

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
FACULDADE GAMA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE
MATERIAIS DA ENGENHARIA

INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE ENVELHECIMENTO NA HISTERESE DE
MOLAS DE NITI

POR,
NILO JOSÉ LIMA DA SILVA BRANDÃO

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA
ENGENHARIA

PUBLICAÇÃO: FGA.DM-042A/2016
BRASÍLIA /DF:12/2016

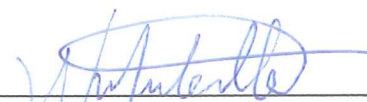
UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
FACULDADE GAMA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE
MATERIAIS DA ENGENHARIA

INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE ENVELHECIMENTO NA HISTERESE DE
MOLAS DE NITI

POR,
NILO JOSÉ LIMA DA SILVA BRANDÃO

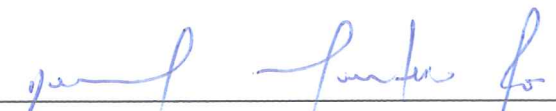
DISSERTAÇÃO DE MESTRADO SUBMETIDA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA DA FACULDADE GAMA E FACULDADE DE TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA.

BANCA EXAMINADORA



Prof.^a.Dr.^a. Palloma Vieira Muterlle (UNB/ENM)

Orientadora



Prof. Dr. Daniel Monteiro Rosa (UNB/ENM)

Membro interno



Prof. Dr. Edson Paulo Silva (UNB/ENM)

Membro Externo

FICHA CATALOGRÁFICA

Nilo José Lima da Silva Brandão

Influência da temperatura de envelhecimento na histerese de molas de NiTi, Distrito Federal, 2016.

Nº.64. (FGA/FT/UnB, Mestre, Integridade de Materiais da Engenharia, 2016).

Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília. Faculdade UnB Gama. Programa de Pós-Graduação em Integridade de Materiais da Engenharia.

1. NiTi

2. Pseudoelasticidade

3. Histerese

4. Molas

I. FGA/FT/UnB

II. Mestre (série)

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

BRANDAO, N.J.L.S. (2016). Influência da temperatura de envelhecimento na histerese de molas de NiTi. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da Integridade da Engenharia, Publicação 042A/2016, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, nº.64.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Nilo José Lima da Silva Brandão.

TÍTULO: Influência da temperatura de envelhecimento na histerese de molas de NiTi.

GRAU: Mestre

ANO: 2016

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta dissertação de mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte desta dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem a autorização por escrito do autor.

Nilo José Lima da Silva Brandão

Av. Barão do Rio Branco. N.2089. Bairro Centro.

68743-050. Castanhal, PA – Brasil.

nilobrandao1@gmail.com

À minha família.

AGRADECIMENTOS

A ciência me aproxima da compreensão do todo, da Ordem Universal. A isto eu sou grato.

Aos meus avós maternos, em especial Neyde de Moraes Lima e Silva, que foi um grande mestre em minha vida, ajudando nos primeiros anos e nas minhas primeiras experiências. Sua sabedoria moldou hoje quem sou e tem me ajudado a trilhar meu caminho com mais serenidade, a você meu muito obrigado, serei eternamente grato. Fostes nas batalhas da vida uma forte guerreira e nos momentos em que o medo e o desânimo me abatem sinto teu singelo sopro pondo-me erguido novamente. Vó, és meu exemplo de coragem, honra, disciplina e serenidade que me inspira nas minhas próprias lutas.

Ao meu pai Jose Brandão de Sousa, pelo suporte e o carinho que tem me ajudado a seguir adiante com meus estudos.

Ao meu irmão Igor José Lima da Silva Brandão, somos mais do que irmãos consanguíneos, que nossa proximidade e amizade permaneça durante toda a eternidade.

Meu irmão Victor José Lima da Silva Brandão e mãe Roseneide Maria Lima da Silva Brandão.

A todos meus amigos. Principalmente aos novos que em Brasília eu ganhei, meu obrigado e carregarei todos em minha mente e coração. E que possamos estar juntos sempre, que nem o tempo ou a distância apague o que construímos. Não citarei nomes para não cometer injustiças, mas os que me são caros, eu demonstro meu eterno agradecimento na convivência do dia a dia e/ou em pensamentos, ações e palavras.

Às professoras Palloma Vieira Muterlle, Sandra Maria da Luz e Aline de Paula que me ajudaram a trilhar esse caminho no meio acadêmico.

A CAPES pela concessão da bolsa de mestrado.

Às pessoas, situações e problemas que tive nesse período, a tudo que aparentemente me parecia um obstáculo, porém me tornou mais forte e me ensinou coisas novas. Somou, passou e eu cresci, não carregarei o passado como um peso, mas com a gratidão pelas experiências que hoje fazem de mim quem eu sou.

“A vida é uma pedra de amolar: desgasta-nos ou afia-nos, conforme o metal de que somos feitos.” (George Bernard Shaw).

RESUMO

As ligas com memória de forma possuem a capacidade de recuperar sua forma original após deformações severas. No comportamento pseudoelástico a liga possui capacidade dissipativa de energia, em decorrência do laço de histerese. Com o objetivo de conhecer a influência das temperaturas de envelhecimento na histerese de ligas de NiTi, adotou-se como metodologia a fabricação de molas helicoidais feitas com um fio comercial de NiTi com composição em peso de aproximadamente 56% de níquel e 44% de titânio, diâmetro de 2,16 mm e microestrutura em fase austenítica. Os corpos de prova (molas) passaram por tratamento térmico de 500 °C para alívio de tensão e foram envelhecidos nas temperaturas de 350 °C, 450 °C, 550 °C e 600 °C com isoterma de 30 minutos e têmpera em água. As molas foram ensaiadas mecanicamente para obtenção dos gráficos de histerese e caracterizadas por calorimetria exploratória diferencial (DSC), difração de raio X (DRX) e ensaios de microdureza vickers. O tratamento térmico de alívio de tensão (500 °C) e os envelhecimentos de 350 °C, 450 °C e 550 °C desenvolveram fase R. As temperaturas de transformação martensítica diminuíram para todas as amostras tratadas termicamente. Os tratamentos térmicos reduziram o valor da microdureza nas amostras quando comparadas à liga como recebida. Os tratamentos de envelhecimento de 350 °C e 450 °C em temperatura ambiente apresentam fase austenita, fase R e precipitação Ni₂Ti. O envelhecimento de 350 °C aparentemente apresentou menor laço de histerese e o tratamento térmico de 500 °C o maior laço de histerese quando comparados todos os tratamentos.

Palavras Chaves: NiTi. Pseudoelasticidade. Histerese. Envelhecimento. Molas. Ensaio mecânicos.

ABSTRACT

The shape memory alloys have the ability to recover the original form, after large deformations. In pseudoelasticity, the alloy having energy dissipation capacity, as a result of the hysteresis loop. The objective is to know the influence of aging temperatures on the mechanical properties of a NiTi pseudoelastic. Springs were made with commercial wire NiTi, with composition 54% of Ni and 42 % of Ti, diameter 2.16 mm and austenitic microstructure. The springs had heat treatment for stress relief (500 °C), posteriorly the samples were heat-aging treatment at temperatures of 350 °C, 450 °C, 550 °C and 600 °C. The springs underwent mechanical testing, DSC, RXD, vickers microhardness. The aging treatment of 350 ° C, 450 ° C, 500 ° C and 550 ° C developed R phase. Heat treatment reduced the hardness of the samples. The martensitic transformation temperatures decreased for all thermally treated samples. The aging treatments of 350 °C and 450 °C at ambient temperature exhibit in their austenite phase, R phase and Ni₂Ti precipitation. The aging treatment of 350 ° C apparently showed smallest hysteresis loop and heat treatment of 500 ° C the largest hysteresis loop when comparing with the all treatments.

Keywords: NiTi. Pseudoelasticity. Hysteresis. Thermal Treatment. Springs. Mechanical tests.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – A) Estrutura Cúbica (B2) fase austenita. B) Estrutura Monoclínica (B19'), fase martensita.....	21
Figura 2 – A) Estrutura Ortorrômbica (B19), fase martensita. B) Estrutura Romboédrica (Fase R).	21
Figura 3 – Mecanismo de transformação martensítico.....	23
Figura 4 – Esquema efeito memória de forma simples.	24
Figura 5 – Esquema efeito memória de forma reversível.	25
Figura 6 – Ciclo de tensão x deformação, histerese da pseudoelasticidade.....	25
Figura 7 - Ciclo de tensão x deformação, histerese da pseudoelasticidade.....	26
Figura 8 – Aplicações comerciais da NiTi.....	28
Figura 9 – Esquema de um ensaio de DSC para ligas de NiTi.	30
Figura 10 – Metodologia de pesquisa.	31
Figura 11 – Fio de NiTi moldado no fuso no formato de mola helicoidal, antes dos tratamentos térmicos.....	32
Figura 12 – Molas envelhecidas termicamente	34
Figura 13 – Desenho esquemático do aparato experimental.	35
Figura 14 – Estrutura em alumínio para fixação das molas.	36
Figura 15 – Mola envelhecida a 550 °C durante a realização do ensaio.....	37
Figura 16 – Gráfico de DSC para amostra como recebida (CR).	40
Figura 17 – Gráfico de DSC para amostra tratada a 500 °C.	41
Figura 18 – Gráfico de DSC para amostra tratada a 350 °C.	41
Figura 19 – Gráfico de DSC para amostra tratada a 450 °C.	42
Figura 20 – Gráfico de DSC para amostra tratada a 550 °C.	42
Figura 21 – Gráfico de DSC para amostra tratada a 600 °C.	43
Figura 22 – Resultados de DRX.....	45
Figura 23 – Análises de DRX realizada para a resina em que as amostras foram embutidas.....	46
Figura 24 – Gráfico comparativo das amostras e dos resultados de microdureza. ...	47
Figura 25 – Curva força x deslocamento para amostra tratada a 500 °C, ciclo número 200.	49
Figura 26 – Curva força x deslocamento para amostra tratada a 350 °C, ciclo número 200.	49

Figura 27 – Curva força x deslocamento para amostra tratada a 550 °C, ciclo número 200.	50
Figura 28 – Curva força x deslocamento para amostra tratada a 450 °C, ciclo número 200.	51
Figura 29 – Curva força x deslocamento para amostra tratada a 600 °C, ciclo número 200.	51
Figura 30 – Curva força x deslocamento para amostra tratada a 450 °C, ensaiada em temperatura ambiente, mostrando comportamento quaseplástico.....	52
Figura 31 – Curva força x deslocamento para todas as amostras.	53

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Histórico das ligas com EMF.	28
Quadro 2 – Especificações técnicas do fio utilizado na pesquisa.	31
Quadro 3 – Temperaturas de transformação de fase.....	32
Quadro 4 – Condições de envelhecimento das molas.	33
Quadro 5 – Medidas dos corpos de prova em centímetro.....	34
Quadro 6 – Parâmetros dos ensaios mecânicos das amostras.	37
Quadro 7 – Temperaturas de transformação de fase.....	44
Quadro 8 – Resultados da microdureza <i>Vickers</i>	46
Quadro 9 – Diferença percentual de microdureza.....	48

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ADV – Absorvedores de vibrações

Af – Temperatura final de formação da fase austenita

Al – Alumínio

Ap – Temperatura pico de formação da fase austenita

As – Temperatura de início de formação da fase austenita

ASTM – American Society for testing

AuCd – Liga Ouro e Cádmiio

B19' - R – transformação da fase B19' para fase R

B19' – Estrutura da fase martensítica monoclínica em ligas Ni-Ti

B2 – Estrutura da fase austenítica em ligas Ni-Ti

B2-R – Transformação da fase B2 para fase R

ccc – Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado

cfc – Estrutura cristalina cúbica de face centrada

cm – centímetros

CR – Amostra como recebida

CuZn – Liga Cobre e zinco

DMA – análise dinâmico mecânica

DRX – Difração de raio X

DSC – Calorimetria Diferencial de varredura

EMF – Efeito de memória de forma

Endo – Endotérmico

Fe – Ferro

HV – dureza Vickers

ICDD – The international centre for diffraction data

Kc – constante da mola

Mf – Temperatura final da transformação da fase martensita

mg – miligramas

mm – milímetros

Mp – Temperatura pico de formação da fase martensita

Ms – Temperatura de início de formação da fase martensita

MTS – Marca de máquinas para ensaios mecânicos

NiTi – Níquel Titânio

Nol – Naval Ordnance laboratory

PE – Pseudoelasticidade

R - B2 – Transformação da fase R para fase B2

R- B19 – Transformação da fase R para fase B19´

Rf – Temperatura final da transformação da fase R

Rp – Temperatura pico da transformação da fase R

Rs – Temperatura de início da transformação da fase R

s – segundos

UnB – Universidade de Brasília

LISTA DE SÍMBOLOS

° – grau

°C – grau célsius

gf – grama-força

N – newton

% – porcentagem

°C/min – graus célsius por minuto

at-% – porcentual atômico

μm- micrometro

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	16
1.1 JUSTIFICATIVA E MOTIVAÇÃO	16
1.1.1 Objetivo geral	17
1.1.2 Objetivos específicos	17
1.2 ORGANIZAÇÃO DO TEXTO.....	18
2 REVISÃO DE LITERATURA	19
2.1 MATERIAIS INTELIGENTES	19
2.2 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA	19
2.2.1 Perspectiva cristalográfica das ligas de NiTi	20
2.2.2 Fase R nas ligas de NiTi	22
2.3 TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS	22
2.4 MECANISMOS DE TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICOS.....	23
2.4.1 Efeito memória de forma	24
2.4.2 Pseudoelasticidade ou superelasticidade	25
2.5 LIGAS NiTi	27
2.5.1 Histórico da liga	28
2.6 EFEITOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS EM LIGAS DE NITI.....	29
3 MATERIAIS E MÉTODOS	31
3.1 FIOS DE NITI	31
3.2 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DAS MOLAS E TRATAMENTOS TÉRMICOS	32
3.3 CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)	34
3.4 APARATO EXPERIMENTAL PARA REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS MECÂNICOS.....	35
3.5 DIFRAÇÃO DE RAIO X (DRX).....	38
3.6 ENSAIOS DE MICRODUREZA VICKERS (HV 0.5).....	38
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
4.1 CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)	40
4.2 DIFRAÇÃO DE RAIO X (DRX)	44
4.3 MICRODUREZA VICKERS	46
4.4 ENSAIOS MECÂNICOS NO APARATO EXPERIMENTAL.....	48
5 CONCLUSÃO	54
5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	55

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	56
APÊNDICE A – Ensaio da mola para todos os tratamentos térmicos	60

1 INTRODUÇÃO

As ligas com memória de forma compõem uma especificação de materiais que pertencem a um grupo denominado de materiais inteligentes, que segundo Culshaw et al. (1992) refere-se a materiais que podem detectar mudanças em seu ambiente e respondem de maneira útil ou ótima, alterando suas propriedades e geometria. Os materiais inteligentes com maiores e mais comuns aplicações na engenharia são os piezoelétricos, fluidos eletro/magneto reológicos, magnetostrictivos e as ligas com memória de forma (GANDHI & THOMPSON, 1992).

Esses materiais ganham cada vez mais empregabilidade, pois trabalham de forma adaptativa, respondendo de maneira satisfatória aos sistemas em que são utilizados e às diversas situações em que são exigidos, sendo uma escolha alternativa quando os materiais, dispositivos e estruturas tradicionais mostram-se limitados (IYER & HADDAD, 1993).

As ligas com memória de forma (LMF), foco desse trabalho, apresentam dois fenômenos que lhes são característicos, denominados efeito memória de forma (EMF) e pseudoelasticidade (PE) (OTSUKA & WAYMAN, 1998).

A pseudoelasticidade caracteriza-se quando a LMF se encontra acima de uma temperatura crítica, e o carregamento e descarregamento mecânico são suficientes para que ocorra a mudança e recuperação da forma (OTSUKA & WAYMAN, 1998). Esse fenômeno é observado em ligas submetidas a temperaturas acima da A_f (Austenita final), e nesse ciclo de carregamento e descarregamento o material apresenta grande capacidade de dissipação de energia devido à presença de um laço de histerese (LAGOUDAS, 2008).

O presente estudo teve como foco a liga de NiTi pseudoelástica, a fim de avaliar as modificações que ocorreriam nesse laço histerético com a ação de tratamentos térmicos. Para isso, fios comerciais de NiTi foram moldados no formato de molas helicoidais como uma alternativa para a realização dos ensaios mecânicos.

1.1 JUSTIFICATIVA E MOTIVAÇÃO

São inúmeras as aplicações das ligas com memória de forma em áreas que vão desde a saúde, esporte e aviação. Dentre as possibilidades, as LMF vêm sendo estudadas para serem utilizadas em absorvedores de vibrações (ADV) devido às suas

características especiais associadas à transformação de fase (LAGOUDAS, 2008). A ideia de utilizar LMF no funcionamento de absorvedores de vibração é explorar a capacidade dissipativa presente no laço de histerese que ocorre durante o carregamento e descarregamento da liga (SOUZA, 2014).

Segundo Cachuté e Yamamoto (2009) ensaios dinâmicos com protótipos de NiTi apresentaram potência dissipativa em amplas faixas de frequência quando comparados aos modelos convencionais. Porém o estudo de NiTi no regime pseudoelástico para ser utilizado em ADV ainda é limitado. Alguns pesquisadores como Aguiar (2011), Oliveira (2011 e 2014), Oliveira, Paula e Savi (2014), Rustighi, Brennan e Mace (2005), Tiseo et al. (2010) e Souza (2014) deram um enfoque na área de vibrações, com o intuito de analisar a redução ou aumento da vibração em sistemas com o uso de LMF. Para outros o enfoque foi no material, como caracterizar a liga de NiTi variando tratamentos térmicos, entre eles Villamarin (2013), Correa Filho (2013) e Herrera (2013). Grassi (2014), por sua vez, caracterizou mini molas de NiTi tratadas termicamente a 200 °C, 300 °C, 400 °C e 500 °C e ensaiou mecanicamente, a fim de conhecer os laços de histerese para molas de uso comercial na ortodontia.

Tendo em vista que o comportamento histerético das LMF de maneira geral está associado a não-linearidades (LAGOUDAS, 2008; SOUZA, 2014), este trabalho se propôs a conhecer o comportamento mecânico (histerese) da liga de NiTi pseudoelástica quando submetida ao tratamento térmico de 500 °C e posteriormente envelhecidas nas temperaturas de 350 °C, 450 °C, 550 °C e 600 °C.

1.1.1 Objetivo geral

Verificar a influência de temperaturas de envelhecimento na histerese de molas de NiTi.

1.1.2 Objetivos específicos

- a) obter corpos de prova, no formato de molas helicoidais com o fio de NiTi comercial, capazes de serem ensaiados mecanicamente;
- b) realizar tratamentos térmicos de envelhecimento nas temperaturas de 350 °C, 450 °C, 550 °C e 600 °C;

- c) identificar as fases presentes na liga após os tratamentos de envelhecimento, através da caracterização com o uso de técnicas como DSC, DRX e Microdureza Vickers;
- d) obter os gráficos de força x deslocamento das molas, para conhecer a histerese nos tratamentos realizados.

1.2 ORGANIZAÇÃO DO TEXTO

No primeiro capítulo, “Introdução”, faz-se um pequeno comentário sobre os materiais inteligentes, ligas com memória de forma e liga de NiTi, justificando a motivação do trabalho, o objetivo geral e os específicos.

No segundo capítulo, “Revisão de literatura”, é feito um apanhado de todos os conceitos que embasaram e conduziram a pesquisa.

No terceiro capítulo, “Materiais e métodos”, especificam-se os materiais utilizados, bem como seus processamentos, preparos e os ensaios realizados (equipamentos e condições de ensaio).

No quarto capítulo, “Resultados”, são discutidos e comentados os resultados obtidos nos ensaios realizados durante a pesquisa.

Por fim, o quinto capítulo, traz a conclusão, em que se faz um apanhado dos resultados obtidos e elenca sugestões para trabalhos futuros.

No referencial bibliográfico, elencam-se todos os livros, artigos, teses, dissertações que auxiliaram na construção e entendimento deste trabalho, e os apêndices contêm materiais que auxiliaram no texto e na pesquisa.

2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1 MATERIAIS INTELIGENTES

Os materiais inteligentes são materiais que podem detectar mudanças em seu ambiente e respondem de maneira ótima ou útil, alterando suas propriedades e geometria (CULSHAW et al., 1992).

Os materiais inteligentes com maiores e mais comuns aplicações na engenharia são os piezoelétricos, fluidos eletro/magneto reológicos, magnetostrictivos e as ligas com memória de forma (GANDHI & THOMPSON, 1992).

Esses materiais ganham cada vez mais empregabilidade, pois trabalham de forma adaptativa, respondendo de maneira satisfatória aos sistemas em que são utilizados e às diversas situações em que são exigidos, sendo uma escolha alternativa quando os materiais, dispositivos e estruturas tradicionais mostram-se limitados (SOUZA, 2014).

Segundo Lagoudas (2008), o que diferencia um material inteligente de um material convencional é a ordem de grandeza da resposta do material. Para ser classificado como inteligente, a resposta deve ser relativamente maior do que a resposta de um material convencional quando submetido ao mesmo estímulo e reversibilidade do fenômeno. Materiais inteligentes trabalham em ciclos de acionamento, ou seja, quando o estímulo é cessado, o material retorna à sua condição inicial e um novo acionamento acontecerá sempre que houver a presença do estímulo.

As ligas com memória de forma são capazes de recuperar grandes deformações mecânicas através de um simples aquecimento (EMF) ou através de tratamentos térmicos que permitem trabalhar em temperaturas acima da A_f , no comportamento pseudoelástico.

2.2 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA

O comportamento originário das Ligas com Memória de Forma provém das transformações martensíticas termoelásticas, que ocorrem em estado sólido. Essas ligas são consideradas materiais inteligentes por possuírem essa capacidade de recuperação para a sua forma inicial após sofrerem deformação severa (LAGOUDAS, 2008).

As LMF possuem dois mecanismos de recuperação da sua forma inicial: o efeito memória de forma (EMF) e a pseudoelasticidade, e ambos os mecanismos ocorrem a partir das transformações martensíticas (OTSUKA & WAYMAN, 1998).

As fases sólidas são a austenita, fase presente em temperaturas altas (acima A_f) e que apresenta maior rigidez, e fase martensita, presente em temperaturas baixas (abaixo da M_f) e de fácil deformação. Segundo Otsuka e Wayman (1998), a presença estável dessas fases sólidas é separada por uma estreita faixa de temperatura, em torno de 40 °C para as ligas de NiTi, que pode variar de acordo com a composição química da liga.

2.2.1 Perspectiva cristalográfica das Ligas de Niti

Segundo Callister (2008) a transformação martensítica que ocorre nas ligas com memória de forma é qualitativamente semelhante às transformações observadas em aços comuns, pois ocorrem rapidamente e sem difusão atômica, e cujo grau da transformação depende impreterivelmente da temperatura.

Porém as LMF possuem uma particularidade nas transformações, a qual confere esse comportamento especial, que é a reversibilidade entre as fases em uma faixa estreita de temperatura. Isso ocorre graças às semelhanças cristalográficas. São chamadas de transformações martensíticas termoelásticas, devido a essa reversibilidade ser ativada pela variação de temperatura.

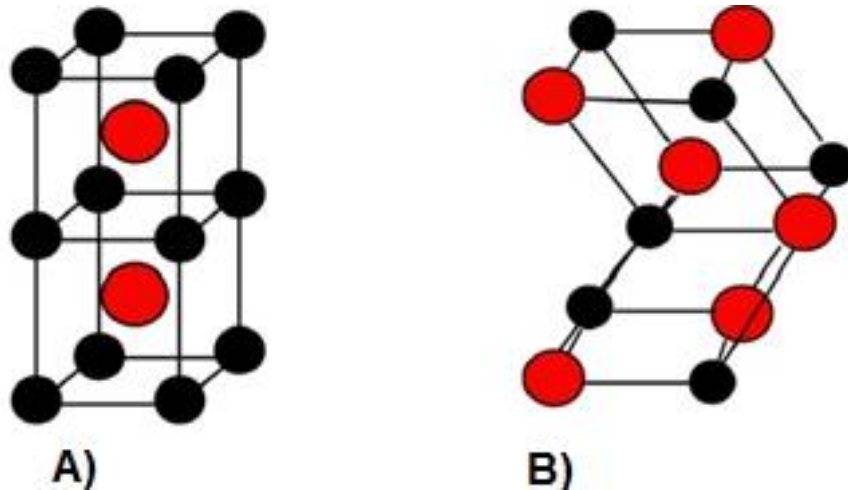
As LMF são polimórficas, possuindo duas estruturas cristalinas, e a presença de uma fase em detrimento da outra depende da temperatura e tensão mecânica aplicada (OTSUKA & WAYMAN, 1998). As fases austenita, estável em altas temperaturas (acima da A_f), e a martensita, estável em baixas temperaturas (abaixo da M_f), apresentam estruturas cristalinas diferentes e que resultam em propriedades termomecânicas completamente distintas (LAGOUDAS, 2008).

Para as ligas de NiTi, a fase austenita, chamada também de fase mãe, é qualitativamente semelhante a forma cristalina cúbica de corpo centrado (B2), e a fase martensita ocorre sob a forma de cristais monoclinicos (B19'), tendo 24 variantes de estrutura cristalina (OTSUKA & WAYMAN, 1998).

Para ligas equiatômicas de NiTi, a fase martensita que se observa é B19' ou seja, monoclinica, já em ligas de NiTi com a adição de elementos como cobre e paládio, a estrutura cristalina da fase martensita que se apresenta é ortorrômbica

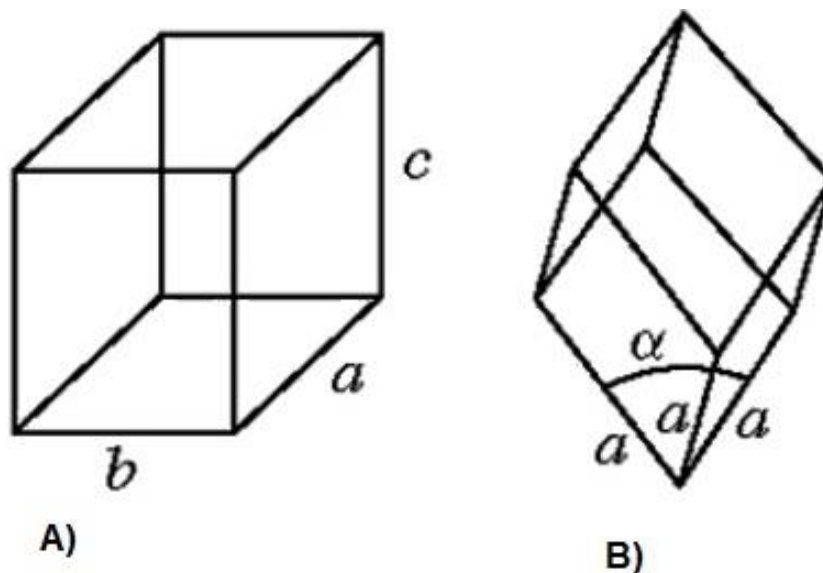
(B19). Também em ligas de NiTi, dependendo da composição química ou da adição de elementos, pode ocorrer uma fase intermediária de cristais romboédricos, chamada de Fase R (LAGOUDAS, 2008). As estruturas cristalinas são apresentadas nas figuras 1 e 2.

Figura 1 – A) Estrutura Cúbica (B2) fase austenita. B) Estrutura Monoclínica (B19'), fase martensita.



Fonte: Falvo (2008).

Figura 2 – A) Estrutura Ortorrômbica (B19), fase martensita. B) Estrutura Romboédrica (Fase R).



Fonte: Solid State Chemistry, 2016.

2.2.2 Fase R nas ligas de NiTi

A fase R nas ligas de NiTi é uma distorção ortorrômbica da fase mãe B2. Durante muito tempo foi entendida como um fenômeno isolado, ou um efeito antecessor da transformação martensítica. Porém, agora, é considerada uma transformação martensítica, que ocorre integrada ao processo de transformação das fases, sucedendo pelos mesmos mecanismos dessa transformação. A fase R possui uma estrutura trigonal, podendo ser descrita como uma rede do tipo hexagonal.

Segundo Matheus (2008), a fase R ocorre através de três mecanismos:

- a) quando a concentração equiatômica de níquel for substituída por Fe e Al;
- b) quando a liga de NiTi com teores superiores de 50,5 at-% de níquel sofrer envelhecimento a determinadas temperaturas favorecendo a formação de precipitados ricos em Ni_4Ti_3 ;
- c) quando a liga é exposta a tratamentos a quente e depois tratamentos a frio, essa circunstância cria estruturas de discordâncias reorganizadas.

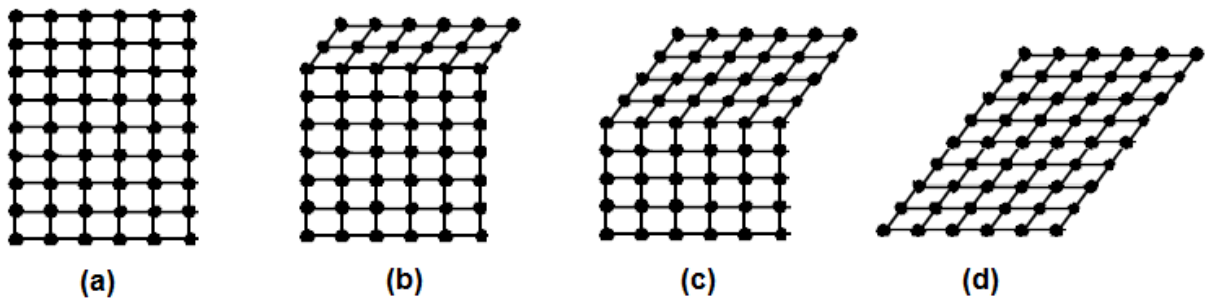
2.3 TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS

O termo martensita faz referência ao pesquisador alemão Adolf Karl Gottfried Martens, que foi o primeiro a observar as transformações de fase em sólidos sem difusão e por movimentação cooperativa dos átomos (OTSUKA & WAYMAN, 1998).

Com o passar do tempo, o termo foi usado para transformações que ocorriam em outros materiais, como ligas não ferrosas, metais puros e compostos inorgânicos, porém com um mecanismo de transformação similar ao que se observava nos aços (CALLISTER, 2008).

O mecanismo de transformação martensítica pode ser esquematizado, conforme a figura 3, passando da fase austenita para martensita. A movimentação dos átomos é progressiva, ou seja, os átomos deslocam-se em uma pequena distância, de maneira coordenada, de modo que ao final se obtêm outra estrutura cristalina.

Figura 3 – Mecanismo de transformação martensítico.



Fonte: Falvo (2008).

Para as ligas de NiTi há a movimentação ordenada entre os átomos da fase B2 (austenita) para a fase martensita. A transformação não altera a natureza química da fase mãe (B2-austenita) para as ligas de NiTi (OTSUKA & WAYMAN, 1998). A transformação martensítica pode ser induzida por temperatura) ou por aplicação de força.

Otsuka e Wayman (1998) definiram e conceituaram as temperaturas de transformação de fase, que foram estabelecidas pela norma ASTM F 2005-5:

- a) M_s – Temperatura de início da transformação da fase martensita.
- b) M_f – Temperatura final da transformação da fase martensita.
- c) A_s – Temperatura de início da transformação da fase austenita.
- d) A_f – Temperatura final da transformação da fase austenita.

Nesse caso, o mecanismo de transformação seria direto entre as fases martensita e austenita. Porém, quando há presença de fase R, duas temperaturas são incluídas:

- a) R_s – Temperatura de início de transformação da fase R;
- b) R_f – Temperatura final de transformação da fase R.

2.4 MECANISMOS DE TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICOS

Segundo Anderson (2006) os dois mecanismos de transformação são essencialmente o mesmo fenômeno, a diferença está no caminho pelo qual a transformação reversa é induzida, podendo ser por temperatura (EMF) ou tensão (pseudoelasticidade).

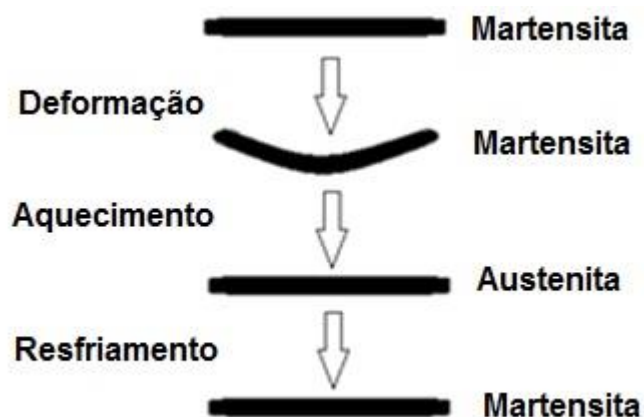
2.4.1 Efeito memória de forma

2.4.1.1 Efeito memória de forma simples

Nesse comportamento, a liga se encontra na fase martensita, abaixo da temperatura de M_f , ou seja, totalmente martensítico; uma tensão é aplicada e gera deformação no material, mesmo com a retirada da tensão a deformação permanece. Para recuperar sua forma original, o material tem que ser aquecido acima da A_f .

Após a variação da temperatura para a recuperação da forma, o que se observa é que mesmo voltando para temperaturas abaixo da M_f o formato se mantém, de modo que para que haja novamente deformação uma nova tensão deverá ser aplicada (GIL; PLANELL, 1998). A figura 4 ilustra o que foi dito.

Figura 4 – Esquema efeito memória de forma simples.

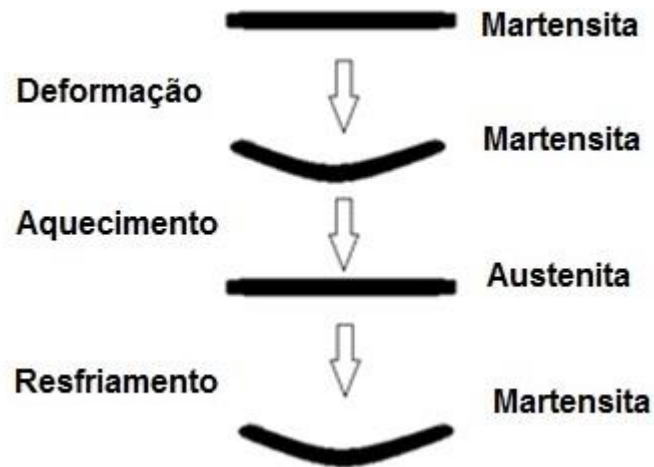


Fonte: Strandberg. Editado pelo autor.

2.4.1.2 Efeito memória de forma reversível

A diferença desse comportamento é que a deformação se mantém quando resfriado para temperaturas abaixo da M_f , ou seja, lembra a forma em altas (fase austenita) e baixas (fase martensita) temperaturas. Para que esse efeito ocorra é necessário um treinamento, para que no estado frio ou martensítico a deformação apareça. O treinamento ou ciclos introduz no material discordâncias que estabilizam a configuração martensítica (GIL; PLANELL, 1998). Esse comportamento é ilustrado na figura 5.

Figura 5 – Esquema efeito memória de forma reversível.

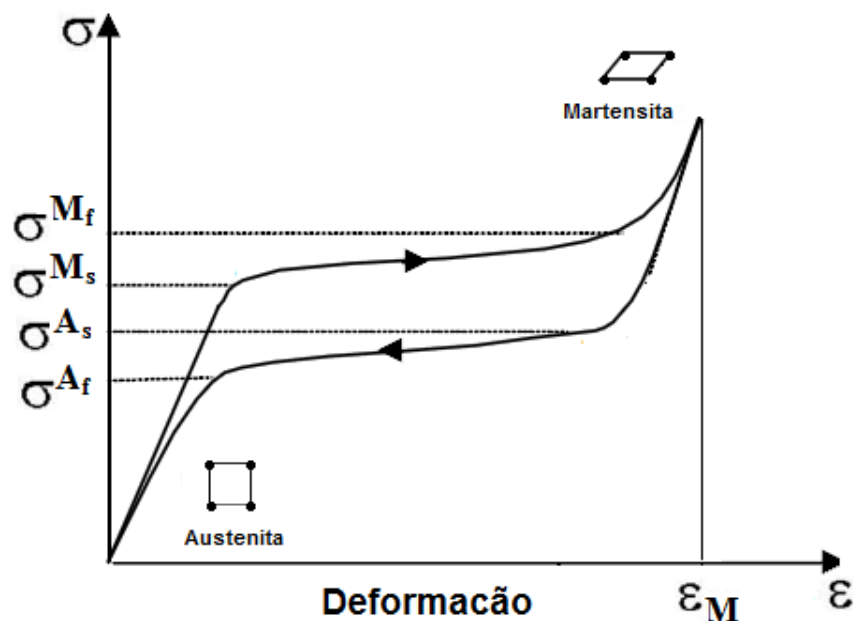


Fonte: Strandberg. Editado pelo autor.

2.4.2 Pseudoelasticidade ou superelasticidade

Esse fenômeno é induzido através da aplicação de força e é descrito como o comportamento de recuperação da deformação após o descarregamento em temperaturas acima da A_f , ou seja, o material está com microestrutura totalmente austenítica. Quando material é carregado e descarregado, a pseudoelasticidade ocorre pela transformação da fase austenita para martensita e vice-versa, conforme mostrado na Figura 6.

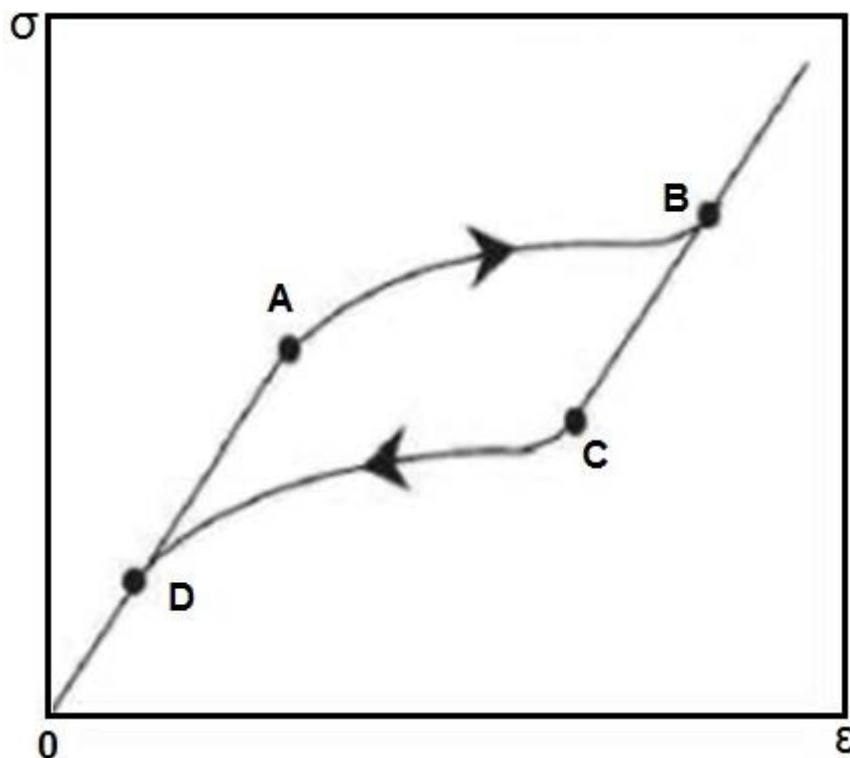
Figura 6 - Ciclo de tensão x deformação, histerese da pseudoelasticidade.



Fonte: Strandberg (2006).

Este gráfico (Figura 7) representa uma curva típica de tensão – deformação para ligas de NiTi no comportamento pseudoelástico. Sem aplicações de forças o material encontra-se na fase austenita (B2). Com a aplicação de força tem-se uma deformação elástica até σ_{Ms} , após esse ponto a austenita começa a transformação para a fase martensita e finaliza quando o material estiver totalmente em fase martensita (σ_M). Na descarga da LMF, tem-se a transformação da fase martensita para austenita e o material mostra uma resposta elástica de recuperação. Segundo Lagoudas (2008) se a aplicação de carga continuar acima de ϵ_M (conforme figura 6) ocorre deformação plástica e há a ruptura do material, e valores maiores de tensão em LMF resultaria em respostas lineares, conforme apresenta-se na figura 7, após o ponto B.

Figura 7 – Ciclo de tensão x deformação, histerese da pseudoelasticidade.



Fonte: Lagoudas (2008).

A área do laço de histerese caracteriza a energia dissipada pela liga e origina-se na diferença das temperaturas de transformação de fase. Para Anderson (2006), a condição essencial para o comportamento pseudoelástico é a reversibilidade cristalográfica do processo de transformação martensítico.

2.5 LIGAS NITi

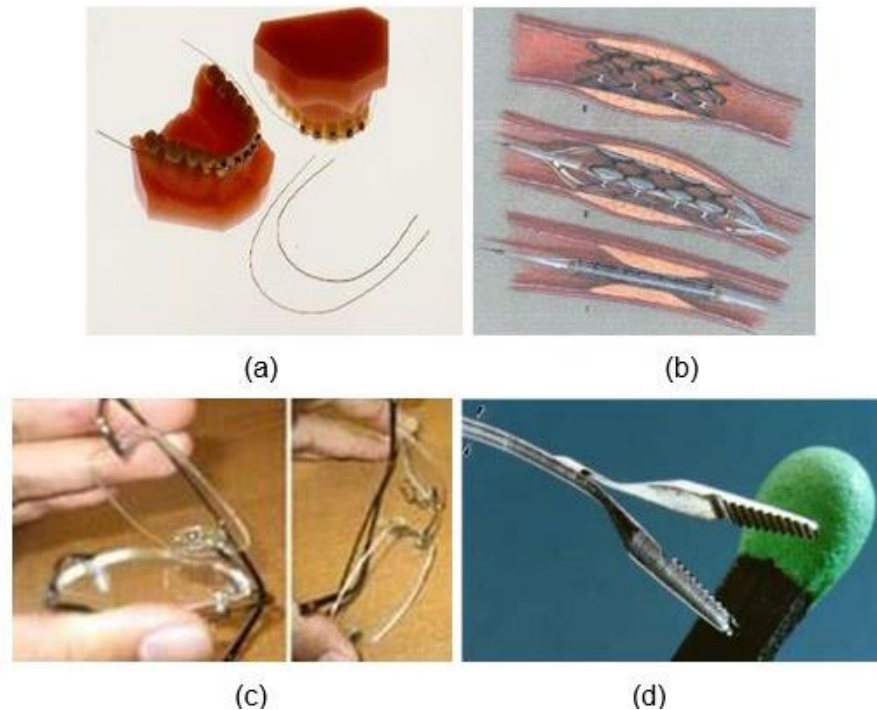
A liga de níquel e titânio (NiTi) é um sistema binário e equiatômico, geralmente possui uma composição em peso de aproximadamente 55% de níquel e 45% de titânio.

Outras ligas também apresentam essas características, porém o que diferencia a NiTi das demais é sua capacidade de recuperação da forma, podendo apresentar até 10% de recuperação, enquanto os demais apresentam entre 3% e 8% (OTSUKA; REN, 1998).

Desde o descobrimento da liga de NiTi rica em níquel, suas propriedades têm sido amplamente estudadas (OTSUKA; REN, 2005) por possuírem propriedades como a resistência à corrosão, biocompatibilidade e as ligadas a LMF. A liga de NiTi tem tido aplicações em vários ramos industriais, como automotivo, aeroespacial, medicinal e nos esportes. As propriedades do efeito memória de forma têm sido estudadas para a substituição de atuadores, uma vez que podem diminuir o custo, o peso e maximizar a confiabilidade dos sistemas empregados (FALVO, 2008), além de utilizadas também como absorvedores de vibrações, como citado por Lagoudas (2008).

Apesar das inúmeras aplicações, a liga ainda possui um elevado custo, o que inviabiliza a utilização em massa, além de a manufatura ser difícil, pois pequenas alterações na composição ou no processamento termomecânico levam a grandes mudanças de comportamento, ou seja, a NiTi possui um comportamento não linear. A figura 8, mostra algumas aplicações comerciais.

Figura 8 – Aplicações comerciais da NiTi.



Fonte: Ryhanen (1999) e Fernandes (2006) (apud VILLAMARIN, 2013).
 (a) Fio ortodôntico feito de Ni-Ti. (b) Stents auto expansíveis com memória de forma. (c) Armação de óculos feita de Ni-Ti superelástico. (d) Pinça cirúrgica feita de Ni-Ti.

2.5.1 Histórico da liga

Quadro 1 – Histórico das ligas com EMF.

Período	Pesquisador/Grupo de pesquisa	Fato Histórico
Década de 30	A. ölander	Descoberta do efeito super elástico nas ligas de AuCd
1938	Greninger e Mooradian	Descoberta da fase martensita no aquecimento e resfriamento de uma liga de Cu-Zn
1949	Kurdjumov e Khandros	Explicação do efeito memória de forma com base no comportamento termoelástico da martensita
1951	Chang e Read	Observação do efeito memória de forma em uma liga de AuCd
1962	Naval Ordnance Laboratory (NOL)	Descoberta do efeito memória de forma em ligas de NiTi

Fonte: Elaboração do autor, 2016.

Segundo Buehler e Wang (1968), a descoberta da *Naval Ordnance Laboratory* motivou novas pesquisas sobre o comportamento mecânico e possíveis aplicações dessa liga. Os resultados encontrados pelo NOL surpreenderam pela capacidade de recuperação da liga de NiTi, que em ensaios de tração chegaram a

8%. Atualmente a NiTi é uma liga comercial, com propriedades reconhecidas e uma recuperação que chega a 10% na deformação (OTSUKA e REN, 2005).

2.6 EFEITOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS EM LIGAS DE NITI

Segundo Callister (2008), tratamentos térmicos são intervenções em materiais no estado sólido, que consistem no aquecimento a determinadas temperaturas, seguido de um patamar isotérmico e finalizado com resfriamento controlado até temperatura ambiente. Tratamentos térmicos em ligas de NiTi têm o objetivo de controlar a presença de precipitados na matriz (ANDERSAN, 2006).

A temperatura de tratamento térmico afeta significativamente as propriedades das ligas de NiTi, as escolhas dessas temperaturas determinam as especificações e propriedades que se deseja obter. De acordo com Ducos (2006), para se obter uma liga de NiTi com bom comportamento superelástico, geralmente se utiliza tratamentos com temperaturas entre 350 °C a 450 °C, pois promove a formação de precipitados de Ni_4Ti_3 , que dificultam o deslizamento das discordâncias. Para Otsuka e Wayman (1998), as ligas ricas em Ni, com composição superior a 50,5 at-% de níquel, melhoram as propriedades de superelasticidade quando tratadas em temperaturas entre 300 °C e 500 °C, também devido ao aparecimento do precipitado Ni_4Ti_3 , além de proporcionar o endurecimento da liga devido à criação de um campo de tensões de longo alcance, que impede a movimentação das interfaces (OTSUKA; REN, 2005).

Andersan (2006) menciona que tratamentos térmicos realizados entre as temperaturas de 500 °C a 800 °C ou envelhecimentos nas temperaturas de 300 °C a 350 °C, com isotermas superiores a uma hora, conferem à liga de NiTi o efeito memória de forma.

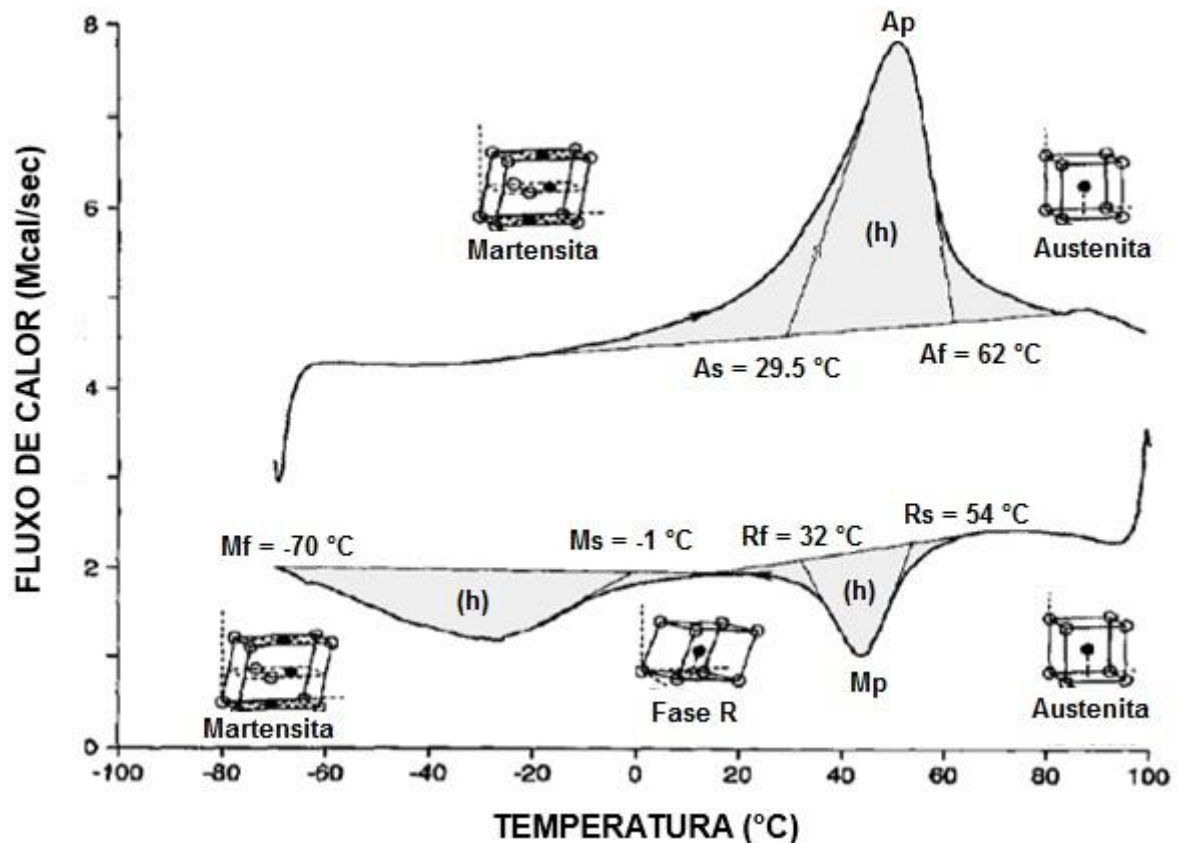
Em seus resultados, Vargas (2007) consegue observar que a 300 °C e com tempos curtos, de 30 minutos a 1 hora, há a precipitação da fase Ni_4Ti_3 . Já temperaturas mais elevadas e tempos mais longos a fase precipitada é Ni_3Ti , e em faixas intermediárias de temperatura e de tempo a precipitação é a Ni_3Ti_2 .

Publicações na área mostram o grande número de tratamentos possíveis e suas consequências nas propriedades da liga, sendo consensual que tratamentos térmicos de envelhecimento favorecem o aparecimento da fase R nas ligas de NiTi, devido ao processo de heterogeneidade da composição criada na matriz com a fase

mãe (B2), pela presença da precipitação de Ni_4Ti_3 , de modo que as transformações acontecem da seguinte forma: para o resfriamento (B2 – R e R - B19') e para o aquecimento (B19' - R e R-B2).

A calorimetria exploratória diferencial ou DSC é o ensaio mais comum para a avaliação das temperaturas de transformação nos materiais. O princípio desse ensaio é a medição do fluxo de calor fornecido para uma amostra de LMF. A transformação martensítica termoelástica está associada ao desprendimento e ao consumo do calor latente.

Figura 9 – Esquema de um ensaio de DSC para ligas de NiTi.



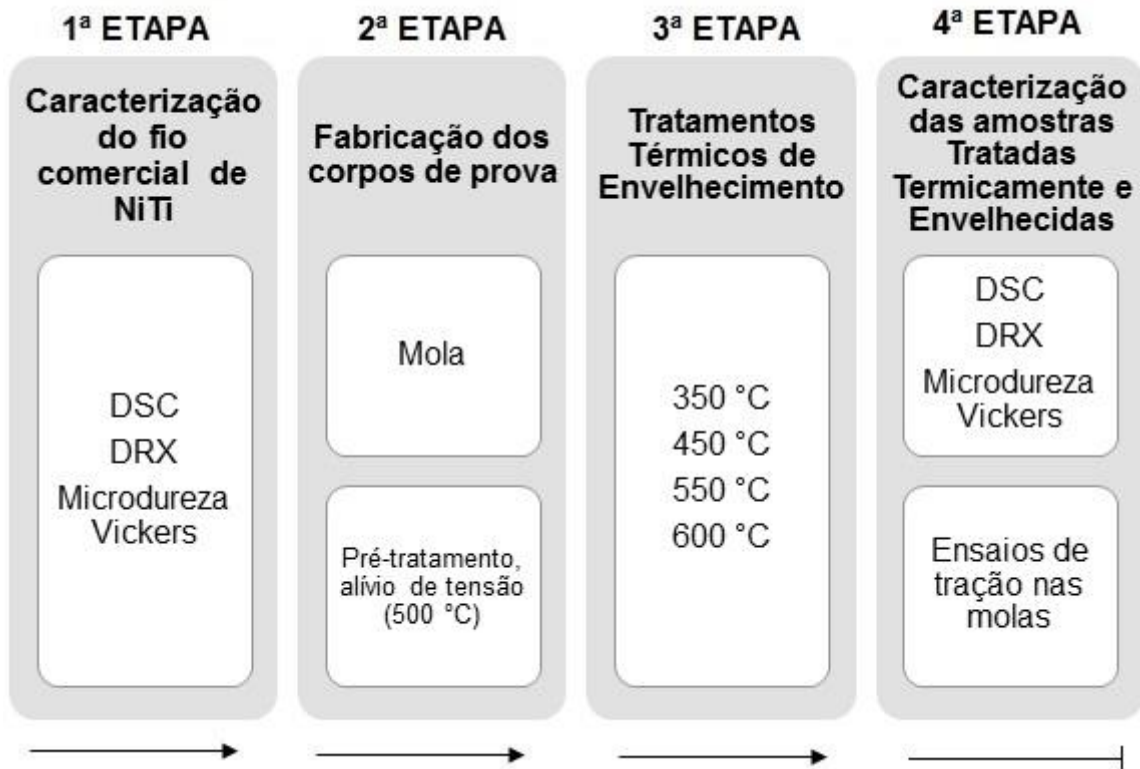
Fonte: Shaw e Kyriakides. Editado pelo autor.

Segundo Lagoudas (2008) a transformação martensítica no resfriamento é exotérmica e a transformação no aquecimento é endotérmica, de modo que as curvas de aquecimento e resfriamento apresentam picos e a área interna de cada pico representa a quantidade de energia desprendida ou consumida para que ocorra a transformação de fase, conforme mostrado na figura 9.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A figura 10 resumidamente apresenta a metodologia utilizada na pesquisa.

Figura 10 – Metodologia de pesquisa.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

3.1 FIOS DE NITI

Os fios de NiTi foram adquiridos da empresa *Memry – SAES Group Company*, tendo as especificações técnicas listados no quadro 2.

Quadro 2 – Especificações técnicas do fio utilizado na pesquisa.

Especificações Técnicas	Valores
Comprimento	1,53 m
Diâmetro	2,16 mm
Porcentagem de Ni em peso	~ 56%
Porcentagem de Ti em peso	~ 44%

Fonte: Elaboração do autor, 2016.

Através de calorimetria exploratória diferencial (DSC) os fios foram caracterizados como recebidos, para se conhecer as temperaturas de transformação de fase, conforme apresentado no quadro 3.

Quadro 3 – Temperaturas de transformação de fase.

Transformação da fase	Temperaturas (°C)
As	0,59
Af	21,28
Ap	9,25
Ms	17
Mf	-10,43
Mp	0,16

Fonte: Elaboração do autor, 2016.

Os resultados comprovaram que em temperatura ambiente e nas condições como foi recebido, o fio de NiTi encontrava-se completamente em fase austenita.

3.2 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DAS MOLAS E TRATAMENTOS TÉRMICOS

O fio comercial de NiTi como recebido foi moldado através de um fuso de aço para adquirir o formato de uma mola helicoidal, conforme mostrado na figura 11.

Figura 11 – Fio de NiTi moldado no fuso no formato de mola helicoidal, antes dos tratamentos térmicos.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

Para que o fio de NiTi comercial ficasse no formato desejado, um tratamento térmico para alívio de tensões foi realizado, utilizando um forno mufla da linha laboratorial da empresa Jung. O tratamento térmico realizado parte da temperatura ambiente e prossegue até 500 °C, permanecendo em isoterma por 20 minutos, realizando posteriormente têmpera em água. Esse tratamento térmico foi realizado com base nos resultados obtidos por Grassi (2014) e Souza (2014).

Já no formato de mola, os corpos de prova retornaram ao forno mufla para os tratamentos de envelhecimento, conforme quadro 4.

Quadro 4 – Condições de envelhecimento das molas.

Tratamentos de Envelhecimento	Temperatura (°C)	Isoterma (min.)	Resfriamento
1	350	30	Têmpera em água
2	450	30	
3	550	30	
4	600	30	

Fonte: Elaboração do autor, 2016.

A escolha das temperaturas de envelhecimento foi embasada no que já fora publicado por Otsuka e Ren (2005), Ducos (2006) e Villamarin (2013). Estes mostram que tratamentos de recozimento entre as faixas de 300 °C a 500 °C favorecem o aparecimento de precipitados de Ni₄Ti₃, que além de endurecer a liga, dificultam o deslizamento das discordâncias e favorecem o comportamento superelástico em ligas ricas em Ni, com composição atômica superior a 50,5 at-% de níquel, como é o caso do fio estudado. As molas finalizadas, são mostradas na figura 12 e suas medidas no quadro 5.

Figura 12 – Molas envelhecidas termicamente.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

Quadro 5 – Medidas dos corpos de prova em centímetro.

Tratamentos Térmicos	Comprimento (cm)	Diâmetro Externo (cm)	Diâmetro Interno (cm)
350 °C	13,87	2,8	2,4
450 °C	13,91	2,9	2,5
500 °C	13,88	2,8	2,4
550 °C	13,85	2,9	2,4
600 °C	12,6	2,9	2,5

Fonte: Elaboração do autor, 2016.

3.3 CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)

A calorimetria exploratória diferencial (DSC) foi utilizada com objetivo de determinar as temperaturas de transformação de fase do fio como recebido e dos corpos de prova tratados termicamente.

Uma pequena amostra dos corpos de prova foram retirados (15 mg ~ 27 mg), para serem acomodados em um cadinho com diâmetro de 2,35 mm e altura de 3,9 mm. Após o corte, as amostras foram imersas em acetona e levadas em banho ultrassônico por 15 minutos, a fim de retirar toda e qualquer impureza.

O equipamento utilizado para a realização do ensaio é da marca *PerkinElmer*, modelo 8500. Adotando como condições de ensaio:

- a) atmosfera com fluxo de nitrogênio;
- b) taxa de aquecimento de 20 °C/min;

- c) cadinho de alumínio;
- d) ensaiados entre as temperaturas de $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $100\text{ }^{\circ}\text{C}$.

3.4 APARATO EXPERIMENTAL PARA REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS MECÂNICOS

Para os ensaios mecânicos de tração utilizou-se um aparato experimental que realiza ensaios de tração em molas, conforme ilustrado nas figuras 13 e 14.

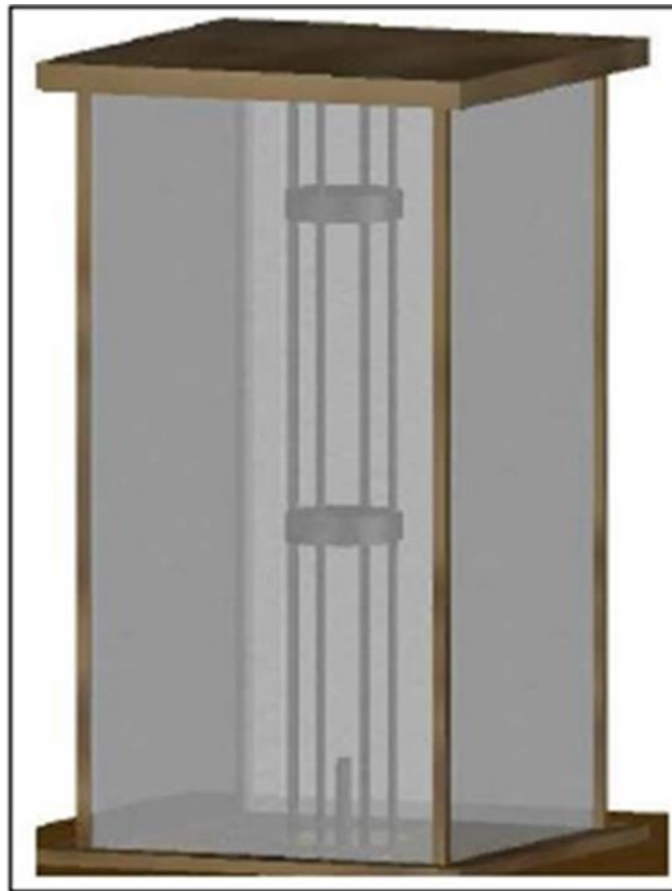
Figura 13 – Desenho esquemático do aparato experimental.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

1) Caixa em acrílico e madeira. 2) Estrutura em alumínio para fixação das molas. 3) Baldes com água para o bombeamento da carga aplicada na deformação. 4) Baldes com areia, contrapeso do sistema.

Figura 14 – Estrutura em alumínio para fixação das molas.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

O aparato experimental é composto de uma estrutura em alumínio, célula de carga, sensor de deslocamento, caixa em acrílico/madeira e a parte elétrica. Foi desenvolvido para realizar ensaios de tração em molas, onde o corpo de prova é fixado no equipamento e através do bombeamento de água a carga desejada é imposta para deformação das molas. O sensor de deslocamento capta a distância deformada e a célula de carga capta a informação da carga aplicada, e com essas informações se consegue esboçar o gráfico força x deslocamento das amostras, visualizando o comportamento mecânico das molas.

Esse equipamento foi utilizado em virtude da máquina de ensaio universal, marca MTS, do departamento de engenharia mecânica da UnB não possuir uma garra nas dimensões necessárias para fixar o fio comercial de NiTi, cuja espessura é baixa (2,16 mm).

Os parâmetros de ensaio são mostrados no quadro 6. Para o tratamento térmico de alívio de tensão e os envelhecimentos, cada amostra passou por 200 ciclos

de carregamento e descarregamento para estabilização do laço de histerese. A figura 15 mostra a mola envelhecida a 550 °C sendo ensaiada no aparato.

Quadro 6 – Parâmetros dos ensaios mecânicos das amostras.

Tratamento Térmico	Carga aplicada (Kg)	Temperatura de ensaio (°C)
500 °C	9	30
350 °C	9	48
450 °C	9	51
550 °C	7	30
600 °C	9	30

Fonte: Elaboração do autor, 2016.

Antes dos ensaios mecânicos as molas foram testadas a fim de se conhecer a carga máxima suportada pelo corpo de prova. Cargas superiores a esses valores deformariam plasticamente as molas. As temperaturas de ensaio variaram em decorrência dos resultados obtidos no DSC, as molas de 350 °C e 450 °C tiveram os ensaios acima da temperatura ambiente, para garantir que estivessem completamente em fase austenita.

Figura 15 – Mola envelhecida a 550 °C durante a realização do ensaio.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

As molas foram fabricadas com base no projeto de molas helicoidais realizados por Souza (2014), e com base nos resultados alcançados por Grassi (2014). O uso de molas helicoidais é preferível quando se deseja grandes deslocamentos, em detrimento da realização de um alto nível de trabalho mecânico (GRASSI, 2014).

Segundo Budynas e Nisbett (2011), molas helicoidais são elementos usados em sistemas mecânicos quando se deseja características como flexibilidade, aplicação controlada de força ou torque, ou ainda armazenamento e liberação de energia.

3.5 DIFRAÇÃO DE RAIO X (DRX)

Para a determinação das fases presentes no fio comercial e nas amostras tratadas termicamente, realizou-se ensaios de DRX tendo como parâmetros:

- a) faixa 2Θ – 20° até 140° ;
- b) incremento ou passo – 0.05° ;
- c) velocidade: $1^\circ/\text{min}$.

Para os ensaios foi utilizado um equipamento da marca *Rigaku*, modelo Ultima IV. As amostras de NiTi foram cortadas e embutidas em uma resina acrílica (a frio), posteriormente foram lixadas, polidas e lavadas em água corrente, a fim de retirar impurezas. As peças foram lixadas na sequência de lixas de granulometria de #220, #400, #600, #800, #1200 e #2500 e polidas em alumina dispersa de 1,0 e $0,03 \mu\text{m}$.

Os difratogramas foram analisados no *software Crystallographica Search Match*, que utiliza como banco de referências dados cristalográficos do ICDD (*The International Centre for Diffraction Data*).

3.6 ENSAIOS DE MICRODUREZA VICKERS (HV 0.5)

Adotando a norma ASTM E384 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2011) para o ensaio de microdureza *vickers*, as amostras passaram por metalografia (corte, embutimento metalográfico, lixamento e polimento), a fim de que as superfícies ficassem livres de defeitos. As medições foram realizadas com uma carga de 500 gf (HV 0.5) sob a superfície das amostras, tendo como tempo

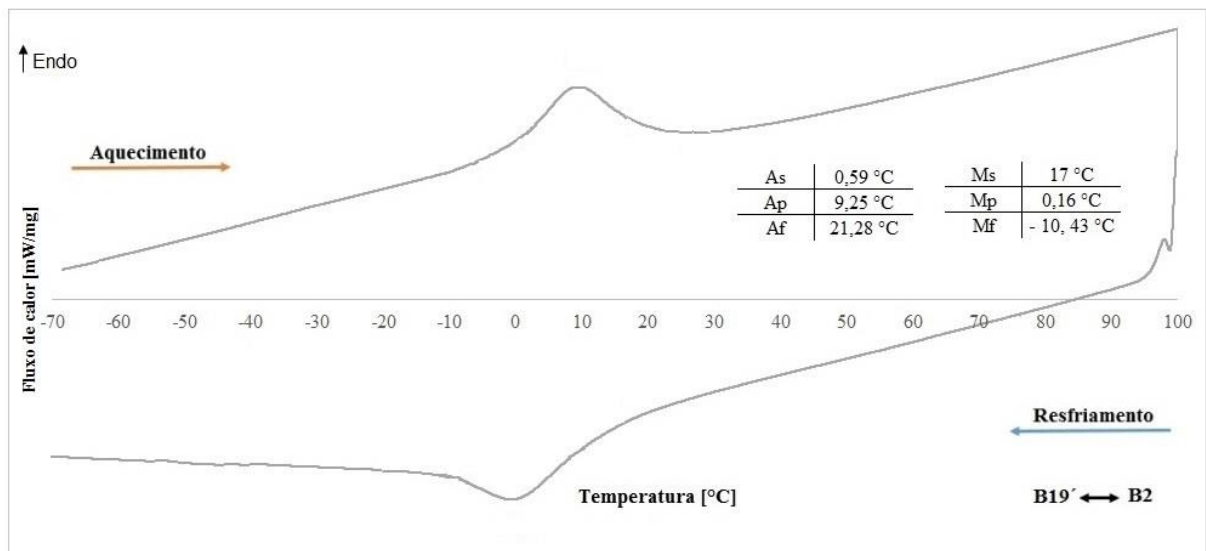
da aplicação da carga 10 s. Em cada amostra 5 identificações foram obtidas, de modo que ao final se calculou a média e o desvio padrão para esses resultados.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CALORIMETRIA EXPLORATÓRIA DIFERENCIAL (DSC)

A figura 16 ilustra o resultado do ensaio de DSC feito para a amostra como recebida (CR), observou-se que em temperatura ambiente (25 °C ~ 30 °C) o material se encontrava em fase austenita (B2), havendo uma transformação direta entre a fase austenita (B2) e fase martensita (B19'), sem a presença de fase R.

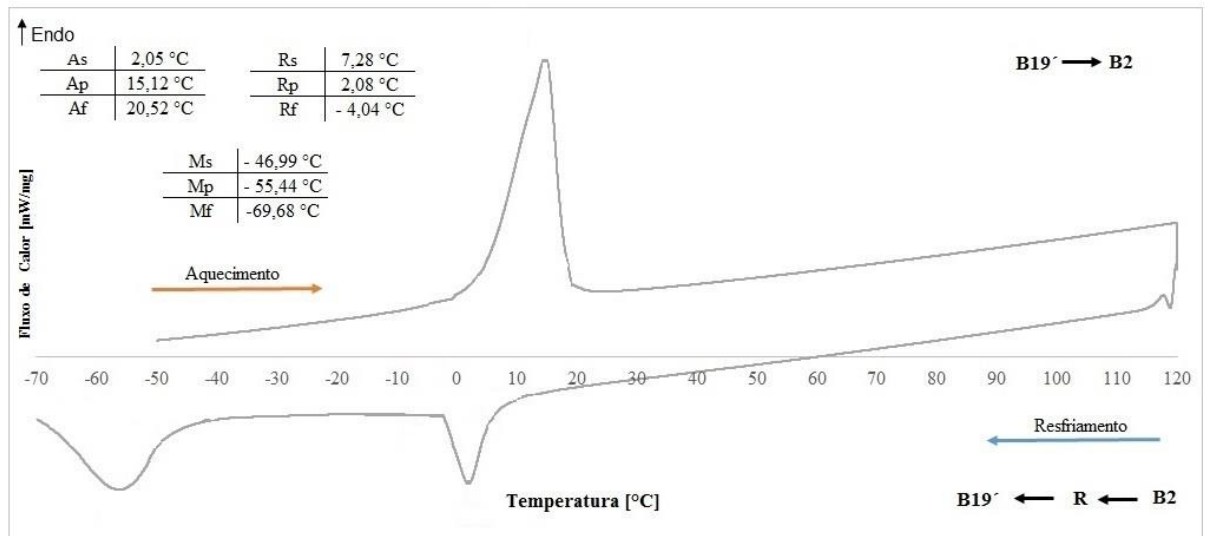
Figura 16 – Gráfico de DSC para amostra como recebida (CR).



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

Após o tratamento térmico para alívio de tensão em 500 °C, conforme apresentado na figura 17, houve o aparecimento de fase R e o deslocamento das temperaturas de transformação martensítica para um patamar inferior a -45 °C, porém a liga continua no comportamento pseudoelástica em temperatura ambiente.

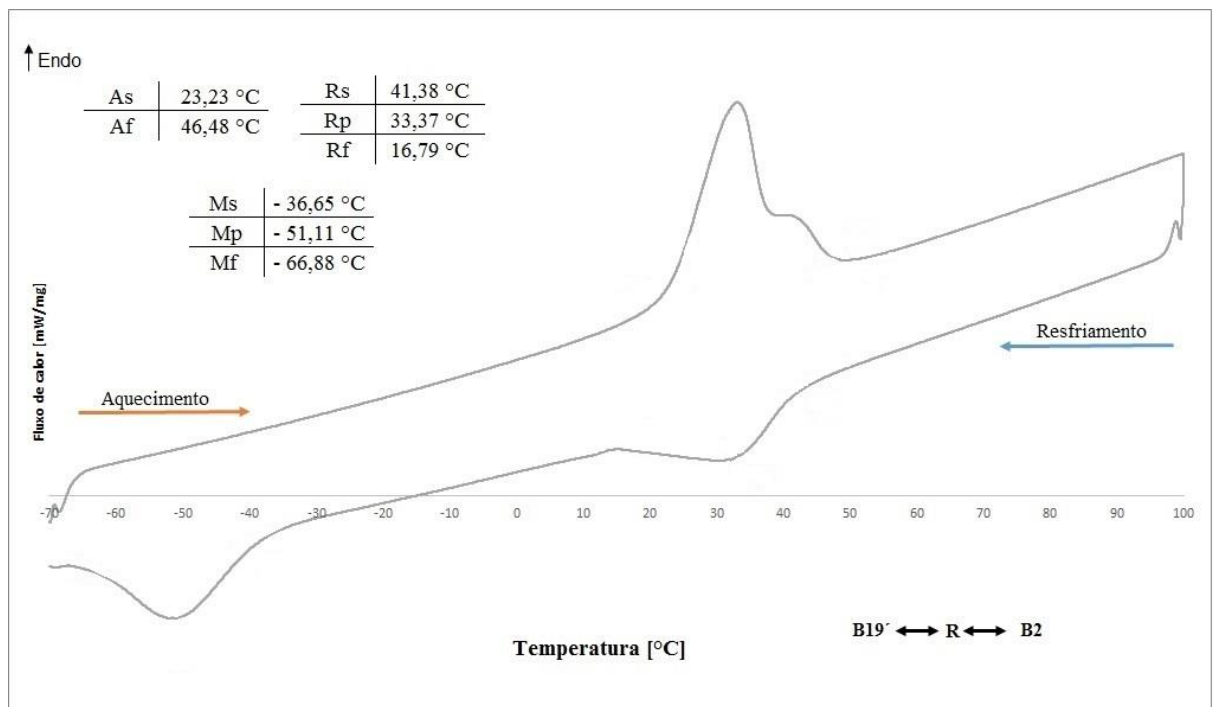
Figura 17 – Gráfico de DSC para amostra tratada a 500 °C.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

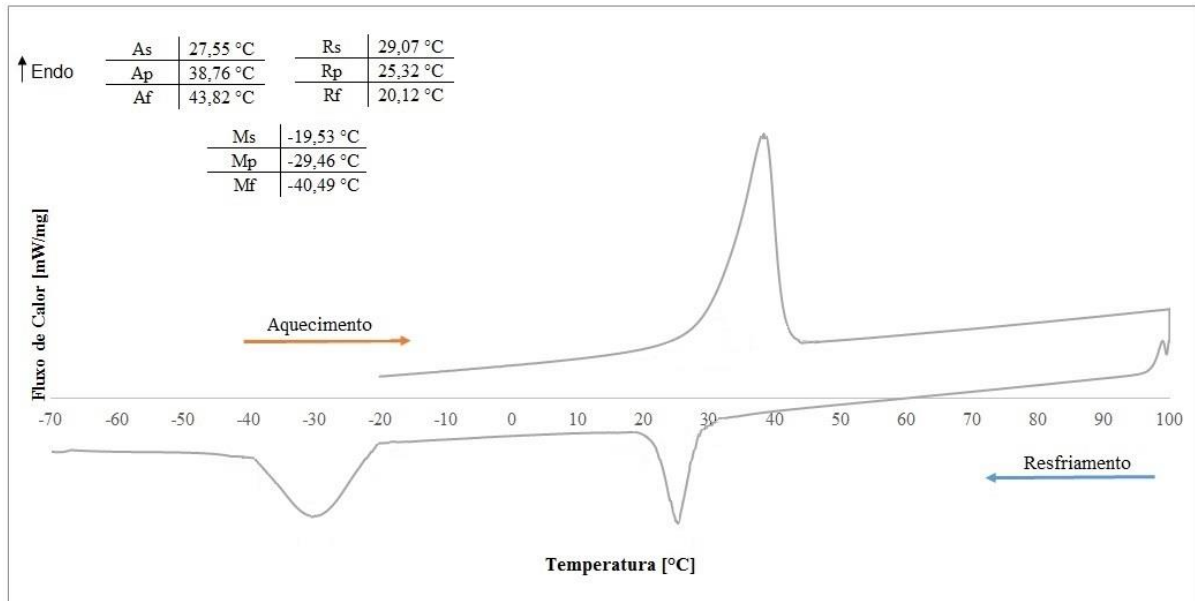
Após os tratamentos térmicos de envelhecimento nas temperaturas de 350 °C, 450 °C e 550 °C, os corpos de prova apresentaram a fase R, além do deslocamento das temperaturas de transformação martensítica para patamares inferiores, como mostrado nas figuras 18, 19 e 20.

Figura 18 – Gráfico de DSC para amostra tratada a 350 °C.



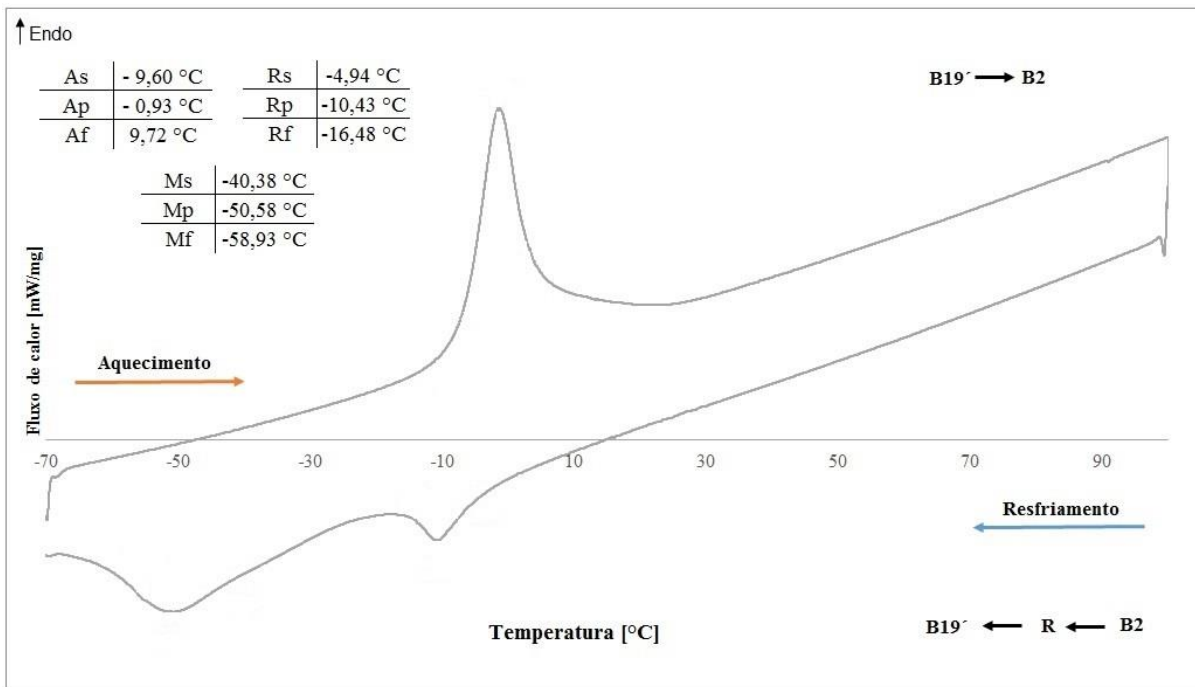
Fonte: Elaboração do autor, 2016.

Figura 19 – Gráfico de DSC para amostra tratada a 450 °C.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

Figura 20 – Gráfico de DSC para amostra tratada a 550 °C.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

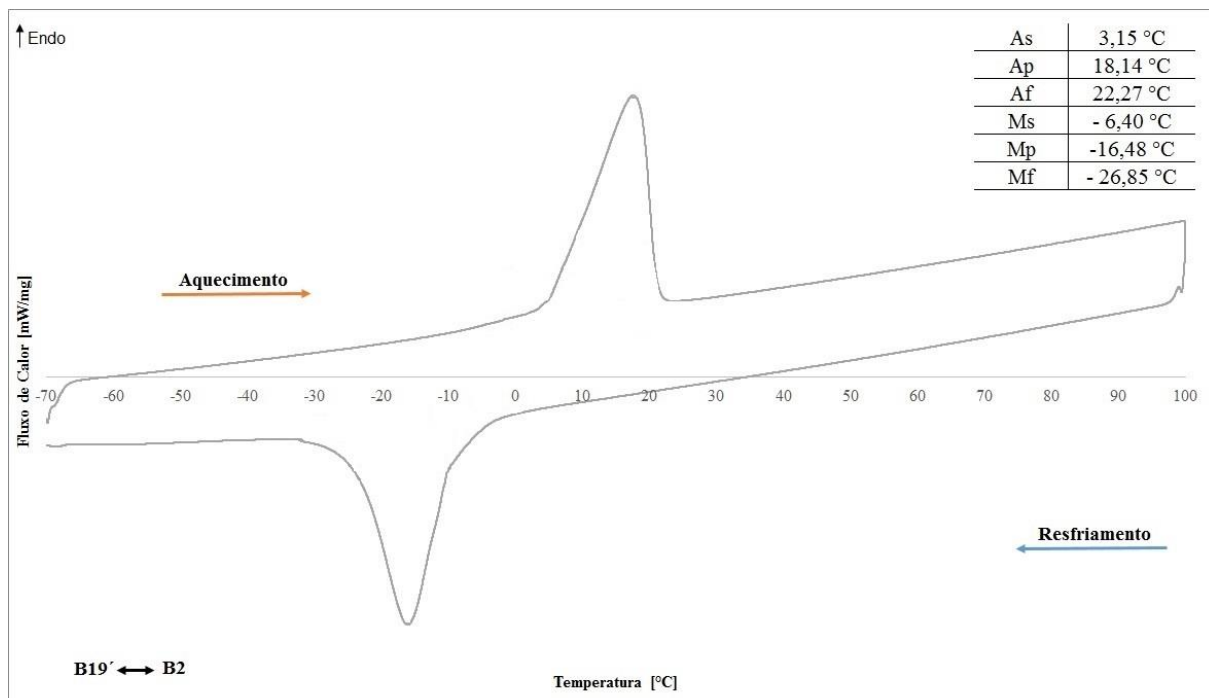
Os envelhecimentos nas temperaturas de 350 °C e 450 °C apresentaram fase R em temperatura ambiente. Porém, o envelhecimento de 550 °C apresentou somente austenita em temperatura ambiente. Para o envelhecimento de 350 °C a fase R apareceu tanto no aquecimento (B19' - R - B2) quanto no resfriamento (B2-R - B19'),

nos envelhecimentos de 450 °C e 550 °C a fase R se apresentou apenas na transformação da fase B2 para B19' (resfriamento).

O aparecimento de fase R se deve, principalmente, a dois fatores que são o nível de deformação plástica imposta à liga com memória de forma NiTi, o que reflete em uma alta densidade de defeitos na rede cristalina, e que por consequência, serve de pontos de nucleação de precipitados da fase metaestável, rica em Ni (Ni_4Ti_3), que favorece significativamente o aparecimento de fase R (MILLER & LAGOUDAS, 2001).

O único tratamento térmico que não apresentou fase R foi de 600 °C, conforme figura 21, sendo o mecanismo de transformação de fase direta entre B19' para B2 e vice-versa, condições igualmente encontradas na amostra como recebida. Como constatado por Villamarin (2013), o tratamento térmico feito a 600 °C permite a dissolução do precipitado Ni_4Ti_3 na matriz da liga, sendo assim, há solubilização da fase R, de modo que o material apresenta comportamento pseudoelástico e somente fase austenita em temperatura ambiente.

Figura 21 – Gráfico de DSC para amostra tratada a 600 °C.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

O quadro 7 mostra um panorama geral das temperaturas de transformação de fase (A_s , A_f , R_s , R_f , M_s e M_f) para a amostra como recebida, para o tratamento de alívio de tensão e para as amostras envelhecidas termicamente.

Quadro 7 – Temperaturas de transformação de fase.

Temperaturas	°C					
	CR	350	450	500	550	600
As	0,59	23,23	27,55	2,05	-9,6	3,15
Af	21,28	46,48	43,82	20,52	9,72	22,27
Rs	-	41,38	29,07	7,28	-4,94	-
Rf	-	16,79	20,12	-4,04	-16,48	-
Ms	17	-36,65	-19,53	-46,99	-40,38	-6,4
Mf	-10,43	-66,88	-40,49	-69,68	-58,93	-26,85

Fonte: Elaboração do autor, 2016.

Todas as transformações martensíticas estão abaixo da temperatura ambiente. As amostras como recebidas (CR), para o tratamento térmico para alívio de tensão (500 °C), e envelhecidas a 550 °C e 600 °C apresentaram somente fase austenita em temperatura ambiente, já as amostras envelhecidas a 350 °C e 450 °C apresentaram fase R e fase austenita em temperatura ambiente.

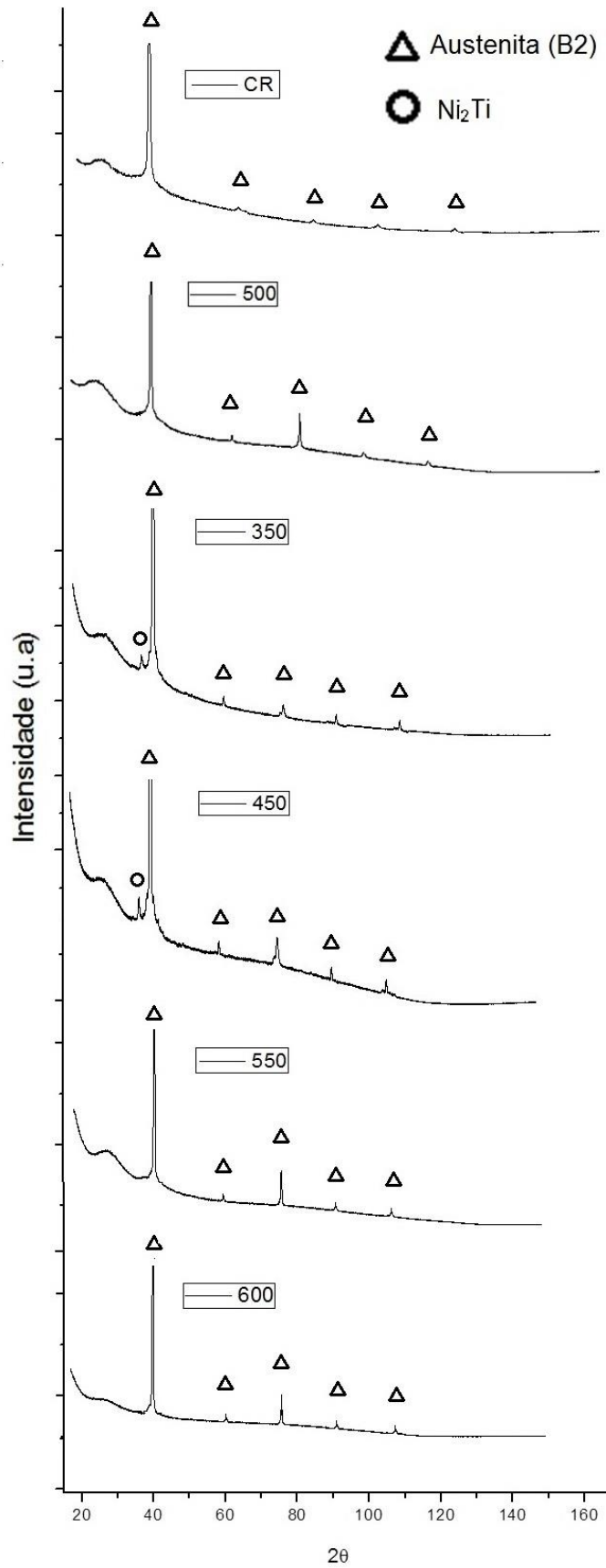
4.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX)

A figura 22 apresenta os resultados de DRX para a amostra como recebida (CR), o tratamento térmico de alívio de tensão (500 °C), e os envelhecimentos feitos a 350 °C, 450 °C, 550 °C e 600 °C. No geral, os resultados mostram que todos os corpos de prova apresentavam fase austenita (B2), ou seja, exibiam comportamento pseudoelástico.

Porém as amostras envelhecidas a 350 °C e 450 °C além da fase austenita, apresentaram precipitação Ni₂Ti.

A fase R está presente nos tratamentos de alívio de tensão (500 °C) e nos envelhecimentos de 350 °C, 450 °C e 550 °C, como visto nos resultados de DSC. Entretanto, nos resultados de DRX, a fase R fica junto ao pico principal da fase austenita (B2) entre os graus 39° e 43°. Nos resultados obtidos por Villamarin (2013), através da técnica de decovolução, o pico da fase R se encontra abaixo do pico principal da fase austenita para as amostras envelhecidas termicamente.

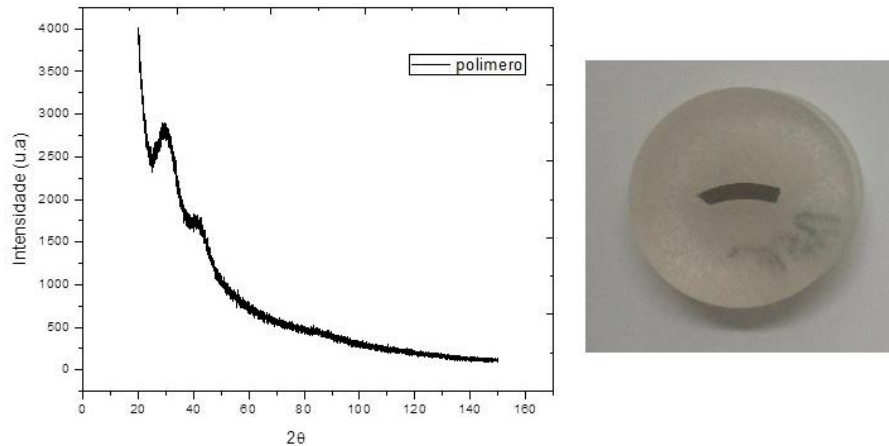
Figura 22 – Resultados de DRX.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

Vale salientar que esse desnível inicial é a leitura da resina a frio em que a amostra foi embutida para análise, como se pode observar na figura 23.

Figura 23 – Análises de DRX realizada para a resina em que as amostras foram embutidas.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

4.3 MICRODUREZA VICKERS

Os resultados de microdureza *Vickers* foram obtidos para as amostras como recebidas (CR), tratamento térmico de alívio de tensão (500 °C) e envelhecimentos (350 °C, 450 °C, 550 °C e 600 °C). A carga utilizada foi de 500 gf (HV 0,5) e foram feitas 5 indentações em cada amostra. Os resultados obtidos são mostrados no quadro 8.

Quadro 8 – Resultados da microdureza *Vickers*.

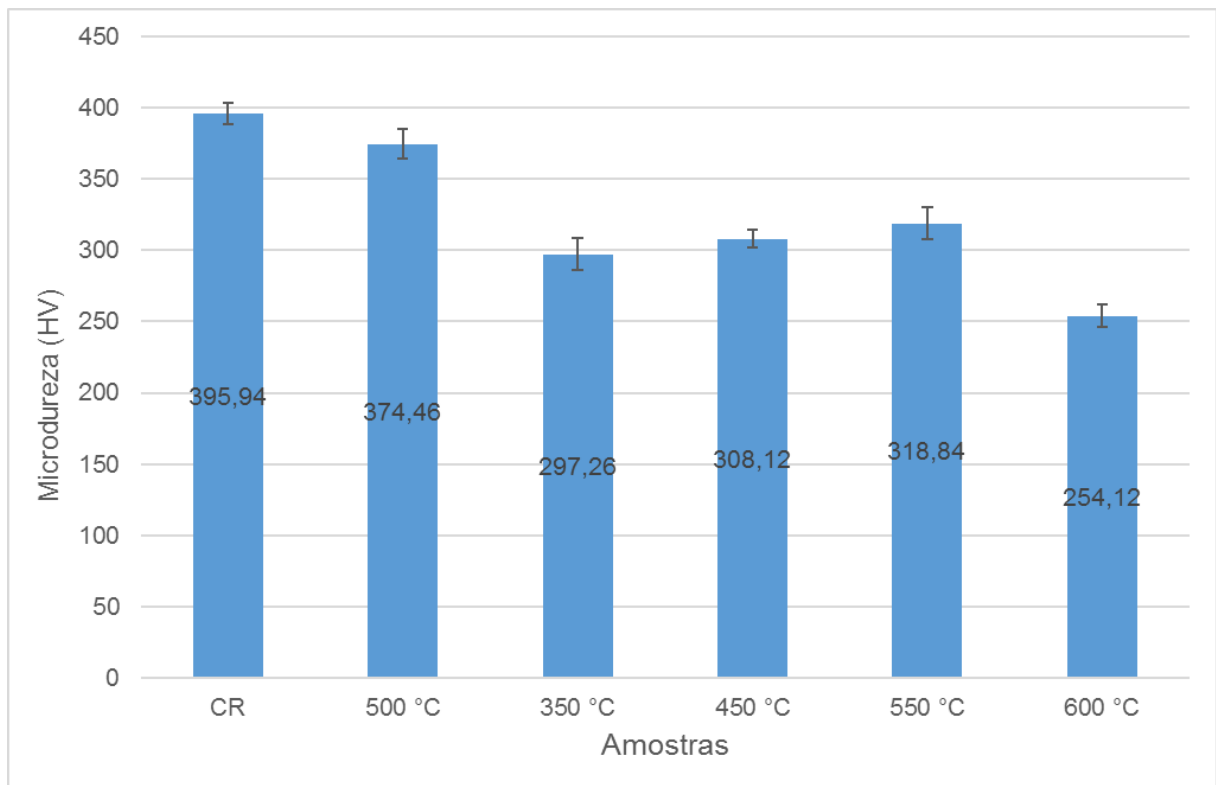
Microdureza Vickers (HV 0,5)						
	CR	T500 °C	T350 °C	T450 °C	T550 °C	T600 °C
Medição 01	402,1	385,5	311	316,6	306,2	257,4
Medição 02	395,3	370,8	304,5	311,2	313	249,7
Medição 03	405,1	383,8	298,2	307,4	333	252,1
Medição 04	390,8	360,5	285,4	302,2	327,2	266
Medição 05	386,4	371,7	287,2	303,2	314,8	245,4
Valor Médio	395,9	374,5	297,3	308,1	318,8	254,1
Mediana	395,3	371,7	298,2	307,4	314,8	252,1
Desvio Padrão	7,7	10,3	11,0	5,9	11,0	7,9

Fonte: Elaboração do autor, 2016.

Pode-se observar que os valores de microdureza são afetados pelos tratamentos térmicos. Após a obtenção das molas e o tratamento térmico de alívio de tensão (500 °C) o material apresentou uma queda na dureza, porém permaneceu dentro do limite de erro (desvio padrão).

Posteriormente, com os envelhecimentos, a dureza diminuiu 24,92% para o tratamento de 350 °C quando comparado à amostra CR, havendo uma recuperação para os tratamentos de 450 °C e 550 °C. Porém, após o envelhecimento a 600 °C, a dureza diminuiu novamente em 35,82% quando comparada à amostra CR. A figura 24 mostra um comparativa da amostra CR e tratadas termicamente.

Figura 24 – Gráfico comparativo das amostras e dos resultados de microdureza.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

A maior diferença percentual de microdureza quando comparados à amostra como recebida e com efeito do tratamento térmico, foi para o envelhecimento de 600 °C, provavelmente devido à solubilização da fase R, do precipitado Ni_2Ti e do crescimento do grão. O quadro 9 mostra essa diferença percentual.

Quadro 9 – Diferença percentual de microdureza.

Amostras	Média da dureza (HV)	Diferença em percentual (%)
CR	395,9 ± 7,7	
T500 °C	374,5 ± 10,3	5,43
T350 °C	297,3 ± 11	24,92
T450 °C	308,1 ± 5,9	22,18
T550 °C	318,8 ± 11	19,47
T600 °C	254,1 ± 7,9	35,82

Fonte: Elaboração do autor, 2016.

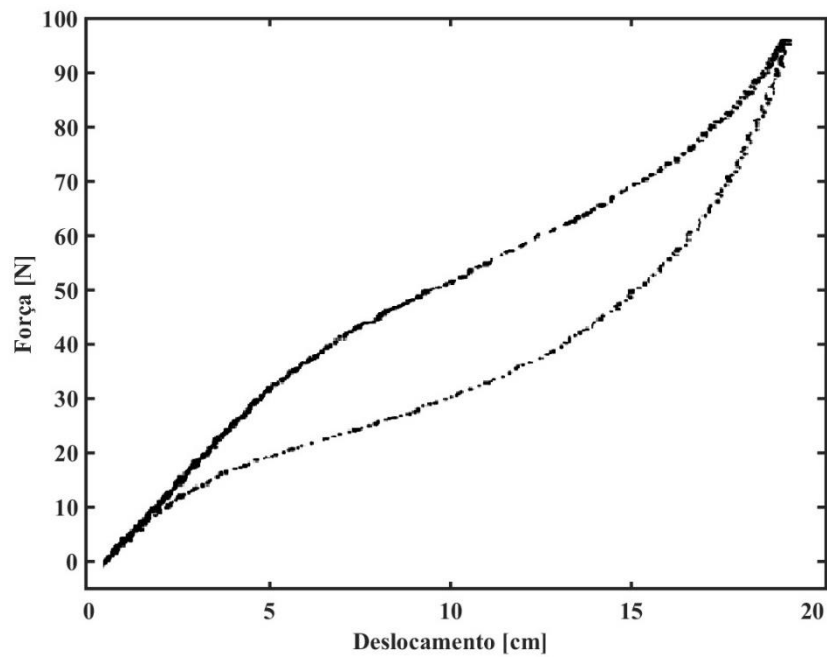
4.4 ENSAIOS MECÂNICOS NO APARATO EXPERIMENTAL

Todas as amostras passaram por 200 ciclos mecânicos de carregamento e descarregamento (APÊNDICE A) para estabilizar o laço histerético. A maioria das publicações trabalham com o treinamento do material em torno de 100 ciclos, com esse número de ciclagem já é possível observar uma certa estabilização no laço (ATLI et al., 2013; GALL & MAIER, 2002; SOUL et al., 2010). Porém Grassi (2014) utilizou 250 ciclos mecânicos no treinamento de molas de NiTi, sendo assim, optou-se por um valor intermediário.

Os resultados obtidos pelo aparato experimental são apresentados relacionando força x deslocamento, que são associados ao comportamento mecânico, podendo assim fazer um comparativo aos gráficos de tensão x deformação.

A mola com o tratamento térmico de alívio de tensão (500 °C) apresentou, aparentemente, a maior área de histerese quando comparada aos outros tratamentos, indicando uma maior capacidade de dissipação de energia, conforme se observa na figura 25.

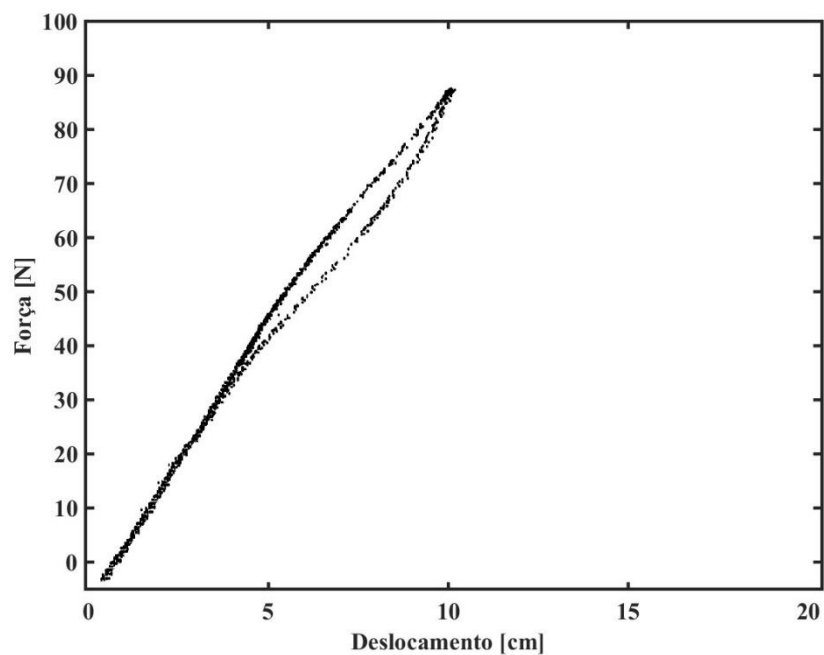
Figura 25 – Curva força x deslocamento para amostra tratada a 500 °C, ciclo número 200.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

A amostra tratada a 350 °C praticamente não teve dissipação de energia, apresentando um laço de histerese quase inexistente, conforme figura 26.

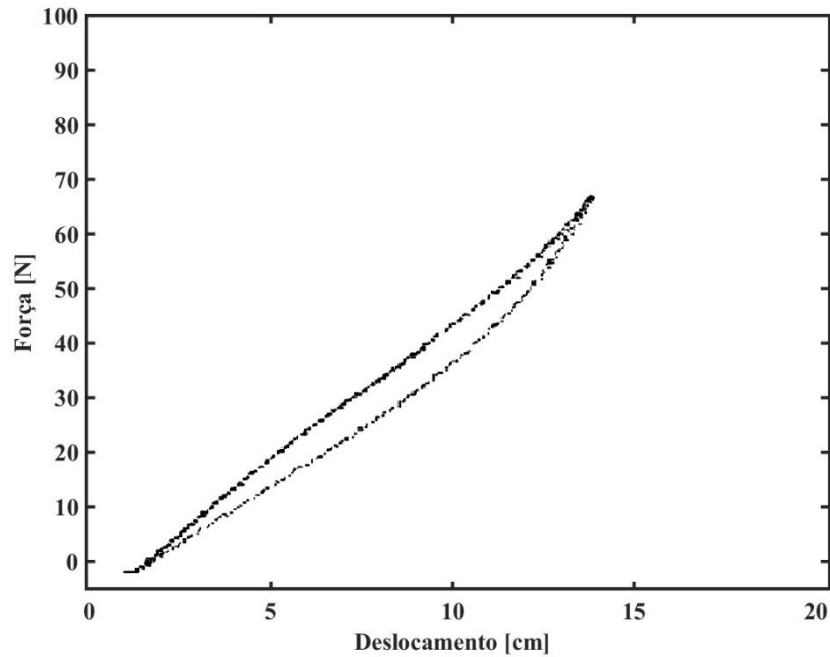
Figura 26 – Curva força x deslocamento para amostra tratada a 350 °C, ciclo número 200.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

O tratamento de 550 °C (figura 27) se mostrou o menos rígido quando ensaiado mecanicamente, pois aplicado uma força em média de 70 N, a deformação da mola chega em torno de 14 cm.

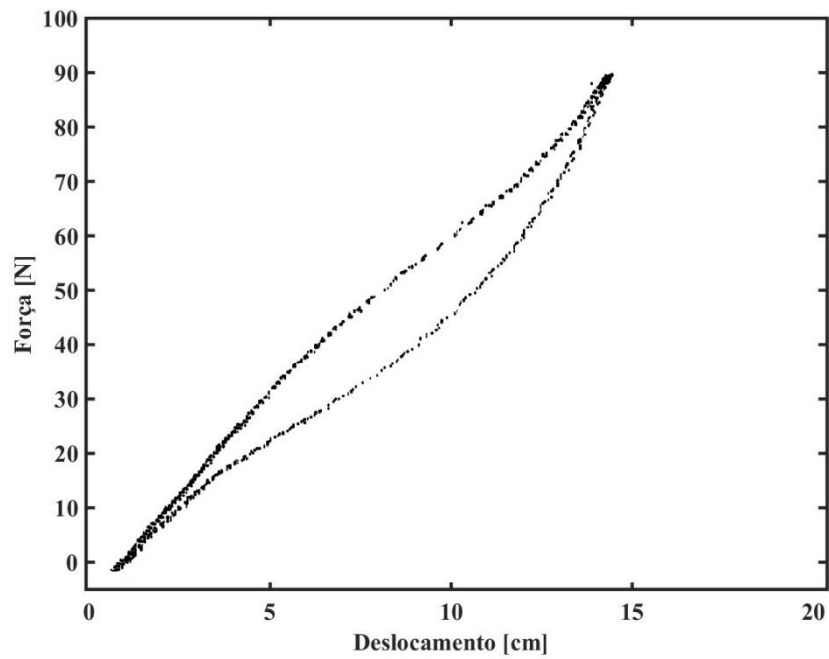
Figura 27 – Curva força x deslocamento para amostra tratada a 550 °C, ciclo número 200.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

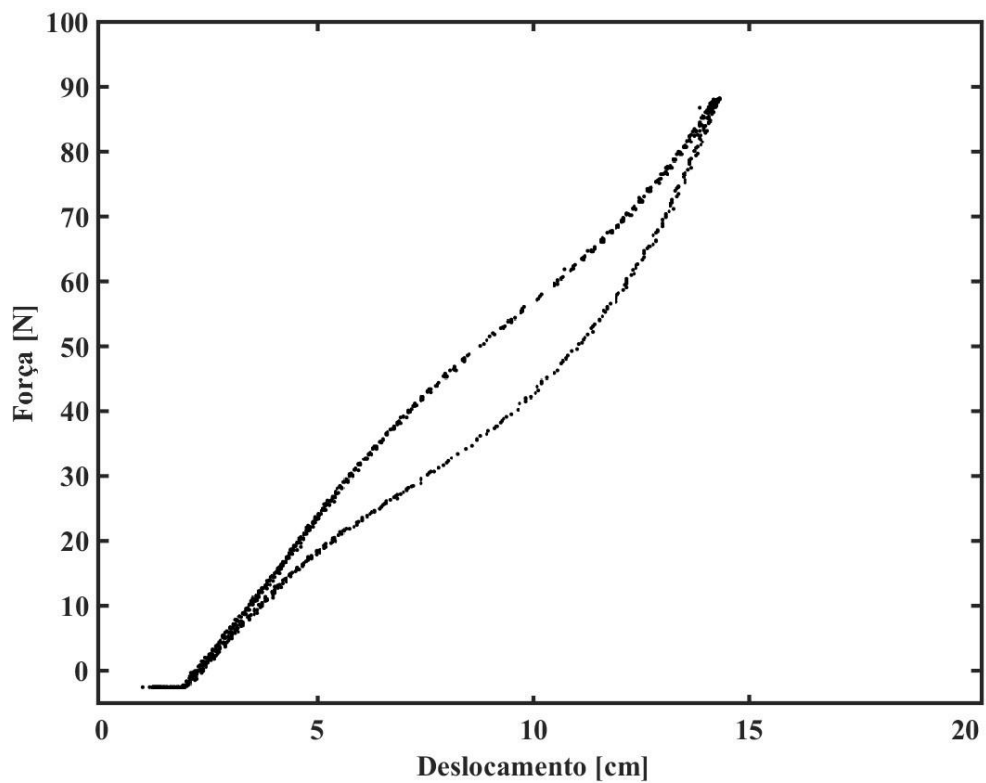
Os tratamentos térmicos de 450 °C e 600 °C mostraram comportamento mecânico semelhante, tanto na área de histerese, quanto no valor descolado com aplicação da força, figuras 28 e 29.

Figura 28 – Curva força x deslocamento para amostra tratada a 450 °C, ciclo número 200.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

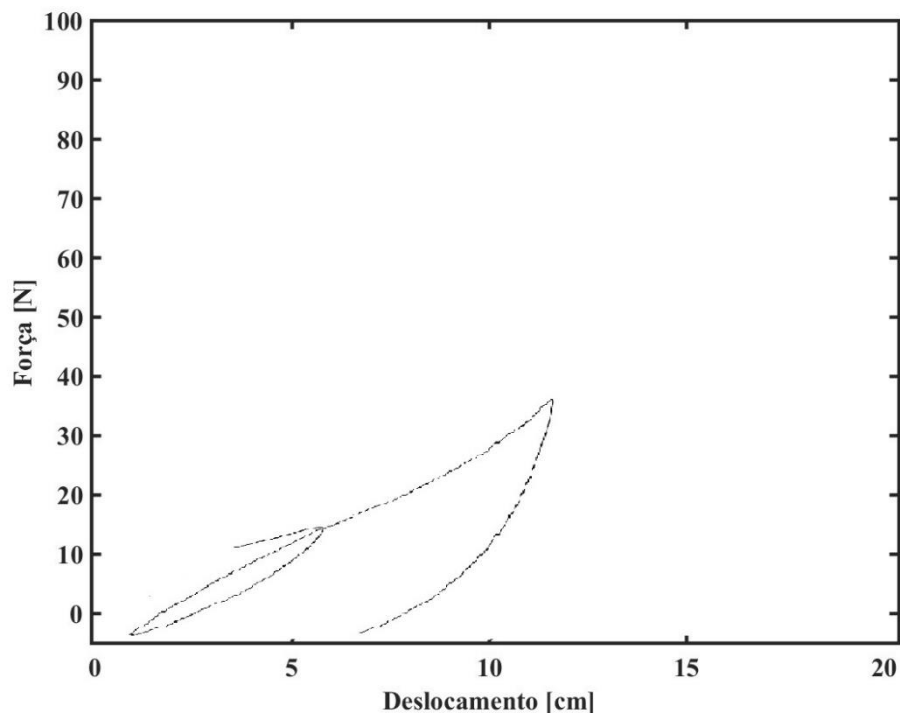
Figura 29 – Curva força x deslocamento para amostra tratada a 600 °C, ciclo número 200.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

As molas com tratamento térmico de 350 °C e 450 °C, para trabalharem no comportamento pseudoelástico, tiveram que ser testadas em temperaturas superiores a ambiente (48 °C e 51 °C, respectivamente). Pois quando testadas à temperatura ambiente apresentam austenita e fase R, suportando pouca carga (cerca de 3 a 4 kg, ao invés dos valores mostrados no quadro 6) e se comportam em quase plasticidade. Esse comportamento se observa na figura 30 que mostra o ensaio da mola de 450 °C à temperatura ambiente.

Figura 30 – Curva força x deslocamento para amostra tratada a 450 °C, ensaiada em temperatura ambiente, mostrando comportamento quaseplástico.

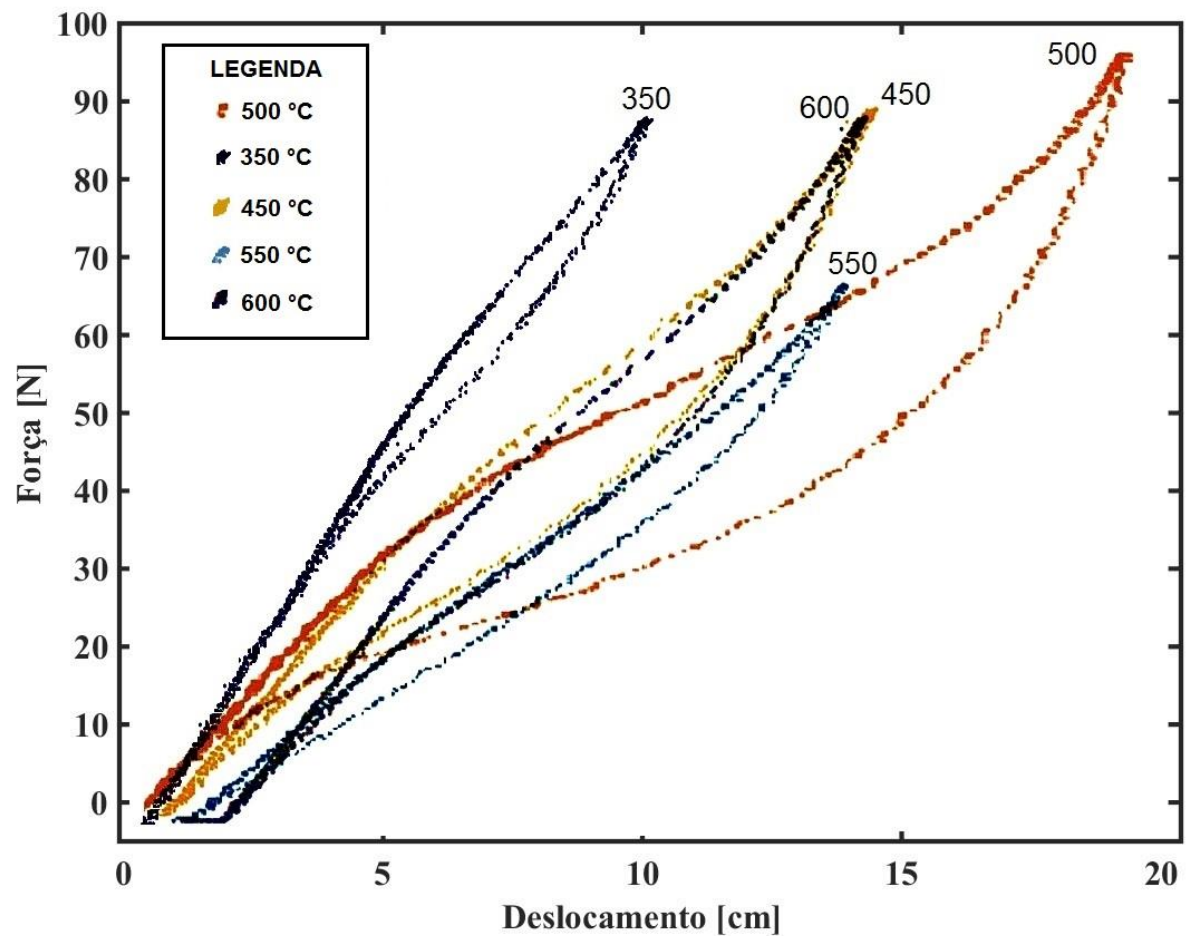


Fonte: Elaboração do autor, 2016.

O melhor resultado de dissipação de energia se mostrou para a mola com apenas o tratamento térmico de alívio de tensão (500 °C), chegando a deslocar cerca de 19,1 cm, com a aplicação de 90 N de força, acompanhados de uma maior área de histerese. Já o ensaio mecânico da mola tratada em 350 °C tem um deslocamento de apenas 10 cm com aplicação de força em média de 90 N, indicando uma maior rigidez, o que também foi acompanhado pela diminuição na área do ciclo de histerese quando comparado aos outros tratamentos, provavelmente em decorrência da presença da

fase R. Para esse envelhecimento, a fase R aparece no aquecimento e resfriamento da liga, conforme visto nos ensaios de DSC, sendo assim, sabe-se que a fase R costuma aumentar a rigidez do material. A figura 31, mostra um comparativo entre os tratamentos térmicos e seus laços de histerese.

Figura 31 – Curva força x deslocamento para todas as amostras.



Fonte: Elaboração do autor, 2016.

5 CONCLUSÃO

Os resultados obtidos nesse trabalho possibilitaram uma melhor compreensão das propriedades mecânicas e térmicas de uma liga pseudoelástica de NiTi. Os tratamentos térmicos são uma poderosa ferramenta para a manipulação das propriedades termomecânicas das ligas de NiTi.

Os corpos de prova no formato de molas helicoidais foram satisfatórios para mostrar o comportamento mecânico e as propriedades da liga de NiTi, pois as mudanças nos tratamentos térmicos influenciaram diretamente o comportamento da mola.

O envelhecimento de 350 °C foi o que apresentou maior rigidez, pois quando submetido à mesma força aplicada nas outras amostras (90 N), o deslocamento foi de apenas 10 cm, ou seja, quando comparado ao resultado da mola com o tratamento térmico de alívio de tensão, o deslocamento foi de apenas 72,82 %, o menor percentual de deslocamento entre as amostras. Em seus resultados, Grassi (2014) também observa que apenas os tratamentos térmicos acima da temperatura de 400 °C tendem a exercer maior influência sobre a rigidez da mola, no sentido de diminuí-la.

Os envelhecimentos a 350 °C e 450 °C apresentaram em temperatura ambiente fase austenita, fase R e precipitação Ni₂Ti.

A mola tratada a 550 °C apresentou menor rigidez e uma área de histerese relativamente pequena quando comparado aos tratamentos de 450 °C, 500 °C e 600 °C. Para essa amostra, a aplicação de 70 N foi suficiente para deslocar 15 cm.

Observou-se que os tratamentos de alívio de tensão (500 °C) e os envelhecimentos de 600 °C e 450 °C foram os que tiveram o melhor comportamento mecânico, exibindo os maiores laços histeréticos.

Por fim, conclui-se que os envelhecimentos aparentemente reduziram a área de histerese quando comparados ao resultado da mola com apenas o tratamento térmico de alívio de tensão (500 °C), a avaliação da redução da área levou em consideração os resultados de força e deslocamento. Sendo o laço histerético para o envelhecimento de 350 °C quase inexistente.

Nota-se que é necessária uma avaliação mais profunda do que ocorre microestruturalmente nas amostras tratadas termicamente para se compreender melhor os resultados encontrados.

5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- a) realizar essa mesma pesquisa através de um planejamento experimental, de modo que os tratamentos térmicos e a amostra como recebida tenham réplicas, a fim de conhecer a constante da mola (KC) tratadas termicamente;
- b) fazer corpos de prova menores, com o intuito de utilizar um equipamento para ensaios de DMA (Análise dinâmico mecânica) para caracterizar mecanicamente as molas de NiTi frente ao aumento da temperatura.
- c) decololução dos picos do DRX para se verificar a existência de precipitados;
- d) fazer uma análise de microscopia de transmissão pra identificar precipitados na liga.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AGUIAR, Ricardo Alexandre Amar. **Análise da redução de vibrações em sistemas mecânicos utilizando ligas com memória de forma**. 2011. 139 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica)–Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2011.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E384**: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2016
- ANDERSAN, Paula. **Tratamentos termomecânicos de ligas do sistema Ni-Ti**. 2006. 376 f. Tese (Doutorado em Ciências dos Materiais)–Universidade Nova de Lisboa, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Lisboa, 2006.
- ATLI, Kadri Can et al., The effect of training on two-way shape memory effect of binary NiTi and NiTi based ternary high temperature shape memory alloys. **Materials Science & Engineering: A**, v. 560, p. 653-666, 2013.
- BUDYNAS, Richard G, NISBETT, J. Keith. **Elementos de Máquinas de Shigley: projeto de engenharia mecânica**. 8. ed. Porto Alegre: AMGH, 2011.
- BUEHLER, William J.; WANG, Frederick E. A summary of recente research on the Ni-Tinol alloys and their potential application. **Ocean Engineering**, v. 1, p. 105-120, 1968.
- CACHUTÉ, Rafael S; YAMAMOTO, Rafael R. **Caracterização dinâmica de um Stockbridge Pseudoelástico**. 2009. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica)–Universidade de Brasília. Brasília, 2009.
- CALLISTER, William D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7. ed. Nova York, NY: John Wiley & Sons, 2008.
- CORRÊA FILHO, Luimar Nogueira. **Efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas e térmicas de uma liga de NiTi pseudoelástica**. 2013. 54 f. Dissertação (Mestrado em Ciências Mecânicas)–Universidade de Brasília, Brasília, 2013.
- CULSHAW, B; GARDINER, P.T; MCDONACH, A. **First European Conference on smart structures and Materials**. USA, 1992.
- DUCOS, Paulo Cesar Dahia. **Transformações de fase em ligas de Níquel-Titânio para ortodontia**. 2006. 74 f. Dissertação (Mestrado em Ciências dos Materias)–Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2006.
- FALVO, A.; FURGIUELE, Franco. M.; MALETTA, Carmine. Functional behaviour of a NiTi-welded joint: Two-way shape memory effect. **Materials Science and Engineering: A**, v. 481, n. 1, pp. 647-650.
- GALL, Ken; MAIER, Hans J. Cyclic deformation mechanisms in precipitated NiTi shape memory Alloys. **Acta Materialia**, v. 50, p. 4643-4657, 2002.

GANDHI, M.V; THOMPSON, B.S. **Smart materials and structures**. UK: Chapman e Hall, 1992.

GEROLDO, Augusto César de Brito. **Estudo do efeito de memória de forma de fios ortodônticos da liga de Ni-Ti nas condições e após tratamentos térmicos**. 2009. 90 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais)–Pontífice Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

GIL, Francisco José Soler, PLANELL, Josep A. Shape memory alloys for medical applications. **Journal of Engineering in Medicine**, v. 212, p. 473-488, 1998.

GOUVÊA, C. A. et al. Caracterização mecânica de fios ortodônticos de Ni-Tinol. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, 17., 2006, Foz do Iguaçu. **Anais...** Foz do Iguaçu, 2006. p. 4355-4363.

GRASSI, Estephanie Nobre Dantas. **Comportamento termomecânico de minimolas superelásticas de NiTi**: Influência de tratamentos térmicos. 2014. 115 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)–Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2014.

HERRERA, Paulo. **Efeito da temperatura de envelhecimento sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de um liga niti pseudoelástica**. 2013. Monografia (Graduação em Engenharia Mecânica)–Universidade de Brasília, Brasília, 2013.

IYER, S.S; HADDAD, Y.M. **Intelligent Materials – An Overview**. Elsevier: v.58, p.335-344, 1993.

LAGOUDAS, Dimitris C. **Shape Memory Alloy: modeling and engineering applications**. Texas, USA: Springer, 2008.

MATHEUS, Tibério César Uchôa. **Efeito do teor de carbono e da qualidade superficial na vida em fadiga de fios de NiTi visando aplicações endodônticas**. 2008. 139 f. Tese (Doutorado em Ciências dos Materiais)–Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2008.

MILLER, David A; LAGOUDAS, Dimitris C. Influence of cold work and heat treatment on the shape memory effect and plastic strain development of NiTi. **Materials Science and Engineering: A**, v. 308, n. 1-2, p. 161-175, 2001.

OLIVEIRA, Hugo de Souza. **Análise de um absorvedor Dinâmico Pseudoelástico**. 2014. 73 f. Dissertação (Mestrado em Ciências Mecânicas)– Universidade de Brasília, Brasília, 2014.

_____. **Análise Dinâmica de um stockbridge pseudoelástico**. 2011. 63 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica)–Universidade de Brasília, Brasília, 2011.

OLIVEIRA, Hugo de Souza; DE PAULA, Aline S.; SAVI, Marcelo A. Dynamical Jumps in a Shape Memory Alloy Oscillator. **Shock and Vibration**. v. 6, id. 656212, 2014.

OTSUKA, Kazuhiro; REN, Xiaobing. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys. **Progress in Materials Science**, v. 50, p. 511-678, 2005.

_____. Recent developments in the research of shape memory alloys. **Intermetallics**, v. 7, p 511-528, 1998.

OTSUKA, Kazuhiro; WAYMAN, Clarence Marvin. **Shape Memory Materials**. Cambridge, UK: Cambridge University Press, 1998.

RUSTIGHI, Emiliano; BRENNAN, Michael John; MACE, Brian R. Real-time Control of a Shape Memory Alloy Adaptive Tuned Vibration Absorber. **Smart Materials and Structures**, v. 14, p.1184-1195, 2005.

SADIQ, HussAin et al. The effects of heat treatment on the recovery stresses of shape memory alloys. **Smart Materials and Structures**. v. 19, n. 3, p. 1-7, 2010.

SELVADURAY, Guna S., DREXEL, Masao J., PELTON, Alan R. The effects of cold work and heat treatment on the properties of nitinol wire. In: **Proceedings of the International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies**. Stresa, Itália, p. 447-454, 2004.

SILVA, E.P, 2003. Aplicação de ligas com memória de forma em estrutura adaptativas. Congresso Temático de Aplicações de Dinâmica e Controle da Sociedade Brasileira de Matemática Aplicada e Computacional. Conferência Brasileira de Dinâmica, Controle e Aplicações (DINCON). 2. 2003, Fortaleza. **Anais...** 2003. p. 2358-2387.

SOLID STATE CHEMISTRY. **Solid State Chemistry**: Key Concepts, handouts supplemental information. cap. 16. 2016. Disponível em: <<http://www.seas.upenn.edu/~chem101/sschem/solidstatechem.html>>. Acesso em: 31 out. 2016.

SOUL, Hugo et al. Pseudoelastic fatigue of NiTi wires: frequency and size effects on damping capacity. **Smart Materials and Structures**, v. 19, n. 8, 7 p., 2010.

SOUZA, Wilker Oliveira de. **Caracterização experimental de molas pseudoelásticas de ligas com memória de forma**. 2014. 51 f. TCC (Graduação em Engenharia Mecânica)–Universidade de Brasília, Brasília, 2014.

STRANDBERG, Evelina. **Caracterización de aleaciones de titânio com bajo modulo elástico y memoria de forma para aplicaciones biomédicas**. 2006. Dissertação (mestrado)-Universitat Politècnica de Catalunya, Espanha, 2006.

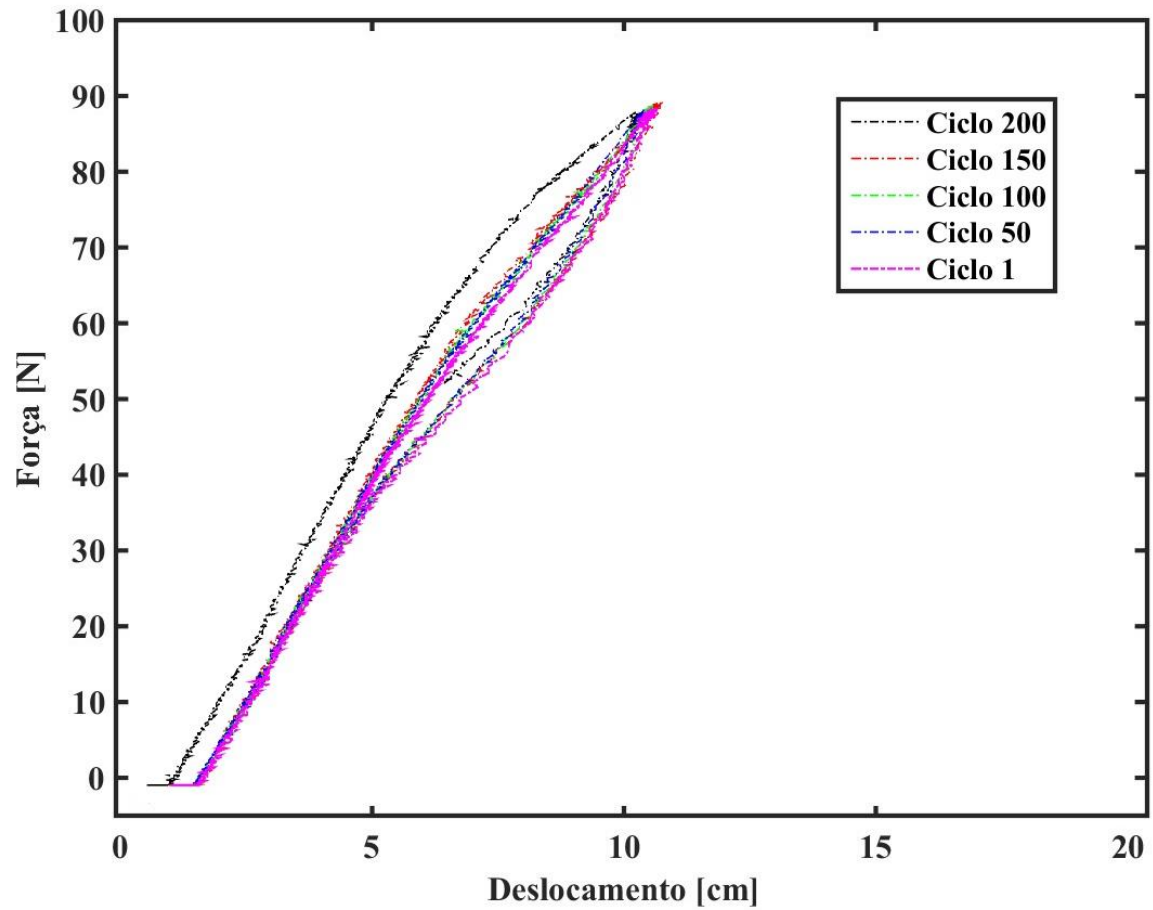
TISEO, Barbara et al. A shape Memory Alloys based tunbeable dynamic vibration absorber for vibration tonal control. **Journal of Theoretical and applied Mechanics**, v. 48, p.135-153, 2010.

VARGAS, André Luís Marin. **Deposição e Caracterização de revestimentos de Ni-Ti e Ni-Ti/Nb para aplicações biomédicas**. 2007. 94 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais)–Pontífice Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2007.

VILLAMARIN, Edward Benavides. **Estudo das variações microestruturais de uma liga pseudoelástica de Ni-Ti tratada termicamente**. 2013. Dissertação (Mestrado em Ciências Mecânicas)–Universidade de Brasília, Brasília, 2013.

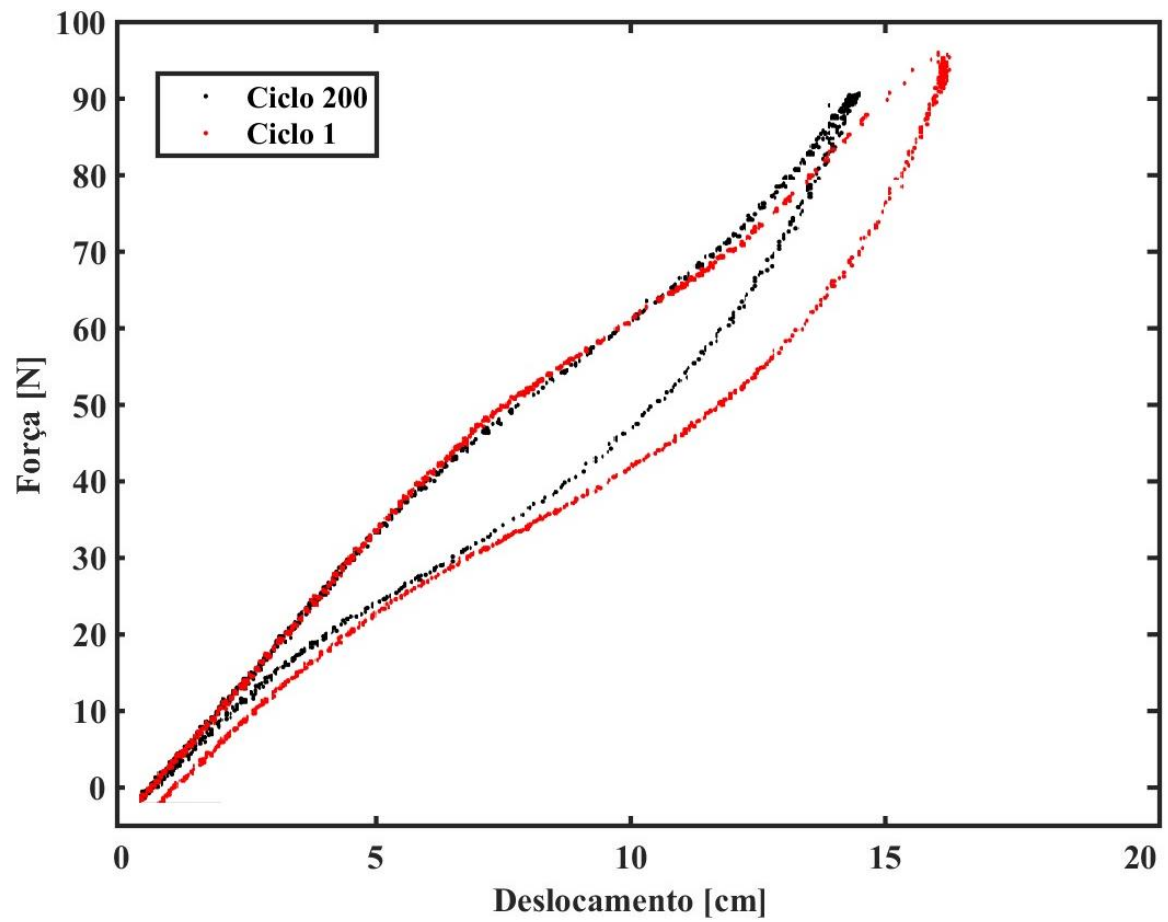
APÊNDICE A – Ensaio da mola para todos os tratamentos térmicos

A. 1 Ensaio da mola para o tratamento de envelhecimento de 350 °C, com 200 ciclos:



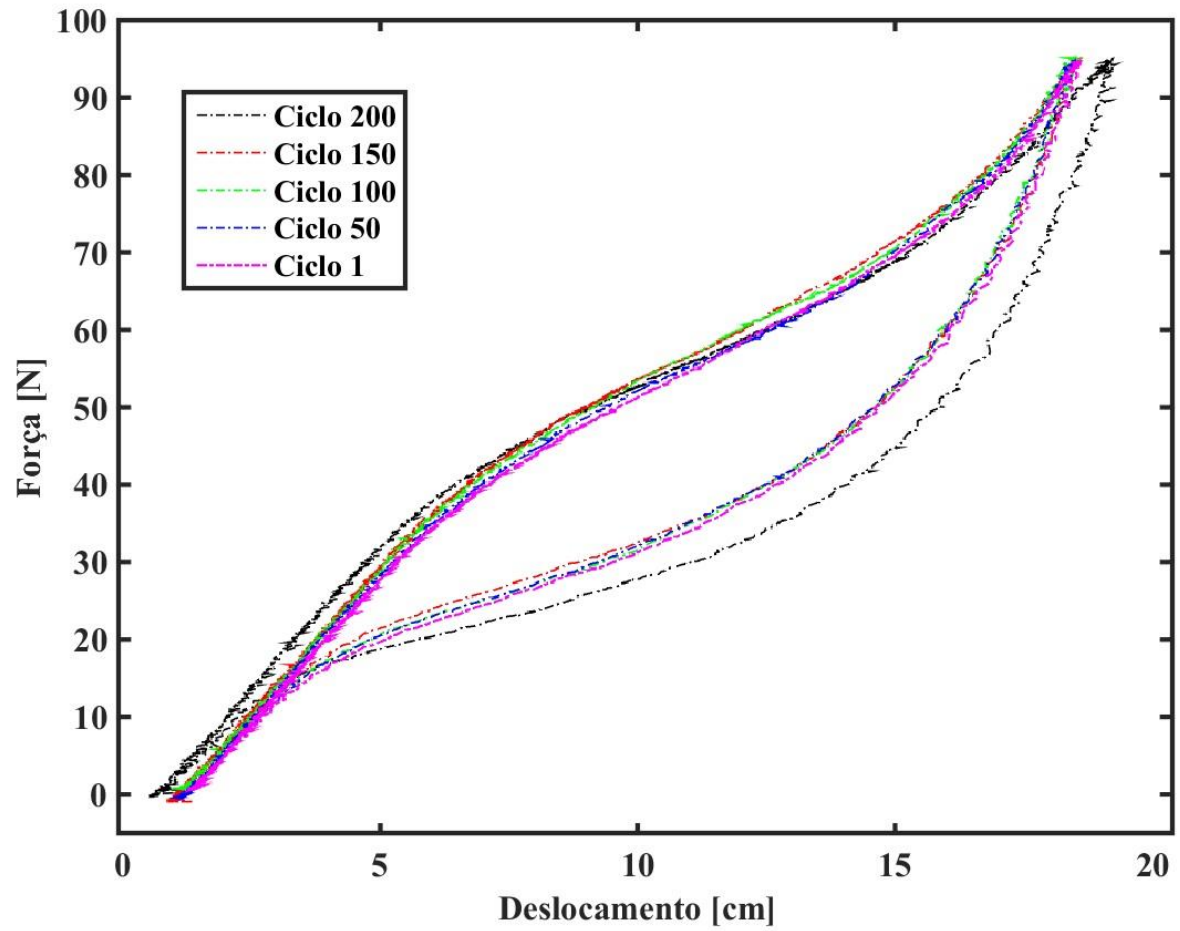
Fonte: Elaboração do Autor, 2016.

A. 2 – Ensaio da mola para o tratamento de envelhecimento de 450 °C, com o Ciclo 1 e 200.



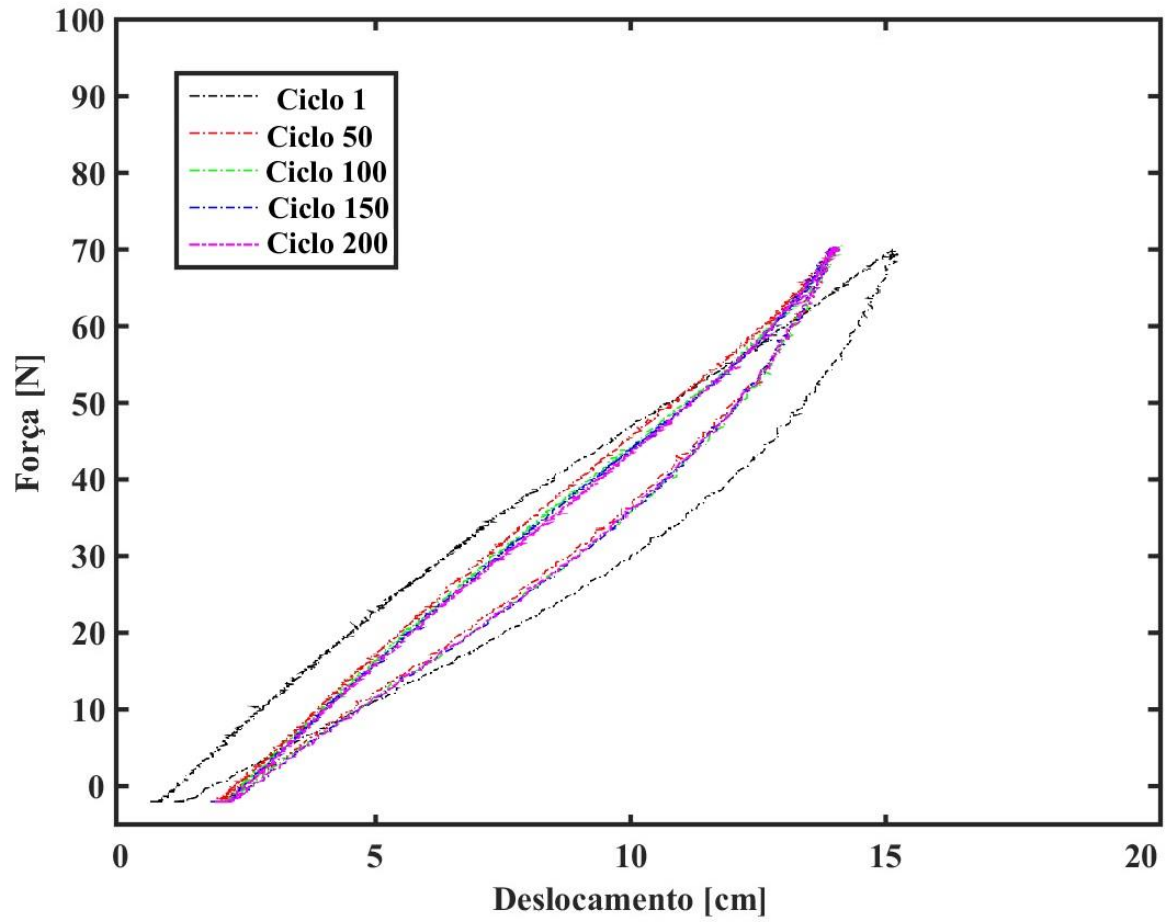
Fonte: Elaboração do Autor, 2016.

A. 3 Ensaio da mola para o tratamento de envelhecimento de 500 °C, com 200 ciclos.



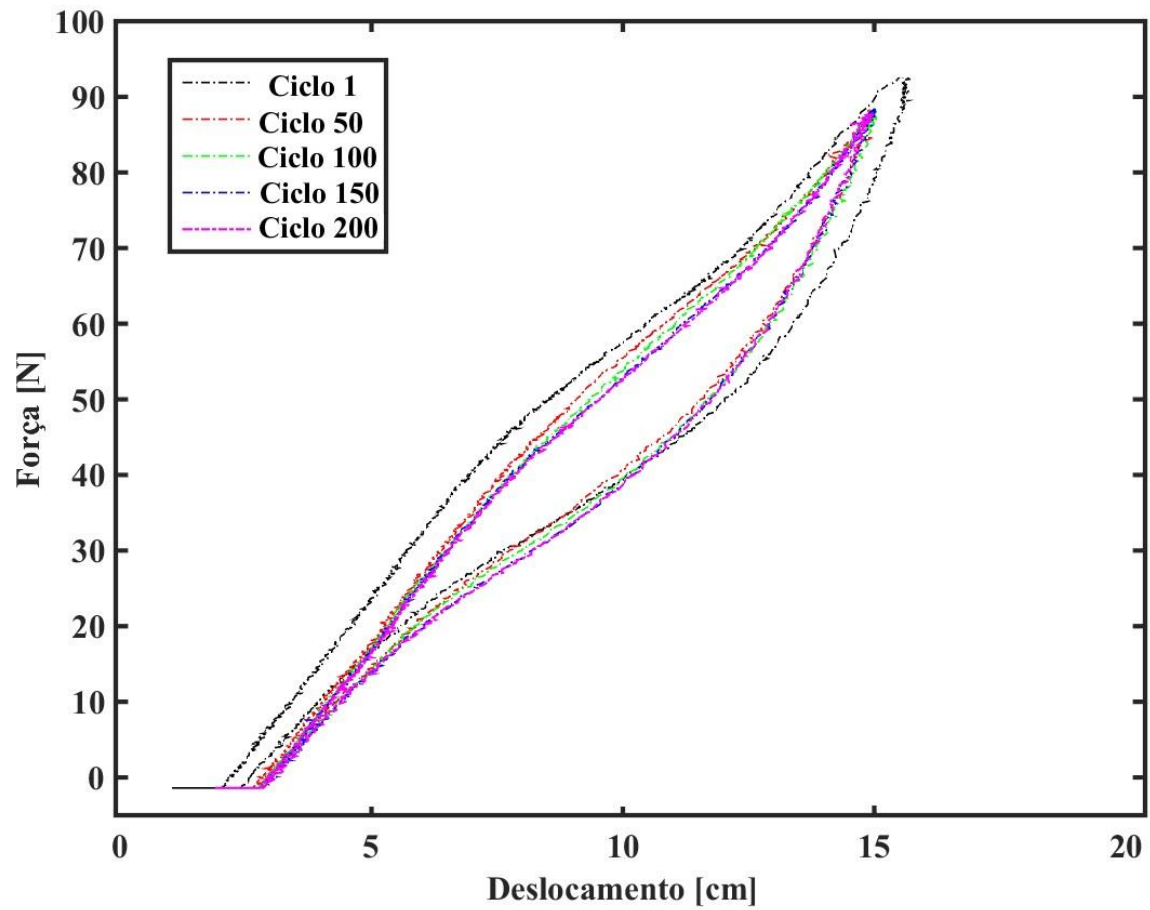
Fonte: Elaboração do Autor, 2016.

A. 4 Ensaio da mola para o tratamento de envelhecimento de 550 °C, com 200 ciclos.



Fonte: Elaboração do Autor, 2016.

A. 5 Ensaio da mola para o tratamento de envelhecimento de 600 °C, com 200 ciclos.



Fonte: Elaboração do Autor, 2016.