

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA  
FACULDADE DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS E TÉRMICAS DE UMA LIGA  
NiTi PSEUDOELÁSTICA**

**LUIMAR NOGUEIRA CORRÊA FILHO**

**ORIENTADORA: PALLOMA VIEIRA MUTERLLE**

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS**

**PUBLICAÇÃO: ENM.DM - 200A/2013**

**BRASÍLIA/DF: 20 AGOSTO – 2013**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA**  
**FACULDADE DE TECNOLOGIA**  
**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS E TÉRMICAS DE UMA LIGA NiTi PSEUDOELÁSTICA**

**LUIMAR NOGUEIRA CORRÊA FILHO**

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO DEPARTAMENTO DE  
ENGENHARIA MECÂNICA DA FACULDADE DE TECNOLOGIA DA  
UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA COMO PARTE DOS REQUISITOS  
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM  
CIÊNCIAS MECÂNICAS.**

**APROVADA POR:**

---

**Prof<sup>a</sup> Palloma Vieira Mutterle, Dr. , ENM - UnB  
(Orientadora)**

---

**Prof. Jorge Luiz de Almeida Ferreira, Dr. , ENM - UnB  
(Examinador Interno)**

---

**Prof. Edson Paulo da Silva, Dr.-Ing. , ENM-UnB  
(Examinador Externo)**

**BRASÍLIA/DF, 20 DE AGOSTO DE 2013.**

## FICHA CATALOGRÁFICA

CORRÊA FILHO, L. N.

Efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas e térmicas de uma liga NiTi pseudoelástica [Distrito Federal] 2013.

xvii, 63p., 210 x 297 mm (ENC/FT/UnB, Mestre, Ciências Mecânicas, 2013).

Dissertação de Mestrado – Universidade de Brasília. Faculdade de Tecnologia.

Departamento de Engenharia Mecânica.

1. Amortecimento

2. NiTi

3. Ligas Pseudoelásticas

4. SMA

I. ENM/FT/UnB

II. Título (série)

## REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

CORRÊA FILHO, L. N. (2013). Efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas e térmicas de uma liga NiTi pseudoelástica. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, Publicação ENM.DM - 200A/2013, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 63p.

### 2.1 - CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Luimar Nogueira Corrêa Filho.

TÍTULO: Efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas e térmicas de uma liga NiTi pseudoelástica.

GRAU: Mestre.

ANO: 2013

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 dessa dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem autorização por escrito do autor.

---

Luimar Nogueira Corrêa Filho  
SQN 216 Bloco B  
70875020 Brasília – DF – Brasil.

## **Dedicatória**

*À meus avós maternos Antônio Paulo dos Santos, Rita Vieira dos Santos (in memoriam) e mãe Nélcia Auxiliadora Dos Santos pelo suporte, orientação, educação e amor incondicional em todos momentos de minha jornada.*

*Luimar Nogueira Corrêa Filho*

## **AGRADECIMENTOS**

À Deus que me abençoa todos os dias.

Aos meus avós maternos Antônio Paulo dos Santos e Rita Vieira dos Santos (in memoriam).

À minha mãe Nélcia Auxiliadora dos Santos uma mulher guerreira e honesta que me ensinou muitos valores de conduta, disciplina e organização a quem devo tudo em minha vida.

À família Alencar em especial Ronald Alencar pelo suporte, acolhimento, amizade desde que cheguei ao Distrito Federal.

À orientadora Profa Dr<sup>a</sup> Palloma Vieira Muterlle pelo apoio, paciência e suporte.

Ao professor Dr.-Ing. Edson Paulo da Silva, pela paciência e apoio.

Ao Msc. Otávio Luis, Msc. Marcus Sá, Msc. Eduard Benavides, Msc Luis Aramis, Eng. Hugo Oliveira, Eng. Rômulo Niemeyer e Paulo Herrera pela ajuda durante o curso.

Aos colaboradores do SG-9 pelo suporte durante o curso.

Aos camaradas Igor Avi, Daniel Abraham, Roque Neto, Wellington Júnior, Rubelmar Neto, Rubelmar Filho presentes em minha vida desde muito tempo e a sua maneira dão significado a palavra amizade.

Aos mestres de Brazilian Jiu-Jitsu Ângelo e Cristiano Carioca juntamente com a família Carioca Team pelos ensinamentos de companheirismo, respeito, hierarquia, perseverança, união me ensinaram que com dedicação e fé em Deus tudo é possível.

À FINEP pelo apoio financeiro no contexto do convênio 04.10.0465.00.

---

## RESUMO

Com o surgimento de novas tecnologias, novos materiais são necessários para que esta evolução aconteça, este é o caso das ligas com memória de forma, em particular ligas de Níquel Titânio (NiTi). Uma liga metálica que possui propriedades singulares como amortecimento, elasticidade, recuperação da geometria inicial, sendo utilizada em diversos ramos como medicina, odontologia, aeronáutica, indústria automotiva, construção civil e etc. No setor elétrico, especificamente em linhas de transmissão de energia elétrica, as quais sofrem ação dos ventos e após determinado tempo falham por fadiga nos pontos de fixação, para evitar tal acontecimento, são utilizados absorvedores dinâmicos de vibração que reduzem ou eliminam as vibrações geradas pela ação dos ventos absorvendo energia. Neste trabalho foi estudada a influência do tratamento térmico nas propriedades mecânicas e térmicas de uma liga NiTi pseudoelástica com  $T > A_f$ , como parte preliminar de um projeto que visa utilizar a liga como absorvedor dinâmico de vibração. Para obtenção das propriedades da liga foi utilizado ensaio de dureza, calorimetria diferencial de varredura (DSC), caracterização não-destrutiva dos módulos de elasticidade e amortecimento a partir das frequências naturais de vibração obtidas pela técnica de excitação por impulso, e ensaio de tração para levantar os platôs de transformação de fase e propriedades mecânicas do material. Primeiramente, barras cilíndricas ( $\varnothing$  6 mm) e polidas de NiTi foram usinadas, após isso solubilizadas a 650°C por 60 minutos com intuito de eliminar qualquer transformação martensítica induzida por tensão e/ou temperatura e submetidas posteriormente a tratamento térmico de 350°C e 600°C por 30 minutos, respectivamente. Foi observado que o tratamento a 350°C apresentou formação de fase R a temperatura ambiente, a qual foi solubilizada a 600°C. A presença de fase R levou à diminuição do módulo de elasticidade na liga. Após ensaios de tração foi observado que a condição 600°C obteve a maior relação platô superior e inferior de transformação de fase, podendo esta ser correlacionada com a área de histese, possuindo assim a maior dissipação de energia, condição que teria provavelmente um melhor comportamento como absorvedor dinâmico de vibração.

Palavras-chave: *Stockbridge*, Ligas Pseudoelásticas, NiTi, Transformação de Fase, Amortecimento.

---

## ABSTRACT

With the emergence of new technologies, new materials are required for this evolution to happen, this is the case of alloys with shape memory. Alloys in particular Nickel Titanium (NiTi). A metal alloy that has unique properties such as damping, elasticity, recovery of the initial geometry being used in various fields like medical, dental, aerospace, automotive, construction and so on. In the electricity sector, specifically in transmission lines of electricity, which suffer from wind action and after some time fail due to fatigue at the fixing points to avoid such an event, are used dynamic vibration absorbers that reduce or eliminate the vibrations generated by action of wind energy absorbing. In this work the influence of the heat treatment was investigated in thermal and mechanical properties of an alloy NiTi pseudoelastic with  $T > A_f$ , as a preliminary part of a project that aims to use the league as dynamic vibration absorber. To obtain the properties of the alloy was used hardness testing , differential scanning calorimetry (DSC), non destructive characterization of elastic and damping modules from the natural vibration frequencies obtained by the impulse excitation technique and tensile test for raise the plateaus of phase transformation and mechanical properties of the material . First, cylindrical bars (6 mm) and polished NiTi were machined, after which solubilized at 650°C for 60 minutes in order to eliminate any martensite induced by stress and/or temperature and subsequently subjected to heat treatment of 350°C and 600°C for 30 minutes, respectively. It was observed that the treatment at 350°C showed the formation of R phase at room temperature, which was solubilized at 600°C. The presence of R phase led to a decrease of the elastic modulus in the league. After tensile tests was observed that the condition 600°C had the highest respect upper and lower plateau phase transformation, which may be correlated with the area of histese, thus having a greater energy dissipation, a condition that would likely have a better behavior as absorber dynamic vibration.

Keywords: *Stockbridge*, SMA, Pseudoelastics Alloys, NiTi, Phase Transformation, Damping

## SUMÁRIO

SUMÁRIO.....	viii
LISTA DE FIGURAS.....	ix
LISTA DE TABELAS.....	x
LISTA DE SÍMBOLOS E SIGLAS.....	xi
LISTA DE ABREVIACÕES.....	xii
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1 - VIBRAÇÃO EM CABOS CONDUTORES.....	4
2.2 - ABSORVEDORES DINÂMICOS DE VIBRAÇÕES.....	4
2.2.1 - <i>Stockbridge</i> .....	5
2.3 - LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA.....	6
2.3.1 - Ligas de Níquel Titânio, NiTi.....	7
2.3.2 - Estrutura da Liga NiTi.....	8
2.3.3 - Aplicações da liga de NiTi.....	8
2.4 - TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA.....	9
2.4.1 - Temperaturas características das SMAs.....	10
2.4.2 - Cristalografia da Martensita e Austenita.....	10
2.4.3 - Efeito de Memória de Forma.....	11
2.5 - AMORTECIMENTO.....	13
2.6 - MÓDULO DE ELASTICIDADE.....	21
2.7 - MODOS DE VIBRAÇÃO.....	22
2.8 - TRATAMENTO TÉRMICO NO NITI.....	23
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	26
3.1 - MATERIAL UTILIZADO.....	26
3.2 - CORPOS DE PROVA.....	27
3.3 - TRATAMENTO TÉRMICO.....	27
3.4 - ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL (HRC).....	28
3.5 - ENSAIO DE CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC).....	29
3.6 - MEDIÇÃO DO AMORTECIMENTO E MÓDULO DE ELASTICIDADE.....	30
3.7 - ENSAIO DE TRAÇÃO.....	32
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	33
5. CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS.....	42
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	44



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Falha por fadiga em sela de fixação (SNEGOVSKI, 2004). .....	2
Figura 2.1 - Formação de vórtices em um perfil circular (FONSECA E CIMINI, 2003). .....	4
Figura 2.2 - <i>Stockbridge</i> em linha de transmissão (SAUTER, 2003). .....	5
Figura 2.3 - <i>Stockbridge</i> modelo simétrico (SINGH, 2003). .....	6
Figura 2.4 - <i>Stockbridge</i> modelo assimétrico (KST, 2011). .....	6
Figura 2.5 - <i>Stockbridge</i> modelo dogbone (MEDIA FILMS, 2011). .....	6
Figura 2.6 - Diagrama de equilíbrio de fases do NiTi (MASSALSKI et al., 1990). .....	7
Figura 2.7 - Caminhos de transformação para ligas à base de Ni-Ti (Otsuka & Ren, 2005). .....	8
Figura 2.8 - (a) Lima de NiTi para tratamento de canais radiculares. (b) Stent para desobstrução de veias e ou artérias. (c) Válvula acionadora de NiTi para transmissões automáticas (SHABALOVSKAYA, 2001). .....	9
Figura 2.9 - Temperaturas características das SMAs. ....	10
Figura 2.10 - Mudança na da estrutura cristalina na mudança de fase na liga de memória de forma. (SRINIVASAN & MCFARLAND, 2001) .....	11
Figura 2.11 .....	12
Figura 2.12 - Gráfico da tensão deformação neste comportamento (RUSTIGHI et al, 2003). .....	13
Figura 2.13 - Curva de histerese para o amortecimento mecânico (SILVA, 2007)...	16
Figura 2.14 - Amortecedor viscoso com um grau de liberdade (RAO, 1995). .....	17
Figura 2.15 - Fatores de amortecimento (COSSOLINO & PEREIRA, 2010). .....	19
Figura 2.16 - Amortecedor histerético (COSSOLINO & PEREIRA, 2010). .....	20
Figura 2.17 - Curvas de DSC de uma liga NiTi 50,6%atTi submetida a diferentes tratamentos térmicos e transformações (MAGELA, 2010). (a) solubilizada a 1000°C por 1 hora seguida de têmpera em água, (b)–(f) envelhecidas a 450°C por 1, 10, 24, 73, 150 horas, respectivamente (FAN et al, 2004). .....	24
Figura 3.1 - Barra de NiTi com 120mm de comprimento e 6mm de diâmetro. ....	27
Figura 3.2 - Cp de tração de NiTi, escala em mm. ....	27
Figura 3.3 - Ciclo térmico utilizado no DSC. ....	30
Figura 3.4 - Identificação dos pontos nodais flexionais (COSSOLINI & PEREIRA, 2010). .....	31
Figura 3.5 - Diagrama tensão-deformação típico para o NiTi Superelástico (ASTM F2516-07). .....	33
Figura 4.1 - Curva DSC na condição CR. ....	34
Figura 4.2 - Curva DSC na condição 650C. ....	35
Figura 4.3 - Curva DSC na condição 350C. ....	36
Figura 4.4 - Curva DSC na condição 600C. ....	37
A Figura 4.5 representa a curva de amortecimento do material na condição CR, em azul o ajuste da curva realizado pelo software do equipamento e em vermelho o sinal obtido no ensaio. ....	38
Figura 4.6 - Curva de amortecimento do material na condição CR em na frequência de 19kHz. ....	38
Figura 4.7 - Diagrama tensão x deformação do cp em 600C. ....	39

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Propriedades Físicas e Mecânicas do NiTi.....	26
Tabela 3.2 - Composição química da liga NiTi. ....	26
Tabela 3.3 - Identificação do material utilizado no trabalho.....	27
Tabela 3.4 - Condições dos tratamentos térmicos .....	28
Tabela 3.5 - Densidades e pontos nodais das amostras de NiTi.....	31
Tabela 3.6 - Dimensões das amostras utilizadas no equipamento Sonelastic. ....	32
Tabela 4.1 - Resultados do ensaio de dureza HRC .....	33
Tabela 4.2 - Temperaturas de transformação e histerese.....	37
Tabela 4.3 - Resultados da frequência 19kHz nas condições utilizadas. ....	39
Tabela 4.5 - Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração. ....	40
Tabela 4.6 - Resumo das propriedades encontradas.....	40

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\zeta$	Fator de amortecimento
$\dot{q}$	Deslocamento relativo
$\Delta H$	Entalpia
$\Delta W$	Energia de absorção a cada ciclo aplicado
$A_f$	Temperatura Final da Austenita
$Al$	Alumínio
$A_s$	Temperatura inicial da Austenita
$Au$	Ouro
$B_{19'}$	Estrutura da fase martensítica monoclinica em ligas Ni-Ti
$B_2$	Estrutura da fase austenítica em ligas Ni-Ti
$c$	Constante de proporcionalidade
$Cd$	Cádmio
$c_d$	constante de arraste
$Co$	Cobalto
$Cr$	Cromo
$Cu$	Cobre
$E$	Módulo de elasticidade, GPa
$F$	Frequência, Hz
$Fe$	Ferro
$k$	Constante elástica
$L$	Comprimento, mm
$m$	Massa, g
$M_f$	Temperatura final da martensita
$M_s$	Temperatura inicial da martensita
$Ni$	Níquel
$Q$	Fator de perda ou fator de qualidade
$Q^{-1}$	Atrito interno
$Ti$	Titânio
$V$	Velocidade, m/s
$W$	Energia de absorção correspondente
$\dot{x}$	Velocidade de deslocamento
$Zn$	Zinco
$\beta$	Fase microestrutural meta estável

$\varepsilon$	Deformação, %
$\theta$	Temperatura, °C
$\xi$	Fração volumétrica de martensita
$\rho$	Densidade do material, g/cm <sup>3</sup>
$\sigma$	Tensão, MPa
$\psi$	Capacidade específica de amortecimento
$\omega$	Frequência natural de vibração, rad/s

## LISTA DE SIGLAS

Cp(s)	Corpos de Prova
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ADV	Absorvedor dinâmico de vibração
ADVA	Absorvedor dinâmico de vibração adaptativo
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CCC	Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado
CFC	Estrutura cristalina cúbica de face centrada
CR	Condição inicial da amostra, como recebida.
DRX	Difração de Raios X
DSC	Calorimetria Diferencial de varredura
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
LabMatl	Laboratório de Caracterização Termomecânica e Microestrutural de Materiais Inteligentes
NDC	Nitinol Device and Components
NiTi	Níquel Titânio
NOL	<i>Naval Ordnance Laboratory</i>
SE508	Modelo do NiTi utilizado neste trabalho
SMA	Shape Memory Alloys
UnB	Universidade de Brasília

# 1. INTRODUÇÃO

As ligas com memória de forma (SMAs - Shape Memory Alloys), em especial as ligas NiTi, constituem um grupo de materiais metálicos capaz de recuperar uma geometria original (ou de desenvolver consideráveis forças de restituição ao se restringir sua recuperação) através da imposição de um campo de temperatura e/ou de tensão, devido a transformações de fase induzidas no material (OTSUKA & WAYMAN, 1998). A pseudoelasticidade e os efeitos memória de forma são alguns comportamentos apresentados por essas ligas. As propriedades singulares das SMAs têm instigado série de pesquisas vislumbrando aplicações nas mais diversas áreas do conhecimento (SILVA, 2006).

O uso de tratamentos térmicos tem diversos efeitos, como alteração das propriedades mecânicas, microestrutura do material, influencia na resistência mecânica, dureza, resistência ao desgaste e amortecimento.

O amortecimento de um material está associado a dissipação de energia que ocorre durante a presença de forças de fricção interna que tendem a resistir ao movimento do material (SILVA, 2007). A dissipação de energia de um sistema é a quantidade de amortecimento que determinado material possui, com isso, esta propriedade é investigada em diversos ramos da engenharia.

Os atenuadores de vibrações são eficientes quando operam em frequências próximas a frequência natural, deseja-se encontrar não somente uma determinada frequência de operação, mas uma faixa de frequência em que a absorção de energia e redução de vibrações seja eficiente utilizando ligas NiTi pseudoelásticas. Segundo CACHUTÉ & YAMAMOTO (2009) ensaios dinâmicos com protótipos de NiTi apresentaram potência dissipada em amplas faixas de frequência quando comparados aos modelos convencionais.

As linhas de transmissão de energia elétrica sofrem ação dos ventos, com as correntes de ar os cabos são excitados atingindo determinados níveis de frequência críticos podendo romper por fadiga, Figura 1.1, e ocasionar interrupção da transmissão de energia, gerando prejuízo para os consumidores e a empresa prestadora do serviço.



Figura 1.1 - Falha por fadiga em sela de fixação (SNEGOVSKI, 2004).

Para reduzir este risco vêm se utilizando absorvedores dinâmicos para controle das vibrações que diminuem os problemas de fadiga causados pelas vibrações eólicas, estes absorvedores chamados *Stockbridges* são constituídos de duas massas inerciais conectadas entre si por um cabo mensageiro, que por sua vez é conectado ao cabo condutor por um grampo de fixação (SILVA, 2006). O cabo mensageiro é caracterizado por uma alma de aço envolto por fios entrelaçados que com o atrito dos fios ocorre dissipação de energia. Que é relativamente baixa, mas possui eficiente redução da vibração no ponto de fixação, porém em faixas próximas as frequências naturais sua eficiência diminui.

De acordo com DONG et al (2006) e Cachuté & Yamamoto (2009) dispositivos utilizando ligas de SMA apresentam potência de dissipação elevadas para determinadas faixas de frequência. Com isso, deseja-se encontrar uma faixa de frequência onde a dissipação de energia seja melhor aproveitada, visando substituir os modelos convencionais por feitos de ligas SMA.

## 1.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo do trabalho é caracterizar uma liga NiTi pseudoelástica quanto ao grau de amortecimento. Através deste estudo deseja-se obter a melhor combinação entre a largura de histerese, amortecimento e a influência de tratamentos térmicos nestas propriedades, para utilizar a liga NiTi em *Stockbridges* convencionais, que são eficazes apenas quando excitados em uma frequência determinada, para a qual foram projetados.

## 1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Identificar as fases presentes e os possíveis precipitados da liga pseudoelástica;
- Investigar a influência dos tratamentos térmicos no amortecimento e propriedades mecânicas
- Identificar largura e a faixa de histerese através de ensaios mecânicos de tração;
- Identificar temperaturas de transformação de fase e fases presentes a temperatura ambiente com ensaios de calorimetria diferencial de varredura;
- Quantificar o amortecimento e módulo de elasticidade da liga pseudoelástica pela técnica de excitação por impulso;

## 1.3 ESTRUTURA DA DISSERTAÇÃO

Esta dissertação está dividida em cinco capítulos, no Capítulo 1 está a introdução, objetivo geral, específicos e organização deste trabalho. Capítulo 2 é apresentada a revisão bibliográfica com conceitos sobre *Stockbridge*, ligas NiTi, suas propriedades, amortecimento e tratamentos térmicos. Capítulo 3 a metodologia do trabalho, como procedimento dos ensaios, modelos adotados e equipamentos utilizados. Capítulo 4 resultados obtidos comparados com os encontrados na literatura. Capítulo 5 conclusões encontradas e por fim no capítulo 6 referências bibliográficas utilizadas neste trabalho.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 - VIBRAÇÃO EM CABOS CONDUTORES

Desde o início da construção de linhas de transmissão de energia elétrica observou-se que, com determinado tempo de operação, ocorria a ruptura dos cabos condutores (LABEGALINI et al, 1992). Com pesquisas posteriores concluiu-se que a vibração nestes cabos se dá devido à ação dos ventos nos mesmos. São vibrações geradas por ventos entre 1 a 7 m/s que passam através da linha de transmissão provocando vibrações de alta frequência e baixa amplitude (FONSECA E CIMINI, 2003). Conforme ARRUDA (1975), as vibrações são causadas pela formação de vórtices nos cabos condutores e podem ser comparadas com vórtices gerados no escoamento de determinado fluido ao redor de um cilindro. Quando as frequências do cabo condutor e dos pontos de fixação estão próximas às frequências de ressonância, podem ocorrer flexões verticais nestes pontos gerando esforços que provocam ruptura por fadiga, conforme Figura 2.1 (SILVA, 2006).

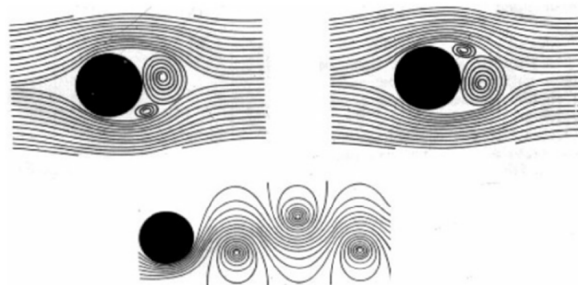


Figura 2.1 - Formação de vórtices em um perfil circular (FONSECA E CIMINI, 2003).

### 2.2 - ABSORVEDORES DINÂMICOS DE VIBRAÇÕES

Para evitar ou amenizar as vibrações nos cabos condutores são utilizados absorvedores de vibração que trabalham em frequências de atuação pré-estabelecidas em projeto. Estes dispositivos são montados próximos aos pontos de fixação dos cabos condutores e servem para controle de vibração dos mesmos.

Existem no mercado vários modelos de absorvedores dinâmicos de vibração, os ADVs passivos asseguram estabilidade ao sistema em uma faixa de frequência pequena. Por sua vez, os ADVs ativos tem uma faixa de frequência ampla, podendo ser ajustados, mas dependendo dos parâmetros de controle adotados podem não assegurar estabilidade ao sistema (MARQUES, 2000).



Segundo OLIVEIRA (2011) o absorvedor dinâmico de vibrações (ADV) é um dispositivo que possui características de amortecimento, rigidez e massa que conectados são capazes de absorver energia e reduzir a vibração indesejada. Tal fato se dá pela força em fase gerada pelo dispositivo que é oposta à da excitação provocada por uma força externa.

### 2.2.1 - *Stockbridge*

Devido ação dos ventos, vórtices que mudam periodicamente são os causadores de vibrações eólicas nos cabos condutores de energia elétrica. É pouco perceptível devido à baixa amplitude dessas vibrações, mas são responsáveis pela fadiga dos condutores em regiões de alta concentração de tensões (HARD et al, 1979). Para evitar tais falhas se utiliza o absorvedor de vibração chamado *Stockbridge* para suprimir ou reduzir tais vibrações. O *Stockbridge* foi desenvolvido em 1926 por George *Stockbridge* e tem sido utilizado no mundo todo, consiste em duas massas ligadas nas extremidades de fios entrelaçados conhecidos como cabos mensageiros que são conectados aos condutores por grampos de fixação. (HARD et al, 1979; ARRUDA, 1975).

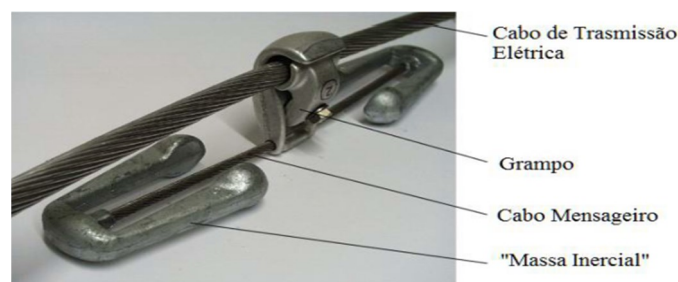


Figura 2.2 - *Stockbridge* em linha de transmissão (SAUTER, 2003).

A energia fornecida pelo vento pode ser dissipada através da fricção interna e efeito de histerese entre os fios entrelaçados do *Stockbridge* quando as massas oscilam (LABEGALINI et al, 1992). Os modelos mais comuns de *Stockbridge* utilizados são o simétrico, assimétrico e o dogbone (HARD et al, 1979; SILVA JUNIOR, 2011).

No modelo simétrico Figura 2.3 o grampo de fixação separa simetricamente as duas massas inerciais, que são iguais no cabo mensageiro, possuem frequências naturais distintas que dentro desta faixa apresentam bom desempenho na dissipação de energia (HARD et al, 1979; SILVA JUNIOR, 2011).



Figura 2.3 - *Stockbridge* modelo simétrico (SINGH, 2003).

No modelo assimétrico Figura 2.4 o grampo de fixação não divide o cabo mensageiro simetricamente, as duas massas inerciais são de peso e tamanho diferentes, com isso possui duas freqüências naturais extras (OLIVEIRA, 1983; SILVA JUNIOR, A. 2011).



Figura 2.4 - *Stockbridge* modelo assimétrico (KST, 2011).

Na Figura 2.5 observa-se que no modelo dogbone o grampo de fixação está dividindo simetricamente o cabo mensageiro, mas as duas massas inerciais estão com seus centros de massa fora do eixo axial do *Stockbridge*, assim além das duas freqüências naturais possui uma terceira freqüência natural torcional (SILVA JUNIOR, 2011).



Figura 2.5 - *Stockbridge* modelo dogbone (MEDIA FILMS, 2011).

## 2.3 - LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA

Segundo RUSTIGHI et al (2003) a primeira observação do efeito de memória de forma foi em 1932 por Chang & Read. Foi observada a reversibilidade da transformação em ligas de AuCd por análises metalográficas. Entretanto, apenas em 1960 Buehler e colaboradores do *Naval Ordnance Laboratory (NOL)* descobriram o efeito memória de forma em uma liga NiTi que levou o nome do Laboratório de

pesquisa: NITINOL (OTSUKA & WAYMAN, 1998). Ligas com memória de forma (*Shape Memory Alloys*, SMA) são materiais metálicos que possuem a capacidade de lembrar sua forma e tamanho original sob a ação de uma temperatura característica. (RUSTIGHI et al, 2003).

### 2.3.1 - Ligas Níquel Titânio, NiTi

No início da década de 30 Chang & Read observaram a reversibilidade de transformação em ligas de AuCd, mas na década de 60, Buehler e colaboradores do *Naval Ordnance Laboratory (NOL)* com inúmeras pesquisas e estudos descobriram o efeito memória de forma em ligas Níquel Titânio, NiTi. Através de ensaio de tração foi observado que ocorria recuperação da forma em até 8% (BUEHLER, 1967). Através do diagrama de equilíbrio de fases do NiTi, Figura 2.6, é possível observar as fases em função da temperatura, pressão, composição química que fornecem informação necessária para o controle das fases e microestrutura em um determinado material (RIBEIRO et al, 2010). Dependendo do tratamento de envelhecimento aplicado podem surgir precipitados, materiais com quantidades de Níquel acima de 50,5% em peso atômico originam o precipitado  $TiN_3$  e inferiores o precipitado  $TiN_2$

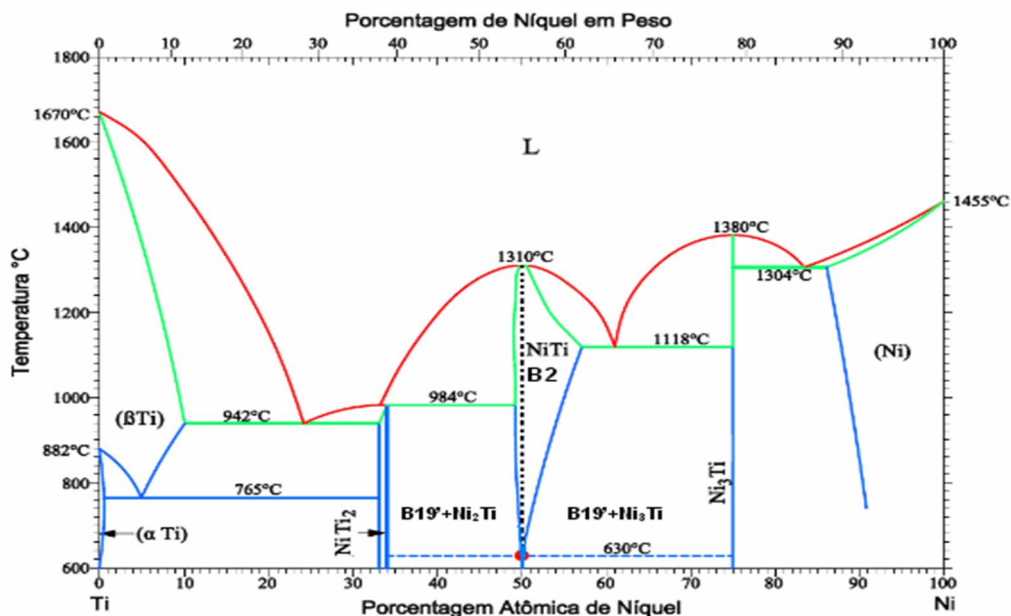


Figura 2.6 - Diagrama de equilíbrio de fases do NiTi (MASSALSKI et al., 1990).

### 2.3.2 - Estrutura da Liga NiTi

Ligas de NiTi, a partir de fase mãe ( $\beta$ ) austenítica, que tem alta simetria, estrutura cúbica de corpo centrado B2, muda de fase para martensita originando uma estrutura final monoclinica B19' de baixa simetria. B19' pode ser obtida por um único passo de transformação B2  $\rightarrow$  B19', ou por uma transformação em duas etapas de B2  $\rightarrow$  Fase R  $\rightarrow$  B19', são fortemente influenciadas pelo tratamento térmico de solubilização e envelhecimento adotados (OTSUKA & REN, 2005). A Figura 2.7 indica os caminhos da transformação.

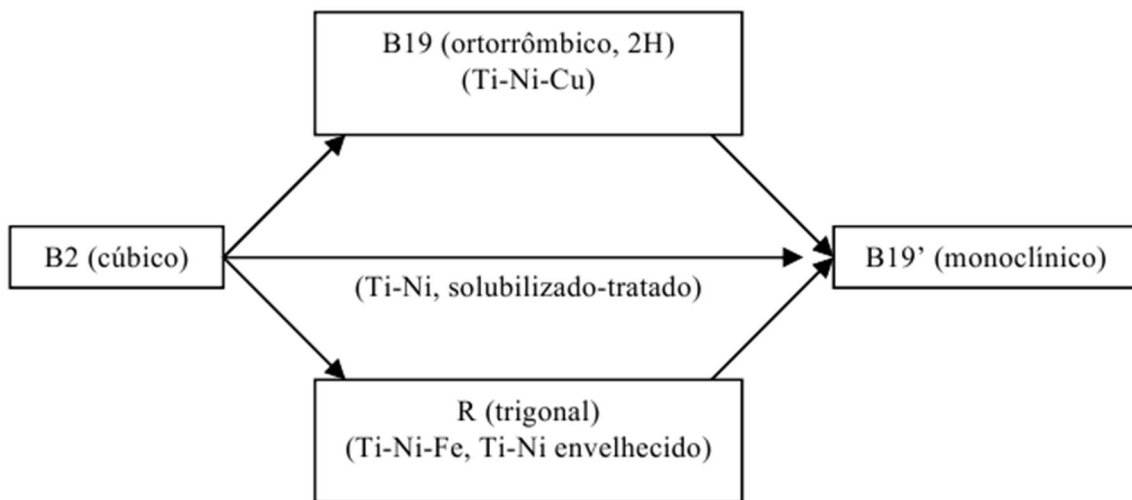


Figura 2.7 - Caminhos de transformação para ligas NiTi (Otsuka & Ren, 2005).

### 2.3.3 - Aplicações da liga NiTi

Com a evolução tecnológica e demanda por produtos no mercado que atendam necessidades cada vez mais específicas, novos materiais são pesquisados para atender tal procura. Nas ligas de NiTi não é diferente, sua aplicabilidade vai desde o setor odontológico nas limas pra tratamento de canais radiculares como fios ortodônticos, aeronáutica em peças para motores e turbinas de aviões, medicina em *stent* que é um dispositivo que inserido na veia do paciente e tem o objetivo de desobstruir a mesma e até automotivo. A gama de aplicação é ampla para esta liga que pode ser explorada até que o limite de fadiga influencie na sua utilização (FRENZEL et al, 2004).

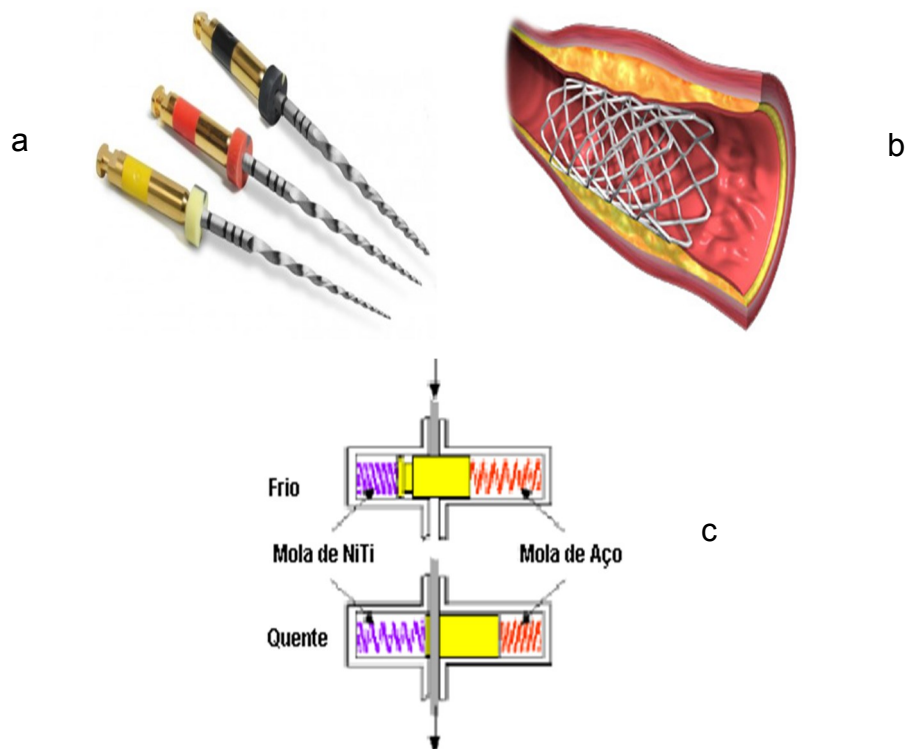


Figura 2.8 - (a) Lima de NiTi para tratamento de canais radiculares. (b) Stent para desobstrução de veias e ou artérias. (c) Válvula acionadora de NiTi para transmissões automáticas (SHABALOVSKAYA, 2001).

## 2.4 - TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

Para BURKE (1965) a definição de transformação martensítica é “Uma transformação que o crescimento dos cristais ocorre através de um movimento coordenado de átomos do cristal matriz que gera uma estrutura final. Assim, qualquer átomo se movimenta no curso da transformação, uma fração de um espaçamento de rede”.

Para WAYMAN & DUERIG (1990) as transformações martensíticas ocorrem por um processo de nucleação e crescimento, liberam calor, apresentam uma histerese correlacionada à transformação e um intervalo de temperatura no qual austenita e martensita estão presentes.

Inicialmente, se tem a fase austenítica, quando ocorre rápida diminuição de temperatura ou aplicação de tensão um processo de cisalhamento ocasiona a transformação em martensita, que é uma fase estável a baixas temperaturas, geralmente com estrutura tetragonal e de baixa simetria com várias variantes. Posteriormente, observou-se que em outras ligas como (Fe-Cr, Fe-Ni, Cu-Zn-Al) que acontecia o mesmo tipo de transformação (WASILEWSKI, 1975).

#### 2.4.1 - Temperaturas características das SMAs

OTSUKA & WAYMAN (1998) e DA SILVA (2003) afirmam que as propriedades das SMAs estão diretamente relacionadas com a temperatura e tensão que estão sujeitas. Geralmente, possuem quatro temperaturas de transformação:  $A_s$  e  $A_f$  são temperaturas inicial e final da Austenita respectivamente.  $M_s$  e  $M_f$  temperaturas de formação da Martensita. Na Figura 2.9 quando se atinge  $A_s$  tem-se o início da Austenita caso  $A_f$  seja alcançada se tem 100% de Austenita. Após resfriar o material atinge-se  $M_s$  que é o início da formação da Martensita, se  $M_f$  for atingido terá 100% de Martensita, embora existam tais temperaturas de transformação de fase a mesma ocorre em uma faixa de temperatura (DELAEY et al, 1974).

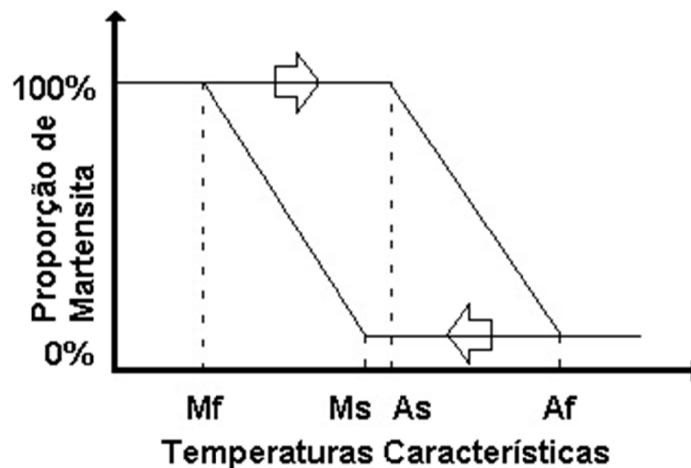


Figura 2.9 - Temperaturas características das SMAs.

#### 2.4.2 - Cristalografia da Martensita e Austenita

O efeito memória de forma está associado a deformação quasiplástica do material abaixo de  $M_f$  e posterior aquecimento acima de  $A_f$ . A mudança de fase ocorre entre duas fases sólidas que reorganizam os átomos com a grade cristalina. A cada temperatura se tem uma estrutura interna diferente. A fase chamada de martensita, com estrutura flexível, pouca simetria e estado livre de tensões pode ser induzida por tensão ou temperatura (SAVI, 2006). Esta fase possui várias orientações cristalográficas chamada de martensita maclada ou auto acomodada. O NiTi possui 24 variantes cristalográficas (DA SILVA, 2003).

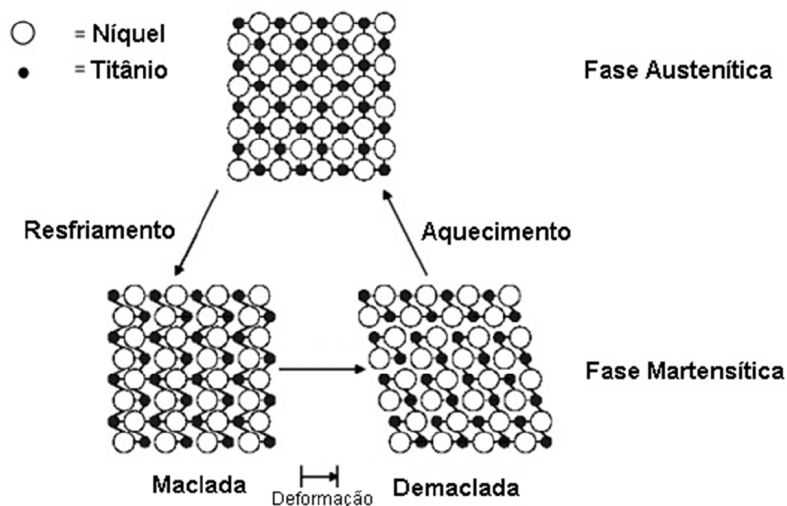


Figura 2.10 - Estrutura cristalina na mudança de fase na liga de memória de forma. (SRINIVASAN & MCFARLAND, 2001)

De acordo com MACHADO & SAVI (2003) e OTSUKA & WAYMAN (1998), se o material for tensionado as variantes cristalográficas se organizam e reorientam em direção da carga aplicada, que dão origem a apenas uma variante denominada fase martensítica demaclada.

Na Figura 2.10 observa-se os grãos e seus correspondentes que o contornam. Tal estrutura permite a rede interna de grãos individuais mudar, mantendo a mesma interface com os grãos adjacentes, resultando em deformações macroscópicas que mantêm a forma na sua estrutura microscópica (RUSTIGHI et al, 2003).

### 2.4.3 - Efeito de Memória de Forma

Segundo LAGOUDAS et al, (2008) e OLIVEIRA (2011) o efeito memória de forma ocorre em temperaturas abaixo de  $A_s$ , quando está em seu estado livre de tensões. Após carregar acima da tensão crítica, inicia a formação de martensita induzida por tensão, não maclada, que dependendo da carga aplicada pode ser de tração ou de compressão este é o processo de quasiplasticidade. Elevando a temperatura acima de  $A_s$ , inicia a transformação de martensita em austenita. Após isso o material é resfriado para  $M_s$  e retornando a martensita maclada, conforme ilustrado na Figura 2.11.

A Figura 2.11 demonstra os passos para o material submetido a aplicação de carga (passo A), que ocorre reorientação das variantes (passo B e C) até atingir a deformação aparentemente permanente, com o descarregamento tem-se deformação residual, pois a transformação de martensita em austenita não ocorrerá. Somente com aquecimento a deformação residual é recuperada (RUSTIGHI et al, 2003).

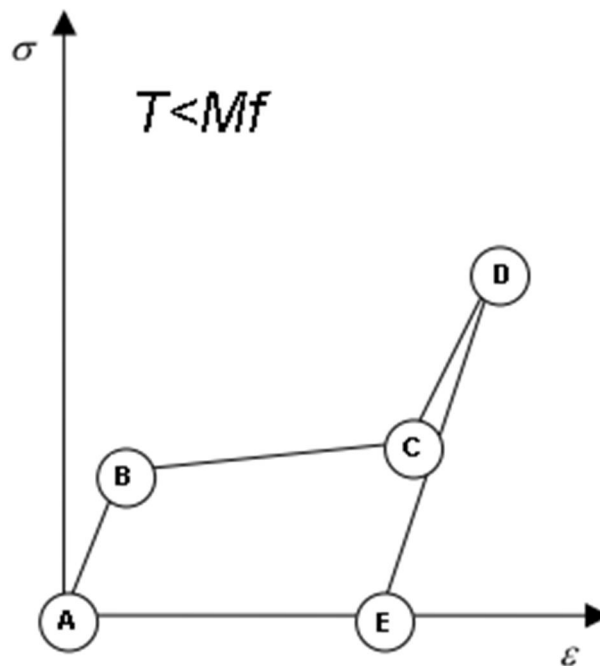


Figura 2.11 - Tensão x Deformação do efeito memória de forma (RUSTIGHI et al, 2003).

#### 2.4.4 - Pseudoelasticidade

Temos na Figura 2.12  $T > A_f$ ,  $T$  é temperatura que o material se encontra, carregando-o tem-se reorientação da martensita (passos B-C), atingindo o máximo de deformação que pode ser recuperada com o descarregamento (passo D). O ciclo de histerese, a área do ciclo (passos B-C-E-F), equivale à quantidade de energia dissipada durante o ciclo de tensão e deformação na transformação direta e reversa. Este comportamento é chamado de pseudoelasticidade (RUSTIGHI et al, 2003).



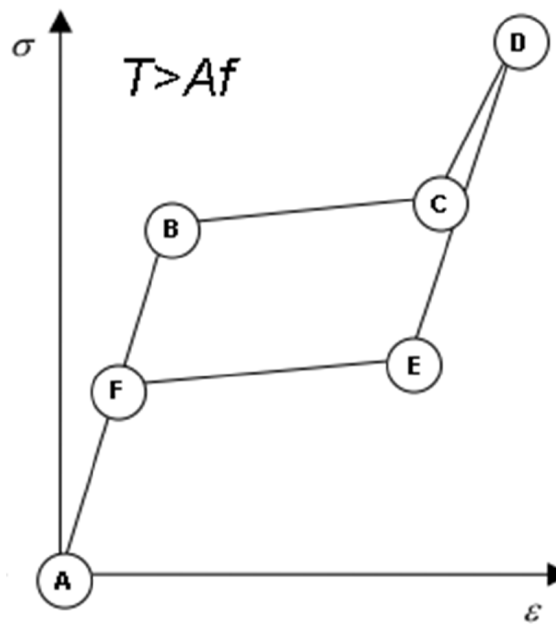


Figura 2.12 - Gráfico da tensão deformação neste comportamento (RUSTIGHI et al, 2003).

Um típico material dúctil pode absorver grande quantidade de energia apenas quando a tensão aplicada é maior que a tensão de escoamento do material sofrendo uma deformação plástica. A liga SMA apresenta o comportamento pseudoelástico, que é bastante útil para absorção e dissipação de energia, onde aumentando a tensão aplicada indica que irá deformar o material, mas retirando a carga tem-se zero de deformação (RUSTIGHI et al, 2003).

## 2.5 - AMORTECIMENTO

O amortecimento ou atrito interno é uma propriedade sensível, tanto em escala macroscópica quanto microscópica (LAZAN, 1968), particularmente à presença de trincas e micro-trincas (DIETERLE & BANCHMANN, 1981). A energia mecânica de um sistema é dissipada pela geração de calor e/ou energia. Esta dissipação de energia ocorre durante a presença de forças de fricção interna que tendem a resistir ao movimento do material. O atrito interno está associado aos defeitos de microestrutura como contorno de grãos e impurezas (SILVA, 2007).

Para BLANTER et al (2007) determinado material exposto a um carregamento dentro do regime elástico, quando este é cíclico, o atrito interno é manifestado pela histerese. A energia de absorção em cada ciclo aplicado  $\Delta W$  dividido pela energia de

absorção correspondente  $W$  define a capacidade específica de amortecimento, ou fator de perda também chamado de fator de qualidade, desta forma o atrito interno ou amortecimento pode ser escrito:

$$Q^{-1} = \frac{\Delta W}{2 \times \pi \times W} = \frac{\Psi}{2 \times \pi} \quad (2.1)$$

Para HUDSON (1942) a capacidade de amortecimento é dependente da magnitude da tensão aplicada. Em geral a capacidade de amortecimento aumenta com a tensão, embora em alguns casos o oposto ocorre. Quando para tensões muito pequenas a capacidade de amortecimento é constante, embora permaneça em quantidades significativas. Com o aumento da temperatura o amortecimento aumenta. Isto ocorre, pois o calor que é gerado no material quando aplicada determinada carga é dissipado rapidamente.

A importância de saber a quantidade de atrito interno em metais pode ser resumida em duas:

(1) Em muitos casos, o atrito interno do próprio metal é o único fator que limita a amplitude das vibrações forçadas de peças de máquinas ou estruturas. Exemplos disso são pás de turbina, cascos de navios e cabos condutores das linhas de transmissão (HUDSON, 1942).

(2) A razão para esperar valores fora do comum em termos de atrito interno para peças inteiras ou estruturas é a presença de defeitos internos como fissuras, trincas, etc. Com isso a identificação de problemas na manufatura pode ser facilitada com ensaios não destrutivos que identificam tais falhas ampliando produção, qualidade e reduzindo tempo de produção de determinado produto na indústria (FOSTER, 1937).

### **2.5.1 - Tipos de amortecimento**

Para COSSOLINO & PEREIRA (2010) existem 3 formas de classificar o amortecimento de um determinado material: Amortecimento ou atrito interno, Amortecimento estrutural e Amortecimento fluídico, o escopo deste trabalho é estudar o atrito interno.

O amortecimento em materiais cristalinos pode ser atribuído a vários mecanismos, que incluem amortecimentos termoelásticos, amortecimento magnético, amortecimento viscoso e amortecimento por defeitos na microestrutura do material. No caso do amortecimento por defeitos a fonte é intrínseca e deriva do atrito interno exercido sobre o movimento atômico nas regiões de defeitos cristalinos em metais e ligas. Entre os mecanismos de amortecimento que são importantes em metais e ligas, amortecimento por defeito representa grande parte do amortecimento global de materiais cristalinos em condições convencionais. Assim, tanto o atrito interno e amortecimento são termos utilizados para descrever o comportamento de amortecimento para a maioria dos materiais cristalinos. Qualquer tipo de defeito será uma fonte para dissipar energia devido o movimento intrínseco do defeito sobre o carregamento cíclico. Os defeitos nos materiais policristalinos e ligas incluem defeitos pontuais (vacâncias e transtornos), defeitos de linha (deslocamentos), defeitos de superfície (contornos de grão e interfaces), microporos e microfissuras (SCHIEFER & SJOEBERG, 2005).

Em alguns casos estes defeitos alteram a simetria uniforme da estrutura cristalina. A assimetria e não uniformidade da microestrutura, que regulam a deformação e comportamento de um material cristalino com defeitos sob carga aplicada, portanto dominando o comportamento macro-mecânico do material em serviço. Em um único cristal perfeito sob uma aplicação de carga abaixo do limite de elasticidade, cada célula unitária do cristal deforma de maneira uniforme e pode restaurar sua posição inicial após remoção da carga aplicada. Nos cristais imperfeitos, no entanto, cada defeito leva à distorção da simetria do cristal e induz a uma concentração de tensão. Embora a magnitude da tensão aplicada externamente seja baixa, a concentração de tensões internas em algumas regiões locais pode ser suficiente para causar rearranjo atômico em regiões de alta densidade de defeitos. A temperatura ambiente, os deslocamentos relativos são geralmente frações de um diâmetro atômico. Em altas temperaturas este deslizamento pode ser extenso e levar à deformação viscoelástica. A fricção interna está relacionada com o movimentos reversíveis ou irreversíveis de átomos sob carga cíclica na vizinhança de defeitos e leva a histerese mecânica na tensão versus deformação (SCHIEFER & SJOEBERG, 2005).

Existem dois modelos que representam o amortecimento interno, o viscoelástico e histerético. O último está correlacionado com a curva de histerese. A Figura 2.13 mostra o gráfico da tensão ( $\sigma$ ) e deformação ( $\epsilon$ ) (SILVA, 2007).

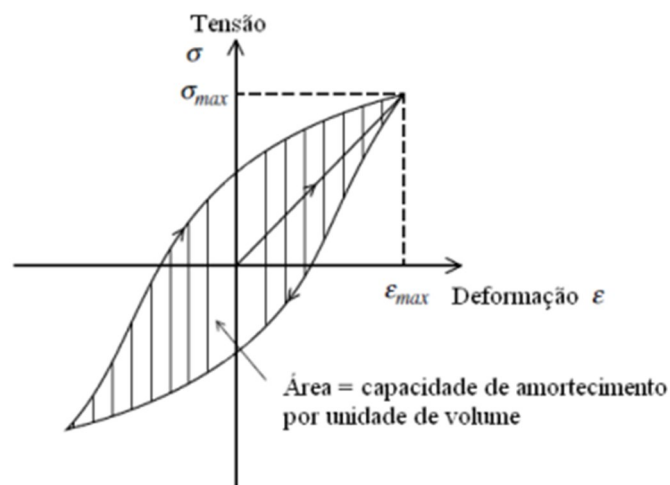


Figura 2.13 - Curva de histerese para o amortecimento mecânico (SILVA, 2007).

Conforme a Equação 2.2 o amortecimento por unidade de volume é representado por uma integral cíclica. Cada dispositivo de amortecimento tem uma curva de histerese característica. Assim, a integral da força relacionada ao deslocamento, representa a área da curva de histerese equivalendo ao trabalho exercido pela força de amortecimento. Resultando na energia dissipada em cada ciclo de trabalho (COSSOLINO & PEREIRA, 2010).

$$d = \int \sigma d\epsilon \quad (2.2)$$

Para um dispositivo de amortecimento há uma curva de histerese correspondente. Assim, a integral cíclica da força com o respectivo deslocamento, que corresponde a área da curva de histerese, é igual ao trabalho feito pela força de amortecimento. Com isso a energia dissipada por ciclo de movimento. Isto é, a capacidade de amortecimento, quando dividida pelo volume do material, fornece o amortecimento por unidade de volume (SILVA,2007).

## 2.5.2 - Amortecimento viscoso

O movimento de um sistema pode ser descrito pelo número de graus de liberdade (GDL), equações diferenciais com variáveis dependentes do tempo (ALMEIDA, 2005). Com isso a origem do amortecimento é viscosa, velocidade e força de atrito são proporcionais:

$$F = -c\dot{x} \quad (2.3)$$

Que  $c$  é a constante de amortecimento ou coeficiente de amortecimento viscoso, o sinal negativo indica que a força de amortecimento é oposta ao sentido da velocidade. Exemplificando um pistão dentro de um cilindro e imerso em líquido, tem-se um sistema de um grau de liberdade massa-mola-amortecedor segundo Figura 2.14. Assim  $m$  a massa,  $k$  constante elástica da mola e  $c$  o coeficiente de amortecimento viscoso é representado por (RAO, 1995):

$$m\ddot{x} + c\dot{x} + kx = 0 \quad (2.4)$$

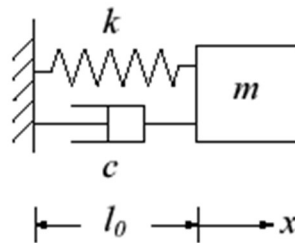


Figura 2.14 - Amortecedor viscoso com um grau de liberdade (RAO, 1995).

Resolvendo a Equação 2.4, admitimos que

$$x(t) = C e^{st} \quad (2.5)$$

onde  $C$  e  $s$  são constantes indeterminadas que inseridas em (2.5) resultam na equação característica

$$ms^2 + cs + k = 0 \quad (2.6)$$

Que possui raízes

$$s_{1,2} = -\frac{c}{2m} \pm \sqrt{\left(\frac{c}{2m}\right)^2 - \frac{k}{m}} \quad (2.7)$$

Resultando em duas soluções para (2.7)

$$x_1(t) = C_1 e^{s_1 t} \quad x_2(t) = C_2 e^{s_2 t} \quad (2.8) \text{ e } (2.9)$$

Assim, combinando  $x_1(t)$  e  $x_2(t)$  temos a solução geral de (2.4):

$$x(t) = C_1 e^{s_1 t} + C_2 e^{s_2 t} = C_1 e^{\left\{-\frac{c}{2m} \pm \sqrt{\left(\frac{c}{2m}\right)^2 - \frac{k}{m}}\right\}t} + C_2 e^{\left\{-\frac{c}{2m} \pm \sqrt{\left(\frac{c}{2m}\right)^2 - \frac{k}{m}}\right\}t} \quad (2.10)$$

Onde  $C_1$  e  $C_2$  são constantes determinadas pelas condições iniciais. O amortecimento crítico  $C_c$  é definido como valor da constante de amortecimento para  $c$  que (2.7) torne-se zero (RAO, 1995):

$$\left(\frac{c}{2m}\right)^2 - \frac{k}{m} = 0 \quad (2.11)$$

ou

$$C_c = 2m \sqrt{\frac{k}{m}} = 2\sqrt{km} = 2m\omega_n \quad (2.12)$$

Para qualquer sistema amortecido, o fator de amortecimento  $\zeta$  é definido por

$$\zeta = \frac{c}{C_c} = \frac{c}{2\sqrt{km}} \quad (2.13)$$

Reescrevendo (2.12) e (2.13) temos:

$$\frac{c}{2m} = \zeta\omega_n \quad (2.14)$$

e por consequência,

$$s_{1,2} = (-\zeta \pm \sqrt{\zeta^2 - 1})\omega_n \quad (2.15)$$

Assim, a Equação (2.10) pode ser escrita como

$$x(t) = C_1 e^{(-\zeta + \sqrt{\zeta^2 - 1})\omega_n t} + C_2 e^{(-\zeta - \sqrt{\zeta^2 - 1})\omega_n t} \quad (2.16)$$

Deste modo temos tomando como referência o valor de  $\zeta$  :

- $\zeta > 1$ : há duas soluções reais, caso superamortecido;
- $\zeta = 1$ : há uma solução real, caso criticamente amortecido;
- $0 \leq \zeta < 1$ : há duas soluções complexas, caso sub-amortecido.

Neste trabalho o escopo é amortecimento interno e será utilizado o caso sub-amortecido, pois os demais são não-oscilatórios (RAO, 1995):

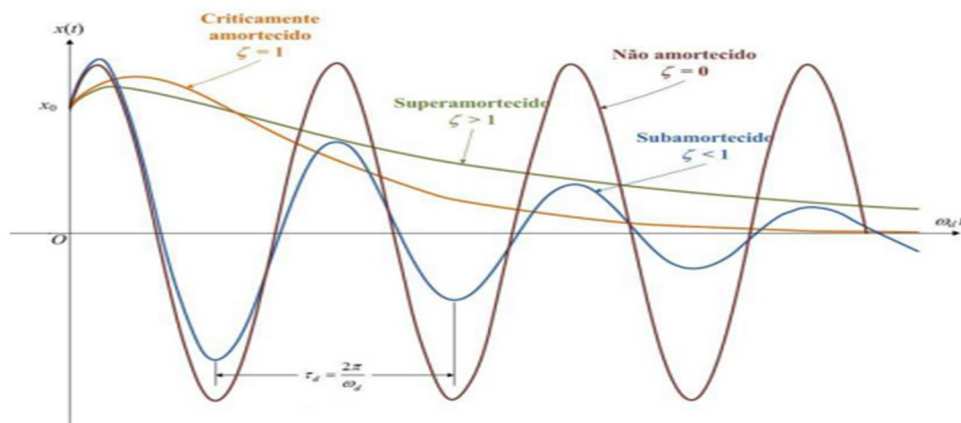


Figura 2.15 - Fatores de amortecimento (COSSOLINO & PEREIRA, 2010).

### 2.5.3 - Amortecimento Histerético

Determinados materiais o amortecimento não depende da frequência do movimento harmônico, nestes casos a constante de amortecimento,  $c$ , é validada pelo movimento harmônico de frequência  $\omega$ :

$$c = \frac{h}{\omega} \quad (2.17)$$

E a Equação (2.18) caracteriza o amortecimento histerético:

$$F = -\frac{h}{\omega} \dot{x} \quad (2.18)$$

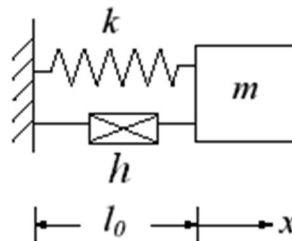


Figura 2.16 - Amortecedor histerético (COSSOLINO & PEREIRA, 2010).

#### 2.5.4 - Amortecimento Estrutural

Oriundo da dissipação de energia mecânica por atrito devido ao movimento relativo entre componentes e por impacto ou contato contínuo nas articulações de um sistema mecânico ou estrutura (SILVA, 2007). Também chamado de amortecimento de Coulomb (deslizamento entre superfícies com lubrificação deficiente ou inexistente) a força é constante e proporcional à força normal às superfícies deslizantes e em sentido contrário ao movimento (DIÓGENES, 2010).  $c$  representa a constante e  $\dot{q}$  o deslocamento relativo (SILVA, 2007)

$$F = c \operatorname{sgn}(\dot{q}) \quad (2.19)$$

#### 2.5.5 - Método de determinação do amortecimento

Existem vários métodos para análise e cálculo do amortecimento que foram desenvolvidos por cientistas ao longo dos anos, neste trabalho foi utilizado o método do decremento logarítmico para obtenção dos resultados.

O método do Decremento Logarítmico analisa a vibração de sistemas sub-amortecidos submetidos à vibração livre amortecida. É um dos métodos utilizados para a determinar razão de amortecimento de um sistema submetido a vibrações livres e não forçadas (FRANCESCHINI & GOMES, 2010). Tal método avalia a resposta de sistemas amortecidos, amortecimento  $\zeta$  (BEARDS, 1988; HARRIS &



PIERSOL 2002). Para GROEHS (1999), este método possui grande utilidade devido a mínima necessidade de equipamento e instrumentos para realizar as medições.

## 2.6 - MÓDULO DE ELASTICIDADE

Para COSSOLINO & PEREIRA (2010) e PINHEIRO (1991) materiais quando são submetidos a cargas, informações são necessárias como módulo de elasticidade, pois no projeto e desenvolvimento de peças dispositivos deve-se prever qualquer deformação que não exceda os limites pré-estabelecidos ocasionando fadiga acelerada ou mesmo fratura. O comportamento mecânico de um material está relacionado com a resposta à carga aplicada. A propriedade que correlaciona a deformação elástica com a tensão é o módulo elástico, que conforme a carga utilizada possui diferentes definições.

Segundo CALLISTER (2007) e COSSOLINO & PEREIRA (2010) o módulo de elasticidade ou módulo de Young, é uma propriedade intrínseca do material, dependente da composição química, microestrutura e defeitos.

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \tag{2.20}$$

$E$  = Módulo de elasticidade ou Young (Pa);

$\sigma$  = Tensão (Pa);

$\varepsilon$  = Deformação elástica no sentido longitudinal do corpo de prova;

Existem métodos de caracterizar o módulo de elasticidade como quase-estático que é um método destrutivo que se aplica uma carga e monitora a mesma juntamente com a deformação, dinâmico que da frequência natural de vibração pode-se obter o módulo ou por ultra-som no qual são emitidas ondas ultra-sônicas e seu eco é captado, neste trabalho foi aplicado o método dinâmico não destrutivo de excitação por impulso (COSSOLINO & PEREIRA, 2010).

## **2.7 - MODOS DE VIBRAÇÃO**

Para COSSOLINO & PEREIRA (2010) “Nos métodos dinâmicos o Módulo de elasticidade e amortecimento são obtidos a partir das frequências naturais de vibração e suas dimensões. Neste método são utilizados o modo de vibração longitudinal, flexional ou transversal e torcional. Com os dois primeiros se obtém o módulo de elasticidade e o último o módulo de cisalhamento e razão de Poisson”.

### **2.7.1 Modo de Vibração Longitudinal**

De acordo com (PAIVA, 2002) a vibração longitudinal de barras de seção transversal quadrada ou circular é recomendada como o método de maior precisão na determinação do módulo de elasticidade. Segundo (RAYLEIGH, L., 1945, LOVE, A.E.H., 1944 & LAMB, H., 1960) foi mostrado que a teoria existente para barras cilíndricas pode ser aplicada em amostras de seção transversal quadrada com alto grau de precisão.

### **2.7.2 Modo de Vibração Flexional**

De acordo com DAVIS (1967) é o mais complexo dos três modos vibracionais considerando como a frequência de ressonância é afetada, não apenas pelo comprimento e seção transversal, mas pela razão entre os dois. Para PICKETT (1945) o módulo de Young pode ser determinado pelos dados de frequência de ressonância, peso e dimensões do corpo. No caso de barras delgadas excitar a vibração flexional é mais fácil, portanto a mais indicada.

### **2.7.3 Modo de Vibração Torcional**

Permite calcular o módulo de cisalhamento  $G$  e razão de Poisson de materiais isotrópicos através da frequência de vibração torcional. Indicado em barras de seção retangular devido sua precisão dos resultados (PAIVA, 2002).

No modo de vibração longitudinal o corpo de prova sofre impacto na direção longitudinal, que é a mesma que a onda gerada percorre e está relacionada com a rigidez na flexão (PITER et al, 2004). No modo flexional ou transversal, também associado à rigidez na flexão o impacto ocorre no vão livre (onde as amplitudes atingem seu valor máximo) entre os pontos de amplitude zero e a confiabilidade dos

resultados é elevada. No modo torcional tem-se um ponto de amplitude zero no centro do corpo de prova e ventres nas extremidades (MURPHY, 2000; SEGUNDINHO et al, 2012 ). Tais métodos são utilizados para o cálculo do amortecimento e módulo de elasticidade em corpos de prova prismáticos e isotrópicos.

## **2.8 - TRATAMENTO TÉRMICO NO NITI**

Segundo DAYANANDA (2008) as propriedades mecânicas, incluindo a capacidade de dissipação de energia de uma liga pseudoelástica SMA é dependente do tratamento térmico aplicado. Segundo ANDERSAN (2006) o tratamento térmico é utilizado para controle dos precipitados na liga.

Para OTSUKA & WAYMAN (1998) o tratamento utilizado para o SMA pseudoelástico é o "tratamento a temperatura média" em que as temperaturas de tratamento térmico estão na faixa de 350 a 450°C com intervalo entre 10 a 100 minutos de permanência. (YEUNG et al, 2001) Observaram que a temperatura de transição austenítica da liga NiTi pode ser ajustada para o valor desejado através da alteração do tempo e temperatura do tratamento térmico em ligas NiTi pseudoelásticas. Seus resultados mostraram que a temperatura de tratamento térmico deve ser ajustado entre 400 a 500°C e o tempo de tratamento térmico deve ser inferior a 60 minutos.

FAVIERA et al (2006) observaram que o envelhecimento da liga NiTi com memória de forma em 500°C para tempos de permanência da ordem de poucos minutos, levou ao aumento das temperaturas críticas tanto da fase R em martensita quanto da austenita em martensita. Também levou ao decréscimo da tensão crítica para a indução da transformação martensítica em uma temperatura dada fazendo com que o nível de amortecimento fosse maior. FRENZEL et al (2008) informou sobre a microestrutura e transformação de fase a diferentes tratamentos termomecânicos para Ni-Ti-Fe SMAs. (Liua et al, 2006) estudaram a estrutura e as propriedades de amortecimento de ligas de memória de forma NiTi utilizando diferentes tratamentos térmicos.

Em ligas de NiTi a solubilização e envelhecimento visam controlar presença de precipitados ricos em Níquel na matriz cristalina (PAULA, 2006) a Figura 2.17 indica tratamentos realizados em uma liga NiTi. Estes tratamentos permitem que as transformações de fase aconteçam em uma ou em múltiplas etapas (OTSUKA & WAYMAN, 1998; ALLAFI et al, 2002; KALHIL, 2002). O tratamento térmico de envelhecimento resulta no surgimento da fase R nas ligas NiTi, devido uma heterogeneidade na matriz de B2 pela presença dos precipitados de  $Ni_4Ti_3$ , permitindo duas transformações no resfriamento:  $B2 \rightarrow R$  e  $R \rightarrow B19'$ , e duas no aquecimento:  $B19' \rightarrow R$  e  $R \rightarrow B2$  (ALLAFI et al, 2002; KALHIL, 2002; KALHIL, 2004 ). Após isto, o material apresenta transformações em múltiplas etapas, que são detectadas pela ocorrência de dois ou mais picos endotérmicos/exotérmicos durante a análise por DSC (PAULA, 2006; OTSUKA & REN, 2005).

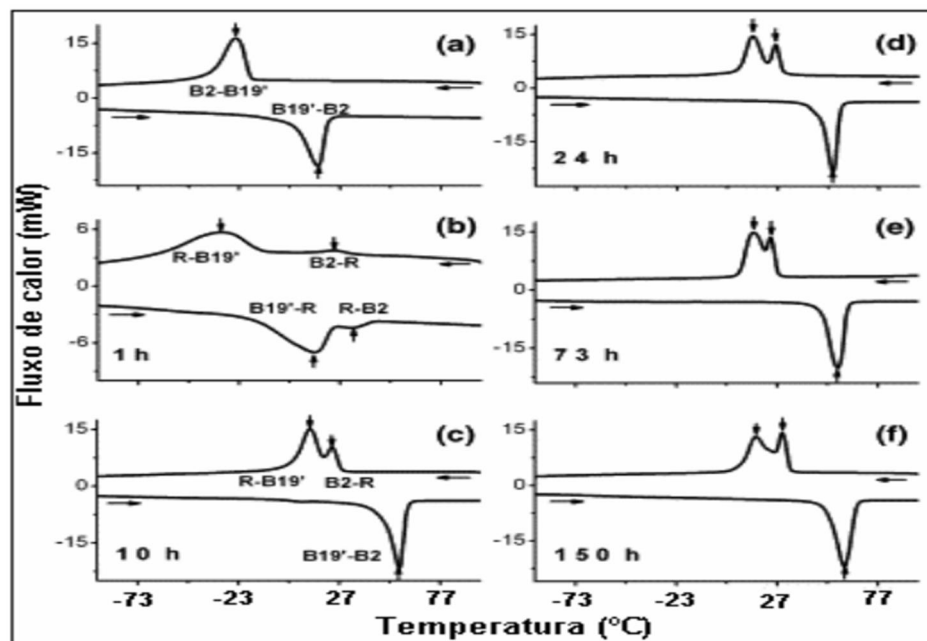


Figura 2.17 - Curvas de DSC de uma liga NiTi 50,6%atTi submetida a diferentes tratamentos térmicos e transformações (MAGELA, 2010). (a) solubilizada a 1000°C por 1 hora seguida de têmpera em água, (b)–(f) envelhecidas a 450°C por 1, 10, 24, 73, 150 horas, respectivamente (FAN et al, 2004).

Para WANG et al (2011) amostras tratadas termicamente abaixo 500°C apresentaram melhor pseudoelasticidade. Enquanto isso, a tensão crítica para a transformação martensítica induzida por tensão diminuiu em temperaturas até 600°C. Ligas recozidas a 350°C, 500°C e 650°C exibiram porcentagem de recuperação de forma maior que 90% quando a deformação foi inferior a 20%

Conforme VARGAS (2007), os tratamentos que mais frequentemente são utilizados nestas ligas são o recozimento e a normalização, que consistem em submeter o material a temperaturas entre 450°C a 650°C em atmosferas controladas, por faixas de tempo não superiores a 60 minutos para massas de material relativamente pequenas, com posterior resfriamento ao ar ou dentro do forno com um fluxo de gás inerte a fim de evitar contaminação ou oxidação dos metais presentes na liga.

O aumento do valor da dureza por efeito de tratamentos térmicos nas ligas de NiTi ocorre na faixa de temperaturas de 300°C a 500°C, para ligas com teor de Ni superior a 50.5pp% , devido possivelmente pela precipitação da fase  $Ni_4Ti_3$ , que criam um campo de tensões de longo alcance, sem impedir o movimento das interfaces (OTSUKA & REN, 2005; BENAVIDES, 2013). Ligas ricas em Níquel, com teor de Ni superior a 50.5pp%, quando recozidas na faixa de temperatura acima tem sua pseudoelasticidade melhorada (OTSUKA & WAYMAN, 1998).

BENAVIDES (2013) Obteve para o tratamento térmico de envelhecimento a 600°C desaparecimento da fase R. Nos tratamentos de 350°C, 450°C, 550°C sua presença foi observada. A transformação de fase ocorre da austenita direto para martensita na temperatura de 600°C, mostrando que o envelhecimento tem significativa influência na transformação de fase (NURVEREN et al, 2008).

Em arcos ortodônticos de NiTi tratados termicamente a 500°C e 600°C, foi observado aumento significativo das temperaturas de transformação de fase. Embora alterações na microestrutura foram semelhantes (GIL et al, 2012).

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão descritos materiais, equipamentos, experimentos e metodologia utilizados para obtenção dos resultados.

#### 3.1 - MATERIAL UTILIZADO

Foi utilizada a liga NiTi pseudoelástica na forma de barras cilíndricas polidas com 06 milímetros de diâmetro, fabricadas pela NDC, modelo SE508. As propriedades mecânicas, físicas e composição química, fornecidas pelo fabricante podem ser observadas na Tabela 3.1 e Tabela 3.2 respectivamente. As amostras utilizadas neste trabalho seguem a nomenclatura descrita na Tabela 3.3.

Tabela 3.1 - Propriedades Físicas e Mecânicas do NiTi.

Propriedades Físicas e Mecânicas	
Ponto de Fusão	1310°C
Densidade	6.5 g/cm <sup>3</sup>
Resistividade Elétrica	82 μ ohm-cm
Módulo de Elasticidade	(Martensita) 22 a 45 GPa / (Austenita) 70 a 90 GPa
Coefficiente de Expansão Térmica	11 x 10 <sup>-6</sup> / °C
Resistência a Tração	≥ 1070 MPa
Alongamento Total	≥ 10%

Tabela 3.2 - Composição química da liga NiTi.

Composição química	
Níquel	55.8 pp% (aprox)
Titânio	44 pp% (aprox)
Carbono	≤ 0.05 pp.%
Oxigênio	≤ 0.02 pp.%

Tabela 3.3 - Identificação do material utilizado no trabalho.

Amostras	
CR	Material como recebido
650C	Material submetido solubilização de 650°C.
350C	Material submetido a tratamento térmico de 350°C.
600C	Material submetido a tratamento térmico de 600°C.

### 3.2 - CORPOS DE PROVA

Inicialmente, as barras de 2000 mm de comprimento foram cortadas em 09 barras de 120mm de comprimento, Figura 3.1, para elaboração dos Corpos de prova (Cps). Após isso usinadas segundo a norma *ASTM E 8 Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials* Figura 3.2.

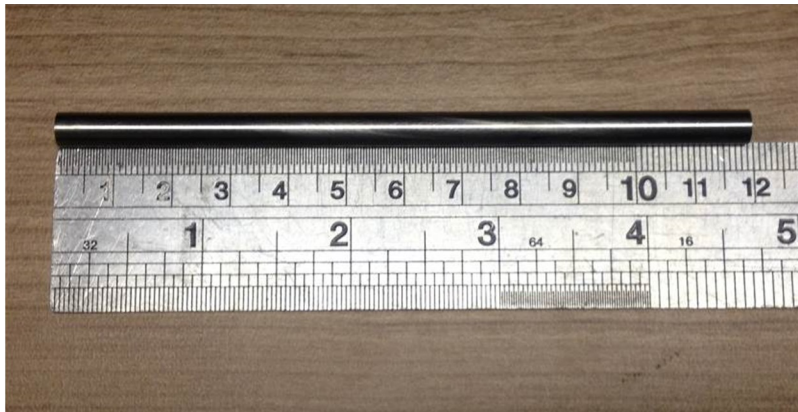


Figura 3.1 - Barra NiTi com 120mm de comprimento e 6mm de diâmetro.



Figura 3.2 - Cp de tração NiTi, escala em mm.

### 3.3 - TRATAMENTO TÉRMICO

Os CPs usinados foram submetidos ao processo de solubilização, que consistiu em aplicar a temperatura de 650°C por sessenta minutos e posterior

resfriamento até a temperatura ambiente, afim de remover qualquer transformação martensítica induzida por tensão e/ou temperatura do processo de usinagem (OTSUKA & WAYMAN, 1998). Posteriormente, os Cps solubilizados sofreram envelhecimento, conforme Tabela 3.4. Os tratamentos térmicos realizados neste trabalho foram efetuados no forno Nabertherm GmbH LHT 04/17 do Laboratório de Materiais da UnB, sem atmosfera controlada, com taxa de aquecimento de 7°C por minuto até atingir temperatura desejada, permanecendo nesta por alguns minutos e posterior resfriamento em água a temperatura ambiente. Estas temperaturas foram adotadas segundo Otsuka & Ren (2005) que indica 425°C como referência, (Benavides, 2013) realizou tratamentos térmicos a 350°C, 450°C, 550°C e 600°C. A temperatura de 350°C e 600°C foi escolhida visando comparação dos resultados obtidos por (Benavides, 2013) em liga similar.

Tabela 3.4 - Condições dos tratamentos térmicos

Temperatura	Permanência	Resfriamento
650°C	60 minutos	Forno até atingir temperatura ambiente
350°C	30 minutos	Água até atingir temperatura ambiente
600°C	30 minutos	Água até atingir temperatura ambiente

### 3.4 - ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL (HRC)

Foram feitos ensaios de dureza HRC, segundo a norma técnica ABNT NBR NM ISO 6508-1, no durômetro Pante Modelo Rain-Rs Panambra do Laboratório de Materiais da UnB. Como os Cps são cilíndricos, a norma técnica indica utilização do fator de correção para obtenção do valor correto nos ensaios. Equação 3.1 e Equação 3.2 indicam o valor total da dureza e o fator de correção respectivamente.

$$Ht = h + h1 \quad (3.1)$$

$$h1 = 59 \times \left( \frac{1 - \left(\frac{h}{160}\right)^2}{d} \right) \quad (3.2)$$

$Ht$  é o valor total da dureza,  $h$  o valor medido,  $h1$  fator de correção e  $d$  diâmetro do corpo de prova. Foram realizadas duas medições de calibração e 5 posteriores calculando a média aritmética para obter do resultado final.



### 3.5 - ENSAIO DE CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

A calorimetria diferencial de varredura DSC, é utilizada para verificar as temperaturas das reações endotérmica e exotérmica, temperaturas de fusão e transformações de fase. Com o DSC é possível verificar a energia necessária para que a transformação de fase aconteça (SICHINA, 2000).

DSC é uma técnica que mede temperatura e fluxo de calor associados a transições de fase, em uma atmosfera controlada (SKOOG, 1998), onde cada temperatura é marcada no ponto de intersecção da linha base com a extensão da reta de maior inclinação do pico da curva via método adaptado da norma técnica ASTM F 2004-05 *Standard Test Method for Transformation Temperature of Nickel-Titanium Alloys by Thermal Analysis*.

Os ensaios no DSC foram executados no Laboratório de Materiais Inteligentes da UnB em um DSC modelo 8500 do fabricante PerkinElmer com atmosfera protetora por nitrogênio gasoso. As amostras foram cuidadosamente cortadas para a massa de 10mg a 45mg. Antes da utilização DSC cada amostra é imersa em acetona para banho de ultrassom por 30 minutos, tal procedimento de limpeza foi feito individualmente para cada amostra. As amostras devidamente descontaminadas foram inseridas em cadinhos de alumínio para o teste no DSC e devidamente lacradas para inserção no forno do equipamento.

O objetivo deste ensaio é determinar as temperaturas de transformação de fase *Ms*, *Mf*, *As* e *Af* da liga NiTi. Os resultados obtidos são curvas apresentadas em gráficos que possuem no eixo das abscissas a temperatura (°C) e ordenadas o fluxo de calor por unidade de massa (mW/g), oriundo da divisão do fluxo de calor total pela massa das amostras. Com isso, obtem-se o calor latente pela área entre as curvas dos picos e a linha base que podem ser comparadas com as áreas dos picos de outras amostras em uma escala endotérmica ou exotérmica específica da transformação de fase. A Figura 3.3 apresenta o esquema do ciclo térmico utilizado.

- Taxa de aquecimento e resfriamento de 10°C por minuto;
- Estabilização de início a 30°C por 2 minutos;
- Primeiro ciclo de aquecimento de 30°C a 100°C e estabilização por 2 minutos;

- Primeiro ciclo de resfriamento de 100°C a -80°C e estabilização por 2 minutos;
- Segundo ciclo de aquecimento de -80°C a 100°C e estabilização por 2 minutos;
- Ciclo final de resfriamento de 100°C a 30°C.

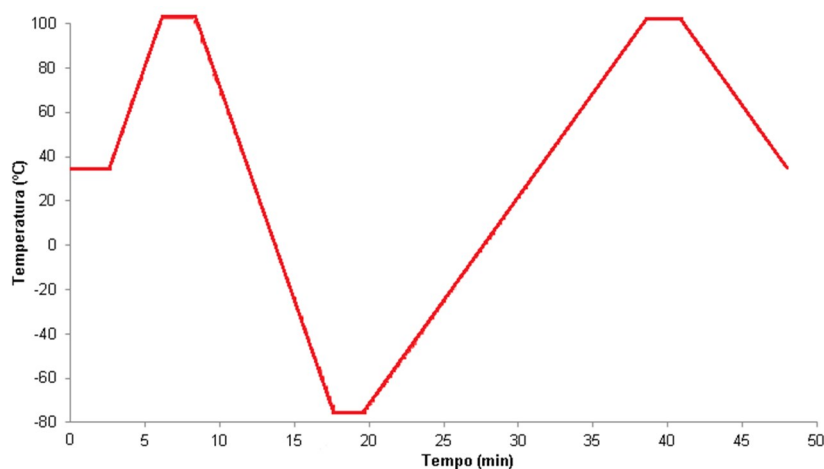


Figura 3.3 - Ciclo térmico utilizado no DSC.

### 3.6 - MEDIÇÃO DO AMORTECIMENTO E MÓDULO DE ELASTICIDADE

Para medição do amortecimento ou atrito interno e módulo de elasticidade foi utilizado o equipamento Sonelastic<sup>®</sup>, que pela técnica de excitação por impulso calcula as propriedades citadas a partir das frequências naturais de vibração e do decremento logarítmico. A metodologia do ensaio se divide em duas partes: primeiramente, na excitação, detecção e obtenção das frequências de ressonância e posteriormente o emprego de relações matemáticas e dos procedimentos computacionais para obtenção dos módulos elásticos a partir das frequências de ressonância (COSSOLINO & PEREIRA, 2010). O impacto de um pino metálico excita as frequências naturais que utiliza o modelo do amortecimento viscoelástico e determina o amortecimento e módulo elástico pelo decremento logarítmico.

Após a inserção das dimensões e da massa no *software* do equipamento, o mesmo calcula a densidade e pontos nodais flexionais em que a amplitude de vibração é zero e onde a amostra deve ser posicionada para obtenção dos resultados de amortecimento e módulo de elasticidade. O local da excitação de vibração é chamado ventre que possui significativa amplitude de vibração (RAO, 1995). Como foi escolhido o modo flexional, estes pontos de amplitude zero estão

distantes das extremidades a uma distância indicada na Tabela 3.5, exemplificados na Figura 3.5, juntamente com a densidade do material.

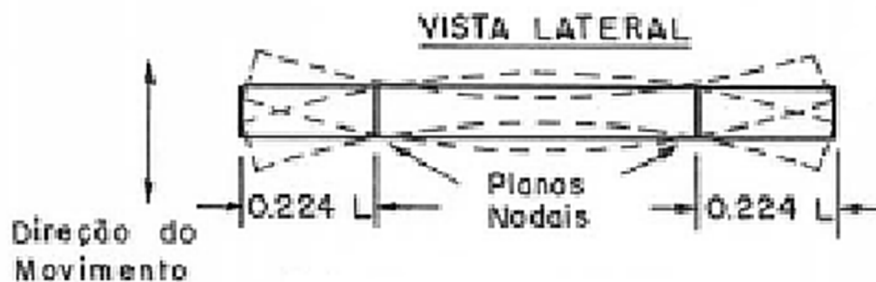


Figura 3.4 - Identificação dos pontos nodais flexionais (COSSOLINI & PEREIRA, 2010).

Tabela 3.5 - Densidades e pontos nodais das amostras de NiTi.

Amostras	CR	350C	600C	650C
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	7,32	7,40	7,11	6,96
Pontos nodais flexionais (mm)	6,39	6,24	6,44	6,29

O ensaio é não destrutivo e baseado na norma técnica *ASTM E1876-09 Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Impulse Excitation of Vibration* (COSSOLINO & PEREIRA, 2010).

O corpo de prova do ensaio de tração foi cortado em determinado comprimento para ser posicionado no suporte apropriado para o tipo e dimensão do Cp, as medições são feitas pelo *software* do equipamento. O ensaio foi calibrado para duas medições iniciais e cinco posteriores que foi feito a média aritmética. Nas amostras foram realizadas três medições de comprimento, diâmetro, cálculo do desvio padrão e medição da massa conforme indica a norma técnica. O tempo de medição do ensaio foi regulado para 2,731 segundos, sensibilidade do amortecimento na faixa de 50% da escala total e tensão do excitador automático em 7,0 Volts. Na Tabela 3.6 estão as dimensões e massa utilizadas.

Para identificação da frequência fundamental de vibração da liga NiTi, o *software* do equipamento Sonelastic possui um simulador de frequências naturais onde são inseridos dados como massa, diâmetro e comprimento, no caso de corpos de prova cilíndricos, e as frequências no modo flexional, torsional e longitudinal são calculadas automaticamente.

Tabela 3.6 - Dimensões das amostras utilizadas no equipamento Sonelastic.

Parâmetros	CR	650C/1H	350C/30MIN	600C/30MIN
Diâmetro (mm)	6,00 ± 0,05	6,00 ± 0,05	6,00 ± 0,05	6,00 ± 0,05
Massa (g)	5,27 ± 0,01	5,19 ± 0,01	5,14 ± 0,01	5,28 ± 0,01
Comprimento (mm)	28,53 ± 0,05	28,10 ± 0,05	27,84 ± 0,05	28,74 ± 0,05

### 3.7 - ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi realizado na máquina de tração universal do fabricante *MTS Landmark Servohydraulic Test System*, ao ar, à temperatura ambiente (25°C). O ensaio de tração foi executado a uma velocidade de 0,05 mm/min e a pressão na garra foi de 10 MPa e foi utilizada célula de carga de 100kN. Primeiramente, foi feito controle de deformação até 6%, descarregamento até 7MPa e posterior carregamento até a ruptura conforme *ASTM F2516 Tension Testing of Nitinol*, com objetivo de encontrar tensão de escoamento, platôs de transformação de austenita para martensita e martensita para austenita, tensão de ruptura e módulo de elasticidade.

A Figura 3.5 indica quais pontos do gráfico devem ser utilizados para os cálculos dos resultados. UPS é o platô de transformação superior onde ocorre a transformação B2 para B19', LPS o platô de transformação inferior onde no descarregamento ocorre B19' para B2,  $E_{l_u}$  deformação uniforme que está no valor máximo de tensão encontrado antes da fratura e  $E_{l_r}$  deformação residual encontrada. Para encontrar UPS, deve-se identificar no carregamento inicial correspondente a 3% de deformação, LPS está a 2,5% no descarregamento,  $E_{l_u}$  no valor da tensão de ruptura e  $E_{l_r}$  é o valor da deformação na diferença dos valores correspondentes a 7MPa no carregamento e descarregamento.

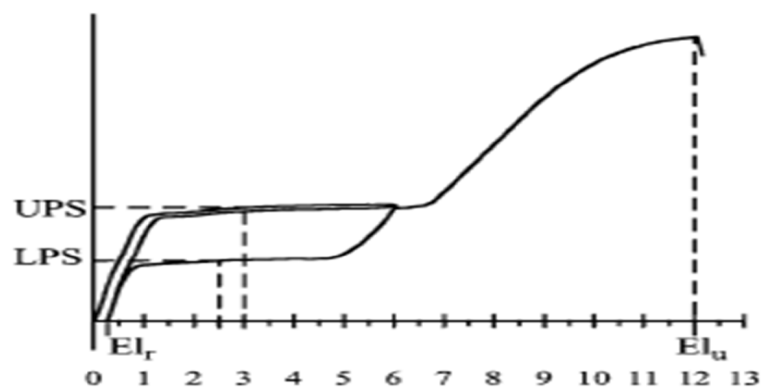


Figura 3.5 - Diagrama tensão-deformação típico para o NiTi Superelástico (ASTM F2516-07).

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos durante o desenvolvimento deste trabalho.

### 4.1 - RESULTADOS DE DUREZA ROCKWELL C (HRC)

Na Tabela 4.1 estão os resultados para Dureza HRC das amostras de 6mm de diâmetro CR e submetidas aos tratamentos térmicos.

Tabela 4.1 - Resultados do ensaio de dureza HRC

Amostras	CR	650C	350C	600C
Dureza (HRC)	48,10 ± 1,21	44,22 ± 1,76	29,77 ± 1,49	37,13 ± 1,98

Analisando os resultados de dureza pode-se observar que o material CR apresentou maior dureza entre os CPs testados. Após a usinagem e solubilização a 650°C a dureza da liga diminuiu 8,06% aproximando do estado CR, indicando eficácia do tratamento térmico, estando provavelmente as duas condições no estado austenítico. A redução do valor de dureza de 350C em 38,10% pode ser devido ao engrossamento dos grãos e solubilização de precipitados devido ao tratamento. A liga no estado recozido 600C apresenta dureza 22,8% inferior. A diminuição da dureza pode ser relacionada com a fase R presente, nas condições 650C e 350C que há presença da mesma a dureza cai e em 600C seu valor torna a aumentar devido sua total dissolução. Valores comparados com a condição CR.

## 4.2 - RESULTADOS DA CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA DSC

As curvas de DSC foram obtidas na faixa de  $-80^{\circ}\text{C}$  a  $100^{\circ}\text{C}$  para as amostras CR, 350C, 600C e 650C.

Na Figura 4.1 foi observada em CR a presença de um pico de transformação de fase durante aquecimento e resfriamento, tal condição não apresenta fase R com isso ocorre a transformação direta de martensita em austenita, entre  $-25,78^{\circ}\text{C}$  e  $8,09^{\circ}\text{C}$ , confirmando que a temperatura ambiente a liga é totalmente austenítica e conseqüentemente pseudoelástica. Na curva endotérmica a transformação de austenita em martensita ocorre entre  $23,97^{\circ}\text{C}$  e  $-37,87^{\circ}\text{C}$ .

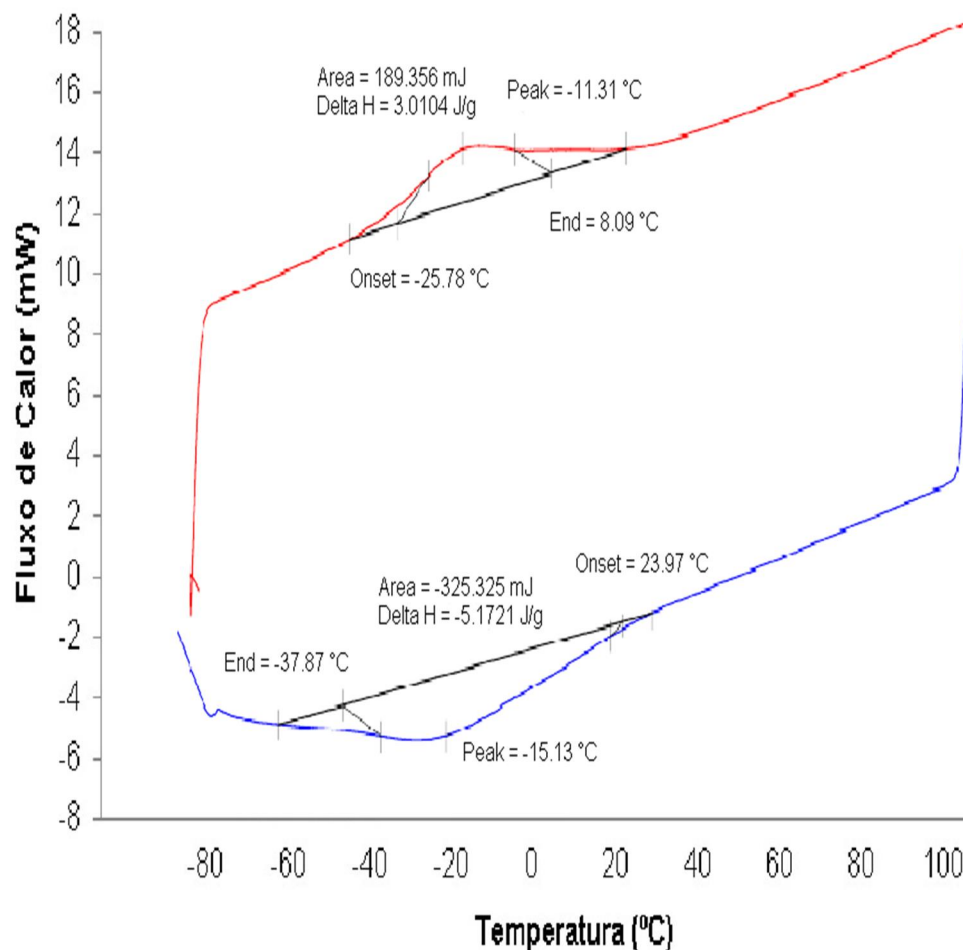


Figura 4.1 - Curva DSC na condição CR.

A Figura 4.2 demonstra a curva de DSC para 650C. Neste caso a solubilização realizada após usinagem levou ao aparecimento da fase R evidenciada

pela presença de dois picos endotérmicos na curva de aquecimento entre -12,55°C e 11,20°C, indicando que a transformação ocorre em duas etapas B19' para Fase R e Fase R para B2. No resfriamento dois picos exotérmicos de 0,97°C a -64,76°C de B2 para Fase R e Fase R para B19'. Apesar do aparecimento da fase R, a liga se encontra totalmente austenítica a temperatura ambiente, confirmando a eficácia do tratamento de solubilização aplicado.

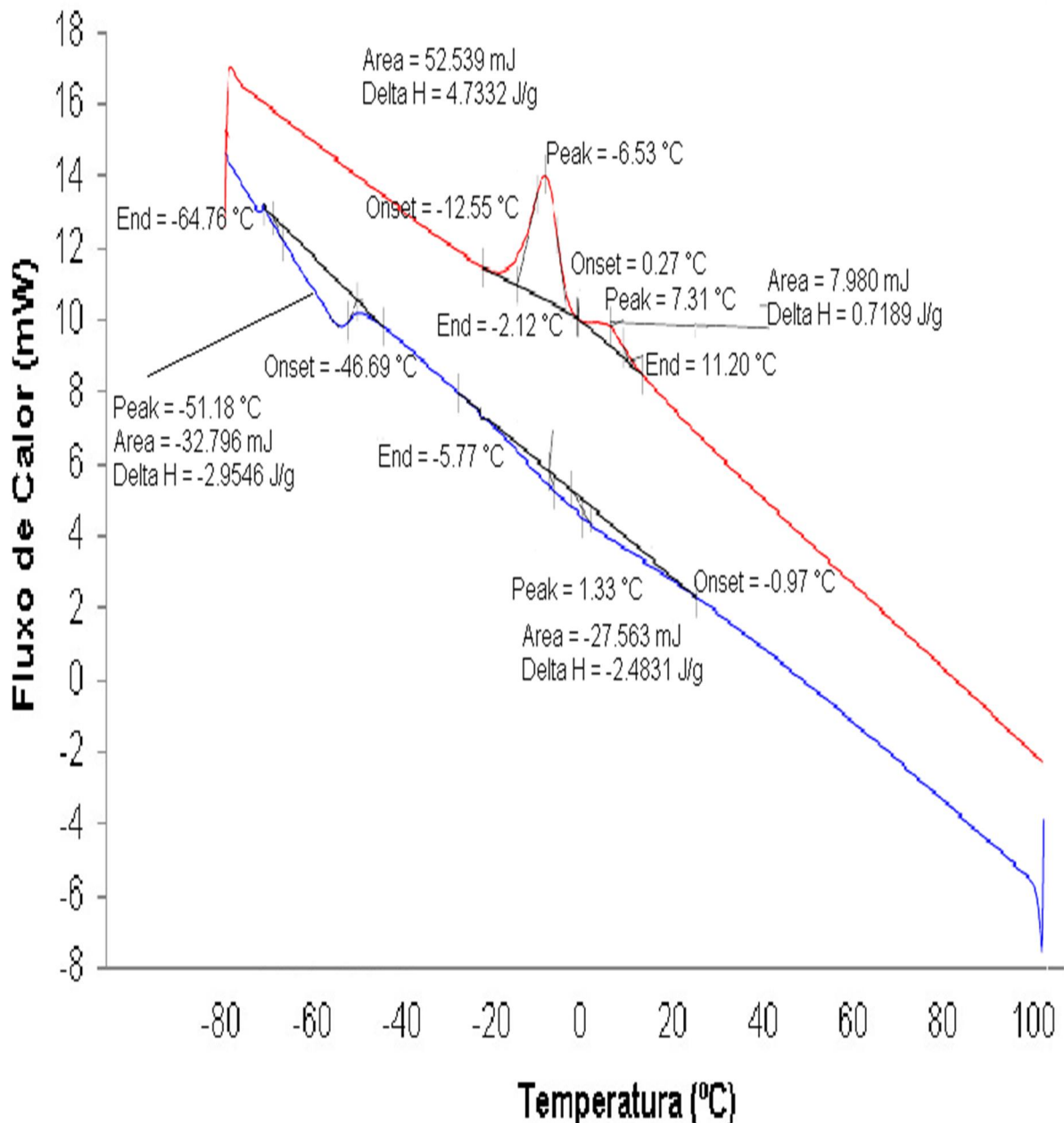


Figura 4.2 - Curva DSC na condição 650C.

Na Figura 4.3 a liga solubilizada e envelhecida a 350°C apresenta transformação de fase em duas etapas devido, a presença de fase R. Na curva de

aquecimento nota-se dois picos endotérmicos entre 19,89°C e 43,78°C, um da transformação B19' para Fase R e outro da Fase R para B2. Na curva de resfriamento também ocorre surgimento de dois picos exotérmicos entre 44,47°C e -75,34°C. um da transformação B2 para Fase R) e outro da Fase R para B19').

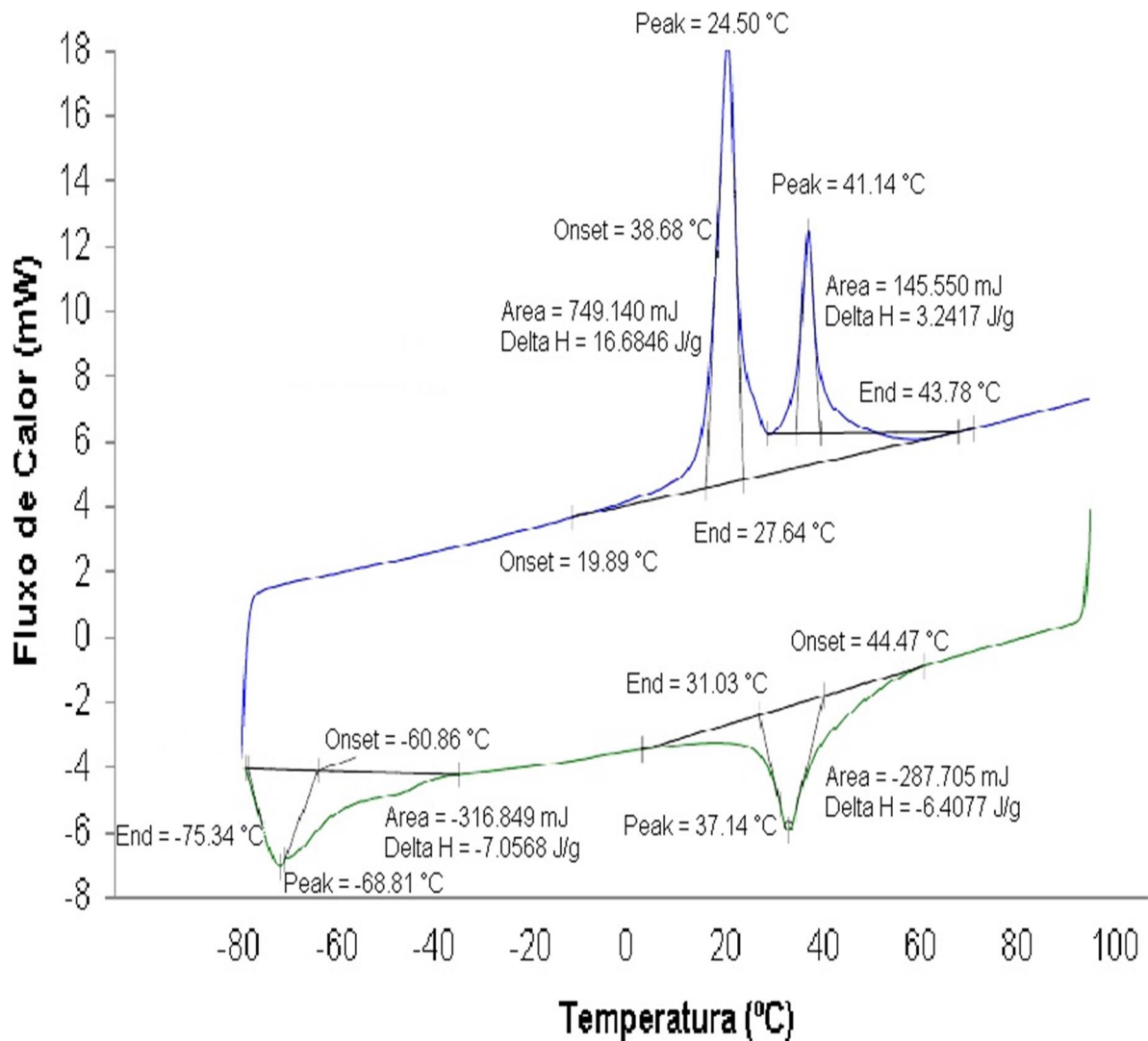


Figura 4.3 - Curva DSC na condição 350C.

O tratamento térmico a 600°C solubilizou a fase R, fazendo com que a transformação de fase austenita para martensita ocorresse novamente em uma única etapa e proporcionando uma microestrutura totalmente austenítica a temperatura ambiente assim como CR. Sendo assim, foi observado na Figura 4.4 que um pico endotérmico é encontrado entre -26,20°C e -12,92°C indicando que a transformação ocorre de B19' para B2. Na curva de resfriamento também ocorre apenas um pico exotérmico entre -33,71°C e -54,23°C. Esta solubilização da fase R pode ser atribuída a dissolução dos precipitados de Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> presentes na liga.



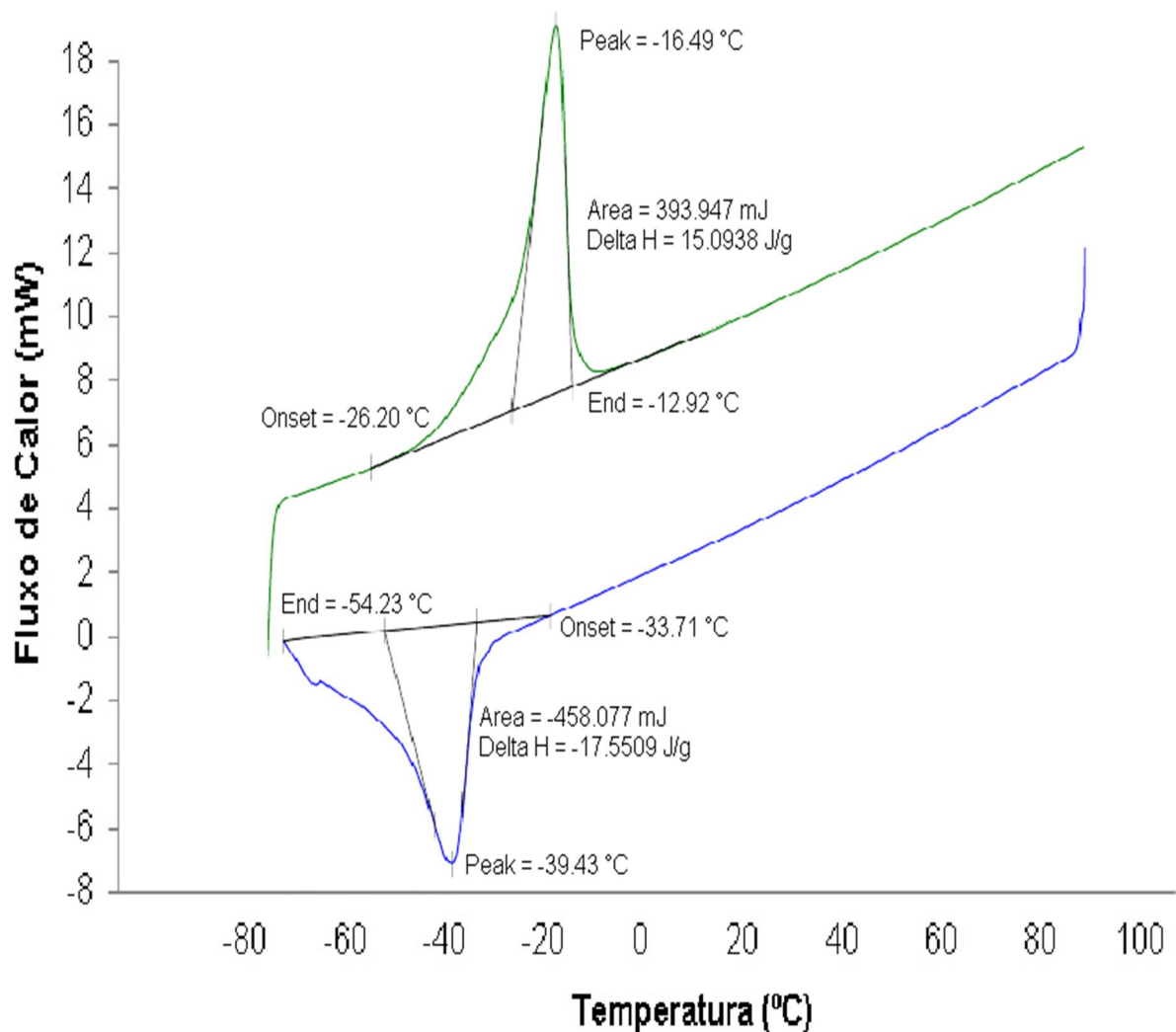


Figura 4.4 - Curva DSC na condição 600C.

São apresentadas na Tabela 4.2 as temperaturas das transformações de fase juntamente com o valor de histerese térmica  $H_s$  obtida pela diferença entre  $M_s$  e  $A_s$ . Esta histerese ocorre pela fricção entre os cristais na microestrutura (OTSUKA & WAYMAN, 1998).

Tabela 4.2 - Temperaturas de transformação e histerese.

	As (°C)	Af (°C)	Ms (°C)	Mf (°C)	Hs (°C)	$\Delta H$ (J/g) M para A
CR	-25,78	8,09	23,97	-33,87	26,44	3,01
650C	-12,55	-2,12	-46,69	-64,70	-93,31	5,45
350C	19,89	27,64	-60,86	-75,34	22,94	19,92
600C	-26,20	-12,92	-33,71	-54,23	44,65	15,09

Observou-se na amostra 350C, que apresenta fase R, conforme encontrado por BENAVIDES (2013), necessitou de 19,92 J/g de energia para transformação de fase, por outro lado, a amostra CR necessitou de 3,01 J/g. A transformação de fase está associada a variação de energia livre que está ligada a energia química e não química da transformação, neste caso a energia não química necessária é maior ocasionando em mais energia para que a transformação aconteça, estando relacionada a energia de deformação elástica (FUNAKUBO, 1987).

### 4.3 - RESULTADOS DO AMORTECIMENTO E MÓDULO DE ELASTICIDADE

Foram encontrados vários picos de frequências, mas apenas a frequência fundamental no modo flexional (19kHz) foi analisada. Foi adotado este modo de vibração flexional, pois é o indicado para obtenção do amortecimento e módulo de elasticidade (COSSOLINI & PEREIRA, 2010).

Os ensaios foram conduzidos conforme norma ASTM E1876-09 *Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Impulse Excitation of Vibration* para obtenção dos resultados de amortecimento e módulo de elasticidade.

#### 4.3.1- Amostra CR

A Figura 4.5 representa a curva de amortecimento do material na condição CR, em azul o ajuste da curva realizado pelo software do equipamento e em vermelho o sinal obtido no ensaio.

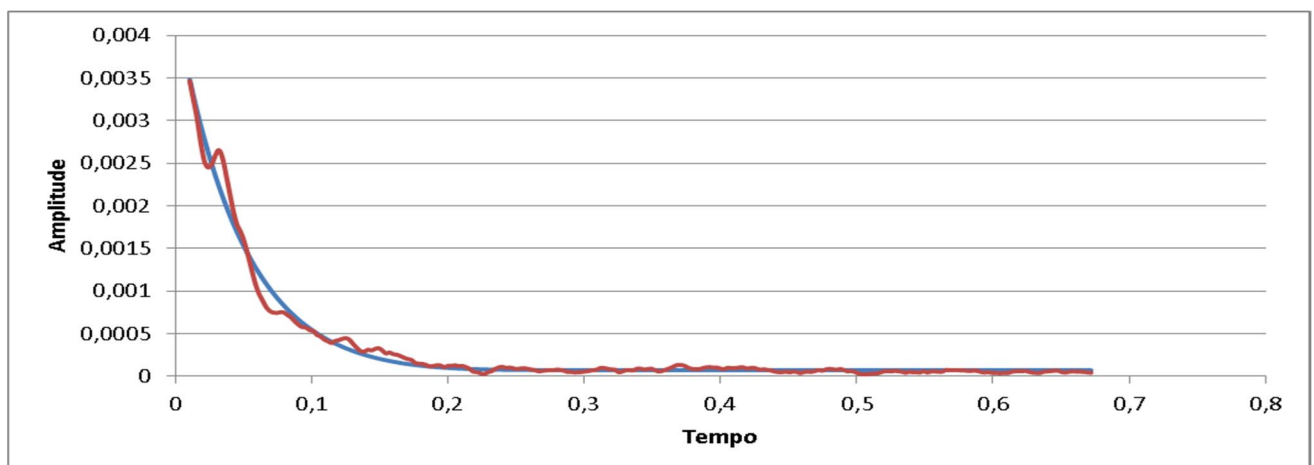


Figura 4.5 - Curva de amortecimento do material na condição CR em na frequência de 19kHz.

Na **Error! Reference source not found.** estão os dados obtidos no Sonelastic para a frequência fundamental no modo flexional (19kHz) nas condições estudadas. O tempo de início da vibração no ensaio é de 0,01mili segundos e final de 0,671 mili segundos resultando no tempo real de vibração 0,661mili segundos.

Tabela 4.3 - Resultados da frequência 19kHz nas condições utilizadas.

Dados	CR	650C	350C	600C
Frequência (Hz)	19184,877	19539,787	19338,394	19890,137
Amortecimento	172,8 ± 2,88	587,1 ± 3,15	764,5 ± 2,45	188,1 ± 2,85
Tang ( $\phi$ )	345,6 ± 1,24	1174,2 ± 2,52	1529,1 ± 1,79	376,2 ± 3,89
Módulo de elasticidade(GPa)	84,02 ± 3,47	75,04 ± 3,02	60,9 ± 1,57	88,37 ± 3,6

Após análise dos resultados obtidos foi observado que 350C obteve amortecimento da ordem de 764,5 e módulo de elasticidade 60,9. Em 600C provavelmente pela solubilização da fase R o valor do módulo de elasticidade aumentou. Tang ( $\phi$ ) e amortecimento são diretamente proporcionais. Em todas condições o tempo de início de vibração foi de 0,01 mili segundos. As condições que possuem fase R, transformação em duas etapas, apresentam amortecimento elevado e baixo módulo de elasticidade.

#### 4.4 - RESULTADOS ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram conduzidos conforme a norma *ASTM F2516 Tension Testing of Nitinol* a temperatura ambiente (25°C). Na Tabela 4.4 estão apresentados os valores obtidos no ensaio de tração nas condições 650C, 350C, 600C respectivamente.

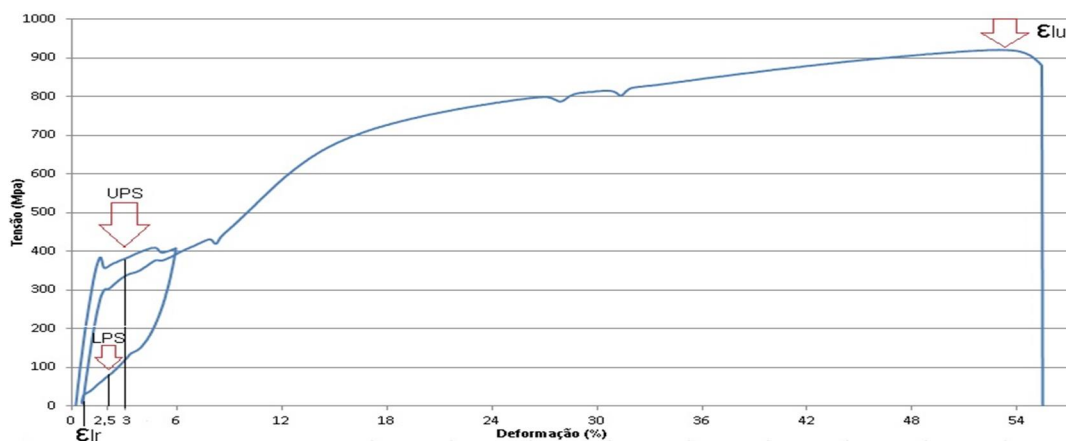


Figura 4.6 - Diagrama tensão x deformação do cp em 600C.

Tabela 4.4 - Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração.

Propriedades	650C	350C	600C
UPS (MPa)	359,11	320	380,65
LPS (MPa)	82,39	74	94,80
Elr (%)	0,032	0,024	0,056
Elu (%)	55,89	58,12	53,12
Tensão de escoamento (MPa)	390,76	400,45	430,24
Tensão máxima (MPa)	1019,36	1320,50	920,70
Módulo de elasticidade (GPa)	71 ± 1,45	52 ± 3,78	80 ± 2,30

Para a condição de 350C foi obtida deformação residual de 0,0024% e tensão de ruptura de 1320 MPa. A amostra obteve valores para UPS, LPS e tensão de escoamento, sendo respectivamente de 380 MPa, 94,80 MPa e 430,24 MPa. Em termos de módulo de elasticidade, a condição 600C obteve o maior valor.

Na Tabela 4.5 estão descritas as principais propriedades encontradas para as condições da liga em estudo.

Tabela 4.5 - Resumo das propriedades encontradas.

Propriedades	CR	650C	350C	600C
Dureza (HRC)	44,2 ± 1,21	40,3 ± 1,76	27,8 ± 1,49	33,3 ± 1,98
Fase presente	Austenita	Austenita + Fase R	Austenita + Fase R	Austenita
Fator amortecimento ( $\zeta$ )	172,8 ± 2,88	587,1 ± 3,15	764,5 ± 2,45	188,1 ± 2,85
Módulo de elasticidade – Sonelastic (GPa)	84,02 ± 3,47	75,04 ± 3,02	60,90 ± 1,57	88,37 ± 3,6
Módulo de elasticidade – Tração (GPa)	-	71 ± 1,45	52 ± 3,78	80 ± 2,30
Tensão de escoamento (MPa)	-	390,76	400,45	430,24
Tensão máxima (MPa)	-	1019,36	1320,50	920,70
Elu (%)	-	55,89	58,12	53,12
UPS - LPS	-	276,72	246	286,85

Analisando a Tabela 4.5 foi possível concluir que a presença de fase R ocasiona um aumento do fator de amortecimento, conseqüentemente uma diminuição no módulo de elasticidade, deixando a liga mais dúctil e menos resistente. O tratamento de solubilização (650C) foi eficaz, pois a temperatura ambiente foi encontrado somente austenita. Entretanto aparecimento da fase R, o que ocasionou uma diminuição de dureza e do módulo de elasticidade quando comparado com a condição CR. A liga solubilizada e tratada a 600°C apresentou

características similares às da liga CR, contendo apenas austenita em sua microestrutura, além de elevado módulo de elasticidade, baixo fator de amortecimento e maior resistência mecânica do que as ligas 350C e 650C.

Os valores de módulo de elasticidade encontrados através do ensaio não destrutivo ficaram próximos dos encontrados pelo ensaio quase-estático de tração.

A condição 350C apresentou amortecimento de 764,5, levando a crer que o aparecimento de fase R aumenta a fricção interna na liga. Porém, a amostra 600C obteve a razão UPS – LPS elevada, a qual pode ser relacionada à área de histerese, já que todas as amostras foram carregadas e depois descarregadas no mesmo ponto de deformação, esta condição provavelmente possui elevada energia dissipada durante a transformação de martensita induzida por tensão.

Como o objetivo do projeto é encontrar um material que atue como absorvedor de vibração dissipando energia, acredita-se que a condição 600C seja mais indicada devido a razão UPS – LPS estar associada à área de histerese.

## 5. CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

### 5.1 - CONCLUSÕES

Os resultados deste trabalho possibilitam um melhor entendimento das propriedades mecânicas e térmicas de uma liga NiTi pseudoelástica submetida a tratamento térmico. Pelo ensaio de calorimetria diferencial de varredura, verificou-se que a transformação de fase ocorre em uma faixa de temperatura. A dureza da liga é alterada, propriedades como módulo de elasticidade, amortecimento e fase R estão intimamente ligados com as temperaturas de tratamento térmico.

Após os experimentos foi possível concluir::

- Através da análise do DSC foi observado que as amostras CR e 600C não possuem provavelmente fase R e, conseqüentemente, transformação de fase ocorre em uma etapa. Já as amostras 350C e 650C apresentaram fase R que acarretou na transformação de fase em duas etapas (B2 – Fase R – B19') no arrefecimento e (B19' – R – B2) no aquecimento;
- As temperaturas dos tratamentos térmicos influenciaram no amortecimento e módulo de elasticidade;
- A presença de fase R proporciona aumento de 241,3% e 344,4% do amortecimento, conseqüentemente diminuição de 10,7% e 27,52% no módulo de elasticidade quando comparados a CR. Com isso deixando a liga mais dúctil e menos resistente;
- Os valores de módulo de elasticidade encontrados através do ensaio não destrutivo de 75,04, 60,9 e 88,37 GPa ficaram próximos dos encontrados pelo ensaio quase-estático de tração 71, 52 e 80 GPa nas condições 650C, 350C e 600C respectivamente;
- A amostra 600C obteve a maior razão UPS – LPS de 286,85, a qual pode ser relacionada à área de histerese, ou seja, possuiu maior dissipação de energia;

Após análise dos resultados acredita-se que a condição 600C seria a mais indicada para ser utilizada como absorvedor dinâmico de vibração, podendo dissipar energia em uma faixa de frequência mais ampla que os absorvedores convencionais.

## 5.2 - TRABALHOS FUTUROS

Fazer ensaios dinâmicos de vibração com o *Shaker* para obter as potências dissipadas em função da frequência de excitação dos Cps caracterizados neste trabalho. Este ensaio poderá comprovar que a condição 600C é indicada para utilização no *Stockbridge* e tentar correlacionar os resultados aqui encontrados com as respostas obtidas no ensaio dinâmico

## 6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABNT NBR NM ISO 6508-1 **Materiais metálicos - Ensaio de dureza Rockwell.**

ASTM E1876-09 **Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Impulse Excitation of Vibration.**

ASTM E 8 **Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials.**

ASTM F 2004-05 **Standard Test Method for Transformation Temperature of Nickel-Titanium Alloys by Thermal Analysis.**

ASTM F2516-07e2 **Standard Test Method for Tension Testing of Nickel-Titanium Superelastic Materials.**

ARRUDA, A. C. **Análise de amortecedores para linhas de transmissão de energia elétrica.** Campinas: Unicamp.2001: Cambridge University Press. **ADVANCES IN POWDER METALLURGY AND PARTICULATE MATERIALS**, v. 3, p. 11, 2005, 1975.

ALLAFI, J. K., REN, X. & EGGELER, G. **The mechanism of multistage martensitic transformations in aged Ni-rich shape memory alloys.** Acta Materialia, v. 50, p. 793-803, 2002.

ALMEIDA, S.F. **Análise Dinâmica Experimental da Rigidez de Elementos de Concreto Submetidos à Danificação Progressiva até a Ruptura.** 193f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Estruturas) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, SP, 2005.

ANDERSAN S., **Tratamentos termomecânicos de Ligas do Sistema Ni-Ti Caracterização Estrutural e Optimização das Propriedades Associadas ao Efeito do Memória de Forma - Tese de Doutorado,** Universidade de Nova Lisboa, 2006.

BEARDS C. F. **Vibration and control systems.** 1<sup>st</sup> edition. England: Ellis Horwood, 1988.

BENAVIDES V.,E. **Estudo das variações microestruturais de uma liga pseudoelástica de Ni-Ti tratada térmicamente.** UnB. Brasília, 2013.

BLANTER S., GOLOVIN I.S & NEUHÄUSER H. **Internal friction in metallic materials.** Vol. 90. Springer, 2007.

BURKE, J. **The Kinetics of Phase Transformation in Metals.** London: Pergamon Press, 1965.

CACHUTÉ, R. S. & YAMAMOTO, R. R. **Caracterização Dinâmica de um Stockbridge Pseudoelástico.** UnB. Brasília, 2009.



- CALLISTER, W.D. **Materials Science and Engineering**. 7 ° ed. New York: John Wiley & Sons”, Inc, 2007.
- CAMPO C., D. A. **Análise do comportamento elástico de vigas adaptativas com ligas de Ni-Ti em temperaturas inferiores a  $M_f$  e superiores a  $A_f$** , 2012.
- CARREIRA, M. R. & DIAS, A. A. **Critérios para classificação visual de peças estruturais de Pinus sp**. São Carlos: Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo.,2003.
- CASTILHO, W. **Caracterização termomecânica de compósitos híbridos com memória de forma.**, 2008.
- COSSOLINO, L. C. & A. H. A. PEREIRA. **Amortecimento: classificação e métodos de determinação.**, 2010.
- D. FAVIERA., Y. LIUB., L. ORGEASA., A. SANDELA., L. DEBOVEA. & P.COMTE-GA, **Influence of thermomechanical processing on the super elastic properties** Mater. Sci. Eng. A 429(1-2) 130-36,2006.
- DA SILVA, V. P. **Estudo Numérico e Experimental em Amortecedores Tipo Stockbridge para Linhas de Trasmissão Aéreas**. Curitiba., 2006.
- DAVIS, W. R. **Measurement of the Elastic Constants of Ceramics by Resonant Frequency Methods**.The British Ceramic, 67 (11), 1967, p.515-541.
- DAYANANDA, G. N. **NiTi Super Elastic Shape Memory Alloys for Energy Dissipation in Smart Systems for Aerospace Applications**. Diss. National Aerospace Laboratories., 2008.
- DELAEY, R., KRISHNAN, H. & WARLIMONT, H., **Thermoelasticity, pseudoelasticity and the memory effects associated with martensitic transformations – Part 1: Structural and microstructural changes associated with the transformations**, Journal of Materials Science, Vol. 9, pp. 1521-1535, 1974.
- DIETERLE, R. & BANCHMANN, H. **Experiments and Models for the Damping Behaviour. International Association for Bridge and Structural Engineering Report of the Working Comissions**, Vol. 34, pp.69-82. , 1981.
- DIÓGENES, H.J.F. **Análise Tipológica de Elementos e Sistemas Construtivos Pré-Moldados de Concreto do Ponte de Vista de Sensibilidade a Vibração em Serviço**. 248f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Estruturas) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, SP, 2010.
- DONG, Y. S., XIONG, J. L., LI, A. Q., & LIN, P. H. **A passive damping device with TiNi shape memory alloy rings and its properties**. Materials science & engineering. A, Structural materials : properties, microstructure and processing, vol. 416, no 1-2, p. 92-97, 2006.
- FAN G., CHEN W., YANG S., ZHU J., REN X. & OTSUKA K. **Origin of abnormal multi-stage martensitic transformation behavior in aged Ni-rich Ti–Ni shape**

**memory alloys.** Acta Materialia 52, p. 4351–4362, 2004.

Favier, D., Liu, Y., Orgeas, L., Sandel, A., Debove, L. & Comte-Gaz, P. **Influence of thermomechanical processing on the superelastic properties of a Ni-rich Nitinol shape memory alloy.** Materials Science and Engineering: A 429.1 130-136, 2006).

FONSECA, B. Q. A. & CIMINI J. C. A., **Análise de Vida Útil de Cabos Condutores de Linhas Aéreas de Transmissão.** In: SEMINÁRIO NACIONAL DE PRODUÇÃO E TRANSMISSÃO DE ENERGIA ELÉTRICA, XVII - SNTPEE, pp. 19-24, Uberlândia - Brasil, 2003.

FORSTER, F., **Ein neues Messverfahren zur Bestimmung Der Elastizitätsmoduls und der Dämpfung,** Zeits. für Metallkunde, Vol. 29, p. 109, 1937.

FRANCESCHINI, J. & GOMES, H. M. . **Avaliação do Amortecimento Estrutural Usando o Método do "Randon Decrement"**. Engenharia Estudo e Pesquisa, v. 10, p. 39-48, 2010.

FUNAKUBO, HIROYASU, & J. B. KENNEDY. **Shape memory alloys.** Gordon and Breach, xii+ 275, 15 x 22 cm, Illustrated, 1987.

GIL, F. J., ESPINAR, E., LLAMAS, J. M., MANERO, J. M., & GINEBRA, M. P. **Variation of the superelastic properties and nickel release from original and reused NiTi orthodontic archwires.** Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials 6: 113-119, 2012.

GROEHS A. G. **Mecânica vibratória. Coleção manual universitário.** São Leopoldo: Unisinos, 1999. Group, 2007.

HARD, A.R. ,DOOCY,E.S., RAWLINS,C.B. & IKEGAMI,R., **Transmission Line Reference Book, Wind Induced Conductor Motion,** prepared by Gilbert Commonwealth Associates, Jackson MI, 1979.

HARRIS C. M. & PIERSOL A. G. **Shock and vibration handbook.** 5th edition. New York: McGraw-Hill, 2002.

HUDSON, DONALD E. **Internal friction in metals.** Diss. California Institute of Technology, 1942.

J. FRENZEL, J. PFETZING, K. NEUKING AND G. EGGELER, **On the influence of thermomechanical treatments on the microstructure and phase transformation behaviour of Ni-Ti-Fe shape memory alloys,** Mater. Sci. Eng. A 481-482, Pg.635-638, 2008.

K. OTSUKA & C.M. WAYMAN, **Shape Memory Materials,** Cambridge University Press, Pg.139, 1998

K.W.K. YEUNG, C.Y. CHUNG, K.M.C. CHEUNG, W.W. LU & K.D.K. LUK, **Effect of Heat-Treatment on Phase Transition Temperatures of a Superelastic NiTi Alloy for Medical Use Proceedings of the International Conference on Shape Memory and Super elastic technologies and Shape Memory Materials (SMST-SMM 2001),** China, 2001.

- KAHN, H.; HUFF, M. A. & HEUER, A. H. **The TiNi shape-memory alloy and its applications for MEMS**, 1998.
- J. MICROMECH. **Microeng**, vol. 8, p. 213–221, 1998.
- KELLY, S. G. **Fundamentals of Mecanical Vibrations**. [S.I.]: McGraw-Hill Book Co, v. II, 2000.
- KHALIL-ALAFI, J., DLOUHY, A. & EGgeler, G. **Ni<sub>4</sub>Ti<sub>3</sub>-precipitation during aging of NiTi shape memory alloys and its influence on martensitic phase transformations**. Acta Materialia, v. 50, p. 4255-4274, 2002.
- KHALIL-ALAFI, J., SCHMAHL, W. W., WAGNER, M., SITEPU, H., TOEBBENS, D. M. & EGgeler, G. **The influence of temperature on lattice parameters of coexisting phases in NiTi shape memory alloys – a neutron diffraction study**. Materials Science and Engineering, v. A 378, p. 161-164, 2004.
- KHANDELWAL, A. & BURAVALLA, V. **Models for Shape Memory Alloy Behavior - An overview of modeling approaches**. The International Journal of Structural Changes in Solids, vol. 1, n. 1, p. 111-148, 2009.
- KRISHNAN, H., DELAEY, R. & WARLIMONT, H., **Thermoelasticity, pseudoelasticity, and the memory effects associated with martensitic transformations - Part 2: The macroscopic mechanical behavior**, Journal of Materials Science, Vol. 9, pp. 1536-1544, 1974.
- KST, 2011. Disponível em: <[www.chinaopticcable.com](http://www.chinaopticcable.com)>.
- LABEGALINI, P.R., ALMEIDA, M.T., LABEGALINI, J.A. & FUCKS, R.D.; **Projetos mecânicos das linhas aéreas de transmissão - São Paulo** :Edgard Blucher, 1992; reimpressão 2005.
- LAGOUDAS, D. C. **Shape Memory Alloys - Modeling and Engineering Applications**. [S.I.]: Springer, 2008.
- LAMB, H. **The Dynamical Theory of Sound**. 2a ed., Dover, New York, 1960, 325 p.
- LAZAN, B.J. **Damping of materials and members in structural mechanics**. Vol. 214. Oxford: Pergamon press, 1968.
- LOVE, A. E. H. **A Treatise on the Mathematical Theory of Elasticity**. 4aed., Dover, New York, 1944, 435 p.
- MAGELA, J.O. **Influência de tratamentos térmicos e mecânicos nas temperaturas de transformação martensítica em ligas Ni-Ti com efeito memória de forma**., 2010.
- MARINUCCI G. **Materiais Compósitos Poliméricos – Fundamentos e tecnologia**. Artliber Editora. São Paulo, 2011.

- MARQUES, R. F. A. **Estudo teórico e numérico de absorvedores dinâmicos de vibrações ativos e adaptativos**. Diss. Universidade Federal de Uberlândia, 2000.
- MASSALSKI, T. B., OKAMOTO, H., SUBRAMANIAN, P. R. & KACPRZAC, L. **Binary Alloy Phase Diagrams**. 2.ed. Ohio: ASM International, 2875p, 1990.
- MEDIA FILMS, 2011. Disponível em: <[www.mediafilms.org](http://www.mediafilms.org)>.
- MELO, F.B.N. **Desenvolvimento de um dispositivo de fixação para caracterização mecânica das ligas NiTi.**, 2012.
- MURPHY, J. F. **Commentary on factors affecting transverse vibration using an idealized theoretical equation**. Vol. 276. US Dept. of Agriculture, Forest Service, Forest Products Laboratory, 2000.
- NURVEREN, K., A. AKDOĞAN, & W. M. HUANG. **Evolution of transformation characteristics with heating/cooling rate in NiTi shape memory alloys**. Journal of materials processing technology 196.1: 129-134, 2008.
- OLIVEIRA, A.R.E. & RIPPER, A.P.; **Estudo Analítico e Experimental do Amortecedor Stockbridge**. VII Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica). Brasil, 1983.
- OLIVEIRA, H. S. **Análise dinâmico de um stockbridge pseudoelástico.**, 2011.
- OTSUKA, K. & REN, X. **Martensitic transformations in nonferrous shape memory alloys**. Materials Science and Engineering A, pp. 273-275., 1999.
- OTSUKA, K. & REN, X., **Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys**, Progress in Materials Science, v. 50, p. 511-678, 2005.
- OULU, 2013. Disponível em: <<http://herkules oulu.fi/isbn9514252217/html/x317.html>>.
- PAIVA, A.E.M. **Desenvolvimento de um Equipamento para Avaliar Propriedades Elásticas de Cerâmicas Refratárias a Altas Temperaturas pelo Método de Ressonância de Barras**. 2002. 161f. 2002. Tese de Doutorado. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais)–Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, SP.
- PAULA, A. S. **Tratamentos Termomecânicos de Ligas do Sistema Ni-Ti**. 386 folhas. Tese (Doutorado em Ciências dos Materiais) – UNL, 2006.
- PICKETT, G. **Equations for Computing Elastic Constants from Flexional and Torsional Resonant Frequencies of Vibration of Prisms and Cylinders**. Am. Soc. Test. Mater., Proc., 45, 1945, p. 846-865.
- PINHEIRO, J.E.F. **Estudo da Atenuação, Aprisionamento da Onda e Anisotropia do Meio na Tomografia de Transmissão**. 1991. 80f. Dissertação (Mestrado em

Ciência em Geofísica) – Câmara de Ensino de Pós-Graduação e Pesquisa da Universidade Federal da Bahia, Salvador, BA, 1991.

PITER, J. C., R. L. ZERBINO, & H. J. BLAß. **Effectiveness of fundamental resonant frequency for determining the elastic properties of Argentinean Eucalyptus grandis in structural sizes.** Holz als Roh-und Werkstoff 62.2: 88-92., 2004.

Q.S.LIUA, X. MAA, C.X. LINB & Y.D. WUB, **Effect of the heat treatment on the damping characteristics of the NiTi.** Mater. Sci. Eng. A 438-440, Pg.563-566., 2006.

RAO, S. S., **Mechanical Vibrations**, Editora Addison Wesley, 3º Edition, Massachussets, USA., 1995.

RAYCHEM CORP., **Actuator Design Using Shape Memory Alloy Actuators.**, 2008.

RAYLEIGH, L. **The Theory of Sound.** v. 1, Dover, New York, 1945, 356p.

RIBEIRO, H. O., DE ALMEIDA B., A. J., DUTRA, J. C., & DOLIVEIRA, A. S. C. M. **Resistência à Erosão por Cavitação de Aços Inoxidáveis Austeníticos CrMnSiN Depositados por PTA**, 2010.

RUSTIGHI, E., M. J. BRENNAN, & B. R. MACE. **Design of an adaptive vibration absorber using shape memory alloy.** University of Southampton, Institute of Sound and Vibration Research, 2003.

SAUTER, Daniel, 2003. **Modeling the Dynamic Characteristics of Slack Wire Cables in Stockbridge Dampers.** Dissertação. Technischen Universität Darmstadt, Darmstadt, 2003.

SAVI, M. A. **Dinâmica Não-linear e Caos.** Rio de Janeiro: e-papers, 2006.

SCHETKY, L. M. **The Industrial Applications of Shape Memory Alloys in North America**, Brookfield, USA. Materials Science Forum, vol. 327 - 328 (vol. Shape Memory Materials), p. 9-16, 2000.

SCHIEFER, M. I. & SJOEBERG, L. **Physical Basis of the Resonant Acoustic Method for Flaw Detection**, 2005.

Segundinho, P. G. D. A., Cossolino, L. C., Pereira, A. H. A., & Calil Junior, C.. **Analysis of the natural vibration frequency test method to obtain the modulus of elasticity of wood structural components.** Revista Árvore 36.6: 1155-1162., (2012).

SHABALOVSKAYA, S. A. **Physicochemical and biological aspects of Nitinol as a biomaterial.** International Materials Reviews, Vol. 46, no 4, p. 1-18, 2001.

SILVA JUNIOR, A. **Caracterização dinâmica de um protótipo de stockbridge pseudoelástico.**, 2011.

- SILVA, V. P. **Estudo Numérico e experimental em amortecedores tipo stockbridge para linhas de transmissão aéreas.** Pontífica Universidade Católica do Paraná. Curitiba., 2006.
- SILVA, C.W. **Vibration Damping, control, and design.** Vancouver, Canada: Taylor & Francis.,2007
- Silva, E. P. . **Aplicação de Ligas com Memória de Forma em Estruturas adaptativas.** In: 2 Congresso Temático de Aplicações de Dinâmica e Controle da Sociedade Brasileira de Matemática Aplicada e Computacional, 2003, São José dos Campos. Anais do DINCON 2003 - Série Arquimedes v. 2. p. 2358-2387., 2003.
- SINGH, S. N. **Electric Power Generation, Transmission and Distribution.** 6ª. ed. [S.l.]: Prentice-Hall of India, 2003.
- SKOOG, D. A., HOLLER F. & NIEMAN T. **Principles of Instrumental Analysis.** McGraw-Hill 5 ed. New York., 1998.
- SNEGOVSKI, Dmitri. **Health Monitoring of Overhead Power transmission Line: Uses needs.** 5th SAMCO Workshop., 2004.
- SRINIVASAN, A.V. & D.M. MCFARLAND, **Smart Structures, Analysis and Design.** Cambridge university press, 2001.
- THORBY, D. **Structural Dynamics and Vibrations in Practice - An Engineering Handbook.** Oxford, UK: Elsevier Ltd, 2008.
- VAJPAI, S. K., R. K. DUBE, & S. SANGAL. **Processing and Characterization of Cu-Al-Ni Shape Memory Alloy trips Prepared from Prealloyed Powder by Hot Densification Rolling of Powder Preforms.** Metallurgical and Materials Transactions A 42.10: 3178-3189., 2011.
- WANG, Q. Y., Y. F. ZHENG, & Y. LIU. **Microstructure, martensitic transformation and superelasticity of Ti<sub>49.6</sub>Ni<sub>51.1</sub>Cu<sub>5</sub>Cr<sub>0.3</sub> shape memory alloy.** Materials Letters 65.1: 74-77., 2011.
- WASILEWSKI, R.J. **On the Nature of the Martensitic Transformation.** Metallurgical Transaction A, v.6A, p.1405-1418., 1975.
- WAYMAN, C. M., & T. W. DUERIG. **An introduction to martensite and shape memory.** Butterworth-Heinemann, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys(UK): 3-20., 1990.

# APPENDICE A – Material Data Sheet Superelastic Nitinol Alloys

Material Data Sheet

## Superelastic Nitinol Alloys\*

	<u>SE508ELI</u>	<u>SE508</u>	<u>SE506</u>	<u>SE510</u>
<b>PHYSICAL PROPERTIES</b>				
Melting Point:	1310°C	1310°C	1310°C	1310°C
Density:	6.5 g/cm <sup>3</sup>	6.5 g/cm <sup>3</sup>	6.5 g/cm <sup>3</sup>	6.5 g/cm <sup>3</sup>
Electrical Resistivity:	82 μohm-cm	82 μohm-cm	82 μohm-cm	82 μohm-cm
Modulus of Elasticity:	41 – 75 GPa	41 – 75 GPa	41 – 75 GPa	41 – 75 GPa
Coefficient of Thermal Expansion:	11 x 10 <sup>-6</sup> / °C	11 x 10 <sup>-6</sup> / °C	11 x 10 <sup>-6</sup> / °C	11 x 10 <sup>-6</sup> / °C
<b>MECHANICAL PROPERTIES</b>				
Ultimate Tensile Strength:	≥ 1070 MPa	≥ 1070 MPa	≥ 1070 MPa	≥ 1070 MPa
Total Elongation:	≥ 10%	≥ 10%	≥ 10%	≥ 10%
<b>SUPERELASTIC PROPERTIES</b>				
Loading Plateau Stress @ 3%	≥ 380 MPa	≥ 380 MPa	~25% lower than SE508	~25% higher than SE508
Permanent Set (after 6% strain)	≤ 0.3%	≤ 0.3%	≤ 0.3%	≤ 0.3%
<b>TRANSFORMATION TEMPERATURE</b>				
Ingot Austenite Finish (A <sub>i</sub> )	-25 to 5°C	-25 to 5°C	5°C to 25°C	-65 to -25°C
Finished Product A <sub>f</sub>	-25 to 30°C	-25 to 30°C	10°C to 45°C	-65 to 10°C
<b>COMPOSITION</b> (Meets ASTM F2063 requirements)				
Nickel (nominal):	55.8 wt.%	55.8 wt.%	55.6 wt.%	56.0 wt.%
Titanium:	Balance	Balance	Balance	Balance
Oxygen:	≤ 0.01 wt.%	≤ 0.05 wt.%	≤ 0.05 wt.%	≤ 0.05 wt.%
Carbon:	≤ 0.005 wt.%	≤ 0.02 wt.%	≤ 0.02 wt.%	≤ 0.02 wt.%
Inclusion Area Fraction:	≤ 1.0%	≤ 2.8%	≤ 2.8%	≤ 2.8%
<b>APPLICATIONS</b>				
	SE508ELI is our ultrapure material for your most safety-critical applications. ELI has the fewest and smallest inclusions of any commercial Nitinol material.	SE508 is our flagship material with over two decades of proven success as the world's most implanted Nitinol material.	SE506 has a higher transformation temperature that results in a softer feel compared to SE508. Typical application is orthodontic archwires for a mild chronic force.	SE510 has a lower transformation temperature that results in a stiffer feel compared to SE508. Typical application is guidewires with enhanced kink resistance.

\* These values should only be used as guidelines for developing material specifications. Properties of Nitinol Alloys are strongly dependent on processing history and ambient temperature. The mechanical and superelastic properties shown here are typical for standard superelastic straight Nitinol at room temperature tested in uniaxial tension. Bending properties differ, and depend on specific geometries and applications. Modulus is dependent on temperature and strain. Certain shapes or product configurations may require custom specifications. Materials are also available in the cold-worked or annealed conditions.



Nitinol Devices & Components • 47533 Westinghouse Drive • Fremont, California 94539  
(510)683-2000 • Fax: (510)683-2001 • sales@nitinol.com • www.nitinol.com

**We are Nitinol.™**

This document was created with Win2PDF available at <http://www.win2pdf.com>.  
The unregistered version of Win2PDF is for evaluation or non-commercial use only.  
This page will not be added after purchasing Win2PDF.