 kN, localizada no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas da Universidade Federal de Campina Grande, à temperatura ambiente ( $\cong 27^{\circ}\text{C}$ ),  $40^{\circ}\text{C}$ ,  $60^{\circ}\text{C}$ ,  $80^{\circ}\text{C}$ ,  $100^{\circ}\text{C}$ ,  $120^{\circ}\text{C}$  e  $140^{\circ}\text{C}$ , objetivando encontrar a tensão de escoamento (TE), que é a máxima tensão atingida na região de escoamento, separando o comportamento elástico do plástico.

Na realização dos ensaios de tração na temperatura desejada, amostras de 10 mm presas entre as garras da máquina foram submetidas a uma velocidade de deslocamento de 1 %/min até atingir uma deformação máxima de 24%. Esse limite de deformação da máquina foi devido a instalação da câmera de aquecimento controlado.

### 3.7 CICLAGEM TERMOMECÂNICA (CTM)

A ciclagem termomecânica foi realizada no aparato experimental, localizado no Laboratório de Instrumentação e Controle, do Departamento de Engenharia Elétrica da Universidade Federal da Paraíba, objetivando a caracterização termomecânica de um fio atuador de liga com memória de forma de Ni-Ti.



Na Figura 3.2, ilustra-se o aparato experimental. Esse aparato consiste em submeter a amostra a diversos ciclos térmicos, por efeito Joule, sob um carregamento mecânico constante (peso), desenvolvendo um efeito de memória de forma *two-way* ou reversível sob tensão (contração durante aquecimento e alongamento durante resfriamento).

O aparato experimental contém 4 (quatro) itens: um aparato mecânico, um transformador diferencial variável linear (TDVL), um microtermopar e um atuador de LMF de Ni-Ti na forma de fio.

O aparato mecânico é a estrutura fixa numa bancada por um grampo tipo C, na qual apresenta internamente uma estrutura móvel capaz de se movimentar quando o fio atuador de LMF for acionado. Esse atuador é fixado na parte fixa superior e na parte móvel superior desempenhando um movimento relativo entre a parte fixa e a móvel.

Um TDVL de 40 mm, série GCD-SE-1000 da marca *Measurement Specialties<sup>TM</sup>*, foi utilizado para medir o deslocamento quando o fio atuador de LMF for acionado. Por último, um termopar de fio fino tipo K com 100 µm de diâmetro é fixado no fio atuador de LMF para medir a temperatura.

As amostras do fio atuador de LMF utilizadas para caracterização, com 180 mm de comprimento, foram submetidas a 12 (doze) ensaios de ciclagem termomecânica. Entretanto, o aquecimento por efeito Joule do fio atuador foi de aproximadamente 140 mm, devido à necessidade de fixação ao suporte mecânico.

Nos 1º e 2º ensaios, o fio atuador de LMF de Ni-Ti foi submetido inicialmente a 25 ciclos térmicos sob um carregamento mecânico de 100 MPa, chamada de treinamento termomecânico, e, em seguida, submetida a 50.000 ciclos térmicos sob um carregamento mecânico de 100 MPa, chamada de ciclagem termomecânica.

Nos 3º e 4º ensaios, o fio atuador de LMF de Ni-Ti foi submetido inicialmente a 25 ciclos térmicos sob um carregamento mecânico de 100 MPa, chamado de treinamento termomecânico, e, em seguida, submetida a 50.000 ciclos térmicos sob um carregamento mecânico de 150 MPa, chamado de ciclagem termomecânica.

Nos treinamentos, do 1º, 2º, 3º e 4º ensaios, o fio atuador de LMF de Ni-Ti foi submetido a 25 ciclos térmicos por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, com frequência de 33,33 mHz e amplitude de 0,84 mA. A escolha desse valor da amplitude foi baseada na corrente elétrica que provocou a maior contração do fio de LMF para um carregamento mecânico de 100 MPa. O valor da frequência adotado foi confirmado após alguns ensaios, observando que o fio completava totalmente o ciclo térmico, portanto, 15 s para o aquecimento e 15 s para o resfriamento.

Nas ciclagens, do 1º e 3º ensaios, o fio atuador de LMF de Ni-Ti foi submetido a 50.000 ciclos térmicos por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, com frequência de 33,33 mHz e amplitude, que aumenta a temperatura do fio atuador a cerca de 100°C e, em seguida, diminui a cerca da temperatura ambiente ( $\cong 27^\circ\text{C}$ ). A escolha do valor dessa temperatura foi baseada na temperatura final da fase austenita ( $A_f$ ) do fio de LMF de Ni-Ti. O valor da frequência adotado foi confirmado após alguns ensaios, observando que o fio completava totalmente o ciclo térmico, portanto, 15 s para o aquecimento e 15 s para o resfriamento.

Nas ciclagens, do 2º e 4º ensaios, o fio atuador de LMF de Ni-Ti foi submetido a 50.000 ciclos térmicos por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, com frequência de 33,33 mHz e amplitude, que aumenta a temperatura do fio atuador em torno da temperatura final da fase austenita ( $A_f$ ) do último ciclo na ciclagem do 1º e 3º ensaios, respectivamente, e, em seguida, diminui a cerca da temperatura ambiente ( $\cong 27^\circ\text{C}$ ). O valor da frequência adotado foi confirmado após alguns ensaios, observando que o fio completava totalmente o ciclo térmico, portanto, 15 s para o aquecimento e 15 s para o resfriamento.

Nos 5º e 6º ensaios, o fio atuador de LMF de Ni-Ti foi submetido inicialmente a 25 ciclos térmicos sob um carregamento mecânico de 200 MPa, chamado de treinamento termomecânico, e, em seguida, submetida a 50.000 ciclos térmicos sob um carregamento mecânico de 100 MPa, chamado de ciclagem termomecânica.

Nos 7º e 8º ensaios, o fio atuador de LMF de Ni-Ti foi submetido inicialmente a 25 ciclos térmicos sob um carregamento mecânico de 200 MPa, chamada de treinamento termomecânico, e, em seguida, submetida a 50.000 ciclos térmicos sob um carregamento mecânico de 150 MPa, chamada de ciclagem termomecânica.

Nos treinamentos, do 5º, 6º, 7º e 8º ensaios, o fio atuador de LMF de Ni-Ti foi submetido a 25 ciclos térmicos por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, com frequência de 33,33 mHz e amplitude de 1,1 A. A escolha desse valor da amplitude foi baseada na corrente elétrica que provocou a maior contração do fio de LMF para um carregamento mecânico de 200 MPa. O valor da frequência adotado foi confirmado após alguns ensaios, observando que o fio completava totalmente o ciclo térmico, portanto, 10 s para o aquecimento e 20 s para o resfriamento.

Nas ciclagens, do 5º e 7º ensaios, o fio atuador de LMF de Ni-Ti foi submetido a 50.000 ciclos térmicos por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, com frequência de 33,33 mHz e amplitude, que aumenta a temperatura do fio atuador a cerca de  $100^\circ\text{C}$  e, em seguida, diminui a cerca da temperatura ambiente ( $\cong 27^\circ\text{C}$ ). A escolha do valor dessa temperatura foi baseada na temperatura final da fase austenita ( $A_f$ ) do fio de LMF de Ni-Ti. O valor da frequência adotado foi confirmado após alguns ensaios, observando que o fio completava totalmente o ciclo térmico, portanto, 15 s para o aquecimento e 15 s para o resfriamento.

Nas ciclagens, do 6º e 8º ensaios, o fio atuador de LMF de Ni-Ti foi submetido a 50.000 ciclos térmicos por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, com frequência de 33,33 mHz e amplitude, que aumenta a temperatura do fio atuador em torno da temperatura final da fase austenita ( $A_f$ ) do último ciclo na ciclagem do 5º e 7º ensaios, respectivamente, e, em seguida, diminui a cerca da temperatura ambiente ( $\cong 27^\circ\text{C}$ ). O valor da frequência adotado foi confirmado após alguns ensaios, observando que o fio completava totalmente o ciclo térmico, portanto, 15 s para o aquecimento e 15 s para o resfriamento.

Nos 9º e 10º ensaios, o fio atuador de LMF de Ni-Ti foi submetido inicialmente a 25 ciclos térmicos sob um carregamento mecânico de 300 MPa, chamado de treinamento termomecânico, e, em seguida, submetida a 50.000 ciclos térmicos sob um carregamento mecânico de 100 MPa, chamado de ciclagem termomecânica.

Nos 11º e 12º ensaios, o fio atuador de LMF de Ni-Ti foi submetido inicialmente a 25 ciclos térmicos sob um carregamento mecânico de 300 MPa, chamada de treinamento termomecânico, e, em seguida, submetida a 50.000 ciclos térmicos sob um carregamento mecânico de 150 MPa, chamada de ciclagem termomecânica.

Nos treinamentos, do 9º, 10º, 11º e 12º ensaios, o fio atuador de LMF de Ni-Ti foi submetido a 25 ciclos térmicos por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, com frequência de 33,33 mHz e amplitude de 1,1 A. A escolha desse valor da amplitude foi baseada na corrente elétrica que provocou a maior contração do fio de LMF para um carregamento mecânico de 300 MPa. O valor da frequência adotado foi confirmado após alguns ensaios, observando que o fio completava totalmente o ciclo térmico, portanto, 10 s para o aquecimento e 20 s para o resfriamento.

Nas ciclagens, do 9º e 11º ensaios, o fio atuador de LMF de Ni-Ti foi submetido a 50.000 ciclos térmicos por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, com frequência de 33,33 mHz e amplitude, que aumenta a temperatura do fio atuador a cerca de  $100^\circ\text{C}$  e, em seguida, diminui a cerca da temperatura ambiente ( $\cong 27^\circ\text{C}$ ). A escolha do valor dessa temperatura foi baseada na temperatura final da fase austenita ( $A_f$ ) do fio de LMF de Ni-Ti. O valor da frequência adotado foi confirmado após alguns ensaios, observando que o fio completava totalmente o ciclo térmico, portanto, 15 s para o aquecimento e 15 s para o resfriamento.

Nas ciclagens, do 10º e 12º ensaios, o fio atuador de LMF de Ni-Ti foi submetido a 50.000 ciclos térmicos por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, com frequência de 33,33 mHz e amplitude, que aumenta a temperatura do fio atuador em torno da temperatura final da fase austenita ( $A_f$ ) do último ciclo na ciclagem do 9º e 11º ensaios, respectivamente, e, em seguida, diminui a cerca da temperatura ambiente ( $\cong 27^\circ\text{C}$ ). O valor da frequência adotado foi confirmado após alguns ensaios, observando que o fio completava totalmente o ciclo térmico, portanto, 15 s para o aquecimento e 15 s para o resfriamento.

Nas Tabela 3.1 e Tabela 3.2, apresenta-se um resumo dos 12 (doze) ensaios de ciclagem termomecânica que as amostras do fio atuador de LMF foram submetidas.

Tabela 3.1 – Resumo da 1ª parte dos 12 (doze) ensaios de ciclagem termomecânica

Ensaio	Ciclos (nº)	Carga (MPa)	Frequência (mHz)	Tempo de Aquecimento (s)	Tempo de Resfriamento (s)	Corrente Elétrica (A)
1º	25	100	33,33	15	15	0,84
2º	25	100	33,33	15	15	0,84
3º	25	100	33,33	15	15	0,84
4º	25	100	33,33	15	15	0,84
5º	25	200	33,33	10	20	1,1
6º	25	200	33,33	10	20	1,1
7º	25	200	33,33	10	20	1,1
8º	25	200	33,33	10	20	1,1
9º	25	300	33,33	10	20	1,1
10º	25	300	33,33	10	20	1,1
11º	25	300	33,33	10	20	1,1
12º	25	300	33,33	10	20	1,1

Tabela 3.2 – Resumo da 2ª parte dos 12 (doze) ensaios de ciclagem termomecânica

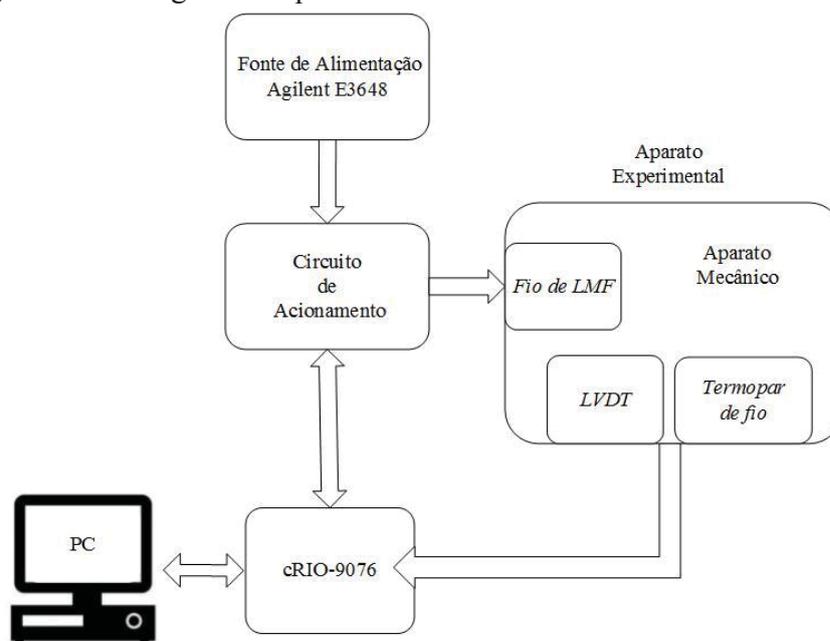
Ensaio	Ciclos (nº)	Carga (MPa)	Frequência (mHz)	Tempo de Aquecimento (s)	Tempo de Resfriamento (s)	$\Delta T$ ( $^\circ\text{C}$ )
1º	50.000	100	33,33	15	15	$\cong 27-100$
2º	50.000	100	33,33	15	15	$\cong 27-A_f$ do 1º ensaio
3º	50.000	150	33,33	15	15	$\cong 27-100$
4º	50.000	150	33,33	15	15	$\cong 27-A_f$ do 3º ensaio
5º	50.000	100	33,33	15	15	$\cong 27-100$
6º	50.000	100	33,33	15	15	$\cong 27-A_f$ do 5º ensaio
7º	50.000	150	33,33	15	15	$\cong 27-100$
8º	50.000	150	33,33	15	15	$\cong 27-A_f$ do 7º ensaio
9º	50.000	100	33,33	15	15	$\cong 27-100$
10º	50.000	100	33,33	15	15	$\cong 27-A_f$ do 9º ensaio

Ensaio	Ciclos (n°)	Carga (MPa)	Frequência (mHz)	Tempo de Aquecimento (s)	Tempo de Resfriamento (s)	$\Delta T$ (°C)
11°	50.000	150	33,33	15	15	$\cong 27-100$
12°	50.000	150	33,33	15	15	$\cong 27-A_f$ do 11° ensaio

### 3.7.1 IMPLEMENTAÇÃO ELÉTRICA

Na Figura 3.3, ilustra-se o diagrama esquemático da interface elétrica utilizado na ciclagem termomecânica, na qual apresenta um PC (*Personal Computer*), um sistema de aquisição e controle de dados cRIO-9076 juntamente com os módulos NI 9263, NI 9201 e NI 9213, da National Instruments (NI), uma fonte de alimentação da Agilent E3648 e um circuito de acionamento conectados ao aparato experimental.

Figura 3.3 – Diagrama esquemático da interface elétrica utilizada na CT



Fonte: Próprio autor

O sistema de aquisição e controle de dados NI cRIO-9076, ilustrado na Figura 3.4, combina um processador de tempo real e um FPGA (*Field-Programmable Gate Array*) reconfigurável em um único chassi para aplicações embarcadas de controle e monitoramento de máquinas. Esse sistema integrado possui: um processador industrial de tempo-real de 400 MHz e um FPGA LX45 integrados; quatro *slots* para módulos de E/S da série C; memória DRAM de 256 MB para operação embarcada e 512 MB de memória não volátil para *data logging*; uma porta USB 2.0 e uma porta Ethernet 10/100, que podem ser usadas para estabelecer comunicação programada por *software* pela rede; servidores HTTP/FTP

integrados e um servidor *web* no painel remoto do LabVIEW para o interfaceamento a páginas HTML, arquivos e a interface de usuário de aplicações embarcadas do LabVIEW; alimentação na faixa de 9 a 30 V<sub>CC</sub>; e uma faixa de temperatura de operação de -20 a 55 °C (INSTRUMENTS, 2015a).

Figura 3.4 – O sistema de aquisição e controle de dados NI cRIO-9076



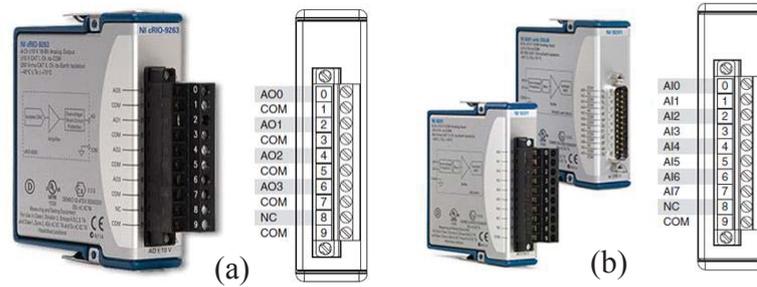
Fonte: Adaptado de INSTRUMENTS (2015a)

Um FPGA é um chip reconfigurável de alto desempenho, que pode ser programado pelos engenheiros com ferramentas do LabVIEW FPGA. Antigamente, os projetistas de FPGA eram forçados a aprender e utilizar linguagens de projeto complexas, como o VHDL (Linguagem de Descrição de Hardware com ênfase em Circuitos Integrados de altíssima velocidade), para programar FPGA. Agora, qualquer engenheiro ou cientista pode usar as ferramentas gráficas do LabVIEW para customizar FPGA. Usando o FPGA embarcado no hardware de E/S reconfiguráveis (RIO) da NI, pode-se implementar funções customizadas de temporização, trigger, sincronização, controle e processamento de sinais para as suas E/S analógicas e digitais (INSTRUMENTS, 2015a).

O módulo NI 9263, ilustrado na Figura 3.5 (a), da *National Instruments*, é um módulo de saída analógica da série C para chassis NI CompactDAQ ou CompactRIO, com 4 canais atualizados simultaneamente a 100 kS/s. O NI 9263 também possui proteção contra sobretensão em  $\pm 30$  V, proteção contra curto-circuito, baixo *crosstalk* (interferência indesejada que um canal de transmissão causa em outro), rápida taxa de variação, alta exatidão relativa e calibração de acordo com os padrões do NIST (Instituto Nacional de Padrões e Tecnologia) (INSTRUMENTS, 2015b).

O módulo NI 9201, ilustrado na Figura 3.5 (b), da *National Instruments*, é um módulo da série C com 8 canais de entrada analógica e uma taxa máxima agregada de 500 kS/s. Este módulo também possui proteção contra sobretensão de até 100 V para conexões de sinais incorretamente direcionadas (INSTRUMENTS, 2015c).

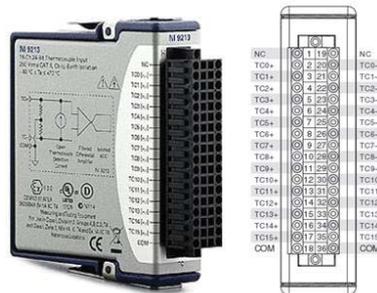
Figura 3.5 – Módulos NI 9263 e NI 9201



Fonte: Adaptado de INSTRUMENTS (2015b, 2015c)

O módulo NI 9213, ilustrado na Figura 3.6, da *National Instruments*, é um módulo de termopar de alta densidade com 15 canais e uma taxa de amostragem de 75 S/s. Usando 12 ou menos canais, essa taxa de amostragem pode chegar a 100 S/s em cada canal (INSTRUMENTS, 2015d).

Figura 3.6 – Módulo NI 9213



Fonte: Adaptado de INSTRUMENTS (2015d)

Figura 3.7 – Fonte de alimentação NI PS-15



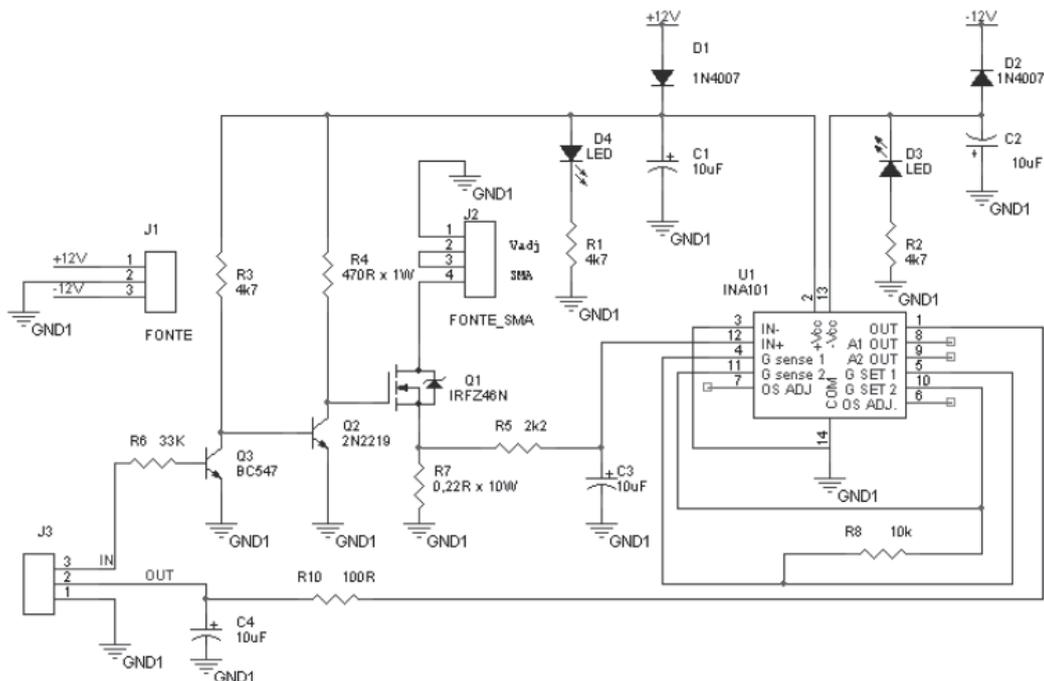
Fonte: Adaptado de INSTRUMENTS (2015e)

Para a alimentação do sistema de aquisição e controle de dados cRIO-9076 juntamente com os três módulos, utilizou-se a fonte de alimentação de 24 V DC de uso industrial, ilustrada na Figura 3.7, que garante reservas de potência de 20% para cargas flutuantes e temperaturas ambientes abaixo de 45°C. Além disso, esta fonte de alimentação

pode operar sem problemas em condições adversas devido a ampla faixa de temperatura de operação e a extraordinária imunidade à interferência eletromagnética (INSTRUMENTS, 2015e).

O circuito de acionamento, ilustrado na Figura 3.8, foi projetado para controlar o acionamento do fio atuador de LMF. Além disso, o circuito permite medir o valor de corrente elétrica que está sendo submetido aos fios, por meio da queda de tensão sobre um resistor *shunt* de  $0,22 \Omega$  inserido no circuito elétrico.

Figura 3.8 – Diagrama elétrico do circuito de acionamento



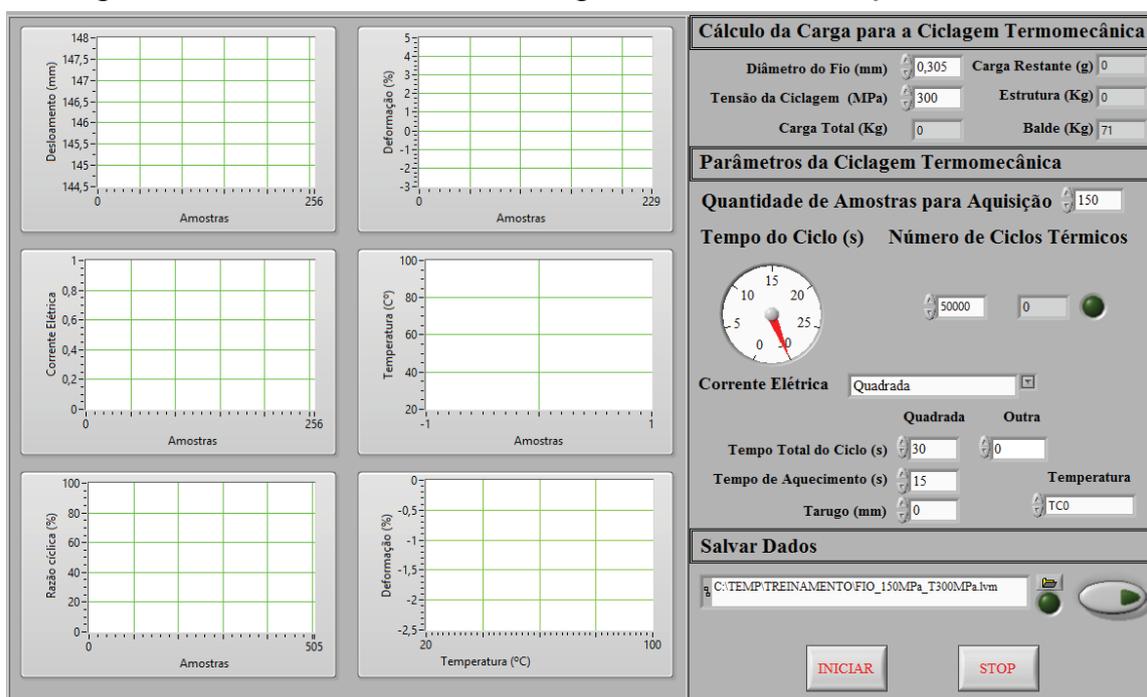
Fonte: Próprio autor

Este circuito é alimentado com uma tensão elétrica de +12 e -12 V, no conector J1, de modo que os diodos D1 e D2 (1N4007) fiquem polarizados diretamente respectivamente, evitando queimar algum componente eletrônico. Se estes diodos são polarizados diretamente, os diodos D3 e D4 (LED) também ficam polarizados diretamente, emitindo luz que indica uma alimentação correta do circuito. Além disso, o circuito é alimentado por uma fonte de alimentação da Agilent E3648, no conector J2, chaveada pelos transistores BC547, 2N2219 e IRFZ46, por meio de um sinal de 5 V DC, no pino 3 do conector J3, enviado pelo módulo NI 9263 do sistema integrado NI cRIO-9076. Nesse circuito foi inserido um resistor *shunt*, de  $0,22 \Omega$  no terminal da fonte do transistor IRFZ46, para poder medir a corrente elétrica que passa pelos fios de LMF. Para isso, mede-se o valor da queda de tensão neste resistor e, em seguida, amplifica este valor, por meio de um amplificador de instrumentação

de alta precisão (INA101), projetado para amplificar o sinal em 5 vezes. O sinal de saída desse amplificador passa por um filtro passa-baixa, com uma frequência de 159 Hz, para eliminar componentes indesejadas do sinal medido no pino 2 do conector J3.

Na Figura 3.9, ilustra-se a *interface* gráfica desenvolvida no painel frontal do *software* LabVIEW, instalado no PC e que se comunica com o sistema de aquisição e controle de dados cRIO-9076 por meio da porta Ethernet, para a visualização dos dados do ensaio da ciclagem termomecânica.

Figura 3.9 – Painel frontal da interface gráfica desenvolvida *software* LabVIEW



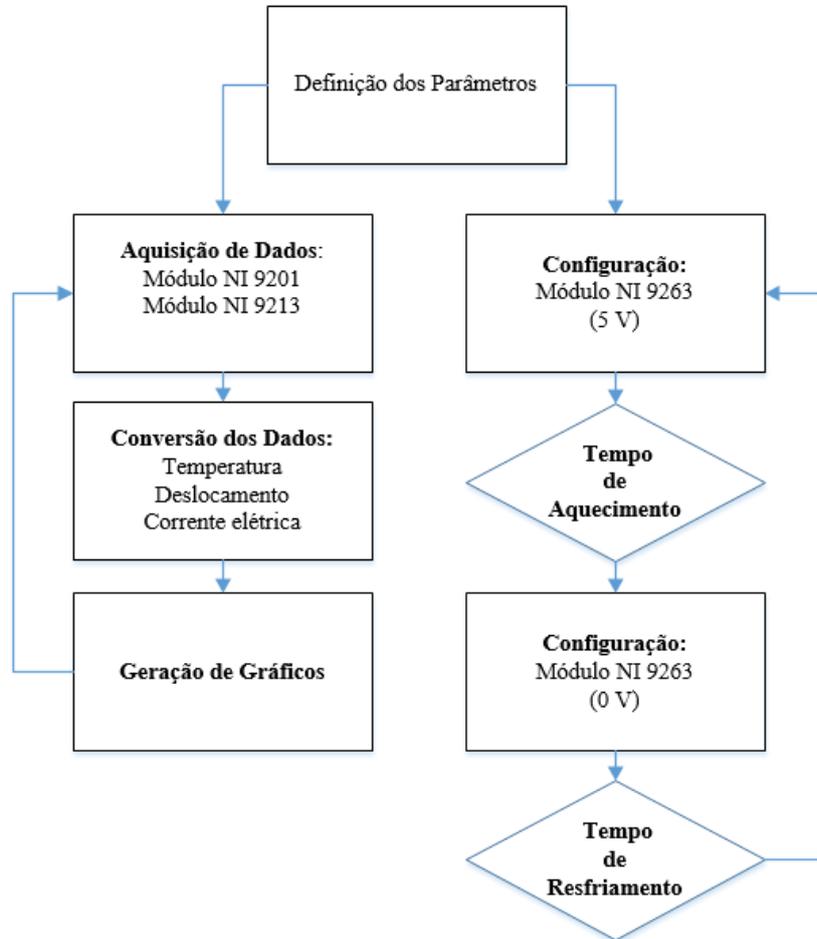
Fonte: Próprio autor

Na *interface* gráfica o usuário pode observar os gráficos do comportamento do deslocamento, da deformação, da corrente elétrica, da temperatura e da razão cíclica da corrente elétrica (%) versus o número de amostras e da deformação versus a temperatura no fio de LMF quando submetido a ciclos térmicos por efeito Joule. Para isso, o usuário deve informar o tempo total do ciclo térmico, o tempo de aquecimento e o número de ciclos desejado. Por fim, o usuário tem a opção de salvar ou não os dados adquiridos em um arquivo.

Na Figura 3.10, ilustra-se o esquemático do diagrama de blocos do código associado a *interface* gráfica desenvolvida no painel frontal do *software* LabVIEW e implementado no sistema de aquisição e controle de dados cRIO-9076. O código inicia com os parâmetros

definidos pelo usuário e, em seguida, com a aquisição de dados com os módulos NI 9213 e NI 9201 e a configuração do módulo NI 9263.

Figura 3.10 – Esquemático do diagrama de blocos associado a *interface* desenvolvida no painel frontal do *software* LabVIEW



Fonte: Próprio autor

Na aquisição de dados, obtêm-se os valores da tensão elétrica do termopar, do TDVL e do resistor *shunt*. Em seguida, estes valores são convertidos em valores de temperatura, deslocamento e corrente elétrica no fio de LMF, nas quais são visualizados em tempo real por meio de gráficos na *interface* gráfica.

A configuração do módulo NI 9263 é definida como o tempo total do ciclo térmico e do tempo de aquecimento do fio de LMF informado pelo usuário, na qual envia um sinal de tensão elétrica de 5 V ao circuito de acionamento, para aquecer o fio de LMF por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica, ou 0 V ao circuito de acionamento para resfriar o fio de LMF por convecção natural.

### 3.8 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Uma análise microestrutural foi realizada através do microscópio eletrônico de varredura (MEV), da marca FEI, modelo Quanta 450, localizado no Laboratório de Solidificação Rápida do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal da Paraíba, objetivando analisar a seção longitudinal (superfície e centro) da amostra tratada termicamente, da amostra tratada termicamente e com treinamento termomecânico de 100, 200 e 300 MPa e as 12 (doze) amostras da CTM, totalizando um total de 16 (dezesesseis) amostras.

Para as análises microestruturais, as amostras foram cortadas em torno de 7 mm de comprimento, utilizando alicate de corte, e embutidas a frio com resina acrílica, fornecida pela empresa *Schneider*. As amostras foram lixadas, em lixadeiras manuais, nas sequências de granulometrias P200, P400, P600, P800, P1000 e P1200 e, em seguida, polidas nas sequências com pasta de diamante 3 $\mu$  e 1 $\mu$ , em polidora rotativa, até a superfície ficar quase isenta de riscos. Finalizado o polimento, as amostras foram limpas com álcool isopropílico numa lavadora ultrassônica, fornecida pela empresa *Cristófoli Biossegurança*, para remoção de impurezas que pudessem interferir na análise, e, em seguida, secas com o auxílio de um soprador de ar quente. Por fim, as amostras receberam uma cobertura de ouro no metalizador K 550X, fornecido pela empresa *Emitech*, e, em seguida, foram colocadas em suportes metálicos (*stubs*) por adesão de fita dupla face metalizada, com a finalidade de serem observadas no MEV, em aumento de 5000x, para aquisição das imagens.

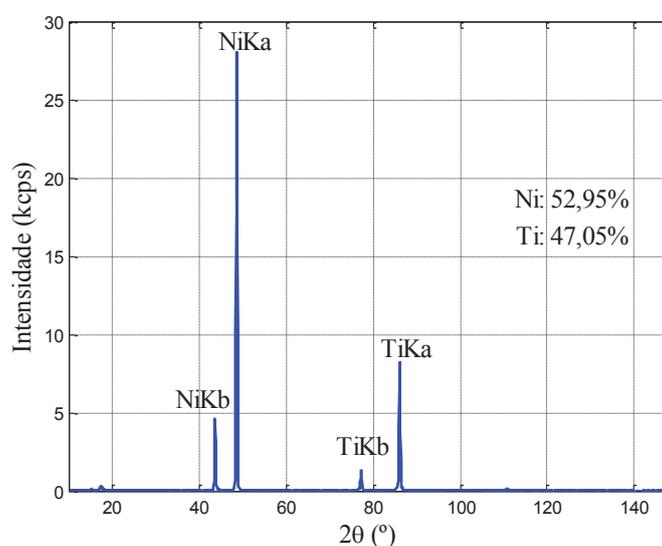
## CAPÍTULO IV

### RESULTADOS E DISCUSSÕES

#### 4.1 ANÁLISE QUÍMICA

Na Figura 4.1, ilustra-se o espectro de raios X da análise química realizada na amostra recebida do fio atuador de LMF. Os picos identificados (NiKb, NiKa, TiKb e TiKa) correspondem à difração dos comprimentos de onda dos raios X característicos apenas dos elementos Ni e Ti. As intensidades das linhas devem-se evidentemente à diferença de concentração de 52,95% de Ni e 47,05% de Ti, porcentagem em peso.

Figura 4.1 – Espectro do resultado da análise química por FRX

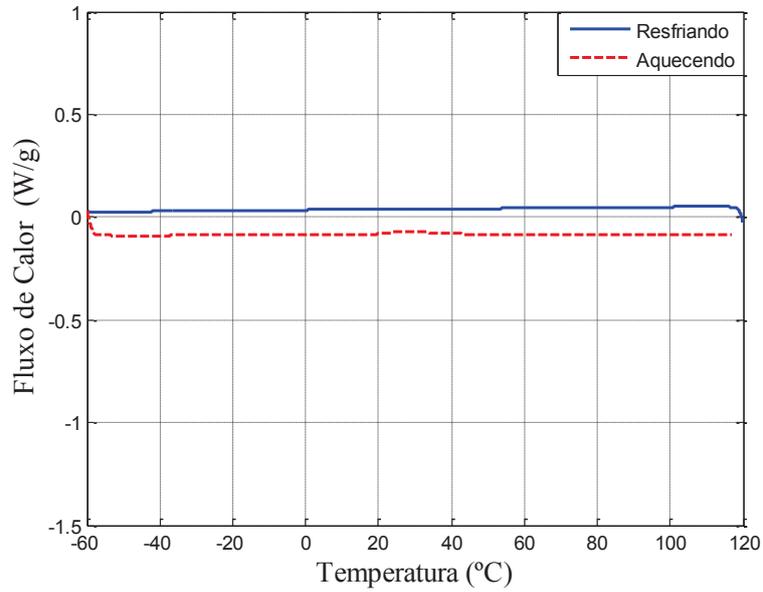


Fonte: Resultado da pesquisa

#### 4.2 ENSAIO TÉRMICO

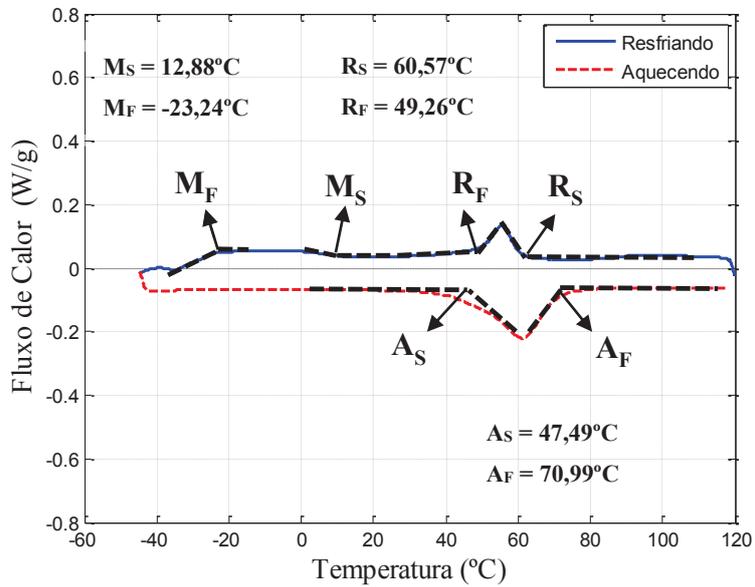
Nas Figura 4.2 a 4.8, ilustram-se os termogramas de DSC da amostra recebida e da amostra tratada termicamente a 450°C por períodos de 20, 40, 60, 180 e 360 minutos, mas seguida de resfriamento em água à temperatura ambiente ( $\cong 27^{\circ}\text{C}$ ) para extinguir o calor.

Figura 4.2 – Termograma de DSC da amostra recebida



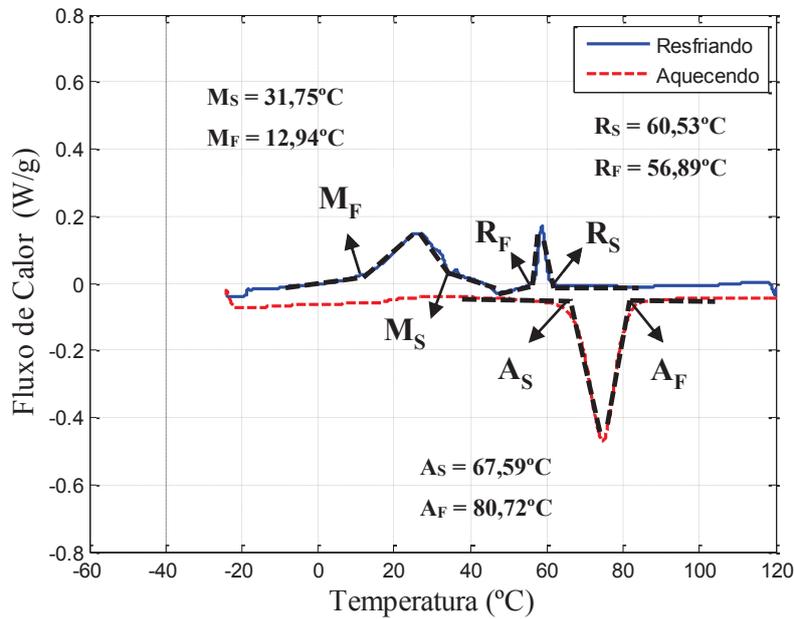
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.3 – Termograma de DSC da amostra tratada termicamente a 450°C por 20 minutos, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente



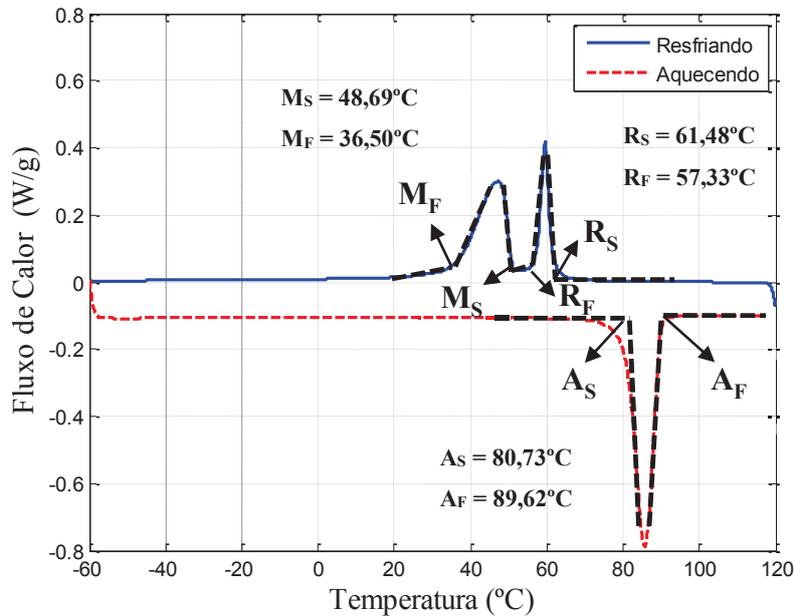
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.4 – Termograma de DSC da amostra tratada termicamente a 450°C por 40 minutos, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente



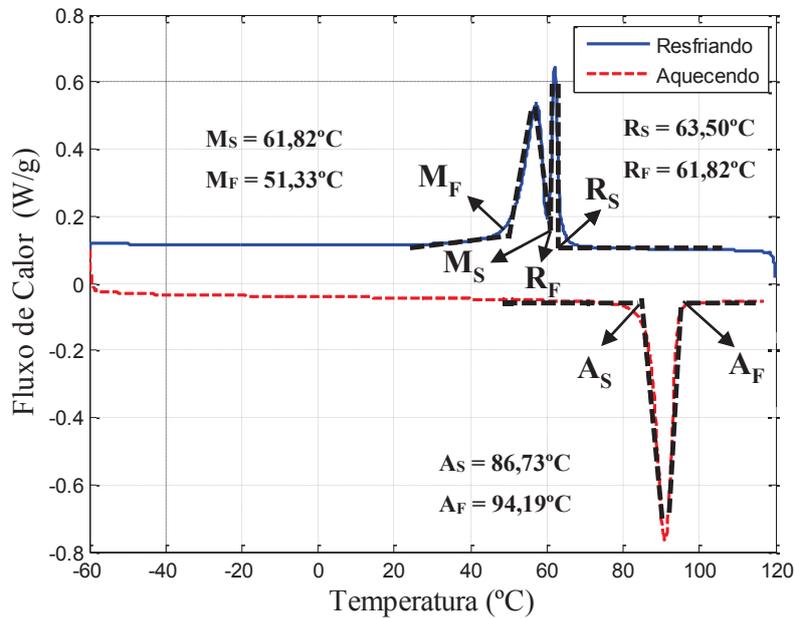
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.5 – Termograma de DSC da amostra tratada termicamente a 450°C por 60 minutos, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente



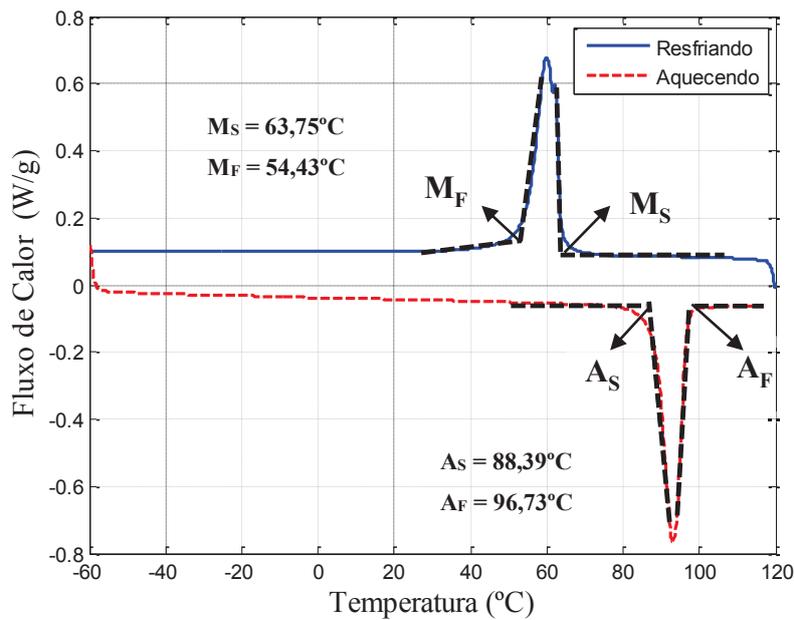
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.6 – Termograma de DSC da amostra tratada termicamente a 450°C por 180 minutos, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente



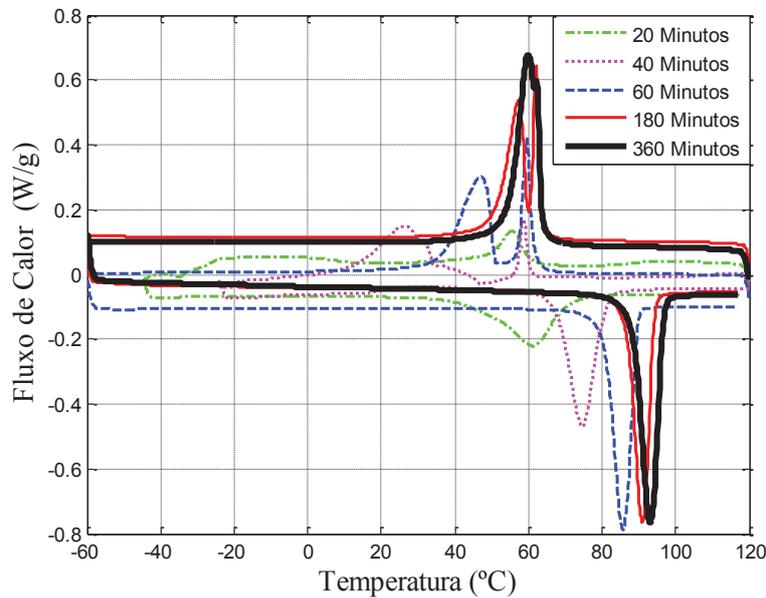
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.7 – Termograma de DSC da amostra tratada termicamente a 450°C por 360 minutos, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente



Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.8 – Termogramas de DSC das amostras tratadas termicamente a 450°C por 20, 40, 60, 180 e 360 minutos, mas seguidos de resfriamento em água à temperatura ambiente



Fonte: Resultado da pesquisa

No termograma de DSC ilustrado na Figura 4.2, observa-se a ausência de picos de transformações de fase na amostra do fio recebida, ou seja, sem tratamento térmico. Isto se deve ao processo de obtenção do fio por meio de trefilação durante trabalho à frio, gerando elevados níveis de discordâncias no material e por isso a ausência de picos de transformação (OTSUKA e WAYMAN, 1998, apud OLIVEIRA *et al.*, 2010).

Nos termogramas de DSC ilustrados nas Figura 4.3 a Figura 4.8, observa-se em todos os períodos de tratamento térmico realizados uma transformação martensítica em 2 (duas) etapas ( $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ ) exceto em 360 minutos que apresenta uma transformação martensítica numa única etapa ( $B19' \rightarrow B2$ ). Segundo LI *et al.*, 2009, a transformação martensítica em LMFs de Ti-Ni equiatômicas são realizadas a partir da estrutura B2 a B19', enquanto a transformação em 2 (duas) etapas,  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ , sempre acontece em LMF de Ti-Ni-Fe e Ti-Ni ricas em Ni.

Pesquisas permitiram confirmar que LMF de Ni-Ti sob certas circunstâncias, tais como: composições ricas em Ni, ciclagem térmica e tratamento térmico, podem facilitar o surgimento de uma fase R, entre as fases B2 e B19'. Esses fatores estão envolvidos no processo de decomposição de fases. Em ligas com excesso de Ni, haverá a tendência da fase  $\beta$  se decompor em  $TiNi_3$ , que é uma fase de equilíbrio. Essa decomposição é precedida pela formação de fases intermediárias, que são fases metaestáveis,  $Ti_3Ni_4$  e  $Ti_2Ni_3$ , na qual com

o aumento da temperatura e do tempo de envelhecimento, sofrem transformações difusionais e são absorvidas pela matriz de fase  $\beta$ . Os 3 (três) precipitados, partículas da nova fase,  $Ti_3Ni_4$ ,  $Ti_2Ni_3$  e  $TiNi_3$  aparecem dependendo da temperatura e do tempo de recozimento. Em temperaturas mais baixas e tempos mais curtos de tratamento térmico, aparece o precipitado  $Ti_3Ni_4$  com uma estrutura romboédrica. Em temperaturas e tempos maiores aparece o precipitado  $TiNi_3$ , enquanto que em temperaturas e tempos intermediários surge o precipitado  $Ti_2Ni_3$  (OTSUKA e WAYMAN, 1998; OLIVEIRA *et al.*, 2011). Portanto, para tempos de tratamento térmico menores do que 360 minutos, os precipitados  $Ti_3Ni_4$  e  $Ti_2Ni_3$  interagem com as tensões internas do material, forçando o deslocamento da transformação martensítica para temperaturas mais baixas e permitindo a evolução da fase R (LAGOUDAS, 2008; OLIVEIRA *et al.*, 2011; URBINA *et al.*, 2013).

De acordo com OTSUKA e WAYMAN, 1998, DE PINA *et al.*, 2010 e OLIVEIRA *et al.*, 2011 elevados períodos de envelhecimento podem reduzir os campos de tensões entre a fase matriz e os precipitados,  $Ti_3Ni_4$  e  $Ti_2Ni_3$ , que sofrem transformações difusionais e são absorvidas pela matriz da fase  $\beta$ , e, assim, resultando na alteração da transformação martensítica em 2 (duas) etapas para a transformação martensítica em apenas uma etapa. Isso, por sua vez, foi observado no termograma de DSC da amostra tratada termicamente a 450°C por 360 minutos, mas seguido de resfriamento em água.

Na Tabela 4.1, apresenta-se os valores das temperaturas de transformação de fase obtidos através do método das tangentes de forma manual, onde cada temperatura foi marcada no ponto de interseção da linha base com a extensão da reta de maior inclinação do pico ou do vale da curva via método adaptado da norma ASTM F2004-17 nas curvas dos termogramas de DSC ilustradas nas Figura 4.3 a Figura 4.7.

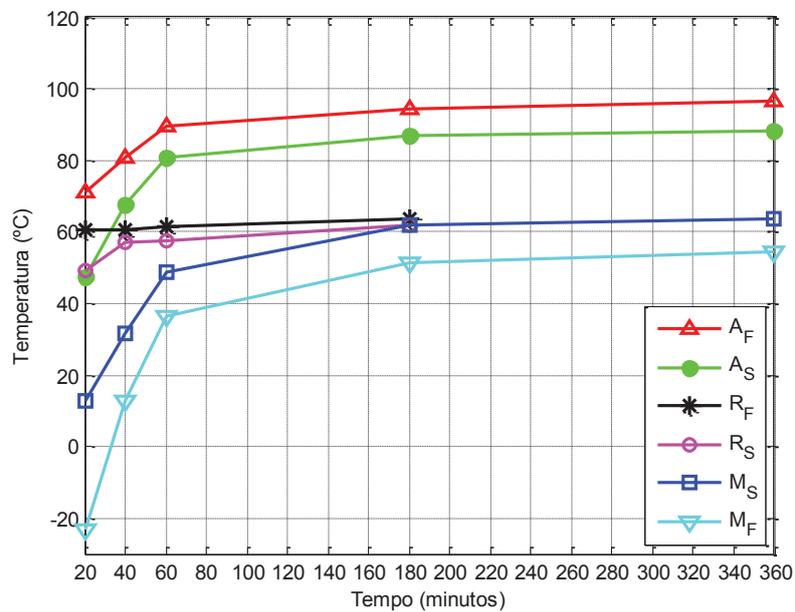
Tabela 4.1 – Temperaturas de transformação de fase das amostras tratadas termicamente a 450°C, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente.

<b>Tempo (min.)</b>	<b>A<sub>S</sub> (°C)</b>	<b>A<sub>F</sub> (°C)</b>	<b>R<sub>S</sub> (°C)</b>	<b>R<sub>F</sub> (°C)</b>	<b>M<sub>S</sub> (°C)</b>	<b>M<sub>F</sub> (°C)</b>
<b>20</b>	47,49	70,99	60,57	49,26	12,88	-23,24
<b>40</b>	67,59	80,72	60,53	56,89	31,75	12,94
<b>60</b>	80,73	89,62	61,48	57,33	48,69	36,50
<b>180</b>	86,73	94,19	63,50	61,82	61,82	51,33
<b>360</b>	88,39	96,73	-	-	63,75	54,43

Fonte: Resultado da pesquisa

Na Figura 4.9, ilustra-se o gráfico da evolução das TTF plotado com os dados provenientes da Tabela 4.1. Nessa figura, observa-se que os valores das TTF aumentam com a elevação do tempo de tratamento térmico até 360 minutos. Isso é comprovado nos trabalhos de LI *et al.*, 2009, AKIN, 2010, LIMA *et al.*, 2015a. Além disso, observa-se também a sobreposição dos picos das fases R e martensítica no tratamento térmico de 360 minutos. Isso comprovados nos trabalhos de LI *et al.*, 2009, OLIVEIRA *et al.*, 2011, URBINA *et al.*, 2013 e LIMA *et al.*, 2015a.

Figura 4.9 – Evolução das TTF das amostras tratadas termicamente a 450°C, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente



Fonte: Resultado da pesquisa

Segundo LI *et al.* (2009), o tratamento térmico reduz a densidade de discordância e a distorção do reticulado, assim, as temperaturas de transformação aumentaram ligeiramente com o tempo de tratamento.

### 4.3 ESCOLHA DA AMOSTRA

De acordo com os resultados do ensaio térmico foi selecionada a amostra tratada termicamente a 450°C por 60 minutos, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente ( $\cong 27^\circ\text{C}$ ), pois apresentava uma  $M_f$  (temperatura final da fase martensita) em torno da temperatura ambiente ( $\cong 27^\circ\text{C}$ ). Além disso, segundo LI *et al.* (2009) amostras com elevados tempos de tratamento térmico apresentam pequenas discordâncias e distorção

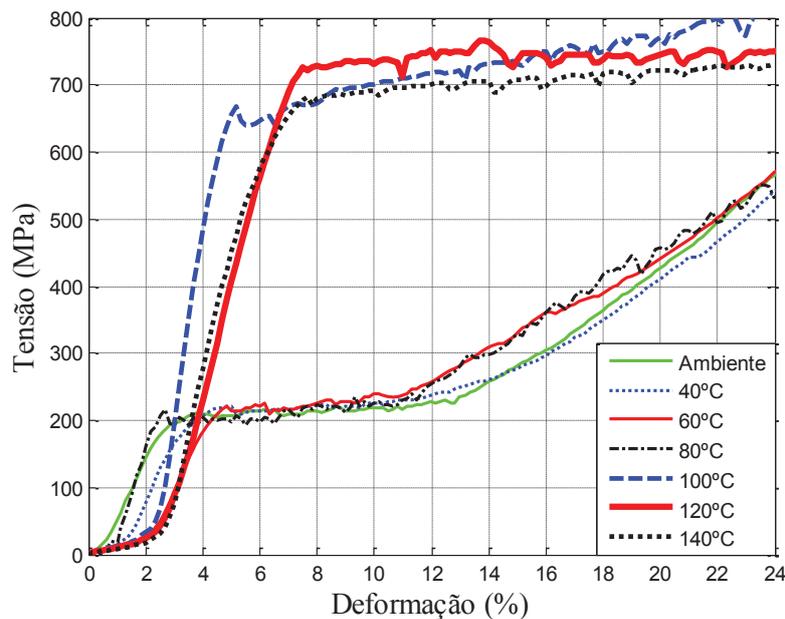
cristalina, levando a uma maior deformação plástica e a uma menor deformação reversível sob ciclagem termomecânica.

#### 4.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Segundo SAIKRISHNA *et al.*, 2009, o comportamento tensão-deformação num fio Ni-Ti realizado pelo trabalho à frio é semelhante à de qualquer material de engenharia, mas se afasta deste comportamento apenas quando o material é submetido a tratamentos térmicos.

Na Figura 4.10, ilustra-se as curvas de tensão-deformação dos ensaios mecânicos de tração uniaxial da amostra do fio de LMF tratada termicamente a 450°C por 60 minutos, mas submetidas a diferentes temperaturas de ensaio.

Figura 4.10 – Curvas de tensão-deformação das amostras de LMF de Ni-Ti tratadas termicamente a 450°C por 60 minutos, mas submetidas a diferentes temperaturas de ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

Para os ensaios abaixo da temperatura  $A_f$  (ambiente, 40°, 60°C e 80°C), observa-se inicialmente uma deformação elástica da martensita até uma tensão crítica em torno de 200 MPa seja alcançada. Com carga mais alta, observa-se o início de uma transformação de fase,  $M \rightarrow M^+$ , num nível de tensão praticamente constante, que persiste até uma deformação macroscópica em torno de 6%, característico desses materiais. Nessa transformação de fase ocorre um processo de reorientação (ou demacção) da martensita que resulta na variante

martensítica associada a tração  $M^+$  (martensita demaçada) devido à tensão aplicada. Durante este processo de reorientação, a tensão não se desenvolve muito em comparação com a deformação alcançada, formando um platô. A partir do final do platô, o material volta a se comportar elasticamente.

Para os ensaios com temperatura superior à  $A_f$  (100°, 120° e 140°C), observa-se inicialmente uma deformação elástica da austenita até uma tensão crítica em torno de 650 MPa seja alcançada. Com carga mais alta, observa-se o início de uma transformação de fase num nível de tensão praticamente constante, da austenita para martensita induzida por tensão (MIT),  $A \rightarrow MIT$ , na qual ocorre um processo de reorientação da martensita devido à tensão aplicada, persistindo até uma deformação macroscópica em torno de 12%, característica desses materiais. Durante este processo de reorientação, a tensão não se desenvolve muito em comparação com a deformação alcançada, formando um platô. Para o final da transformação, a maior parte da austenita transformou em MIT. No entanto, alguma parte da austenita não transforma em martensita. A partir do final do platô, inicia-se uma deformação elástica da MIT caso mais tensão mecânica seja aplicada.

Para determinação da tensão do platô existe a norma ASTM F2516-14 que estabelece o método de ensaio de tração de materiais de Ni-Ti superelásticos, especificando o método para a determinação da resistência do platô superior, resistência do platô inferior, alongamento residual, resistência à tração e alongamento (ASTM INTERNATIONAL, 2014). Mas, infelizmente não existe uma norma ASTM que estabelece métodos de ensaio de tração de materiais de Ni-Ti martensíticos. Portanto, para os ensaios com temperatura inferior e superior à  $A_f$ , utilizou-se o nível de tensão correspondente a 7% de deformação durante carregamento como uma medida de aproximação linear para determinar a tensão de platô martensítico correspondente. Esse valor de deformação foi escolhido devido aos fios de LMF poderem recuperar de 6 a 8% de deformação sob condições ideais (RAO *et al.*, 2015).

Assim, observou-se uma tensão de platô martensítico de aproximadamente 200 MPa e 650 MPa para os ensaios inferior e superior à temperatura  $A_f$ , respectivamente, compatíveis com a literatura (SASHIHARA, 2007; LAGOUDAS, 2008; LIMA *et al.*, 2015b; SAIKRISHNA *et al.*, 2016), pois a tensão de platô e a magnitude da tensão na maior deformação aumenta com o aumento da temperatura de tratamento térmico (LIU, 1998). Isto é bastante contrário aos materiais clássicos como aço, alumínio, onde se poderia esperar uma

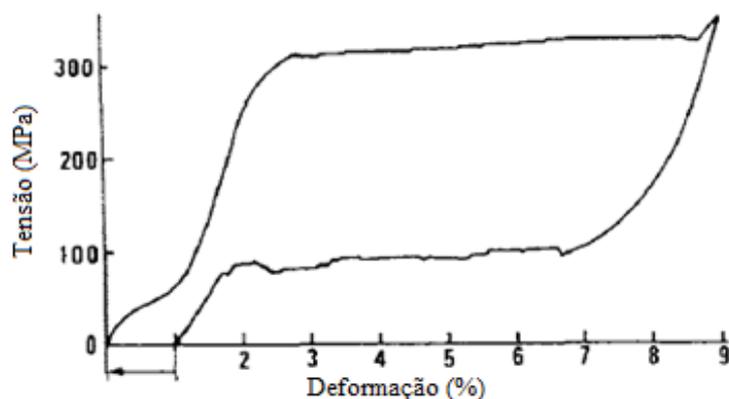
diminuição da tensão de platô, uma vez que as discordâncias tornam-se muito mais móveis a temperaturas mais elevadas (RAO *et al.*, 2015).

O platô que ocorre nas curvas de tensão-deformação, nas ligas de Ni-Ti, com deformações superiores a 2% é devido à indução da martensita B19' por tensão, originando uma deformação de aproximadamente 4% nas amostras (OTSUKA e WAYMAN, 1998; LAGOUDAS, 2008). Para deformações maiores, a deformação plástica e a indução de B19' acontecem simultaneamente (OTSUKA e WAYMAN, 1998). Esses fatos podem ser comprovados nas curvas tensão-deformação ilustrada na Figura 4.10.

Quando uma liga de Ni-Ti equiatômica ou Ti-Ni-Fe tratada termomecanicamente é submetida a um ensaio de tração convencional, numa temperatura entre  $R_s$  e  $M_s$ , 2 (dois) platôs aparecem sucessivamente na curva tensão-deformação (OTSUKA e WAYMAN, 1998; LI *et al.*, 2014), como ilustrado na Figura 4.11. O primeiro platô, com 0,8% de alongamento, é associado à reorientação das variantes martensíticas da fase R e o segundo platô, com 7% de alongamento, é associado com a tensão-induzida da martensita B19'.

De acordo com esse fato, observa-se que as curvas de tensão-deformação, ilustradas na Figura 4.10, não apresentaram o platô de reorientação das variantes martensíticas da fase R quando a temperatura de ensaio estava entre  $R_s$  e  $M_s$  (ensaio de 60°). O platô de reorientação das variantes martensíticas da fase R pode ser pequeno o suficiente para não ser percebido nas curvas dos ensaios mecânicos de tração uniaxial das amostras do fio de LMF tratadas termicamente a 450°C por 60 minutos.

Figura 4.11 – Curva da tensão-deformação de uma liga Ti-47,5 Ni- 2,5 Fe (at%) tratada termicamente a 500°C por 1 hora após trabalho à frio de 30%



Fonte: Adaptado de OTSUKA e WAYMAN (1998)

#### 4.5 CICLAGEM TERMOMECÂNICA (CTM)

Com os dados adquiridos e salvos em cada ensaio de CTM, no *software* do LabVIEW, obtêm-se 7 (sete) gráficos, desenvolvido no *software* do Matlab, tanto para o treinamento quanto para a ciclagem termomecânica como: deslocamento x número de ciclos e tempo; deslocamentos x número de ciclos; deformação x número de ciclos e tempo; deformações x número de ciclos; temperatura x número de ciclos e tempo; corrente elétrica x número de ciclos e tempo e deformação x temperatura.

Nas Figuras C.1 a C.14 e nas Figuras D.1 a D.14, localizadas nos apêndices C e D, ilustram-se as curvas oriundas do 1º e 2º ensaios, onde a amostra do fio atuador de LMF foi submetida inicialmente a 25 ciclos térmicos sob um carregamento de 100 MPa e, em seguida, a 50.000 ciclos térmicos sob um carregamento de 100 MPa. Na ciclagem, o fio atuador foi submetido a ciclos térmicos por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, que aumenta a temperatura do fio atuador em torno de 100°C e 80°C, respectivamente.

Nas Figuras E.1 a E.14 e nas Figuras F.1 a F.14, localizadas nos apêndices E e F, ilustram-se as curvas oriundas do 3º e 4º ensaios, onde a amostra do fio atuador de LMF foi submetida inicialmente a 25 ciclos térmicos sob um carregamento de 100 MPa e, em seguida, a 50.000 ciclos térmicos sob um carregamento de 150 MPa. Na ciclagem, o fio atuador foi submetido a ciclos térmicos por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, que aumenta a temperatura do fio atuador em torno de 100°C e 80°C, respectivamente.

Nas Figuras G.1 a G.14 e nas Figuras H.1 a H.14, localizadas nos apêndices G e H, ilustram-se as curvas oriundas do 5º e 6º ensaios, onde a amostra do fio atuador de LMF foi submetida inicialmente a 25 ciclos térmicos sob um carregamento de 200 MPa e, em seguida, a 50.000 ciclos térmicos sob um carregamento de 100 MPa. Na ciclagem, o fio atuador foi submetido a ciclos térmicos por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, que aumenta a temperatura do fio atuador em torno de 100°C e 75°C, respectivamente.

Nas Figuras I.1 a I.14 e nas Figuras J.1 a J.14, localizadas nos apêndices I e J, ilustram-se as curvas oriundas do 7º e 8º ensaios, onde a amostra do fio atuador de LMF foi submetida inicialmente a 25 ciclos térmicos sob um carregamento de 200 MPa e, em seguida,

a 50.000 ciclos térmicos sob um carregamento de 150 MPa. Na ciclagem, o fio atuador foi submetido a ciclos térmicos por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, que aumenta a temperatura do fio atuador em torno de 100°C e 75°C, respectivamente.

Nas Figuras L.1 a L.14 e nas Figuras M.1 a M.14, localizadas nos apêndices L e M, ilustram-se as curvas oriundas do 9º e 10º ensaios, onde a amostra do fio atuador de LMF foi submetida inicialmente a 25 ciclos térmicos sob um carregamento de 300 MPa e, em seguida, a 50.000 ciclos térmicos sob um carregamento de 100 MPa. Na ciclagem, o fio atuador foi submetido a ciclos térmicos por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, que aumenta a temperatura do fio atuador em torno de 100°C e 80°C, respectivamente.

Nas Figuras N.1 a N.14 e nas Figuras O.1 a O.14, localizadas nos apêndices N e O, ilustram-se as curvas oriundas do 11º e 12º ensaios, onde a amostra do fio atuador de LMF foi submetida inicialmente a 25 ciclos térmicos sob um carregamento de 300 MPa e, em seguida, a 50.000 ciclos térmicos sob um carregamento de 150 MPa. Na ciclagem, o fio atuador foi submetido a ciclos térmicos por efeito Joule, aplicando uma corrente elétrica alternada, do tipo quadrada, que aumenta a temperatura do fio atuador em torno de 100°C e 90°C, respectivamente.

As linhas sólidas com o símbolo “●” e “○” representam os valores de pico do deslocamento, da deformação, da temperatura e da corrente elétrica no fio no estado martensítico ( $P_M$ ) e austenítico ( $P_A$ ), respectivamente, nos gráficos sem legenda. Além disso,  $D_{Rev}$  e  $\epsilon_{Rev}$  representam o deslocamento e a deformação reversível, respectivamente, que é a diferença entre  $P_M$  e  $P_A$ .  $D_{Res}$  e  $\epsilon_{Res}$  representam o deslocamento e a deformação residual, respectivamente, que é diferença entre  $P_M$  atual e  $P_M$  inicial. E  $D_{Res}/D_{Rev}$  e  $\epsilon_{Res}/\epsilon_{Rev}$  representam as relações entre o deslocamento residual e reversível e entre a deformação residual e reversível, respectivamente.

A partir dos gráficos oriundos dos 12 (doze) ensaios, ilustrados nos apêndices C a O, obtêm-se 2 (duas) tabelas, sendo a primeira tabela, Tabela 4.2, referente aos treinamentos termomecânicos e a segunda tabela, Tabela 4.3, referente as ciclagens termomecânicas.

Nas Tabela 4.2 e Tabela 4.3,  $L_0$  e  $L_{0C}$  é o comprimento da amostra descarregada e carregada no início do ensaio, respectivamente.  $L_F$  é o comprimento da amostra carregada no final do ensaio.  $\epsilon_{ResT}$  é a deformação residual total da amostra carregada no final do ensaio,

que é a soma da deformação residual da amostra antes do início do ensaio,  $(L_{0C} - L_0 / L_0) \times 100$ , mais a deformação residual da amostra gerada durante o ensaio.  $\epsilon_{Rev}$  é a deformação reversível da amostra no final do ensaio.  $\epsilon_{ResT}/\epsilon_{Rev}$  é a relação entre a deformação residual total e a reversível.  $\Delta T$  é o intervalo de temperatura na amostra durante o ensaio.  $I$  é o valor da amplitude da corrente elétrica alternada utilizado no ensaio.  $T_{Af 50K}$  é a temperatura final da fase austenita no ciclo 50.000.  $R_{up}$  é a informação da ruptura da amostra durante o ensaio, caso contrário, informa o ciclo de ruptura da amostra.  $E_{st}$  é a informação da estabilidade da amostra durante o ensaio, caso contrário, é porque a amostra teve sua ruptura antes de finalizar o ensaio dos 50.000 ciclos.

Tabela 4.2 – Dados referente aos treinamentos termomecânicos dos ensaios 1-12

Treinamento (Ensaio)	L <sub>0</sub> (mm)	L <sub>0C</sub> (mm)	L <sub>F</sub> (mm)	$\epsilon_{ResT}$ (%)	$\epsilon_{Rev}$ (%)	$\epsilon_{ResT}/\epsilon_{Rev}$ (%)	$\Delta T$ (°C)	I (A)	R <sub>up</sub> (ciclos)
1	140,24	140,90	147,3	5,01	2,22	2,26	40-105	0,86	Não
2	141,04	141,70	148,0	4,87	1,60	3,04	40-100	0,83	Não
3	141,19	141,70	148,7	5,29	2,27	2,33	40-100	0,86	Não
4	140,21	141,10	149,8	6,78	1,72	3,94	40-100	0,83	Não
5	139,57	146,02	155,6	11,18	2,83	3,95	30-140	1,14	Não
6	139,46	146,74	154,4	10,44	2,79	3,74	30-140	1,13	Não
7	140,74	148,03	156,4	10,83	2,84	3,81	30-150	1,13	Não
8	139,10	145,80	153,8	10,31	2,84	3,63	30-130	1,13	Não
9	137,98	154,75	165,3	18,96	2,87	6,61	30-160	1,13	Não
10	140,50	153,08	171,1	20,71	3,03	6,84	35-170	1,13	Não
11	140,20	149,66	166,5	17,98	3,08	5,83	30-160	1,13	Não
12	139,64	149,10	166,1	18,17	2,96	6,14	30-160	1,13	Não

Fonte: Resultado da pesquisa

Tabela 4.3 – Dados referente as ciclagens termomecânicas dos ensaios 1-12

Ciclagem (Ensaio)	L <sub>0</sub> (mm)	L <sub>0C</sub> (mm)	L <sub>F</sub> (mm)	$\epsilon_{ResT}$ (%)	$\epsilon_{Rev}$ (%)	$\epsilon_{ResT}/\epsilon_{Rev}$ (%)	$\Delta T$ (°C)	I (A)	T <sub>Af 50k</sub> (°C)	R <sub>up</sub> (ciclos)	E <sub>st</sub> (ciclos)
1	146,92	147,31	150,1	2,17	1,04	2,09	40-110	0,83	80	Não	34.000
2	147,58	147,96	148,4	0,56	0,39	1,44	35-80	0,67	75	Não	14.000
3	148,03	149,14	153,8	-	-	-	40-110	0,83	80	44.846	-
4	149,53	150,28	152,6	2,06	0,50	4,13	35-85	0,70	75	Não	13.000
5	153,99	154,40	156,2	1,42	0,77	1,84	30-100	0,83	75	Não	37.000
6	153,19	153,50	153,5	0,20	0,47	0,43	30-75	0,67	70	Não	30.000
7	154,58	155,50	164,7	-	-	-	35-115	0,88	75	19.800	-
8	152,04	153,10	153,7	-	-	-	30-75	0,68	70	25.029	-
9	162,59	162,99	164,0	0,87	1,21	0,72	35-105	0,81	80	Não	38.000
10	168,20	169,05	169,2	0,57	0,54	1,06	35-85	0,62	80	Não	23.000
11	163,60	164,69	166,5	1,78	0,96	1,86	40-110	0,76	90	Não	28.000
12	163,43	164,56	165,5	1,25	0,77	1,62	35-90	0,67	90	Não	19.000

Fonte: Resultado da pesquisa

De acordo com a Tabela 4.2, observa-se que os treinamentos 100 MPa, 200 MPa e 300 MPa, apresentaram uma média da deformação reversível ( $\epsilon_{Rev}$ ) de 2,0%, 2,8% e 3,0%, uma média da deformação residual total ( $\epsilon_{ResT}$ ) de 5,5%, 10,7% e 19,0% e, além disso, uma média da relação entre a deformação residual total e deformação reversível de 2,9%, 3,8% e 6,4%, respectivamente, que aumenta com a tensão de treinamento. Esses valores são de acordo com a amplitude da corrente elétrica, de 0,86 A para o treinamento de 100 MPa e 1,1 A para os treinamentos de 200 MPa e 300 MPa, aplicada na amostra, que provocava uma maior contração do fio e, assim, uma variação de temperatura no fio de 40-100°C para o treinamento de 100 MPa e de 30-150°C para os treinamentos de 200 MPa e 300 MPa. Por fim, de acordo com essa tabela, nota-se que as amostras não sofreram ruptura durante o treinamento.

De acordo com a Tabela 4.3, observa-se um decréscimo tanto na deformação reversível ( $\epsilon_{Rev}$ ) quanto na deformação residual ( $\epsilon_{Res}$ ) quando aplicado uma temperatura de ciclagem abaixo de  $A_f$ , acarretando numa transformação parcial da fase austenita.

Uma transformação parcial limita a geração de martensita e a deformação de transformação associada, o que provoca uma melhoria significativa na vida de fadiga da amostra. A vida de fadiga é melhorada em aproximadamente um fator de sete para uma transformação parcial e a quantidade de deformação de transformação máxima estável é reduzida em um fator de três (LAGOUDAS, 2008).

Para os ensaios com temperatura de ciclagem em torno de  $A_f$ , mas submetido a uma carga mecânica tensão de 150 MPa, observou-se uma ruptura da amostra com exceção quando treinado com uma carga mecânica de 300 MPa. Segundo LI *et al.* (2009) isto é até possível, pois observou em seu trabalho que para um tempo de recozimento idêntico, a vida de fadiga aumentou ligeiramente com a elevação da carga constante na ciclagem termomecânica. Para um melhor entendimento desse fato, deve-se fazer uma análise microestrutural na amostra através do MEV. Já para os ensaios com temperatura de ciclagem abaixo de  $A_f$ , mas submetido a uma carga mecânica de 150 MPa, observou-se apenas uma ruptura inesperada quando treinado com uma carga mecânica de 200 MPa. Para melhor entendimento desse fato, deve-se fazer uma análise microestrutural da amostra através do MEV. Além disso, uma melhor estabilidade tanto em alongamento quanto em deformação reversível (0,5% e 0,77%), com um erro máximo de 5%, foi observado quando treinado com uma carga mecânica de 100 e 300 MPa, ensaios 4 e 12, respectivamente.

Para os ensaios com temperatura de ciclagem em torno de  $A_f$  e abaixo de  $A_f$ , mas submetido a uma carga mecânica de 100 MPa, observou-se um resistência da amostra para os 50.000 ciclos. Além disso, uma melhor estabilidade tanto em alongamento quanto em deformação reversível (0,39% e 0,54%), com um erro máximo de 5%, foi observado para os ensaios com temperatura de ciclagem abaixo de  $A_f$ , mas quando treinado com uma carga mecânica de 100 e 300 MPa, ensaios 2 e 10, respectivamente.

As CTM realizadas nas amostras se refere a um processo de carregar repetidamente o material seguindo um caminho de carga termomecânico cíclico até que a resposta histerética do material se estabilize e a deformação plástica sature. Durante o primeiro ciclo térmico, apenas uma recuperação parcial da deformação gerada durante o resfriamento é observada após o aquecimento com algumas deformações plásticas gerada durante o ciclo. Uma pequena deformação plástica permanece após cada ciclo térmico completado. A deformação plástica adicional associada com cada ciclo consecutivo começa a diminuir gradualmente até que praticamente deixa mais de se acumular. A partir gráficos oriundos dos 12 (doze) ensaios, ilustrados nos apêndices C a O, observa-se que uma resposta histerética estabilizada do material fica mais evidente nos treinamentos onde as amostras foram submetidas a ciclos térmicos sob um carregamento de 100 MPa e, também, nas ciclagens onde as amostras foram submetidas a ciclos térmicos sob um carregamento de 100 MPa e 150 MPa entre 10.000 e 25.000 ciclos.

O comportamento de fadiga nas LMF é largamente dependente da combinação dos parâmetros de processamento como: da retenção do trabalho à frio, do tempo da temperatura de recozimento, do regime tensão-deformação na ciclagem termomecânica e modificações microestruturais induzidas por transformação (LAGOUDAS, 2008; SAIKRISHNA *et al.*, 2009; SAIKRISHNA *et al.*, 2012). Além disso, pode-se notar que o material é instável, independentemente de quaisquer combinações dos parâmetros de processamento.

Sabe-se que a vida de fadiga de fios de LMF sob CTM diminuem drasticamente. Estudos têm mostrado que as propriedades funcionais das LMF (temperatura de transformação, histerese, resposta à deformação, dentre outros) mudam continuamente durante a CTM. Esse comportamento instável é atribuído à geração de discordâncias na microestrutura durante a CTM (EGGELER *et al.*, 2004; SAIKRISHNA *et al.*, 2012). Segundo CASATI *et al.* (2011) a ciclagem térmica dá origem a precipitados ricos em Ni

(Ni<sub>4</sub>Ti<sub>3</sub>). Esses precipitados, por sua vez, induzem campos de tensões no retículo cristalino, modifica a razão Ni/Ti na matriz e interagem com as discordâncias, afetando o EMF.

A partir dos gráficos oriundos dos 12 (doze) ensaios, ilustrados nos apêndices C a O, observa-se nas curvas da deformação-temperatura uma fadiga funcional e térmica da amostra ao longo dos ciclos. Isso deve-se a diminuição tanto da área da curva como a temperatura final da fase austenita e, além disso, uma deformação residual acumulativa ao longo dos ciclos. O decréscimo nas temperaturas está de acordo com resultados observados em outras literaturas (LAHOZ e PUÉRTOLAS, 2004; CHEN e SI, 2008; DA SILVA *et al.*, 2017) e pode ser atribuído ao campo de tensão interna formado pelas discordâncias durante o movimento repetido da interface austenita-martensita (OTSUKA e WAYMAN, 1998; LUO e ABEL, 2007). Além disso, estudos mostram que a deformação residual no material é causada principalmente por 2 (dois) fatores: (a) deformação plástica irreversível na fase austenítica, e (b) estabilização da fase martensita/austenita. A deformação plástica irreversível na fase austenita se deve à geração de defeitos/discordâncias na microestrutura durante a CTM. Esses defeitos/discordâncias são responsáveis pela estabilização de certa fração volumétrica da fase martensita/austenita que não faz parte do processo durante a CTM (SAIKRISHNA *et al.*, 2009; RAO *et al.*, 2015).

Segundo EGGELER *et al.* (2004) e LAHOZ e PUÉRTOLAS (2004), para alcançar um elevado número de ciclos estáveis, é importante garantir que a tensão de carregamento seja menor do que a tensão platô. Isso garante que há apenas um aumento limitado da densidade de discordância durante o carregamento cíclico e, portanto, apenas uma pequena acumulação de deformação residual. SCIRÈ MAMMANO e DRAGONI (2011) afirmam que os fios podem ser utilizados como atuadores quando submetidos a uma CTM sob tensão constante aplicada abaixo do limite de fadiga ( $\leq 100$  MPa), pois o alongamento do comprimento do fio é pouco significativo ( $< 1\%$ ), o EMF no fio é aceitável para fins práticos ( $\approx 4\%$ ) e vida de fadiga em torno de 500.000 ciclos.

#### **4.6 ANÁLISE MICRORSTRUTURAL**

As análises microestruturais das amostras foram realizadas utilizando as imagens do MEV nas seções longitudinais das amostras (superfície e centro). Este procedimento visou

a obtenção das seções longitudinais das amostras de fios de LMF, objetivando observar as características da propagação de eventuais trincas.

Nas micrografias obtidas por MEV, ilustradas nas Figura 4.12 a Figura 4.27, observa-se 2 (duas) regiões, sendo uma na superfície e outra no centro. Segundo GEROLDO (2009), na superfície seria uma região predominante de matriz com fase martensita, mas com estruturas de agulhas de martensita mais refinadas, em torno de 10  $\mu\text{m}$ , enquanto, no centro seria uma região predominante de matriz com fase martensita, mas com estruturas de agulhas mais grosseiras e desorientadas. Segundo GOUVÊA (2006), é bem provável que o refino das estruturas de agulhas de martensita na superfície tenha acontecido no processo de conformação do fio. Segundo GEROLDO (2009), para temperaturas de tratamento térmico mais elevados, observa-se na superfície da amostra uma diminuição da estrutura martensita mais refinada, enquanto no centro, um aumento do tamanho das agulhas de martensita sendo mais grosseira e desorientadas.

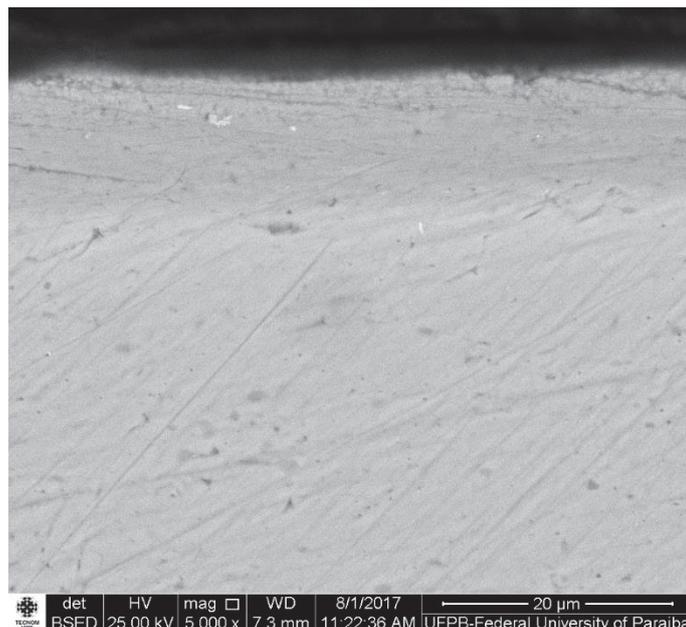
Nas Figura 4.12 a Figura 4.15, ilustram-se as micrografias obtida por MEV das amostras do fio de Ni-Ti tratada termicamente, a 450°C por 60 minutos, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente ( $\cong 27^\circ\text{C}$ ), sem treinamento e com treinamentos termomecânicos de 100, 200 e 300 MPa, respectivamente. Nessas figuras, observa-se que a micrografia da amostra sem treinamento, que não apresenta nucleação de trinca nas regiões, é bastante similar ao da amostra com treinamento termomecânico de 100 MPa ao longo da seção longitudinal da amostra. Além disso, que as micrografias das amostras com treinamento de 200 e 300 MPa apresentam nucleação de trincas na região da superfície. Segundo EGGER *et al.* (2004) e FIGUEIREDO (2006), as trincas por fadiga sempre se desenvolvem na superfície da amostra. Essas trincas serão formadas na superfície da amostra quando a densidade de discordância obter um nível saturado. As trincas se propagam através da acumulação adicional de discordâncias e finalmente causa a fratura da amostra (LI *et al.*, 2009).

Nas Figura 4.16 a Figura 4.19, ilustram-se as micrografias obtida por MEV das amostras do fio de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida aos 1º, 2º, 3º e 4º ensaios de CTM. Nessas figuras, observa-se que o 1º e 3º ensaios, com temperatura de ciclagem em torno de  $A_f$ , provocaram uma maior nucleação de trincas nas regiões da superfície e centro, acarretando na ruptura da amostra no 3º ensaio, do que o 2º e 4º ensaios, com temperatura de ciclagem abaixo de  $A_f$ .

Nas Figura 4.20 a Figura 4.23, ilustram-se as micrografias obtida por MEV das amostras do fio de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida aos 5°, 6°, 7° e 8° ensaios de CTM. Nessas figuras, observa-se a mesma lógica do 1°, 2°, 3° e 4° ensaios, mas com exceção no 8° ensaio, com temperatura de ciclagem abaixo de  $A_f$ . Esse ensaio provocou também uma nucleação de trincas nas regiões da superfície e centro, acarretando na ruptura da amostra.

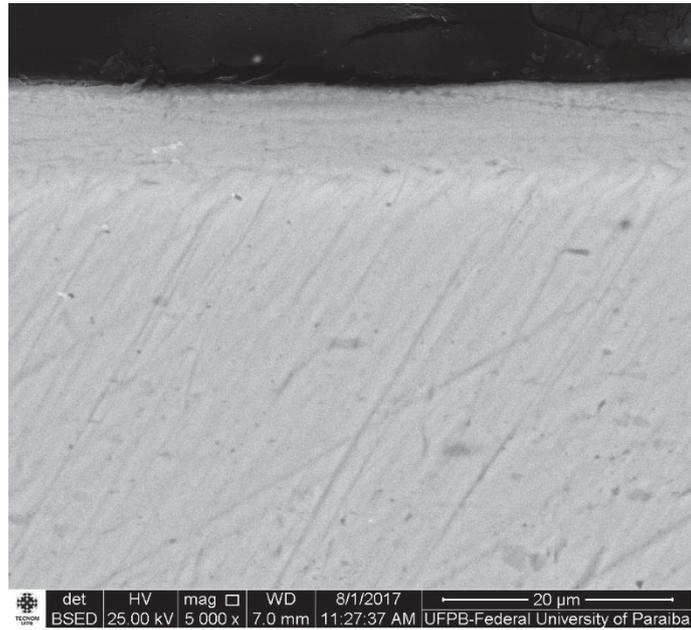
Nas Figura 4.24 a Figura 4.27, ilustram-se as micrografias obtida por MEV das amostras do fio de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida aos 9°, 10°, 11° e 12° ensaios de CTM. Nessas figuras, observa-se a mesma lógica do 1°, 2°, 3° e 4° ensaios, mas com exceção no 11° ensaio, com temperatura de ciclagem em torno de  $A_f$ . Esse ensaio provocou também uma nucleação de trincas nas regiões da superfície e centro, mas não provocou a ruptura da amostra. De acordo micrografias do 11° e 12° ensaios, percebe-se que a amostra poderá sofrer a ruptura qualquer momento.

Figura 4.12 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e sem treinamento



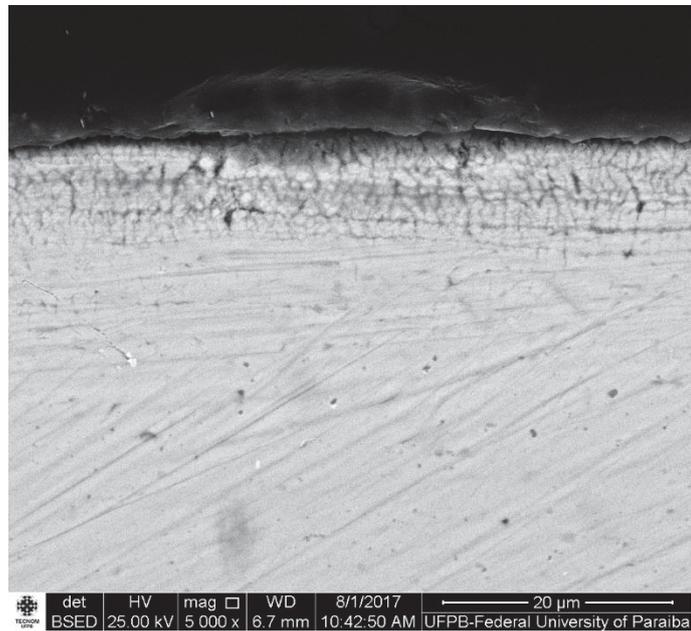
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.13 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e treinamento de 100 MPa



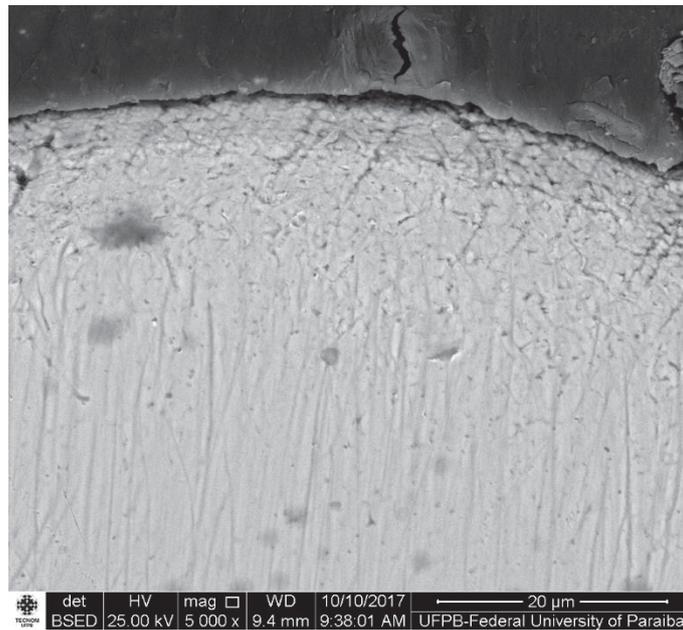
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.14 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e treinamento de 200 MPa



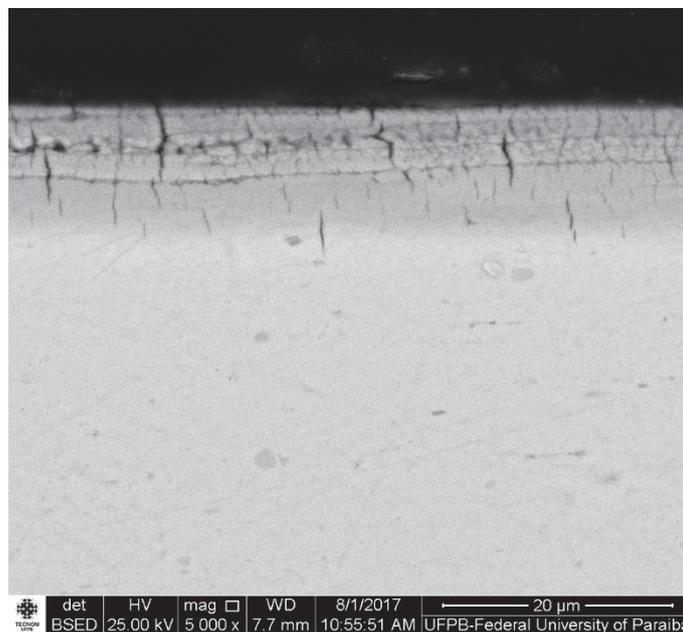
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.15 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e treinamento de 300 MPa



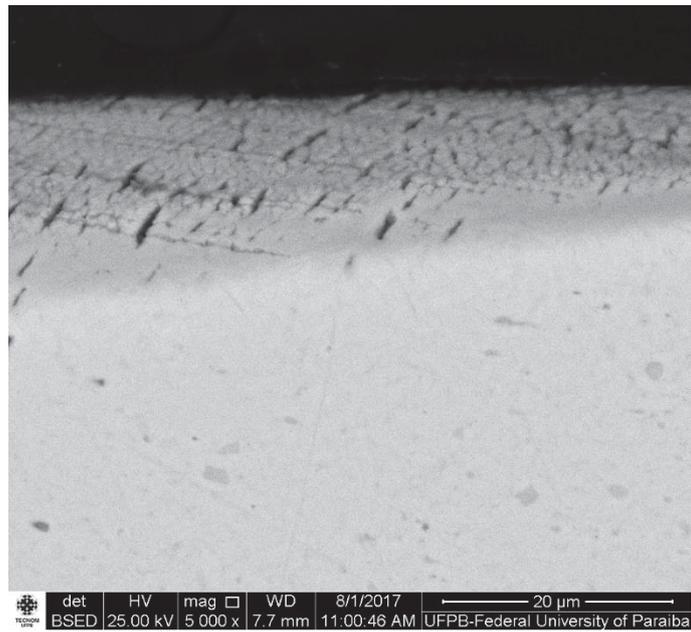
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.16 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 1º ensaio de CTM



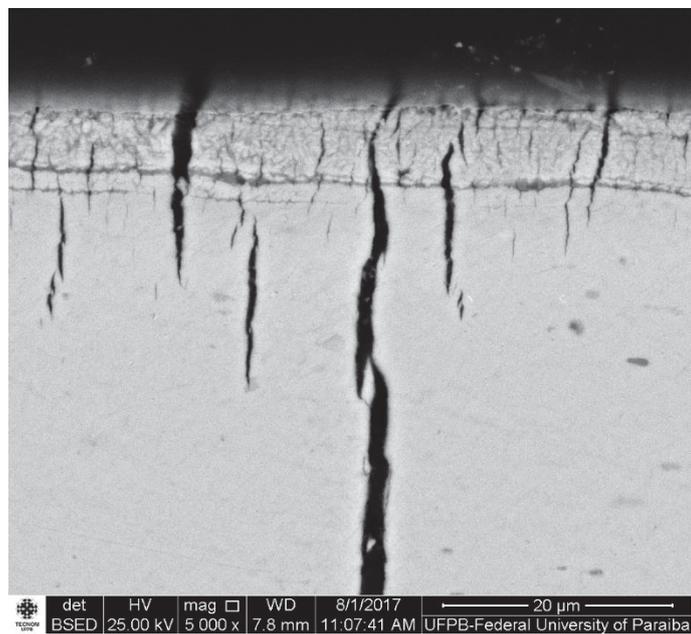
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.17 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 2º ensaio de CTM



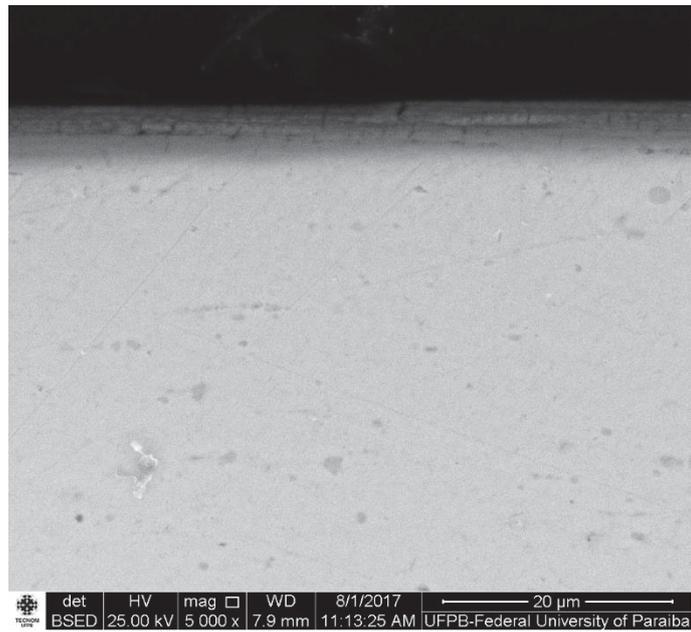
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.18 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 3º ensaio de CTM



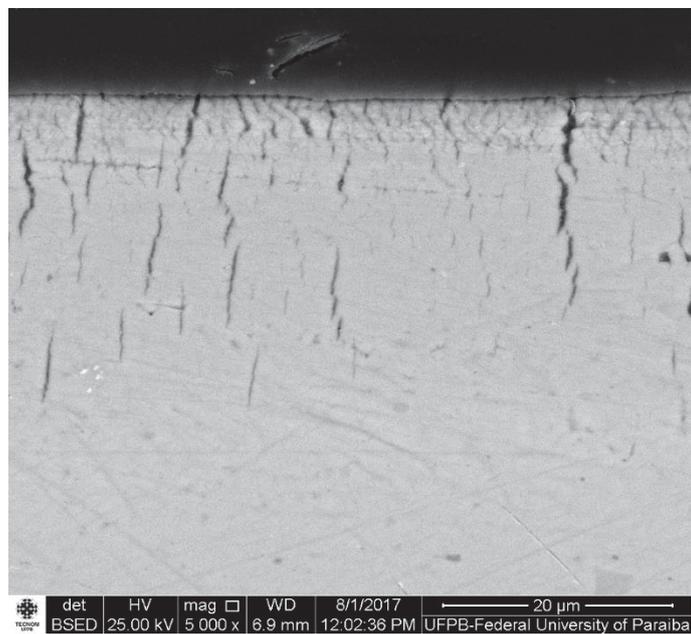
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.19 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 4º ensaio de CTM



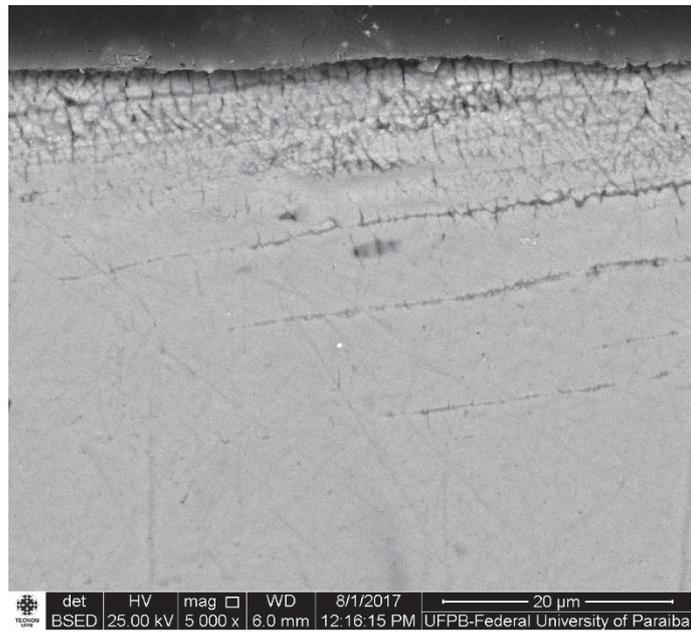
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.20 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 5º ensaio de CTM



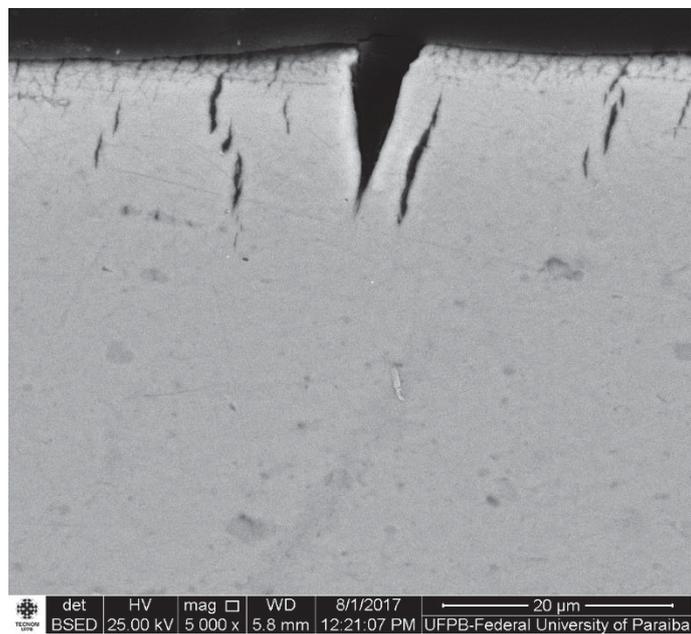
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.21 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 6º ensaio de CTM



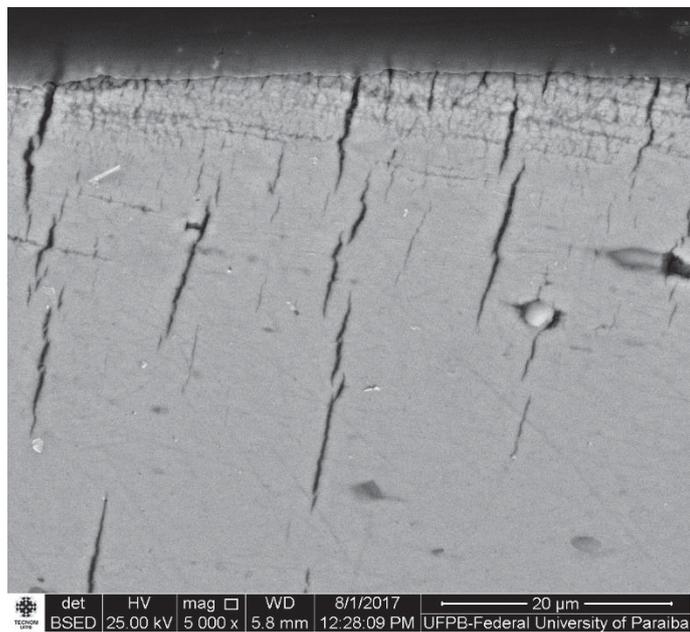
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.22 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 7º ensaio de CTM



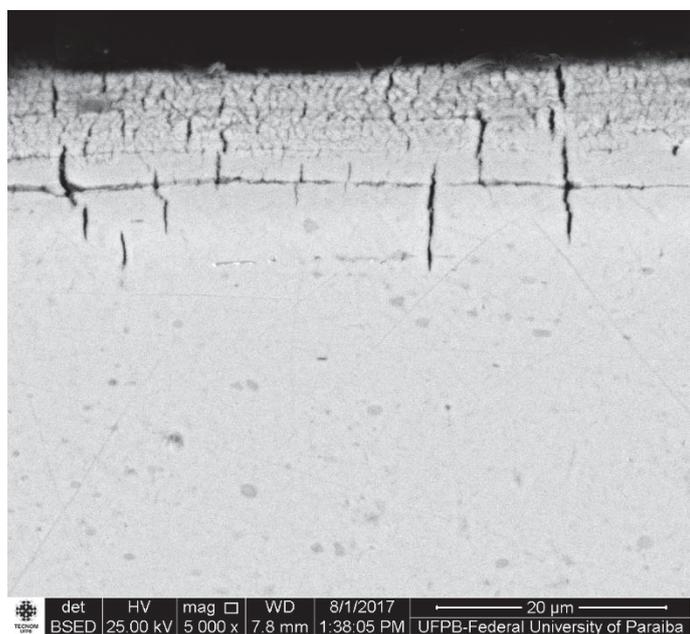
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.23– Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 8º ensaio de CTM



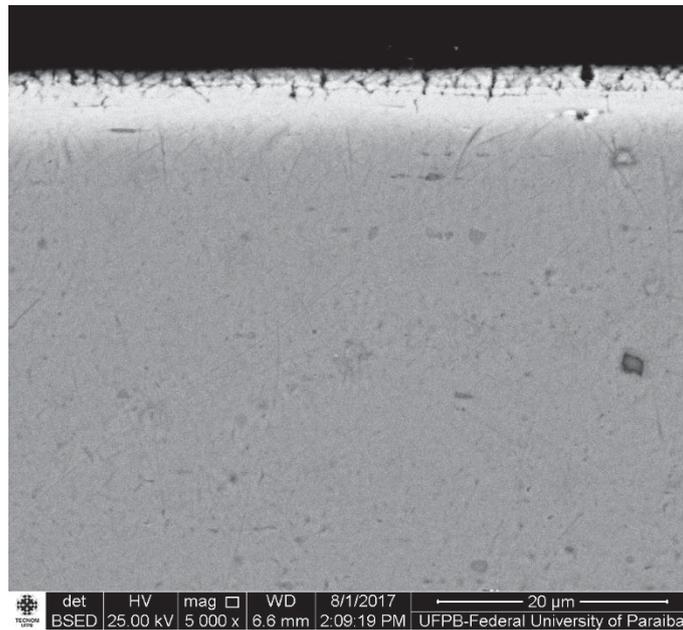
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.24 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 9º ensaio de CTM



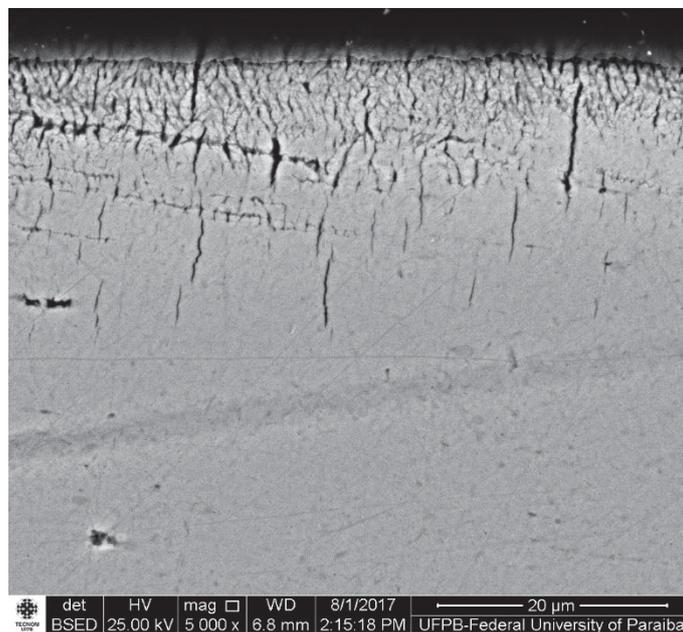
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.25 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 10º ensaio de CTM



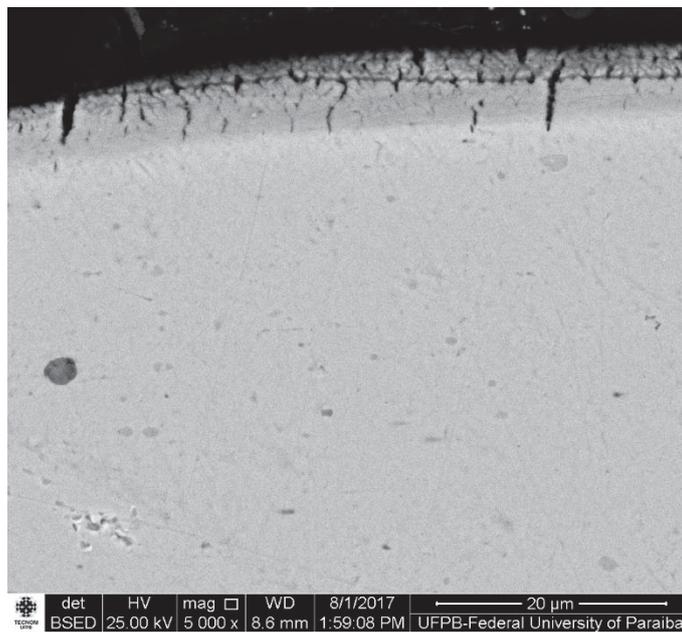
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.26 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 11º ensaio de CTM



Fonte: Resultado da pesquisa

Figura 4.27 – Micrografia obtida por MEV da amostra do fio de LMF de Ni-Ti com tratamento térmico e submetida ao 12º ensaio de CTM



Fonte: Resultado da pesquisa

# CONCLUSÕES

## 5.1 CONCLUSÕES

A caracterização termomecânica é de bastante valia, pois pode informar quantidade de deformação recuperável e a estabilidade do efeito de memória de forma, nas quais são duas das mais importantes características no desenvolvimento de aplicações das LMF, pois para uso prático é esperado a estabilização completa do material, caso contrário, provavelmente, em poucos ciclos de trabalho a aplicação apresentaria falha devido ao alongamento do material.

Na caracterização termomecânica de um fio de LMF de Ni-Ti, com percentuais de 52,95% de Ni e 47,05% de Ti em peso, pode-se observar:

### 1. Ensaio Térmico:

- As temperaturas de transformação de fase aumentam com o aumento do tempo de tratamento térmico. Além disso, na Figura 4.7, observa-se uma superposição da fase R e martensítica, resultando numa alteração da transformação martensítica em 2 (duas) etapas para uma transformação martensítica em apenas uma etapa, quando o tempo de tratamento foi de 360 minutos.

### 2. Ensaio Mecânico:

- As propriedades mecânicas dependem fortemente do tratamento térmico, mas quando uma amostra de LMF de Ni-Ti é tratada termicamente a 450°C por 60 minutos, mas seguido de resfriamento em água à temperatura ambiente, apresenta um platô martensítico de aproximadamente 200 e 650 MPa para os ensaios com temperatura inferior e superior à  $A_f$ , respectivamente, como ilustrado na Figura 4.10.

### 3. Ciclagem Termomecânica:

- No treinamento, observa-se uma deformação reversível, média de 2,0%, 2,8% e 3,0%, uma deformação residual, média de 5,5%, 10,7% e 19,0%, e uma relação entre a deformação residual e reversível, média de 2,9%, 3,8% e 6,4%, diretamente proporcional com a tensão de treinamento, de 100, 200 e 300 MPa, respectivamente, de acordo com a Tabela 4.2.
- Para os ensaios de ciclagem termomecânica com temperatura em torno de  $A_f$  e inferior à  $A_f$ , mas submetido a uma carga mecânica de 100 MPa, observou-se uma resistência da amostra para os 50.000 ciclos. Além disso, uma melhor estabilidade, tanto em alongamento quanto em deformação reversível (0,39% e 0,54%), foi observado nos ensaios com temperatura de ciclagem inferior à  $A_f$ , mas quando treinado com uma carga mecânica de 100 e 300 MPa, ensaios 2 e 10, respectivamente, de acordo com a Tabela 4.2.
- Para os ensaios com temperatura de ciclagem inferior à  $A_f$ , mas submetido a uma carga mecânica de 150 MPa, observou-se uma melhor estabilidade tanto em alongamento quanto em deformação reversível (0,5% e 0,77%), quando treinado com uma carga mecânica de 100 e 300 MPa, ensaios 4 e 12, respectivamente, de acordo com a Tabela 4.2.
- Observa-se curvas histeréticas estabilizadas do material mais evidente nos treinamentos termomecânicos de 100 MPa, em torno de 15 ciclos, e nas ciclagens termomecânicas de 100 e 150 MPa, entre 10.000 e 25.000 ciclos, como ilustradas nas Figuras C.1 a O.14.
- As amostras do fio atuador de LMF sofrem tanto fadiga funcional quanto térmica durante a ciclagem termomecânica, podendo chegar em alguns casos a sofrer uma fadiga estrutural.

### 4. Análise Microestrutural:

- Nas micrografias obtidas por MEV, observa-se 2 (duas) regiões, sendo uma na superfície e outra no centro. Na superfície seria uma região predominante de matriz com fase martensita, mas com estruturas de agulhas de martensita mais refinadas, em torno de 10  $\mu\text{m}$ , enquanto, no centro seria uma região

predominante de matriz com fase martensita, mas com estruturas de agulhas mais grosseiras e desorientadas.

- Na micrografia da amostra sem treinamento, ilustrada na Figura 4.12, que não apresenta nucleação de trinca nas regiões, é bastante similar ao da amostra com treinamento termomecânico de 100 MPa, ilustrada na Figura 4.13, ao longo da seção longitudinal da amostra. Além disso, que as micrografias das amostras com treinamento de 200 e 300 MPa apresentam nucleação de trincas na região da superfície, como ilustradas nas Figuras 4.14 e 4.15, respectivamente.
- Na micrografia das amostras com melhor estabilidade tanto em alongamento quando em deformação reversível (0,39% e 0,5%), observa-se que os ensaios 2 e 4, ou seja, amostra com treinamento termomecânico de 100 MPa e, em seguida, submetida a ciclagem termomecânica com carga de 100 ou 150 MPa e com temperatura inferior à  $A_f$ , respectivamente, apresentaram uma menor nucleação de trincas nas regiões da superfície e centro.

## 5.2 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Aqui são sugeridas algumas futuras investigações que dariam prosseguimento ao estudo da caracterização termomecânica de um fio atuador de liga com memória de forma de Ni-Ti. Principais trabalhos identificados a serem desenvolvidos são:

- Estudo da caracterização termomecânica de um fio atuador de liga com memória de forma de Ni-Ti sob diferentes processos de fabricação;
- Avaliar o tratamento térmico na caracterização termomecânica de um fio atuador de liga com memória de forma de Ni-Ti;
- Estudar o comportamento de vida de fadiga para diferentes comprimentos de fio atuador de liga com memória de forma de Ni-Ti;
- Utilizar a liga com memória de forma como sensor e atuador;

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS INTERNATIONAL. **E1823-13:** Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. West Conshohocken, PA/USA: ASTM International, 2013.

\_\_\_\_\_. **F2004-17:** Standard Test Method for Transformation Temperature of Nickel-Titanium Alloys by Thermal Analysis. West Conshohocken, PA/USA: ASTM International, 2017.

\_\_\_\_\_. **F2516-14:** Standard Test Method for Tension Testing of Nickel-Titanium Superelastic Materials. West Conshohocken, PA/USA: ASTM International, 2014.

AKIN, E. **Effect of aging heat treatments on ni52ti48 shape memory alloy.** 89 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Texas A&M, College Station/Texas, USA, 2010.

ATLI, K. C.; KARAMAN, I.; NOEBE, R. D.; GAYDOSH, D. The effect of training on two-way shape memory effect of binary NiTi and NiTi based ternary high temperature shape memory alloys. **Materials Science And Engineering: A**, v. 560, p.653-666, jan. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.10.009>.

BALAK, Z.; ABBASI, S. M. Effect of Primary Microstructures during Training Producers on TWSME in NiTi Alloys. **International Journal of Engineering**, v. 25, n. 4, p.337-341, nov. 2012. International Digital Organization for Scientific Information (IDOSI). <http://dx.doi.org/10.5829/idosi.ije.2012.25.04b.10>.

BARBARINO, S.; SAAVEDRA FLORES, E. I.; AJAJ, R. M.; DAYYANI, I.; FRISWELL, M. I. A review on shape memory alloys with applications to morphing aircraft. **Smart Materials and Structures**, v. 23, n. 6, p.1-19, 10 abr. 2014. IOP Publishing. <http://dx.doi.org/10.1088/0964-1726/23/6/063001>.

BIGEON, M. J.; MORIN, M. Fatigue of the Shape Memory Effect in thin Wires-Comparison between TiNi and CuZnAl. **Le Journal de Physique IV**, v. 05, n. 2, p.385-390, fev. 1995. EDP Sciences. <http://dx.doi.org/10.1051/jp4:1995259>.

CASATI, R.; PASSARETTI, F.; TUISSI, A. Effect of electrical heating conditions on functional fatigue of thin NiTi wire for shape memory actuators. **Procedia Engineering**, v. 10, p.3423-3428, 2011. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.564>.

CASCIATI, S.; FARAVELLI, L.; VECE, M. Investigation on the fatigue performance of Ni-Ti thin wires. **Structural Control and Health Monitoring**, v. 24, n. 1, p.1-9, fev. 2016. Wiley-Blackwell. <http://dx.doi.org/10.1002/stc.1855>.

CASTILHO, W. S.; SILVA, E. P. Algumas aplicações das ligas com memória de forma. **Revista Científica do Instituto Federal São Paulo - Sinergia**, v. 12, p. 99-108, 2011.

CHEN, L. P.; SI, N. C. Influence of thermomechanical training deformations on TWSME in TiNiCu alloy spring. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 448, n. 1-2, p.219-222, jan. 2008. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.10.109>.

DA SILVA, V. F. **Comportamento da liga de alumínio a356-t6 fundida e tixoextrudada sob fadiga isotérmica e termomecânica**. 200 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos/SP, Brasil. 2004.

DA SILVA, T. C.; BARCELOS, A. P.; DA SILVA, E. P. Influence of thermal cycling on the phase transformation temperatures and latent heat of a niti shape memory alloy. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SHAPE MEMORY AND SUPERELASTIC TECHNOLOGIES, 2017, San Diego, California, USA. *Anais do SMST 2017*. [S.l.]: SMST, 2017, p. 1-2.

DE PINA, E. A. C.; DE ARAÚJO FILHO, O. O.; URTIGA FILHO, S. L.; GONZALEZ, C. H. Estudo da Caracterização e do Comportamento de Fios de Ti-Ni com Efeito Memória de Forma Viabilizando Fabricação de Atuadores. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, n. 19, 2010, Campos do Jordão, São Paulo. *Anais do CBECIMAT 2010*. [S.l.]: CBECIMAT, 2010, p. 5493-5499.

DIAS, R. F. **Efeito da deformação cíclica nas propriedades mecânicas de uma liga níquel-titânio superelástica**. 158 f. Tese (Doutorado) - Curso de Metalúrgia e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte/MG, Brasil. 2005.

DUERIG, T. W.; MELTON, K. N.; STÖCKEL, D.; WAYMAN, C. M. **Engineering Aspects of Shape Memory Alloys**. London: Butterworth-Heinemann, 1990. 491 p. (ISBN 0-750-61009-3)

EGGELER, G.; HORNBOKEN, E.; YAWNY, A.; HECKMANN, A.; WAGNER, M. Structural and functional fatigue of NiTi shape memory alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 378, n. 1-2, p. 24-33, jul. 2004. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.327>.

ELAHINIA, M. H. **Shape memory alloy actuators: design, fabrication, and experimental evaluation**. Chichester, United Kingdom: John Wiley & Sons, 2016. 203 p. (ISBN 978-1-118-35944-0).

FARIAS, J. S. F.; ALVES, D. N. L.; SOUTO, C. R. S.; DA SILVA, S. A.; DE ARAÚJO, C. J. Comportamento do Treinamento de Fios Atuadores com Memória De Forma Submetidos a Diferentes Amplitudes de Ondas de Corrente Elétrica. In: CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA (CONEM), n. 7, 2012, São Luís, Maranhão. *Anais do CONEM 2012*. Rio de Janeiro, Brasil: ABCM, 2012, p. 1-8.

INSTRUMENTS, N. **Sistema Integrado NI cRIO-9076**. 2015a. Disponível em: <<http://sine.ni.com/nips/cds/view/p/lang/pt/nid/209758>>. Acesso em: 15 maio 2015.

\_\_\_\_\_, N. **Módulo NI 9263**. 2015b. Disponível em: <<http://sine.ni.com/nips/cds/view/p/lang/pt/nid/208806>>. Acesso em: 15 maio 2015.

\_\_\_\_\_, N. **Módulo NI 9201**. 2015c. Disponível em: <<http://sine.ni.com/nips/cds/view/p/lang/pt/nid/208798>>. Acesso em: 15 maio 2015.

\_\_\_\_\_, N. **Módulo NI 9213**. 2015d. Disponível em: <<http://sine.ni.com/nips/cds/view/p/lang/pt/nid/208788>>. Acesso em: 15 maio 2015.

\_\_\_\_\_, N. **Fonte de Alimentação PS-15**. 2015e. Disponível em: <<http://sine.ni.com/nips/cds/view/p/lang/pt/nid/207473>>. Acesso em: 15 maio 2015.

FIGUEIREDO, A. M. G. **Caracterização da fadiga mecânica de baixo ciclo em ligas superelásticas de NiTi**. 235 f. Tese (Doutorado) - Curso em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade de Minas Gerais. Belo Horizonte/MG, Brasil, 2006.

FUMAGALLI, L.; BUTERA, F.; CODA, A. SmartFlex® NiTi Wires for Shape Memory Actuators. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 18, n. 5-6, p.691-695, 24 mar. 2009. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s11665-009-9407-9>.

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

GOUVÊA, C. A.; ITMAN, A.; CRUVINEL, L. B.; MACEDO, D. T.; CASTELETTI, L. C. Caracterização mecânica de fios ortodônticos de Nitinol. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais (CBECIMAT), n. 17, Foz do Iguaçu, Paraná, Anais do CBECIMAT, 2006, p. 4355-4363.

JANI, J. M.; LEARY, M.; SUBIC, A.; GIBSON, M. A. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities. **Materials & Design (1980-2015)**, v. 56, p.1078-1113, abr. 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2013.11.084>.

JANSSEN, J.; WILLEMS, F.; VERELST, B.; MAERTENS, J.; DELAEY, L. The fatigue properties of some Cu-Zn-Al shape memory alloys. **Le Journal de Physique Colloques**, v. 43, n. 4, p. 809-812, dez. 1982. EDP Sciences. <http://dx.doi.org/10.1051/jphyscol:19824132>.

JIANG, Shu-Yong; ZHAO, Ya-Nan; ZHANG, Yan-Qiu; HU, Li; LIANG, Yu-Long. Effect of solution treatment and aging on microstructural evolution and mechanical behavior of NiTi shape memory alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 23, n. 12, p.3658-3667, dez. 2013. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s1003-6326\(13\)62914-3](http://dx.doi.org/10.1016/s1003-6326(13)62914-3).

JÚNIOR, P. C. C. M. **Análise do acoplamento termomecânico em ligas com memória de forma**. 171 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Oceânica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro/RJ, Brasil. 2007.

KHALIL-ALLAFI, J.; DLOUHY, A.; EGGELER, G. Ni<sub>4</sub>Ti<sub>3</sub>-precipitation during aging of NiTi shape memory alloys and its influence on martensitic phase transformations. **Acta Materialia**, v. 50, n. 17, p.4255-4274, out. 2002. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s1359-6454\(02\)00257-4](http://dx.doi.org/10.1016/s1359-6454(02)00257-4).

LAGOUDAS, D. C. **Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications**. New York, USA: Springer, 2008. 446 p. (ISBN 978-0-387-47684-1)

LAHOZ, R.; PUÉRTOLAS, J.A. Training and two-way shape memory in NiTi alloys: influence on thermal parameters. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 381, n. 1-2, p.130-136, nov. 2004. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2004.03.080>.

LECCE, L.; CONCILIO, A. **Shape Memory Alloy Engineering: For aerospace, structural and biomedical applications**. Oxford, United Kingdom: Butterworth-Heinemann, 2015. 429 p. (ISBN 978-0-08-099920-3)

LI, Y.F.; MI, X. J.; GAO, B. D. Thermo-mechanical cyclic transformation behavior of Ti-Ni shape memory alloy wire. **Materials Science And Engineering: A**, v. 509, n. 1-2, p.8-13, maio 2009. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2009.02.041>.

LI, Y.F.; MI, X. J.; YIN, X. Q.; XIE, H. F. Constrained recovery properties of NiTi shape memory alloy wire during thermal cycling. **Alloys and Compounds**, v. 588, p.525-529, 2014. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.11.074>.

LIMA, W. M. **Plataforma para análise comportamental de atuadores de ligas com memória de forma e para o controle de deformação de uma barra flexível**. 127 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Elétrica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande/PB, Brasil, 2008.

LIMA, W. M.; SIMÕES, J. B.; GOMES, R. M.; SOUTO, C. R.; Melo, T. A. A.; DE ARAÚJO, C. J. Thermomechanical behavior of ni-ti shape memory alloy wire. In: 23<sup>RD</sup> ABCM International Congress of Mechanical Engineering (COBEM), n. 23, 2015, Rio de Janeiro, Brazil. *Anais do COBEM 2015*. Rio de Janeiro, Brasil: ABCM, 2015a, p. 1-8.

\_\_\_\_\_. Stability of ni-ti shape memory alloy wire during thermo-mechanical cycling using the joule heating effect. In: 23<sup>RD</sup> ABCM International Congress of Mechanical Engineering (COBEM), n. 23, 2015, Rio de Janeiro, Brazil. *Anais do COBEM 2015*. Rio de Janeiro, Brasil: ABCM, 2015b, p. 1-8.

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

LUO, H. Y.; ABEL, E. W. A. Comparison of methods for the training of NiTi two-way shape memory alloy. **Smart Materials and Structures**, [s.l.], v. 16, n. 6, p.2543-2549, out. 2007. IOP Publishing. <http://dx.doi.org/10.1088/0964-1726/16/6/058>.

MAGELA, J. O. **Influência de tratamentos térmicos e mecânicos nas temperaturas de transformação martensítica em ligas ni-ti com efeito memória de forma**. 126 f. Dissertação (Mestrado) - Curso Engenharia de Materiais, Rede Temática em Engenharia de Materiais. Belo Horizonte/MG, Brasil, 2010.

MAHTABI, M. J.; SHAMSAEI, N.; MITCHELL, M. R. Fatigue of Nitinol: the state-of-the-art and ongoing challenges. **Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials**, v. 50, p.228-254, out. 2015. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmbbm.2015.06.010>.

MAMMANO, G. S.; DRAGONI, E. Functional fatigue of shape memory wires under constant-stress and constant-strain loading conditions. **Procedia Engineering**, v. 10, p.3692-3707, 2011. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.607>.

\_\_\_\_\_. Effects of Loading and Constraining Conditions on the Thermomechanical Fatigue Life of NiTi Shape Memory Wires. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 23, n. 7, p.2403-2411, 25 mar. 2014. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s11665-014-0945-4>.

\_\_\_\_\_. Effect of Stress, Heating Rate, and Degree of Transformation on the Functional Fatigue of Ni-Ti Shape Memory Wires. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 24, n. 7, p.2709-2719, 29 maio 2015. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s11665-015-1561-7>.

MIYAZAKI, S.; MIZUKOSHI, K.; UEKI, T.; SAKUMA, T.; LIU, Y. Fatigue life of Ti-50 at.% Ni and Ti-40Ni-10Cu (at.%) shape memory alloy wires. **Materials Science and Engineering: A**, v. 273-275, p. 658-663, dez. 1999. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093\(99\)00344-5](http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093(99)00344-5).

NAFARI, M.; ABBASI, S. M. Influence of composition and thermomechanical training process on the transformation behavior and shape memory properties of NiTi based alloys. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 66, n. 3, p.239-245, mar. 2013. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s12666-013-0256-8>.

NEGRÃO, G. Q. **Análise de uma máquina para conversão termomecânica de energia baseada em ligas com memória de forma**. 70 f. TCC (Graduação) - Cursos de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília. Brasília/DF, Brasil. 2012.

OLIVEIRA, C. A. N.; DA SILVA, N. J.; GONZALEZ, C. H.; DE ARAÚJO, C. J.; URTIGA FILHO, S. L. Efeito do Envelhecimento e da Capacidade de Amortecimento de Ligas de Ti-Ni Ricas em Níquel. In: CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA (CONEM), n. 6, 2010, Campina Grande, Paraíba. *Anais do CONEM 2010*. Rio de Janeiro, Brasil: ABCM, 2010, p. 1-7.

OLIVEIRA, C. A. N.; GONZALEZ, C. H.; URTIGA FILHO, S. L.; DA SILVA, N. J. Tratamentos térmicos e efeito do envelhecimento eletrotérmico na evolução da transformação de fase de ligas de Ni-Ti. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos (REMAP)**, v. 6, p. 77-83, 2011.

OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. **Shape Memory Materials**. Cambridge, United Kingdom: Cambridge University Press, 1998. 294 p. (ISBN 0-521-44487-X)

OTSUKA, K.; REN, X. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys. **Progress In Materials Science**, v. 50, n. 5, p.511-678, jul. 2005. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2004.10.001>.

PELTON, A. R.; FINO-DECKER, J.; VIEN, L.; BONSIGNORE, C.; SAFFARI, P.; LAUNEY, M.; MITCHELL, M.R. Rotary-bending fatigue characteristics of medical-grade Nitinol wire. **Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials**, v. 27, p. 19-32, nov. 2013. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmbbm.2013.06.003>.

PERES, R. V.; FERNANDES, D. J.; RUELLAS, A. C. O.; ELIAS, C. N. Propriedades em flexão de fios de liga de Ni-Ti. **Revista Brasileira de Odontologia**, v. 69, n. 2, p. 266-271, jul-dez 2012. Associação Brasileira de Odontologia (ABO). <http://dx.doi.org/10.18363/rbo.v69n2.p.266>

RAO, A.; SRINIVASA, A. R.; REDDY, J. N. **Design of Shape Memory Alloy (SMA) Actuators**. New York, USA: Springer, 2015. 137 p. (ISBN 978-3-319-03187-3)

SASHIHARA, E. M. **Produção da Liga N-Ti com efeito de memória de forma em forno de fusão por feixe eletrônico e sua caracterização**. 157 f. Dissertação (Mestrado) - Curso

em Engenharia Aeronáutica e Mecânica, Área de Física e Química dos Materiais Aeroespaciais, Instituto Tecnológico de Aeronáutica. São José dos Campos/SP, Brasil, 2007.

SAIKRISHNA, C. N.; RAMAIAH, K. V.; ALLAM PRABHU, S.; BHAUMIK, S. K. On stability of NiTi wire during thermo-mechanical cycling. **Bulletin of Materials Science**, v. 32, n. 3, p.343-352, jun. 2009. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s12034-009-0049-1>.

SAIKRISHNA, C. N.; RAMAIAH, K. V.; BHAUMIK, S. K.; VIDYASHANKAR, B. Functional fatigue in NiTi shape memory alloy wires - A comparative study. In: National Conference on Smart Materials Structures and Systems (ISSS), n. 5, 2012, Coimbatore, India. *Conferência do ISSS*. [S. l.]: ISSS, 2012, p. 1-6.

SAIKRISHNA, C. N.; RAMAIAH, K. V.; PAUL, D.; BHAUMIK, S. K. Enhancement in fatigue life of NiTi shape memory alloy thermal actuator wire. **Acta Materialia**, v. 102, p.385-396, 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2015.09.034>.

SCHERNGELL, H.; KNEISSL, A. C. Training and stability of the intrinsic two-way shape memory effect in Ni-Ti alloys. **Scripta Materialia**, v. 39, n. 2, p.205-212, jun. 1998. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s1359-6462\(98\)00155-9](http://dx.doi.org/10.1016/s1359-6462(98)00155-9).

TELO, G. J. C. **Estudo de um actuador baseado em ligas com memória de forma**. 87 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Civil, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa, Monte de Caparica, Portugal, 2014.

URBINA, C.; DE LA FLOR, S.; FERRANDO, F. Effect of thermal cycling on the thermomechanical behaviour of NiTi shape memory alloys. **Materials Science And Engineering: A**, v. 501, n. 1-2, p.197-206, fev. 2009. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2008.10.026>.

URBINA, C.; DE LA FLOR, S.; GISPert-GUIRADO, F.; FERRANDO, F. New Understanding of the Influence of the Pre-Training Phase Transformation Behaviour on the TWSME in NiTi SMA Wires. **Experimental Mechanics**, v. 53, n. 8, p.1415-1436, maio 2013. Springer Nature. <http://dx.doi.org/10.1007/s11340-013-9756-z>.

VILLARINHO, D. J.; ROESE, P. B.; FERREIRA, C.; SCHAEFFER, L. Caracterização parcial de liga Nitinol atuador através de pontos críticos de transformação de fases utilizando

calorimetria diferencial de varredura. **Estudos Tecnológicos em Engenharia**, v. 6, n. 1, p.1-10, jul. 2010. UNISINOS - Universidade do Vale do Rio Dos Sinos. <http://dx.doi.org/10.4013/ete.2010.61.01>.

WADA, K.; LIU, Y. Thermomechanical training and the shape recovery characteristics of NiTi alloys. **Materials Science And Engineering: A**, v. 481-482, p. 166-169, maio 2008. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2007.02.143>.

WANG, Z.; ZU, X.; FENG, X.; DAI, J. Effect of thermomechanical treatment on the two-way shape memory effect of NiTi alloy spring. **Materials Letters**, v. 54, n. 1, p. 55-61, maio 2002. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0167-577x\(01\)00539-0](http://dx.doi.org/10.1016/s0167-577x(01)00539-0).

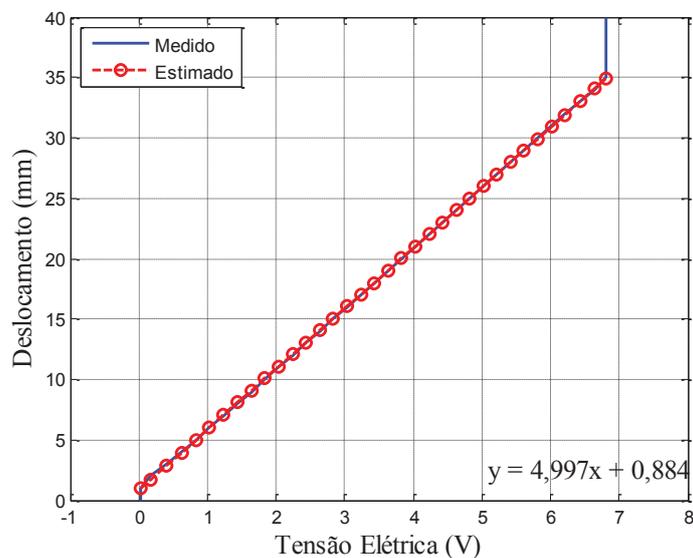
WANG, Z.G., ZU, X.T., FENG, X.D., LIN, L.B., ZHU, S., YOU, L.P., WANG, L.M., Design of TiNi alloy two-way shape memory coil extension spring. **Materials Science And Engineering: A**, v. 345, n. 1-2, p. 249-254, mar. 2003. Elsevier BV. [http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093\(02\)00474-4](http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093(02)00474-4).

## APÊNDICES

### APÊNDICE A: CALIBRAÇÃO DO TDVL

Na Figura A.1, ilustra-se a curva de calibração do TDVL, da *Measurement SpecialtiesTM* série GCD-SE-1000. Com esta curva, obteve-se a equação de deslocamento ( $y$ ) em função da tensão elétrica de saída ( $x$ ) do TDVL,  $y = 4,997x + 0,884$ , obtida por meio da ferramenta de ajuste básico do programa MATLAB para uma variação de deslocamento linear de 1 a 35 mm. Esta equação, por sua vez, foi utilizada no sistema computacional do treinamento reversível sob tensão mecânica.

Figura A.1 – Curva de calibração do TDVL



Fonte: Resultado da pesquisa

Na Tabela A.1, apresenta-se os dados experimentais da calibração do TDVL da *Measurement SpecialtiesTM* série GCD-SE-1000. Este dados, por sua vez, foram utilizados na confecção do curva de calibração ilustrada na Figura A.1.

Tabela A.1 – Dados experimentais da calibração do TDVL

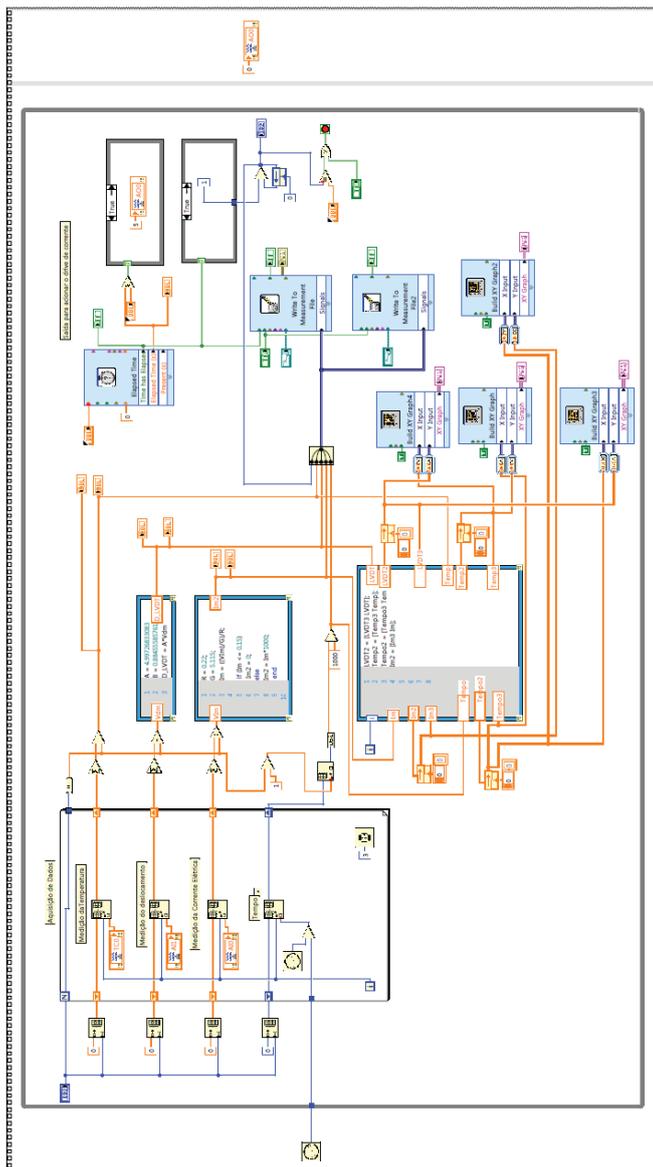
<b>Deslocamento (mm)</b>	<b>Medição 1 (V)</b>	<b>Medição 2 (V)</b>	<b>Medição 3 (V)</b>	<b>Medição 4 (V)</b>	<b>Média (V)</b>
0,00	0,017	0,017	0,017	0,017	0,0170
1,00	0,019	0,019	0,019	0,019	0,0190
2,00	0,166	0,166	0,164	0,165	0,1653
3,00	0,390	0,392	0,390	0,391	0,3908
4,00	0,620	0,615	0,619	0,617	0,6178
5,00	0,828	0,825	0,828	0,828	0,8273
6,00	1,033	1,031	1,032	1,032	1,0320
7,00	1,239	1,237	1,238	1,237	1,2378
8,00	1,438	1,439	1,440	1,439	1,4390
9,00	1,640	1,637	1,637	1,638	1,6380
10,00	1,840	1,837	1,839	1,838	1,8385
11,00	2,039	2,037	2,039	2,037	2,0380
12,00	2,237	2,235	2,237	2,234	2,2358
13,00	2,438	2,435	2,437	2,437	2,4368
14,00	2,637	2,636	2,635	2,635	2,6358
15,00	2,832	2,830	2,831	2,830	2,8308
16,00	3,029	3,029	3,029	3,031	3,0295
17,00	3,232	3,232	3,231	3,232	3,2318
18,00	3,427	3,425	3,425	3,425	3,4255
19,00	3,625	3,626	3,624	3,626	3,6253
20,00	3,834	3,829	3,828	3,827	3,8295
21,00	4,034	4,031	4,033	4,033	4,0328
22,00	4,231	4,232	4,229	4,232	4,2310
23,00	4,428	4,428	4,429	4,427	4,4280
24,00	4,630	4,632	4,629	4,631	4,6305
25,00	4,828	4,826	4,825	4,825	4,8260
26,00	5,024	5,023	5,023	5,024	5,0235
27,00	5,222	5,221	5,220	5,220	5,2208
28,00	5,419	5,417	5,417	5,418	5,4178
29,00	5,610	5,613	5,611	5,610	5,6110
30,00	5,812	5,812	5,812	5,811	5,8118
31,00	6,013	6,013	6,012	6,011	6,0123
32,00	6,213	6,211	6,211	6,213	6,2120
33,00	6,424	6,427	6,423	6,426	6,4250
34,00	6,651	6,650	6,649	6,649	6,6498
35,00	6,816	6,818	6,817	6,817	6,8170
36,00	6,817	6,817	6,817	6,817	6,8170
37,00	6,817	6,817	6,817	6,817	6,8170
38,00	6,817	6,817	6,817	6,817	6,8170
39,00	6,817	6,817	6,817	6,817	6,8170
40,00	6,817	6,817	6,817	6,817	6,8170

Fonte: Resultado da pesquisa

## APÊNDICE B: CÓDIGO DA INTERFACE GRÁFICA

Na Figura B.1, ilustra-se o código em linguagem gráfica associado a *interface* gráfica desenvolvida no *software* LabVIEW para o treinamento e ciclagem termomecânica.

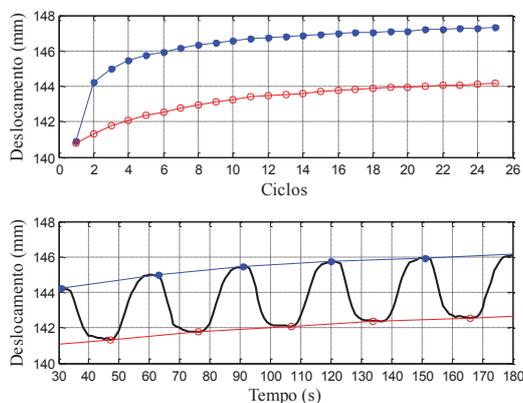
Figura B.1– Código associado a interface gráfica desenvolvida no *software* LabVIEW para o treinamento e ciclagem termomecânica



Fonte: Resultado da pesquisa

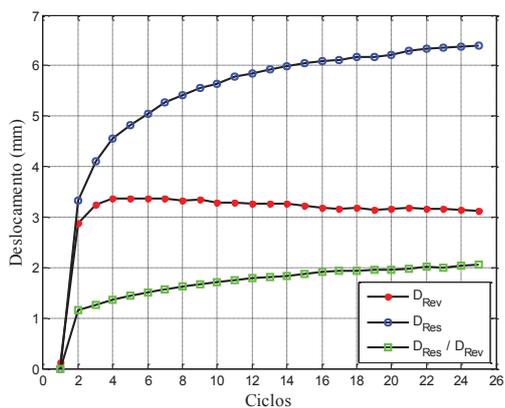
## APÊNDICE C: CURVAS DO 1º ENSAIO

Figura C.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 1º ensaio



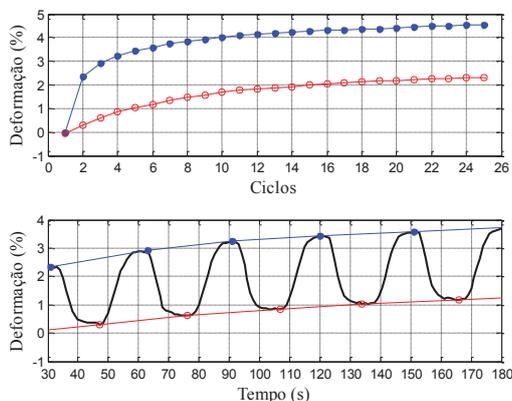
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura C.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 1º ensaio



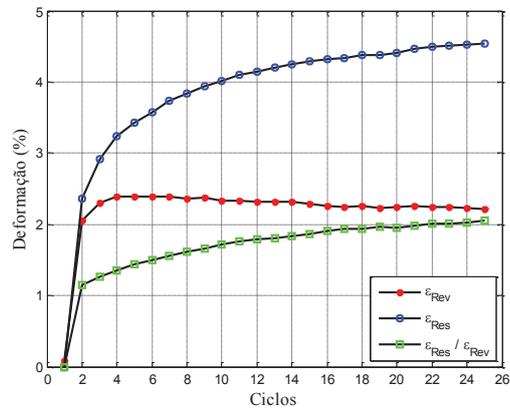
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura C.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 1º ensaio



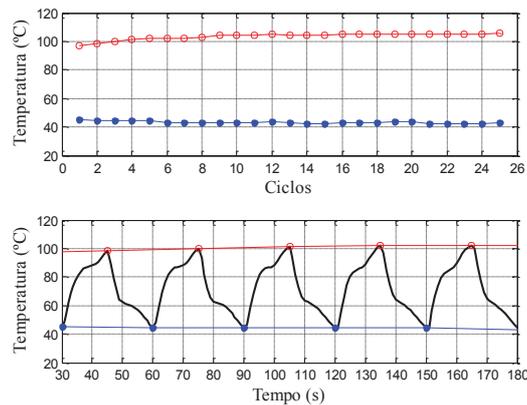
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura C.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 1º ensaio



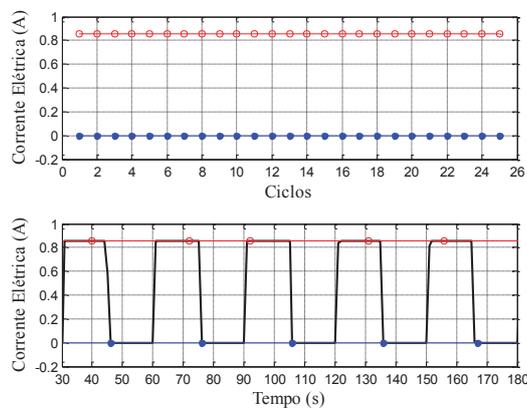
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura C.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 1º ensaio



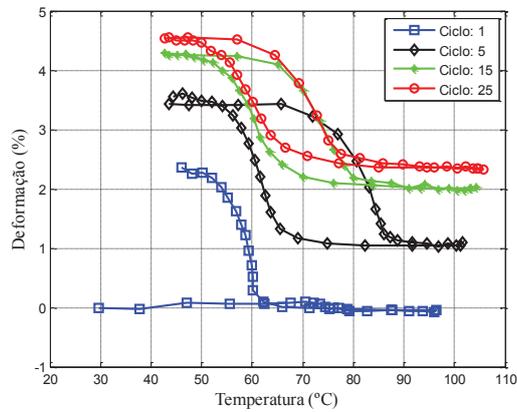
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura C.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 1º ensaio



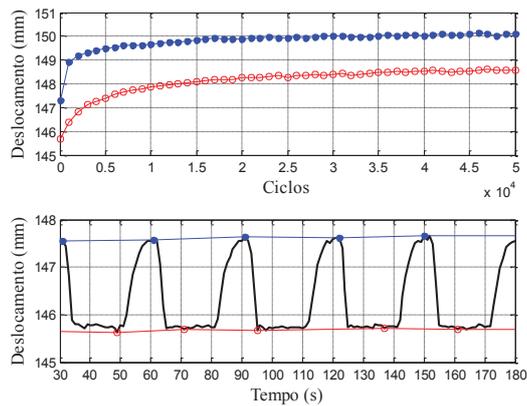
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura C.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 1º ensaio



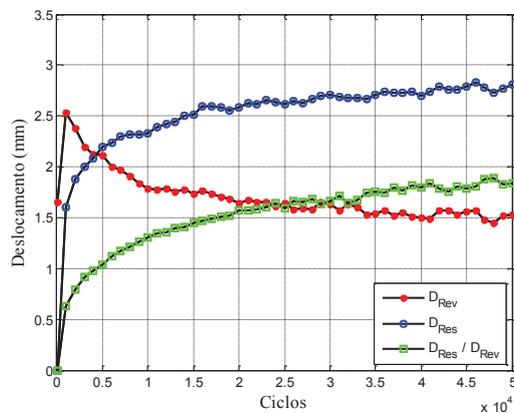
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura C.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 1º ensaio



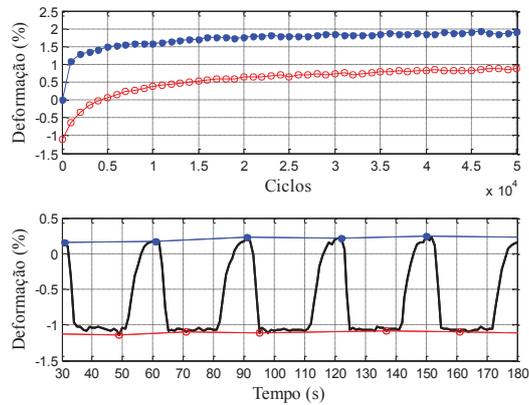
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura C.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 1º ensaio



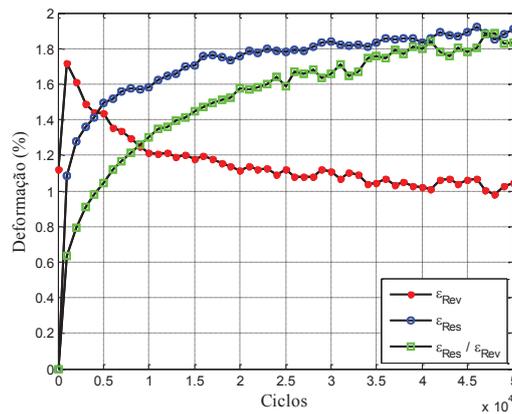
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura C.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 1º ensaio



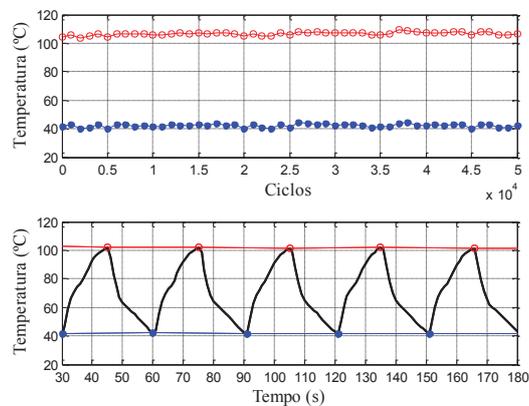
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura C.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 1º ensaio



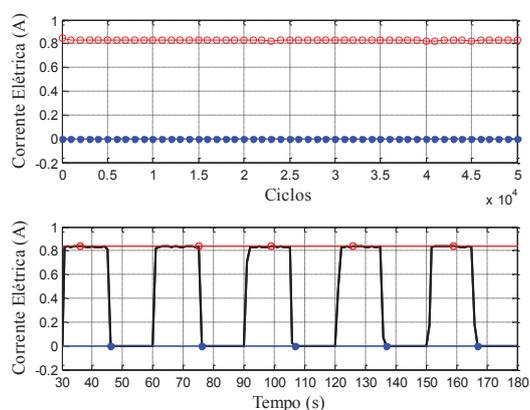
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura C.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 1º ensaio



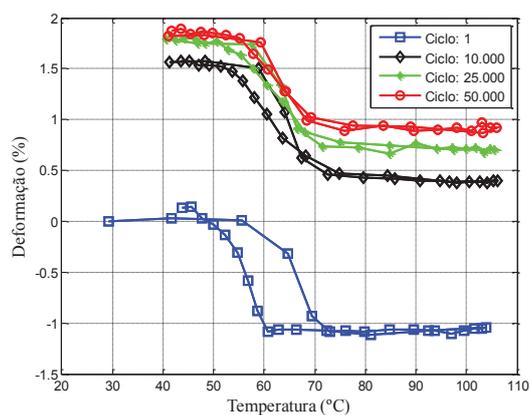
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura C.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 1º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

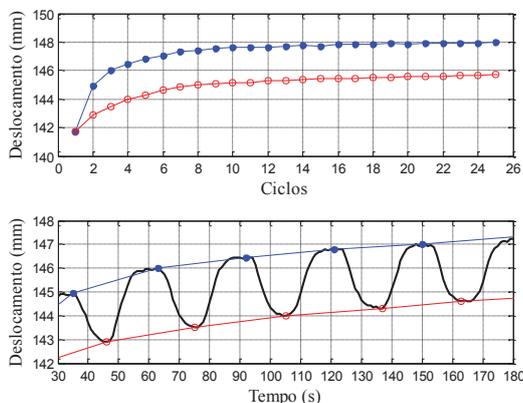
Figura C.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 1º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

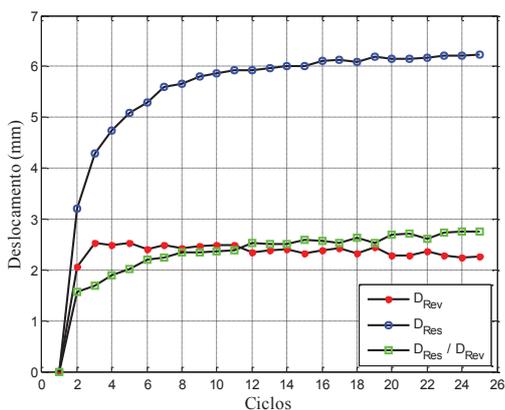
## APÊNDICE D: CURVAS DO 2º ENSAIO

Figura D.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 2º ensaio



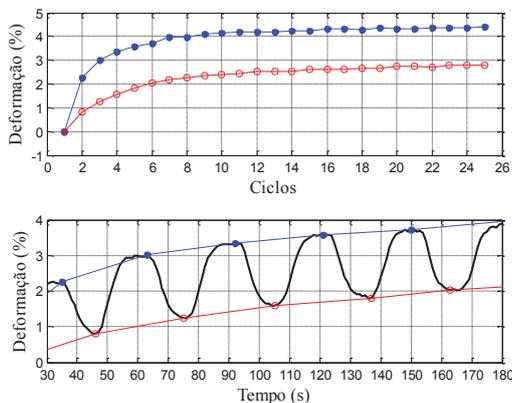
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura D. 2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 2º ensaio



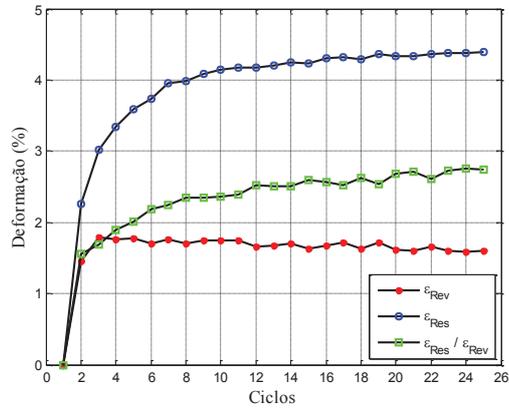
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura D.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 2º ensaio



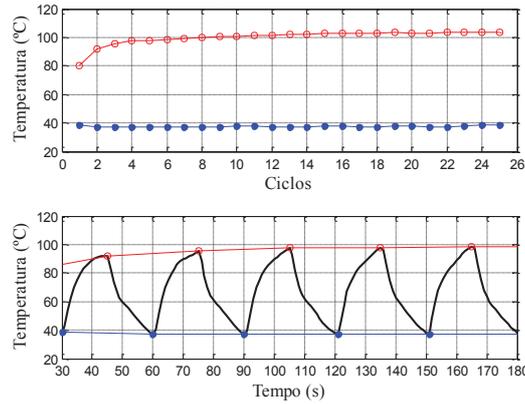
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura D.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 2º ensaio



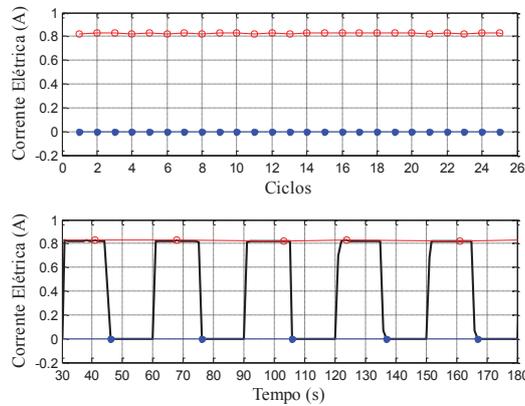
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura D.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 2º ensaio



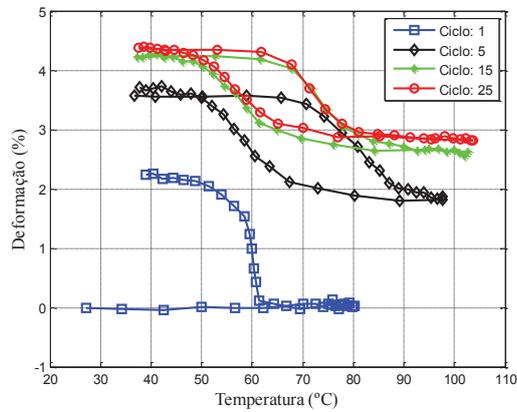
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura D.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 2º ensaio



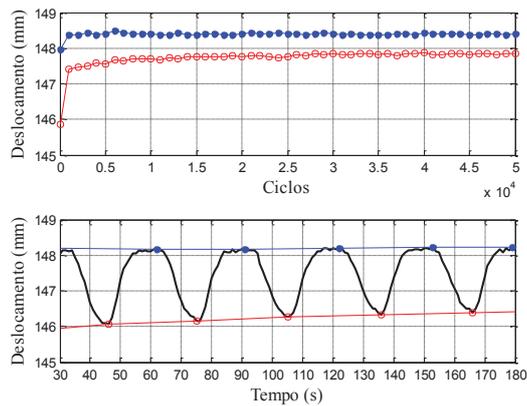
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura D.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 2º ensaio



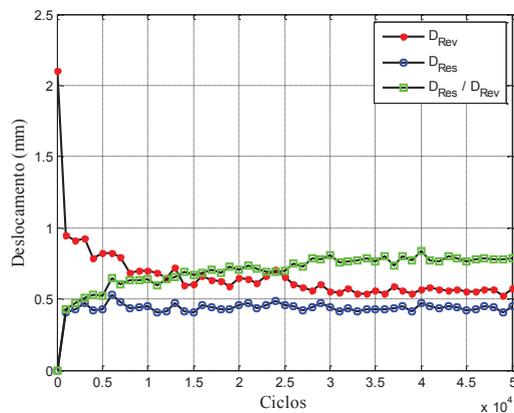
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura D.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 2º ensaio



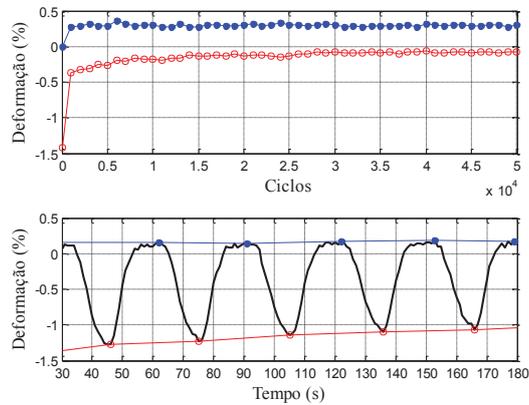
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura D.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 2º ensaio



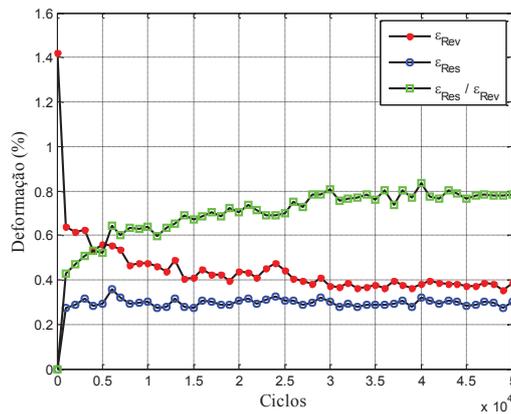
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura D.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 2º ensaio



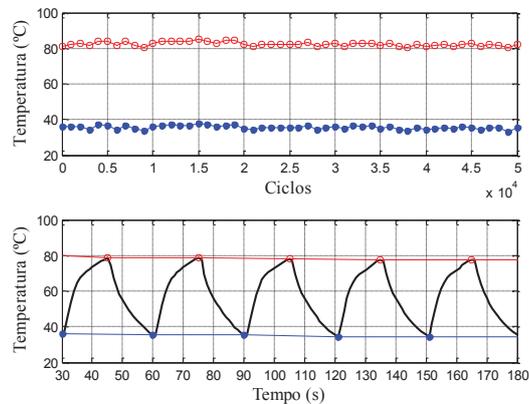
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura D.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 2º ensaio



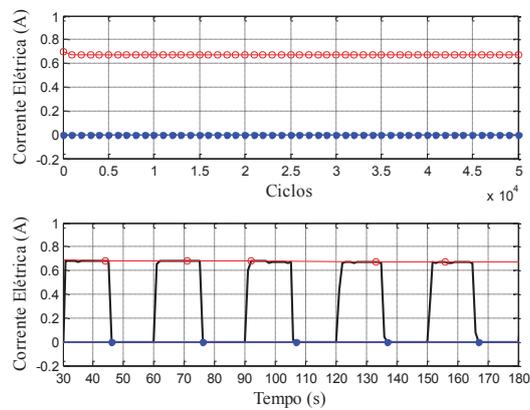
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura D.12– Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 2º ensaio



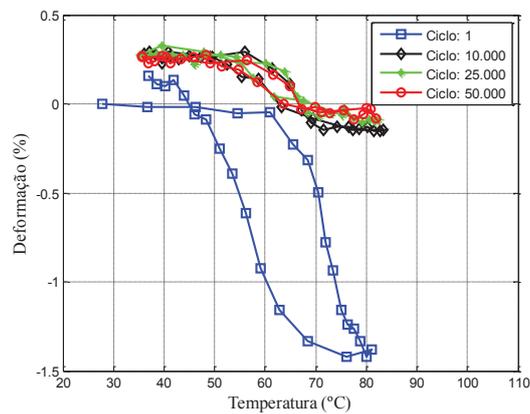
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura D.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 2º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

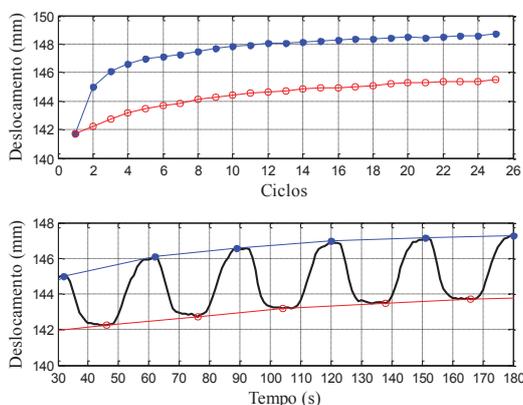
Figura D.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 2º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

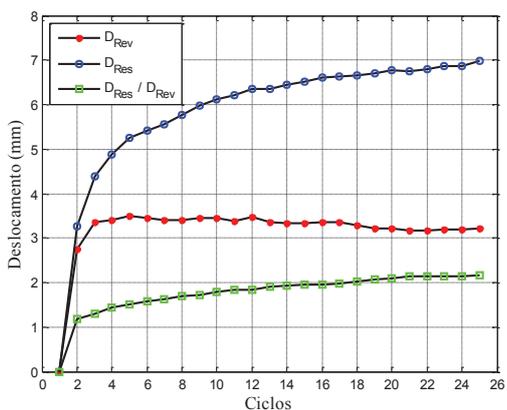
## APÊNDICE E: CURVAS DO 3º ENSAIO

Figura E.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 3º ensaio



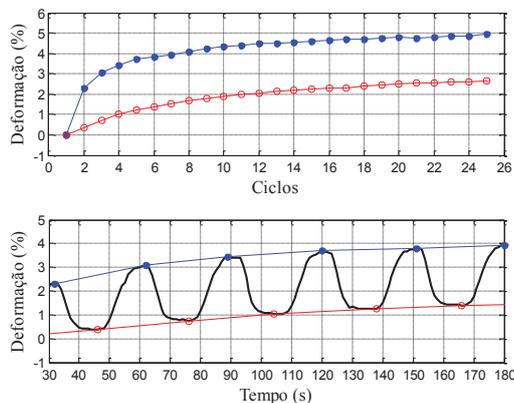
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura E.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 3º ensaio



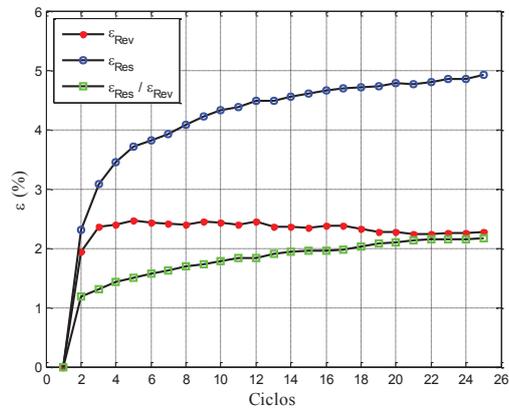
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura E.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 3º ensaio



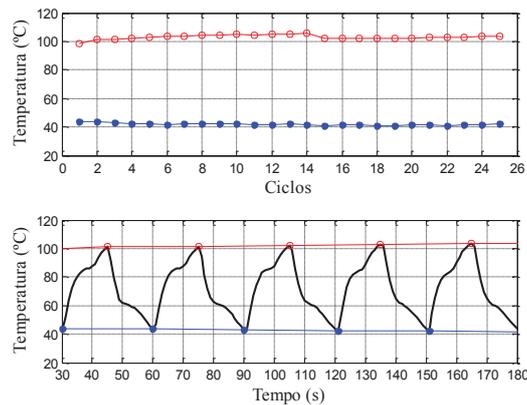
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura E.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 3º ensaio



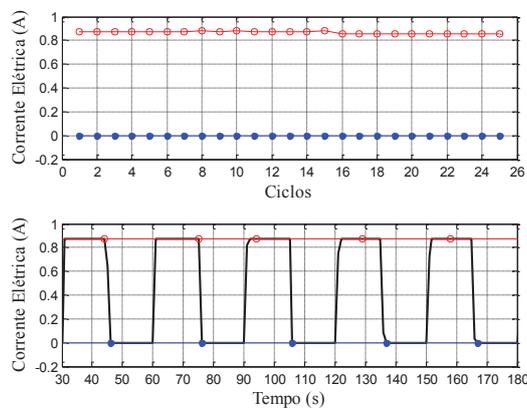
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura E.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 3º ensaio



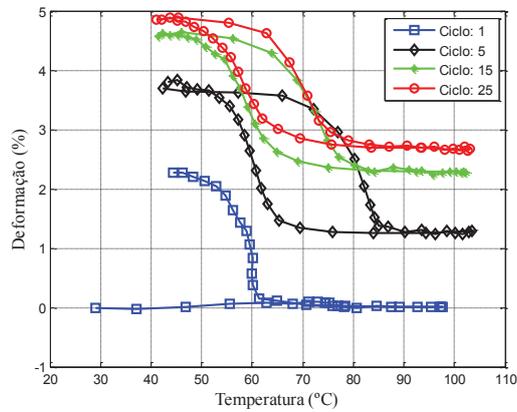
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura E.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 3º ensaio



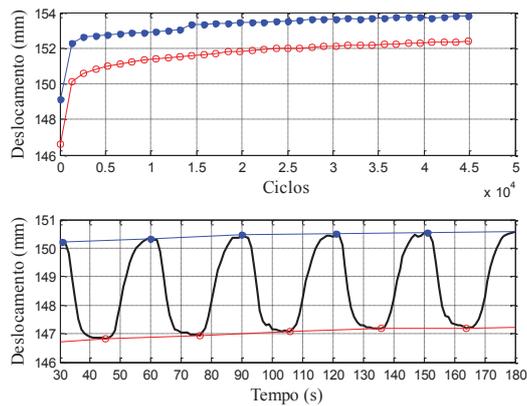
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura E.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 3º ensaio



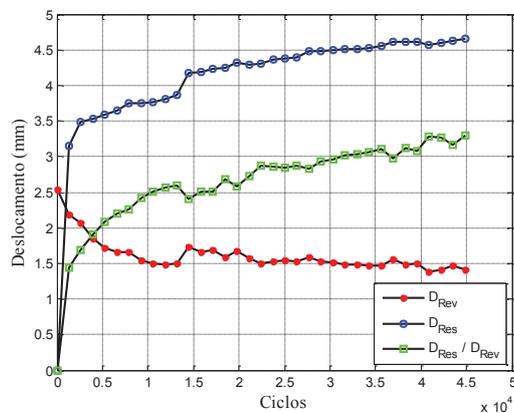
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura E.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 3º ensaio



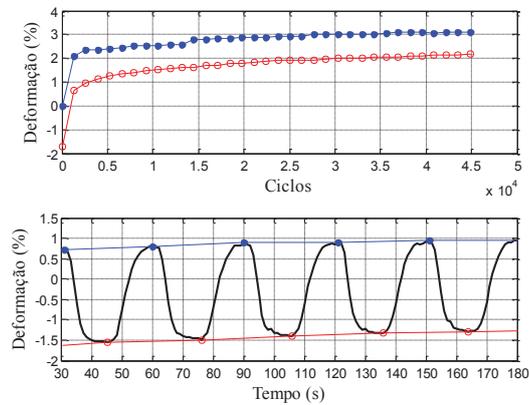
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura E.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 3º ensaio



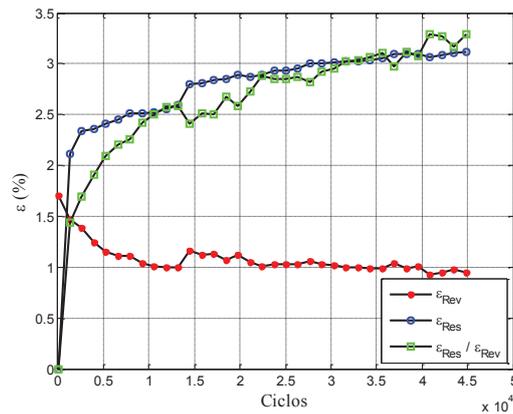
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura E.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 3º ensaio



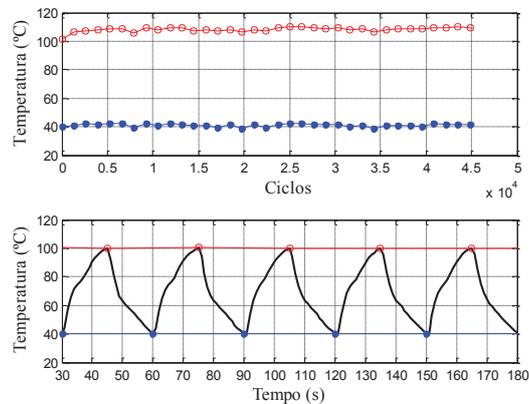
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura E.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 3º ensaio



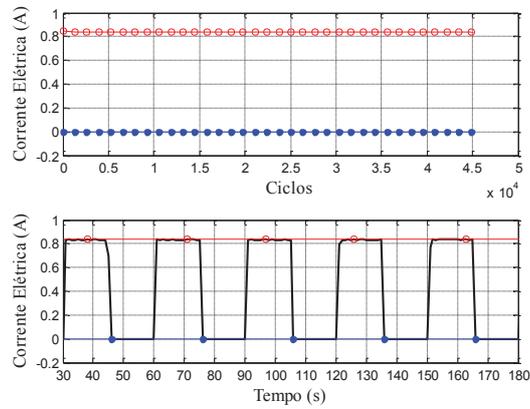
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura E.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 3º ensaio



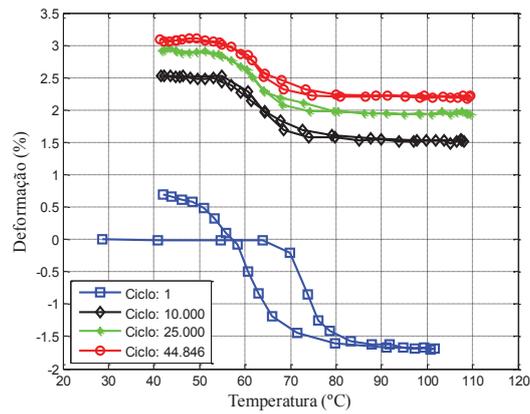
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura E.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 3º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

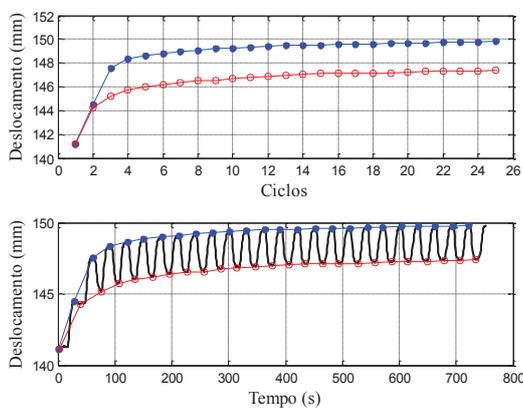
Figura E.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 3º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

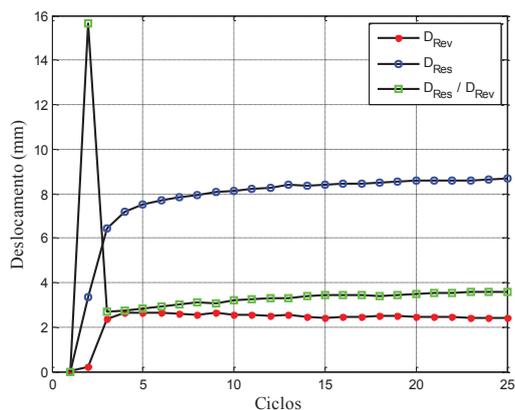
## APÊNDICE F: CURVAS DO 4º ENSAIO

Figura F.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 4º ensaio



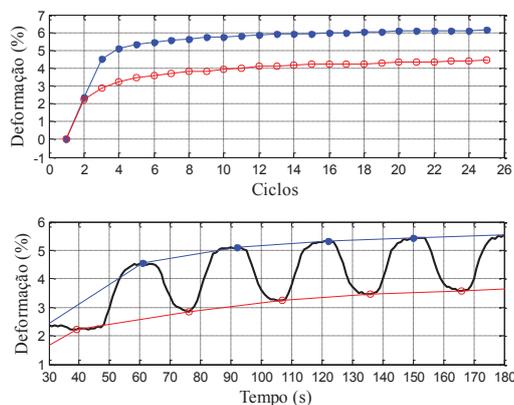
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura F.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 4º ensaio



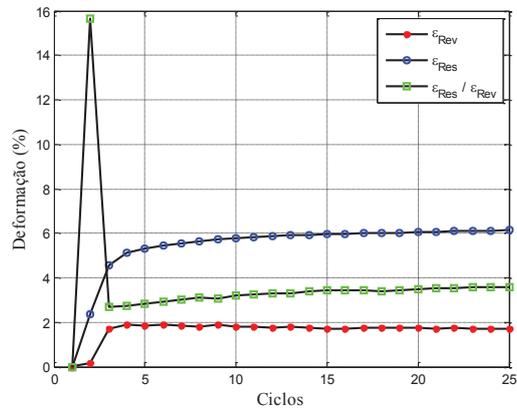
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura F.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 4º ensaio



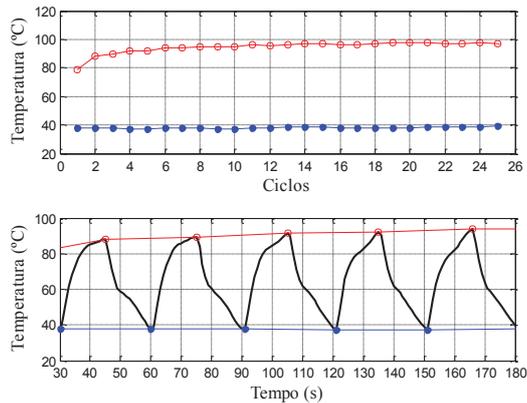
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura F.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 4º ensaio



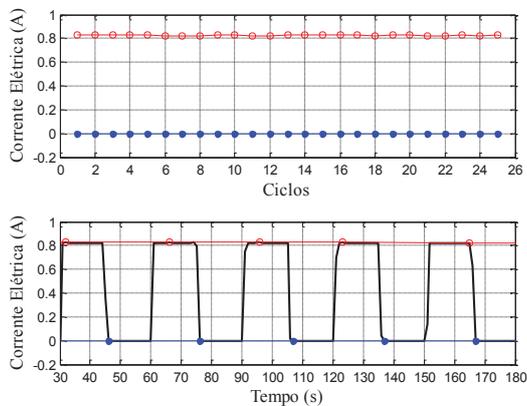
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura F.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 4º ensaio



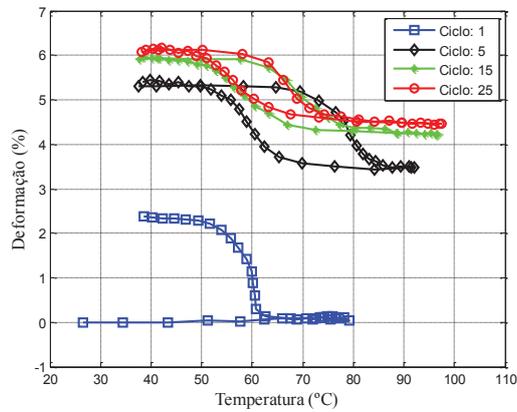
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura F.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 4º ensaio



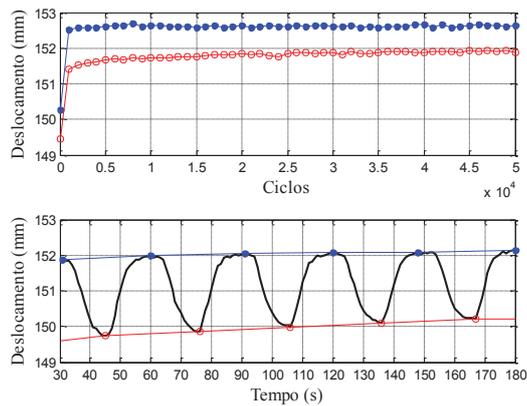
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura F.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 100 MPa do 4º ensaio



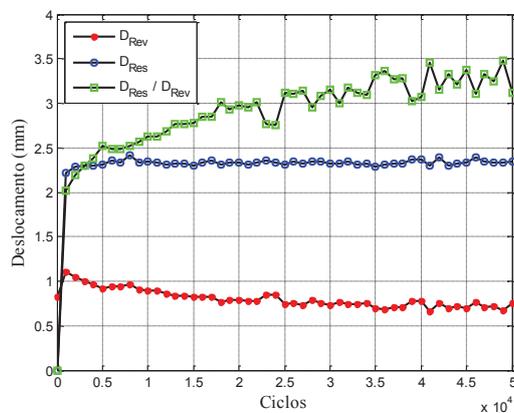
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura F.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 4º ensaio



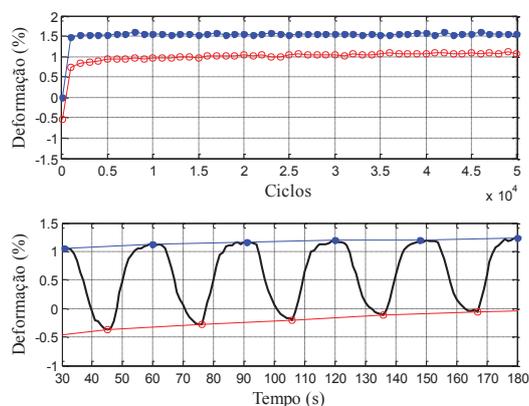
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura F.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 4º ensaio



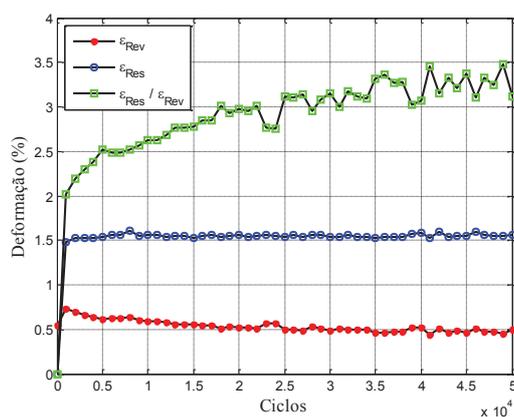
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura F.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 4º ensaio



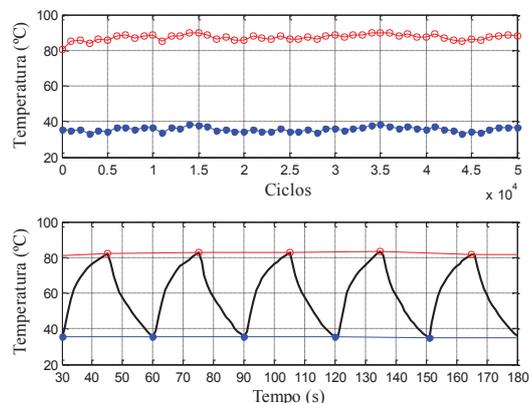
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura F.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 4º ensaio



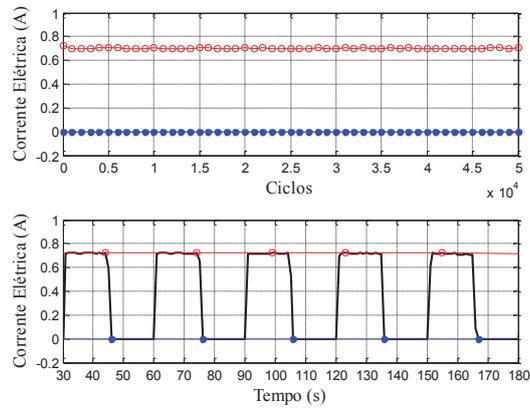
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura F.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 4º ensaio



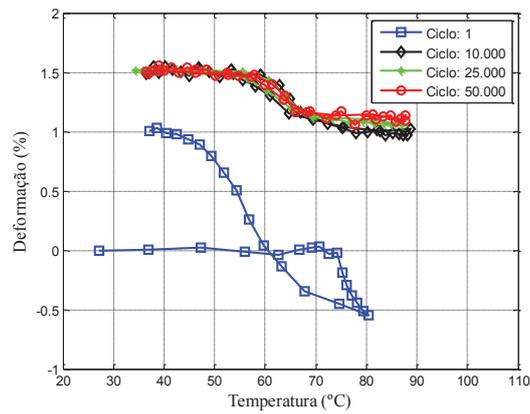
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura F.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 4º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

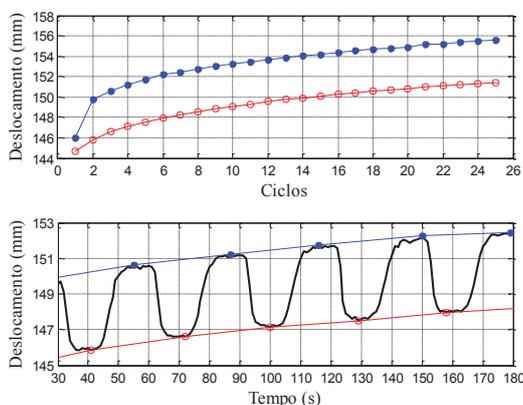
Figura F.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 4º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

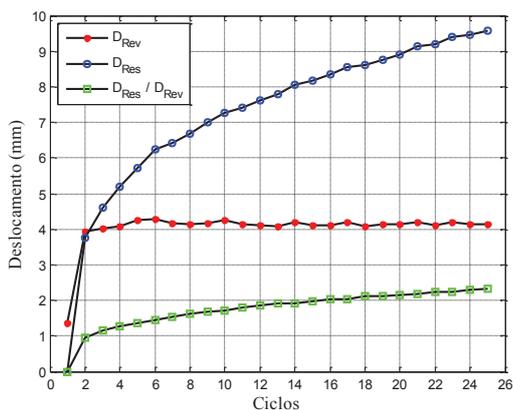
## APÊNDICE G: CURVAS DO 5º ENSAIO

Figura G.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 5º ensaio



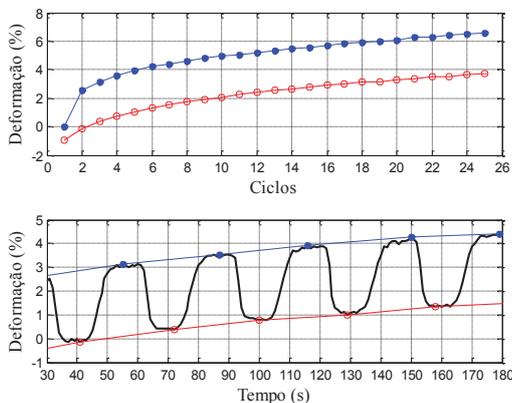
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura G.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 5º ensaio



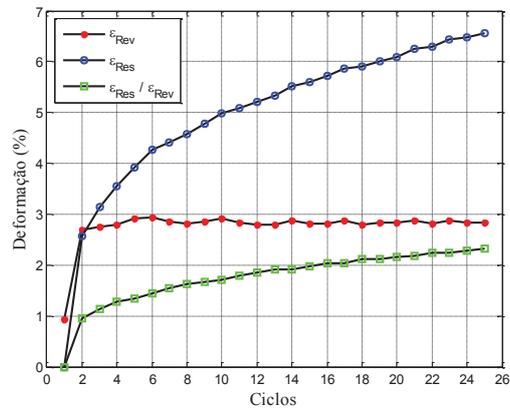
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura G.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 5º ensaio



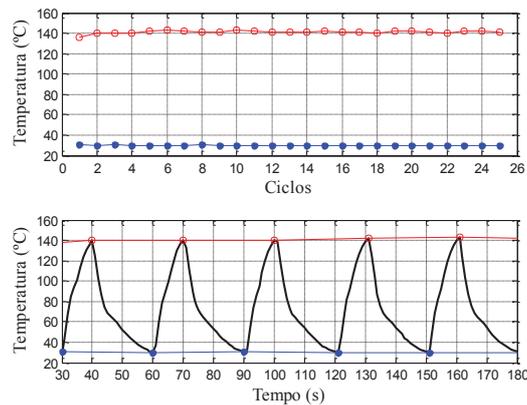
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura G.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 5º ensaio



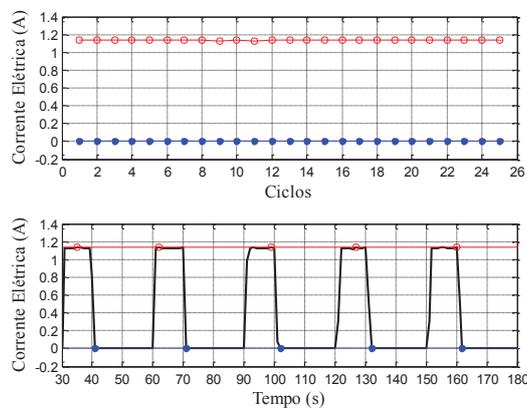
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura G.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 5º ensaio



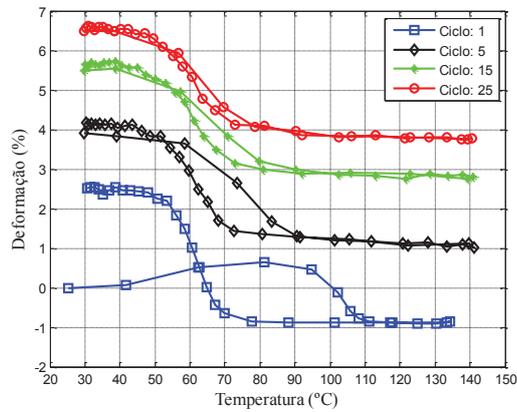
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura G.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 5º ensaio



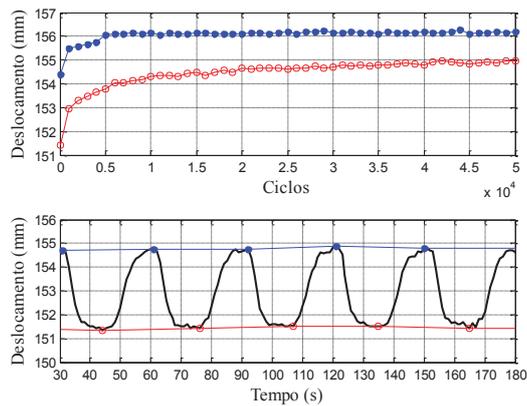
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura G.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 5º ensaio



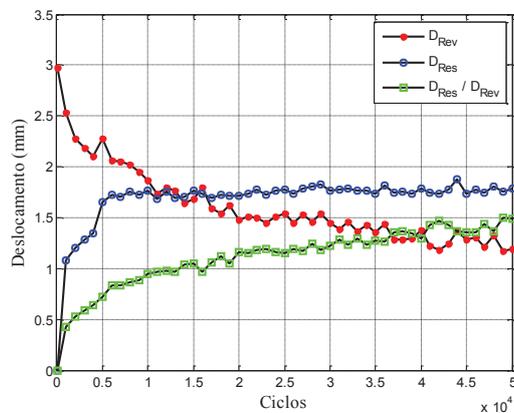
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura G.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 5º ensaio



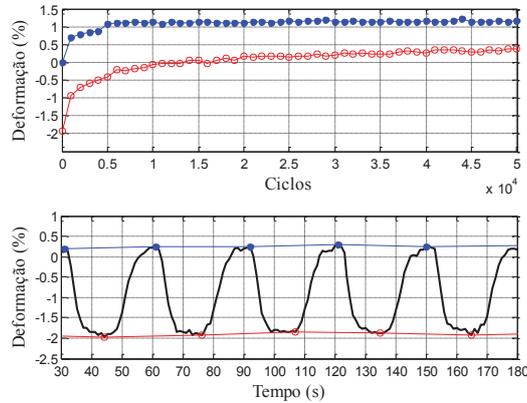
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura G.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 5º ensaio



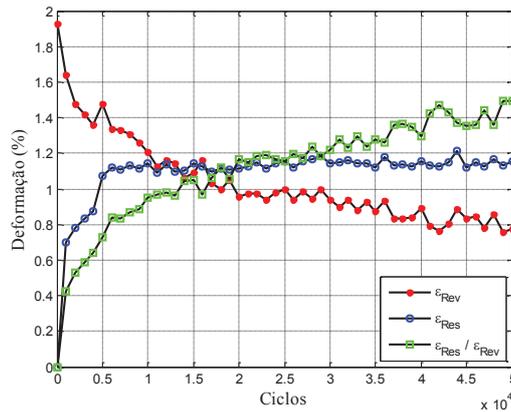
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura G.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 5º ensaio



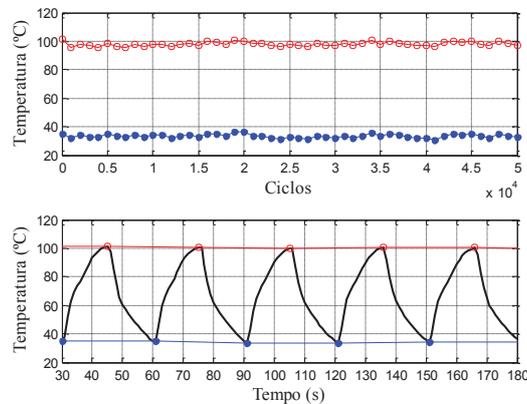
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura G.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 5º ensaio



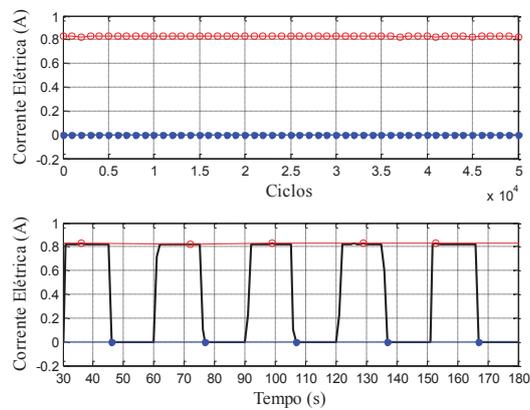
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura G.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 5º ensaio



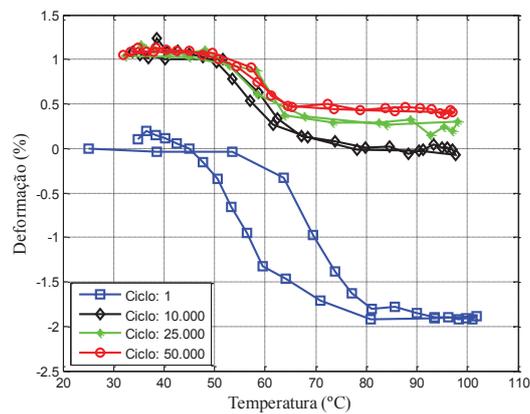
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura G.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 5º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

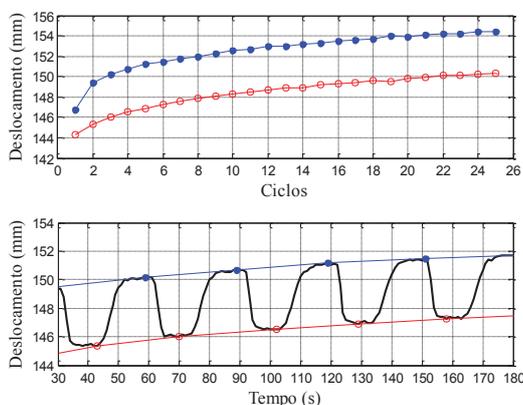
Figura G.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 5º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

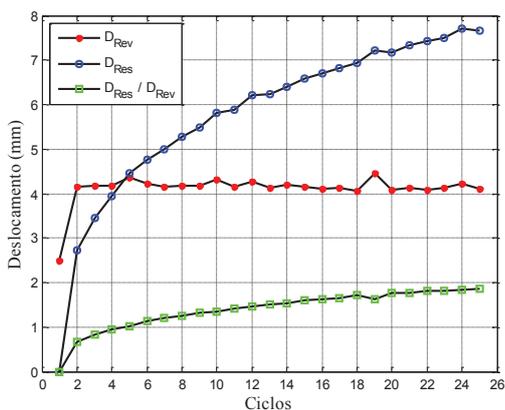
## APÊNDICE H: CURVAS DO 6º ENSAIO

Figura H.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 6º ensaio



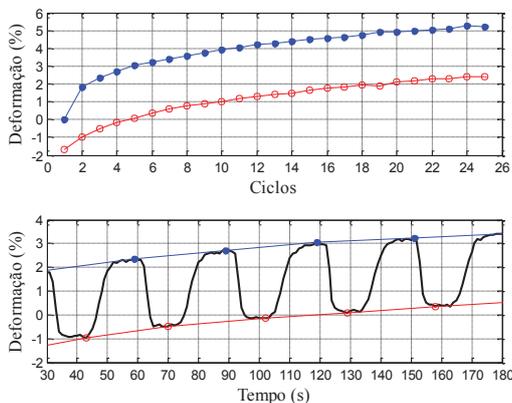
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura H.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 6º ensaio



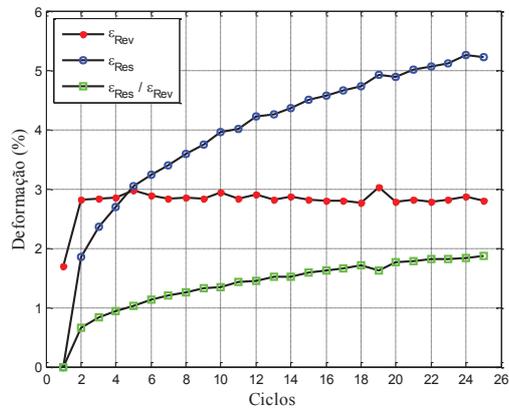
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura H.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 6º ensaio



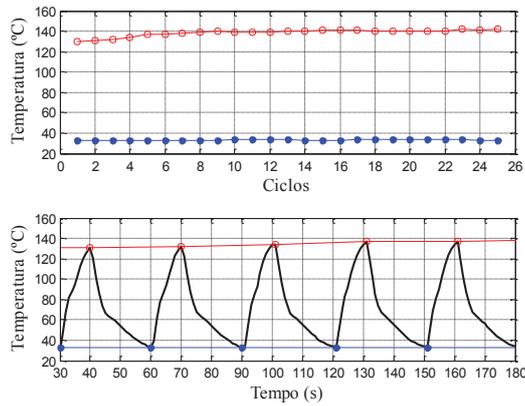
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura H.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 6º ensaio



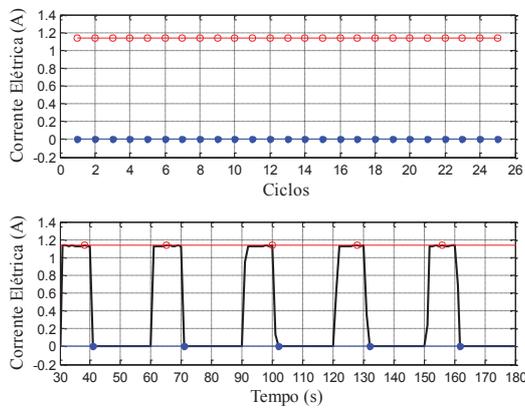
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura H.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 6º ensaio



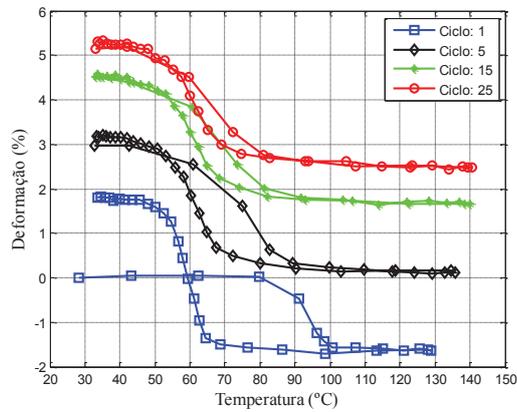
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura H.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 6º ensaio



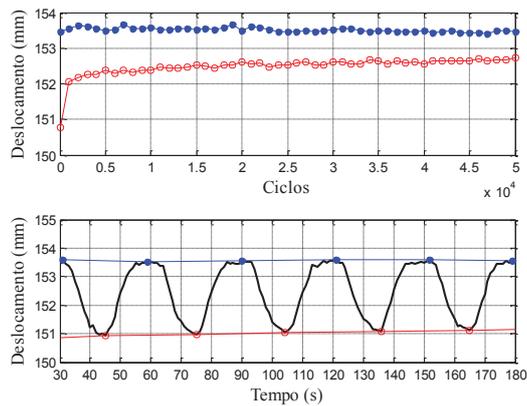
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura H.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 6º ensaio



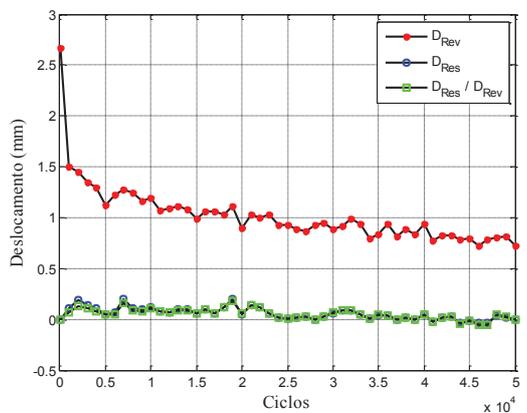
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura H.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 6º ensaio



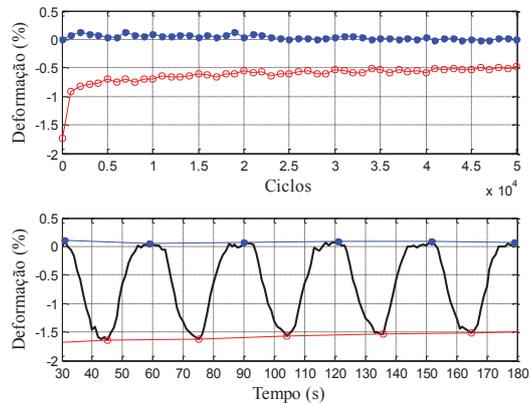
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura H.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 6º ensaio



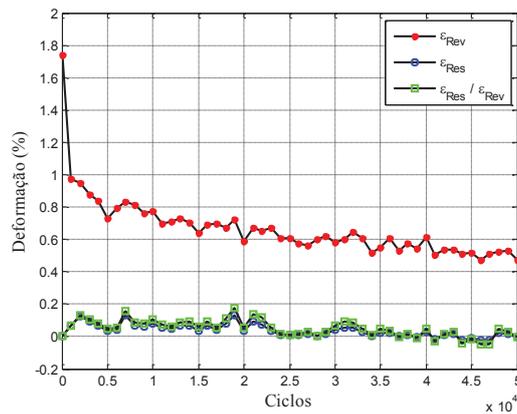
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura H.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 6º ensaio



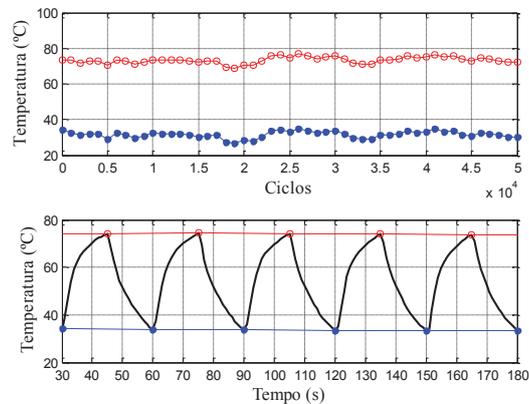
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura H.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 6º ensaio



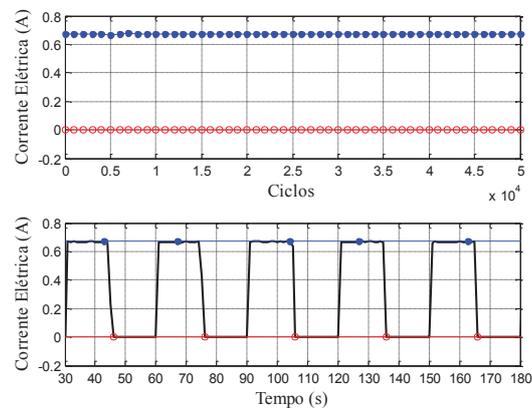
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura H.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 6º ensaio



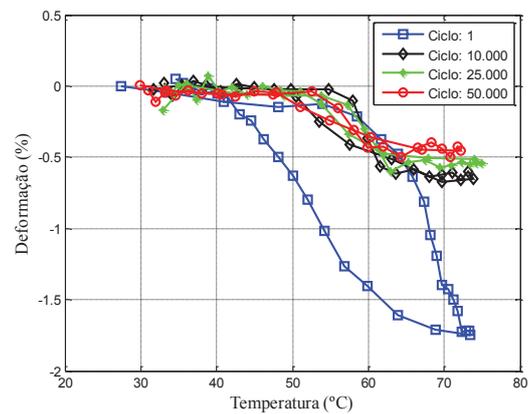
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura H.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 6º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

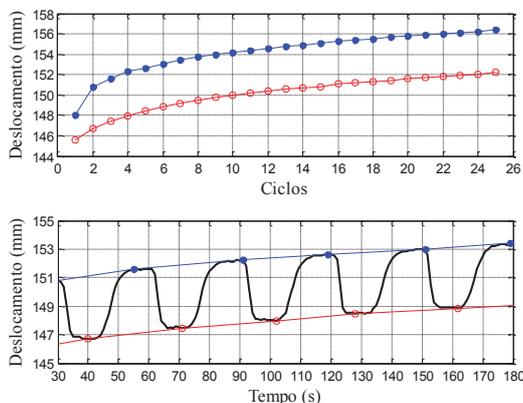
Figura H.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 6º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

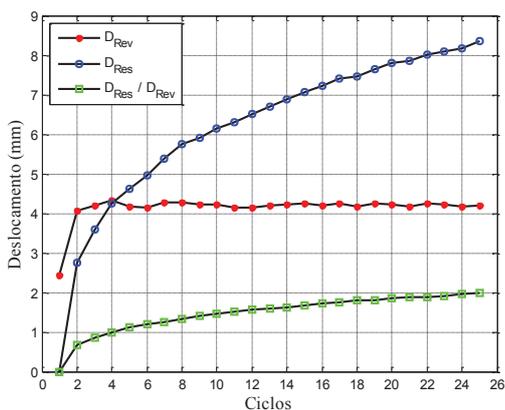
## APÊNDICE I: CURVAS DO 7º ENSAIO

Figura I.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 7º ensaio



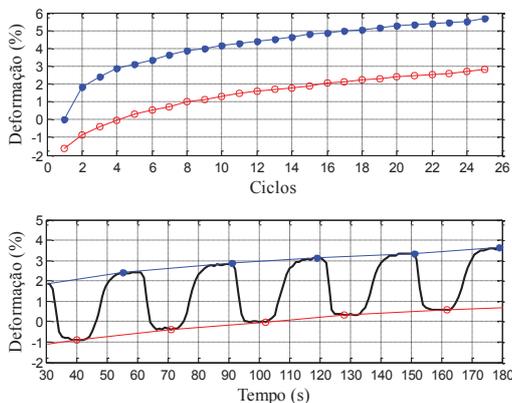
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura I.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 7º ensaio



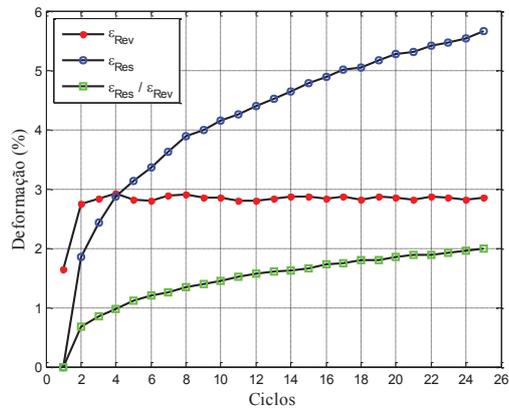
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura I.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 7º ensaio



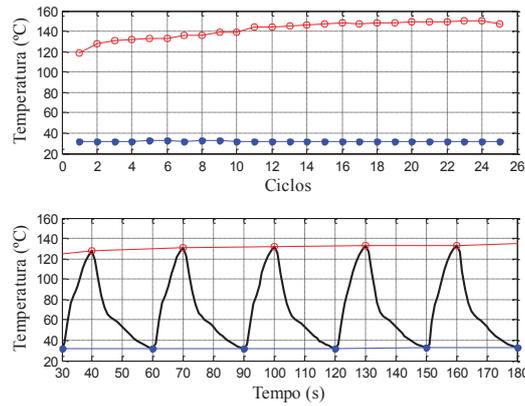
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura I.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 7º ensaio



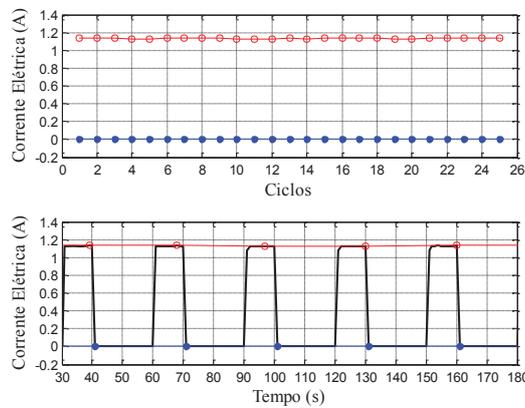
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura I.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 7º ensaio



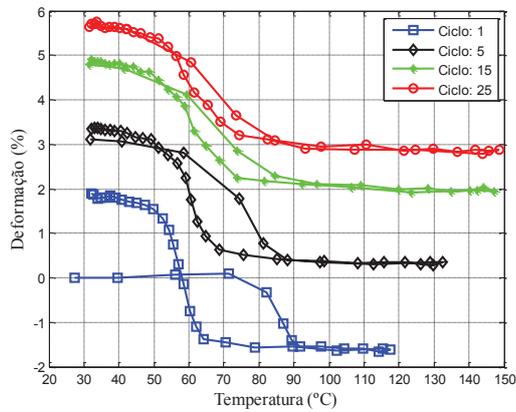
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura I.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 7º ensaio



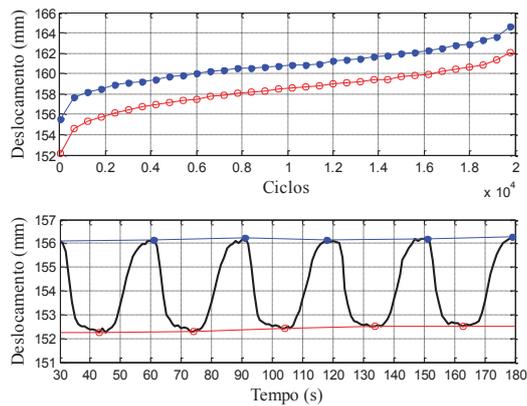
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura I.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 7º ensaio



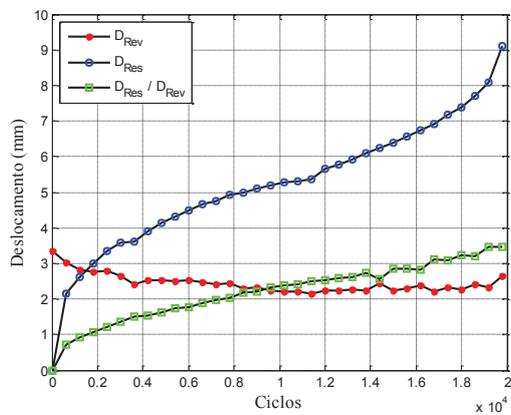
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura I.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 7º ensaio



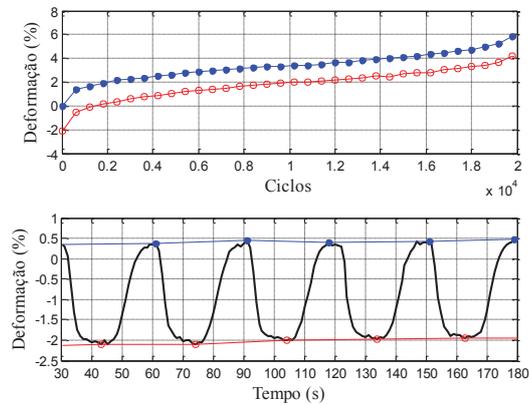
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura I.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 7º ensaio



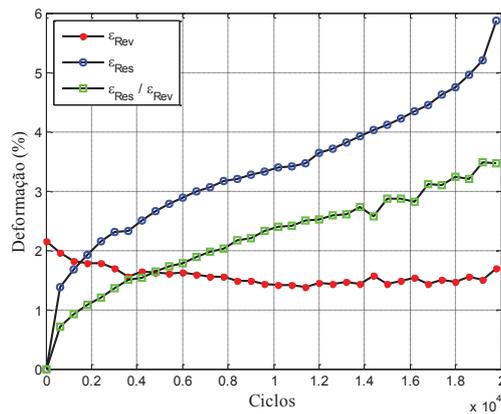
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura I.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 7º ensaio



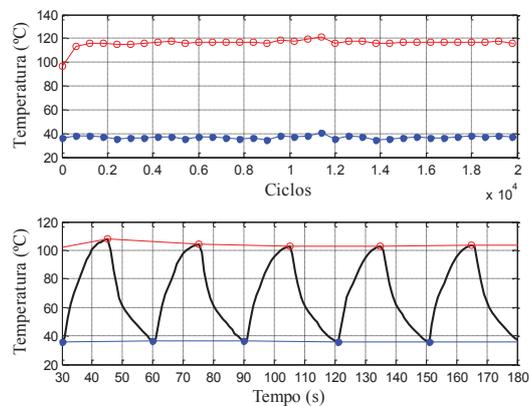
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura I.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 7º ensaio



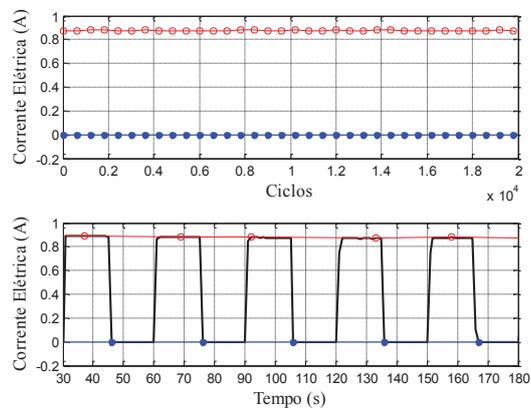
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura I.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 7º ensaio



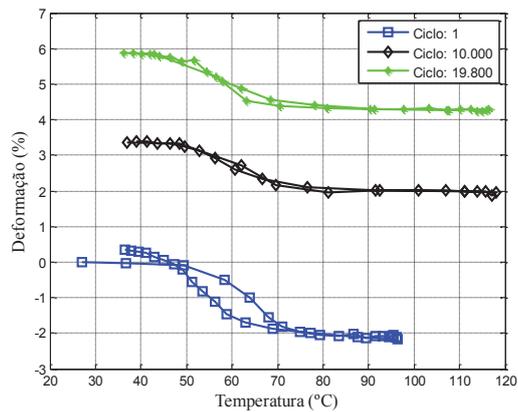
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura I.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 7º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

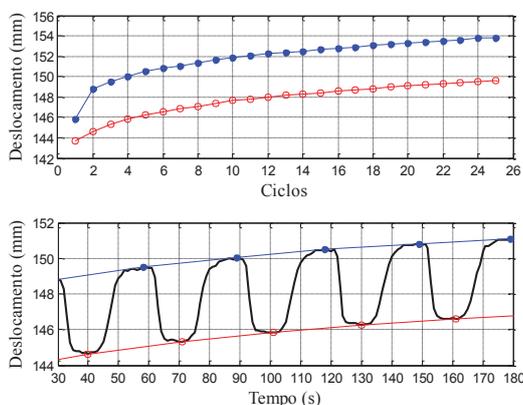
Figura I.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 7º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

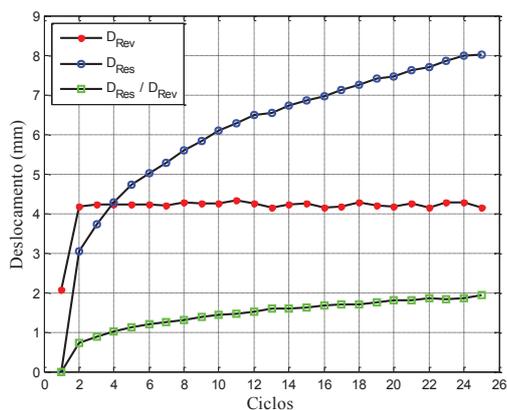
## APÊNDICE J: CURVAS DO 8º ENSAIO

Figura J.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 8º ensaio



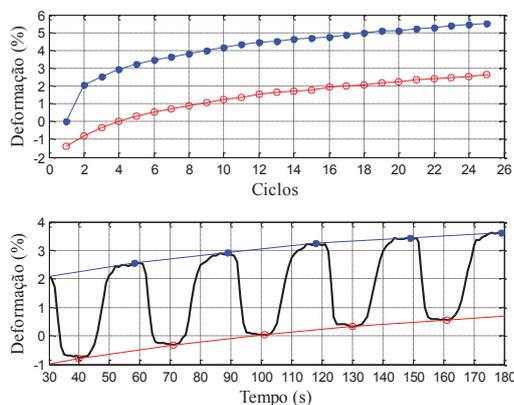
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura J.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 8º ensaio



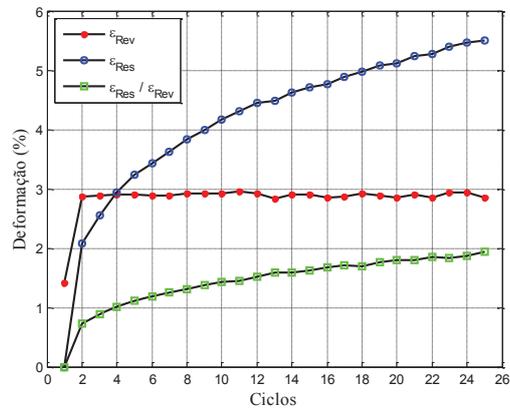
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura J.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 8º ensaio



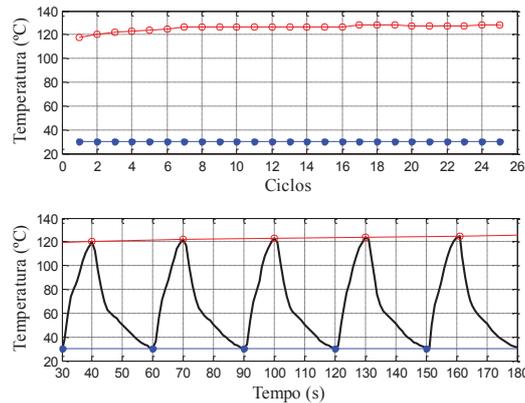
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura J.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 8º ensaio



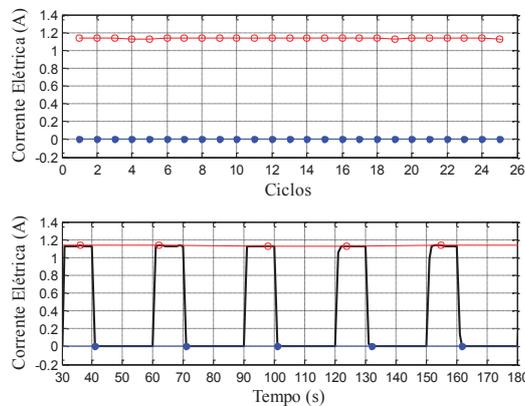
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura J.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 8º ensaio



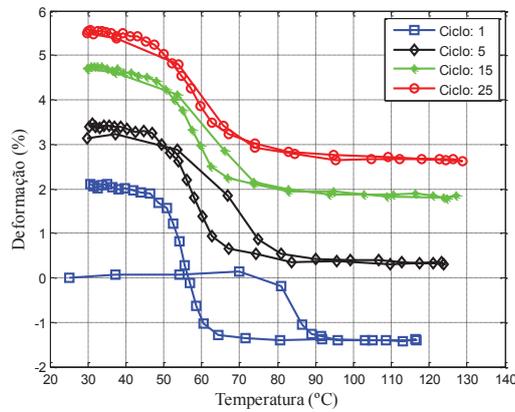
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura J.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 8º ensaio



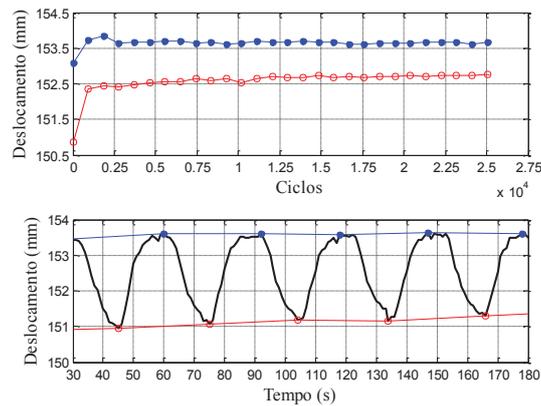
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura J.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 200 MPa do 8º ensaio



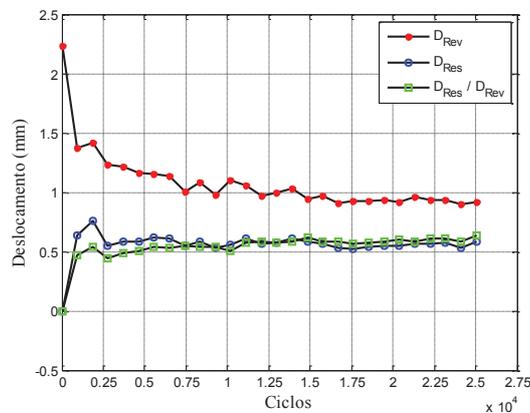
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura J.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 8º ensaio



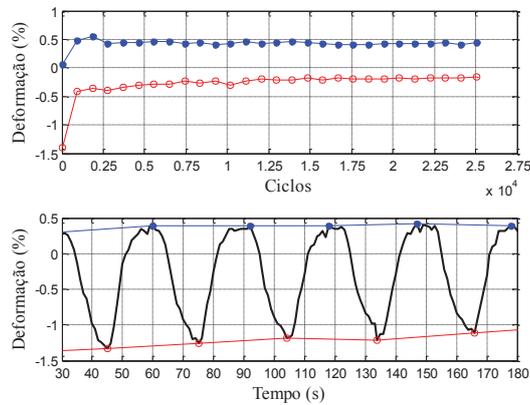
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura J.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 8º ensaio



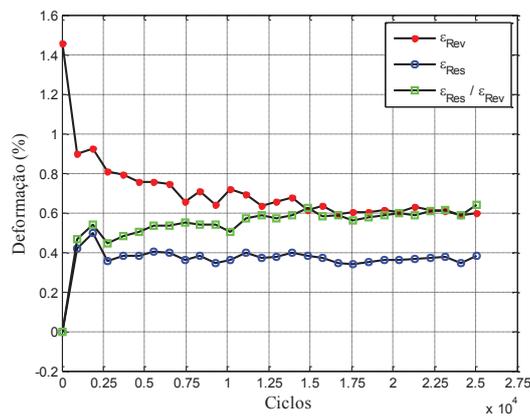
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura J.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 8º ensaio



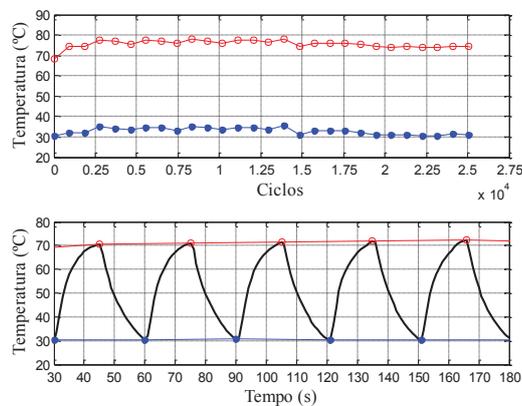
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura J.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 8º ensaio



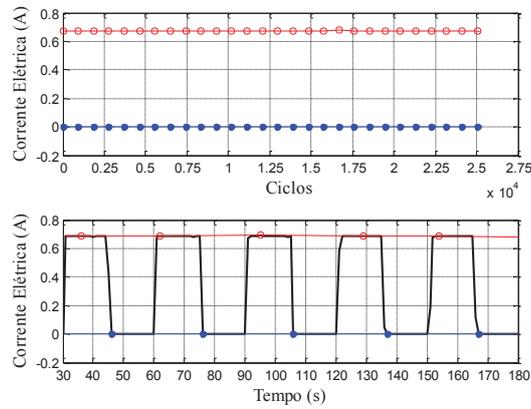
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura J.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 8º ensaio



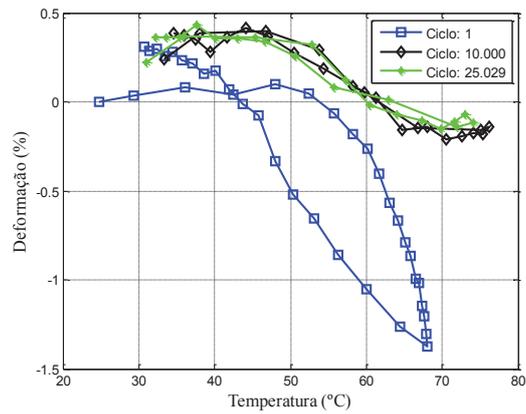
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura J.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 8º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

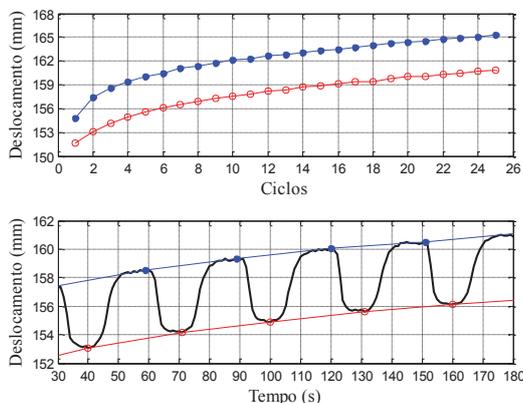
Figura J.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 8º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

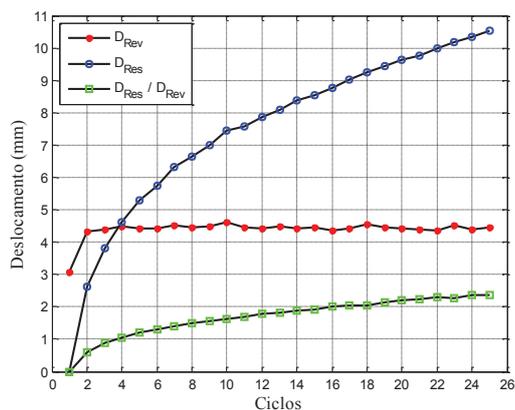
## APÊNDICE L: CURVAS DO 9º ENSAIO

Figura L.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 9º ensaio



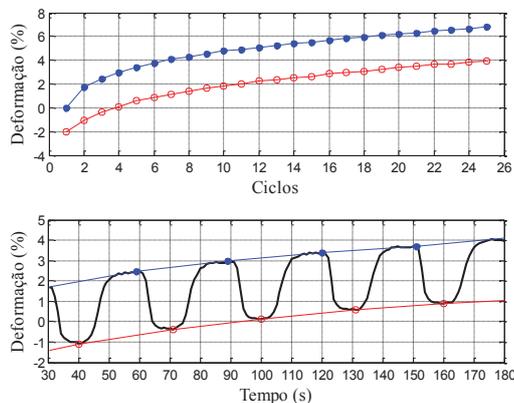
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura L.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 9º ensaio



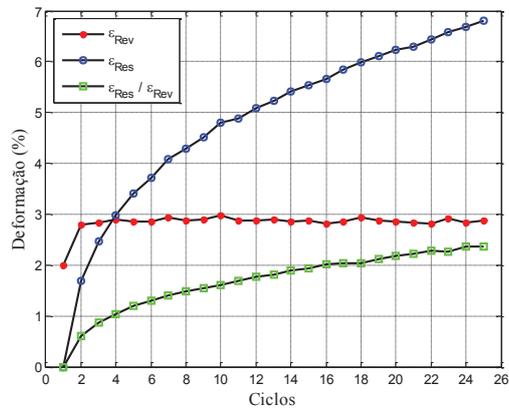
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura L.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 9º ensaio



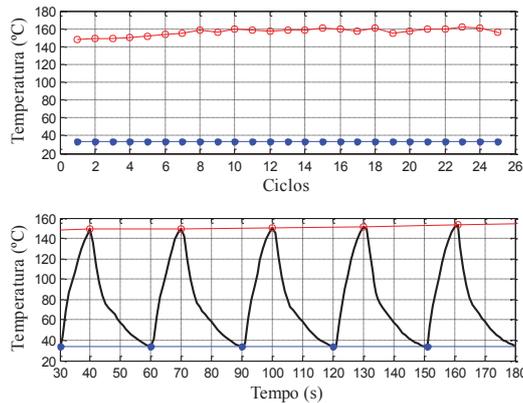
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura L.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 9º ensaio



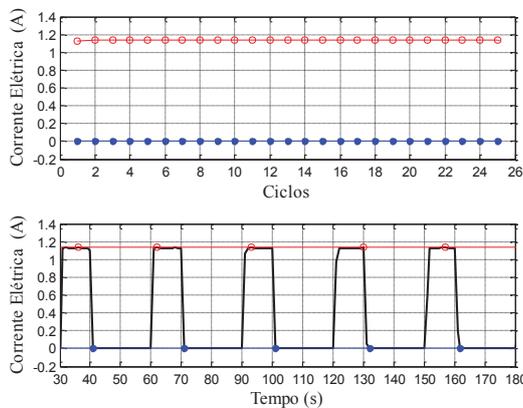
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura L.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 9º ensaio



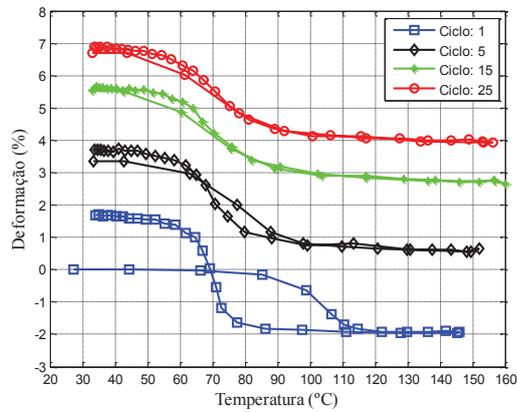
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura L.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 9º ensaio



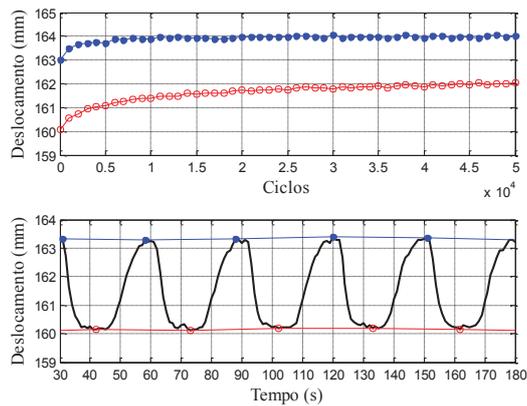
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura L.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 9º ensaio



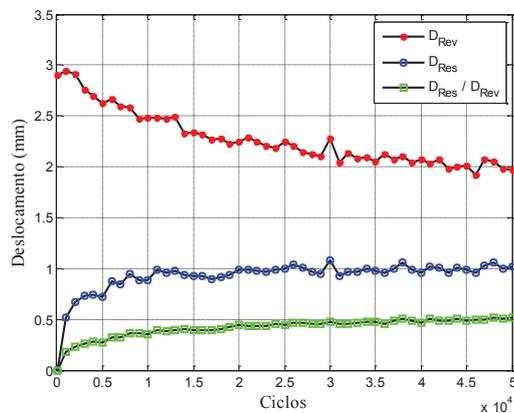
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura L.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 9º ensaio



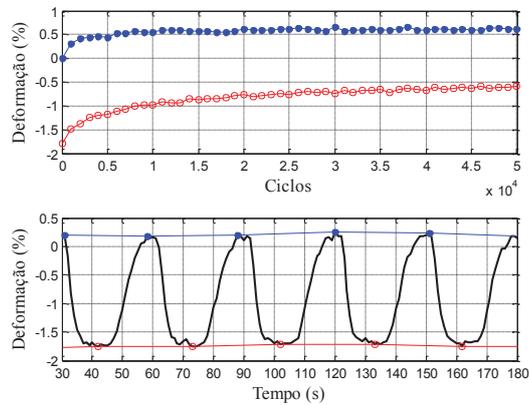
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura L.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 9º ensaio



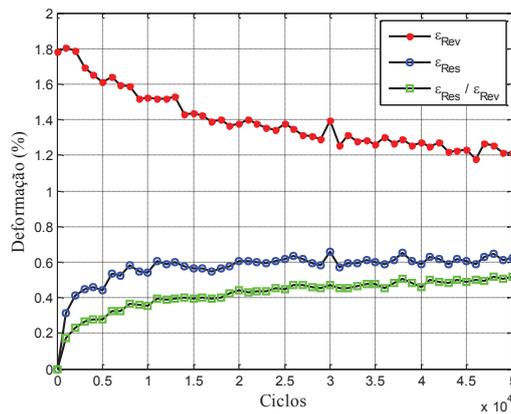
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura L.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 9º ensaio



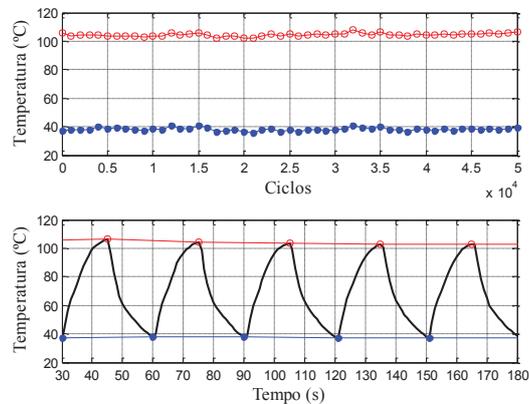
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura L.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 9º ensaio



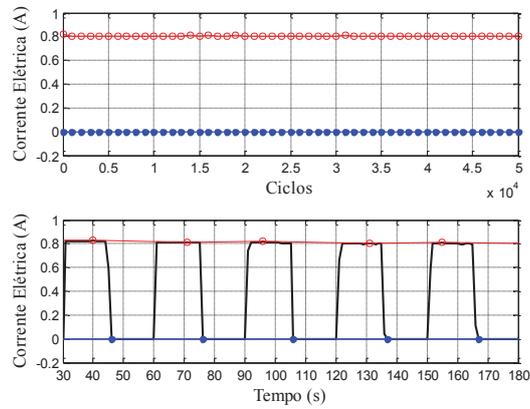
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura L.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 9º ensaio



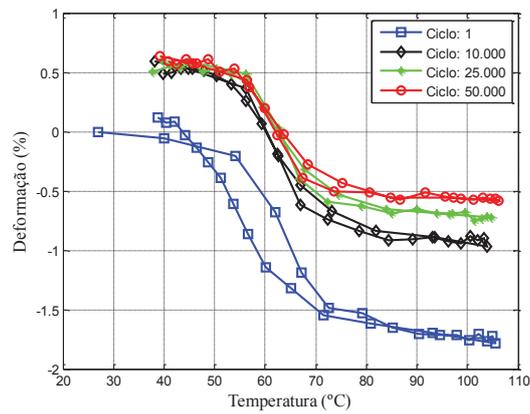
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura L.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 9º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

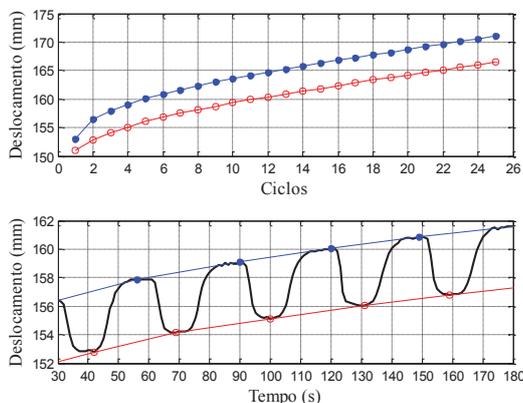
Figura L.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 9º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

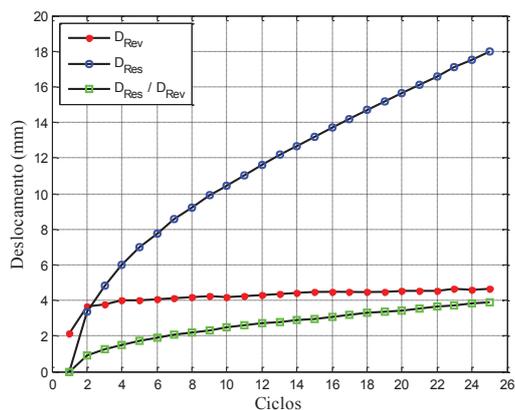
## APÊNDICE M: CURVAS DO 10º ENSAIO

Figura M.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 10º ensaio



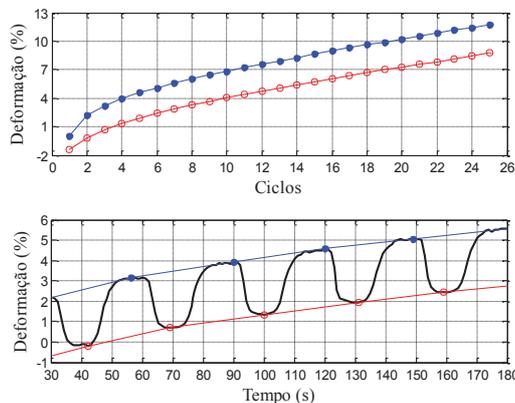
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura M.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 10º ensaio



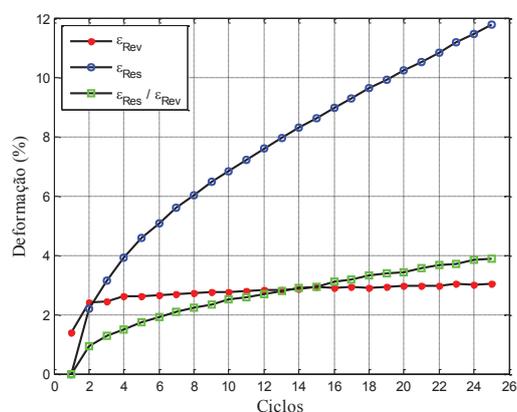
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura M.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 10º ensaio



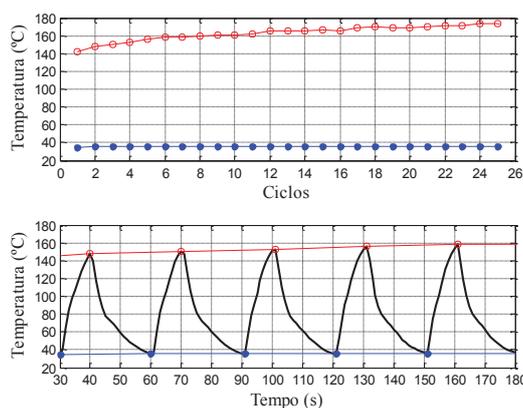
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura M.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 10º ensaio



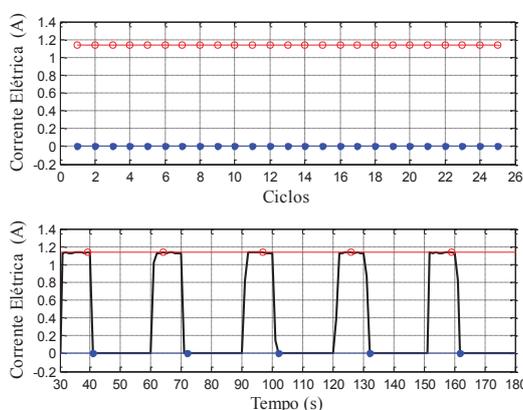
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura M.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 10º ensaio



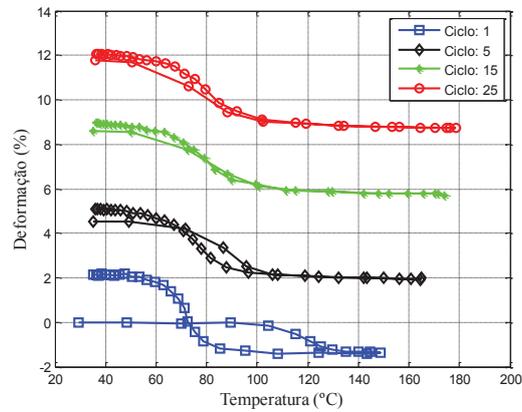
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura M.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 10º ensaio



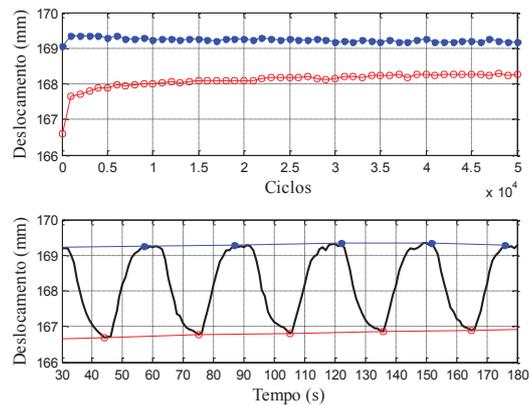
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura M.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 10º ensaio



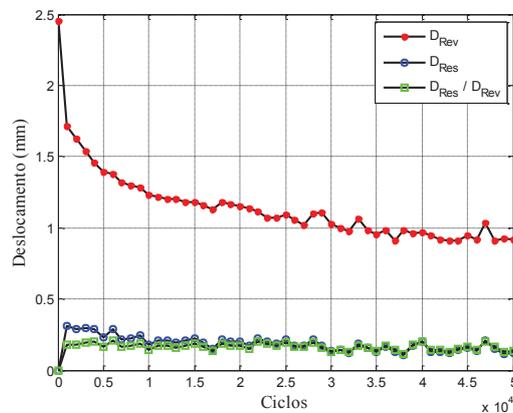
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura M.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 10º ensaio



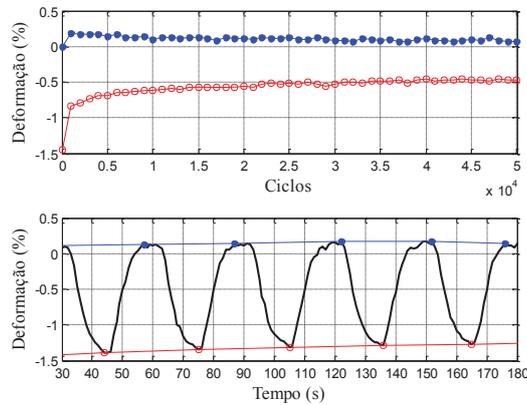
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura M.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 10º ensaio



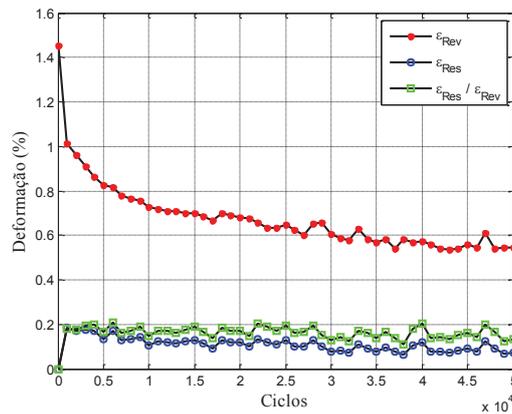
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura M.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 10º ensaio



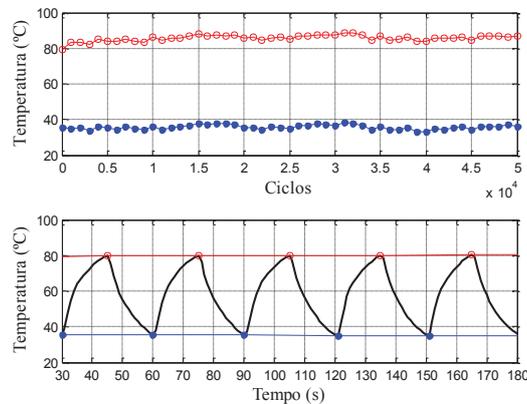
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura M.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 10º ensaio



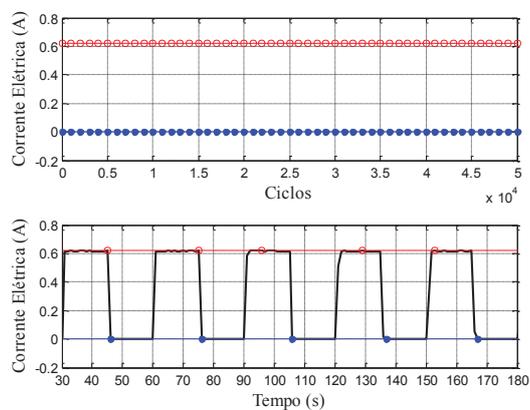
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura M.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 10º ensaio



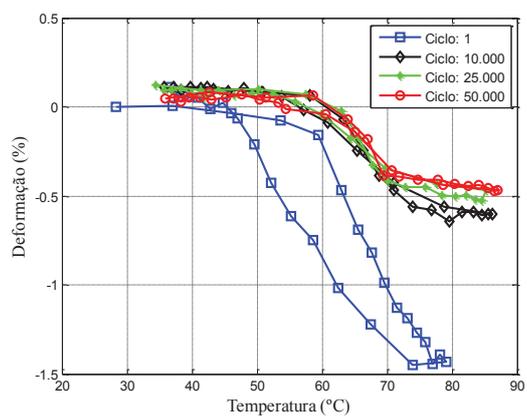
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura M.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 10º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

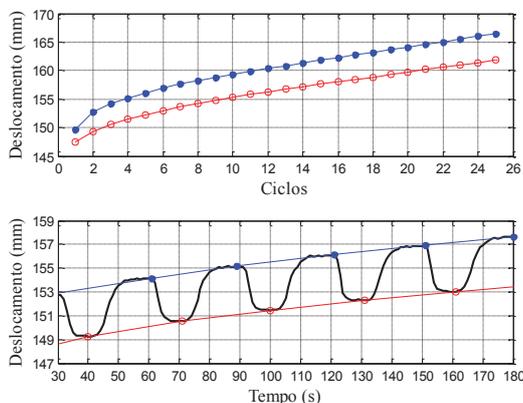
Figura M.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 100 MPa do 10º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

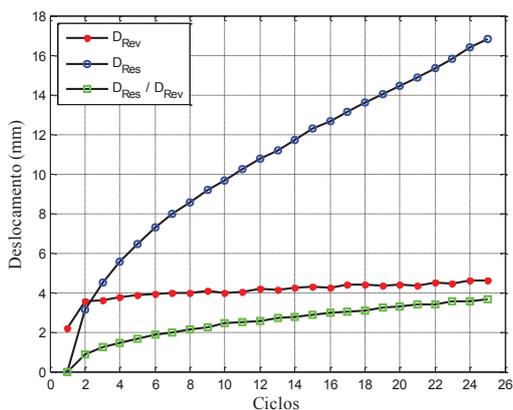
## APÊNDICE N: CURVAS DO 11º ENSAIO

Figura N.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 11º ensaio



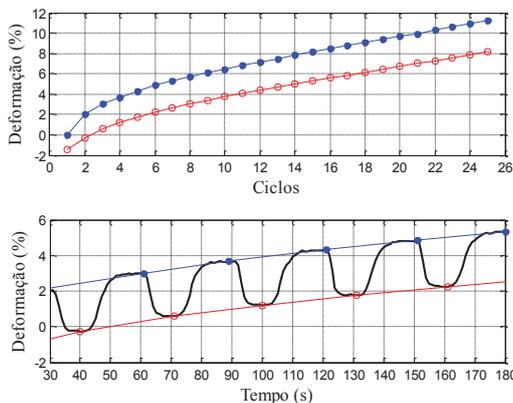
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura N.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 11º ensaio



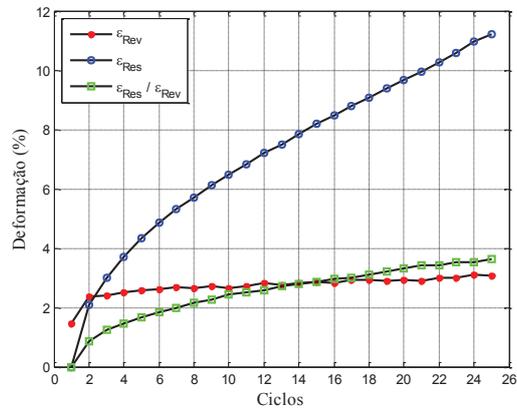
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura N.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 11º ensaio



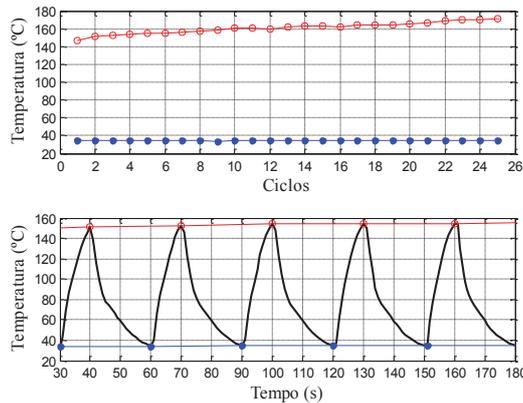
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura N.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 11º ensaio



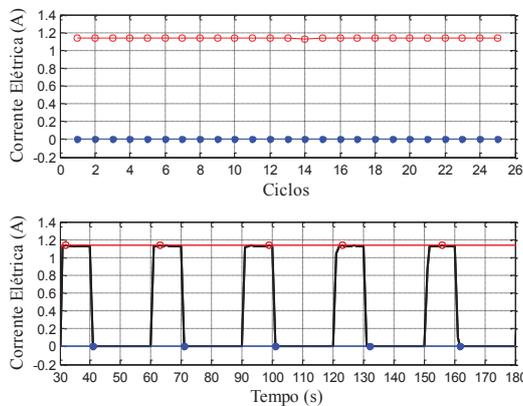
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura N.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 11º ensaio



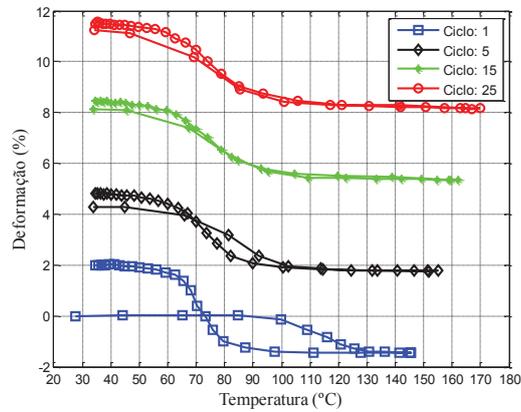
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura N.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 11º ensaio



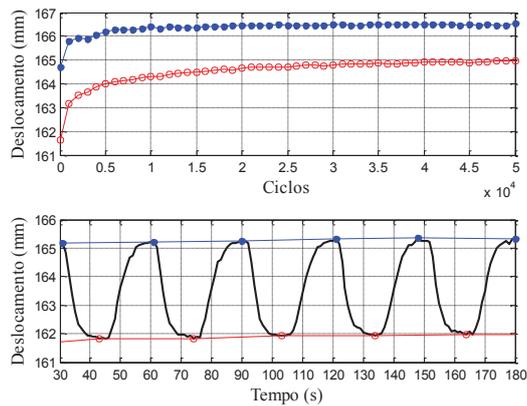
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura N.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 11º ensaio



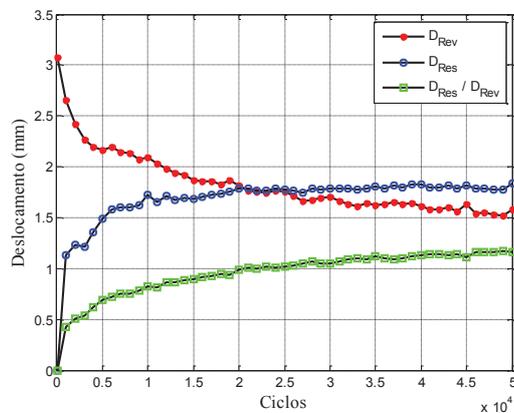
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura N.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 11º ensaio



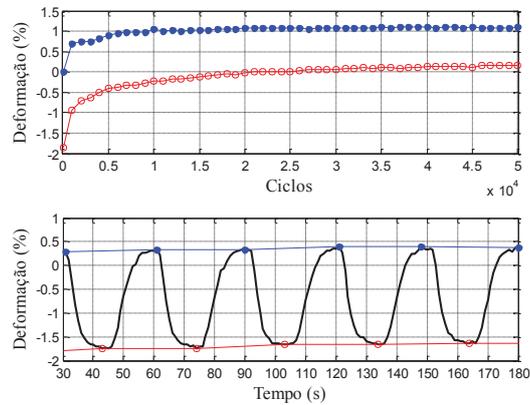
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura N.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 11º ensaio



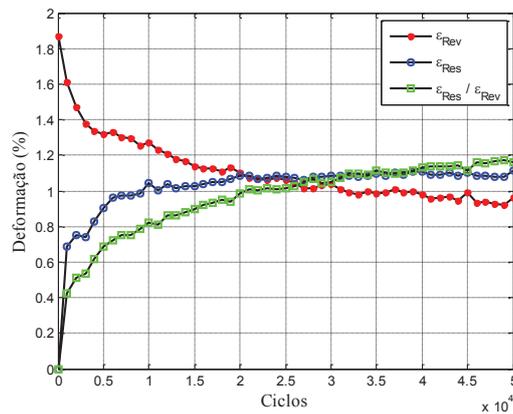
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura N.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 11º ensaio



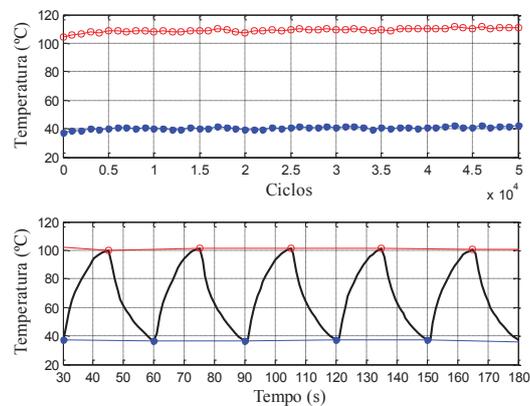
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura N.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 11º ensaio



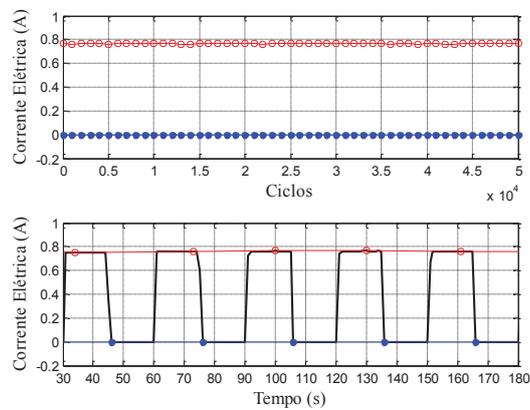
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura N.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 11º ensaio



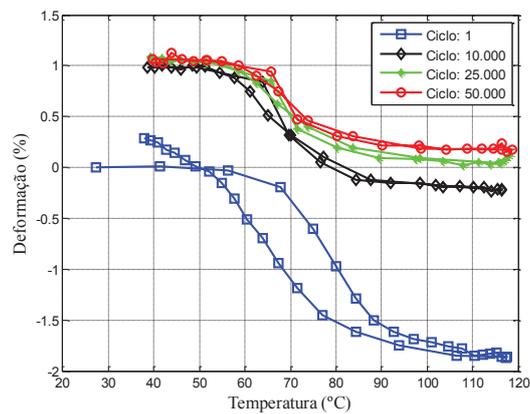
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura N.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 11º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

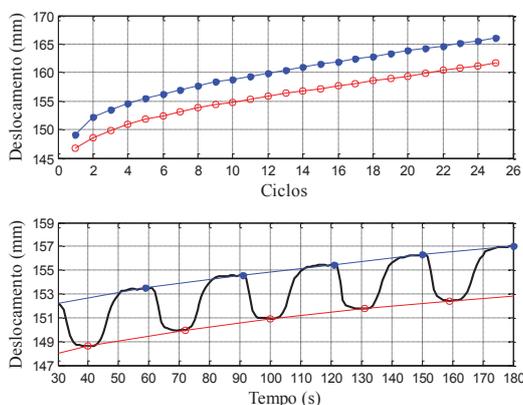
Figura N.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 11º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

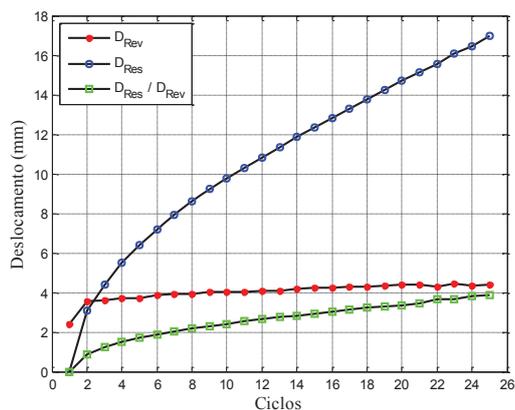
## APÊNDICE O: CURVAS DO 12º ENSAIO

Figura O.1 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 12º ensaio



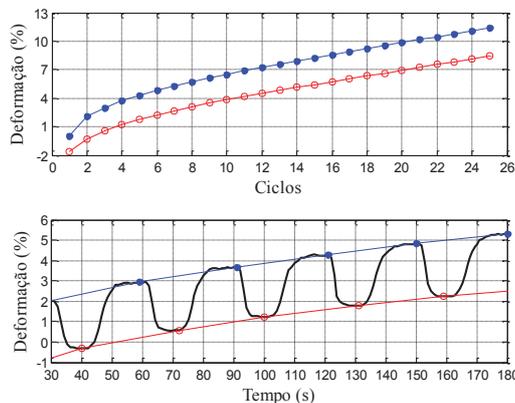
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura O.2 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 12º ensaio



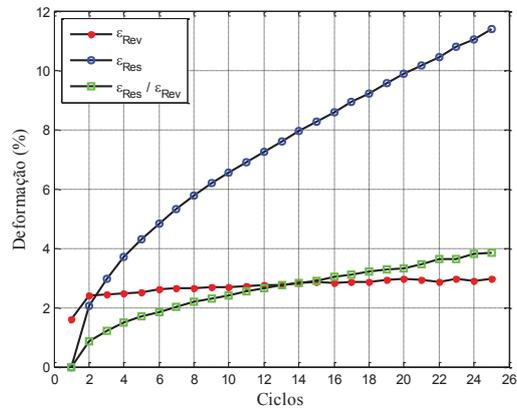
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura O.3 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 12º ensaio



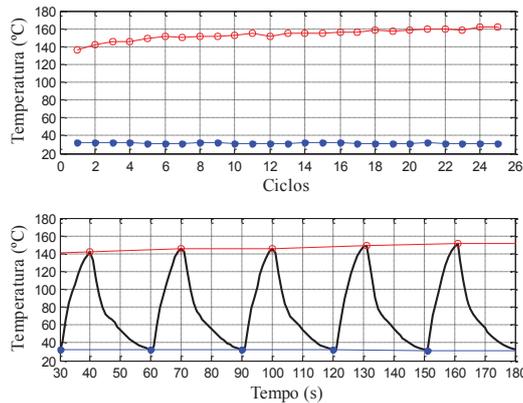
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura O.4 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 12º ensaio



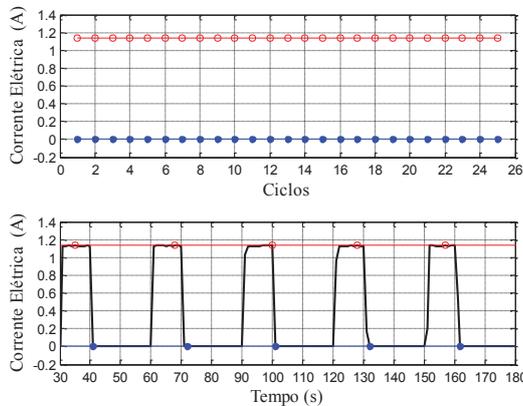
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura O.5 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 12º ensaio



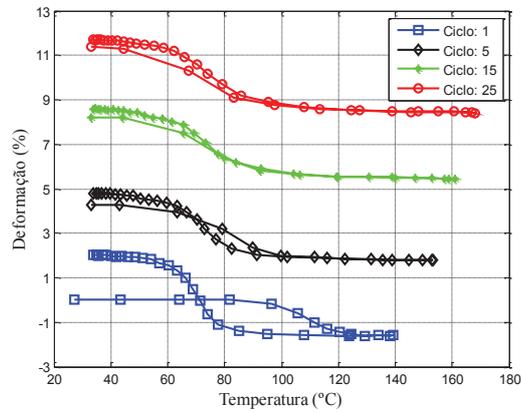
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura O.6 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 12º ensaio



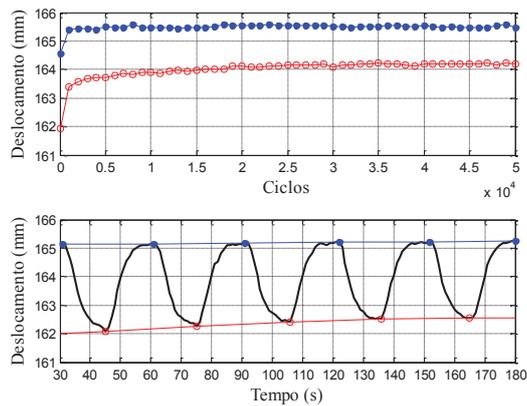
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura O.7 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas ao treinamento termomecânico de 300 MPa do 12º ensaio



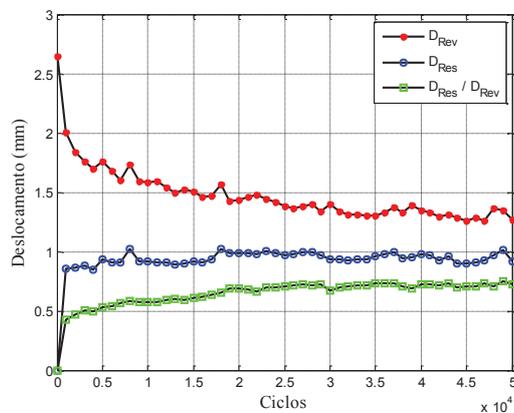
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura O.8 – Curvas do deslocamento x número de ciclos e do deslocamento x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 12º ensaio



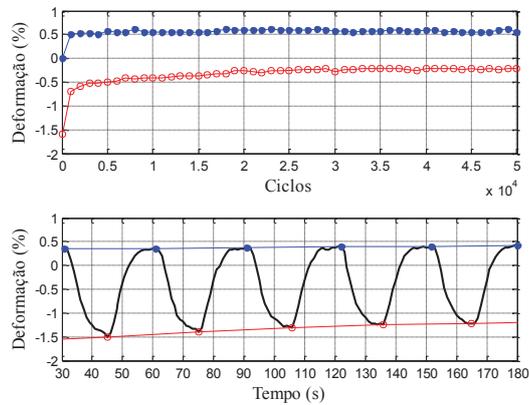
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura O.9 – Curvas do deslocamento x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 12º ensaio



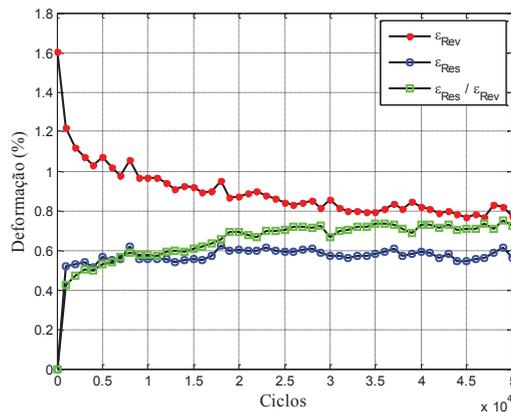
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura O.10 – Curvas da deformação x número de ciclos e da deformação x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 12º ensaio



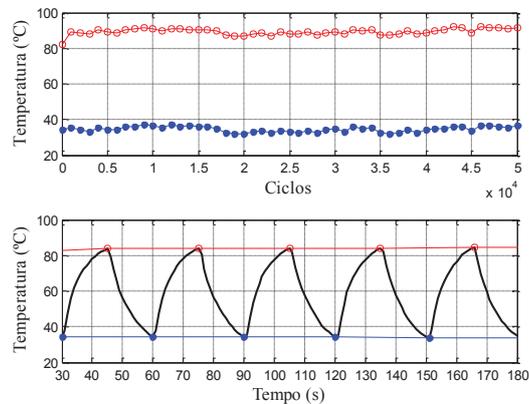
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura O.11 – Curvas da deformação x número de ciclos relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 12º ensaio



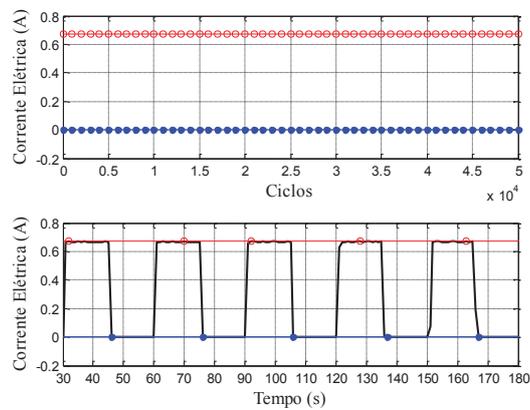
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura O.12 – Curvas da temperatura x número de ciclos e da temperatura x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 12º ensaio



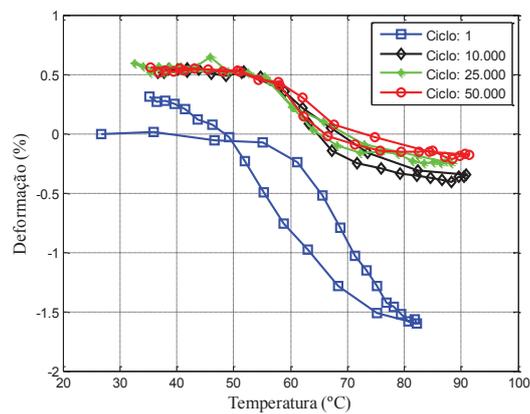
Fonte: Resultado da pesquisa

Figura O.13 – Curvas da corrente elétrica x número de ciclos e da corrente elétrica x tempo relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 12º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa

Figura O.14 – Curvas da deformação x temperatura relacionadas a ciclagem termomecânica de 150 MPa do 12º ensaio



Fonte: Resultado da pesquisa