

Universidade de Brasília - UnB  
Faculdade UnB Gama - FGA  
Engenharia Aeroespacial

**EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NAS  
TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO  
DE FASE DE UMA LIGA NiTi  
PSEUDOELÁSTICA VISANDO APLICAÇÕES  
AEROESPACIAIS.**

Autor: Douglas Magalhães dos Santos  
Orientador: Dr. Rodrigo Arbey Muñoz Meneses

Brasília, DF  
2019



Douglas Magalhães dos Santos

**EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NAS  
TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE  
DE UMA LIGA NiTi PSEUDOELÁSTICA VISANDO  
APLICAÇÕES AEROESPACIAIS.**

Monografia submetida ao curso de graduação em (Engenharia Aeroespacial) da Universidade de Brasília, como requisito parcial para obtenção do Título de Bacharel em (Engenharia Aeroespacial).

Universidade de Brasília - UnB

Faculdade UnB Gama - FGA

Orientador: Dr. Rodrigo Arbey Muñoz Meneses

Brasília, DF

2019

---

Douglas Magalhães dos Santos

EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE DE UMA LIGA NiTi PSEUDOELÁSTICA VISANDO APLICAÇÕES AEROESPACIAIS. / Douglas Magalhães dos Santos. – Brasília, DF, 2019-

65 p. : il. (algumas color.) ; 30 cm.

Orientador: Dr.Rodrigo Arbey Muñoz Meneses

Trabalho de Conclusão de Curso – Universidade de Brasília - UnB  
Faculdade UnB Gama - FGA , 2019.

1. Nitinol. 2. Pseudoelásticidade. I. Dr.Rodrigo Arbey Muñoz Meneses. II. Universidade de Brasília. III. Faculdade UnB Gama. IV. EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE DE UMA LIGA NiTi PSEUDOELÁSTICA VISANDO APLICAÇÕES AEROESPACIAIS.

CDU 02:141:005.6

---

Douglas Magalhães dos Santos

# **EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASE DE UMA LIGA NiTi PSEUDOELÁSTICA VISANDO APLICAÇÕES AEROESPACIAIS.**

Monografia submetida ao curso de graduação em (Engenharia Aeroespacial) da Universidade de Brasília, como requisito parcial para obtenção do Título de Bacharel em (Engenharia Aeroespacial).

Trabalho aprovado. Brasília, DF, 11 de Julho de 2019:

---

**Dr.Rodrigo Arbey Muñoz Meneses**  
Orientador

---

**Dr.Edison Gustavo Cueva Galárraga**  
Convidado 1

---

**Dr.Manuel Nascimento Dias Barcelos  
Júnior**  
Convidado 2

Brasília, DF  
2019

*Este trabalho é dedicado a pessoas menos favorecidas que transformam as dificuldades em que estão em combustíveis para alcançar o seu sonho e não como freio ou desculpa para não realizá-lo.*

# Agradecimentos

Agradeço a Universidade de Brasília por dar-me as condições e as ferramentas para a realização deste trabalho e ao meu orientador Rodrigo Arbey Muñoz Menezes por acreditar em meu potencial, auxiliando-me em minha caminhada. Também agradeço ao professor Edson Paulo da Silva, UnB/ENM por ter gentilmente cedido a liga NiTi utilizada neste trabalho de TCC.

*Para quem sonha o céu não é o limite quando a determinação tende ao infinito.  
(Douglas Magalhães dos Santos)*

# Resumo

Ligas com memória de forma apresentam a capacidade de recuperar seu estado inicial após sofrer grandes deformações (8% em ligas NiTi). Dentre as várias características dessas ligas, duas se destacam: o efeito memória de forma e a transformação pseudoelástica. Sendo esta última o foco deste trabalho. A liga  $Ni_{55}Ti_{45}$ , objeto de estudo, foi adquirida comercialmente na empresa Memory Metalle sem efeito pseudoelástico. O fabricante sugere que a temperatura de tratamento para garantir o efeito pseudoelástico oscile entre 500 e 550 °C por um tempo de encharque entre 10 e 20 minutos com posterior resfriamento brusco na água. Considerando que tanto a temperatura como o tempo de encharque modificam as propriedades deste tipo de liga, neste trabalho optou-se por abranger as faixas dadas pelo fabricante e verificar experimentalmente a mudança de seu efeito pseudoelástico via calorimetria diferencial de varredura (DSC). O tratamento térmico foi realizado nas seguintes temperaturas: 500, 525 e 550 °C, com tempos encharque de 10, 15 e 20 minutos, totalizando oito amostras de estudo. Após a realização do ensaio DSC, pôde-se averiguar quais amostras apresentaram menor ou maior área de histerese térmica da transformação (AP - MP) a temperaturas menores do que 17 °C com o intuito de evitar transformação de fase espontânea a temperatura ambiente. Ao finalizar as análises DSC, foi selecionada a amostra tratada a 525 °C por tempo de 10 minutos para posteriores caracterizações por ter apresentado valor de histerese térmica de 65 °C e temperatura final de transformação Austenítica de 8,42 °C com grande potencialidade para ser aplicada em acopladores. A caracterização mecânica da amostra escolhida foi subdividida em duas etapas, uma voltada à fadiga funcional e a outra a voltada à fadiga estrutural na presença de concentradores de tensão. Para ambos os testes de fadiga, foram escolhidas análises de deformação-vida ( $\epsilon - N$ ) com deformações de 2, 4, 6 e 8%. Nos testes de fadiga funcional foram selecionados os primeiros 50 ciclos para cada deformação e então analisados. Nos testes de fadiga estrutural na presença de concentradores de tensão os testes foram conduzidos até a fratura. Ao final dos 50 ciclos, pôde-se observar a diminuição da área de histerese à medida que os ciclos aumentam. Sendo essa diminuição mais acentuada para deformações de 6 e 8%. Realizando a comparação entre os resultados experimentais com os resultados analíticos obtidos através da equação de Coffin-Manson foi verificado que os concentradores de tensão modificam significativamente a vida em fadiga desse tipo de materiais.

**Palavras-chaves:** NiTi. Pseudoelásticidade. Tratamento térmico. Fadiga Funcional



# Abstract

Alloys with shape memory present the capacity to recover their initial state after suffering great deformations (8% in NiTi alloys). Among the several characteristics of these two alloys are: the shape memory effect and the pseudoelastic transformation, the latter being the focus of this work. The  $Ni_{55}Ti_{45}$  alloy, object of study, was commercially in the company Memory Metalle without pseudoelastic effect. The manufacturer suggests that the treatment temperature to ensure the pseudoelastic effect oscillates between 500 and 550 °C for a soak time between 10 and 20 minutes with subsequent cooling rough on the water. Considering that both the temperature and the time of soaking modify the properties of this type of alloy, in this work it was chosen to cover the bands given by the manufacturer and verify experimentally the change of its pseudoelastic effect by differential scanning calorimetry (DSC). thermal treatment was carried out at the following temperatures: 500, 525 and 550 °C, with 10, 15 and 20 minutes soaking times, totaling eight study samples. After performing the DSC test, it was possible to determine which samples had the lowest or highest thermal hysteresis area of the (AP - MP) at temperatures lower than °C in order to avoid spontaneous phase transformation at room temperature. At the end of the DSC analyzes the sample was treated at 525 °C for 10 minutes for further characterization for having a thermal hysteresis value of 65 °C and final temperature of Austenitic transformation of 8.42 °C with great potential to be applied in couplers. The mechanical characterization of the chosen sample was subdivided into two stages, one focused on functional fatigue and the other on structural fatigue in the presence of tension concentrators. For both fatigue tests, deformation-life analyzes ( $\epsilon - N$ ) with deformations of 2, 4, 6 and 8% were chosen. In the functional fatigue tests, the first 50 cycles were selected for each deformation and then analyzed. In the structural fatigue tests in the presence of tension concentrators the tests were conducted until fracture. At the end of the 50 cycles, the hysteresis area decreased as the cycles increased, and this decrease was more pronounced for deformations of 6 and 8%. By comparing the experimental results with the analytical results obtained by the Coffin-Manson equation showed that the stress concentrators significantly modify the fatigue life of this type of materials.

**Key-words:** NiTi. pseudoelastic. Heat treatment. Functional Fatigue.

# Lista de ilustrações

Figura 1 – Fluxograma, a ser seguido ao longo do trabalho . . . . .	5
Figura 2 – Componentes estruturais do avião (GARCIA, 2015) . . . . .	7
Figura 3 – Aerofólio composto de Liga de Memória de Forma (AQUINO et al., 2011)	8
Figura 4 – Avião da Boeing com turbina de geometria variável (AQUINO et al., 2011) . . . . .	9
Figura 5 – Diagrama de fase do Nitinol (CASTILHO, 2017) . . . . .	10
Figura 6 – Curva de Tensão-Deformação, demonstrando a ocorrência do efeito memória de forma (DIAS, 2005) . . . . .	10
Figura 7 – Curva Tensão-Deformação Pseudoelástica (SILVA, 2016) . . . . .	12
Figura 8 – Curva Tensão-Deformação (CASTILHO; SILVA, 2011) . . . . .	12
Figura 9 – Esquema de representação da Martensita -(Ni-Ti)(a)Maclada e (b)Demaclada (CASTILHO, 2017) . . . . .	13
Figura 10 – Estrutura cristalina do Nitinol (PÉRTILE et al., 2005) . . . . .	14
Figura 11 – Célula unitária trigonal da fase R da liga de Nitinol (MAGELA, 2010)	15
Figura 12 – Desenvolvimento do processo de fabricação da liga de (Ni-Ti) com memória de forma (DIAS, 2005) . . . . .	15
Figura 13 – Representação do processo de Fusão por Indução a Vácuo (TÉRMICO, 2011) . . . . .	16
Figura 14 – Carregamento cíclico de uma liga pseudoelástica (GARCIA, 2015). . .	18
Figura 15 – Níveis de ciclos reduzidos.A existe apenas Austenita, E existe austenita e martensita e em H existe apenas martensita (GONTIJO, 2018) . . .	19
Figura 16 – Representação da atuação de um Concentrador de tensão (GARCIA, 2015) . . . . .	21
Figura 17 – Esquema de representação de um DSC (AQUINO et al., 2011) . . . .	22
Figura 18 – Temperatura °C (GHORBANI, 2017) . . . . .	23
Figura 19 – Difrátômetro (DRX) (CASTILHO, 2017) . . . . .	24
Figura 20 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)(CASTILHO, 2017) . . . .	25
Figura 21 – FRX modelo EDX (CASTILHO, 2017) . . . . .	26
Figura 22 – Curva de deformação de uma barra de Nitinol sob tensão,para varias deformações e descarregamento posteriores (PÉRTILE et al., 2005). . .	27
Figura 23 – Micrografia de uma barra de Nitinol após sofrer deformação de a) 1,2 %, b) 4%, c) 6 % e d) 12 % de acordo com as deformações da Figura 22 (PÉRTILE et al., 2005) . . . . .	27
Figura 24 – Desenvolvimento do processo de transformação de fase das SMA (ALBANO, 2013) . . . . .	30
Figura 25 – Resultado de Microdureza Vickers . . . . .	34

Figura 26 – Gráfico de DSC da amostra STT . . . . .	34
Figura 27 – Gráfico de DSC da Amostra 500.10 . . . . .	35
Figura 28 – Difratoograma da liga (Ni-Ti) Sem Tratamento Térmico (STT) (Fonte: Própria). . . . .	37
Figura 29 – Difratoograma da Amostra 525.10 (Fonte: Própria). . . . .	38
Figura 30 – Curva Tensão-Deformação da Amostra STT (Fonte:Própria) . . . . .	39
Figura 31 – Curva de Tensão-Deformação da amostra 525.10 (Fonte=Própria). . . . .	39
Figura 32 – Curva Tensão-deformação para ciclos a deformação de 2% (Fonte=Própria) . . . . .	41
Figura 33 – Representação da análise de histerese da amostra 525.10 (Fonte= Própria) . . . . .	42
Figura 34 – Representação do resultado de fadiga obtido experimentalmente na presença de concentrador de tensão (Fonte = Própria) . . . . .	43
Figura 35 – Resultado Analítico, calculado para a amostra 525.10 (Fonte= Própria) . . . . .	44
Figura 36 – Fratura da amostra STT submetida ao ensaio de tração (MEV 27x). . . . .	45
Figura 37 – Fratura da amostra 525.10 submetida ao ensaio de tração (MEV 33x). . . . .	45
Figura 38 – Fratura da amostra 525.10 submetida a ensaio de Fadiga a deformação de 2% (MEV-A25x,B40x e C10000x). . . . .	46
Figura 39 – Fratura da amostra 525.10 submetida a ensaio de Fadiga a deformação de 4% . . . . .	47
Figura 40 – Fratura da amostra 525.10 submetida a ensaio de Fadiga a deformação de 6% (MEV-A40x,B80x e C2200x). . . . .	48
Figura 41 – Fratura da amostra 525.10 submetida a ensaio de Fadiga a deformação de 8% (MEV-A25x,B45x e C3700x) . . . . .	49
Figura 42 – Gráfico de DSC da Amostra 500.15 . . . . .	57
Figura 43 – Gráfico de DSC da Amostra 500.20 . . . . .	57
Figura 44 – Gráfico de DSC da Amostra 525.10 . . . . .	58
Figura 45 – Gráfico de DSC da Amostra 525.15 . . . . .	58
Figura 46 – Gráfico de DSC da Amostra 525.20 . . . . .	59
Figura 47 – Gráfico de DSC da Amostra 550.15 . . . . .	59
Figura 48 – Gráfico de DSC da Amostra 550.20 . . . . .	60
Figura 49 – Curva de Histerese para Amostra 525.10 (Fonte:Própria). . . . .	61
Figura 50 – Curva de Histerese para Amostra 525.15 (Fonte:Própria). . . . .	62
Figura 51 – Curva de Histerese para Amostra 525.20 (Fonte:Própria). . . . .	62
Figura 52 – Curva de Histerese para Amostra 550.15 (Fonte:Própria). . . . .	63
Figura 53 – Curva de Histerese para Amostra 550.20 (Fonte:Própria) . . . . .	63
Figura 54 – Curva Tensão-deformação para ciclos a deformação de 4% (Fonte=Própria) . . . . .	64
Figura 55 – Curva Tensão-deformação para ciclos a deformação de 6% (Fonte=Própria) . . . . .	64
Figura 56 – Curva Tensão-deformação para ciclos a deformação de 8% (Fonte=Própria) . . . . .	65

# Lista de tabelas

Tabela 1 – Tabela demonstrativa da temperatura da amostra com seu respectivo tempo de tratamento (Fonte:Própria) . . . . .	29
Tabela 2 – Estrutura do ensaio de tração, segundo a norma ASTM F2516. . . . .	32
Tabela 3 – Composição da liga NiTi . . . . .	33
Tabela 4 – Tabela expositiva das temperaturas de transformação de fase das amostras em estudo (Fonte:Própria). . . . .	35
Tabela 5 – Tabela referente as áreas de Histerese (Fonte=Própria) . . . . .	36
Tabela 6 – Tabela referente as áreas de Histerese (Fonte=Própria) . . . . .	44
Tabela 7 – Resultados da medição da Microdureza VICKERS (Fonte=Própria). . .	56

# Lista de abreviaturas e siglas

NiTi	Níquel Titaneo
SMA's	Shape Memory Alloy
MF	Memória de Forma
EMF	Efeito Memória de Forma
SE	Superelasticidade
PE	Pseudoelástico
Af	Final da transformação de fase Austenítica
Ai	Início da transformação de fase Austenítica
Mf	Final da transformação de fase Martensítica
Mi	Início da transformação de fase Martensítica
B19	Fase Martensita Monoclínica
B2	Fase Austenita, fase Cubica de Corpo Centrado
R	Fase Romboédrica
Ri	Início da fase R
Rf	Final da fase R
Fe	Ferro
Al	Alumínio
DSC	Calometria Exploratória Diferenciada
DRX	Difração de Raio X
FRX	Fluorescência de Raio X
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura

# Lista de símbolos

$\Theta$  Teta

$\Lambda$  Lambda

$\alpha$  Alfa

# Sumário

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS</b>	<b>3</b>
2.1	Objetivo Geral	3
2.2	<b>OBJETIVOS ESPECÍFICOS</b>	<b>3</b>
2.3	Metodologia	4
<b>3</b>	<b>REVISÃO DA LITERATURA</b>	<b>6</b>
3.1	Liga Ni-Ti, Aplicações na Indústria de materiais Aeroespacial	7
3.2	Diagrama de Fases da liga (Ni-Ti)	9
3.3	Efeito Memória de Forma (MF)	10
3.4	Efeito Pseudoelásticidade (PE)	11
3.5	Fases Cristalinas	13
3.5.1	Fase <i>B19</i> ou Martensita Monoclínica	13
3.5.2	Fase <i>B2</i> ou Austenita fase Cúbica de Corpo Centrado	13
3.5.3	Fase <i>R</i> ou Romboédrica	14
3.6	<b>Método de obtenção da liga MF e PE</b>	<b>14</b>
3.7	<b>Tratamento térmico nas ligas de MF E PE</b>	<b>16</b>
3.7.1	Fadiga Estrutural e Funcional	17
3.7.2	Fadiga funcional	17
3.7.3	Fadiga Estrutural	18
3.7.4	Equação de Coffin-Manson	20
3.7.5	Concentrador de Tensão $K_t$	21
3.8	<b>Técnica de Caracterização usadas neste trabalho</b>	<b>22</b>
3.8.1	Calometria Exploratória Diferenciada (DSC)	22
3.8.2	Histerese	23
3.8.3	Difração de raios X ( <i>DRX</i> )	24
3.8.4	Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)	24
3.8.5	Microdureza Vickers	25
3.8.6	Fluorescência de Raio X ( <i>EDX/FRX</i> )	26
3.8.7	Comportamento da liga de <i>NiTi</i> sob tração	26
<b>4</b>	<b>MÉTODOS EXPERIMENTAIS</b>	<b>28</b>
4.1	Material utilizado	28
4.2	Fluorescência de Raio X (FRX)	28
4.3	Tratamento Térmico (TT)	28

<b>4.4</b>	<b>Microdureza Vickers</b> . . . . .	<b>29</b>
<b>4.5</b>	<b>Calorimetria Diferenciada de Varredura (DSC)</b> . . . . .	<b>29</b>
<b>4.6</b>	<b>Histerese Térmica</b> . . . . .	<b>30</b>
<b>4.7</b>	<b>Difração de raio X (DRX)</b> . . . . .	<b>31</b>
<b>4.8</b>	<b>Ensaio de Tração</b> . . . . .	<b>31</b>
4.8.1	Teste de Fadiga Funcional . . . . .	32
4.8.2	Fadiga Estrutural na Presença de Concentrador de Tensão . . . . .	32
<b>4.9</b>	<b>Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)</b> . . . . .	<b>32</b>
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> . . . . .	<b>33</b>
<b>5.1</b>	<b>Caracterização do Material</b> . . . . .	<b>33</b>
5.1.1	Composição Química por Fluorescência de Raio X (FRX) . . . . .	33
5.1.2	Microdureza Vickers . . . . .	33
5.1.3	Calometria Diferencial Exploratória (DSC) . . . . .	34
5.1.4	Histerese Térmica . . . . .	36
5.1.5	Difração de Raio X (DRX) . . . . .	37
5.1.6	Ensaio de Tração . . . . .	38
5.1.7	Fadiga Funcional e Fadiga Estrutural na presença de concentrador de tensão	41
5.1.7.1	Fadiga Funcional . . . . .	41
5.1.8	Fadiga Estrutural na presença de Concentrador de Tensão . . . . .	42
5.1.9	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) . . . . .	45
5.1.9.1	Análise da fratura do Ensaio de Tração . . . . .	45
5.1.10	Análise da Fratura de Fadiga . . . . .	46
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES</b> . . . . .	<b>51</b>
<b>6.1</b>	<b>Conclusões Gerais</b> . . . . .	<b>51</b>
	<b>REFERÊNCIAS</b> . . . . .	<b>54</b>
	<b>APÊNDICE A – TABELAS</b> . . . . .	<b>56</b>
	<b>APÊNDICE B – CURVAS DSC</b> . . . . .	<b>57</b>
	<b>APÊNDICE C – CURVAS DE HISTERESE TÉRMICA</b> . . . . .	<b>61</b>
	<b>APÊNDICE D – CURVAS DO ENSAIO DE FADIGA FUNCIONAL</b>	<b>64</b>



# 1 Introdução

A humanidade vem se interessando cada vez mais sobre o mundo dos materiais, intensificando, assim, os estudos sobre os diferentes tipos para que possam ser utilizados em diversas finalidades, desde as mais simples até as mais complexas aplicações. Dessa maneira, observar-se que o avanço das novas tecnologias impulsionam progressivamente o desenvolvimento e a descoberta de novos materiais. Esses novos materiais, muitas vezes, só são possíveis serem obtidos por meio do uso de ferramentas tecnológicas já que elas auxiliam tanto na extração da matéria prima quanto no processo de fabricação do material desejado.

Devido à necessidade de estudar e desenvolver aplicações dos materiais, foi criada a Ciência dos Materiais, que além das suas aplicações convencionais também é empregada nas indústrias Aeronáutica e Aeroespacial por causa da complexidade e das características dos materiais empregados nessas indústrias (CERÓN, 2010). Mediante estudos sobre as propriedades dos materiais, observou-se características de materiais que até então eram desconhecidas os quais possuíam propriedades especiais e aplicabilidade em diversos ramos, esses materiais foram: as ligas de memória de forma (Shape Memory Alloy, ou SMAs ), fluídos eletroreológicos, magnetoreológicos e os materiais piezoelétricos. Aquelas são chamadas especiais, por possuírem propriedades inteligentes, isto é, atributos que permitem com que estes materiais passem a mudar de maneira contínua e controlada suas características físico-químicas, nas quais, podem ser modificadas por meio de estímulos mecânicos, térmicos e/ou elétricos.

Neste contexto, a pesquisa e o desenvolvimento de materiais com as ligas de memória de forma teve início nos anos 30 na qual possuía como foco o aprofundamento e a utilização de suas propriedades. Em 1950 foi indicado por Chang e Read, o efeito da memória de forma em uma liga de auto-cádmio e desde então houve o crescimento das aplicações na indústria e a descoberta de novas ligas com propriedades semelhantes (CERÓN, 2010). Posto isso, ao se referir aos materiais inteligentes, é possível compreender que o efeito de memória de forma contido em ligas metálicas são oriundos de mudanças reversíveis impostas na estrutura cristalina do material por meio de deformação. Essas alterações podem ser observadas nas ligas de memória de forma por meio de transformações não difusas.

Comumente, para que determinada liga apresente comportamento de memória de forma e pseudoelásticidade se faz necessário que o material seja submetido a tratamento térmico após a conformação com o intuito de adquirir as propriedades desejadas.

Após a conformação a frio, a liga apresenta uma densidade elevada de discordâncias

aleatórias que impede a movimentação dos contornos de grão, tornando-a suscetível a fraturas providas de concentradores de tensão. O tratamento térmico tem como finalidade rearranjar essas discordâncias através da diminuição da densidade destas no material e reagrupá-las para que formem subcontornos de grãos, criando uma estrutura celular sem discordância possibilitando uma movimentação dos contornos (TÉRMICO, 2011). Posto isso, o tratamento térmico de têmpera tem como objetivo gerar as transformações de fase pelo efeito de memória de forma por meio do alívio das tensões internas da liga (BARCELOS, 2018).

Ao se analisar o comportamento das ligas de memória de forma ao serem submetidas a esforços cíclicos (fadiga) chega-se a dois tipos: a fadiga estrutural e a fadiga funcional. A primeira diz respeito aos materiais que iniciam a propagação de trinca logo após serem submetidos a ciclos mecânicos. A segunda diz respeito a degradação da pseudoelasticidade, ainda que não haja qualquer indicativo de iniciação das trincas. Portanto, a fadiga estrutural pode ser entendida como a fadiga que logo depois de ciclos mecânicos surgem na microestrutura do material defeitos ou descontinuidades, já o ensaio de fadiga funcional está relacionado a perda de sua memória de forma. Pode-se entender que o ensaio de fadiga funcional possui a perda gradual do efeito de memória de forma ou do potencial de dissipar energia em materiais pseudoelásticos (BARCELOS, 2018).

E sabido que as ligas de níquel-titânio (Ni-Ti) são as ligas de memória de forma com maior potencial de aplicações na engenharia visto que possuem a capacidade de recuperação de sua forma original, podendo chegar a deformações de até 8% (2010.Diego Maurício). Em se tratando de afinidade, a liga de (Ni-Ti) possui alta biocompatibilidade, permitindo que seja utilizada em várias aplicações tanto na engenharia quanto na medicina (MAGELA, 2010).

As aplicações desta liga de NiTi são inúmeras, tendo como um dos principais parâmetros para sua aplicação a análise do gráfico de histerese. Assim, as características do gráfico informa se o material possui amortecimento ou capacidade de recuperação da forma em grande escala. Essas características vão de acordo com a área de histerese pois quanto maior a área da curva formada maior será a recuperação da forma, sendo indicado para acoplamentos, porém quanto menor a curva de histerese maior será o amortecimento sendo recomendável para a produção de atuadores (TÉRMICO, 2011).

Tendo como base este contexto, este trabalho se fundamentou na análise de corpos de provas de Ni-Ti, em especial, em análises pseudoelásticas deste material. Foram realizados testes que exploraram as propriedades de tração e da dureza desta liga, obtendo resultados que comprovam sua grande eficiência e explicam o porquê dessa liga de memória de forma ser uma das mais utilizadas atualmente (MAGELA, 2010).

## 2 Objetivos

### 2.1 Objetivo Geral

Analisar uma liga  $Ni_{55}Ti_{45}$  adquirida comercialmente sem efeito memória de forma e verificar as mudanças na histerese térmica após tratamento térmico em diferentes condições para posteriormente estudar seu desempenho funcional e estrutural via ensaios de fadiga, visando aplicações em acopladores.

### 2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Realizar tratamento térmico em corpos de prova nas seguintes temperaturas: 500, 525 e 550 °C, com tempos de encharque de 10, 15 e 20 minutos a fim de modificar as propriedades pseudoelásticas da liga.
- Verificar via Microdureza Vickers o efeito do tratamento térmico realizado a cada corpo de prova.
- Analisar via calorimetria diferencial de varredura (DSC) a área de histerese térmica das amostras em estudo e selecionar uma delas, pelas suas propriedades, para posteriores caracterizações
- Caracterizar via Difração de Raio X (DRX) a liga em estudo a fim de identificar as fases cristalinas presentes na liga como recebida e tratada termicamente a 525 °C por 10 minutos.
- Realizar o Teste de Tração na liga como recebida e tratada termicamente a 525 °C por 10 minutos com o objetivo de obter algumas características mecânicas da liga em estudo sob carregamento mecânico.
- Realizar testes de fadiga no corpo de prova escolhido para análise e verificar seu comportamento funcional após 50 ciclos
- Realizar testes de fadiga no corpo de prova escolhido para análise e verificar seu comportamento estrutural mediante análise de curvas  $\epsilon - N$  até a fratura.
- Analisar via Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) as superfícies por fratura com a finalidade de explorar a superfície da amostra e identificar o tipo de fratura da liga.

## 2.3 Metodologia

Para a realização do presente trabalho foi necessário o aprofundamento no estudo de materiais que possuem memória de forma a fim de fortalecer as bases conceituais sobre o tema proposto. Além disso, foi necessário realizar a caracterização da liga Ni-Ti em estudo por meio do uso de várias técnicas experimentais, como por exemplo: Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC), Fluorescência de raios X (FRX), Difração de Raios X (DRX), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Ensaio de Tração e Teste de Fadiga Funcional.

Por meio da Figura 1 é possível orientar e redirecionar ao leitor sobre as etapas seguidas na elaboração deste trabalho de conclusão de curso. Em primeiro lugar, realizou-se o corte do material para obter 9 amostras, das quais oito foram submetidas ao tratamento térmico e uma ficou como referência. Realizou-se a análise de FRX na amostra sem tratamento térmico, seguido da análise de Microdureza Vickers nas nove amostras em estudo. Como o intuito deste trabalho foi associar uma das amostras tratadas para ser aplicada em acopladores, foram utilizado dois critérios para a seleção da amostra:

- 1) Temperatura final de transformação de fase Austenítica menor do que  $17\text{ }^{\circ}\text{C}$ , para evitar transformações de fase martensíticas espontâneas a temperatura ambiente ( $25^{\circ}$ ).
- 2) Maior área de histerese térmica para garantir a maior absorção de energia.

Por isso foi realizado subsequentemente a análise de microdureza vickers, o ensaio DSC e de Histerese térmica. Segundo os critérios de seleção, a amostra 525.10 foi a selecionada. Nesta amostra foi realizado o ensaio DRX, o ensaio de tração, o teste de fadiga funcional e o teste de fadiga estrutural em presença de concentrador de tensão. Para finalizar o trabalho foi realizada a análise de fratura de fadiga via microscopia eletrônica de varredura.

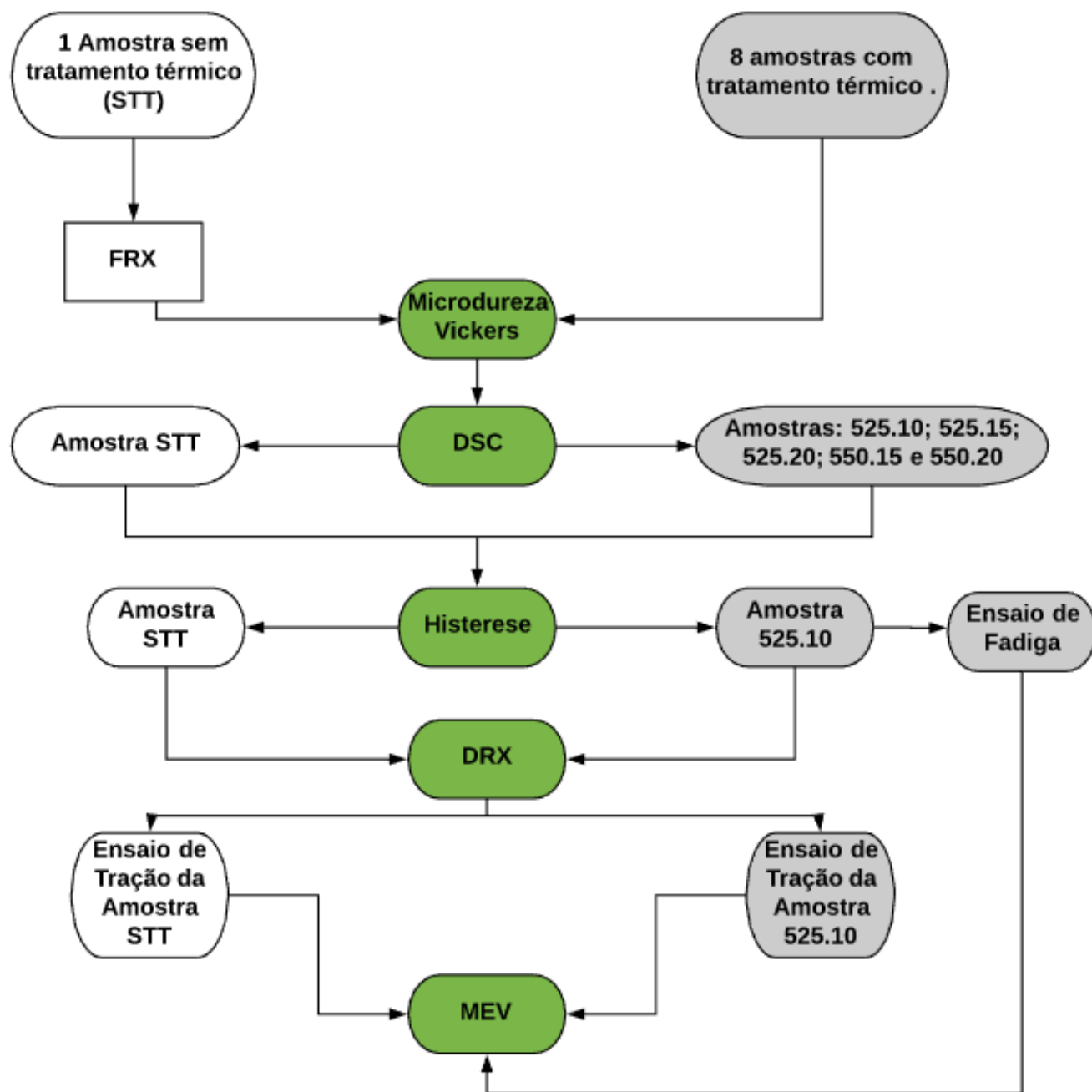


Figura 1 – Fluxograma, a ser seguido ao longo do trabalho

### 3 REVISÃO DA LITERATURA

Ao longo dos anos, observou-se que a utilização das ligas de memória de forma (Shape Memory Alloy - SMA's) vem ganhando cada vez mais espaço no mercado mundial, isto ocorre devido as suas várias aplicações na engenharia através de suas propriedades de resistência corrosão e principalmente da capacidade de recuperação de forma após ser submetida a uma variação de tensão ou de temperatura (SILVA, 2016).

Estes materiais possuem a capacidade de se adaptarem conforme o ambiente por meio de alterações de sua forma e rigidez. Tais alterações os tornam importantes para aplicações que envolvam tecnologia.

As ligas de memória de forma, também chamadas de inteligentes ou funcionais, possuem a habilidade de se modificarem após sofrerem alterações em suas propriedades por meio de estímulos do ambiente ou por sinais de controle (CERÓN, 2010).

Este contexto só se tornou possível devido aos avanços em pesquisas que tiveram início na década de 30. Em 1932 A. Olander por meio de estudos na área chegou a conclusão que a liga de Au-Cu tinha comportamento elástico perceptível. Anos depois, em 1938 Greninger e Mooradian por meio de testes de aumento e diminuição da temperatura observaram o desaparecimento da fase martensítica da liga Cu-Zn.

Após uma Década, Kurdjumov e Khandros, em 1949, e Chang e Read, em 1951, demonstraram os efeitos de memória de forma por meio dos efeitos termoelásticos da fase martensítica.

Em 1957 foi realizada por Rachinger a primeira aplicação prática do efeito de memória de forma por meio da super elasticidade de uma liga Cu-Al-Ni. O experimento consistiu em projetar um dispositivo que calibrava um bastão e por meio de um extensômetro era testado a sua resistência elétrica sob um ciclo de deformação de 2%.

Porém apenas na década de 60, Buehler e outros pesquisadores da marinha dos EUA descobriram os efeitos de memória de forma em ligas Ni-Ti que permitiram o aumento das aplicações devido a sua grande taxa de recuperação podendo chegar até 8% quando submetida à tração, essa liga é comumente chamada até os dias atuais de Nitinol (MAGELA, 2010).

Atualmente por meio de pesquisas e testes, várias ligas surgiram, porém ainda as compostas por Ni-Ti possuem a melhor combinação das propriedades físicos-químicas e mecânicas relacionadas à recuperação do material.

### 3.1 Liga Ni-Ti, Aplicações na Indústria de materiais Aeroespacial

A aplicação das ligas de memória de forma na indústria de materiais Aeroespacial engloba aeronaves, veículos espaciais, painéis solares, entre outros mecanismos que são desenvolvidos em outras áreas, porém podem ser utilizados pela Aeroespacial.

Devido a sua grande utilidade na indústria Aeroespacial, o SMA vem sendo estudados por diversos grupos de pesquisa entre eles se destaca os “Smart Wing Program”, realizado por um grupo de pesquisa que possuem incentivo da Administração Nacional do Espaço e da Aeronáutica (NASA). O intuito desse grupo de pesquisa é desenvolver tecnologias inteligentes para serem utilizadas em aviões militares melhorando assim o desempenho aerodinâmico das aeronaves.

A equipe de pesquisa criou uma estrutura de asa adaptativa ligada a mecanismos de atuação que modificarão a superfície padrão da asa com isso permite uma forma aerodinâmica adequada para cada regime de voo.

O modelo na qual fora utilizado para as adaptações pode ser visto na Figura 2 abaixo na qual fora incorporado cabos de SMAs no flap articulado e no formato do aileron (GARCIA, 2015).



Figura 2 – Componentes estruturais do avião (GARCIA, 2015)

Outra empresa da indústria aeronáutica que vem desenvolvendo protótipos inteligentes é a Lockheed Martin, que desenvolveu um modelo de aerofólio flexível ligado por fios de liga de memória de forma, que possui como intuito a substituição dos flaps utilizados atualmente em aviões. O funcionamento desse protótipo pode ser entendido na seguinte explicação: Subtende-se que o aerofólio se encontra em uma posição neutra, ou seja, sem atuação, e que os fios utilizados como atuadores são aquecidos pela passagem de corrente elétrica externa.

Tendo em vista essas premissas, observar-se que depois que o atuador sofre aquecimento, o seu tamanho sofre um encurtamento e conseqüentemente puxa para baixo a região traseira do aerofólio e logo que o atuador esfria a parte traseira volta a sua posição inicial. Esse protótipo pode ser observado na Figura 3.

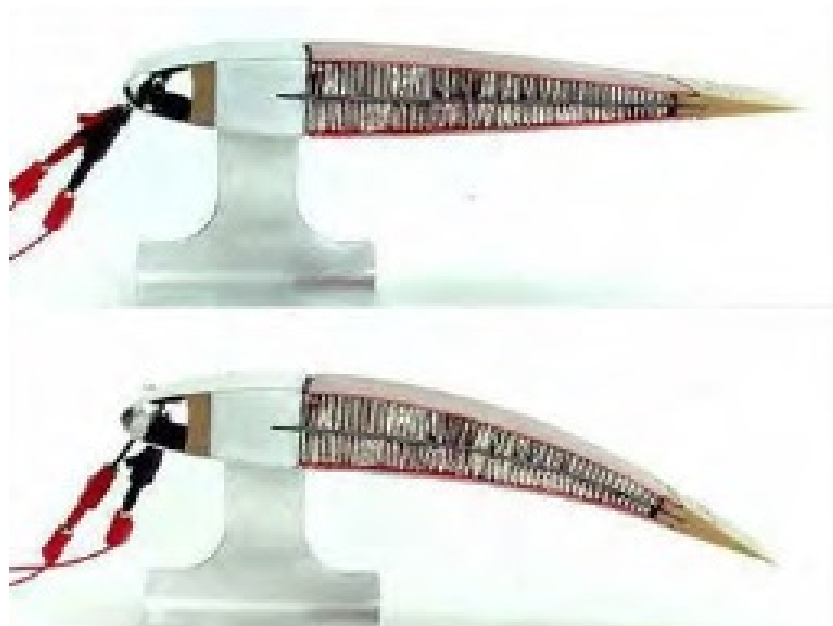


Figura 3 – Aerofólio composto de Liga de Memória de Forma (AQUINO et al., 2011)

Os SMAs também são utilizados na construção de chefrons para a aviação. O intuito de se utilizar os SMAs é minimizar os ruídos provocados pelas turbinas dos aviões.

Pesquisadores da NASA, Boeing e General Electric criaram um modelo de cantos serrilhados e acoplaram fibras de SMAs. O uso de ligas possibilitou que os chefrons se modifiquem de acordo com a temperatura porque se modifica o seu formato, conseqüentemente ameniza o ruído dos propulsores. O uso de Chefrons pode ser observado na Figura 4 abaixo (AQUINO et al., 2011).



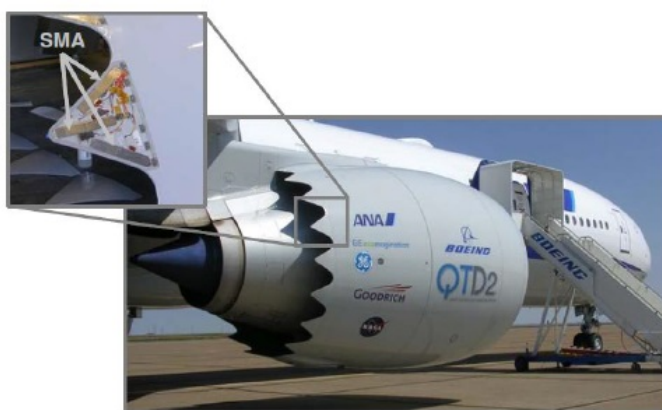


Figura 4 – Avião da Boeing com turbina de geometria variável (AQUINO et al., 2011)

### 3.2 Diagrama de Fases da liga (Ni-Ti)

O diagrama de fase da liga (Ni-Ti) pode ser observado na Figura 5 abaixo, na qual apresenta uma região balanceada, também chamada de equiatômica, a exemplo é a liga de  $Ni_{55\%}$  e  $Ti_{45\%}$  expostas a temperaturas em torno de  $630\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

O diagrama de fase da liga Ni-Ti pode ser observado na Figura 5 abaixo na qual apresenta uma região balanceada, também chamada de equiatômica, o exemplo é a liga de  $Ni_{55\%}$  e  $Ti_{45\%}$  expostas a temperaturas em torno de  $630^{\circ}\text{C}$ .

Ao se analisar a Figura 5, observa-se a mudança da solubilidade com a temperatura, com o lado que possuem uma proporção maior em Ni, que conseqüentemente faz com que haja o endurecimento por precipitação da fase estável  $TiNi_3$ .

Em se tratando de ligas com composições que tendem a regiões aquiatômicas, nota-se que ao se elevar a temperatura da liga em quantidades pequenas, pode-se gerar o endurecimento por precipitação da porcentagem de Níquel, porém ao se aquecer o Ti não se pode perceber a formação de precipitação visto que a linha de Solvus é praticamente vertical (CASTILHO, 2017).

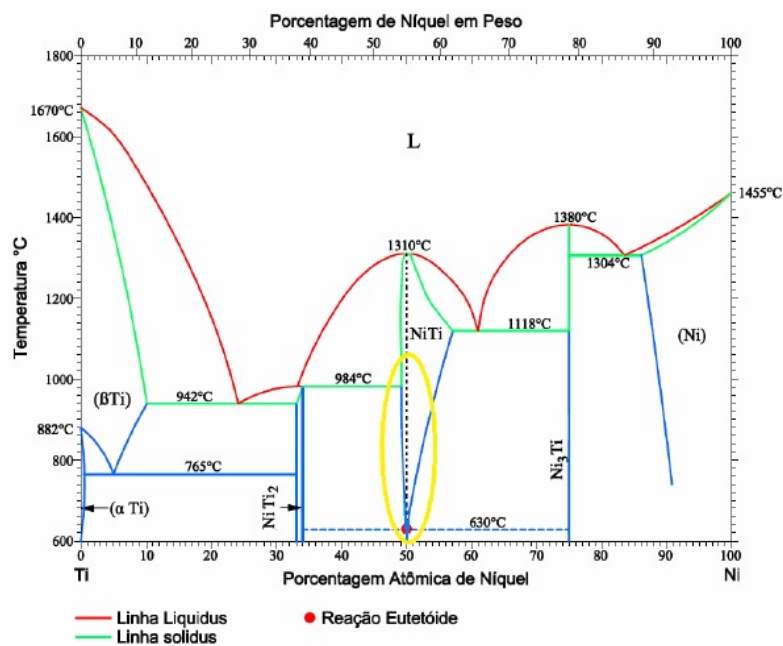


Figura 5 – Diagrama de fase do Nitinol (CASTILHO, 2017)

### 3.3 Efeito Memória de Forma (MF)

O efeito memória de forma (EMF) se caracteriza como a capacidade que alguns materiais possuem após sofrerem determinada deformação, interferência de tensão e temperatura, de retornarem a sua posição. Na Figura 6, abaixo, é possível ver um esquemático desse efeito

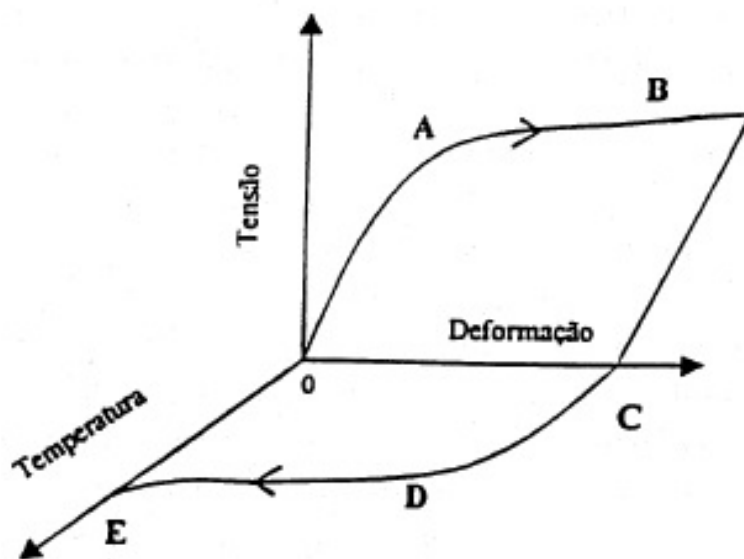


Figura 6 – Curva de Tensão-Deformação, demonstrando a ocorrência do efeito memória de forma (DIAS, 2005)

Onde:

$O - A$ : Deformação do material na região elástica;

$A - B$ : Deformação visivelmente permanente;

$B - C$ : Supressão da tensão;

$O - C$ : Deformação residual;

$C - D$ : Aquecimento até que se inicie a recuperação da forma;

$D - E$ : Recuperação da forma inicial.

O EMF foi observado primeiramente por Chang e Read em 1932 em uma liga de Au-Cd, alguns anos depois mais precisamente em 1938 o efeito pode ser visto em latão Cu-Zn. Porém, foi só a partir de 1962 que fora descoberto o efeito memória de forma em ligas de Ni-Ti, tendo início a partir de então a realização de pesquisas relacionadas ao seu uso e aplicação.

Com o passar dos anos a quantidade de produtos de EMF introduzidos no mercado aumentaram significadamente o que resultou no avanço do número de pesquisas relacionadas à esse fenômeno. Um caso particular do EMF é a Superelasticidade (SE) em que a temperatura final da transformação reversa é próxima ou menor da temperatura de deformação do material. Conclui-se, pois, que após o fim da deformação e da carga o material automaticamente recupera sua forma. O nome SE foi escolhido devido a deformação recuperável da liga Ni-Ti ser muito maior em relação aos materiais convencionais desenvolvidos em regime de transformação elástica (DIAS, 2005).

### 3.4 Efeito Pseudoelásticidade (PE)

A pseudoelásticidade pode ser entendida como uma propriedade característica de um material em que este sofre uma recuperação de sua deformação posteriormente a retirada de carga em temperatura superior a  $A_f (T > A)$ , (CASTILHO; SILVA, 2011), porém ao ser aplicado uma tensão inferior na fase crítica, o material começa a se comportar de maneira elástica.

Aplicando-se cargas com temperaturas superiores a  $A_f$  tem-se a transformação da Austenita em Martensita e ao cessar a aplicação das cargas, o material retornará a fase Austenita e sua deformação será recuperada de maneira pseudoelástica.

Analisando o comportamento pseudoelástico para as temperaturas  $T_1$  e  $T_2$  chegou-se a  $T_2 > T_1$  e por meio da Figura 7 pode-se observar o surgimento de histerese ao ser retirado a carga no momento que a liga retorna ao estado inicial. Portanto, a energia envolvida no processo pode ser encontrada através da área da histerese da Figura 7 abaixo (SILVA, 2016).

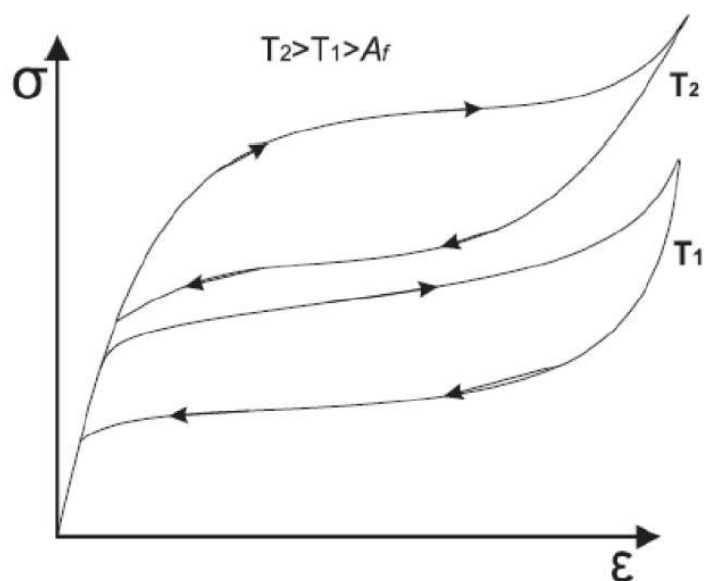


Figura 7 – Curva Tensão-Deformação Pseudoelástica (SILVA, 2016)

Sabe-se que as deformações pseudoelásticas em alguns casos podem chegar a transformações reversíveis de até 10% sendo que 8% é um valor típico do Ni-Ti.

Realizando a análise do comportamento de determinado material SMA submetido à tração mecânica, conseguiu-se verificar o seu comportamento elástico até que se alcançasse determinada tensão. Tal fato pode ser observado na Figura 8.

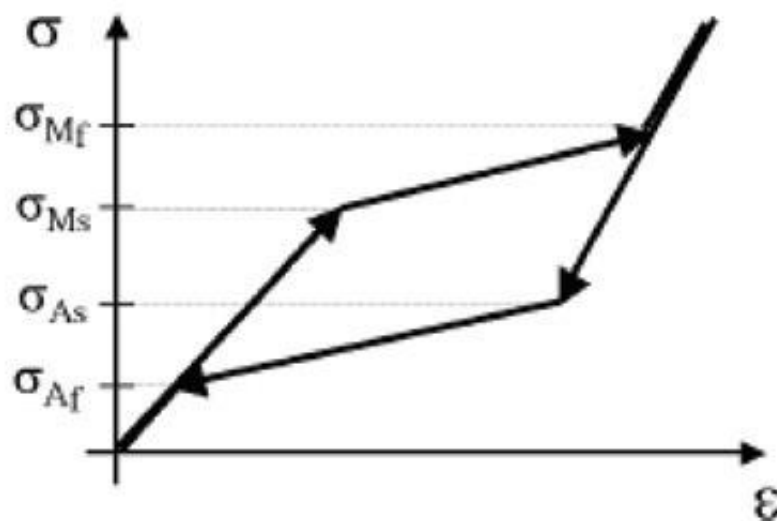


Figura 8 – Curva Tensão-Deformação (CASTILHO; SILVA, 2011)

Por meio da Figura 8, conseguiu-se deduzir que a deformação em análise é relativamente grande e que ao ser retirada a carga, o caminho de retorno até o ponto inicial é um pouco diferente do de tração, formando com isso uma área que representa a energia absorvida durante o processo a qual é comumente chamada de histerese.

## 3.5 Fases Cristalinas

As ligas de Ni-Ti podem ser classificadas de três maneiras, isso se deve a sua propriedade polifórmica, ou seja, a medida que há variação na tensão ou na temperatura ocorrem variações na estrutura cristalina no Ni-Ti. Em outras palavras, nada mais é que a mudança na reorganização espacial do átomo. Essas mudanças podem resultar em três fases: Austenita, Martensita e Romboédrica, resultando em características diferentes para cada fase (BRITO et al., 2017).

### 3.5.1 Fase B19 ou Martensita Monoclínica

Essa fase possui como característica uma distorção na fase  $t$  da estrutura tetragonal de tal modo que o maior lado está inclinado em relação à base da célula. Ao induzir a Martensita por meio de temperatura, esta passa a ser chamada de maclada podendo a partir de então possuir cerca de 24 reorientações cristalográficas distintas, já quando a Martensita é induzida por tensão ela passa a possuir apenas uma variação que pode ser chamada de Martensita não-maclada ou Demaclada (CASTILHO; SILVA, 2011).

Essas duas disposições da Martensita, Maclada e Demaclada podem ser observadas na Figura 9 respectivamente nas imagens A e B abaixo.

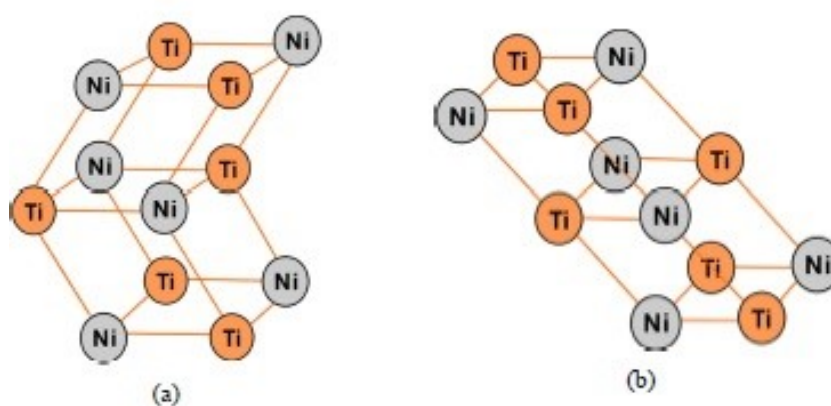


Figura 9 – Esquema de representação da Martensita -(Ni-Ti)(a)Maclada e (b)Demaclada (CASTILHO, 2017)

### 3.5.2 Fase B2 ou Austenita fase Cúbica de Corpo Centrado

Essa fase possui como característica a reorganização atômica que consiste em dispor oito átomos e um átomo no centro de um cubo. Ao se levar em consideração que a reorganização seja formada por átomos idênticos, observa-se que dois átomos estão ligados a cada célula unitária: um proveniente dos oito vértices e um do centro do cubo. Logo,

chegou-se ao número de coordenação que é oito e ao seu fator de empacotamento de 0.68 (BRITO et al., 2017). Esta fase pode ser observada na Figura 10 abaixo.

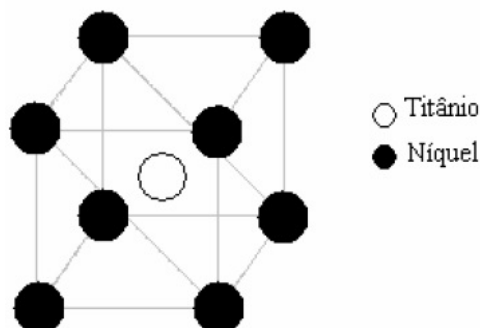


Figura 10 – Estrutura cristalina do Nitinol (PÉRTILE et al., 2005)

### 3.5.3 Fase *R* ou Romboédrica

A fase Romboédrica pode ser entendida como uma fase Intermediária que surge durante as transformações entre Austenita *B2* e Martensita *B19* podendo surgir em ligas de Ni-Ti aproximadamente equiatômicas. Essas ligas ao serem submetidas ao tratamento térmico passam a possuir uma estrutura trigonal sendo representada por uma rede hexagonal.

Ao se analisar as ligas que possuem a fase *R*, observa-se que sua transformação precede a formação da fase Martensítica sendo conhecida como um tipo de transformação Martensítica por surgir pelos mesmos processos (MAGELA, 2010). Essa fase possui duas temperaturas características, a temperatura  $R_i$ , relacionada com a temperatura de início da fase *R* e a Temperatura  $R_f$  relacionada com a temperatura final. Esta fase pode ser observada na Figura 11 abaixo.

A fase *R* advém de três formas;

1. Quando uma porcentagem de *Ni* for substituída por *Fe* ou *Al*.
2. Quando ligas de (*Ni – Ti*) com teores de 50,5% de *Ni* sofrem envelhecimento formando precipitados.
3. Ou quando forem realizados tratamentos térmicos que facilitem a formação de precipitados (CASTILHO; SILVA, 2011).

## 3.6 Método de obtenção da liga MF e PE

O processo de fabricação das ligas de Ni-Ti é mais complexo do que o processo das ligas convencionais. Isto acontece devido as suas propriedades sofrerem influência direta

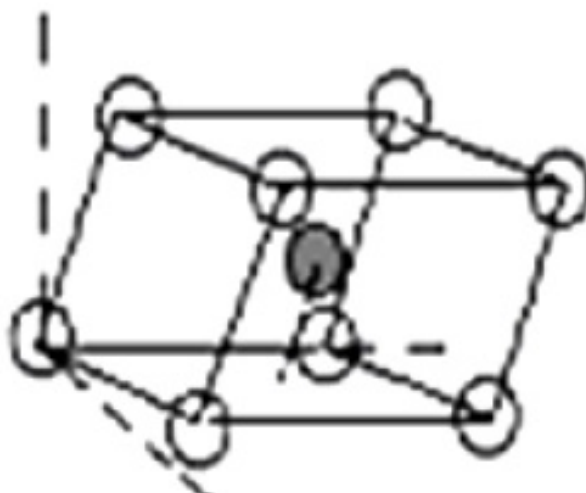


Figura 11 – Célula unitária trigonal da fase R da liga de Nitinol (MAGELA, 2010)

na aplicação de temperatura e de tensão. Uma forma simplificada desse processo pode ser vista na Figura 12.

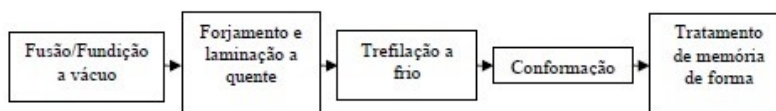


Figura 12 – Desenvolvimento do processo de fabricação da liga de (Ni-Ti) com memória de forma (DIAS, 2005)

Entre as várias características do processo de fabricação das ligas de memória de forma três limitações se destacam :

1. Composição química: Caso haja pequenas variações na composição química ocorrerá mudanças nas propriedades das liga e na temperatura de transformação.
2. Empecilhos em realizar trabalhos a frio
3. Realizar tratamentos térmicos para obter as propriedades de memória de forma.

O fato de o titânio ser líquido, torna-o muito reativo com o oxigênio, isso faz com que a liga seja fundida em alto vácuo, ver Figura 13. Esse processo ocorre por meio de indução submetida a altas frequências, também pode ser realizado por feixes de elétrons com proteção de argônio e de plasma.

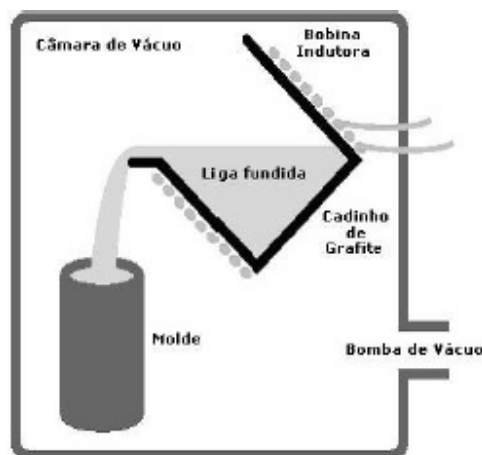


Figura 13 – Representação do processo de Fusão por Indução a Vácuo (TÉRMIICO, 2011)

A vantagem em se utilizar o processo de indução a vácuo é a obtenção de uma maior homogeneidade da composição química dentro do lingote e um controle maior da composição.

Após o processo de solidificação, será removida a camada superficial formada durante esse processo. Então, o material é forjado e laminado a quente resultando em materiais do tamanho desejado. A liga é geralmente trabalhada em temperaturas acima de 527 °C, porém deve ser evitado temperaturas muito altas por causa da oxidação da superfície do material.

Analisando o tratamento a quente e o a frio, observa-se que o tratamento a frio é bem mais difícil de ser feito no qual a facilidade de manuseio está diretamente relacionada à composição química. À medida que o teor de níquel for maior de 51% a tratabilidade diminui. Dentre as dificuldades em realizar o tratamento a frio se destaca o grande encurvamento que o material é submetido ao sofrer deformação. Após essa parte final de conformação, a liga é submetida ao tratamento térmico para adquirir as propriedades de memória de forma requeridas (DIAS, 2005).

### 3.7 Tratamento térmico nas ligas de MF E PE

Em regra, os tratamentos térmicos possuem as seguintes características: aquecer o material até determinada temperatura logo em seguida ocorre o processo de resfriamento que varia em relação aos resultados desejados. Dentro desse universo de tratamento tér-



mico, um se destaca que é a têmpera, que em regra consiste em aquecer o material até determinada temperatura, em seguida resfriá-lo rapidamente em água, óleo ou ar.

O tratamento térmico é uma ferramenta importante quando se deseja mudar as características inerentes do material. Em se tratando de Ni-Ti, o uso do tratamento térmico tem como intuito diminuir os efeitos de conformação a frio dos quais são submetidos, tornando o material menos sujeito a fraturas devido à concentração de tensões, além de gerar uma mudança nas propriedades do material (PÉRTILE et al., 2005).

### 3.7.1 Fadiga Estrutural e Funcional

As falhas relacionadas à fadiga quando não observadas ou controladas no início de sua propagação podem gerar perdas na função do material. As falhas por fadiga podem variar entre 50% a 90% das falhas mecânicas sendo uma das maiores causadoras de problemas mecânicos e dos acidentes relacionados a elas.

Neste contexto, entende-se fadiga como um caso complexo que possui propriedade estática em que está vinculado a vários fatores tanto ambientais quando condições de carregamento. Cabe considerar que pode ainda ser um dos responsáveis dessa falha o processo de fabricação no qual o material foi submetido ou o material utilizado para a produção da peça. Em suma, nota-se que diversas fontes podem influenciar o surgimento e a propagação da trinca.

Fadiga está relacionada com a mudança nas propriedades dos materiais, oriundas da aplicação de ciclos de tensão ou deformação mecânica. Igualmente podendo está inclusa nessas falhas a ciclagem térmica ou termomecânica que podem futuramente gerar o surgimento de fraturas.

A fadiga relacionada aos materiais de memória de forma podem ser classificados em fadiga funcional (termomecânica) e fadiga estrutural. A primeira está relacionada com a degradação que advém após um carregamento cíclico em que se referem a características funcionais da liga. A segunda está relacionada com o processo tradicional de fadiga ou com dano na microestrutura que advém de seu acúmulo ao longo do carregamento cíclico tendo como um dos possíveis resultados as falhas por fraturas (BARCELOS, 2018).

### 3.7.2 Fadiga funcional

A Fadiga funcional está relacionada com as mudanças nas características funcionais do material. Em relação a Ligas de Memória de Forma (LMF), a fadiga funcional surge ao longo do processo em que o material está sofrendo ciclagem. À medida que os ciclos ocorrem a funcionalidade do material é diminuída, podendo ser notado em um gráfico de tensão-deformação ao longo da ciclagem, ver Figura 14.

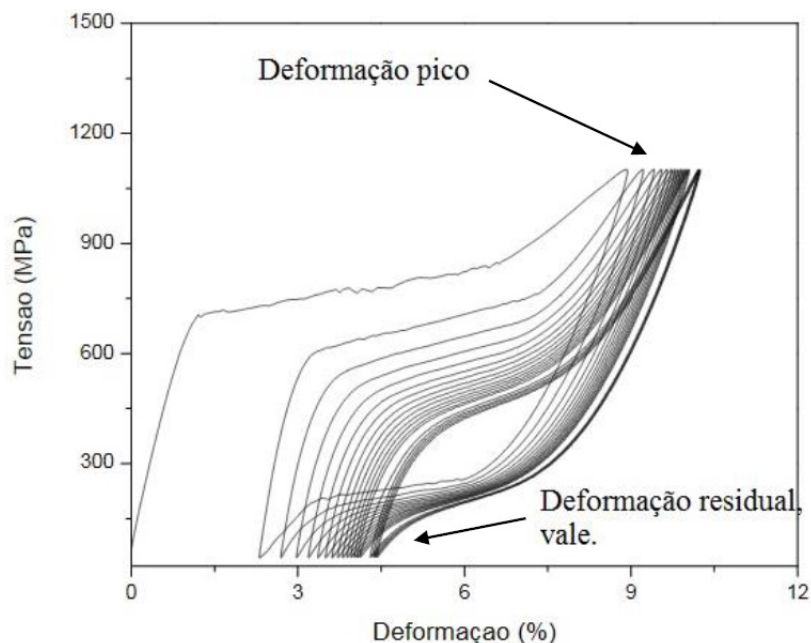


Figura 14 – Carregamento cíclico de uma liga pseudoelástica (GARCIA, 2015).

Por meio de análises da Figura 14, pode-se observar as principais características do surgimento da fadiga funcional, são elas: redução da área de histerese e crescimento da deformação residual. Outro exemplo que pode ser citado de perda de funcionalidade é a diminuição da deformação em ligas termoeelásticas e a redução da energia dissipada no comportamento pseudoelástico. Essas reduções estão relacionadas a mudanças contínuas nas microestruturas.

Contudo, em se tratando em ligas de memória de forma existem mecanismos de operação que agem de formas distintas dos tradicionais que entre suas principais características se destacam a sua resposta rápida quando se varia a temperatura ou a tensão aplicada ao material (GARCIA, 2015).

A fadiga funcional acontece quando a liga perde suas características de memória de forma, isto é, ainda que a liga não se rompa ela reduz suas propriedades de memória de forma, tendo como efeito a redução nos deslocamentos que advém dos ciclos de temperatura ou das propriedades de memória de forma (GHORBANI, 2017).

### 3.7.3 Fadiga Estrutural

Pode-se dizer que a Fadiga Estrutural, é aquela em que o material sofre um rompimento após ser submetido a  $N$  ciclos de carregamento, em consequência das mudanças microestruturais, nucleação e propagação de trincas.

A falha estará relacionada com a região da curva formada pelo material ao ser submetido a ensaios cíclicos, podendo surgir na região elástica ou não, e ainda, podendo

apresentar ou não transformações martensitas completas. Caso a realização dos ciclos estejam dentro da região de regime elástico, os ciclos poderão estar em torno de  $10^7$  ciclos, porém ao se aumentar a carga, o material poderá sair da região elástica e romper em torno de  $10^3$  ciclos (GONTIJO, 2018).

De modo geral, a fadiga pode ser classificada em ciclo alto e baixo sendo que no primeiro ocorre a requisição de carga mais baixa fazendo com que o material perca por mais ciclos para romper. Já o segundo está relacionado com as altas tensões aplicadas, estas podem romper-se mais rápido (BARCELOS, 2018).

Ao se analisar a liga Ni-Ti com performance pseudoelástica submetida ao carregamento cíclico e à força controlada, observou-se que a fadiga estrutural do material é dependente da tensão máxima, média e da amplitude. Além disso, a presença de transformação martensita incompleta diminui o número de ciclos até o rompimento. Pode-se também concluir que a vida a fadiga é diminuída à medida que a energia dissipada aumenta (GONTIJO, 2018).

Foram realizadas análises acerca da contribuição da martensita induzida por tensão na vida a fadiga de fios de NiTi, no estado austenítico a temperatura ambiente; em outras palavras, detentores de comportamento pseudoelásticos.

Segundo (JAUREGUIZHAR et al., 2015) testes foram realizados por meio de ciclos com controle de deslocamento das garras, submetidos a frequência de 5Hz, realizadas em três níveis: antes do início da transformação martensítica na qual consta a presença apenas da fase austenita, na região em que tanto a martensita quanto a austenita coexistem e finalmente na região que apenas há presença da martensita induzida por tensão, ver Figura 15.

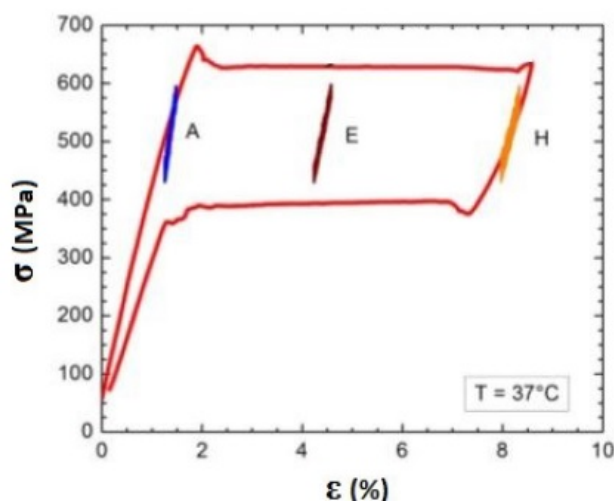


Figura 15 – Níveis de ciclos reduzidos. A existe apenas Austenita, E existe austenita e martensita e em H existe apenas martensita (GONTIJO, 2018)

A segunda bateria de testes foi realizada por ciclos da curva pseudoelástica completa. Os resultados demonstraram que os materiais que possuíam apenas austenita apresentaram uma vida longa e os encontrados apenas na fase martensítica, apresentaram uma menor vida. Portanto, na presença das transformações martensíticas a vida do material é reduzida (GONTIJO, 2018).

### 3.7.4 Equação de Coffin-Manson

As propriedades mecânicas geralmente utilizadas em análises de fadiga foram embasadas em certa quantidade de testes experimentais e em avaliações estáticas sobre as aplicações ou dispersões de cada análise.

Especialmente, quando se é analisado o método  $\epsilon N$ , vários métodos para estimar a constante da curva  $\epsilon N$  da equação de *Coffin – Manson* foram utilizados. Tal equação pode ser vista abaixo.

$$\frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{\sigma_c}{E}(2N)^b + \epsilon_c(2N)^c \quad (3.1)$$

Onde:

$\frac{\Delta\epsilon}{2}$  = Amplitude de Deformação.

$N$  = Vida em Ciclos.

$E$  = Módulo de Young.

$\sigma_c$  = Coeficiente.

$\epsilon_c$  = Coeficiente.

$b$  = Expoente Elástico.

$c$  = Expoente Plástico.

Por meio de vários experimentos *Manson* em 1965 expôs o método das Inclinações Universais, com o intuito de estimar a partir da resistência a ruptura  $S_R$  e da redução da área  $R_A$  obtidas no teste de tração a curva  $\epsilon N$ . Essa equação admite que os coeficientes sejam constantes para todos os materiais, e pode ser representada por:

$$\frac{\Delta\epsilon}{2} = 1.9 \frac{S_R}{E} (2N)^{-0,12} + 0,76 \left[ \ln\left(\frac{1}{1 - R_A}\right) \right]^{0,6} (2N)^{-0,6} \quad (3.2)$$

Por meio dessa equação é possível estimar a curva  $\epsilon N$ , e com isso realizar as devidas análises do comportamento dos materiais a serem submetidos ao ensaio de fadiga (MEGGIOLARO, 2002).

### 3.7.5 Concentrador de Tensão $K_t$

Componentes mecânicos nem sempre são homogêneos, pois são possuidores de variações em sua geometria como, os entalhes, furos, entre outros, que muitas vezes devido a sua aplicação não podem ser removidos. Essas variações, na geometria do material chamadas de entalhes, criam em sua localização um efeito chamado de concentrador de tensão, que provoca uma descontinuidade na distribuição das tensões na região em que se localiza o entalhe.

A presença de entalhes gera um aumento significativo no valor da tensão, fator este que afeta as características de resistência a fadiga de um corpo de prova. Portanto, descontinuidade geométricas tais como: furos ou entalhes acarretam uma distribuição não homogênea das tensões na peça. Quando a tensão está concentrada mais próximo do entalhe isso faz com que a tensão do referido ponto se torne mais elevado em comparação ao restante da peça. Essa diferença de tensão, aplicada ao longo de uma peça, acarreta o surgimento de um ponto de concentração de tensão.

O concentrador de tensão ( $K_t$ ), diz respeito a razão entre a tensão máxima e a tensão nominal. Pode-se analisar a atuação do ( $K_t$ ) na Figura 16 abaixo, na qual se encontra uma chapa de furo centralizado em que um esforço axial  $S$  atua sobre ela. Dessa forma, nota-se que é criada uma distribuição não homogênea na seção crítica da chapa, possuidora de uma tensão máxima  $\sigma_{m\acute{a}x}$  e uma tensão nominal  $\sigma_{nominal}$  (GARCIA, 2015).

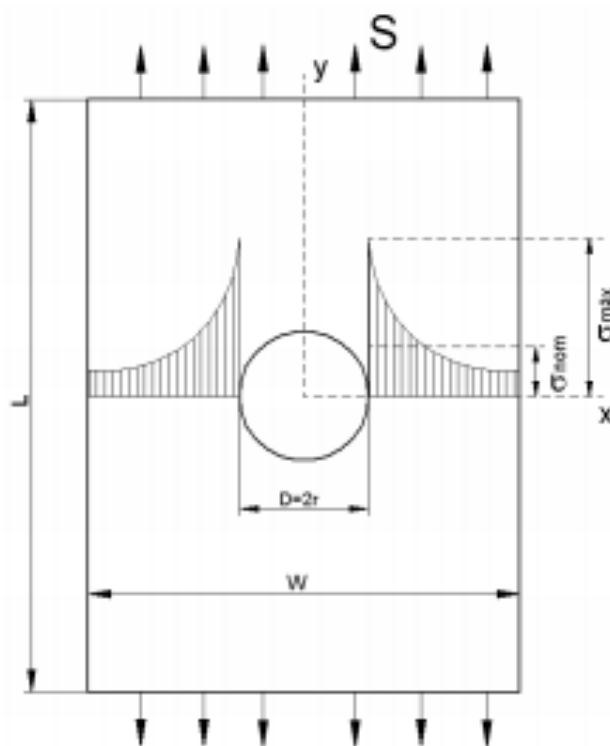


Figura 16 – Representação da atuação de um Concentrador de tensão (GARCIA, 2015)

## 3.8 Técnica de Caracterização usadas neste trabalho

### 3.8.1 Calometria Exploratória Diferenciada (DSC)

O *DSC* é uma técnica muito utilizada para realizar análises térmicas que dentre suas características se destacam: a sua utilização para medir as temperaturas referentes as mudanças de fases, a capacidade térmica das diversas fases do material e o calor latente referente à transformação.

Tendo em vista essas funções, o *DSC* pode ser utilizado para medir a liberação e absorção de calor das transformações da martensita para Austenita e vice-versa. Uma das vantagens em se utilizar esse método é a pouca quantidade de material que precisa ter para se realizar o ensaio nas ligas de memória de forma (AQUINO et al., 2011).

A base de operação do *DSC* baseia-se na medição da taxa da energia térmica dada a amostra com o intuito de manter constante a taxa de aquecimento ou resfriamento.

O nome diferencial dado ao aparelho pode ser observado na Figura 17. O teste baseia-se da capacidade de poder monitorar duas amostras e realizar a diferença entre elas, sendo que essas amostras se referem a dois recipientes: um vazio que será a referência do ensaio e outro com o material que será analisado. No entanto, muitas vezes há a necessidade de encapsular o material em local inerte para se evitar a oxidação (AQUINO et al., 2011).

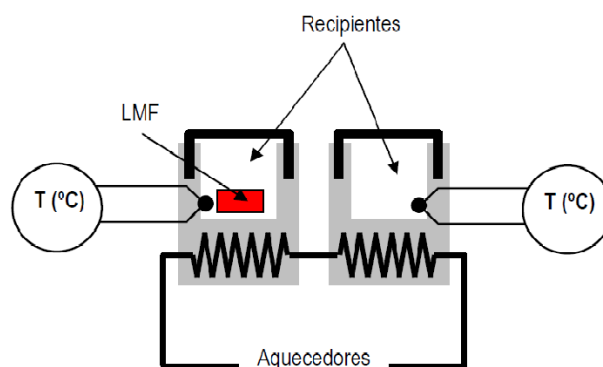


Figura 17 – Esquema de representação de um DSC (AQUINO et al., 2011)

Em se tratando de *SMA's* a Figura 18 mostra curva *DSC*, nela o eixo das ordenadas é representado pela potência ( $W$ ) que descreve a energia precisa para manter constante as taxas de resfriamento e de aquecimento. De forma semelhante, mostra o eixo das abscissas no qual descreve a temperatura na câmara.

Por meio da análise da curva, pode-se constatar que se uma amostra na fase martensítica mesclada for aquecida poderá constatar-se uma mudança de fase reversa na qual possui seu início registrado em  $A_s$ .

Pode-se afirmar que durante essa reação a transformação é endotérmica e solicita a aquisição de calor adicional para a amostra com o intuito de manter a taxa de aquecimento constante. Tanto a variação na energia fornecida quanto o aumento da temperatura estão relacionados à transformação no pico que perdura durante o aquecimento.

Ao longo do resfriamento outro pico é observado, este por sua vez está relacionado com a transformação da austenita para a martensita. Ao se traçar retas tangentes que passam pela região de início e de fim do pico, chega-se aos valores das temperaturas de transição, sendo que o encontro destas tangentes com as linhas da base possibilitam a obtenção das temperaturas. Entende-se que para o cálculo do calor latente relacionado à transformação de fase há a necessidade do cálculo das áreas destas curvas (GHORBANI, 2017).

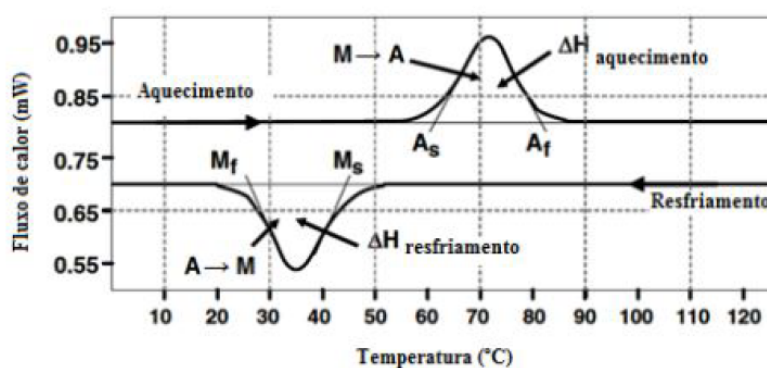


Figura 18 – Temperatura °C (GHORBANI, 2017)

### 3.8.2 Histerese

No transcorrer da transformação a energia livre, além das contribuições químicas, superficiais e elásticas, da austenita e da martensita estão em estado de equilíbrio ao longo da existência das duas fases.

O desenvolvimento da transformação é controlado pela força motriz química e pela energia de deformação elástica contida no material, sendo que a primeira possui como característica o aumento e a diminuição de temperatura e a segunda é gerada durante a transformação reversa, bem como pela força de fricção relacionada ao movimento das interfaces e o surgimento de defeitos.

Portanto, a Histerese térmica é uma característica fundamental relacionada ao procedimento de aquecimento e ao resfriamento das ligas de memória de forma e das combinações feitas com essas ligas. Por consequência, com a composição ou com o processamento da liga, a forma da curva ou a temperatura de transformação podem ser modificadas consideravelmente.

Neste contexto, histerese pode ser entendida como a diferença de transformação do aquecimento e do resfriamento, também pode ser entendida como a diferença de temperatura na qual a amostra se encontra 50% na fase austenítica, no aquecimento, e 50% na fase martensita, no resfriamento (PÉRTILE et al., 2005).

### 3.8.3 Difração de raios X (*DRX*)

A técnica de difração de raios X (*DRX*) tem por finalidade o reconhecimento das fases presentes nos planos. Esta técnica possui como premissa a difração de raios X pelos elétrons dos átomos da amostra. O espectro de raio X está diretamente relacionado com a intensidade do feixe espalhado pelo material de acordo com o ângulo de incidência do feixe sobre a amostra, desse modo a interferência está diretamente relacionada com as ondas difratadas pelos átomos que podem ser construtivas ou destrutivas. Abaixo, na Figura 19 segue o equipamento utilizado para a realização do (*DRX*), este possui a marca SHIMADZU cujo modelo é *XRD* (CASTILHO; SILVA, 2011).



Figura 19 – Difratorômetro (DRX) (CASTILHO, 2017)

### 3.8.4 Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

O Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) tem como característica o uso de um feixe de elétrons de pequeno diâmetro sobre a superfície do material a que se deseja analisar, e à medida que esses elétrons exploram a superfície desse material é gerada a imagem da superfície analisada. A utilização do MEV é de extrema importância, pois fornece informações sobre a microestrutura, morfologia, e identifica os elementos químicos da amostra sólida.

Além disso, o MEV tem como característica uma resolução superior aos instrumentos convencionais que estão na ordem de 2 a 5 nm, já o MEV é apto para adquirir uma resolução superior a 1 nm. O MEV também se destaca por fornecer uma imagem tridi-



mensional das amostras, possibilitando a análise de profundidade e exame com aumentos mínimos.

No presente trabalho fora utilizado um MEV Jeol, JSM-7001F, ver Figura 20, fornecido pelo Laboratório de Metalurgia do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília – UnB para a realização dessa pesquisa (CASTILHO, 2017).



Figura 20 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)(CASTILHO, 2017)

### 3.8.5 Microdureza Vickers

O conceito de dureza que pode ser estendido a esse trabalho é considerar a dureza como uma medida da resistência de um material a uma deformação plástica imposta em algum ponto no material.

O ensaio de dureza se baseia nas premissas de penetração na superfície do metal, por meio da aplicação de uma carga estática através de um penetrador. A medição consiste em registrar a profundidade ou o tamanho da impressão, os quais são relacionados a determinados números de dureza.

A relação entre a profundidade e o número de dureza está relacionada com a tensão

que o penetrador precisa para superar a resistência da superfície do material. Portanto, quanto mais macio for o material mais profundo e maior será a impressão na superfície do material, conseqüentemente menor a resistência da superfície a penetração, sendo assim menor o número de dureza (ALBANO, 2013).

### 3.8.6 Fluorescência de Raio X (*EDX/FRX*)

A análise química por meio de fluorescência de raio X é um método que conserva o material, não o destruindo para obter determinado fim. Esta análise possui como característica a medida da intensidade de raio X que os elementos químicos presentes nas amostras emitem ao serem excitados por uma fonte de raio X. Este efeito tem como explicação a mudança de camadas dos elétrons mais internos ao serem expostos a excitação.

O processo de produção da amostra para ser utilizada no processo de fluorescência de raio X, foi o mesmo utilizado no processo de raio X, ou seja, corte da seção do material a ser analisado posteriormente esse foi embutido e lixado até possuir a espessura de 2 mm. O equipamento utilizado foi o FRX modelo EDX-720, ilustrado na Figura 21, situado no departamento de Química da UnB (CASTILHO, 2017).



Figura 21 – FRX modelo EDX (CASTILHO, 2017)

### 3.8.7 Comportamento da liga de *NiTi* sob tração

Ensaio de tração tem como premissa a aplicação de carga uniaxial que possui seu crescimento gradual até que o material sofra rompimento. Ao término desse ensaio, pode-se obter importantes dados que caracterizam a amostra ensaiada tais como: Limite de Resistência a Tração (LRT), Limite de escoamento (LE) e o módulo de elasticidade (ME); além da identificação do tipo de fratura.

Em se tratando da liga Ni-Ti, a finalidade do ensaio de tração é adquirir curvas de Tensão-Deformação que demonstrem a ocorrência da superelasticidade (GODOI, 2015). A curva de Tensão-Deformação pode ser dividida em 3 regiões as quais são apresentadas na Figura 22.

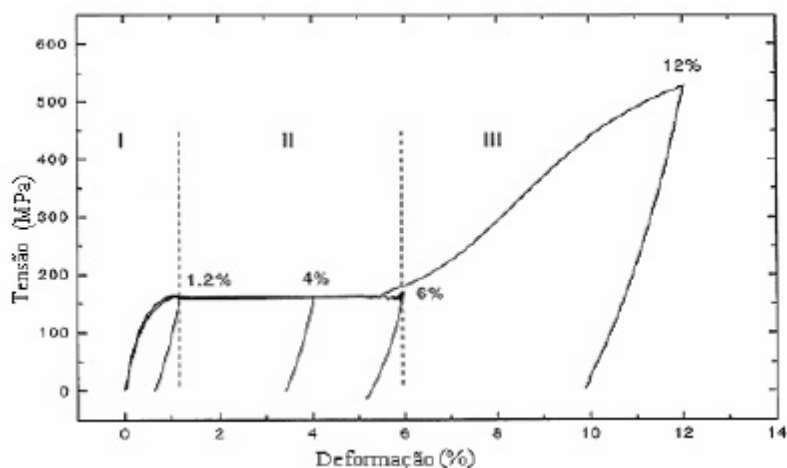


Figura 22 – Curva de deformação de uma barra de Nitinol sob tensão, para várias deformações e descarregamento posteriores (PÉRTILE et al., 2005).

As deformações da Figura 22 podem ser analisada das seguintes formas:

- Na zona um ocorre uma deformação na região inicial do patamar de tensão ( 1,2%);
- A zona dois é chamada de região média do patamar de tensão ( 4%);
- A zona três encontra-se acima do patamar de tensão ( 6%);
- A região 12% situa-se na zona três.

As microestruturas formadas nessas deformações podem ser vistas na Figura 23 respectivamente nas letras A a D.

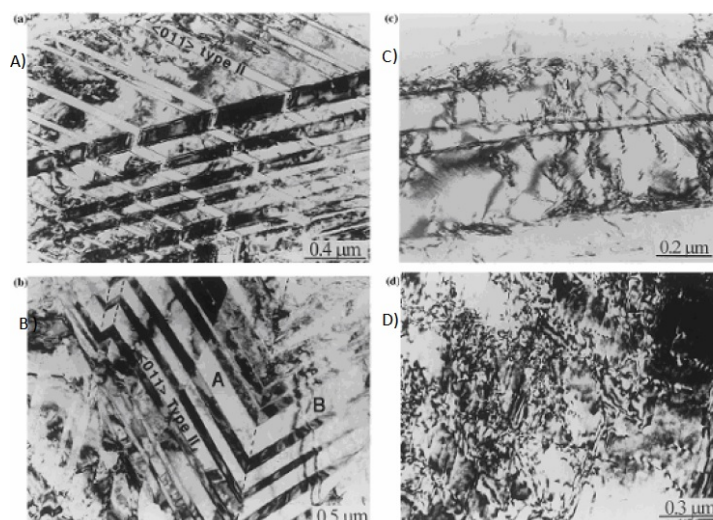


Figura 23 – Micrografia de uma barra de Nitinol após sofrer deformação de a) 1,2 %, b) 4%, c) 6 % e d) 12 % de acordo com as deformações da Figura 22 (PÉRTILE et al., 2005)

## 4 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

### 4.1 Material utilizado

O material utilizado nesse trabalho foi uma liga de ( $Ni_{55} - Ti_{45}$ ), adquirida comercialmente pela empresa Memory Metalle. A liga de Ni-Ti, possui 3,8 mm de diâmetro e 3 metros de comprimento. De acordo com o fabricante, essa liga é composta por 55% de Ni e 45% de Ti.

### 4.2 Fluorescência de Raio X (FRX)

O ensaio de Fluorescência de Raio X teve como propósito a obtenção da composição química da liga utilizada neste trabalho. O ensaio FRX foi feito no Departamento de Química da UnB no equipamento FRX modelo EDX-720, Campus Darcy Ribeiro. Para a realização deste ensaio foi utilizado um corpo de prova, que foi cortado por um alicate hidráulico nas dimensões de 3,8 mm de diâmetro por 3 mm de altura. O corpo de prova foi embutido à frio e em seguida foi lixado com lixas de granulometria 220 e 400. Após este processo o corpo de prova foi lavado com água destilada e por fim foi colocado durante 10 minutos em ultrassom.

### 4.3 Tratamento Térmico (TT)

Segundo o fabricante, para que a liga adquira comportamento pseudoelástico é necessário realizar um tratamento térmico na faixa de temperaturas entre 500 e 550 °C com tempo de encharque podendo variar entre 10 a 20 minutos com posterior resfriamento brusco em água. Considerando que tanto a temperatura como o tempo de encharque modificam as propriedades deste tipo de liga, neste trabalho optou-se por abranger as faixas dadas pelo fabricante. O tratamento térmico foi realizado em forno tipo mufla, com taxa de aquecimento de 10 ° C por minuto nas seguintes temperaturas: 500, 525 e 550 ° C, com tempos encharque de 10, 15 e 20 minutos, exceto na condição de 550 °C por 10 min, totalizando oito amostras tratadas. Na Tabela 1 estão listados os oito tratamentos e a nomenclatura usada para identificação das amostras neste trabalho.

Tempo	Nomenclatura usada para identificação			Meio de Resfriamento
	500 °C	525 °C	550 °C	
10 min	500.10	525.10	.....	Água
15 min	500.15	525.15	550.15	Água
20 min	500.20	525.20	550.20	Água

Tabela 1 – Tabela demonstrativa da temperatura da amostra com seu respectivo tempo de tratamento (Fonte:Própria )

#### 4.4 Microdureza Vickers

Para a realização do ensaio de microdureza, as amostras foram cortadas, logo em seguida embutidas a frio com o intuito de tornar o manuseio mais facilitado. Após este procedimento, os corpos de prova foram lixados na sequencia granulometria de 220, 400, 600, 800 e 1200 e depois polidos com óxido de alumínio (10  $\mu\text{m}$ ), sempre tomando cuidado com a velocidade de rotação e no volume de água adicionado durante o processo, para evitar aquecimento na amostra visto que se trata de material sensível a temperatura. O ensaio de Microdureza VICKERS foi baseado na norma ASTM E384 e realizado no Laboratório de Materiais, Campus FGA-UnB.

Foi realizado o ensaio de Microdureza, com uma carga de 200 gf (HV 0.2) e tempo de endentação de 15 segundos. Em cada amostra foram realizadas tres endentações, para que fosse calculada a média e o desvio padrão das três medições.

#### 4.5 Calorimetria Diferenciada de Varredura (DSC)

O ensaio de DSC teve como objetivo medir a quantidade de calor absorvida ou emitida ao longo da mudança de fase da liga Ni-Ti (GODOI,2015), tendo assim uma indicação das possíveis temperaturas de transformação de fase da liga Ni-Ti.

A calorimetria Exploratória Diferenciada foi realizada no Departamento de Engenharia Mecânica da UnB. Para a realização desse ensaio foram utilizadas as oito amostras listadas na tabela 1 que foram submetidas a tratamento térmico. O DSC também foi realizado em uma amostra sem tratamento térmico para se obter uma referência de análise.

Após o fim de cada tratamento térmico, foram geradas curvas de fluxo de calor por temperatura, as quais indicaram processos endotérmicos e exotérmicos, que podem ser associados às temperaturas de transformação de fase direta: Austenita e Martensita e transformações de fase reversa: Martensita-Austenita.

Para a realização do ensaio foi utilizado um calorímetro modelo DSC 8500 da marca Per-kinElmer, situada no laboratório de materiais inteligentes da UnB, as análises dos dados foram realizadas pelo software Pyris. Este calorímetro possui um range de operação

de  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  a  $750\text{ }^{\circ}\text{C}$  e dois fornos. Em um forno é colocada a amostra que se deseja analisar e no outro uma amostra de referência, esse método aumenta a precisão das medidas por meio da diferença de fluxo de calor entre as amostras.

As condições de ensaio, programadas foram:

- 1-Estabilização inicial a uma temperatura de  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  durante 1 min.
- 2-Primeiro ciclo de aquecimento de  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  até  $30\text{ }^{\circ}\text{C}$ , com passo de  $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ .
- 3-Estabilização a temperatura de  $30\text{ }^{\circ}\text{C}$  durante 1 min.
- 4-Iniciação do ciclo de resfriamento de  $30\text{ }^{\circ}\text{C}$  até  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  com passo de  $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ .
- 5-Estabilização a temperatura de  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  durante 1 min.

## 4.6 Histerese Térmica

Para a realização da análise de histerese térmica foi, necessário analisar os dados obtidos pelo ensaio DSC, após isso, foram gerados gráficos indicando os possíveis temperaturas de início e fim das transformações de fase: Martensita- Austenita e Austenita- Martensita.

O ensaio de Histerese térmica ou  $\Delta HT$  foi realizado com as amostras selecionadas no ensaio DSC. O valor referente a Histerese de cada amostra foi calculado pela diferença entre a temperatura média de  $\frac{A_s - A_f}{2}$  e  $\frac{M_s - M_f}{2}$  (HERRERA, 2014). Na Figura 24 pode-se visualizar por meio de um gráfico, a histerese térmica da fração volumétrica da Martensita em função da temperatura.

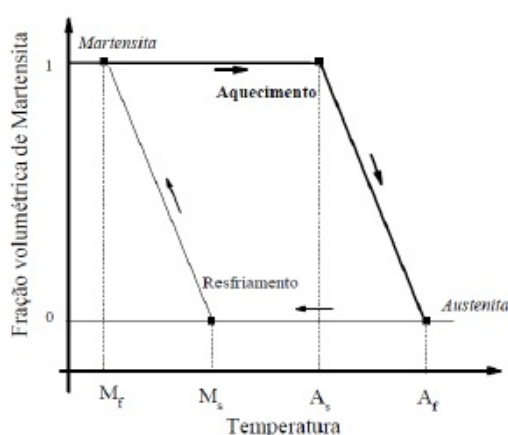


Figura 24 – Desenvolvimento do processo de transformação de fase das SMA (ALBANO, 2013) .

onde:

- Temperatura Austenita fina ( $A_f$ );

- Temperatura Austenita Inicial ( $A_s$ );
- Temperatura Martensita final ( $M_f$ );
- Temperatura Martensita Inicial ( $M_i$ ).

## 4.7 Difração de raio X (DRX)

Este ensaio teve como propósito a identificação das fases cristalinas presentes na amostra antes e depois do tratamento térmico. O DRX baseou-se na difração de fótons de raio X na superfície da amostra estudada.

O espectro de raio X pode ser relacionado com a medida da intensidade do feixe distribuído pelo material de acordo com o ângulo de incidência do feixe sobre a amostra. Desse modo, essa intensidade surge por causa de interferências de ondas difratórias construtivas e destrutivas. O ensaio DRX foi realizado no Departamento de Geologia da UnB, pelo difratômetro de Raio X, da marca SHIMADZU modelo XRD 600.

Os corpos de provas utilizados nesse ensaio foram preparados na forma de discos de 3,8 mm de diâmetro e 1,5 mm de espessura. Após a realização dos cortes, os corpos de provas foram lixados nas sequências de granulometria 220, 320 e 400 e, posteriormente, lavados como descrito anteriormente no item 4.4. Para a realização da Difração de Raio X os seguintes parâmetros foram levados em consideração:

- Varredura de  $0 - 2\Theta$  (Bragg-Brentano).
- Ângulo rasante com tubo de raio X fixo em  $5^\circ$  com detector em  $2\Theta$ .
- Faixa de leitura 10 a  $805^\circ$  em  $2\Theta$ .
- Velocidade de leitura de 1,00 grau/min.

## 4.8 Ensaio de Tração

O teste de tração foi realizado no laboratório de Materiais Campus FGA – UnB. A máquina utilizada para a realização do ensaio foi a Instron 8800, por meio interface BlueHill 2. Foram realizados dois ensaios de tração com o uso de Extensômetro.

O primeiro foi realizado na amostra como recebida (sem tratamento térmico), com velocidade de carregamento de 0,1 (mm/min) durante todo o ensaio. O segundo corpo de prova ensaiado, amostra 525.10, por ter apresentado propriedades pseudoelásticas, o ensaio de tração seguiu a norma ASTM F2516, a qual estabelece as condições para o ensaio de tração para a liga Ni-Ti. Essas orientações estão indexadas na Tabela 2. Ambos os ensaios de tração foram realizados até a ruptura.

Etapa	Procedimento	Velocidade de Deslocamento (mm/mim)
1	Carregar até 6% da deformação	0,01
2	Descarregar até 7 MPa	0,01
3	Carregar até a ruptura	0,1

Tabela 2 – Estrutura do ensaio de tração, segundo a norma ASTM F2516.

#### 4.8.1 Teste de Fadiga Funcional

O objetivo da utilização deste teste foi compreender e analisar o comportamento da liga Ni-Ti ao ser submetida a carregamentos cíclicos ao longo de determinado tempo, analisando o comportamento da Histerese Mecânica e da tensão máxima e mínima alcançada ao longo de cada ciclo.

Este ensaio foi efetuado na máquina Instron, por meio do software BlueHill 2. Para a realização dessa análise foi utilizado os dados obtidos no ensaio fadiga na presença de concentrador de tensão. Foram analisados apenas os 50 primeiros ciclos das deformações: 2, 4, 6 e 8%.

O teste de fadiga funcional foi realizado em 4 corpos de provas nas dimensões de 50 mm de comprimento e 3,8 mm de diâmetro, na velocidade de deformação de 50 mm/min. Essa velocidade foi mantida em todos os ciclos, nas deformações: 2, 4, 6 e 8%.

#### 4.8.2 Fadiga Estrutural na Presença de Concentrador de Tensão

Os corpos de prova foram cortados no comprimento de 50 mm e não foram usados. Sendo assim, não houve uma zona útil definida no corpo de prova. A falta de uma região útil com diâmetro menor fez com que as marcas no cp, advindas do contato das garras da máquina de ensaio, se tornassem concentradores de tensão. Após a realização dos 50 ciclos relacionados à fadiga funcional, o ensaio de fadiga continuou até a fratura. Sendo observado que o rompimento ocorreu próximo as garras evidenciando pontos de concentradores de tensão.

Após a etapa experimental foi realizada a análise analítica dos resultados. Para isso foi utilizada a equação de *Coffin–Manson* e comparada com os resultados experimentais  $\frac{\Delta\epsilon}{2}$  em função do número de ciclos.

### 4.9 Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

Este trabalho foi realizado utilizando o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) Jeol, JSM-7001F, situado no Laboratório de Materiais do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília – UnB. As amostras que foram submetidas ao MEV, foram cortadas para serem analisadas todas as superfícies de fratura.



## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Caracterização do Material

#### 5.1.1 Composição Química por Fluorescência de Raio X (FRX)

A composição química da liga Ni-Ti informada pelo fabricante está relacionada na Tabela 3. O resultado obtido via fluorescência de raio X (FRX), informou uma pequena diferença entre os valores informados pelo fabricante e os obtidos por FRX. A análise FRX constatou a presença de Silício que pode ser oriundo do processo de lixamento ao qual foi submetido a amostra.

Componente	FRX	Fabricante
Ni	56,9%	54,8 a 55%
Ti	42,2%	44,5 a 45%
Al	0,5%	0,5 %
Fe	0,15%	0,005%
Si	0,25%	

Tabela 3 – Composição da liga NiTi

#### 5.1.2 Microdureza Vickers

Os valores referentes à microdureza das nove amostras em estudo, tratadas e de referência podem ser visualizados na Figura 25. Observa-se na figura que o valor máximo de microdureza, 315 HV, foi obtido para a amostra de referência. Esse comportamento pode ser justificado, pois esta amostra vem endurecida pelo próprio processo de fabricação, tratamento termomecânico e trabalho a frio. Nas amostras tratadas, verifica-se uma queda no valor da microdureza. Tal fato justificado pelo possível alívio de tensões que pode ocorrer durante o tratamento térmico. Outra justificativa que pode ser destacada para essa queda no valor da dureza, deve-se, possivelmente, ao aumento do tamanho grão por efeito do envelhecimento (Villamarin, 2013), sendo que este fato precisa ser demonstrado. O gráfico representado pela Figura 25 indica os valores médios obtidos e seu respectivo desvio padrão que podem ser consultados no apêndice A.

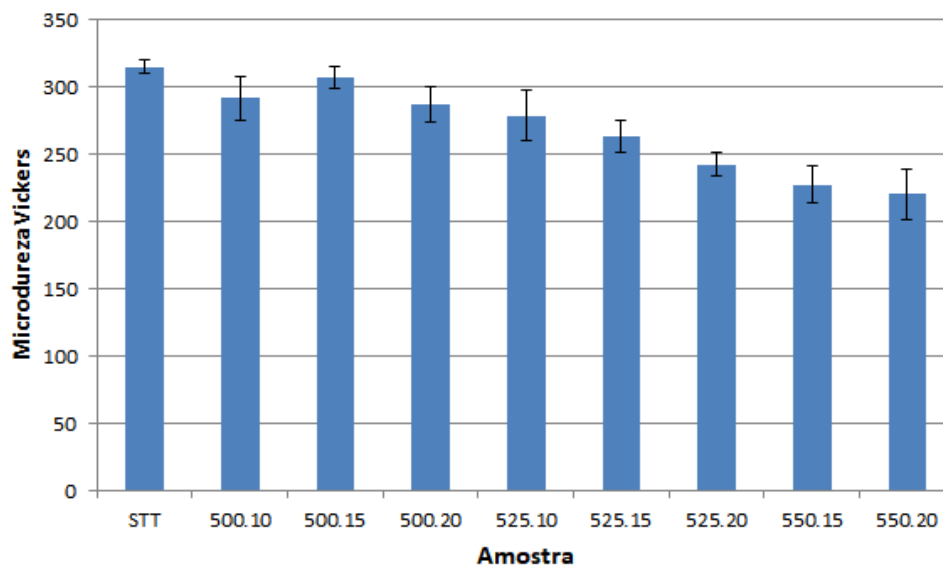


Figura 25 – Resultado de Microdureza Vickers

### 5.1.3 Calometria Diferencial Exploratória (DSC)

A análise do ensaio de Calorimetria Diferencial Exploratória (DSC) foi realizada com as nove amostras. Os gráficos de DSC são de Fluxo de Calor por Temperatura em que a presença de eventos exotérmicos ou endotérmicos indicam as possíveis transformações de fase. O ensaio DSC, realizado na amostra STT, pode ser visualizado na Figura 26.

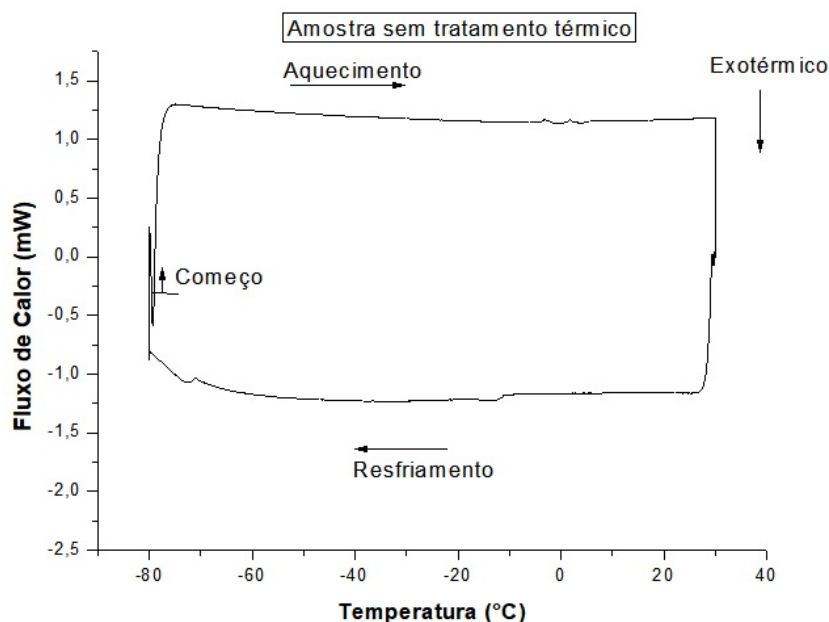


Figura 26 – Gráfico de DSC da amostra STT

Por meio da análise DSC da amostra STT, constata-se que ela não apresentou eventos exotérmicos ou endotérmicos que indicassem possíveis transformações de fase, demonstrando a ausência de propriedades pseudoelásticas.

Na figura 27 é possível visualizar o resultado DSC da amostra 500.10. É possível, ainda, visualizar no aquecimento o primeiro evento endotérmico a temperatura de 11,23 °C indicando uma possível transformação de fase Martensita (B19) - Austenita (B2), já no resfriamento nota-se três eventos exotérmicos nas temperaturas de 6,64, -48 e -65,24 °C indicando respectivamente as possíveis transformações de fase reversa Austenita (B2)- $R_1$ ,  $R_1$ - $R_2$  e  $R_2$ -Martensita (B19). Os gráficos DSC das amostras 500.15, 500.20, 525.10, 525.15, 525.20, 550.15 e 550.20 podem ser consultados no apêndice B.

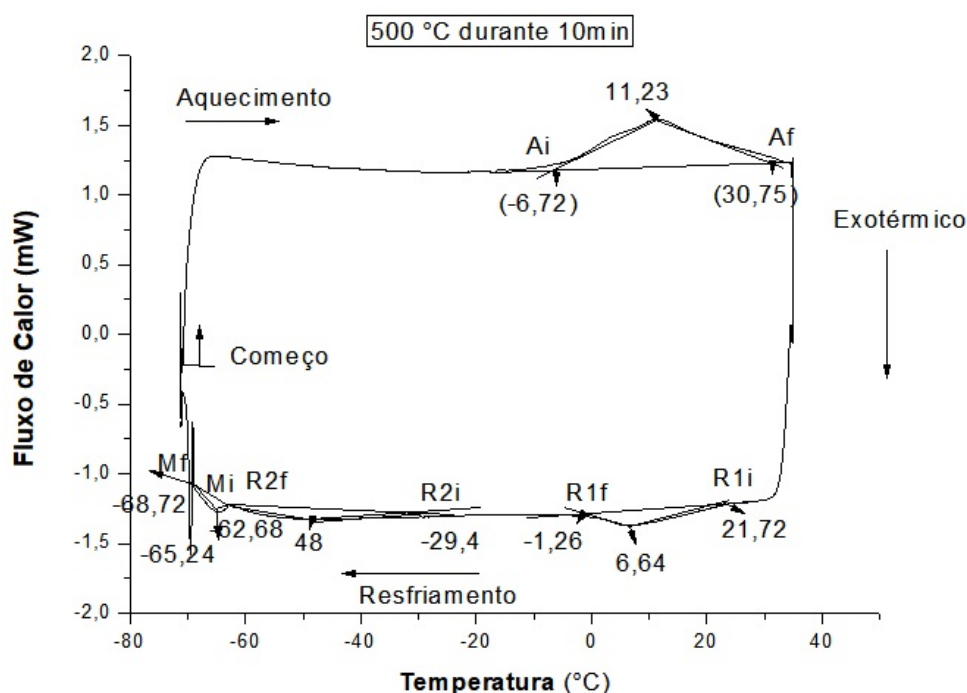


Figura 27 – Gráfico de DSC da Amostra 500.10

Ao realizar as análises de DSC em todas as amostras de estudo, gerou-se a tabela 4 na qual são indicadas as temperaturas iniciais e finais das possíveis transformações de fase Austenita e Martensita.

Amostra Temperatura (° C).Tempo (min)	$A_i$ (° C)	$A_f$ (° C)	$M_i$ (° C)	$M_f$ (° C)
500.10	-6,72	30,75	-62,8	-68,72
500.15	1,71	19,51	-61,2	-68,8
525.10	-11,39	8,42	-62,8	-71,85
525.15	-10	7,94	-43,25	-70,42
525.20	-13	0,16	-47,9	-68,17
550.15	-12,19	0,83	-40,35	-60,9
550.20	-13,59	-1,42	-39,27	-60,63

Tabela 4 – Tabela expositiva das temperaturas de transformação de fase das amostras em estudo (Fonte:Própria).

Da tabela 4 destaca-se que as temperaturas de transformação de fase direta e reversa são modificadas conforme mudam-se a temperatura e o tempo de tratamento térmico. De forma particular, a temperatura  $A_f$  para a amostra 500.10 é 30,75 °C tem uma queda acentuada para -1,42 quando comparada com a amostra 550.20. Com o intuito de evitar possíveis transformações de fase espontâneas a temperaturas próximas à temperatura ambiente (25 °C), foram selecionadas as seguintes amostras: 525.10, 520.15, 525.20, 550.15 e 550.20. Como resultado, as amostras por possuírem temperatura  $A_f$  menor do que a temperatura ambiente são candidatas para serem aplicadas em acopladores.

#### 5.1.4 Histerese Térmica

A análise de Histerese Térmica foi realizada com o intuito de calcular a energia envolvida na transformação de fase. Amostras que possuem histerese grande são recomendadas para finalidades que necessitem de recuperação de forma em grande escala, como por exemplo acopladores que é a finalidade desse trabalho de conclusão de curso. Por outro lado, as amostras que possuem histereses pequenas são recomendadas para sistemas que absorvem vibrações, como por exemplo sensores e atuadores (TÉRMICO, 2011).

A histerese  $\Delta HT$  foi calculado pela diferença entre a temperatura média de  $\frac{A_i - A_f}{2}$  e  $\frac{M_i - M_f}{2}$  (HERRERA, 2014). Esse cálculo foi realizado nas cinco amostras que apresentaram temperatura final de transformação de fase Austenita menor do que a temperatura ambiente. Seus valores referentes a  $\Delta HT$  estão indexados na Tabela 5. Desse modo, pode-se constatar que a amostra 525.10 apresentou maior histerese do que as outras, sendo esta destacada para as próximas caracterizações. Esse aumento de histerese pode ser atribuído à transformação de fase intermediária, fase R, que foi constatada na análise DSC (HERRERA, 2014).

<b>Amostra Temperatura °C . Tempo (min)</b>	<b><math>\Delta HT</math> ° C</b>
525.10	65,84
525.15	55,8
525.20	51,61
550.15	44,95
550.20	42,44

Tabela 5 – Tabela referente as áreas de Histerese (Fonte=Própria) .

Os gráficos das amostras acima referentes à análise Histerese térmica podem ser visualizados por meio do Apêndice C.

### 5.1.5 Difração de Raio X (DRX)

Por meio de estudos sobre a estrutura Cristalina da Austenita nas ligas de NiTi, chegou-se a conclusão que esta liga apresenta uma estrutura cúbica do tipo *B2* na qual exibe como principais características: maior rigidez, dureza elevada e menor flexibilidade em comparação com a estrutura Cristalina Martensita (CASTILHO; SILVA, 2011).

A Difração de Raio X (DRX) foi realizada nas amostras STT e 525.10 com o intuito de comparar e analisar as mudanças ocorridas na liga Ni-Ti ao ser submetida ao tratamento térmico. A Figura 28 apresenta o difratograma obtido da amostra STT. Pela Figura 28 é possível identificar o principal pico de difração da Austenita (110) localizado em  $2\theta = 42^\circ$ , além da presença do pico de difração referente à Martensita B19 localizada no plano (022) localizada em  $2\theta = 60^\circ$ . Essa avaliação foi possível pela comparação direta com a base de dados JSPDS 88-2326 e 75-0878, respectivamente disponíveis no software Search-Match.

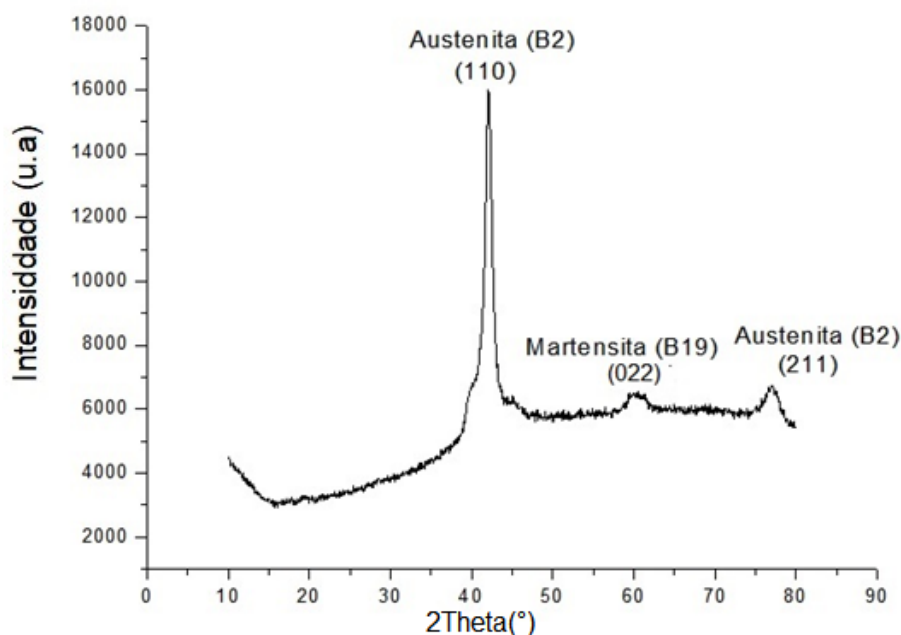


Figura 28 – Difratograma da liga (Ni-Ti) Sem Tratamento Térmico (STT) (Fonte: Própria).

A segunda análise do DRX foi realizada na amostra 525.10, cujo difratograma é mostrado na Figura 29. Verifica-se na Figura 29 que mesmo depois do tratamento térmico, há picos de difração referentes a Martensita (111) e (022). A presença desses picos de difração pode está relacionada à Martensita induzida por tensão B19 proveniente do corte e do lixamento do corpo de prova no momento da preparação para a análise

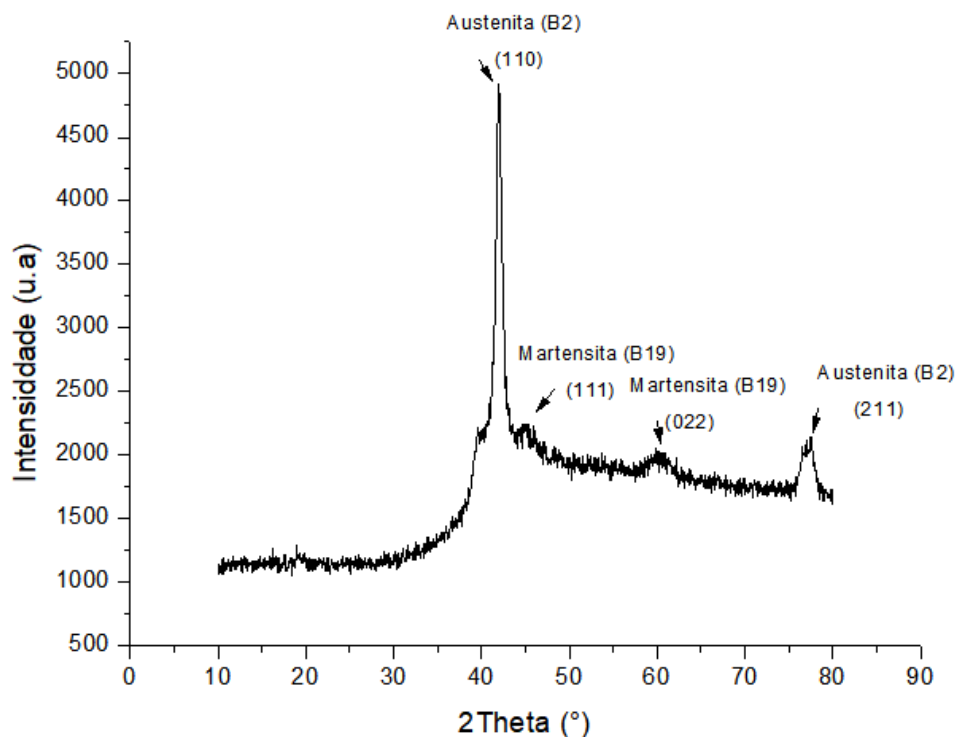


Figura 29 – Difratograma da Amostra 525.10 (Fonte: Própria).

### 5.1.6 Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi realizado nas amostras STT e 525.10 com a finalidade de comparar e analisar as mudanças ocorridas no comportamento mecânico da liga Ni-Ti ao ser submetida ao tratamento térmico. A Figura 30 apresenta o resultado do ensaio de tração referente a amostra STT. Comprova-se com base na Figura 30, a ausência de propriedades pseudoelásticas, fato que está em concordância com o resultado obtido por meio do ensaio DSC.

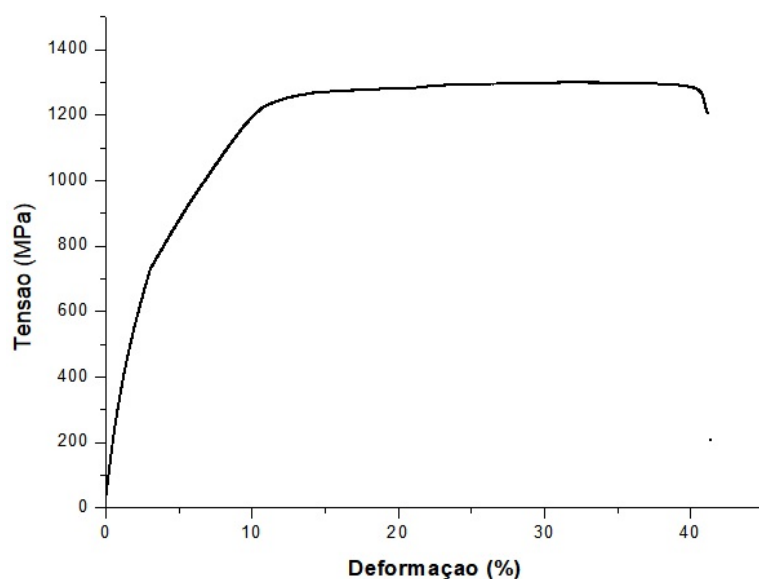


Figura 30 – Curva Tensão-Deformação da Amostra STT (Fonte:Própria)

Por meio da análise do ensaio de tração extraiu-se importantes características mecânicas da amostra STT, tais como: Tensão Ruptura (1207 MPa), Módulo de Elasticidade (23,7 GPa), Limite de resistência a tração (1297 MPa) e Deformação de 42%.

Destaca-se da Figura 30 uma grande deformação (30%) sem aumento aparente da tensão. Tal deformação pode ser atribuída provavelmente a Martensita induzida por tensão. A curva Tensão-Deformação, referente à amostra 525.10, está representada na Figura 31. Vê-se nesta Figura o comportamento pseudoelástico da liga NiTi.

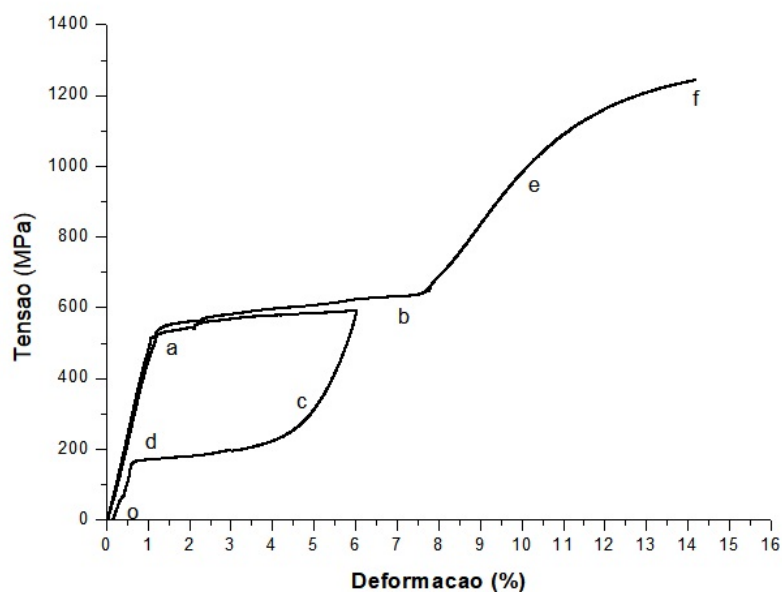


Figura 31 – Curva de Tensão-Deformação da amostra 525.10 (Fonte=Própria).

O trecho demarcado de ( $o - a$ ) está relacionado ao início da deformação elástica

da fase Austenítica. Com o aumento da tensão chegou-se a um ponto crítico (ponto *a*), chamado de tensão crítica, que indica o início da formação de Martensita. Neste ponto a Austenita se torna instável e a Martensita induzida por tensão inicia a nucleação. Ao se aproximar do ponto (*b*) praticamente toda a Austenita se transformou em Martensita

Ao diminuir a tensão atuante sobre o corpo de prova, trecho (*b – c*), observa-se o descarregamento elástico da fase Martensita. No ponto (*Pontoc*) a Martensita se torna instável alcançando valores inferiores ao nível crítico, chamada de tensão crítica de transformação reversa Martensita-Austenita.

Ao alcançar o ponto (*d*), espera-se que toda a Martensita induzida por tensão se torne Austenita, fechando o laço de Histerese. Esse laço de Histerese Mecânica evidencia um comportamento pseudoelástico típico de uma liga Ni-Ti. Particularmente a amostra 525.10 alcançou uma deformação de 6% e retornou ao formato original ao se retirar a carga atuante sobre ela.

Ao alcançar o ponto (*d*) espera-se que toda a Martensita induzida por tensão se torne Austenita, fechando o laço de Histerese. Esse laço de Histerese Mecânica evidencia um comportamento pseudoelástico típico de uma liga (Ni-Ti). Particularmente a amostra 525.10 alcançou uma deformação de 6% e retornou ao formato original ao se retirar a carga atuante sobre ela.

Continuando o ensaio, trecho (*b–e*) tem-se a deformação elástica da Martensita em paralelo com a transformação da Austenita residual em Martensita. A partir do (*Pontoe*) tem-se a deformação plástica da Martensita, até que se alcance o ponto (*f*) onde ocorre a ruptura do corpo de prova (SILVA, 2016). Os principais resultados obtidos da curva Tensão-Deformação, são listados a seguir:

- Tensão de Ruptura= 1243 (MPa).
- Módulo de Elasticidade da Austenita ( $E_A$ ) = 63,2 (GPa).
- Módulo de Elasticidade da Martensita ( $E_M$ ) = 16,19 (GPa).
- Tensão de Escoamento= 1050 (MPa).
- Porcentagem de Deformação<sub>0</sub>= 14,94 %
- Limite de Resistência a tração (LRT)= 1243 (MPa).

Outro resultado que merece destaque é a presença de dois módulos de elasticidade no ensaio de tração da amostra 525.10. Um relacionado à zona em que prevalece a fase Austenita e outro relacionado à zona da fase Martensita. Este resultado está de acordo com o esperado e está em plena concordância com o reportado na literatura (GODOI, 2015).



### 5.1.7 Fadiga Funcional e Fadiga Estrutural na presença de concentrador de tensão

A análise de Fadiga foi dividida em duas etapas: de início foi analisado a Fadiga Funcional da amostra 525.10, depois foi descrito a Fadiga estrutural na presença de concentradores de Tensão.

#### 5.1.7.1 Fadiga Funcional

A fadiga funcional da amostra 525.10 foi avaliada através do levantamento de curvas de tensão aplicada para impor a amplitude de deformação desejada versus deformação até completar 50 ciclos, para cada condição de ensaio estudada. Os resultados obtidos podem ser avaliados na Figura 32 para a amostra com 2% de deformação. Os resultados dos demais ensaios podem ser visualizados no apêndice D. De uma forma geral, observa-se que a tensão aplicada para causar a deformação solicitada teve um leve aumento em sua magnitude para as deformações de 2, 4, 6 e 8%, respectivamente nas porcentagens de 6, 1, 0,5 e 20%. Este fato pode ser justificado devido ao processo de encruamento (endurecimento) gerado pelo acúmulo de defeitos durante a ciclagem mecânica (CATORCENO; LINA, 2013). Verifica-se também que a tensão aplicada aumenta à medida que a amplitude de deformação imposta nos ensaios aumenta.

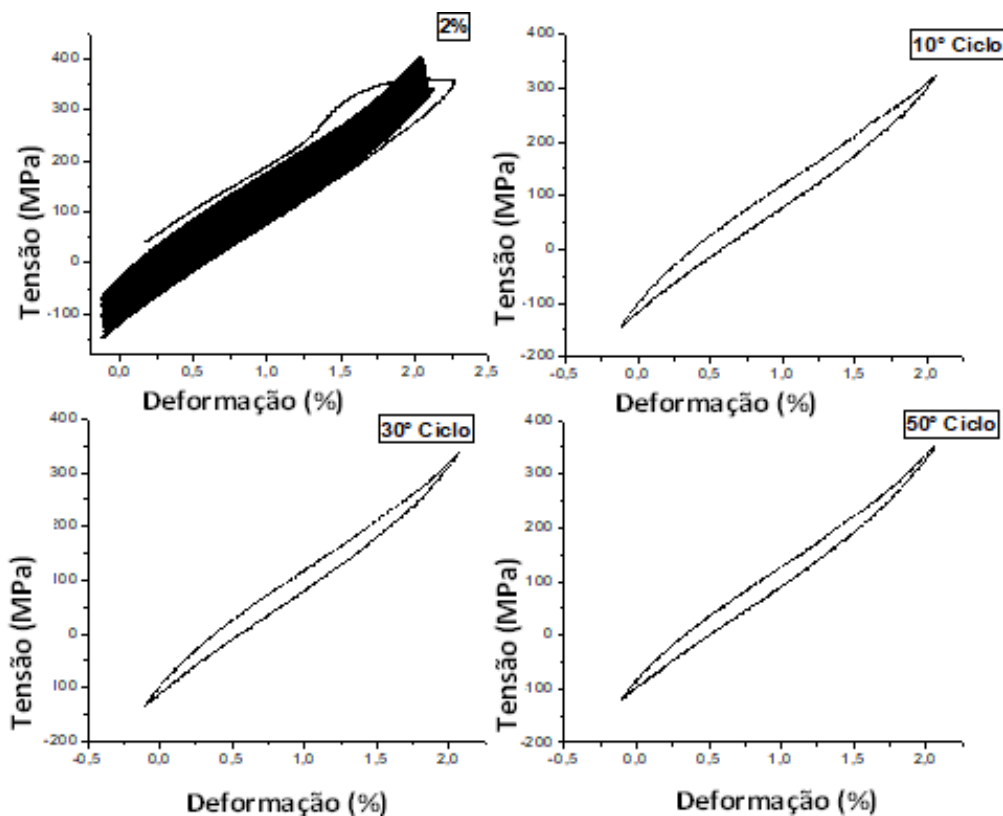


Figura 32 – Curva Tensão-deformação para ciclos a deformação de 2% (Fonte=Própria)

Em todas as Figuras, nota-se que ao final da ciclagem a liga não retornou ao seu comprimento inicial, indicando a presença de uma pequena deformação residual para as deformações de 2, 4, 6 e 8%, respectivamente nas porcentagens de 0,2, 0,45, 0,54 e 2%. O surgimento dessa deformação residual possivelmente adveio de escorregamentos microestruturais surgidos devido a rápida perda de rigidez (COURA, 2016). Outra característica que merece atenção é a redução da área de histerese. Para um melhor entendimento da diminuição dessa área são estudadas as mudanças ocorridas nos 10°, 30° e 50° ciclo de cada figura. Na figura 33 comprova-se a diminuição da área de histerese ao longo do 10°, 30° e 50° ciclo para as deformações de 2, 4, 6 e 8% apesar de as deformações de 6 e 8% são mais acentuadas, pois têm, respectivamente, redução de 24% e 41% em relação ao primeiro ciclo. De fato, para pequenas amplitudes de deformação, 2 e 4%, não há perda da funcionalidade desse tipo de liga.

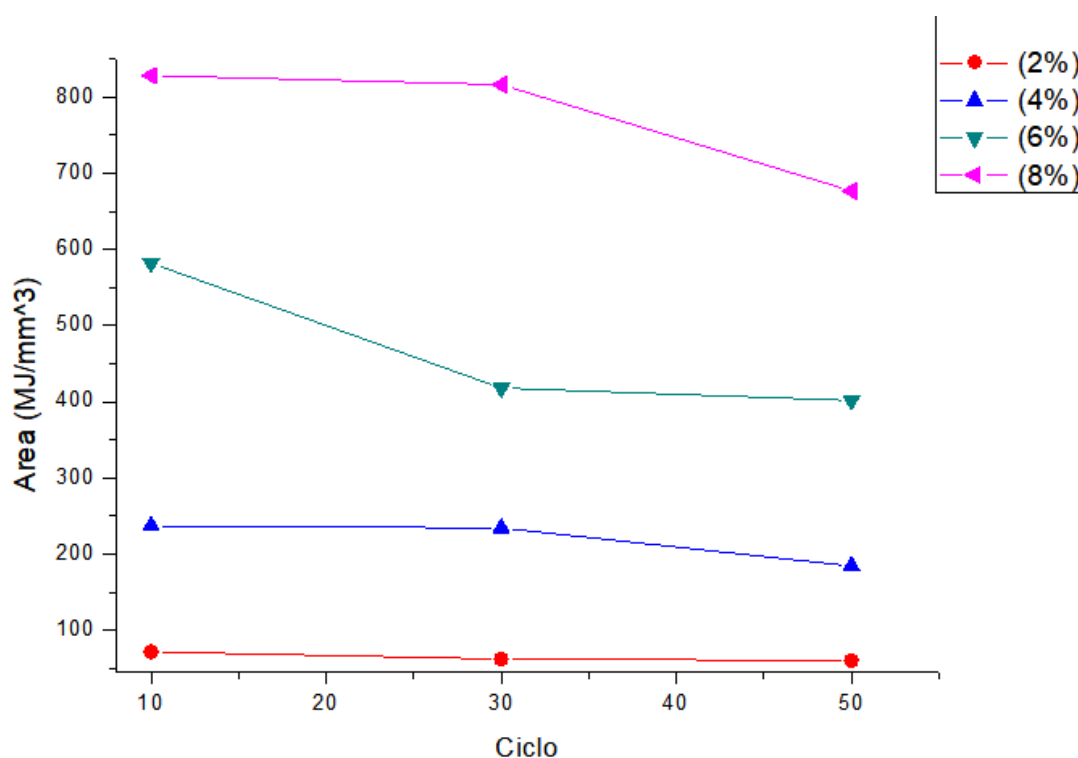


Figura 33 – Representação da análise de histerese da amostra 525.10 (Fonte= Própria)

### 5.1.8 Fadiga Estrutural na presença de Concentrador de Tensão

O resultado referente à fadiga estrutural está representado na Figura 34. Cabe ressaltar que durante os ciclos de carregamento cíclico, a ruptura se deu na região próxima ao contato entre a máquina de ensaio e o corpo de prova. Visualmente, verifica-se que nessa região de contato foram geradas ranhuras de contato. Essas ranhuras se tornaram concentradores de tensão em que as cargas cíclicas atuantes são amplificadas promovendo a nucleação e propagação de trincas que podem ao final causar falha por fadiga. Na

figura, percebe-se que à medida que a amplitude de deformação aumenta há uma redução significativa no número de ciclos até a fratura. Esse fato é melhor observado na tabela 6.

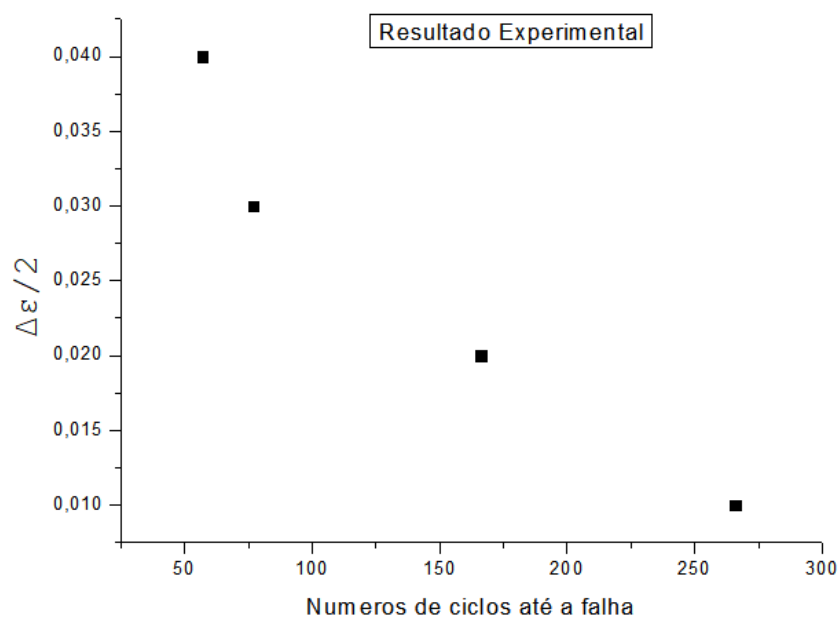


Figura 34 – Representação do resultado de fadiga obtido experimentalmente na presença de concentrador de tensão (Fonte = Própria)

Uma análise analítica foi realizada tomando como base a equação de Coffin-Manson (MEGGIOLARO, 2002) na qual se relaciona a amplitude de deformação com a quantidade de ciclos até a ruptura. Pontua-se que o resultado experimental difere dos resultados analíticos. Esse comportamento pode ser atribuído à presença de concentradores de tensão constatados na realização do ensaio. Dessa maneira, o resultado analítico evidenciou para amplitudes de deformação de 2% um número de 79000 ciclos até a ruptura. Já quando a amplitudes de deformação é menor, o número de ciclos até a ruptura diminui, consideravelmente, variando em torno de 1500 ciclos. Para deformações de 8%, o número de ciclos até a fratura é em torno de 140. Esses valores analíticos se encontram indexados na tabela 6.

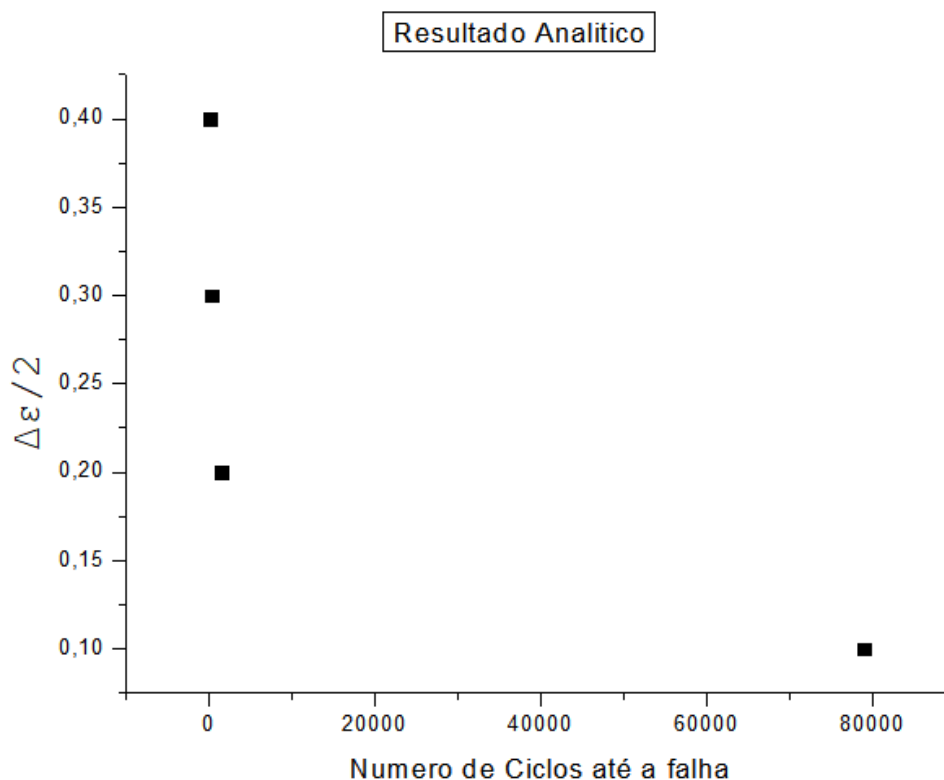


Figura 35 – Resultado Analítico, calculado para a amostra 525.10 (Fonte= Própria)

$\frac{\Delta \epsilon}{2}$	Resultado Experimental	Resultado Analítico
0,1	266	79000
0,2	166	1570
0,3	77	350
0,4	57	147

Tabela 6 – Tabela referente as áreas de Histerese (Fonte=Própria) .

Analisando os dados indexados na tabela 6, pode-se destacar que quando as deformações são grandes, ( $\frac{\Delta \epsilon}{2} = 0,4$ ) os resultados analíticos e experimentais diferem em mais do 99%. Porém essa diferença não é tão expressiva quando comparada com pequenas deformações ( $\frac{\Delta \epsilon}{2} = 0,1$ ) em que a diferença é 61%. Devido à essa discrepância no comportamento cíclico, apura-se que os concentradores de tensão oriundos do contato entre a máquina e o fio influenciam de forma negativa a vida em fadiga deste tipo de liga.

## 5.1.9 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

### 5.1.9.1 Análise da fratura do Ensaio de Tração

Após a realização do ensaio de Tração foi analisada superfície da fratura das amostras STT e 525.10 por meio do uso do MEV. Na Figura 36 é possível visualizar a superfície da fratura da amostra STT.

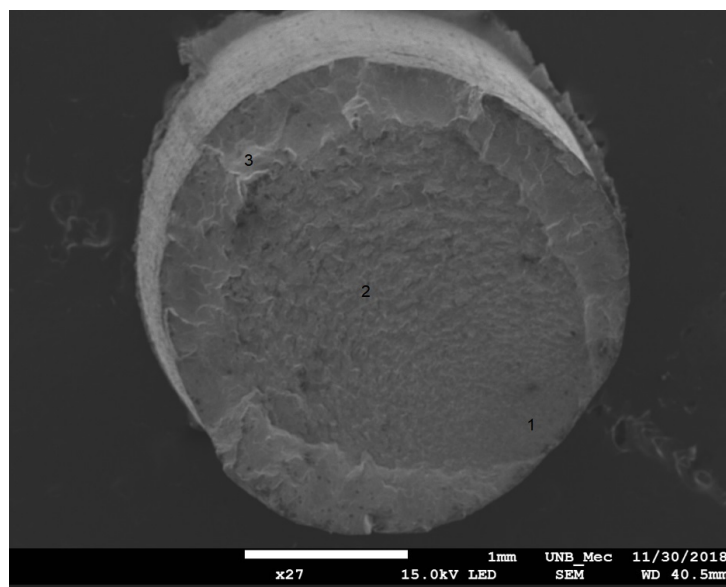


Figura 36 – Fratura da amostra STT submetida ao ensaio de tração (MEV 27x).

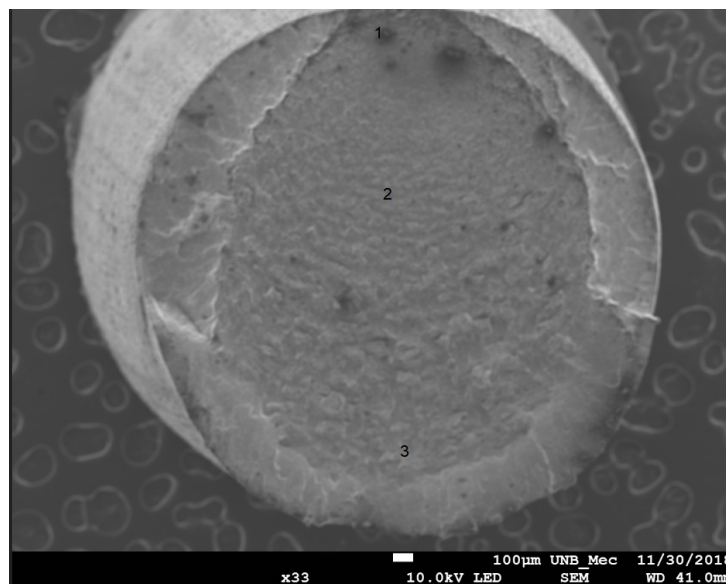


Figura 37 – Fratura da amostra 525.10 submetida ao ensaio de tração (MEV 33x).

As imagens das Figuras referentes à amostra STT e 525.10 foram marcadas com os números de um a três com o intuito de facilitar a indicação dos pontos na imagem. Por meio da análise das figuras, certifica-se:

- Na região 1 e 2, ponderam-ser observados a nucleação, crescimento das microcavidades e a presença de uma região fibrosa.
- Fratura taça-cone, representada pela zona 3, geralmente apresenta a formação da zona cisalhada a 45 ° da superfície.

De um modo geral não foram encontrados diferenças significativas entre as características da superfície da fratura da amostra STT e 525.10. Foi observado em ambas as análises que a fratura se deu de forma dúctil do ponto de vista macroscópico pelo surgimento de microcavidades e pela presença de fibras.

### 5.1.10 Análise da Fratura de Fadiga

Após o ensaio de Fadiga Estrutural, na presença de concentradores de tensão, foram realizadas as análises das fraturas com o intuito de averiguar se as características das fraturas por fadiga estavam presentes.

Para a realização das análises das fraturas contou-se com o auxílio do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). O objetivo dessa análise foi buscar nas imagens as características das fraturas por fadiga, tais como: nucleação da trinca, propagação da trinca e ruptura.

As análises da fratura por fadiga foram realizadas com as 4 amostras 525.10, submetidas ao ensaio de fadiga estrutural nas porcentagens de deformação durante o ensaio de 2, 4, 6 e 8%. As imagens referentes à análise da fratura desses ensaios podem ser vistas abaixo. Assim, na Figura 38, é possível analisar a fratura da amostra 525.10 submetida à deformação de 2%.

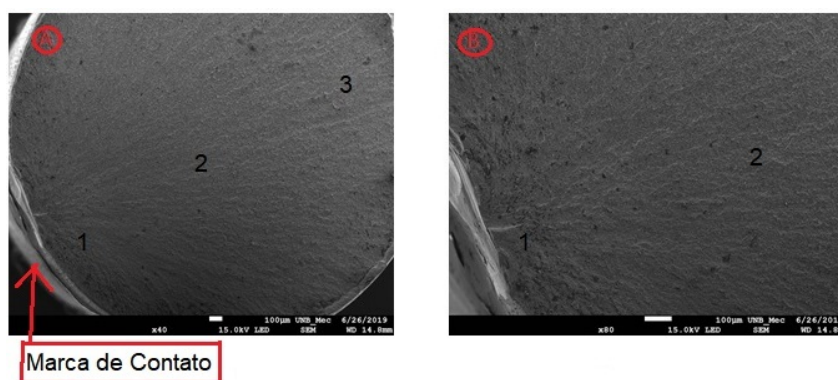


Figura 38 – Fratura da amostra 525.10 submetida a ensaio de Fadiga a deformação de 2% (MEV-A25x,B40x e C10000x).

As imagens dessa figura foram marcadas com os números de um a três a fim de facilitar a indicação dos pontos na imagem. Por meio da análise dessa figura pode-se observar:

- A região próxima ao número 1 representa a iniciação da trinca (Concentrador de Tensão) localizada na marca de contato fio com fio.
- A área do número 2 representa a região de propagação estável da trinca que se propaga de forma concêntrica ao número 1.
- A região próxima ao número 3 representa a zona da fratura.

Na Figura 39 é possível observar a fratura da amostra 525.10 submetida à deformação de 4%.

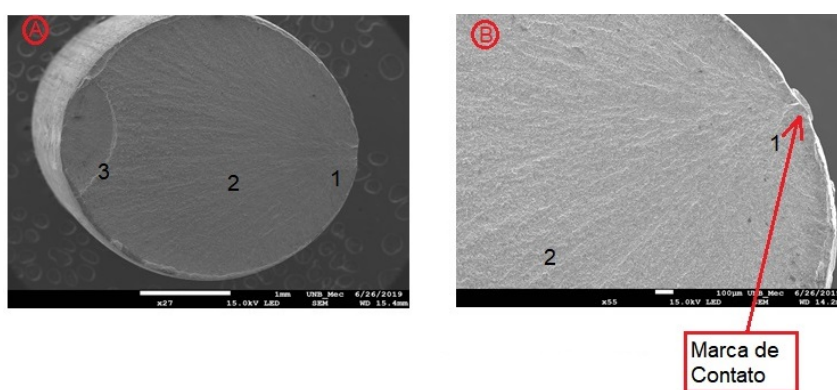


Figura 39 – Fratura da amostra 525.10 submetida a ensaio de Fadiga a deformação de 4%

As imagens dessa figura foram marcadas com os números de um a três para facilitar a indicação dos pontos na imagem. Por meio da análise dessa figura pode-se constatar:

- A região próxima ao número 1 representa a iniciação da trinca (Concentrador de Tensão) localizada na marca de contato fio com fio.
- A área do número 2 representa a região de propagação estável da trinca que se propaga de forma concêntrica ao número 1.
- A região próxima ao número 3 representa a zona da fratura caracterizada pela forma irregular.

Na Figura 40 é possível observar a fratura da amostra 525.10 submetida à deformação de 6%.

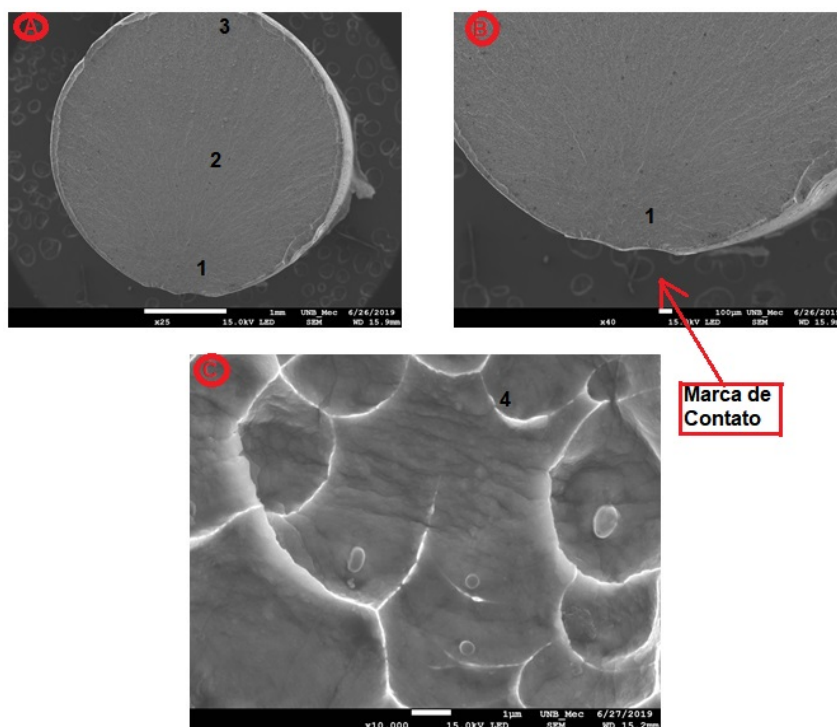


Figura 40 – Fratura da amostra 525.10 submetida a ensaio de Fadiga a deformação de 6% (MEV-A40x,B80x e C2200x).

As imagens dessas figuras foram marcadas com os números de 1 a 4 para facilitar a indicação dos pontos na imagem. Por meio da análise dessa figura pode-se certificar:

- A região próxima ao número 1 representa a iniciação da trinca (Concentrador de Tensão) localizada na marca de contato fio com fio.
- A área do número 2 representa a região de propagação estável da trinca que se propaga de forma concêntrica ao número 1.
- A região próxima ao número 3 representa a zona da fratura.
- Na região próxima ao número 4 é possível observar uma possível marca de estria, de fadiga, correspondentes às posições ocupadas pela frente de propagação da trinca nos sucessivos ciclos.



E finalmente, na Figura 41 é possível observar a fratura da amostra 525.10 submetida à deformação de 8%.

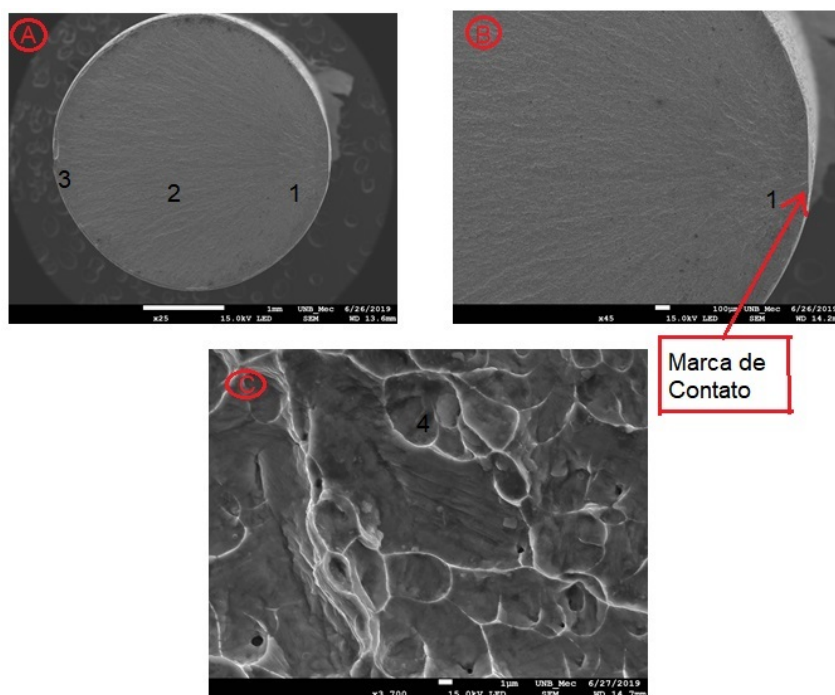


Figura 41 – Fratura da amostra 525.10 submetida a ensaio de Fadiga a deformação de 8% (MEV-A25x,B45x e C3700x)

As imagens dessas figuras foram marcadas com os números de 1 a 4 para facilitar a indicação dos pontos na imagem. Por meio da análise dessa figura pode-se observar:

- A região próxima ao número 1 representa a iniciação da trinca (Concentrador de Tensão) localizada na marca de contato fio com fio.
- A área do número 2 representa a região de propagação estável da trinca que se propaga de forma concêntrica ao número 1.
- A região próxima ao número 3 representa a zona da fratura.
- Na região próxima ao número 4 é possível ver uma possível marca de estria, de fadiga, correspondentes às posições ocupadas pela frente de propagação da trinca nos sucessivos ciclos.

Portanto, ao realizar as análises das figuras acima, a propagação da trinca em todos os quatro ensaios, ocorreu de forma concêntrica em relação à marca de contato fio a fio, apresentando marcas radiais a partir do local de iniciação da fratura.

Além disso, há presença de estrias (pequenos degraus de espaçamento em escala micrométrica) surgidas devido aos ciclos de carregamento ocasionarem o crescimento da

frente de propagação de trinca. Dito isso, afirma-se que o tipo de fratura relacionada à fadiga da amostra 525.10 é Dúctil por causa da presença de microcavidades (*dimples*), as quais são típicas de fraturas dúcteis.

# 6 CONCLUSÃO

## 6.1 Conclusões Gerais

Diante dos resultados obtidos nessa pesquisa experimental e analítica em que examinou-se a fadiga cíclica da liga Ni-Ti com e sem a presença de concentrador de tensão foi possível constatar que:

- O resultado adquirido com a análise da Microdureza Vickers dos nove corpos de provas atestaram que no tratamento térmico: à medida que se é aumentado a temperatura e o tempo do tratamento térmico, o corpo de prova se torna menos duro. Outro aspecto que cabe salientar, é o resultado de microdureza da amostra STT o qual apresentou microdureza elevada em comparação às amostras tratadas termicamente embora esse fato fosse esperado.
- Na caracterização térmica realizada por DSC, verificou-se que a amostra tratada a uma temperatura de 525 °C durante 10 min apresentou além da temperatura  $A_f$  de 8,42 °C inferior a temperatura ambiente a maior área de histerese com 65°C, sendo escolhida para realizar os ensaios de tração e de fadiga.
- Na análise do ensaio de tração foi possível constatar que a amostra STT apresentou o módulo de elasticidade em torno de 23,7 GPa e a amostra 525.10 apresentou dois módulos de elasticidade: um referente a fase Austenita ( $E_A$ ) = 63,2 e outro a fase Martensita ( $E_M$ ) = 16,19. Observou-se que o módulo de elasticidade da amostra STT foi maior do que o apresentado pela fase Martensita no ensaio de tração da amostra 525.10. No entanto, o módulo referente à fase Austenita da amostra 525.10 foi superior ao módulo da amostra STT, indicando uma maior rigidez na fase Austenita da amostra 525.10.
- Na caracterização mecânica do ensaio de tração, não se constatarem diferenças significativas relativas às amostras STT e 525.10. A fratura associada a estas amostra foi dúctil.
- Na caracterização mecânica de ensaio de fadiga foi observado a diminuição da área de histerese à medida que os ciclos se prolongaram. Tal fato evidenciou a diminuição de absorção de energia da liga Ni-Ti.
- Pode-se constatar que a presença de concentradores de tensão adquiridos no contato entre a garra da Instron e o corpo de prova no ensaio de fadiga reduziu o número de ciclos consideravelmente em relação ao resultado obtido de maneira analítica.

- A conclusão analítica constatou que o resultado experimental apresentou uma quantidade de ciclos até a ruptura inferior ao esperado. Além disso, foi averiguado que a presença do concentrador de tensões foi mais relevante em deformações pequenas, pois à medida que a deformação aumentava a conclusão analítica tendia ao resultado experimental na presença de concentradores de tensão.

Portanto, o objetivo desse presente trabalho em relacionar a liga Ni-Ti à aplicações envolvendo acopladores foi cumprido, tendo em vista que os resultados adquiridos foram importantes para a compreensão da liga estudada e também foram cumpridas todas as etapas propostas no início desse trabalho de conclusão de curso.

### SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Usinar os corpos de prova da liga  $Ni_{55}Ti_{45}$  e submetê-los a tratamento térmico a temperatura de 525 ° C durante 10 min.
2. Realizar ensaio de fadiga funcional com os corpos de prova usinados, evitando-se a presença de concentradores de tensão.
3. Realizar o ensaio de metalografia na amostra sem tratamento térmico e na tratada termicamente.

## Referências

- ALBANO, F. B. L. Influência de tratamento criogênico nas propriedades termomecânicas de ligas niti. 2013. Citado 3 vezes nas páginas , 26 e 30.
- AQUINO, A. S. d. et al. Controle de vibração de um sistema sob desbalanceamento rotativo utilizando atuador de liga com memória de forma. Universidade Federal da Paraíba, 2011. Citado 4 vezes nas páginas , 8, 9 e 22.
- BARCELOS, A. P. Fadiga funcional e estrutural em fios de niti com memória de forma submetidos a ciclos termomecânicos. 2018. Citado 3 vezes nas páginas 2, 17 e 19.
- BRITO, Y. J. V. d. et al. Comportamento termomecânico e fadiga de limas endodônticas de liga com memória de forma ni-ti: um estudo em flexão alternada usando analisador dinâmico mecânico (dma). Universidade Federal de Campina Grande, 2017. Citado 2 vezes nas páginas 13 e 14.
- CASTILHO, W. S. Contribuição à influência de tratamento criogênico em propriedades térmicas e mecânicas das ligas niti austenítica e martensítica com memória de forma. 2017. Citado 7 vezes nas páginas , 9, 10, 13, 24, 25 e 26.
- CASTILHO, W. S.; SILVA, E. P. da. Algumas aplicações das ligas com memória de forma shape memory alloys-sma. *Sinergisa, São Paulo*, v. 12, n. 1, p. 99–108, 2011. Citado 7 vezes nas páginas , 11, 12, 13, 14, 24 e 37.
- CATORCENO, C.; LINA, L. *Estudo do encruamento, recristalização e crescimento de grão em chapa da liga de magnésio AZ31B (Mg-3% Al-1% Zn-0, 3% Mn)*. Tese (Doutorado) — Universidade de São Paulo, 2013. Citado na página 41.
- CERÓN, D. M. S. Desenvolvimento de uma metodologia para fabricação de compósitos híbridos com memória de forma. 2010. Citado 2 vezes nas páginas 1 e 6.
- COURA, E. A. N. Estudo da aplicação da liga niti com efeito memória de forma em atuadores de aeronaves. UFMG, 2016. Citado na página 42.
- DIAS, R. F. Efeito da deformação cíclica nas propriedades mecânicas de uma liga níquel-titânio superelástica. UFMG, 2005. Citado 5 vezes nas páginas , 10, 11, 15 e 16.
- GARCIA, M. S. *ANÁLISE EXPERIMENTAL DO COMPORTAMENTO TERMO-MECÂNICO DAS LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA*. Tese (Doutorado) — Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2015. Citado 4 vezes nas páginas , 7, 18 e 21.
- GHORBANI, M. M. Influência de tratamento criogênico no comportamento em fadiga estrutural de ligas com memória de forma. 2017. Citado 3 vezes nas páginas , 18 e 23.
- GODOI, R. P. d. *Estudo e caracterização da liga nitinol*. Dissertação (B.S. thesis) — Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2015. Citado 2 vezes nas páginas 26 e 40.
- GONTIJO, M. M. Influência de tratamento criogênico no comportamento pseudoelástico da liga ni57ti43 com memória de forma. 2018. Citado 3 vezes nas páginas , 19 e 20.

HERRERA, P. Efeito da temperatura de envelhecimento sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de um liga niti pseudoelástica. 2014. Citado 2 vezes nas páginas 30 e 36.

JAUREGUIZAHAR, S. et al. Characterization of fatigue life of ultrafine grained niti superelastic wires under uniaxial loading. *Procedia Materials Science*, Elsevier, v. 9, p. 326–334, 2015. Citado na página 19.

MAGELA, J. O. Influência de tratamentos térmicos e mecânicos nas temperaturas de transformação martensítica em ligas ni-ti com efeito memória de forma. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais. Rede Temática em Engenharia de Materiais, Pró-Reitoria de Pesquisa e Pós-Graduação, Universidade Federal de Ouro Preto., 2010. Citado 5 vezes nas páginas , 2, 6, 14 e 15.

MEGGIOLARO. Avaliação das estimativas dos parâmetros  $s_n$  e  $\epsilon_n$  no projeto à fadiga. 2002. Citado 2 vezes nas páginas 20 e 43.

PÉRTILE, L. B. et al. Caracterização mecânica e eletroquímica in vitro e in vivo da liga niti. Florianópolis, SC, 2005. Citado 5 vezes nas páginas , 14, 17, 24 e 27.

SILVA, I. A. d. Concepção e projeto de uma bancada para caracterização de fadiga funcional em ligas com memória de forma. 2016. Citado 5 vezes nas páginas , 6, 11, 12 e 40.

TÉRMICO, E. D. T. D. T. *WILLIAM DE SOUZA WIGGERS*. Tese (Doutorado) — Universidade Federal de Santa Catarina, 2011. Citado 4 vezes nas páginas , 2, 16 e 36.

## APÊNDICE A – Tabelas

<b>Amostra</b>	<b>Medida 1</b>	<b>Medida 2</b>	<b>Medida 3</b>	<b>Média</b>	<b>Desvio Padrão</b>
<b>STT</b>	310	314	322	315	5
<b>500.10</b>	288	274	313	292	16
<b>500.15</b>	301	319	301	307	8
<b>500.20</b>	273	304	285	287	13
<b>525.10</b>	256	302	280	279	19
<b>525.15</b>	274	270	247	264	12
<b>525.20</b>	231	251	244	242	8
<b>550.15</b>	217	219	210	215	4
<b>550.20</b>	209	206	210	208	2

Tabela 7 – Resultados da medição da Microdureza VICKERS (Fonte=Própria).



## APÊNDICE B – Curvas DSC

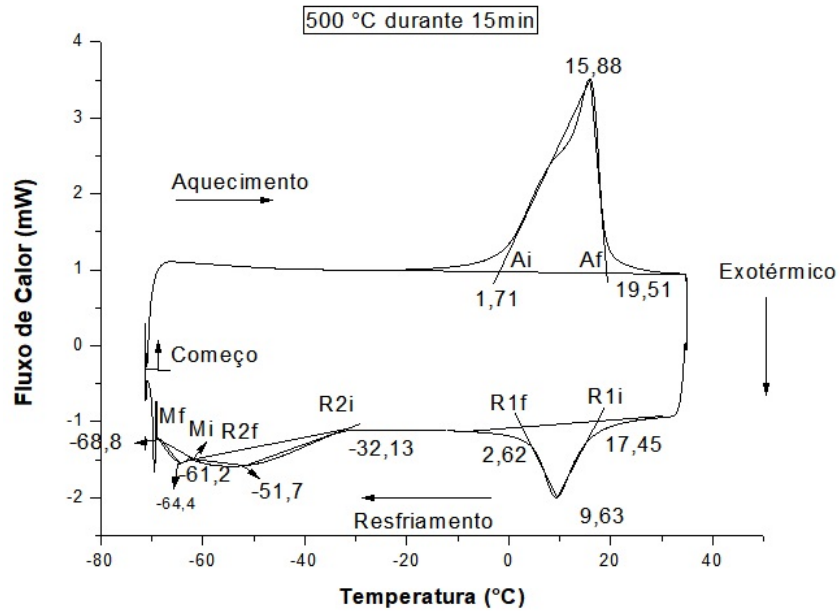


Figura 42 – Gráfico de DSC da Amostra 500.15

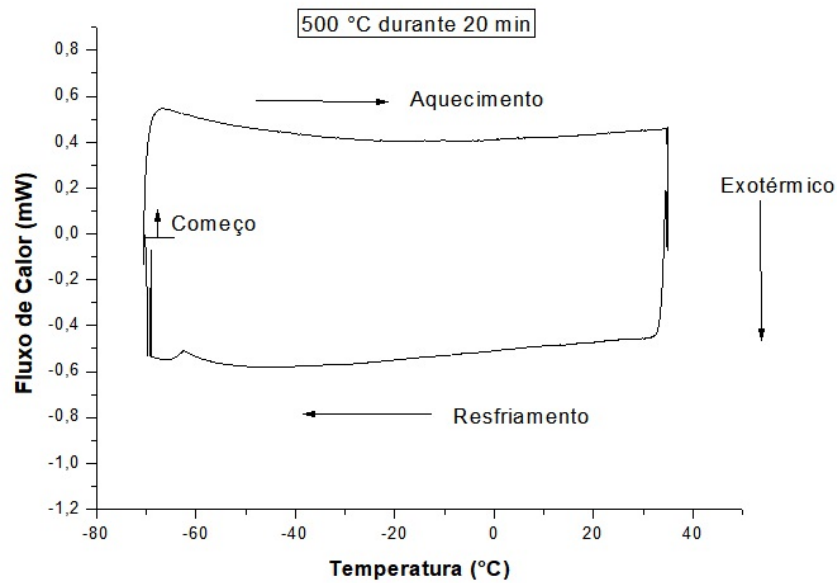


Figura 43 – Gráfico de DSC da Amostra 500.20

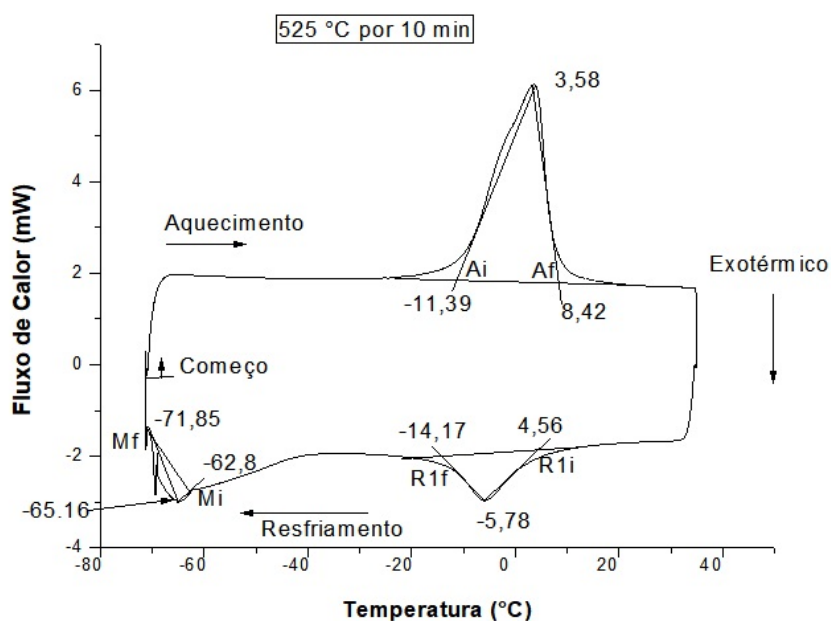


Figura 44 – Gráfico de DSC da Amostra 525.10

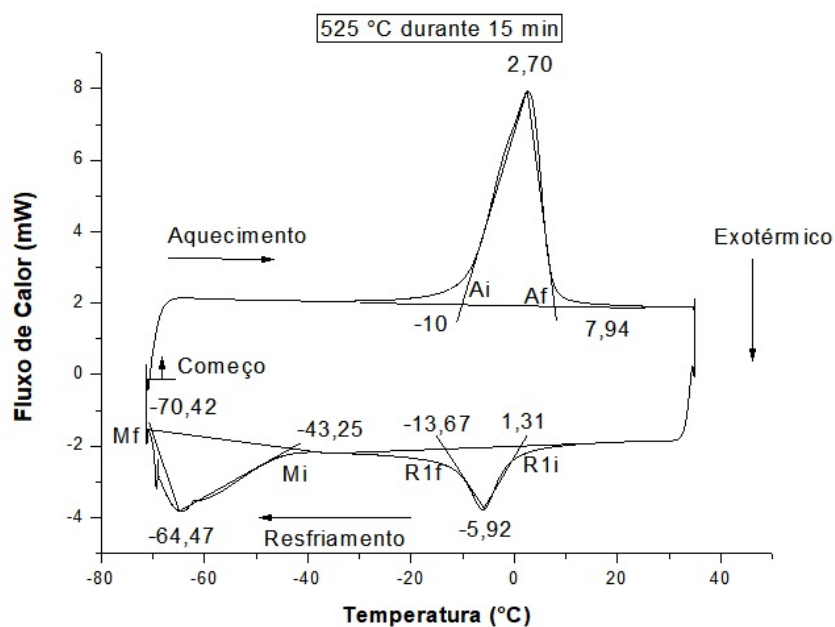


Figura 45 – Gráfico de DSC da Amostra 525.15

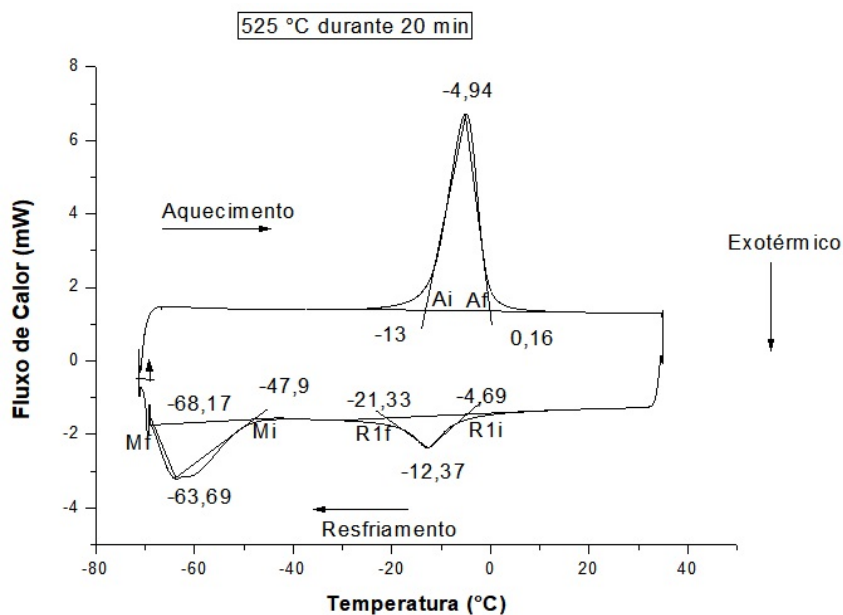


Figura 46 – Gráfico de DSC da Amostra 525.20

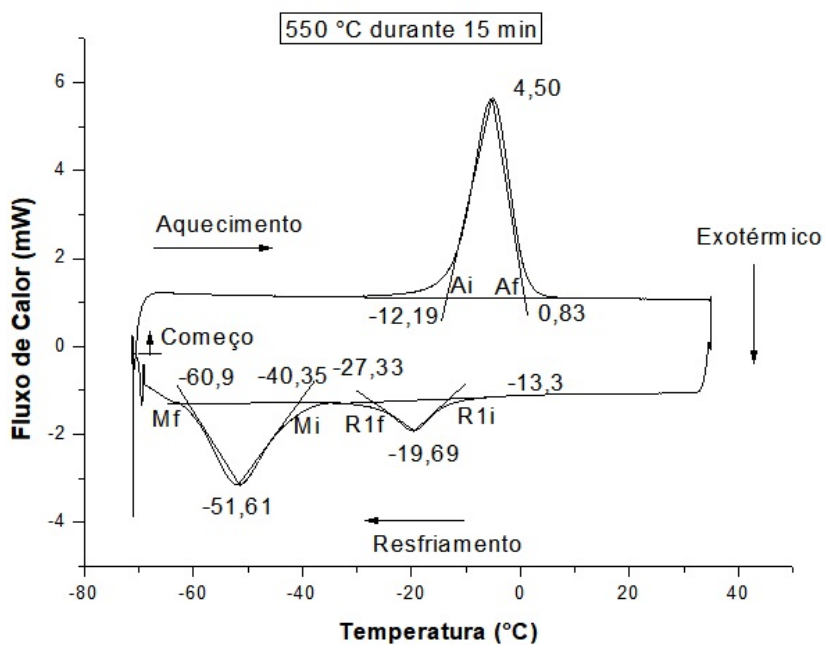


Figura 47 – Gráfico de DSC da Amostra 550.15

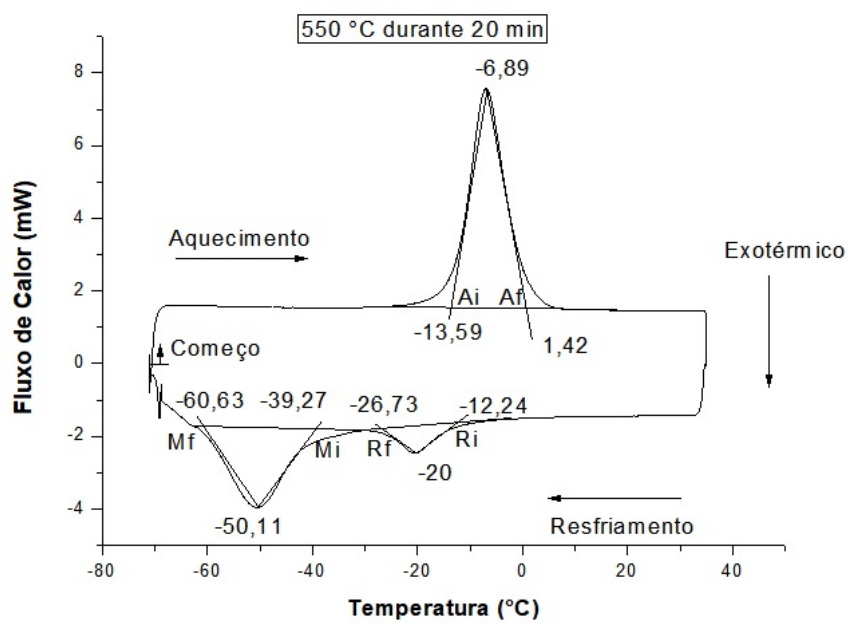


Figura 48 – Gráfico de DSC da Amostra 550.20

## APÊNDICE C – Curvas de Histerese Térmica

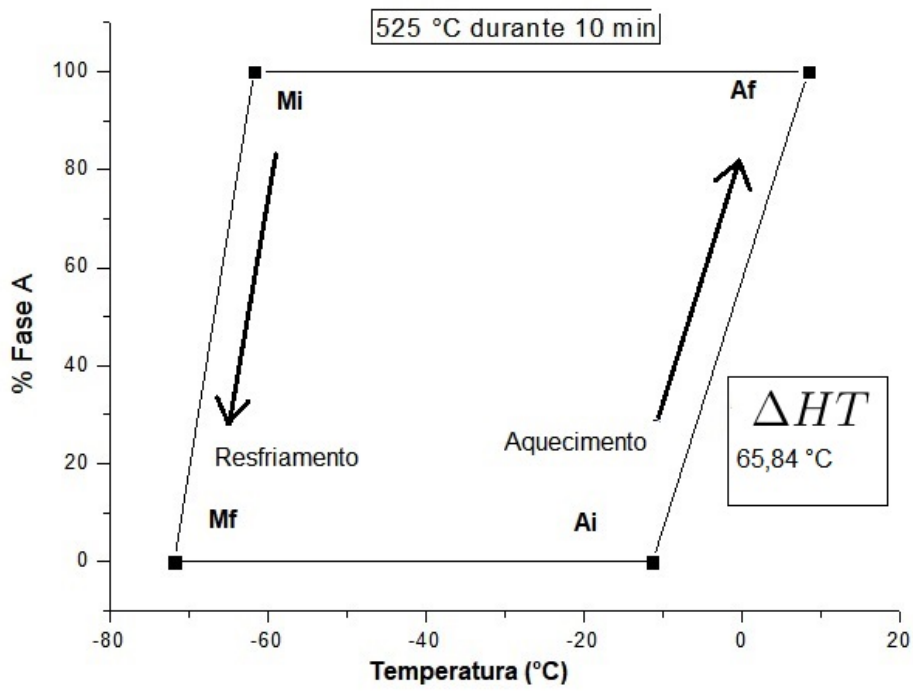


Figura 49 – Curva de Histerese para Amostra 525.10 (Fonte:Própria).

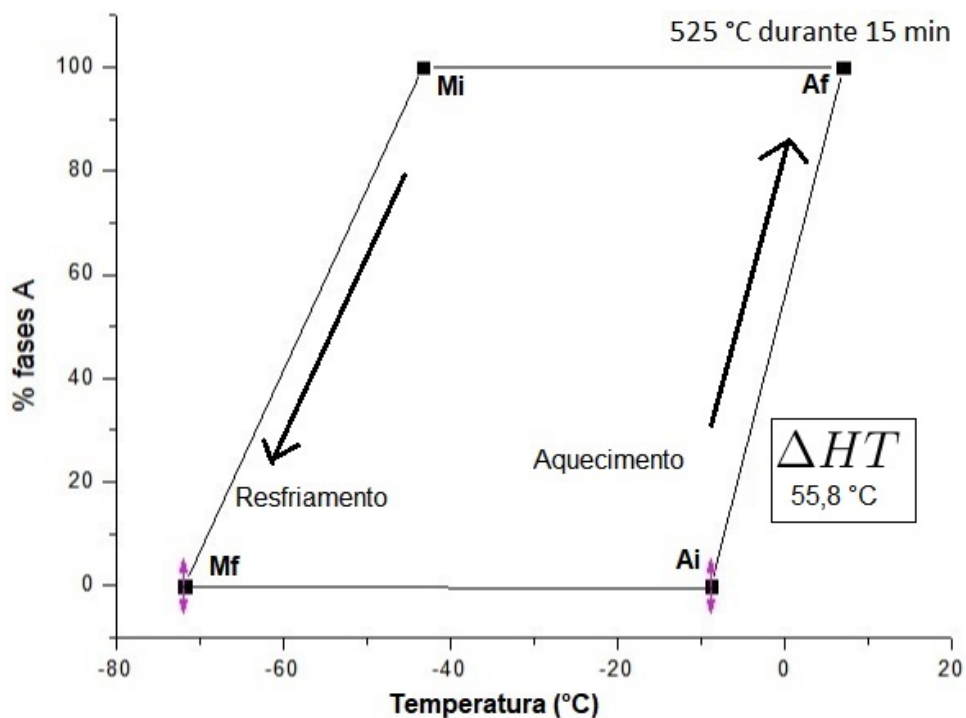


Figura 50 – Curva de Histerese para Amostra 525.15 (Fonte:Própria).

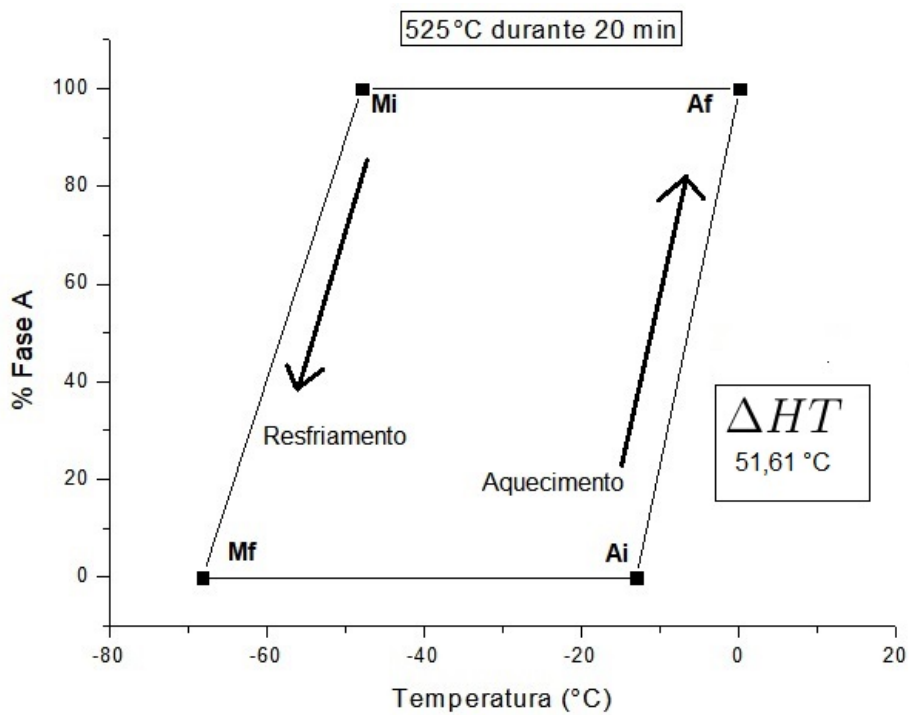


Figura 51 – Curva de Histerese para Amostra 525.20 (Fonte:Própria).

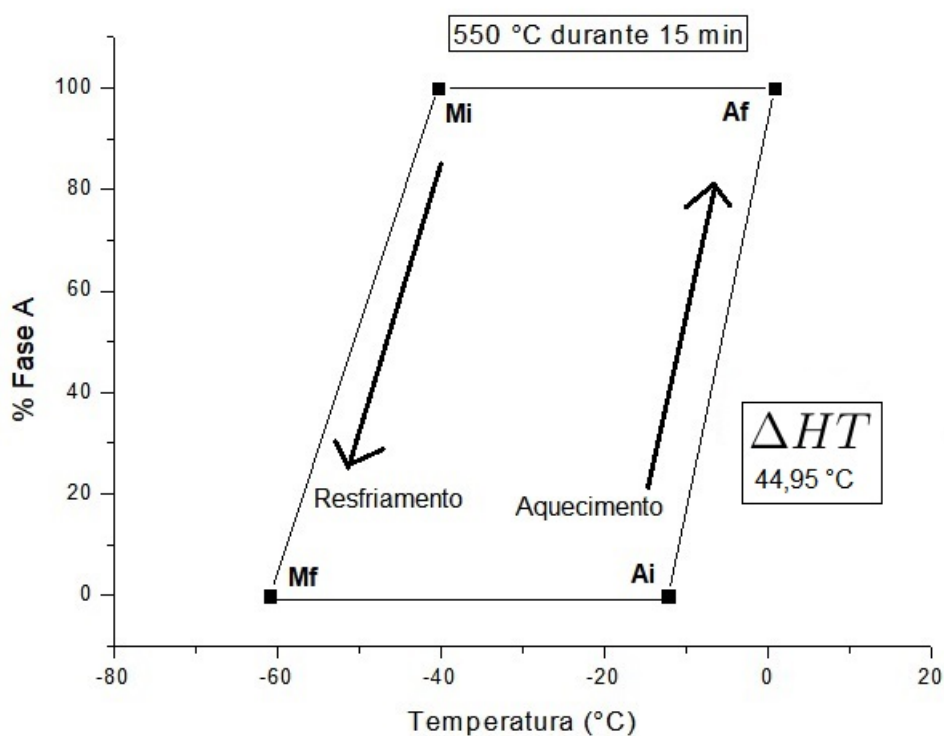


Figura 52 – Curva de Histerese para Amostra 550.15 (Fonte:Própria).

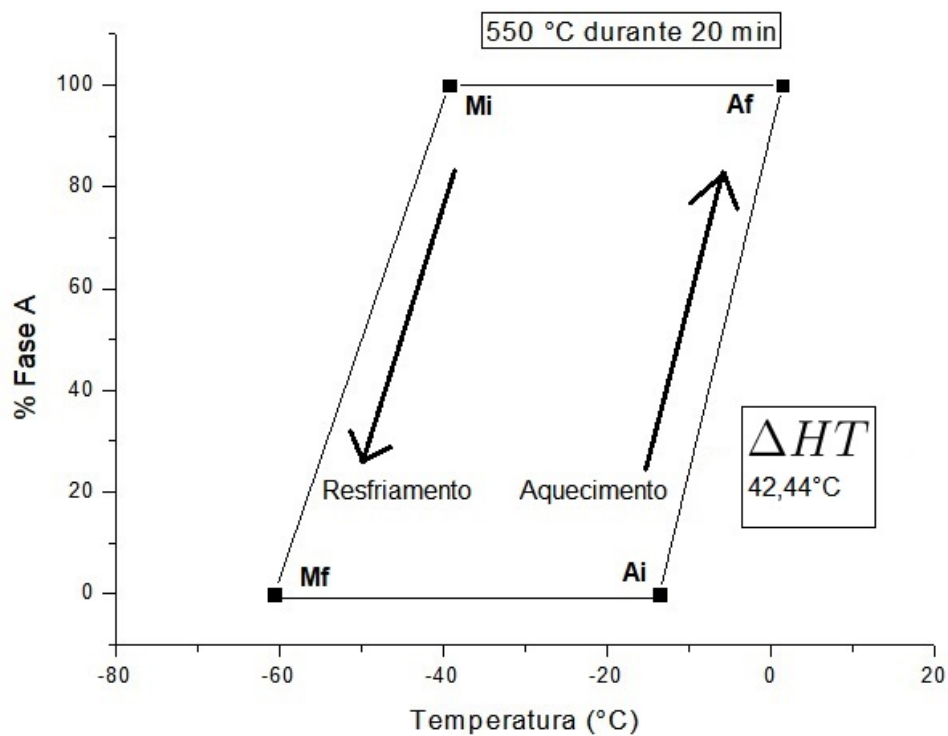


Figura 53 – Curva de Histerese para Amostra 550.20 (Fonte:Própria)

## APÊNDICE D – Curvas do Ensaio de Fadiga Funcional

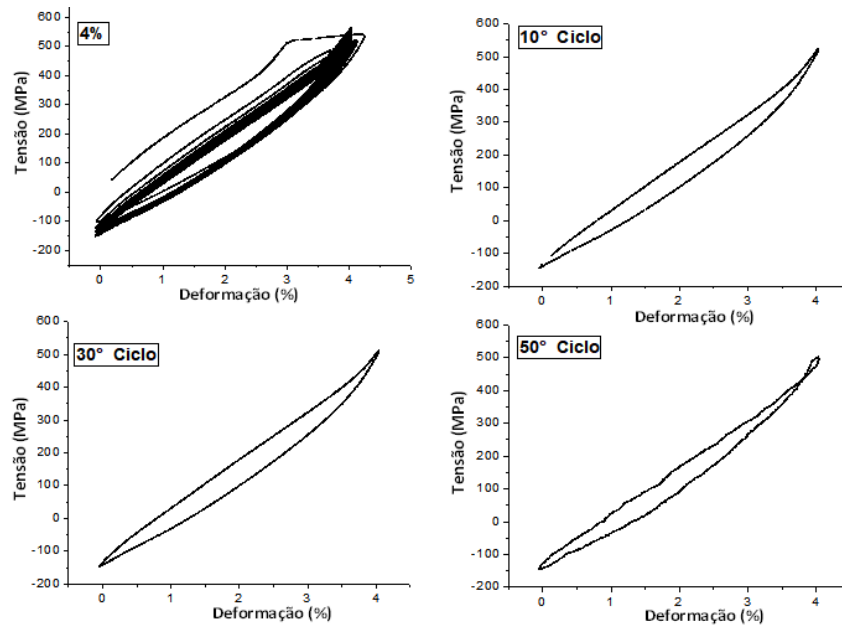


Figura 54 – Curva Tensão-deformação para ciclos a deformação de 4% (Fonte=Própria)

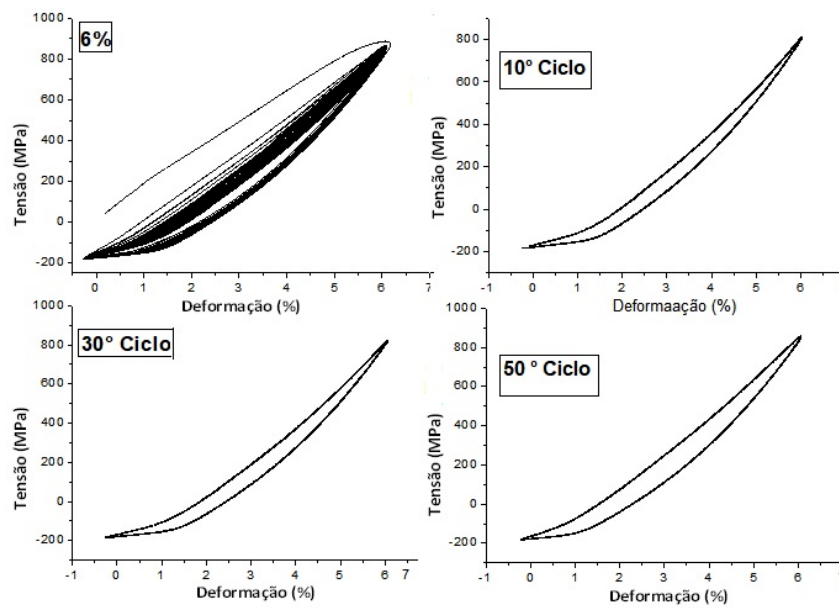


Figura 55 – Curva Tensão-deformação para ciclos a deformação de 6% (Fonte=Própria)



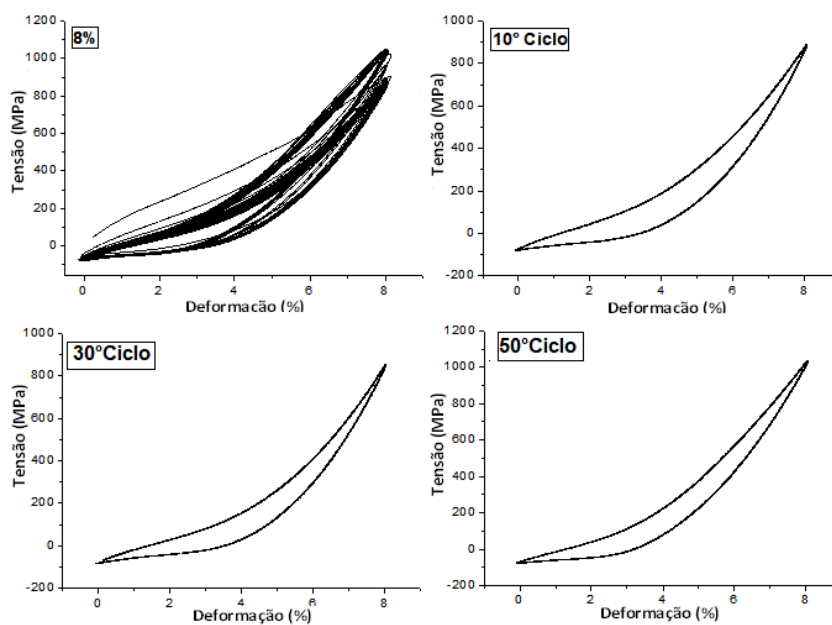


Figura 56 – Curva Tensão-deformação para ciclos a deformação de 8% (Fonte=Própria)