

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA**  
**FACULDADE DO GAMA**  
**PROGRAMA DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS**  
**DA ENGENHARIA**

**OBTENÇÃO E DETERMINAÇÃO DA CAPACIDADE DE**  
**AMORTECIMENTO DA LIGA CU-14AL-4NI**  
**PELO MÉTODO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO**

**PEDRO CUNHA DE LIMA**

**ORIENTADOR: EMMANUEL PACHECO LIMA**

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DE**  
**MATERIAIS DA ENGENHARIA**

**PUBLICAÇÃO:**  
**BRASÍLIA/DF: JULHO – 2013**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA**  
**FACULDADE DO GAMA**  
**PROGRAMA DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS**  
**DA ENGENHARIA**  
**OBTENÇÃO E DETERMINAÇÃO DA CAPACIDADE DE**  
**AMORTECIMENTO DA LIGA CU-14AL-4NI**  
**PELO MÉTODO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO**

**PEDRO CUNHA DE LIMA**

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO DEPARTAMENTO DE INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA DA FACULDADE DO GAMA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA.**

**APROVADA POR:**

---

**Prof.º Emmanuel Pacheco Lima, Doutor (FGA-UnB)**  
**(Orientador)**

---

**Prof.º Daniel Moteiro Rosa, Doutor (ENM-UnB)**  
**(Examinador Interno)**

---

**Prof.º Ricardo Arthur Sanguinetti Ferreira, Doutor (UFPE)**  
**(Examinador Externo)**

**BRASÍLIA/DF, 15 DE JULHO DE 2013.**

## **FICHA CATALOGRÁFICA**

### **REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA**

Lima, P. C. Obtenção e Determinação da Capacidade de Amortecimento da Liga Cu-14Al-4Ni pelo Método de Excitação por Impulso. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais de Engenharia. Publicação 07/2013, Departamento de Integridade de Materiais da Engenharia, Universidade de Brasília – Faculdade do Gama, Brasília, DF, 72p.

### **CESSÃO DE DIREITOS**

AUTOR: Pedro Cunha de Lima

TÍTULO: Obtenção e Determinação da Capacidade de Amortecimento da Liga Cu-14Al-4Ni pelo Método de Excitação por Impulso.

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.

---

Pedro Cunha de Lima

AV.ACM, N 523, Apt. 402

41100-290, Salvador, BA, Brasil.

## **AGRADECIMENTOS**

*Agradeço primeiramente aos meus pais por ter me dado sabedoria e aos meus irmãos pelo indispensável apoio. Agradeço também minha namorada Evelyn Koch, pela compreensão e ajuda nos momentos de conclusão deste trabalho.*

*Agradeço aos meus tios Marvim e Zumba pelo apoio em Brasília.*

*Agradeço ao Professor e orientador Emmanuel, por sempre me ajudar quando precisei e pela compreensão em todas as etapas desse trabalho. Agradeço também ao Professor Alex e Edson, Professora Sandra Luz, Professora Palloma, e Professor Jorge, pelos ensinamentos e a todos os outros professores do Departamento de Mecânica da UnB que me apoiaram.*

*Aos amigos e colegas de mestrado Marcus Sá, Pedro Fernandes, Paulo Herrera, e pelo apoio.*

*Aos colegas de trabalho do IFBA: professores Luiz Gustavo, Rodrigo Estevam, Mário César, Maria Dorotéia Costa Sobral pela recomendação e pela contribuição da Professora Mariana Rocha, Carina Soares, Karida do Prado, Ander, o aluno Francisco e aos professores do campus Barreiras.*

*Aos Professores do Departamento de Materiais da UFSCar-SP em especial ao professor Bolfarini, aos Técnicos Beto, Rover, Alemão. Agradecer também ao amigo e aluno de mestrado Bismarck.*

## RESUMO

Este trabalho avaliou a obtenção e caracterização microestrutural e mecânica pelo Método de Excitação por Impluso baseado na norma ASTM E1876 para determinar o nível de amortecimento da liga Cu-14Al-4Ni. O material é requisitado, devido as suas propriedades peculiares, para fabricação de atuadores e elementos de máquinas e vem sendo selecionado, cada vez mais, em sistemas que necessitam de amortecimento estrutural. Uma das aplicações em andamento é a utilização da ligas com memória de forma em absorvedores dinâmicos de vibração para linhas de transmissão de energia elétrica. Existe a preocupação em substituir o cabo mensageiro deste dispositivo por materiais que exibem o comportamento ideal para a dissipação de energia gerada pela vibração eólica que pode levar ao rompimento dos cabos. Propriedades mecânicas como Módulo de Elasticidade, Módulo de Rigidez e Coeficiente de Poisson foram obtidos empiricamente através da caracterização mecânica. O material foi obtido por fundição em um forno de indução eletromagnética e vertido num molde de grafite de alta densidade. Os ensaios realizados para a caracterização microestrutural foram de Microscopia Ótica e Eletrônica de Varredura com EDS, Fluorescência de Raio - X, Difratomia de Raio - X e Calorimetria Exploratória Diferencial. A caracterização mecânica foi realizada pelo Método de Excitação por Impulso a fim de obter a capacidade de amortecimento do material em relação a ligas CuAlBe, NiTi e da própria liga Cu-14Al-4Ni, laminada a quente e tratada termicamente. Quatorze ensaios foram realizados para quantificar e qualificar a capacidade de amortecimento da liga Cu-14Al-4Ni em relação a NiTi e a CuAlBe. O comparativo dos resultados dos ensaios da liga obtida e das ligas comerciais CuAlBe e NiTi mostrou que a liga Cu-14Al-4Ni possui um nível de amortecimento que é significativamente maior em relação as duas ligas comerciais. A liga Cu-14Al-4Ni apresentou a melhor relação entre a amplitude inicial de vibração em relação ao tempo. A liga obtida apresentou, também, maior fator de amortecimento e maior coeficiente de amortecimento. Esses resultados tendem a incentivar ainda mais o estudo e desenvolvimento dessa classe de materiais para aplicações que necessitam amortecimento estrutural, substituindo ligas a base de NiTi que têm custo mais elevado.

*Palavras-chave: Amortecimento, Absorvedores Dinâmicos de Vibração, Módulo de Elasticidade, Excitação por Impulso, Amplitude Inicial de Vibração, Fator de Amortecimento, Coeficiente de Amortecimento, Norma ASTM E1876.*

## ABSTRACT

This study evaluated the achievement and also the microstructural and mechanical characterization by Excitation Impulse Method based on the rule ASTM E1876 to determine the level of damping of the Cu-14Al-4Ni alloy. The material is required due to its unique properties for the manufacturing of actuators and machine elements and it has increasingly been selected in systems that need structural damping. One of the applications in progress is the use of shape memory alloys in dynamic vibration absorbers for transmission lines of electric power. There is concern in replacing the messenger cable of this device by materials that exhibit ideal behavior for the dissipation of energy generated by the wind vibration which tends to break the cables. Mechanical properties such as Elasticity Modulus, Stiffness Modulus and Poisson's Ratio were empirically obtained by mechanical characterization. The material was obtained by casting on an electromagnetic induction furnace and poured into a graphite mold with high density. The tests for the microstructural characterization were performed through Optical Microscopy and Scanning Electron Microscopy with EDS, X-Ray Fluorescence, X-Ray diffraction and Differential Scanning Calorimetry. The mechanical characterization was performed by the impulse excitation method in order to obtain the damping capacity of the material in relation to CuAlBe alloy, NiTi alloy and Cu-14Al-4Ni alloy itself, which was hot rolled and thermally annealed. Fourteen experiments were conducted to quantify and qualify the damping capacity of Cu-14Al-4Ni alloy compared to NiTi alloy and CuAlBe alloy. The comparison of the test results among the obtained alloy and the commercial alloys, NiTi and CuAlBe alloys, showed that the alloy Cu-14Al-4Ni has got a damping level significantly higher than the two commercial alloys. The Cu-14Al-4Ni alloy showed the best relation between the initial amplitude of vibration versus time. The obtained alloy also presented higher damping factor and higher damping coefficient. These results tend to encourage further study and development of this class of materials for applications that require structural damping, replacing NiTi-based alloys which have higher production cost.

*Keywords: Damping, Dynamic Vibration Absorbers, Modulus, Excitation Pulse, Amplitude Initial Vibration, Damping Factor, Damping Coefficient, ASTM E1876.*

# SUMÁRIO

<b>1 - INTRODUÇÃO</b> .....	<b>13</b>
1.1 - Escopo e Objetivo.....	14
1.2 - Organização do Trabalho .....	14
<b>2 - FADIGA EM CABOS CONDUTORES</b> .....	<b>15</b>
2.1 - ABSORVEDORES DE VIBRAÇÃO .....	18
2.2 - LIGAS COM EFEITO MEMORIA DE FORMA (LEMF).....	21
2.2.1 - PROPRIEDADES DAS LIGAS COM EFEITO MEMORIA DE FORMA.....	22
2.2.2 - HISTERESE EM LIGAS COM MEMORIA DE FORMA .....	24
2.2.3 - TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICAS (TM) .....	26
2.3 - AMORTECIMENTO.....	36
2.3.1 - Capacidade de Amortecimento em Ligas com Efeito Memoria de Forma .....	37
<b>3 - NORMA ASTM E1876</b> .....	<b>40</b>
3.1 - DESCRIÇÃO DO METÓDO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO (MEI).....	41
3.2 - APLICAÇÕES DO MÉTODO .....	41
3.3 - Interferências do ensaio .....	42
3.4 - Modelo matemático em função da Temperatura e em temperatura AMBIENTE.....	44
<b>4 - METODOLOGIAS DE OBTENÇÃO, ENSAIOS E , CARACTERIZAÇÃO. ....</b>	<b>47</b>
4.1 - FUNDIÇÃO DA LIGA Cu-14Al-4Ni.....	47
4.2 - TRATAMENTOS TÉRMICOS E TERMOMECÂNICOS.....	48
4.3 - CORPOS DE PROVA.....	48
4.4 - CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	49
Ensaio microestruturais foram realizados para caracterizar o material revelando e quantificando as microestruturas da liga Cu-14Al-4Ni. ....	49
4.4.1 - Inspeção com ultrassom .....	49
4.4.2 - Metalografia/Microscopia Ótica.....	49
4.4.3 - Microscopia Eletrônica de Varredura/EDS .....	49
4.4.4 - Fluorescência de Raio – X.....	50
4.4.5 - Análise Térmica.....	50
4.4.6- Difratometria de Raio –X .....	50
4.5 - Caracterização mecânica.....	50
4.5.1 - Máquina de Ensaio .....	51

4.5.2 - Número de Ensaios.....	51
<b>5 - RESULTADOS E ANÁLISE .....</b>	<b>53</b>
5.1 - <i>Resultados da Caracterização Microestrutural e mecânica .....</i>	53
5.1.1 - Microscopia Ótica e Eletronica de Varredura e Difratomia de Raio-X.....	53
5.1.2 - Fluorescencia de Raio-X/EDS.....	58
5.1.3 - Inspeção com Ultrasson .....	59
5.1.4 - Calorimetria Exploratória Diferencial/ DSC .....	59
5.1.5 - Determinação da Capacidade de Amortecimento .....	61
5.2 - <i>ANÁLISE COMPARATIVA DOS RESULTADOS .....</i>	64
5.2.1 - Resposta Acústica do Sistema.....	65
5.2.2 - Tempo de Resposta .....	67
5.2.3 - Determinação do Coeficiente de Amortecimento .....	68
<b>6 - CONCLUSÕES .....</b>	<b>70</b>
<b>7 - SUGESTÕES .....</b>	<b>71</b>
<b>Referências Bibliográficas .....</b>	<b>72</b>



## LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 – Composição Química dos Elementos que compõem a liga:.....	46
Tabela 4.2 – Dimensões dos CPs, em milímetros: .....	48
Tabela 5.1 – Composição Química revelada pela Fluorescência de Raio -X:.....	49
Tabela 5.2 – Temperaturas de transformação de fase e histerese do material laminado: .....	59
Tabela 5.3 – Temperaturas de Transformação de Fase e Histerese do Material Betatizado: .....	59
Tabela 5.4 – Propriedades Mecânicas Obtidas na Caracterização Mecânica das Amostras Laminadas a Quente e Betatizadas e das Ligas Comerciais em relação a Relação a Frequência Natural de Vibração.: .....	60
Tabela 5.5 – Propriedades Vinculadas ao Amortecimento:.....	61
Tabela 5.6 – Fator de Amortecimento em Baixa Frequência: .....	62
Tabela 5.7 – Valores dos Coeficientes de Amortecimento Obtidos Algebricamente, na Frequência Natural: .....	67
Tabela 5.8 – Valores dos Coeficientes de Amortecimento Obtidos Algebricamente, em Baixas Frequências: .....	67

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Representação, em destaque, da falha por fadiga por fretting de um cado de transmissão elétrica. Fonte: Tânia, 2007 [modificada].....	16
Figura 2.2 – Detecção da presença das partículas abrasivas. Fonte: Tânia (2009). [Modificada].....	17
Figura 2.3 – Representação esquemática dos vórtices de Von Karmam Fonte: Lugt (1993) [Modificada]. .....	18
Figura 2.4 – Stockbridge do tipo simétrico. Fonte: Federal HighwayAdministration (2006) [modificada].....	19
Figura 2.5 – Stockbridge do tipo assimétrico. Fonte: TycoElectronics (2006).....	19
Figura 2.6 – Stockbridge do tipo assimétrico. Fonte: Silva Junior (2011).....	19
Figura 2.7 – Gráfico de potência versus frequência de um stockbridge. Fonte:IEEE Std 664TM (R2007).....	20
Figura 2.8 – Comparativo de potência dissipada entre absorvedores convencionais e pseudoelásticos. Fonte: Antônio José (2011).....	21
Figura 2.9 – Comportamento superelástico de um mono cristal de CuNiAl. Fonte: J.Ortín (2002).....	22
Figura 2.10 – Comportamento superelástico de um mono cristal de NiTi. Fonte: J.Ortín (2002).....	22
Figura 2.11 – Deformação pseudoplástica no estado martensítico. Fonte: Lojen (2005) .....	23
Figura 2.12 – Representação da histerese um sistema H e sua evolução no espaço de condução. Fonte: J.Ortín (2002).....	24
Figura 2.13 – Representação da zona pseudoplástica de uma liga com efeito memoria de forma. Fonte: J.Ortín (2002).....	25
Figura 2.14 – Estrutura martensitica de uma liga de NiTiZr. Fonte: S.F.Hsieh (1997).....	27
Figura 2.15 – DSC. Termograma mostrando os picos sucessivos de histerese no aquecimento e resfriamento. Fonte: J.I Pérez-Landazábal (2003) .....	27
Figura 2.16 - Austenita de superreticulado D03 e sua correspondente martensita termoelástica, de empilhamento 18R. a, b, c: dimensões do superreticulado. $i'1$ , $i'2$ , $i'3$ : eixos ortogonais do sistema cristalino. Fonte: ZHU e LIEW (2003).....	28

Figura 2.17 – Representação da martensita maclada e a austenita. Fonte: Suiker e Turteltaub (2006).....	29
Figura 2.18 – Temperaturas de transformação de fase em ciclos de aquecimento e resfriamento de uma SMA. Fonte: Queiroga (2004).....	30
Figura 2.19 – DSC - Picos de transformação de fase de uma liga a base de cobre. Fonte: V.Novák (2006).....	31
Figura 2.20 – Curva DSC com as temperaturas de transformação de fase. Fonte: Jiang Shu-yong (2011).....	31
Figura 2.21 – Diagrama da liga NiTi. Fonte: Nagarajan (1994).....	32
Figura 2.22 – Temperaturas de mudança de fase numa liga NiTi. Fonte: Nemat-Nasser (2004)..	33
Figura 2.23 – Efeito superelástico da liga NiTi, após 42% de trabalho a frio seguido de 30 minutos de recozimento à 823K. Fonte: Sia Nemat-Nasser (2004). .....	34
Figura 2.24 – Curva de deformação verdadeira. Fonte: Jiang Shu-yong (2011).....	35
Figura 2.25 – Resposta do amortecimento de vibração livre para um grau de liberdade. Fonte: .....	36
Figura 2.26 – Curva Energia Dissipada versus Deformação de um material SMA. Fonte: IEEE 664. ....	37
Figura 2.27 – Variação da capacidade de amortecimento em função da velocidade de resfriamento. Q.S. Liu (2006).....	39
Figura 3.1 – Representação do modo de flexão em barra retangulares. Fonte: ASTM E1876 (2013). ....	40
Figura 3.2 – Representação do modo de flexão provetes circulares. Fonte: ASTM E1876 (2013). ....	44
Figura 3.3 – Representação dos nós em provetes circulares. Fonte: ASTM E1876 (2013)..	44
Figura 4.1 – Equipamento Sonelastic utilizado para caracterização mecânica da liga. ....	50
Figura 5.1 – Diagrama de Fases do Sistema Binário CuAl a 950°C. Fonte: Lojen (2005) [modificada].....	53
Figura 5.2 – (a)Microscopia Ótica da estrutura bruta de fusão. (b) MEV da estrutura bruta de fusão com aproximação de 2,0kx. (c) DRX da amostra bruta de fusão com as fases obtidas pelo banco de dados do equipamento..	54

Figura 5.3 – Microscopia Ótica da estrutura homogeneizada a 950°C (a). MEV da homogeneizada com aproximação de 0,99kx (b). DRX da amostra homogeneizada com as fases obtidas pelo banco de dados do equipamento (c).....	55
Figura 5.4 – Microscopia Ótica da amostra laminada a quente (950°C) seguida de resfriamento em água a temperatura ambiente (a). MEV da amostra laminada a quente a 950°C com aproximação de 825x (b). DRX da amostra laminada com os picos das fases obtidos pelo banco de dados do equipamento (c).....	56
Figura 5.5 – A Microscopia Ótica da amostra betatizada a 950°C seguido de resfriamento em água a temperatura ambiente (a). DRX da amostra betatizada com o pico obtido pelo banco de dados do equipamento (b).....	56
Figura 5.6 – Microscopia Eletronica de Varedura da estrutura bruta de fusão e a representação gráfica da composição química..	57
Figura 5.7 – Composição química da liga Cu-14Al-4Ni revelada pelo EDS.....	57
Figura 5.8 – Comparação do sinal da Cu-14Al-4Ni (a esquerda) e do metal base (a direita).....	58
Figura 5.9 – Análise térmica da liga Cu14Al4,1Ni (% em peso) da amostra betatizada a 950°C seguindo de um resfriamento em água a temperatura ambiente com 18,9mg.....	59
Figura 5.10 – DSC da amostra betatizada a 950°C.....	60
Figura 5.11 – Curva característica de amortecimento da Cu-14Al-4Ni obtita pelo MEI.....	63
Figura 5.12 – Representação gráfica, em 3D, da natureza do amortecimento não-oscilatório e pico de frequência. ....	64
Figura 5.13 – Resposta acústica com ajuste exponencial do material laminado a quente (a), na condição betatizada (b), da liga NiTi (c) e da liga CuAlBe (d).....	65
Figura 5.14 – Ajuste da resposta acústica da liga NiTi..	65
Figura 5.15 – Resposta da Liga NiTi em função do tempo (curva azul) em relação às frequências (curva vermelha)..	66
Figura 5.16 – Comparação do tempo de resposta entre a liga laminada e betatizada... ..	66
Figura 5.17 –Comparação do tempo de resposta ao amortecimento.....	67

## LISTA DE SÍMBOLOS

### Símbolos Gregos

$\xi$	Fator de amortecimento
$\omega$	Frequência natural de vibração, <i>rad/s</i>
$\rho$	Densidade do material
$\beta$	Microestrutura
$\mu$	Coefficiente de Poisson

### Símbolos Latinos

<i>c</i>	Coefficiente de amortecimento
<i>f<sub>f</sub></i>	Frequência, Hz
<i>b</i>	Largura do Corpo de Prova, mm
<i>m</i>	Massa, em gramas
<i>t</i>	Espessura, em mm
<i>L</i>	Comprimento, em mm
<i>E</i>	Módulo de Elasticidade ou Módulo de Young
<i>G</i>	Módulo de Rigidez
<i>T<sub>1</sub></i>	Fator de Correção

## LISTA DE ABREVIACÕES

SMA	<i>Shape Memory Alloys.</i>
LEMF	Liga com Efeito Memória de Forma
ADV	Absorvedores Dinâmicos de Vibração
MEI	Método de Excitação por Impulso
CP(s)	Corpo(s) de Prova
TM	Transformação Martensítica

## 1 - INTRODUÇÃO

Cabos aéreos de transmissão de energia elétrica são susceptíveis a esforços provenientes da ação dos ventos e, por consequência, sujeitos a falhas catastróficas. Esse mecanismo de falha está associado ao fenômeno de fadiga por *fretting* que ocorre, geralmente, nos pontos de fixação dos cabos (HORTÊNCIO, 2009).

A transmissão e o fornecimento de energia elétrica dependem diretamente da integridade estrutural dos cabos aéreos de transmissão, onde a ruptura dos mesmos acarretam prejuízos à comunidade e geram multas dispendiosas para as concessionárias que fornecem o serviço.

Absorvedores dinâmicos de vibração (ADV) veem sendo desenvolvidos com o objetivo de reduzir os danos causados pelas vibrações eólicas e estão sendo aplicados para minimizar seus efeitos e danos. Utilizando o mecanismo de absorção e dissipação de energia mecânica os ADVs são instalados diretamente nos cabos de transmissão. Os absorvedores são compostos de um grampo, um cabo mensageiro, que fixa as massas inerciais, responsáveis pela absorção e dissipação de energia.

Ligas com efeito memória de forma são consideradas materiais inteligentes, por possuírem recuperação termomecânica e com capacidade de absorver e dissipar energia mecânica. Propriedades mecânicas, como pseudoelasticidade, colocam essas ligas em evidência para seleção de materiais em aplicações com exigência de amortecimento estrutural. O amortecimento mecânico dessas ligas pode ser aferido pelo Método de Excitação por Impulso (MEI) que consiste na captação de ondas mecânicas ao longo do material determinando o Módulo de Elasticidade (E), Razão de Poisson ( $\nu$ ) e o Fator de Amortecimento ( $\xi$ ). Esse ensaio, não destrutivo, é regido pelas Normas ASTM E 1876 e ASTM E1875 que indicam os parâmetros para orientação dos cálculos, tipos dos corpos de prova, bem como fatores que causam interferências no ensaio. Estudos recentes, voltados em sua maioria para caracterização microestrutural desses materiais, veem sendo desenvolvidos com o intuito de usufruir das propriedades das LMF em aplicações para sistemas vibratórios.

## 1.1 - ESCOPO E OBJETIVO

Este estudo considera procedimentos experimentais e de tratamento de dados de acordo com as normas ASTM E 1876 e ASTM E 1875 (2013) para determinar os módulos elásticos e a capacidade de amortecimento da liga Cu-14Al-4Ni em temperatura ambiente e em função da variação de temperatura, comparando as com ligas comerciais de CuAlBe e NiTi. O amortecimento é determinado a partir dos valores obtidos no gráfico de decaimento logarítmico revelado no ensaio através do Método de Excitação por Impulso.

## 1.2 - ORGANIZAÇÃO DO TRABALHO

Neste capítulo foram apresentadas as motivações gerais para este trabalho. Foi realizada uma revisão das aplicações mais recentes na área de materiais inteligentes, bem como a exposição do escopo e os objetivos do trabalho.

O segundo capítulo deste trabalho faz uma revisão sucinta do campo de Mecânica da Fratura com foco em fadiga por *fretting* em cabos aéreos de linhas de transmissão de energia elétrica. Ainda no segundo capítulo são expostas as características básicas e construtivas de absorvedores dinâmicos de vibração do tipo *stockbridge*. Ao final do capítulo são discriminadas as propriedades mecânicas das LMF, tais como: pseudoelasticidade, nível de histerese, amortecimento e transformações martensíticas.

No terceiro capítulo são colocadas as recomendações das normas ASTM E 1875 e ASTM E 1875, relacionadas diretamente a este estudo.

O quarto capítulo mostra os procedimentos realizados para obtenção da liga os equipamentos utilizados para a caracterização microestrutural e mecânica do material. Define-se os parâmetros determinantes para os ensaios e a sequência seguida para análise dos resultados. Ao final do capítulo é feita a apresentação dos dados obtidos.

O quinto capítulo consiste na apresentação dos resultados obtidos e das análises realizadas sobre os dados e informações. São exibidos os dados obtidos no ensaio e comparados com os resultados obtidos na caracterização microestrutural.

No sexto capítulo estão resumidas as conclusões associadas às análises realizadas no quarto capítulo. São feitas, finalmente, algumas sugestões para trabalhos futuros nesta mesma linha de estudo.

## **2 - FADIGA EM CABOS CONDUTORES**

Componentes metálicos, quando submetidos a solicitações mecânicas cíclicas ou dinâmicas, estão sujeitos a falhar por fadiga. Esse fenômeno pode ser descrito como uma degradação progressiva do material que se rompe quando a tensão aplicada tem uma flutuação suficientemente grande e maior que o limite de fadiga. O ensaio de fadiga pode determinar o limite de resistência à fadiga que é de grande importância para que se tenha um projeto apropriado e válido de componentes de máquinas sujeitos a cargas dinâmicas e oscilantes (SOUZA, 1992)

Os materiais em circunstâncias de cargas oscilantes estão sujeitos à falha por fadiga, que ocorre, normalmente, em níveis de tensões significativamente inferiores aos valores de resistência ao escoamento e o limite de resistência à tração dos materiais metálicos, se comparado com carregamentos estáticos. O termo fadiga é usado para caracterizar falhas que ocorrem normalmente após um longo período de tensão cíclica ou ciclo de formação.

Segundo CALLISTER (2002), estima-se que, em aproximadamente 90% dos casos em falhas catastróficas em materiais metálicos, existe associações com os mecanismos da fadiga. A falha envolvendo o fenômeno por fadiga é de natureza frágil, até mesmo para materiais dúcteis, em virtude do baixo nível de deformação plástica generalizada. O aspecto da fratura apresenta duas zonas distintas: uma zona lisa que representa a propagação gradual e progressiva da trinca e uma zona rugosa que representa o aspecto de uma fratura frágil, análogo ao aspecto de ruptura do ferro fundido cinzento quando submetido ao ensaio de tração.

SOUZA (1992), afirma que a ruptura por fadiga é sempre acompanhada por uma deformação plástica localizada. A ocorrência mais comum dessa falha pode ser encontrada em pontos de concentração de tensão (cantos vivos), entalhes, inclusões, trincas pre-existentes, pits de corrosão, contornos de grão, contornos de maclas etc. O processo de propagação de trinca tem início na superfície do corpo, a partir do surgimento e propagação de trincas, onde na maioria dos casos, a superfície da fratura é perpendicular à direção da aplicação de uma tensão de natureza trativa.

Segundo HORTÊNCIO (2009), a ruptura em cabos condutores aéreos ocorre, na maioria dos casos, em consequência da ação de forças eólicas, que provocam no cabo, vibrações fortes, ou seja, alta frequência e baixa amplitude. A intensidade de vibração depende, entre outros fatores, do tipo de terreno onde a linha será instalada, bem como o



tamanho do vão entre as estruturas (FUCHS, 1992). Esse tipo de vibração intensa ocorre tipicamente em vãos que passam acima do leito de grandes rios e travessias planas .

Os cabos sujeitos a esse tipo de vibração revelam ao longo da sua vida útil o aparecimento de trincas que tendem a uma degradação progressiva do cabo. Essas trincas são resultantes do processo de *fretting* e da ciclagem do carregamento do cabo e são normalmente detectados nos pontos de fixação, tais como: grampos de fixação, espaçadores, amortecedores vibração entre outros.

Segundo LINDLEY (1997), o fenômeno de *fretting* surge quando duas superfícies em contato estão sujeitas a forças tangenciais oscilatórias, de pequena amplitude, onde zonas de microdeslizamento ocorrem na qual as duas superfícies deslizam uma sobre a outra ocasionando o desgaste da superfície e o aparecimento de trincas de fadiga (Figura2.1). O surgimento dessas trincas implica numa redução acentuada da resistência a fadiga do cabo quando carregado de forma cíclica.



Figura 2.1 – Representação, em destaque, da falha por fadiga por *fretting* de um cabo de transmissão elétrica

Fonte: HORTÊNCIO (2009) [Modificada].

Além desses fatores e devido à abrasão, as partículas que são desprendidas, proveniente do atrito entre os fios que compõem o cabo (*fretting*), quando em contato com o ar, formam óxidos, que possuem elevada dureza e aceleram o processo de desgaste quando associados aos fatores acima citados. Esses óxidos possuem uma coloração escura (“Pó escuro”). Na figura 2.2 pode-se observar o desgaste do elemento de fixação bem como a presença do óxido abrasivo que potencializa o processo de fadiga por *fretting*.

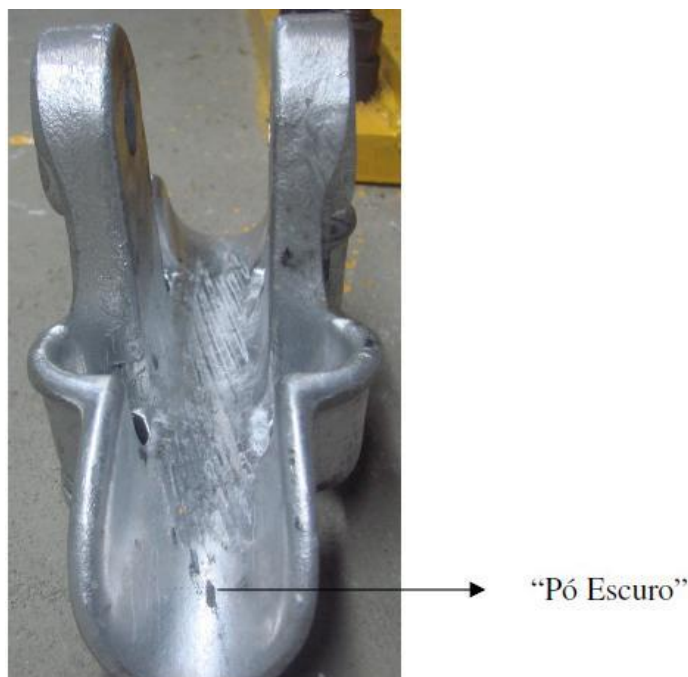


Figura 2.2 – Detecção da presença das partículas abrasivas. Fonte: HORTÊNCIO (2009) [Modificada].

A fadiga por *fretting* vem recebendo bastante atenção da comunidade científica por ter se tornado o diagnóstico da maioria das falhas por fadiga.

Segundo PIRES (2012), testes em laboratórios revelam a participação desse processo em 90% das falhas. Em montagens mecânicas envolvendo contato e sujeitas a cargas vibratórias, ou tensões cíclicas, dois fenômenos podem surgir como consequência: o desgaste superficial dos corpos em contato, originando o denominado desgaste por *fretting*, no qual fragmentos de metal são arrancados dos corpos em contato formando partículas abrasivas de óxidos que, pela maior dureza em relação à maioria dos metais de origem encontrados na engenharia, causam desgaste. O segundo fenômeno diz respeito à nucleação de trinca na região de contato provocando a redução na resistência à fadiga do componente submetido ao carregamento cíclico. Este processo é denominado fadiga por *fretting*.

Um dos principais problemas encontrados em linhas de transmissão de energia elétrica são os danos causados por vibrações eólicas que implicam em muitos casos, em falhas catastróficas por fadiga. Existem algumas alternativas que podem diminuir o nível de vibração e consequentemente prolongar a vida útil dos cabos que compõem a linha.

Absorvedores de vibração atuam como uma alternativa viável, no qual o do tipo *stockbridge*, encontra-se em evidencia de seleção para esse tipo de aplicação. No entanto, esses dispositivos que amortecem o sistema encontram algumas limitações, quando submetidos às variáveis ligeiramente fora das especificadas no projeto, implicando numa

grande perda de eficiência. Contudo, estão sendo estudadas as possibilidades da aplicação de materiais classificados como Materiais Inteligentes (*Shape Memory Alloys*), que podem ser solicitados em uma faixa mais ampla das variáveis especificadas em projeto sem perda significativa de eficiência de amortecimento devido às propriedades peculiares a eles, tais como: pseudoelásticidade, efeito memória de forma, nível de histerese etc.

## 2.1 - ABSORVEDORES DE VIBRAÇÃO

De acordo com ARRUDA (1975), os cabos condutores de energia, mesmo quando não submetidos a sobrecargas elétricas, podem vir a se romper por fadiga. Isso é comum quando os ventos constantes e de baixa velocidade incidem nos cabos. Esse fenômeno pode ser explicado devido à formação de uma esteira de vórtices, na face posterior do cabo, proveniente da interação do escoamento do ar com um obstáculo cilíndrico conforme a teoria de Teoria de Von Karman representado na Figura 2.3.

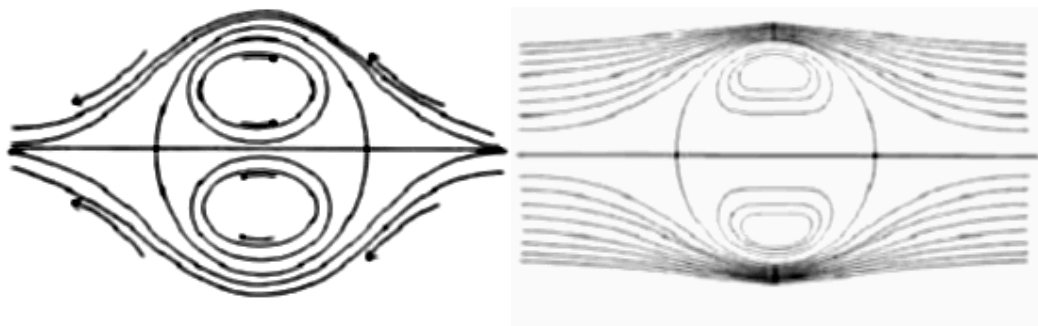


Figura 2.3 – Representação esquemática dos vórtices de Von Karman Fonte: LUGT (1993) [Modificada].

O escoamento constante do ar sobre os cabos provoca a formação e o desprendimento de vórtices na região imediatamente posterior ao cabo, alternadamente acima e abaixo da linha de centro (HEBRA, 1972). A formação periódica desses vórtices promove uma diferença de pressão que implica no surgimento de forças verticais que alternam o sentido, caracterizando a vibração eólica. Além disso, ocorre também uma pequena vibração torcional devido à diferença de velocidade entre os vórtices em formação e os em degeneração.

A fim de reduzir os níveis de vibração devido à incidência dos ventos nas linhas de transmissão de energia elétrica, são instalados absorvedores dinâmicos de vibração do tipo *stockbridge*. A aplicação deste conceito para controle de vibração em cabos condutores de

energia elétrica em linhas de transmissão aéreas foi proposto por George H. Stockbridge em 1926 (RICHARDSON, 1996). Os *stockbridges* são dispositivos constituídos basicamente de duas massas inerciais conectadas entre si por um cabo mensageiro, onde este conjunto é conectado, através de um grampo de fixação, no cabo condutor. Existem três variações desse tipo de absorvedor: simétrico, assimétrico e do tipo *dogbone*. O *stockbridge* simétrico é composto de cabos mensageiros de mesmo comprimento, duas massas inerciais idênticas e duas frequências naturais. Figura 2.4.

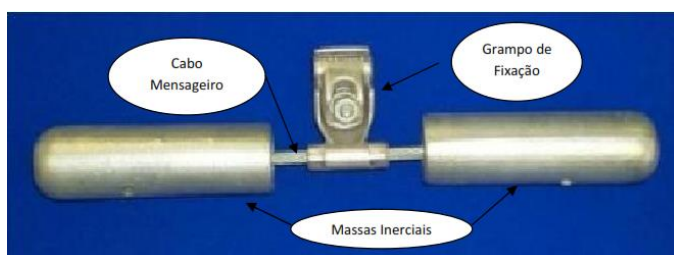


Figura 2.4 - *Stockbridge* do tipo simétrico. Fonte: Federal Highway Administration (2006) [modificada].

Já o *stockbridge* do tipo assimétrico possui dois cabos mensageiros de comprimentos e massas diferentes e com quatro frequências naturais. Figura 2.5.

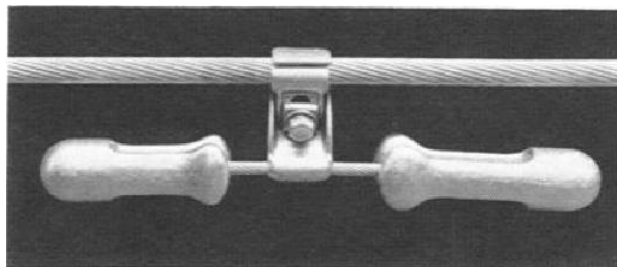


Figura 2.5 – *Stockbridge* do tipo assimétrico. Fonte: Tyco Electronics (2006).

Por fim o absorvedor do tipo *dogbone* que é constituído de cabos mensageiros de mesmo comprimento, de duas massas inerciais, porém com excentricidade em relação ao centro de massa do *stockbridge*. Possuem três frequências naturais, sendo uma de natureza torcional. Figura 2.6.



Figura 2.6 – *Stockbridge* do tipo assimétrico. Fonte: Silva Junior (2011).

O atrito gerado entre os tentos do cabo mensageiro, quando esse flexionado pela ação dos ventos, é o mecanismo de dissipação de energia mecânica nesses dispositivos (DHOTORAD, et al., 1978;). Eles exercem uma força vertical e um momento fletor no cabo condutor no ponto de fixação, absorvendo assim parte da energia mecânica introduzida no cabo pelo vento em faixas estreitas de frequência na vizinhança de suas frequências naturais. Existem vários fatores que interferem no valor quantitativo de dissipação de energia, tais como: a posição do absorvedor, o comportamento dinâmico e a frequência de excitação imposta pelo vento. No entanto, caso esse fatores sejam negligenciados, ao invés da contenção do problema vibracional, o *stockbridge* funcionará como um redutor de vida útil, agravando assim o fenômeno de fadiga no cabo. Esses dispositivos, quando solicitados dentro dos parâmetros de projeto, reduzem a vibração no seu ponto de fixação e em torno de suas frequências naturais de forma eficaz. Entretanto, mesmo para frequências apenas ligeiramente fora da faixa especificada no projeto, a sua eficiência (dissipação de energia) diminui de maneira brusca (Figura 2.7).

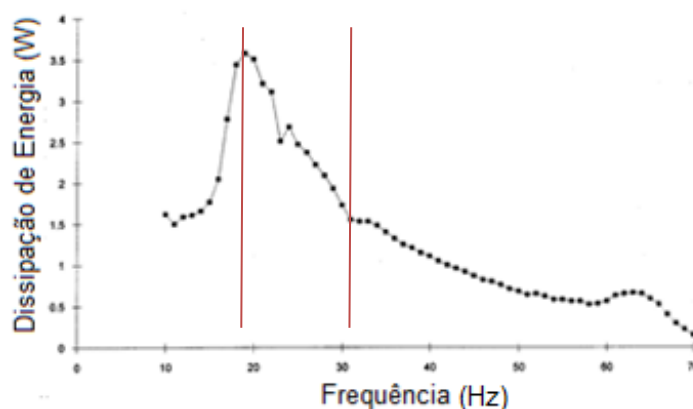


Figura 2.7 – Gráfico de potência versus frequência de um *stockbridge* pelo método de resposta forçada. Fonte: Norma IEEE Std 664TM (R2007) [Modificada].

Esse comportamento tem motivado o estudo da aplicação de materiais com reações compatíveis a uma faixa de frequência mais ampla. As ligas com memória de forma, diante da sua gama de propriedades peculiares, com destaque para a pseudoelasticidade, ganham evidência para essa aplicação esperando-se um rendimento satisfatório dos absorvedores dinâmicos de vibração.

SILVA (2011) comprova, através de trabalhos experimentais, que os absorvedores pseudoelásticos possuem uma eficiência superior aos absorvedores convencionais. A figura 2.8 explicita os valores de potência dissipada entre dois protótipos pseudoelásticos a base da liga NiTi (pseudoelástica) e absorvedores dinâmicos de vibração convencionais. Os materiais

pseudoelásticos absorvem uma quantidade energia, gerada pela vibração eólica e a dissipa em níveis superiores aos materiais convencionais.

	Faixa de frequência (Hz)		Taxa de desempenho (%)			
	5 a 35	35 a 60	Protótipo I x convencional		Protótipo II x convencional	
Absorvedores	Potencia dissipada máxima (w)		5 a 35 (Hz)	35 a 60 (Hz)	5 a 35 (Hz)	35 a 60 (Hz)
Protótipo I	3.84	3.42				
Protótipo II	6.1	1.05				
Assimétrico	1.63	1.02	136%	235%	274%	3%
Dogbone F 4000	1.61	1.59	139%	115%	279%	-34%
Dogbone F 4000-04	1.63	0.58	136%	490%	274%	81%
Dogbone F 4000-08	2.93	0.37	31%	824%	108%	184%

Figura 2.8 – Comparativo de potencia dissipada entre absorvedores convencionais e pseudoelásticos. Fonte: SILVA (2011).

## 2.2 - LIGAS COM EFEITO MEMORIA DE FORMA (LEMF)

Essas ligas configuram-se como intermetálicos de alta anisotropia elástica (LANDA, 2004). As ligas com efeito memória de forma se revelam como materiais capazes de, após uma deformação, reassumir sua forma inicial quando submetidos a certos níveis de tensão e temperaturas através de transformações microestruturais sem difusão de cunho martensítica (DELAEY et al., 1974; OTSUKA e WAYMAN, 1998). O efeito memória de forma pode ser descrito como a capacidade de formação de martensita termoelástica (FERNANDES, 2003.) A formação deste microconstituente viabiliza a recuperação através do mecanismo de maclação, abaixo da temperatura de transformação. Ocorrendo o processo inverso quando a estrutura maclada, submetida à alta temperatura, se transforma na fase mãe (FERNANDES, 2003). Recuperação de forma, superelasticidade, pseudoelasticidade, nível de histerese, entre outras, são propriedades características que colocam em evidência a seleção das LEMF para aplicações industriais desempenhando o papel de atuadores compactos. Para um nível apreciável de compreensão, faz-se necessário o entendimento do efeito memória de forma e seu mecanismo de transformação bem como a compreensão dos tipos de energia envolvidos durante a recuperação termomecânica.

### 2.2.1 - PROPRIEDADES DAS LIGAS COM EFEITO MEMÓRIA DE FORMA

O termo ligas com efeito memória de forma é utilizado para referenciar um grupo de materiais metálicos que são capazes de recuperar a forma inicial, sem o emprego da força externa, após ter sido submetido a uma “deformação plástica”, onde apenas uma variação de temperatura, dentro de um ciclo térmico apropriado, ou a eliminação da força externa aplicada é o suficiente para promover o fenômeno. Podem ser também classificados como materiais inteligentes. Estes materiais podem ser facilmente deformados de forma aparentemente plástica (da ordem de 2 a 10%) a uma temperatura relativamente baixa e, ao serem expostos a uma temperatura mais elevada, retomam a forma inicial. As figuras 2.9 e 2.10 mostram respectivamente o comportamento superelástico de um monocrystal de Cu-14Al-4Ni e um policristal de NiTi.

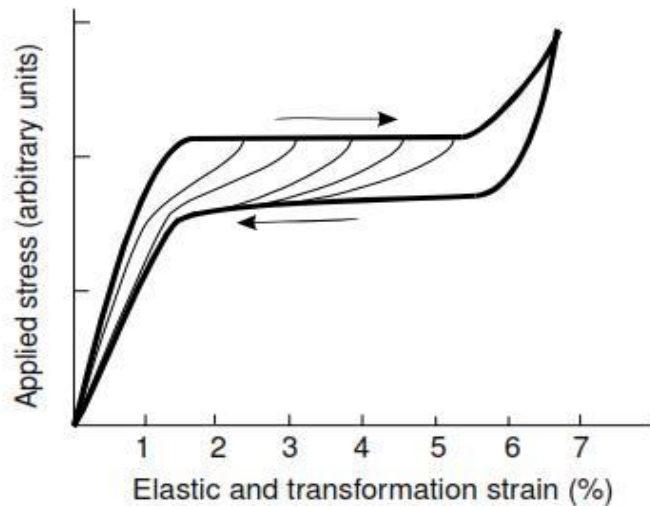


Figura 2.9 – Comportamento superelástico de um mono cristal de CuNiAl. Fonte: ORTÍN (2002).

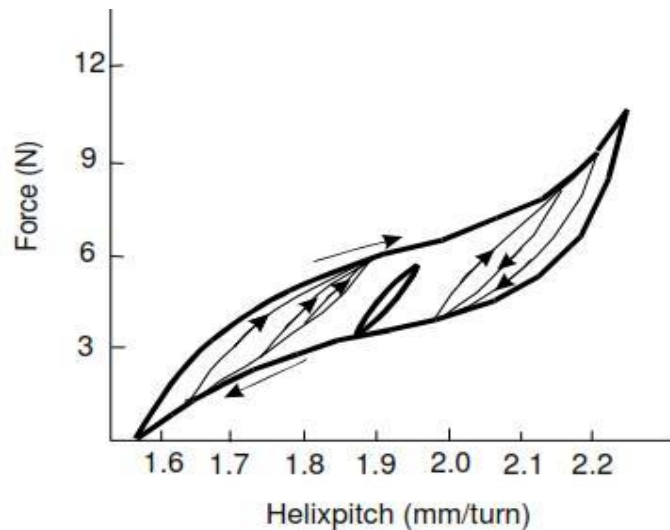


Figura 2.10 – Comportamento superelástico de um mono cristal de NiTi. Fonte: ORTÍN (2002).

LOJEN (2005) afirma que essa deformação aparente (pseudoplasticidade) é devido ao fato que as ligas com efeito memória de forma começam a se deformar abaixo do limite de escoamento, no entanto sem movimentação de discordâncias. No estado martensítico, deformações de até 10% ocorrem através da coalescência (“alinhamento”) ou movimento cooperativo dos átomos das variantes martensíticas. Com relação aos campos de tensão, cristais de orientação favorável crescem preferencialmente em relação aos demais. Ainda que a deformação não seja eliminada automaticamente com a retirada do carregamento externo, ela é reversível, ao contrário da deformação plástica real, baseada na movimentação de discordâncias. A deformação será revertida se a liga com efeito memória de forma for aquecida até o estado austenítico. Por esse motivo, este fenômeno é denominado pseudoplasticidade. As fases de baixa e alta temperatura são denominadas de martensita e austenita respectivamente. Durante a deformação pseudoplástica, a tensão varia muito pouco (patamar pseudoplástico, Figura 2.11, região II). Um crescimento significativo da tensão pode ser observado quando a coalescência das variantes martensíticas atinge seu limite máximo (início da deformação elástica da martensita alinhada, figura 2.11, região III). A deformação plástica irreversível real ocorre na região IV da figura 2.11.



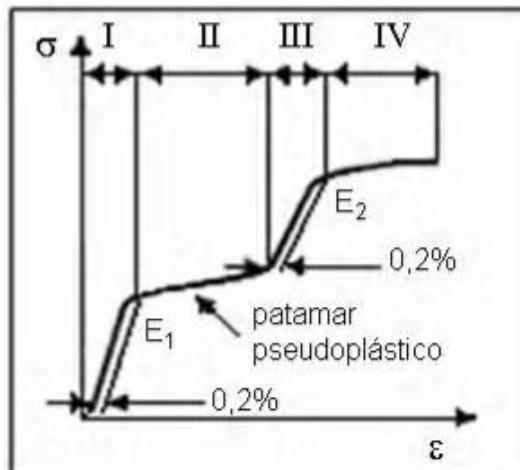


Figura 2.11 – Deformação pseudoplástica no estado martensítico. Fonte: Lojen (2005).

Existem dois tipos de efeito memória de forma: o reversível e o não-reversível (LOJEN, 2005). Se a martensita for deformada pseudoplásticamente e, em seguida, aquecida ao estado austenítico, esta martensita irá se transformar em cristais austeníticos com forma e orientação idênticas a dos cristais austeníticos originais. Ocorre então a transformação martensítica reversa e o material retorna à sua forma anterior à deformação pseudoplástica. Contudo, sob resfriamento subsequente, a forma da peça mantém-se inalterada. Este fenômeno é conhecido como efeito não-reversível de memória de forma. No entanto, o efeito memória de forma reversível é devido ao “treinamento” o qual consiste num tratamento termomecânico cíclico que resulta numa microestrutura e em campos de tensão que forcem a austenita a transformar-se exatamente nas variantes martensíticas (e, portanto, nas mesmas formas externas) que foram introduzidas na prévia conformação pseudoplástica no estado martensítico. As deformações reversíveis neste tipo de efeito de memória de forma são significativamente mais reduzidas que as obtidas no efeito não-reversível de memória de forma. Além do treinamento por ciclagem térmica, pode-se induzir o efeito memória de forma reversível por meio de deformação plástica ou pseudoplástica, processo de envelhecimento, emprego de precipitados (ÓRTIN, 2002).

### 2.2.2 - HISTERESE EM LIGAS COM MEMORIA DE FORMA

A compreensão do fenômeno de histerese em ligas com efeito memória de forma é de suma importância para que se possa desfrutar, de forma controlada, de suas propriedades e tornando-as mais requisitadas em aplicações de grande importância tecnológica. Histerese pode ser definida como uma manifestação macroscópica de dissipação de energia no sistema

(ÓRTIN, 2002). Pode-se afirmar, através de argumentos termodinâmicos, no plano tensão-deformação, que a área abaixo da curva corresponde à energia envolvida no sistema, dissipada por ciclomostrado na Figura 2.12.

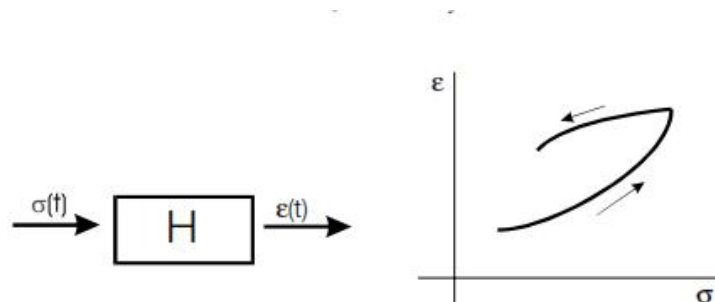


Figura 2.12 – Representação da histerese em um sistema H e sua evolução no espaço de condução. Fonte: ÓRTIN (2002).

ÓRTIN (2002) afirma que, desde que a resposta dos sistemas não dependa apenas do valor medido num ponto, mas também dos valores anteriores, histerese é uma manifestação de memória do sistema. São sistemas em que flutuações térmicas não são suficientes para alcançar o mínimo de energia livre para ativação. Associado com a influência de calor, a aplicação de carga promove a ativação que passa de um nível de energia para outro em uma sequência de equilíbrio meta estável. Muitas propriedades da histerese dependem da relação entre duas escalas de tempo: a escala de tempo intrínseca de relaxamento do sistema (tempo necessário para atingir o menor nível de energia) e a escala de tempo em que o sistema sofre influência na mudança de nível energético sob carregamento externo. Quando a primeira escala é comparável com a segunda à histerese se comporta como um fenômeno dinâmico. Caso contrário, se a primeira for desprezível em relação à segunda, o sistema por ser considerado estático com equilíbrio metaestável na maior parte do tempo. Neste último, a taxa de deformação não promove nenhuma influência na curva. O comportamento verdadeiro da maioria dos sistemas de histerese, contudo, está em algum ponto entre esses dois limites, o que dificulta uma formulação de uma definição teórica.

Em transformações induzidas termicamente a tensão constante, a curva de histerese é formada quando a temperatura da amostra sofre uma variação cíclica através de transformações martensíticas. As propriedades termomecânicas, das ligas com memória de forma, estão diretamente relacionadas com uma resposta não linear para uma dada tensão que proporciona, nesses materiais, a capacidade de “recordar” a geometria após sofrer uma deformação plástica (comportamento pseudoplástico), Figura 2.13.

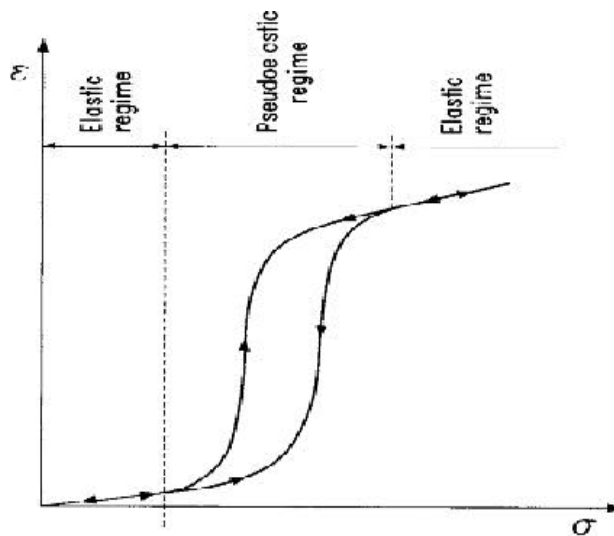


Figura 2.13.– Representação da zona pseudoplástica de uma liga com efeito memória de forma. Fonte: ÓRTIN. (2002).

De maneira específica, o efeito memória de forma esta associada com transformação martensítica, em baixas temperaturas, cujo material exhibe uma reversibilidade na deformação mediante um aquecimento posterior adequado. Em altas temperaturas (fase austenítica), estes materiais promovem a transformação de fase induzida por tensão (carga e descarga), recuperando a forma (em muitos casos acima de 10%), usufruindo da pseudoelasticidade ou superelasticidade.

As propriedades, que competem as ligas com efeito memória de forma, derivam da transformação da martensita termoelástica no estado sólido, induzida por tensão externa e temperatura (LANDA, 2004).

### 2.2.3 - TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICAS (TM)

Segundo CALLISTER (2002), o termo martensita foi originalmente referenciado quando ligas ferro-carbono austenitizadas são resfriadas rapidamente até uma temperatura próxima da ambiente. A martensita é uma estrutura monofásica que se encontra em equilíbrio metaestável, resultante de uma transformação sem difusão no estado sólido. Configura-se como uma estrutura monofásica proveniente de uma transformação congruente (sem mudança de composição), que compete a perlita e a bainita. Ocorre quando a taxa de têmpera é alta o suficiente para impedir a difusão que implicaria na formação de perlita e cementita. Compreende-se que um grande número de átomos experimenta movimentos cooperativos

(maclagem), no sentido que existe um pequeno deslocamento de cada átomo em relação aos seus vizinhos. Isso ocorre de maneira tal que a austenita (CFC) se submete a uma transformação polifórmica em uma martensita tetragonal (TCC). Constituem uma solução sólida supersaturada capaz de se transformar rapidamente em outras estruturas, quando aquecidos a temperaturas nas quais as taxas de difusão se tornam apreciáveis.

A martensita pode se apresentar sob forma lenticular (ou acicular) ou de plaquetas alongadas (Figura 2.14). Uma vez que a transformação martensítica não envolve processo difusivo, ela ocorre quase que instantaneamente, pois os grãos da martensita nucleiam e crescem a uma taxa muito rápida, equivalente a velocidade do som, no interior da matriz da austenita envolvendo deformação cisalhante da estrutura cristalina. Dessa forma, a taxa de transformação martensítica, para todas as finalidades práticas, é independente do tempo. Entretanto, a transformação martensítica não é exclusiva dos aços. Ela também pode ser encontrada em outros sistemas (ligas não ferrosas com efeito memória de forma, por exemplo), em parte, pela transformação sem difusão com ou sem a combinação de carregamento externo.



Figura 2.14 - Estrutura martensítica de uma liga de NiTiZr. Fonte: HSIEH (1997).

A diferença entre as energias internas das fases gera uma transição de fase que provoca uma mudança estrutural com deformações na fase matriz, induzidas por um mecanismo de cisalhamento que resulta no movimento cooperativo dos átomos (FERREIRA, 2002).

Para PÉREZ-LANDEZÁBAL (2003), a transformação martensítica em ligas com memória de forma se caracteriza como uma transição sem difusão, de primeira ordem, com resfriamento da fase  $\beta$  (estrutura ortorrômbica). Essa fase é estável somente em altas temperaturas, mas pode ser retida em estado metaestável à temperatura ambiente quando submetida a um resfriamento rápido. Em um resfriamento posterior a fase  $\beta$  se submete a

transformação. As características das propriedades termomecânicas das LEMF estão diretamente ligadas às transformações martensíticas (Figura 2.15).

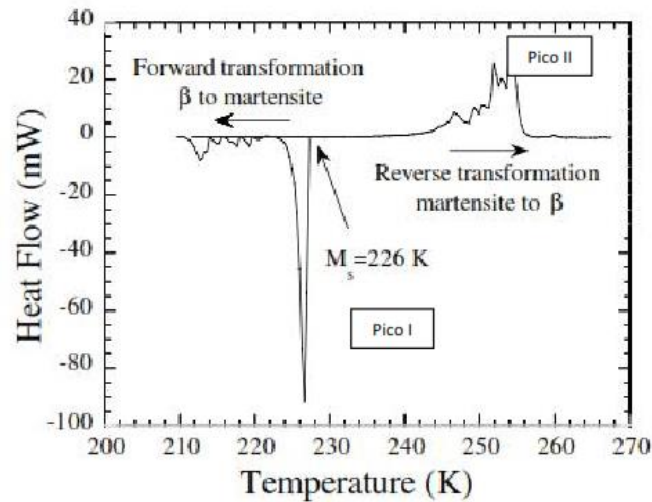


Figura 2.15 – DSC. Termograma mostrando os picos sucessivos de histerese no aquecimento e resfriamento.

Fonte: Pérez-Landazábal (2003).

Os picos I e II da figura acima referem-se às quantidades de energia absorvida e liberada, respectivamente (pico endotérmico no aquecimento e exotérmico no resfriamento), durante a transformação de fase em ligas com efeito memória de forma.

Por extensão, as estruturas nas ligas com memória de forma criadas por estas transformações são chamadas “martensitas” e as transformações cristalográficas sem difusão que lhes dão origem são chamadas “transformações martensíticas” (LOJEN et al., 2005). A figura 2.16 mostra a comparação entre a estrutura com ordem de empilhamento de longo período da martensita e a estrutura original de austenita. A transformação de austenita para uma estrutura com ordem de empilhamento de longo período acontece através da contração ao longo do eixo  $i'_2$  e expansão ao longo de  $i'_1$  e  $i'_3$ . Especificamente a fase martensítica possui uma estrutura cristalina monoclinica, cujo ângulo monoclinico é representado por  $\theta_0$ .

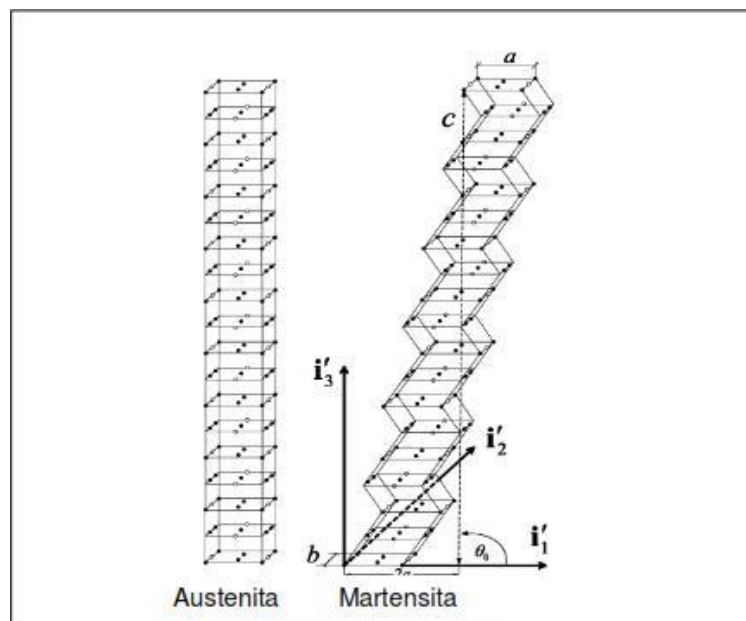


Figura 2.16 – Austenita de super reticulado D03 e sua correspondente martensita termoelástica, de empilhamento 18R. a, b, c: dimensões do super reticulado.  $i'_1$ ,  $i'_2$ ,  $i'_3$ : eixos ortogonais do sistema cristalino. Fonte: ZHU e LIEW (2003).

As transformações martensíticas são usualmente divididas em dois grupos: termoelásticas e não-termoelásticas (FERNANDES, 2003). Transformações não-termoelásticas ocorrem principalmente em ligas ferrosas e estão associadas a interfaces imóveis das fases austeníticas e martensíticas, com mobilidade limitada por defeitos permanentes, e precedidas de sucessivos processos de nucleação e crescimento. Devido à renucleação da austenita na martensita durante a transformação reversa martensita-austenita, estas transformações são cristalograficamente irreversíveis no sentido em que a martensita não poderá reverter-se à austenita de orientação igual à da fase mãe anterior à transformação. Por outro lado, as transformações martensíticas termoelásticas estão associadas a interfaces móveis das fases austeníticas e martensíticas, o que permite o “movimento retrógrado” das placas de martensita durante a transformação reversa martensita-austenita, em detrimento da nucleação da fase mãe austenítica, o que leva à transformação cristalograficamente reversível. As propriedades típicas das ligas com memória de forma, por exemplo, o próprio efeito memória de forma e a pseudoplasticidade, resultam das transformações martensíticas termoelásticas.

A Figura 2.17 mostra um cristal de martensita transformado no meio austenítico. Os cristais de martensita são separados dos cristais de austenita por planos de hábito que por sua vez são considerados pelas Teorias Fenomenológicas como planos de deformação invariante. Os cristais da fase produto apresentam uma linha de centro que divide a variante em duas

partes. As esferas pequenas correspondem aos reticulados tetragonais e cúbica. O vetor normal ao plano de hábito é representado pela letra  $m$  e o plano de deformação representado pela letra “ $b$ ” segundo a teoria de Ball e James.

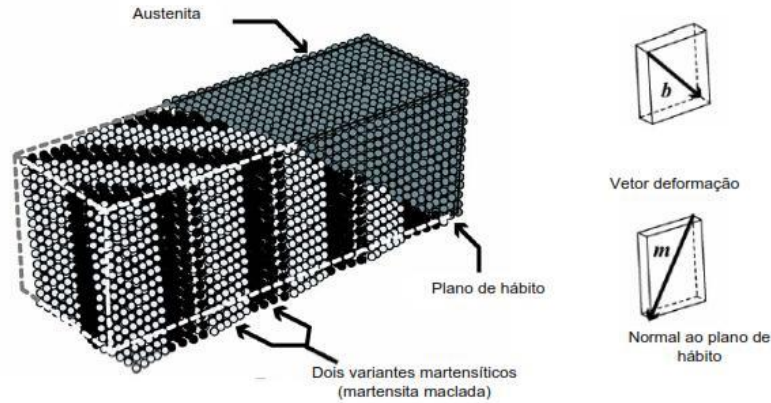


Figura 2.17 – Representação da martensitamaclada e a austenita. Fonte: SUIKER E TURTELTAUB (2006).

Segundo REED-HILL (1982), é um tipo de transformação que não envolve difusão atômica, pois a fase martensítica possui a mesma composição química da fase matriz, ou seja, transformação congruente. A mudança de fase é devido ao movimento de uma interface que provoca uma mudança estrutural na matriz fazendo com que a martensita criada apresente uma assimetria com relação à austenita o que caracteriza o efeito memória de forma.

VERHOEVEN (1975) declara que, a transformação ocorre dentro de um intervalo definido de temperatura, a fração transformada da fase matriz e da fase produto depende de um incremento ou diminuição da temperatura para que a transformação se desenvolva, embora a transformação como um todo ocorra dentro de um intervalo crítico de temperatura.

Outro fator característico deste tipo de transformação é que ela também pode ser induzida por tensão onde a evolução das frações transformadas muda em relação com a temperatura. A diferença de entre as temperaturas no aquecimento e no resfriamento denota o nível de histerese do material.

Uma característica marcante da transformação martensítica é a sua reversibilidade que ocorre quando um material, no estado martensítico, é aquecido. Acima de uma determinada temperatura os cristais da fase produto começam a se retransformar na fase austenítica, mantendo a forma e as orientações originais da fase matriz. Se resfriarmos novamente o material retornará a fase martensítica.

As LEMF obtidas a partir do sistema metálico CuAlNi exibem no resfriamento uma transformação martensítica de fase  $\beta$  compacta e austenita (obtida durante o aquecimento) e ambas as fases apresentam propriedades físico-mecânicas notavelmente diferentes que dependem da composição e do tratamento térmico aplicado.

QUEIROGA (2004) afirma que quando um material martensítico é aquecido, ele sofre uma transição para o estado austenítico dentro de um intervalo crítico de temperatura. A temperatura na qual este fenômeno se inicia é chamado de temperatura de início da betatização ( $A_s$ ) e a temperatura na qual a transição está completamente concluída é chamada de temperatura final de austenitização ( $A_f$ ). Quando a liga austenítica é resfriada, esta começa a se retransformar para a fase martensítica e as temperaturas que controlam o início e fim da transformação martensítica é conhecida como ( $M_s$ ) e ( $M_f$ ), conforme mostrado na Figura 2.18.

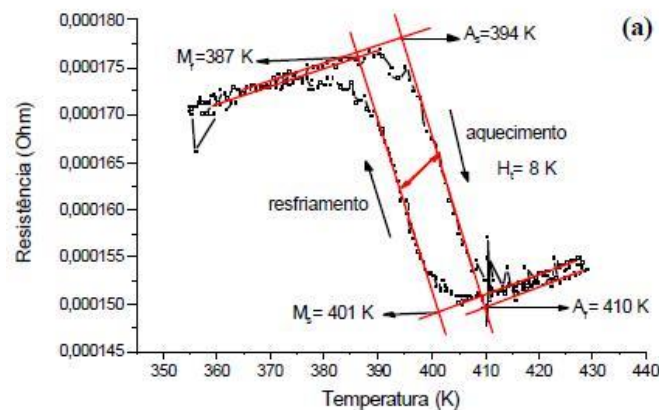


Figura 2.18 – Temperaturas de transformação de fase em ciclos de aquecimento e resfriamento de uma SMA.

Fonte: QUEIROGA (2004).

As ligas a base de cobre e as ligas do sistema NiTi são os sistemas mais conhecidos que apresentam o efeito memória de forma. O sistema CuAlNi foi empregado com o objetivo de ser utilizado em aplicações comerciais nos intervalos de temperatura entre 80°C e 200°C. A Figura 2.19, mostra as temperaturas de mudança de fase sem difusão de uma liga a base de cobre monocristalina que transformam de fase em temperatura bem inferiores a uma estrutura policristalina (NÓVAK, 2006).



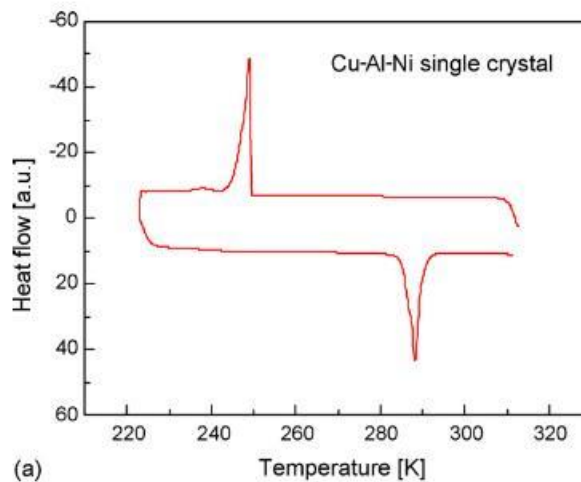


Figura 2.19 – DSC - Picos de transformação de fase de uma liga a base de cobre. Fonte: NOVÁK (2006).

SHU-YONG (2011) comprova que, a composição química interfere nas temperaturas de transformação de fase cuja interferência compete a partícula intermetálica de  $Ti_2Ni$  na matriz de NiTi durante a fusão e solidificação. Esse fator implica no aumento da concentração de Ni na matriz da liga, reduzindo as temperaturas de transformação de fase. As temperaturas de transformação de fase podem ser observadas na Figura 2.20.

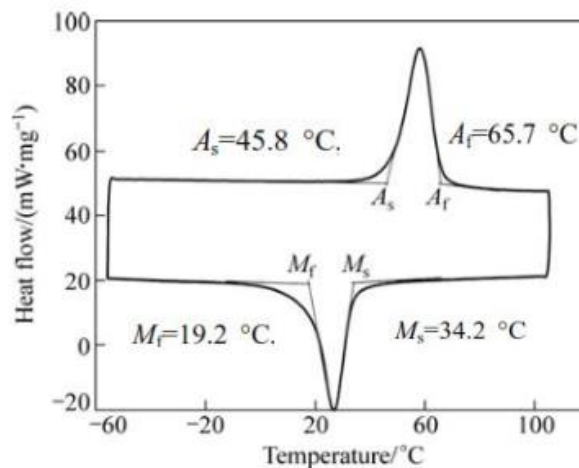


Figura 2.20 – Curva DSC com as temperaturas de transformação de fase. Fonte: SHU-YONG (2011).

Ainda assim as ligas a base de cobre apresentam algumas vantagens sobre o sistema NiTi. Menor ponto de fusão, melhor controle de composição, menor módulo de Young, melhor estabilidade e menor custo são umas dessas vantagens. Ligas a base de cobre tem outros atrativos em relação à NiTi para algumas aplicações devido a boa resistência a oxidação, contudo não apresenta boa aplicação para área médica na qual a NiTi apresenta apreciável biocompatibilidade (GOJIC, 2011).

Diante da grande reatividade do titânio com o oxigênio em temperaturas elevadas, processos convencionais de obtenção não garantem, em termos de confiabilidade, que as propriedades dessas ligas possam ser exploradas de maneira satisfatória devido à alta facilidade para oxidação. Logo os processos que envolvem a produção dessas ligas deverão conter mecanismos que proporcionem o vácuo. Contudo é tecnicamente viável a produção da liga NiTi utilizando a processo de moagem de alta energia (COELHO, 2004). Através do processo de usinagem, devido à alta resistência mecânica e características do cavaco (fino e quebradiço) é possível encontrar as fases intermetálicas  $Ti_2Ni$  e  $Ti_3Ni$  (Figura 2.21) que implicam na fragilidade da liga. Essas fases foram formadas numa matriz de TiNi devido à temperatura de processamento menor que  $600^{\circ}C$  e diante do aumento da solubilidade entre os elementos, potencializada pela natureza do processamento.

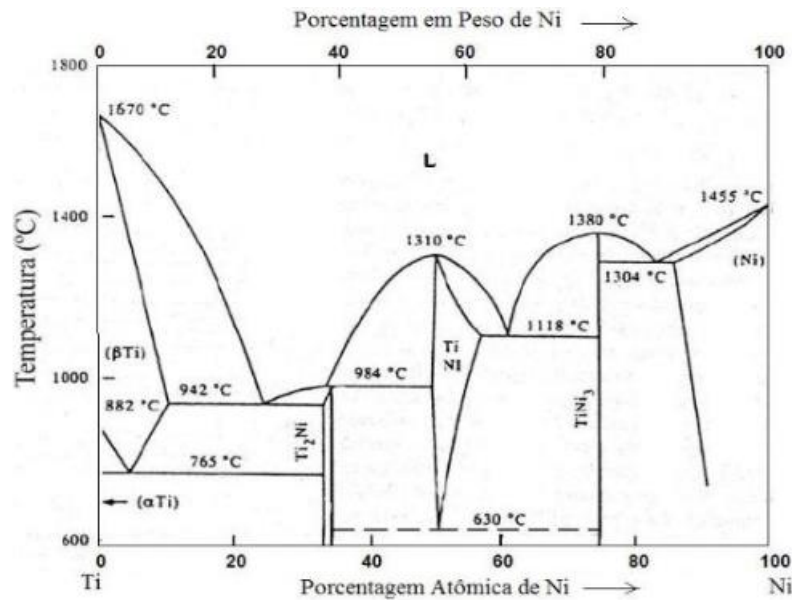


Figura 2.21 – Diagrama da liga NiTi. Fonte: NAGARAJAN (1994).

Quando uma liga NiTi na fase martensítica é aquecida, tem início da mudança para a fase austenítica. O início deste fenômeno pode ser observado na temperatura indicada por  $A_s$  e finalizado na temperatura indicada por  $A_f$  (Figura 2.22). Quando a fase austenítica é resfriada ocorre o processo inverso, retomando a fase martensítica, indicado pelas temperaturas  $M_s$  e  $M_f$  respectivamente (NEMAT-NASSER, 2004). A diferença entre as temperaturas de aquecimento e resfriamento pode ser entendida como a histerese do material. Na prática a temperatura de histerese é geralmente definida como a diferença entre as temperaturas na qual 50% do material se encontra na fase austenítica durante o aquecimento e

50% durante o resfriamento na fase martensítica. A composição química e as variantes metalúrgicas tem um efeito significativo nessas temperaturas de transformação.

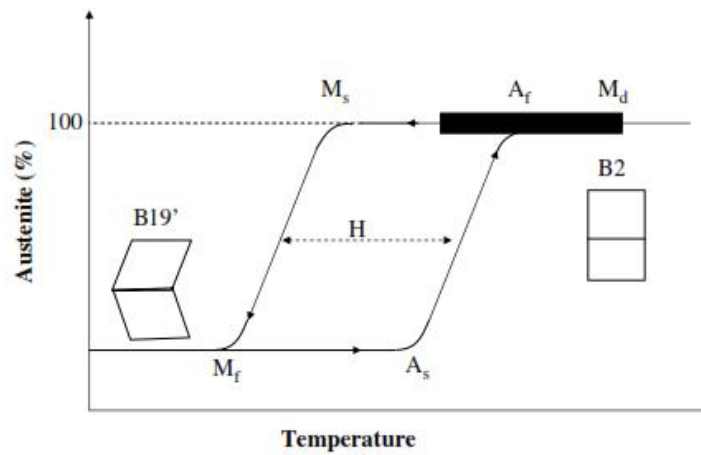


Figura 2.22 – Temperaturas de mudança de fase numa liga NiTi. Fonte: NEMAT-NASSER (2004).

Quando uma liga NiTi é submetida a um carregamento numa temperatura próxima a  $A_f$ , ativa o mecanismo da superelasticidade ou pseudoelasticidade (Figura 2.23), reforçando a peculiaridade desses sistemas de retomar a geometria inicial num processo de descarregamento. O resultado desse fenômeno implica na formação de martensita induzida por tensão numa temperatura acima de  $M_s$  ocorrendo uma deformação macroscópica. No processo inverso ocorre a transformação da fase martensítica para a fase austenítica e o espécime retorna ao seu estado inicial.

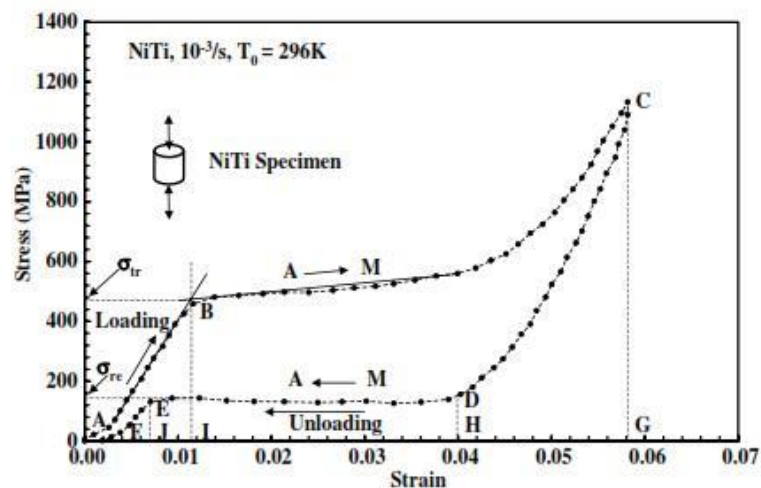


Figura 2.23– Efeito superelástico da liga NiTi, após 42% de trabalho a frio seguido de 30 minutos de recozimento à 823K. Fonte: NEMAT-NASSER (2004).

No que se refere a questões de dissipação de energia, quando um liga NiTi é submetida a um ciclo típico de carregamento e descarregamento de natureza compressiva num regime superelástico ela é capaz de liberar uma certa quantidade de energia na ausência de carga permanente. A área representada pelos segmentos ‘ABCG’ corresponde à energia específica total (por unidade de volume) total imprimida no sistema durante o carregamento. A área compreendida pelos segmentos ‘FEDCG’ corresponde à energia liberada durante o descarregamento. A equação 2.1 mostra o balanço de energia envolvida no sistema que pode ser dada pela integral cíclica da tensão em relação à deformação.

$$Energia\ Dissipada = \oint(ABCG) - \oint(FEDCG) = \oint \sigma dB \quad (2.1)$$

A energia dissipada é devido à transformação de fase, de austenita para martensita (absorção de energia) durante o carregamento e a transformação reversa durante o descarregamento, resultando na liberação de energia. A capacidade que as ligas com efeito memória de forma possuem de dissipar e absorver energia durante a transformação de fase num ciclo apropriado, justifica a aplicação desse materiais como alternativa em sistemas vibracionais. Contudo, a curva de deformação verdadeira (compressão), na temperatura ambiente, pode ser observada na Figura 2.24 e observa-se que a taxa de deformação pouco interfere no módulo elástico daliga.

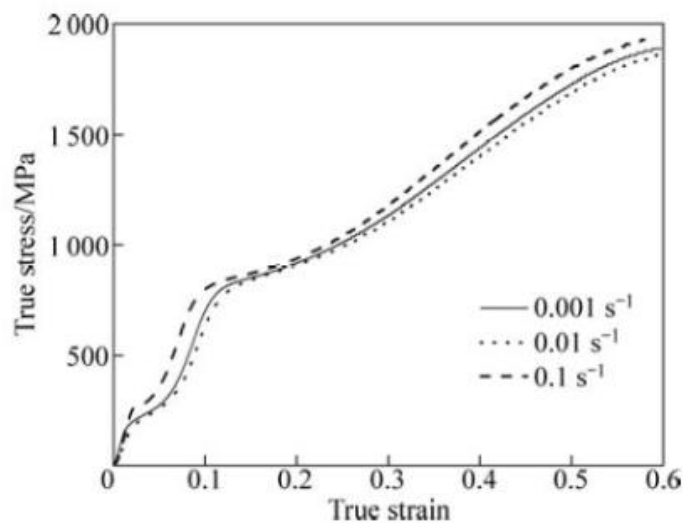


Figura 2.24 – Curva de deformação verdadeira. Fonte: Jiang Shu-yong (2011).

## 2.3 - AMORTECIMENTO

LAZAN (1959) define o amortecimento como a capacidade de retirar energia de um sistema vibrante que pode ser dissipada do sistema através de mecanismo de radiação ou absorvida internamente. Para um sistema vibrante livre a perda de energia, devido ao amortecimento, provoca o decaimento da vibração. Existem vários mecanismos de dissipação e conversão de energia que podem ser externos ou internos. O amortecimento interno ou material está relacionado com o atrito entre a interface das microestruturas que compõem o meio. O amortecimento material é resultante de uma complexa relação intramolecular que depende do tipo de material.

CARVALHO (2002) define o fator de amortecimento ( $\zeta$ ) como a energia dissipada em relação a frequência natural de vibração ( $\omega_0$ ) que tende a fazer o sistema voltar ao equilíbrio. Esse fator é definido como a porcentagem do amortecimento crítico,  $c_r$ . O amortecimento estrutural para um grau de liberdade (uma massa) pode ser dividida em três tipos: crítico, subcrítico e supercrítico. No amortecimento crítico ocorre a perda brusca de energia com o decaimento da amplitude ( $\zeta=1$ ). Quando o fator de amortecimento possui valor menor do que um ( $\zeta < 1$ ), se caracteriza como amortecimento subcrítico onde a estrutura oscila e o decaimento da amplitude tende a zero, assíntota ao eixo do tempo, tendendo a zero no caso de vibrações livres. Quando  $\zeta > 1$ , tem-se o amortecimento de natureza supercrítica, na qual a estrutura não oscila, com taxa de perda de energia menor do que o sistema sistema crítico. (Figura 2.25).

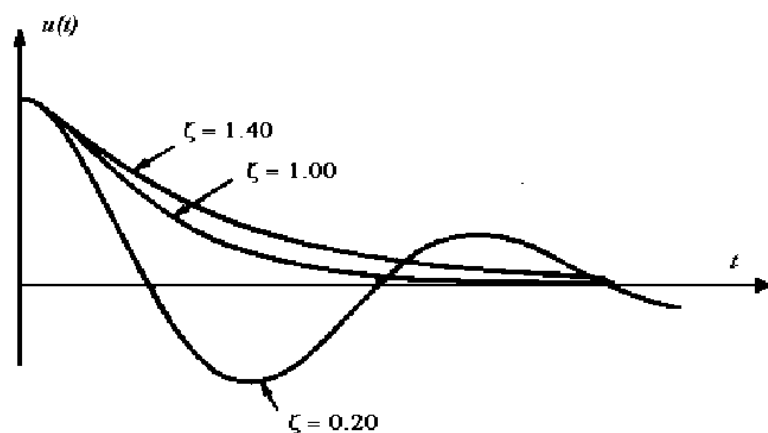


Figura 2.25 – Resposta do amortecimento de vibração livre para um grau de liberdade. Fonte: RAO. Mechanical Vibration. New York : Mc Graw-Hill, 1995. [Modificada]

O ensaio para determinação da capacidade de amortecimento pelo Método de Excitação por Impulso relaciona o mecanismo de dissipação de energia do tipo interno, com interferência da microestrutura do material que converte a energia fornecida pelo impacto em amortecimento com dissipação em energia térmica e energia sonora.

### **2.3.1 - Capacidade de Amortecimento em Ligas com Efeito Memória de Forma**

As ligas a base de cobre, inclusive a Cu-14Al-4Ni, apresentam significativo nível de amortecimento a fricção interna devido as características de transição inerentes da martensita. Essas ligas recebem atenção devido as propriedades pseudoelásticas e capacidade de amortecimento, propriedades associadas às transformações martensíticas (OTSUKA, 2008).

SEPÚLVEDA (2007) torna relevante os danos observados em estruturas de aço, depois do terremoto em *Northridge* (EUA em 1994) e *Kobe* (EUA em 1995), que motivaram o desenvolvimento de vários projetos de pesquisa para investigar e propor soluções para os problemas detectados. Um dos maiores esforços de pesquisa foi realizado pela *Structural Engineers Association of California* (SEAOC), *Applied Technology Council* (ATC) e o *Consortium of Universities for Research in Earthquake Engineering* (CUREE). Conhecido como o Projeto Aço SAC (1994-2000), onde milhões de dólares foram injetados no programa com o objetivo de investigar os danos aos edifícios nas estruturas de aço soldadas e o desenvolvimento de técnicas de reparo propondo um novo design para minimizar os danos a esses tipos de estruturas em futuros abalos sísmicos.

BRUNEAU *et al* (2005), apresentou técnicas para estruturas de aço elaborando sistemas e estratégias de adaptação a fim de melhorar a capacidade de dissipação energia das estruturas. Uma forma de limitar os danos no principal membro estrutural é o uso de dispositivos inovadores que adicionam amortecimento a estrutura e concentram as deformações elásticas em regiões especialmente detalhadas para sustentá-las. Estes dispositivos podem ser ativos (ajustar a sua ação de acordo com a resposta da estrutura) ou passivos (mesma ação, independentemente da resposta da estrutura). Este último pode ser dividido, de acordo com o mecanismo de amortecimento, em viscoso, viscoelástico, histerético e superelástico ou amortecedores utilizando ligas de memória forma.

SEPÚLVEDA (2007), afirma que as SMAs estão inseridas numa classe extraordinária de metais que exibem propriedades únicas, tais como: grande recuperação da deformação após aquecimento (efeito memória de forma) ou descarga (superelasticidade), alta resistência

substancial à fadiga e um nível elevado de amortecimento. Entre estas propriedades, o efeito superelástico torna essas ligas adequadas para técnicas de controle de vibração passiva. Isso se deve ao fato das suas características peculiares às transformações entre suas duas fases estáveis: martensita e austenita. O material no estado de austenítico (fase de "temperatura elevada") se transforma no estado martensítico (fase de "baixa temperatura") quando ele é carregado acima em certo nível de estresse (Figura 2.26).

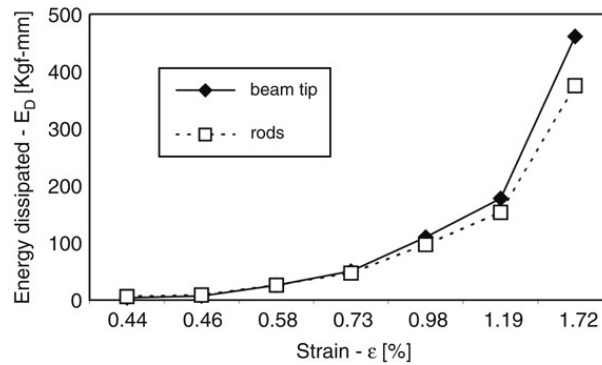


Figura 2.26– Curva Energia Dissipada *versus* Deformação de um material SMA. Fonte:

O comportamento cíclico depende do tipo de liga, onde a transformação termomecânica (é influenciada pelo tamanho dos grãos), para a razão entre a temperatura de operação para as temperaturas de transformação de fase, pelo tamanho da amostra, bem como pelo carregamento histórico e taxa de carregamento.

Com respeito às ligas a base de cobre a maior parte da literatura aborda aspectos relacionados ao comportamento mecânico de ligas terciárias, tais como: CuZnAl, CuAlNi e CuAlBe. Estudos sobre as propriedades mecânicas e capacidade de ligas à base de cobre dissipação de energia foram conduzido por WITTING e COZZARELLI e GILLETET *al.*

Mais recentemente, CASCIATI FARAVELLI e TORRA *et al* estudaram a aplicação de uma liga CuAlBe em dispositivos de controle passivo. A liga CuAlBe é a única liga à base de cobre mostrando comportamento superelástico à temperatura ambiente sob tensão.

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

SCHMIDT (2003) relata que, quando o material se encontra no estado austenítico e é carregado ciclicamente até um valor crítico, ocorre a transformação martensítica,

acompanhado por um ciclo de histerese considerável. A área do *lop* de histerese representa a quantidade de dissipação de energia. A transformação martensítica é exotérmica, enquanto que a transformação inversa, austenítica, é endotérmica. Nos últimos anos o interesse na utilização de SMA para amortecimento de vibrações tem crescido significativamente. Ao utilizar ligas de memória de forma, deve-se considerar que capacidade de amortecimento dependente da amplitude de vibração. Além disso, em aplicações de engenharia, muitas vezes levam para condições de vibrações não isotérmicas.

VAN HUMBEECK (1996), conclui que altas taxas de deformação durante a transformação de fase tem influência significativa sobre o comportamento de amortecimento. As condições térmicas, da taxa de carregamento e o comportamento de amortecimento das SMAs são significativamente afetados pela microestrutura do material.

LIU (2006) demonstra os resultados de amortecimento de amostras com diferentes tratamentos térmicos. As curvas mostram o comportamento do módulo de elasticidade ( $E$ ) em função da temperatura ( $T$ ), e do amortecimento ( $\tan(\delta)$ ) em função da temperatura. A Figura 2.27 destaca a variação do módulo de amortecimento da liga em três diferentes faixas: 50°C a 80°C, 20°C a 40°C e 15°C a 25°C. Essa variação acentuada é devida à alteração da composição interna (formação de fases intermetálicas), que pode influenciar diretamente na curva de ruptura. A curva é dividida em por três zonas: zona baixa temperatura, zona de ruptura e uma zona de alta temperatura. Como em altas temperaturas a capacidade de amortecimento é bastante reduzida focam-se os estudos na zona de baixa temperatura e na zona de ruptura.

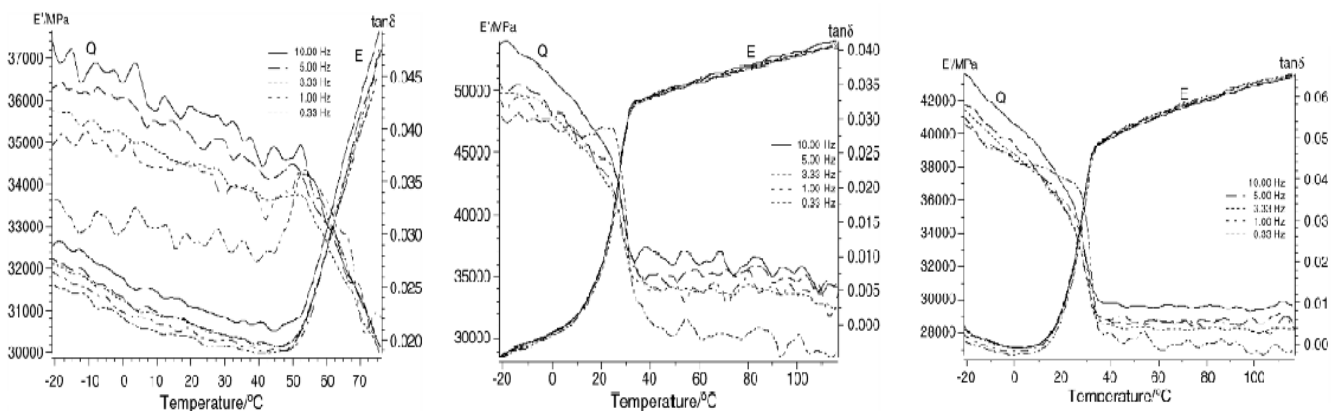


Figura 2.27 – Variação da capacidade de amortecimento em função da velocidade de resfriamento. Fonte: LIU (2006).



LIU (2006) demonstra a característica de amortecimento da liga através de resfriamento lento, anteriormente aquecida a 600<sup>0</sup>C. O valor do amortecimento da liga eleva-se com o aumento da frequência de vibração (abaixo de 10Hz). A liga revela um elevado amortecimento ( $\text{tg}(\delta)$  acima de 4,5%) na zona de baixa temperatura. Na zona de ruptura, nota-se que todas as três curvas de baixa frequência (0,33, 1,00 e 3,33 Hz, respectivamente) têm um pico saliente perto da zona de baixa temperatura. O pico saliente da curva 3,33 Hz é o mais alto, perto da curva 5,55Hz. A localização do pico saliente corresponde à temperatura de transformação inversa  $M \rightarrow R$ , com base nos resultados de DSC. É evidente que o amortecimento elevado da liga é devido à histerese elástica proveniente do movimento da interface  $M / R$ . No entanto transformação reversa  $M \rightarrow R$  é um curso de relaxamento. O estudo conclui que a velocidade de resfriamento não só influencia a composição da liga com memória de forma, mas também determina seu desempenho de amortecimento.

Segundo SCHMIDT (2003), as SMAs possuem características de amortecimento evidentes. Embora o fator do atrito interno seja um pouco menor do que materiais de amortecimento viscoelástico, como a borracha, o módulo de elasticidade e resistência das SMAs são muito superior, e por isso, se torna apreciável sua aplicação em sistemas que exigem amortecimento. No entanto, existem poucos estudos sobre as características de amortecimento das SMAs no momento, especialmente sobre a dependência das características de amortecimento em relação à temperatura, frequência de vibração e o amortecimento durante a transformação de fase.

AMINI (2012) revela que as SMAs a base de cobre possuem boa trabalhabilidade, baixo custo de fabricação e rápida resposta de atuação em um curto espaço de tempo ( $2 \times 10^{-6}$ s). Essas características atraem as ligas a base de cobre em pesquisas científicas com o objetivo de substituir materiais mais caros, como a NiTi.

### **3 - NORMA ASTM E1876**

O ensaio de Excitação por Impulso é baseado nas Normas ASTM E 1875 e ASTM E 1876. O método relacionado com a Norma ASTM E 1876 abrange a determinação das propriedades elásticas do material a temperatura ambiente. Diante de algumas adaptações nos equipamentos é possível, também, realizar testes em temperaturas criogênicas e altas temperaturas com modificações nos cálculos para compensar as dilatações e contrações térmicas. O módulo de elasticidade pode ser determinado através das frequências de ressonância no modo de flexão (Figura 3.1) ou longitudinal de vibração. O módulo de

cisalhamento, ou módulo de rigidez, pode ser obtido através dos modos de vibração torcionais. Os Módulos de Young e de cisalhamento são utilizados para calcular o coeficiente de Poisson.

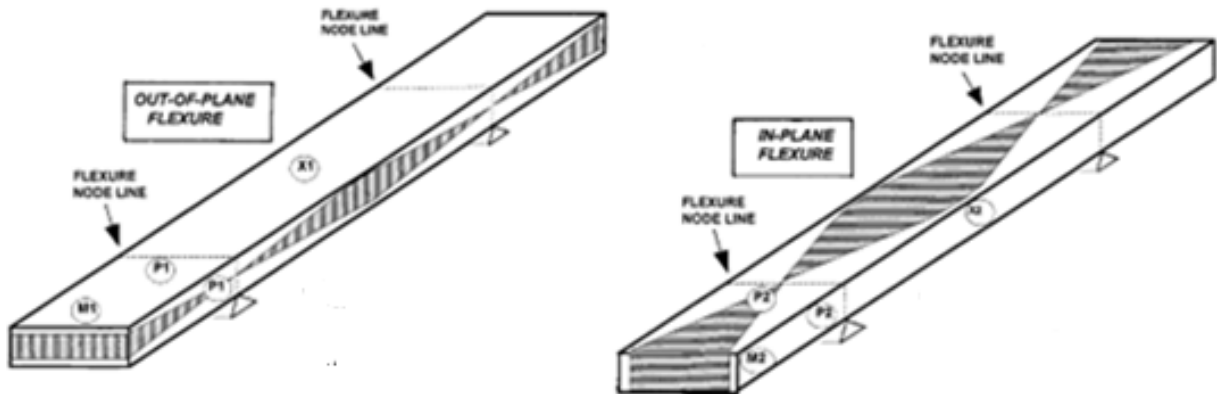


Figura 3.1 – Representação do modo de flexão em barra retangulares. Fonte: ASTM E1876 (2013) [Modificada].

### 3.1 - DESCRIÇÃO DO METÓDO DE EXCITAÇÃO POR IMPULSO (MEI)

O método de teste tem por determinar a frequência fundamental de ressonância do corpo de prova, com geometria adequada, por excitação mecânica utilizando um dispositivo eletromagnético que pode ser acionado manual ou mecanicamente. Um transdutor, em contato com o acelerômetro, detecta a vibração mecânica resultante e a converte em sinais elétricos. Os sinais são analisados e a frequência fundamental de ressonância é isolada e medida pelo analisador que proporciona a leitura numérica que é proporcional ou a frequência ou ao período de vibração da amostra. A frequência fundamental de ressonância, dimensões e massa dos CPs são usadas para calcular o Módulo de Young, módulo de rigidez e coeficiente de Poisson.

### 3.2 - APLICAÇÕES DO MÉTODO

A aplicação do método baseado na Norma ASTM E 1876 segue as considerações a seguir:

O método de ensaio é especialmente adequado para determinação do módulo de elasticidade do material elásticos, homogêneo e isotrópico.

A técnica aborda a determinação do módulo dinâmico de elasticidade a temperatura ambiente ou em função da temperatura de barras delgadas (seção retangular) e hastes (cilíndricas). Placas planas e amostras em formato de discos também podem ser medidas de forma semelhante.

Este método de ensaio dinâmico tem diversas vantagens e diferenças em relação às de técnicas de carga estática e de ressonância que requerem excitação contínua. Configura-se como ensaio não destrutivo e pode usado para espécimes preparados para outros testes.

O teste de excitação por impulso usa uma ferramenta de impacto e um suporte simples para a amostra, não havendo exigência para sistemas de apoio complexas que requerem configuração elaborada ou alinhamento. Esta técnica pode ser usada para medir frequências ressonantes apenas para fins de controle de qualidade e aceitação de espécimes em formatos regulares e complexo.

### **3.3 - INTERFERÊNCIAS DO ENSAIO**

A Norma ASTM E 1876 é direcionada para materiais onde a frequência de ressonância e o módulo elástico e dinâmico são associados a materiais homogêneos, elásticos e isotrópicos. Diante dessas considerações alguns fatores podem interferir significativa e negativamente no ensaio, tais como:

O procedimento envolve a medição de vibrações elástica transientes. Os materiais com elevada capacidade de amortecimento podem oferecer dificuldade na medição com esta técnica se a vibração for amortecida antes que o contador de frequência possa medir o sinal (recomendado de três a cinco ciclos).

Tratamentos superficiais específicos (revestimentos, usinagem etc), alteram as propriedades elásticas do o material próximo da superfície. Contudo, não haverá efeitos acentuados sobre as propriedades medidas por este método de flexão, quando comparada para medições estáticas por testes de tração ou compressão.

Os dados obtidos em corpos de prova com níveis de descontinuidades significativos (trincas, porosidades, vazios) terão maior probabilidade de erros. O método não é satisfatório para os espécimes que tenham grandes descontinuidades, como trincas (internas ou superficiais) ou espaços vazios.

O método de ensaio para a determinação de módulos dinâmicos é limitado a amostras com geometrias regulares (paralelepípedo, cilindros e discos) para os quais as equações analíticas estão disponíveis para relacionar a geometria, a massa, e o módulo para a frequência ressonante de vibração. Este método de ensaio não é apropriado para determinação das propriedades elásticas do material que não pode ser fabricado em tais geometrias não regulares.

As equações analíticas são aplicadas para as geometrias regulares do espécime. Os desvios das tolerâncias dimensionais especificadas dos espécimes vão mudar as frequências ressonantes e introduzirão erro nos cálculos.

Tratamentos de ponta, como chanfros ou raios de arredondamento não são considerado nas equações analíticas. Bordas com chanfros provocam mudanças na frequência de ressonância dos CPs e introduzirão erros nos cálculos do módulo dinâmico. É recomendado que as amostras para este método não tenham chanfros ou bordas arredondadas.

Para as amostras com superfícies rugosas, as variações nas dimensões podem implicar em um efeito significativo nos cálculos. Por exemplo, no cálculo do módulo dinâmico, o valor é inversamente proporcional ao cubo da espessura. Dimensões uniformes são essenciais para obter resultados precisos.

Este método de ensaio supõe que a amostra está a vibrar livremente, sem qualquer restrição ou impedimento significativo. Os suportes devem ser concebidos e localizados adequadamente de acordo com as instruções para que o espécime possa vibrar livremente no modo desejado.

A localização adequada para o ponto de impulso e o transdutor é importante para a vibração pretendida no modo. As localizações do ponto de impulso e devem ser alteradas em múltiplas leituras, pois alterações de posição podem desenvolver e detectar modos de vibrações alternativas. No mesmo modo de frequência, a força usada para impactar deve ser constante em múltiplas leituras.

### 3.4 - MODELO MATEMÁTICO PARA O ENSAIO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA E EM TEMPERATURA AMBIENTE

A obtenção dos módulos dinâmicos pelo método flexural para barras retangulares pode ser obtida através da equação abaixo:

$$E = 0.9465 \left( \frac{mf^2}{b} \right) \left( \frac{L^3}{t^3} \right) T_1 \quad (3.1)$$

Onde  $E$  é o Módulo de Elasticidade (GPa),  $m$  é a massa do corpo de prova (g),  $f$  é a frequência (Hz),  $b$  é a largura (mm),  $L$  é o comprimento em. O fator de correção ( $T_1$ ) para o cálculo de módulo de elasticidade no modo flexural para barras finitas em função do coeficiente de Poisson é dado pela equação:

$$T_1 = 1 + 6.585 (1 + 0.0752 \mu + 0.8109 \mu^2)(t/L)^2 - 0.868 (t/L)^4 \quad (3.2)$$

$$- \left[ \frac{8.340 (1 + 0.2023 \mu + 2.173 \mu^2)(t/L)^4}{1.000 + 6.338 (1 + 0.1408 \mu + 1.536 \mu + 1.536 \mu^2)(t/L)^2} \right]$$

As unidades de massa e de comprimento são expressas em quilogramas e milímetros, respectivamente. Para barras retangulares com a razão de comprimento pela espessura ( $L/t$ )  $\geq$  20,  $T_1$  pode ser calculado como:

$$T_1 = 1.000 + 6.585(t/L)^2 \quad (3.3)$$

### 3.5 - MODELO MATEMÁTICO PARA VALIDAÇÃO DE DADOS PARA ENSAIO EM TEMPERATURA AMBIENTE

Este método abrange a avaliação de amostras circulares para a determinação das propriedades dinâmicas elásticas dos materiais elásticos à temperatura ambiente permitindo utilização de amostras com seções retangulares. Com o CP em forma de disco, o coeficiente de Poisson é determinado usando as frequências de ressonância dos dois primeiros modos de vibração natural. O módulo cisalhamento dinâmico e o módulo dinâmico de Young são, então, calculados utilizando o coeficiente de Poisson, obtido através das frequências ressonantes fundamentais, das dimensões e da massa do CP.

O primeiro módulo de vibração de flexão ocorre quando os deslocamentos no plano transversal são normais em relação ao plano e simétrico em torno de dois diâmetros que se interceptam ortogonalmente. No primeiro modo de vibração, os nós estão localizados ao longo de dois eixos ortogonais a  $45^\circ$  a partir do ponto de excitação. Contudo os anti-nós estão localizados ao longo de dois eixos ortogonais interceptando o ponto de excitação da vibração. Figura 3.2.

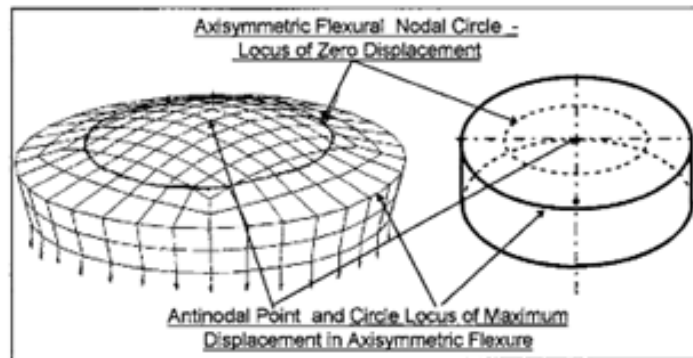


Figura 3.2 – Representação do modo de flexão provetes circulares. Fonte: ASTM E1876 (2012 ).

O segundo modo de vibração natural ocorre quando os deslocamentos no plano transversal (o plano que é paralelo ao plano do disco) são normais ao plano e deslocam-se uniformemente e radialmente a partir do centro ao longo de todo o arco de  $360^\circ$ . Esta é a vibração de flexão de simetria axial. Para o segundo modo de vibração natural de um disco, os nós estão localizados dentro de um círculo concêntrico com o centro do disco com um raio de 0,681 fracionada do raio do disco. Os anti-nós estão localizados no centro e em torno da circunferência da amostra, conforme Figura 3.3

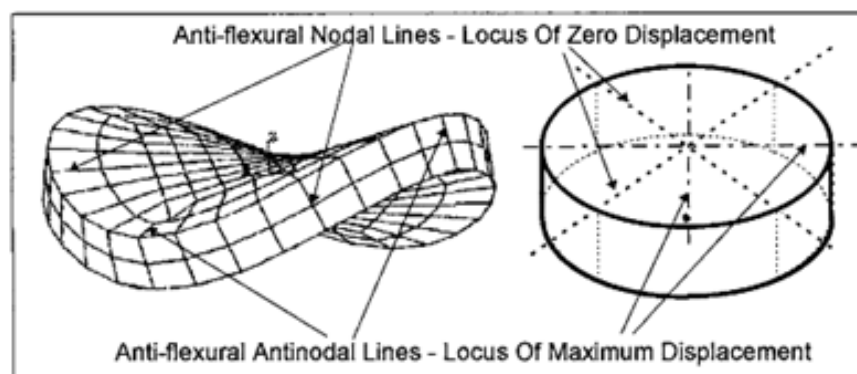


Figura 3.3 – Representação dos nós em provetes circulares. Fonte: ASTM E1876 (2013).

Para efetuar os cálculos utiliza-se a equação fundamental que define a relação entre a frequência natural de ressonância, as propriedades do material e as dimensões dos espécimes.

Contudo, neste trabalho, será abordado somente o Método de Excitação por Impulso a temperatura ambiente em barras de seções retangulares.

## 4 - METODOLOGIAS DE OBTENÇÃO, ENSAIOS E , CARACTERIZAÇÃO.

Os ensaios experimentais para determinação da capacidade de amortecimento a temperatura ambiente foram realizados através do método de Excitação por Impulso (MEI) utilizando corpos de prova com dimensões seguindo os critérios da ASTM E1876. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Ensaio Mecânicos (SG9 – UnB). O material foi obtido por fundição em um forno de indução eletromagnética com atmosfera inerte em argônio, vertido em molde de grafite de alta densidade onde foram obtidos 12 lingotes (16 x 16 x 220 mm). A fundição dos corpos de prova, os tratamentos térmicos e termomecânicos foram realizados no Laboratório de Fundição, no Departamento de Materiais da Universidade Federal de São Carlos – UFSCar. Posteriormente os CPs foram usinados, lixados e polidos para a execução do ensaio.

### 4.1 - FUNDIÇÃO DA LIGA CU-14AL-4NI

Os materiais que compõem a liga (cobre, alumínio e níquel) foram selecionados com alto nível de pureza, sendo: cobre eletrolítico, o alumínio e o níquel. Tais elementos foram pesados com precisão e submetidos a um processo de decapagem química em solução de NaOH (soda cáustica), durante dez minutos, lavados posteriormente em água corrente e secados. A quantidade, em massa da liga, foi distribuída com base na liga Cu-14Al-4Ni, conforme Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composição química dos elementos que compõem a liga.

Componente	Massa (kg)	Porcentagem (%)
Cobre	7,380	82,0
Alumínio	1,260	14,0
Níquel	0,360	4,0
Total	9,00	100,00

Nove quilos do material foram fundidos num forno de indução eletromagnética de alta frequência INDUCTERM a uma temperatura de 1300°C por duas horas, em atmosfera inerte em argônio. A tensão e a frequência foram de 24kV e 1000Hz respectivamente. O material fundido foi vazado a uma temperatura de 1120°C em um molde de grafite de alta densidade e resfriados em água. Na fundição foram obtidos doze corpos de prova de secção transversal quadrada 16 x 16 e 220 milímetros de comprimento. Após o resfriamento do material, um



lingote com estrutura bruta de fusão foi retirado para posterior exame de metalografia. Neste processo de fundição, uma perda significativa de massa foi verificada (aproximadamente 30% da massa total) devido ao formato do cadinho e perda por escoamento do metal líquido.

#### **4.2 - TRATAMENTOS TÉRMICOS E TERMOMECÂNICOS**

Onze dos corpos de prova (retirou-se um bruto de fusão para caracterizações microestruturais) foram submetidos a um tratamento térmico de homogeneização durante um período de 24 horas e resfriados em água a temperatura ambiente. Esse tratamento consistiu em aquecer as amostras a uma temperatura de 950°C em um forno tipo mufla e resfriá-las em água. O procedimento foi realizado no laboratório de laminação do DMMa da UFSCar.

Posteriormente foi realizado processo de laminação a quente em dez CP's (retirou-se um homogeneizado para caracterizações microestruturais), afim de reduzir o tamanho dos grãos e comparar as propriedades mecânicas. Os lingotes foram deformados a quente com passes progressivos de 0,032 milímetros e deformação total de 1% em uma única face do lingote e no mesmo sentido de laminação. Os CPs laminados, após a caracterização mecânica, foram submetidas ao tratamento térmico de betatização que consiste no aquecimento até 950°C, durante trinta minutos, e resfriamento brusco em água a temperatura ambiente. O processo de laminação á quente foi realizado com o intuito de simular um processamento industrial reduzindo as possíveis porosidades provenientes do processo de fundição e lingotamento produzindo uma microestrutura mais refinada.

#### **4.3 - CORPOS DE PROVA**

Os CPs utilizados para o ensaio a temperatura ambiente foi do tipo barra retangular . Foram projetados de acordo com as recomendações da norma ASTM E1876. Os lingotes foram usinados em uma fresadora com pastilhas de carbetto (baixa rotação e com fluido de arrefecimento) e confeccionados com as medidas conforme a Tabela 4.2. Posteriormente foram lixados com lixas de granulometria 120, 150, 320, 400 e 600 consecutivamente. Após o processo de lixamento, os espécimes foram polidos com pasta de diamante de seis e um micra com rotação de 300rpm, com o objetivo de minimizar as imperfeições superficiais e interferências no ensaio a fim de aumentar a precisão do ensaio, conforme recomendado pela ASTM E1876.

Tabela 4.2 – Dimensões dos CPs em temperatura ambiente, em milímetros.

CORPOS DE PROVA	ALTURA (mm)	LARGURA (mm)	COMPRIMENTO (mm)	ERRO (%)	MASSA (g)
CP1	13,62	13,10	60,90	0,02	75,001
CP2	12,30	13,10	60,10	0,02	67,704
CP3	13,75	12,57	60,70	0,02	72,466
CP4	13,78	13,37	60,4	0,02	79,0708
CP5	13,18	12,62	59,65	0,02	69,3763
CP6	13,40	12,87	61,30	0,02	71,4342
CP7	13,27	12,52	60,50	0,02	70,3690

#### 4.4 - CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Ensaio microestruturais foram realizados para caracterizar o material revelando e quantificando as microestruturas da liga Cu-14Al-4Ni.

##### 4.4.1 - Inspeção com ultrassom

A inspeção de ultrassom foi realizada no Laboratório de Ensaio Ultrassônicos (LEUS) do IFBA *campus* Salvador. O método utilizado foi de grande importância para a detecção de descontinuidades internas como porosidades, vazios ou até mesmo trincas superficiais provenientes do processo de fundição e laminação. Estas descontinuidades podem interferir significativamente nas propriedades mecânicas do material durante o ensaio para determinação do amortecimento. A liga apresentou alto nível de atenuação acústica se comparado com outro material, tomado como base (Aço SAE 1020).

##### 4.4.2 - Metalografia/Microscopia Ótica

Para realização do ensaio metalográfico as amostras foram cortadas, lixadas e polidas. O processo de lixamento foi gradativo, utilizando lixas de granulometria 300 até 1200. O polimento foi feito inicialmente com alumina e finalizado com pasta de diamante de seis e um micra. Em seguida as amostras foram atacadas com o perclorato férrico a 10% e visualizadas no microscópio ótico Olympus BX 51.

##### 4.4.3 - Microscopia Eletrônica de Varredura/EDS

A Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foi realizada no Laboratório de Caracterização Microestrutural do IFBA *campus* Salvador. Foram analisadas as amostras bruta de fusão, homogeneizadas, laminadas a quente e betatizadas com ataque de persulfato

de amônia a 10%. A tecnologia EDS, acoplada ao MEV, permitiu quantificar a composição química da amostra que foi compatível com a obtida na Fluorescência de Raio – X.

#### **4.4.4 - Fluorescência de Raio – X**

A técnica de Fluorescência de Raio-X possibilita conhecer a composição química da amostra. Um CP com dimensões de 8 x 8 x 40 milímetro foi analisado e revelou a composição química compatível com a liga Cu-14Al-4Ni.

#### **4.4.5 - Análise Térmica**

Esse ensaio possibilita a discriminação das temperaturas de início e fim de transformação de fase, bem como os picos endotérmicos e exotérmicos das transformações de fase. Amostras com 18,4mg e 10mg, em massa, foram examinadas numa taxa de 1°/mim revelando o ciclo de aquecimento e resfriamento, bem como as temperaturas de início e fim de transformação de fase das amostras laminadas e betatizadas, respectivamente.

#### **4.4.6 - Difractometria de Raio – X**

A técnica de Difractometria de Raio-X possibilita a identificação das fases presentes e os respectivos planos, através dos picos revelados no difratograma. As amostras foram submetidas a uma tensão de 40kV e com varredura contínua de 30° até 150°. Foram caracterizadas as amostras brutas de fusão, homogeneizadas, laminadas e betatizada. A identificação dos planos foi obtida através do banco de dados do próprio equipamento.

### **4.5 - CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA**

O ensaio pôde revelar algumas propriedades intrínsecas do material, tais como: o Módulo de Elasticidade ( $E$ ), a frequência fundamental no modo flexural de vibração, o coeficiente de Poisson ( $\mu$ ), bem como a densidade do material ( $\rho$ ). O módulo de Rigidez ( $G$ ) foi obtido matematicamente através dos valores do  $E$ . Propriedades vinculadas ao amortecimento também foram reveladas. A amplitude máxima de vibração e frequência natural foram automaticamente obtidos pelo *software* do equipamento Sonelastic. O ensaio foi realizado num tempo de 2,731 segundos e com a sensibilidade de amortecimento do equipamento regulada no modo moderado.

#### 4.5.1 Máquina de Ensaio

A máquina utilizada para a realização dos ensaios mecânicos foi a Sonelastic com suporte SP-B e o Pulsador IED (Figura 4.6).

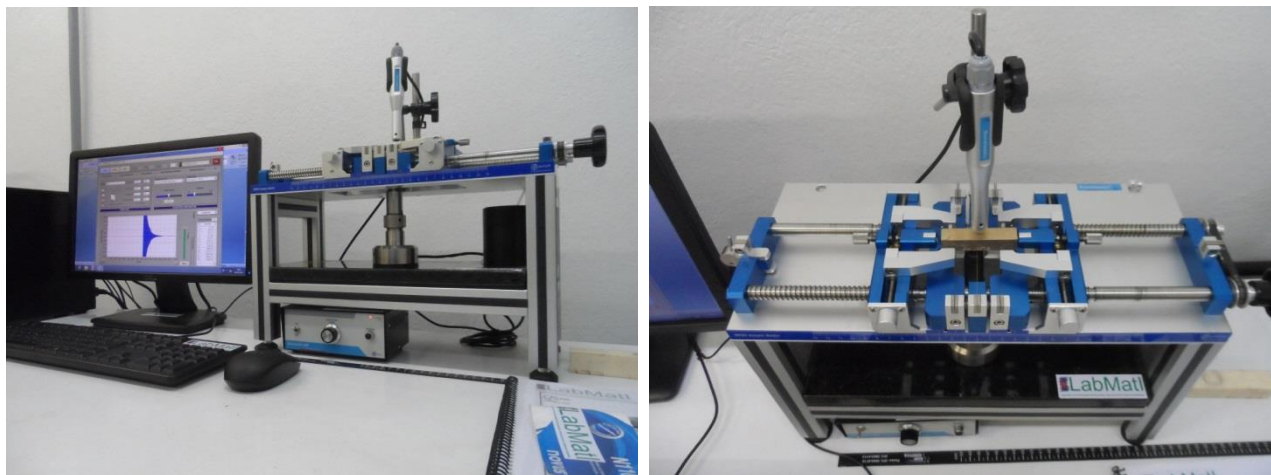


Figura 4.1 – Equipamento Sonelastic utilizado para caracterização mecânica da liga.

A máquina possui características, opções de programação e dispositivos adequados para a realização da caracterização, que podem ser encontradas no manual do fabricante, baseado na Norma ASTM E1786. O equipamento é dotado de um excitador eletromagnético com tensão e distância de impacto regulável, um captador acústico e uma mesa-suporte utilizada para suportar e facilitar a vibração livre das amostras. O ensaio de Excitação por Impulso revela, através da conversão de sinais acústicos em sinais elétricos, os Módulos Dinâmicos dos materiais em relação à Frequência Natural de Vibração no modo de flexão. Outras características podem ser obtidas através do ensaio, tais como: velocidade de propagação do som no material, módulo de Poisson e a densidade do material.

#### 4.5.2 Número de Ensaios

Sete CP's foram ensaiados na configuração manual (calibração do ensaio) e posteriormente no modo automático em quinze ciclos de excitações num intervalo de vinte segundos no modo de vibração por flexão. A voltagem do excitador eletromagnético foi de 7,0 Volts para todos os ensaios e com a mesma distância de impacto durante todo o ensaio.

Os mesmos sete CPs foram tratados termicamente a fim de comparar o amortecimento com material homogeneizado por 24 horas, seguido de laminação a quente a 950°C e resfriados em água a temperatura ambiente, analisado anteriormente. Os CPs foram aquecidos

a 950°C por uma hora e resfriados em água a temperatura ambiente configurando o tratamento térmico de betatização.

No total foram ensaiados sete CPs em duas situações diferentes: na condição laminada e na condição betatizada. Os CPs laminados, após o ensaio não-destrutivo que determina a capacidade de amortecimento do material, foram betatizados a 950°C e novamente ensaiados.

## 5 - RESULTADOS E ANÁLISE

A liga Cu-14Al-4Ni (% em peso) foi obtida pelo processo de fundição em um forno de indução eletromagnética com atmosfera inerte em Argônio. O material foi vazado em um molde de grafite de alta densidade e resfriado posteriormente em água com o objetivo de minimizar o crescimento dos grãos.

### 5.1 - RESULTADOS DA CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA

A liga foi caracterizada microestruturalmente, em relação ao material bruto de fusão, homogeneizado, laminado a quente e betatizado, e mecanicamente, a fim de determinar a capacidade de amortecimento do material, nas condições laminada e betatizada.

#### 5.1.1 Microscopia Ótica e Eletrônica de Varredura e Difractometria de Raio-X

O resultado da microscopia ótica auxilia diretamente o resultado do Difractômetro de Raio-X relacionando a estrutura cristalina com as fases do material nas diferentes condições microestruturais que o material se encontra.

A fase  $\beta$ , na maioria dos sistemas, não é estável em temperaturas de ocorrência de transformações matensíticas. Para que se obtenha a metaestabilidade desta fase basta aquecer o material na zona de estabilidade da austenita e resfria-lo bruscamente, análogo a tempera nos aços.

No sistema Cu-Al, a fase  $\beta$  ordena-se assumindo uma forma  $DO_3$  somente na gama de temperaturas em que esta é metaestável (FERNANDES, 2003). Durante o resfriamento, esta fase decompõe-se no ponto eutetóide  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$  a  $565^\circ\text{C}$ . Elevadas taxas de resfriamento pode prevenir a decomposição eutetóide e permitir a transformação martensítica (LOJEN *et al.* 2005).

Com base no diagrama de fases do sistema CuAlNi, a liga, na composição Cu-14Al-4Ni (% em peso), quando aquecida em temperaturas acima de  $700^\circ\text{C}$  apresenta a fase  $\beta$  estável com estrutura cristalina CCC (Cúbica de Corpo Centrado) desordenada do tipo A2. O material nestas condições, quando resfriado bruscamente, apresenta martensita do tipo  $\gamma'_2$  com estrutura Ortorrômbica com sequência de empilhamento 2H e com ordenamento  $DO_3$ . A Figura 5.1 mostra o Diagrama de Fases do Sistema Binário CuAl a  $950^\circ\text{C}$ , ratificando a fase  $\beta$  estável nesta temperatura.

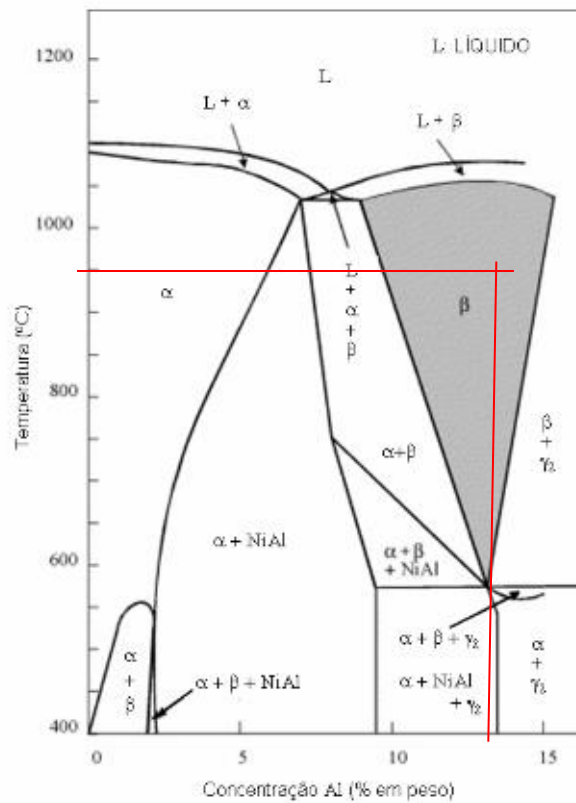


Figura 5.1 - Diagrama de Fases do Sistema Binário CuAl a 950°C. Fonte: Lojen (2005) [modificada].

As Figuras 5.2, 5.3 e 5.4 (a, b e c) apresentam a relação entre a estrutura cristalina do material bruto de fusão obtido na Microscopia Ótica e Eletrônica e o difratograma do material. A estrutura possui aspecto bifásico, onde as estruturas dendríticas, fase  $\alpha$  (parte escura, rugosa), típicas de um material bruto de fusão contidas na matriz  $\beta$  – CCC (parte clara). A amostra foi atacada com Persulfato de Amônia a 10% na microscopia ótica e com Perclorato Férrico a 10% na MEV.

O DRX (Figura 5.2c) foi realizado numa faixa angular de  $30^\circ$  a  $150^\circ$  mostrando somente os picos significativos em relação a escala do gráfico. A identificação das fases foi feita pelo banco de dados (atualizado em 2003) do equipamento.

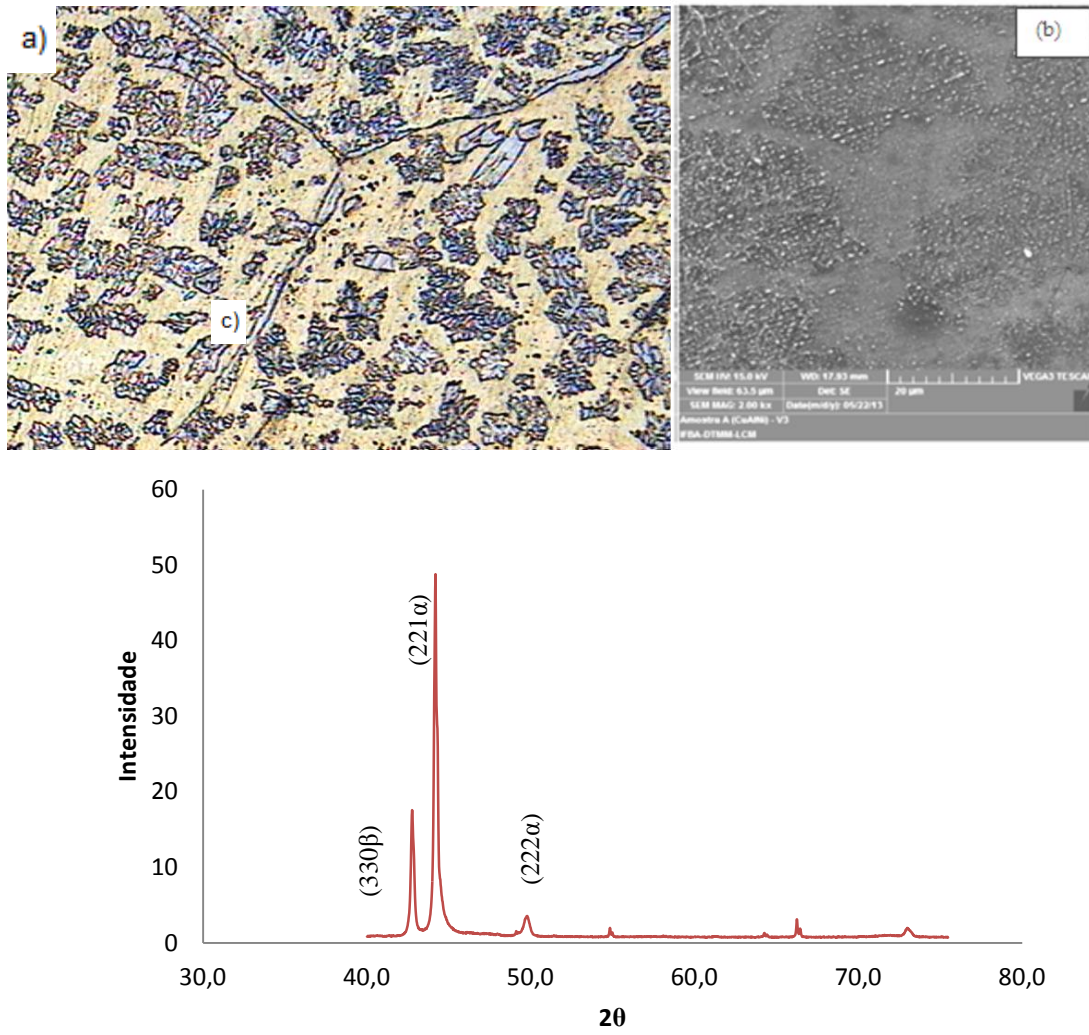


Figura 5.2 - Microscopia Ótica da estrutura bruta de fusão(a). MEV da estrutura bruta de fusão com aproximação de 2,0kx (b). DRX da amostra bruta de fusão com as fases identificadas pelo banco de dados do equipamento (c).





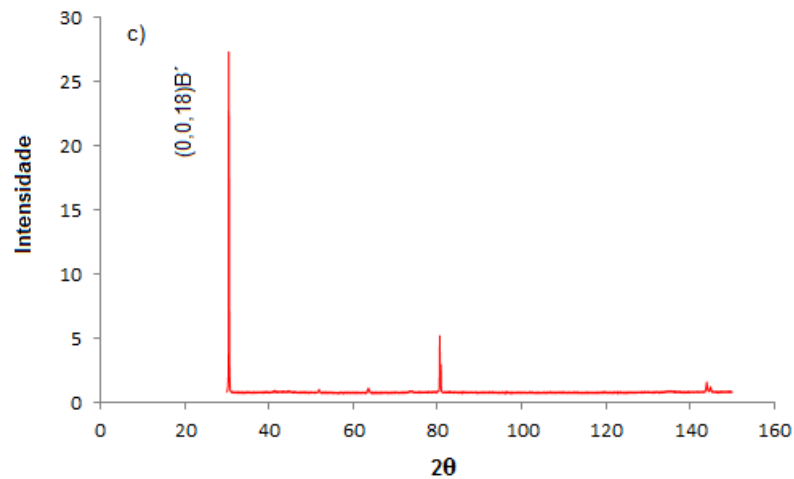
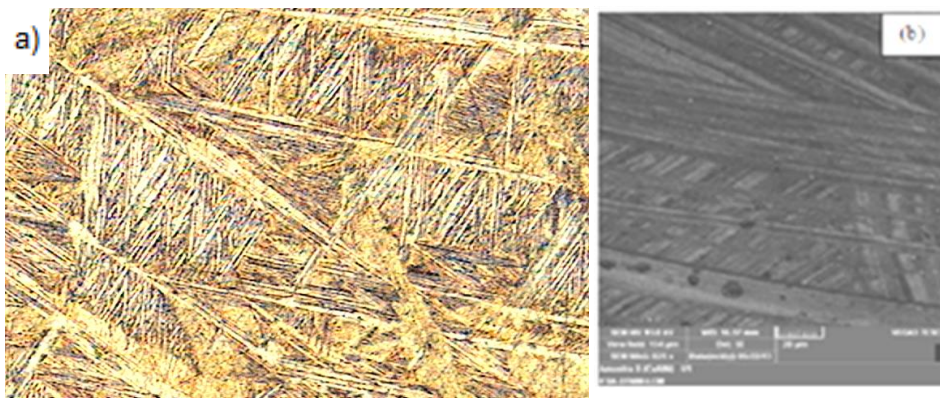


Figura 5.4 - MO da amostra laminada a quente ( $950^{\circ}\text{C}$ ) seguida de resfriamento em água a temperatura ambiente (a). MEV da amostra laminada a quente a  $950^{\circ}\text{C}$  com aproximação de 825x (b). DRX da amostra laminada com os picos das fases obtidos pelo banco de dados do equipamento (c).

A figura 5.5 (a e b) mostra a estrutura do material betatizado a  $950^{\circ}\text{C}$  e resfriado em água a temperatura ambiente. É possível a visualização de uma estrutura martensítica mais acentuada e mais acicular do que a laminada a quente.

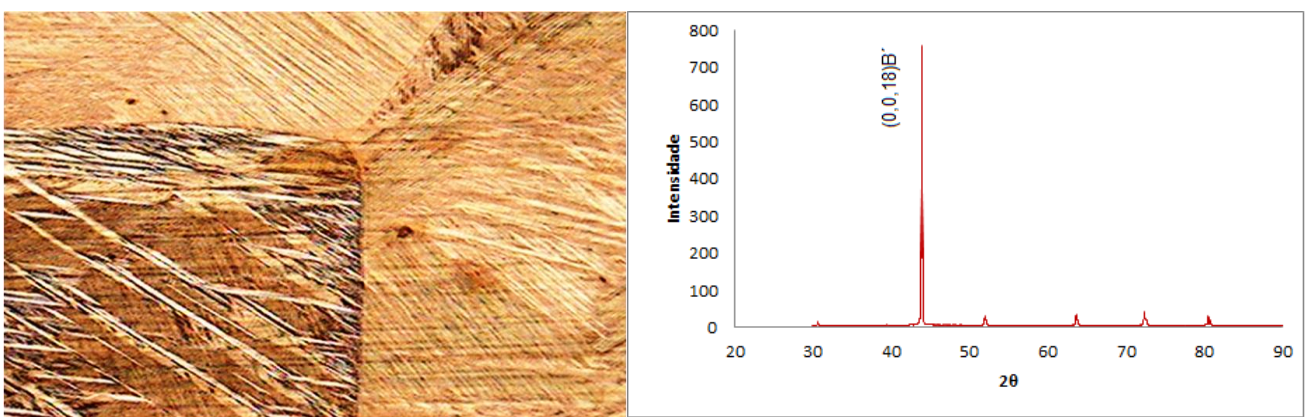


Figura 5.5 - MO da amostra betatizada a  $950^{\circ}\text{C}$  seguido de resfriamento em água a temperatura ambiente (a). DRX da amostra betatizada com o pico indentificadas pelo banco de dados do equipamento (b).

### 5.1.2 Fluorescencia de Raio-X/EDS

A caracterização pelas técnicas de EDS e Fluorescencia de Raio-X permite revelar a composição química nominal do material. As Figuras 5.5 e 5.6, bem como a Tabela 5.1 mostram a composição química do material revelada pelo EDS acoplado ao MEV e a composição química revelada pela Fluorescencia de Raio-X, respectivamente.

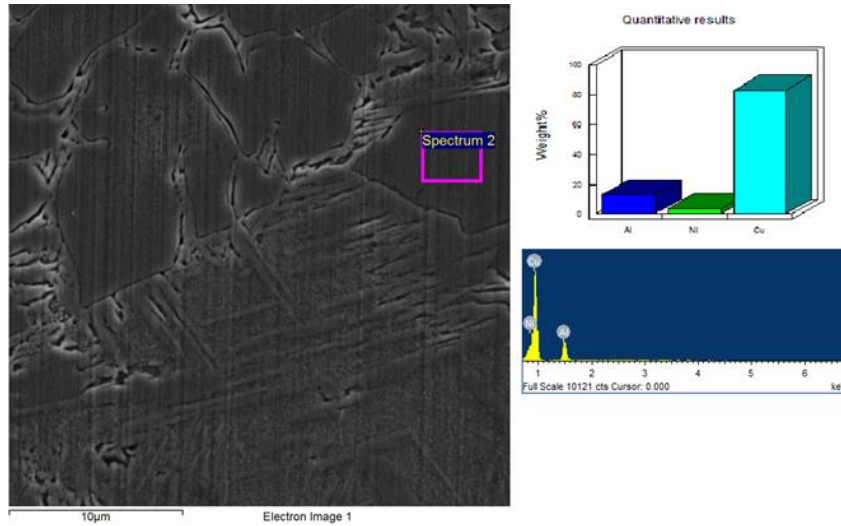


Figura 5.6 – Microscopia Eletrônica de Varedura da estrutura bruta de fusão e a representação gráfica da composição química.

Processing option : All elements analysed (Normalised)

Spectrum	In stats.	Al	Ni	Cu	Total
Spectrum 1	Yes	13.94	4.06	82.00	100.00
Mean		13.94	4.06	82.00	100.00
Std. deviation		0.00	0.00	0.00	
Max.		13.94	4.06	82.00	
Min.		13.94	4.06	82.00	

All results in weight%



Figura 5.7 – Composição química da liga Cu-14Al-4Ni revelada pelo EDS.

Tabela 5.1 – Composição química revelada pela Fluorescencia de Raio - X.

Componente	Porcentagem (%)	Erro (%)
Cobre	82,0	0,93
Alumínio	14,0	0,3
Níquel	4,0	0,62

### 5.1.3 Inspeção com Ultrassom

Devido a grande atenuação acústica do material, não foi possível captar nenhuma descontinuidade significativa. Esta caracterização foi realizada no Laboratório de Ensaio Ultrassônicos (LEUS) do IFBA *campus* Salvador.

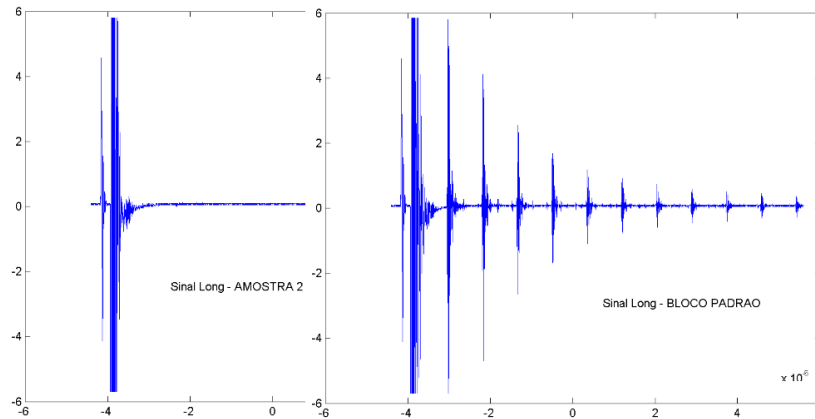


Figura 5.8 – Comparação do sinal da Cu-14Al-4Ni (a esquerda) e do metal base (a direita).

A Figura 5.8 mostra o comparativo do sinal obtido na Inspeção com Ultrassom do material elaborado e do bloco padrão (aço carbono ABNT 1020). Na amostra de CuAlNi o sinal permaneceu praticamente inalterado em relação ao bloco padrão.

### 5.1.4 Calorimetria Exploratória Diferencial/ DSC

O DSC das amostras laminadas a quente e betatizadas estão representados pelas Figuras 5.8 e 5.9, respectivamente. Em alguns trabalhos desenvolvidos com esta liga, as temperaturas de início de transformação de fase se dão, em média, em torno de 36°C (LINHARES, 2004). Contudo, pode ser observado nas figuras abaixo que as temperaturas de início de transformação de fase fogem da faixa para materiais policristalinos e se aproximam de um monocrystal (NÓVAK, 2003). Pode-se então justificar as baixas temperaturas de transformação, uma vez que o material apresenta grande susceptibilidade de crescimento de grão, e as amostras (cinco ensaios com amostras de diferentes massas) tenham sido obtidas de um único grão.

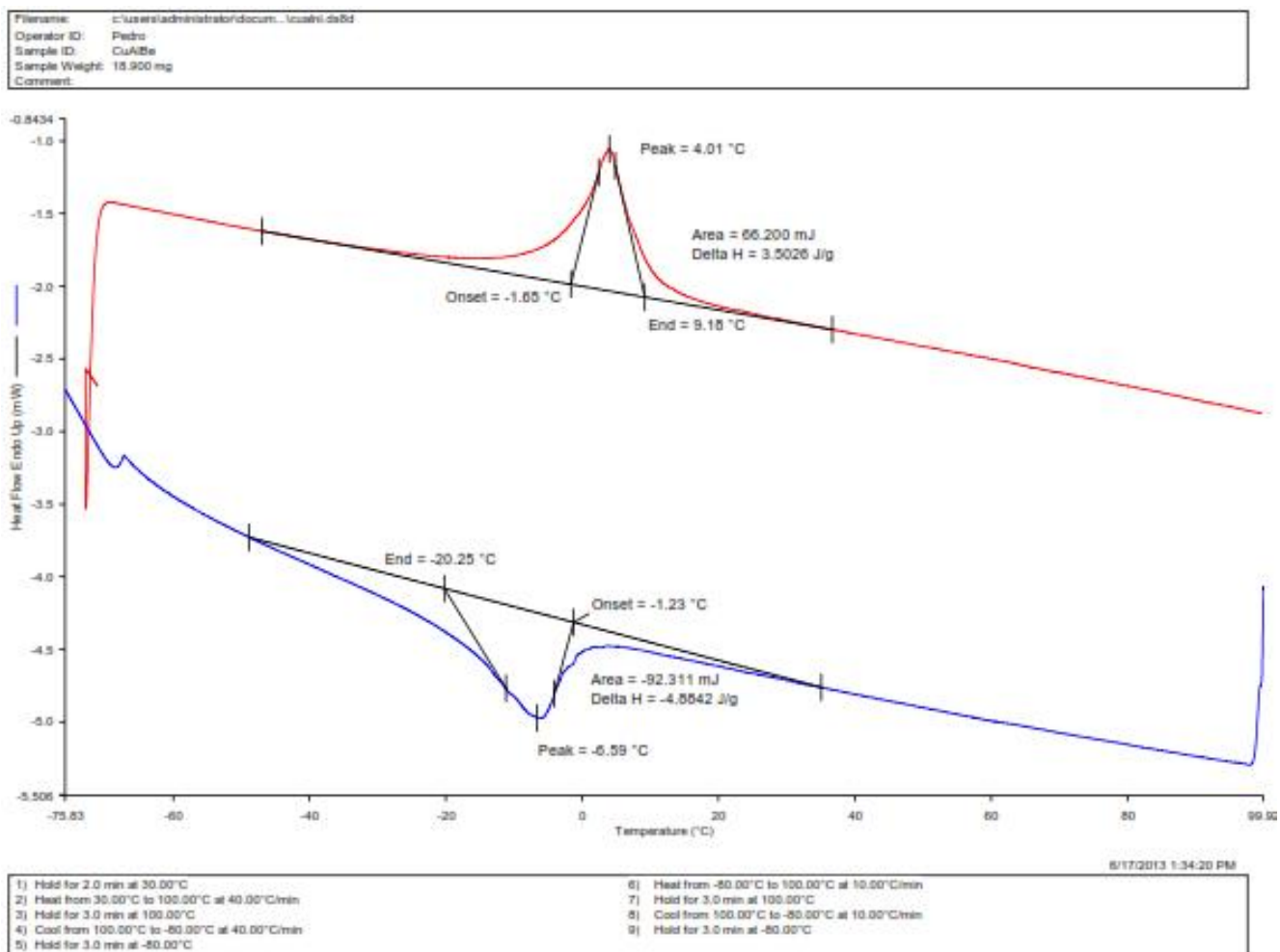


Figura 5.9 – Análise térmica da liga Cu14Al14,1Ni (% em peso) da amostra betatizada a 950°C seguindo de um resfriamento em água a temperatura ambiente com 18,9mg. Resultado do ciclo de aquecimento e resfriamento.

As temperaturas de transformação da amostra (18,4mg) estão melhor representadas na Tabela 4.5.

Tabela 5.2 – Temperaturas de transformação de fase do material.

Cu-14Al-4Ni	Início (°C)	Fim (°C)	Pico (°C)
Fase Martensítica	-20,25	-1,23	- 6,59
Fase Austenítica	9,15	-1,65	4,01

As temperaturas de transformação de fase denotam que o material encontra-se na fase martensítica a temperatura ambiente, tanto na condição laminada quanto após a betatização (Figura 5.10). Nessas circunstâncias o material apresenta superelasticidade, que é favorável a um elevado nível de amortecimento do material.

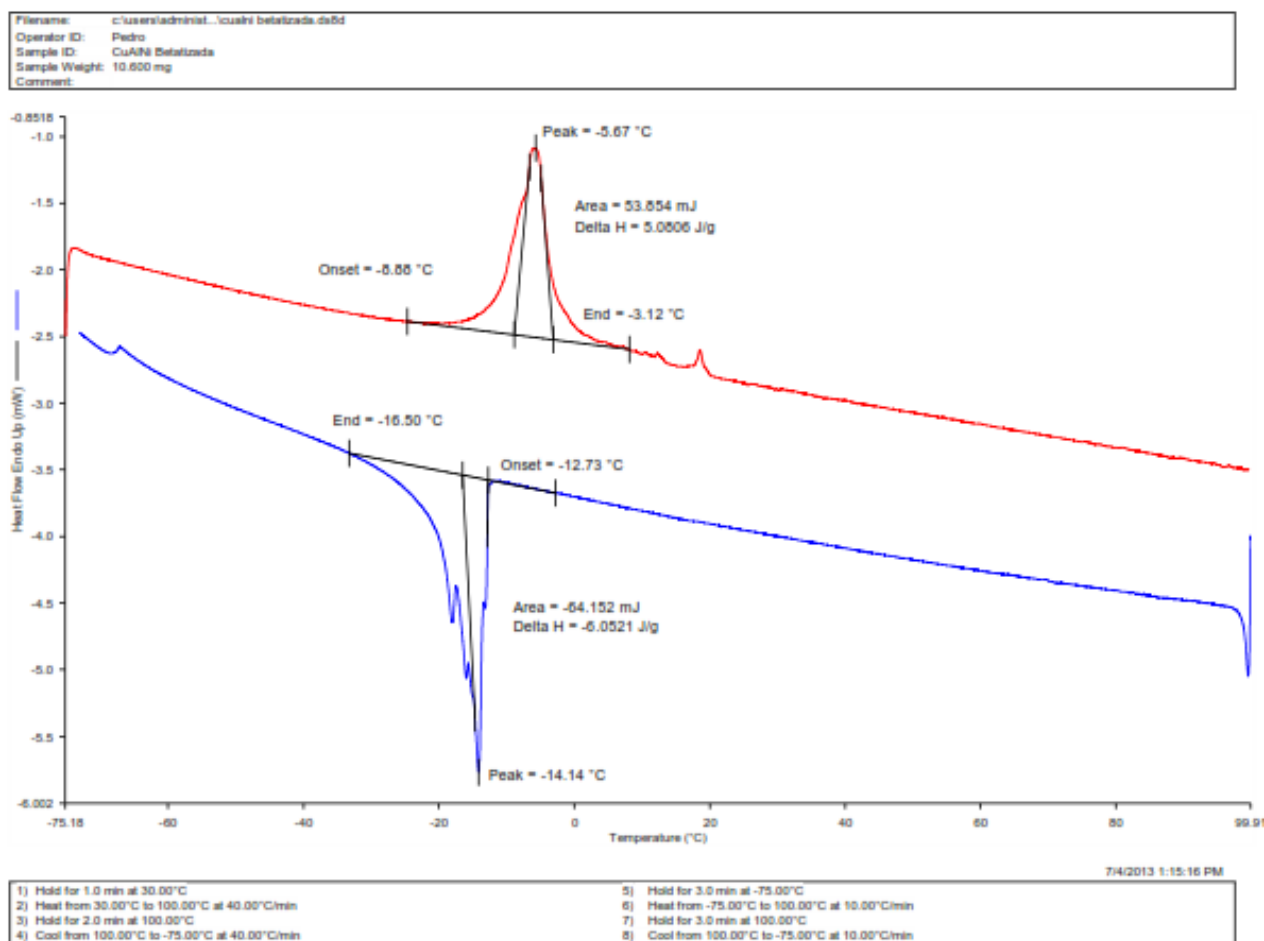


Figura 5.10 – DSC da amostra betatzada a 950°.

Tabela 5.3 – Temperaturas de transformação de fase e a histerese do material.

Cu-14Al-4Ni	Início (°C)	Fim (°C)	Pico (°C)
Fase Martensítica	-16,50	-12,73	- 6,59
Fase Austenítica	-3,12	-8,88	4,01

### 5.1.5 Determinação da Capacidade de Amortecimento

O nível de atrito interno está diretamente associado às propriedades mecânicas do material. A magnitude do Módulo de Elasticidade é inversamente proporcional ao nível de amortecimento do material. O valor do Módulo de Rigidez foi obtido matematicamente. O valor da tangente do ângulo ( $\tan(\delta)$ ), na frequência de excitação, determina o nível de amortecimento do material (LIU, 2006). A Tabela 5.5 explicita os valores das principais propriedades dos materiais ensaiados obtidas durante a caracterização mecânica. A liga NiTi se encontra na condição de pseudoelasticidade na sua melhor condição de amortecimento (AMINI, 2012). A densidade do material foi compatível com o valor encontrado por LANDA (2004).

Tabela 5.4 – Propriedades mecânicas obtidas na caracterização mecânica das amostras laminadas a quente e betatizadas e das ligas comerciais em relação a frequência natural de vibração.

Material	Densidade $\rho$ (g/cm <sup>3</sup> )	Módulo de Elasticidade E (GPa)	Módulo de Rigidez G (GPa)	1ª Frequência Fundamental de Flexão f (kHz)	Coefficiente de Poisson ( $\mu$ )	$\tan(\delta)$ Graus
Laminada (950°C)	7,05 ± 0,01	61,61 ± 0,81	40,97	9,9 ± 0,5	0,33 ± 0,01	1195,1
Betatizada	7,05 ± 0,01	78,38 ± 0,81	52,12	10,648 ± 0,5	0,33 ± 0,01	1050,35
NiTi	7,32 ± 0,01	84,02 ± 3,47	52,09	19,2 ± 0,5	0,24 ± 0,01	780,5
CuAlBe	7,22 ± 0,01	83,02 ± 3,47	51,47	3,6 ± 0,5	0,24 ± 0,01	317,7

A liga Cu-14Al-4Ni, obtida por fundição na condição laminada, apresentou menor Módulo de Elasticidade e conseqüentemente maior nível de amortecimento pelo MEI a temperatura ambiente. O Módulo de Elasticidade da liga Cu-14Al-4Ni, obtido matematicamente através da Equação 3.1 e 3.2, utilizando os valores médios da Tabela 4.2 foi de aproximadamente 70,03GPa (Norma ASTM E 1876). A frequência natural da amostra Cu-14Al-4Ni foi utilizada no cálculo (Tabela 5.4). Apesar do Módulo de Elasticidade da liga Cu-14Al-4Ni na condição betatizada ser maior do que a mesma liga na condição laminada, o nível de amortecimento não foi muito diferente. Isso pode ser justificado pela estrutura predominantemente martensítica, que oferece um alto nível de amortecimento. Além desse fator, pode-se afirmar que o amortecimento da liga na condição betatizada é proporcionalmente maior do que na condição laminada a quente, mesmo possuindo os grãos maiores, devido ao reaquecimento da liga para aproveitamento do material. Por estar num estado desordenado os contornos dos grãos apresentam o comportamento de amortecimento semelhante a substâncias viscosas. (OLIVEIRA, 2006).

As medições dos tamanhos dos grãos foram realizadas seguindo os critérios da Norma ASTM E – 112 com auxílio do *software* analisador de imagem QUANTIKOV. Os diâmetros encontrados foram de 2,8657mm para as amostras laminadas e de 3,1600mm para as amostras betatizadas.

Os valores da  $\tan(\delta)$  da liga elaborada no estado laminado a quente e no estado betatizada foram significativamente maior do que as liga comerciais CuAlBe e NiTi, na condição pseudoelastica, denotando maior nível de amortecimento.

As ligas comerciais apresentaram um nível de amortecimento bem similares. Esse fato pode ser justificado, pois as ligas comerciais possuem valores próximos de Módulo Elástico.

Além das propriedades mecânicas acima citadas, foram obtidos, em termos de amortecimento, o fator de amortecimento ( $\xi_{00}$ ) e os coeficientes de amortecimento medidos

em relação à frequência natural de vibração no modo de flexão e em baixa frequência. O fator de amortecimento quantifica o amortecimento de um sistema mecânico bem como a dissipação de energia interna de fluidos, metais, polímeros entre outros. A Tabela 5.6 mostra as propriedades diretamente relacionadas com o amortecimento do material.

Tabela 5.5 – Valores das propriedades vinculadas ao amortecimento.

Material	Fator de amortecimento ( $\xi\omega_0$ )	Frequência Natural (kHz)
Laminada (950°C)	$5,59 \times 10^{-4}$	$9,9 \pm 0,5$
Betatzada	$5,25 \times 10^{-4}$	$10,648 \pm 0,5$
NiTi	$1,75 \times 10^{-4}$	$19,2 \pm 0,5$
CuAlBe	$2,41 \times 10^{-4}$	$3,6 \pm 0,5$

A caracterização pelo MEI também possibilitou avaliar o comportamento do amortecimento em baixas frequências do material sintetizado nas condições laminado a quente e betatzado. A Tabela 5.7 permite a comparação da capacidade do nível de amortecimento em baixas frequências levando em consideração o fator de amortecimento.

Tabela 5.6 – Fator de amortecimento em baixa frequência.

Material	Fator de amortecimento ( $\xi\omega_0$ )	Frequência (Hz)
Laminada (950°C)	$1,28 \times 10^{-4}$	29,273
	$2,4 \times 10^{-4}$	29,713
	$2,7 \times 10^{-4}$	30,133
Betatzada	$0,8 \times 10^{-4}$	26,752
	$1,27 \times 10^{-4}$	29,607
	$1,64 \times 10^{-4}$	34,091

É relevante a análise do comportamento do material em baixas frequências, pois em aplicações em que o sistema é excitado pela ação dos ventos, por exemplo, a vibração eólica imprime nos cabos de linhas de transmissão de energia elétrica uma variação na amplitude que faz com que os cabos oscilem tendendo ao rompimento. O material em estudo poderia ser aplicado na composição do cabo mensageiro de um absorvedor dinâmico de vibração, uma vez que, apresenta alta capacidade de amortecimento.



## 5.2 ANÁLISE COMPARATIVA DOS RESULTADOS

A análise comparativa dos resultados foi determinada através do tempo de resposta do material diante da excitação. A característica da curva revelada no ensaio mostra um decaimento exponencial (Figura 5.11) que demonstra a curva característica do nível de amortecimento do material, do tipo superamortecido não-oscilatório, característico de um sistema vibratório passivo (SEPÚLVEDA, 2006).

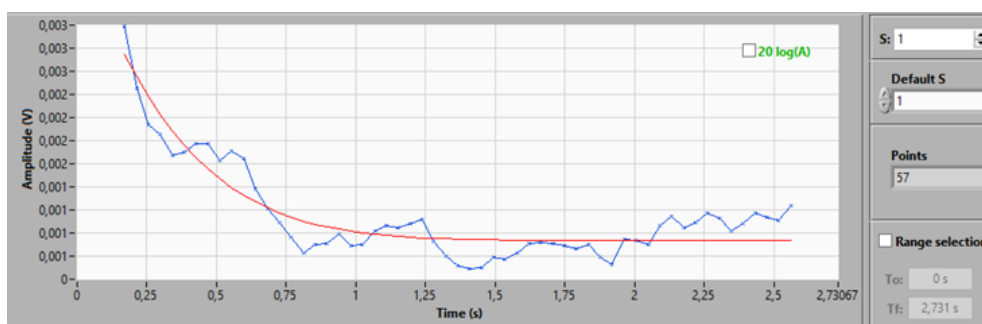


Figura 5.11 – Curva característica de amortecimento da Cu-14Al-4Ni obtida pelo MEI.

A curva com decaimento exponencial (cor vermelha) é um ajuste da variação da amplitude em função do tempo (cor azul) que pode ser melhor representada pela Figura 5.12. A curva em 3D demonstra o comportamento não-oscilatório e o decaimento exponencial da amplitude configurando um considerável nível de amortecimento por atrito interno. Esse fenômeno mostra a capacidade de absorção de energia fornecida pelo impacto do excitador eletromagnético de forma superelástica destacando o pico da frequência natural de vibração livre no modo flexural.

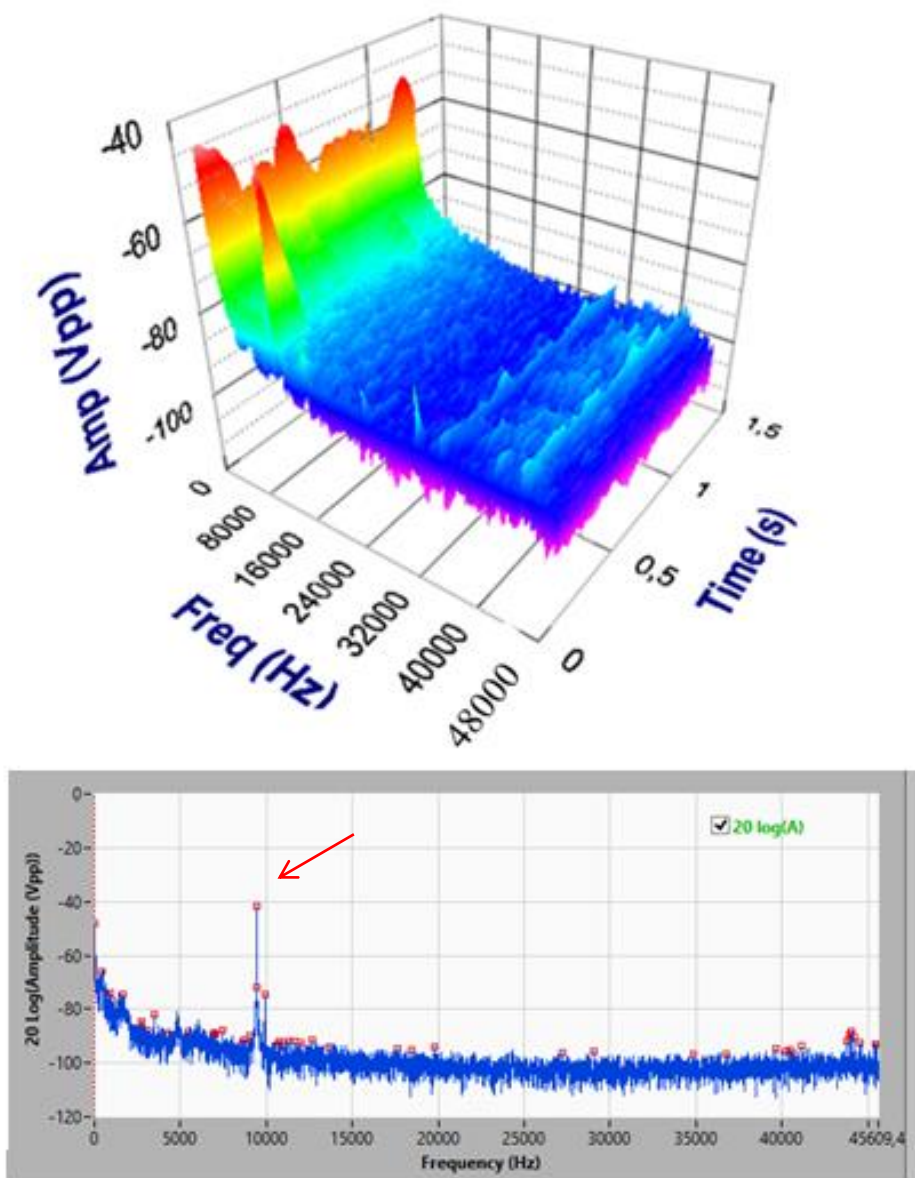


Figura 5.12 – Representação gráfica, em 3D, da natureza do amortecimento não-oscilatório eo destaque do pico de frequência.

### 5.2.1 Resposta Acústica do Sistema

A resposta acústica do sistema é dada pela variação da amplitude com o ajuste exponencial. A Figura 5.13 mostra a característica da resposta acústica do sistema em função da amplitude no domínio do tempo. Nota-se que o material laminado a quente apresenta uma atenuação do sinal num tempo aproximadamente menor que 0,2 segundos, onde ocorre a equalização do sinal (Figura. 5.14a). O material betatizado (Figura. 5.14a), apesar de

apresentar uma amplitude maior do que o material laminado a quente, apresentou uma equalização do sinal praticamente igual ao laminado, menor que 0,2.

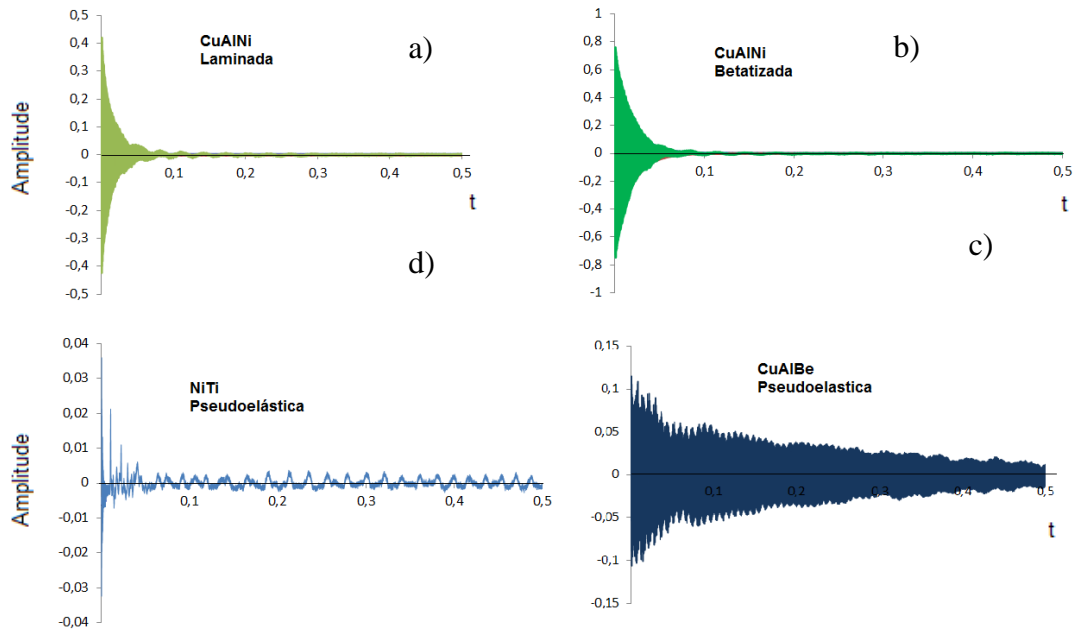


Figura 5.13 – Resposta acústica com ajuste exponencial do material laminado a quente (a), na condição betatzada (b), da liga NiTi (c) e da liga CuAlBe (d).

A liga CuAlBe (Figura. 5.14c) apresentou o comportamento acústico análogo a liga Cu-14Al-4Ni nas duas condições (laminada e betatzada). Porém, mesmo com a amplitude inicial de vibração menor do que essas ligas, o tempo de resposta foi superior a 0,4 segundos. Esse comportamento pode ser justificado baixo fator de amortecimento ( $\zeta = 2,41 \times 10^{-4}$ ) e alto Módulo de Elasticidade em comparação com a Cu-14Al-4Ni.

A liga NiTi apresentou um comportamento da resposta acustica diferente das ligas a base de cobre. Contudo a resposta foi retificada através do ajuste exponencial (Figura. 5.15).

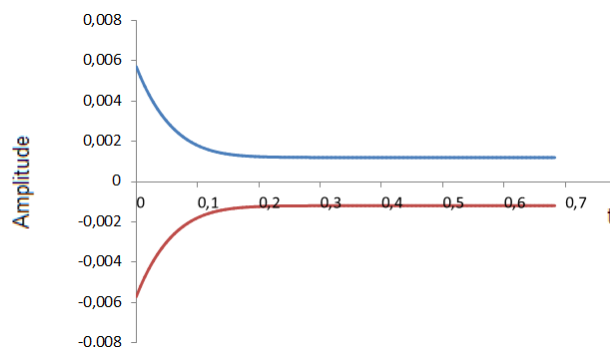


Figura 5.14 – Ajuste da resposta acústica da liga NiTi.

A liga em questão apresentou o menor fator de amortecimento ( $\zeta = 1,75 \times 10^{-4}$ ) e o maior Módulo de elasticidade, desfavorecendo um alto nível de amortecimento em comparação às ligas a base de cobre. O tempo de resposta da liga foi de aproximadamente 0,1 segundo, menor do que o tempo de resposta da liga a base de cobre. Esse resultado pode ser explicado, pois a amplitude de vibração foi muito menor (aproximadamente dez vezes menor) favorecendo um tempo de resposta. A liga NiTi apresenta alta capacidade de amortecimento sistemas de baixas temperaturas (LIU, 2006). Contudo, pode-se afirmar que a liga de cobre apresenta boa capacidade de amortecimento para baixas amplitudes, 0,006mm, em vibrações livre pelo Método de Excitação por Impulso. (Figura 5.16).

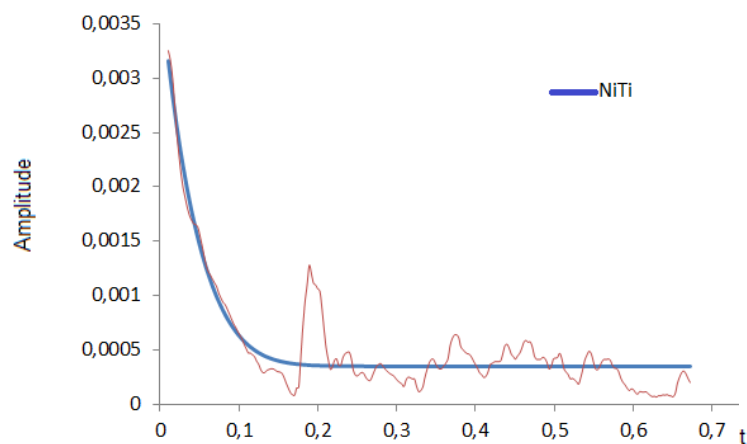


Figura 5.15 – Resposta da Liga NiTi em função do tempo (curva azul) em relação às frequências (curva vermelha).

### 5.2.2 Tempo de Resposta

A figura 5.16 mostra a comparação entre a liga laminada a quente e a liga betatizada. Conforme discutido no item anterior a liga betatizada apresenta um tempo de resposta similar ao da liga laminada. Ainda que a liga betatizada possua um Módulo de Elasticidade e amplitude inicial de vibração maior do que a liga laminada o tempo de resposta foi praticamente o mesmo. Isso prova que o material na condição martensítica, conforme o DRX, apresente maior nível de amortecimento através do MEI.

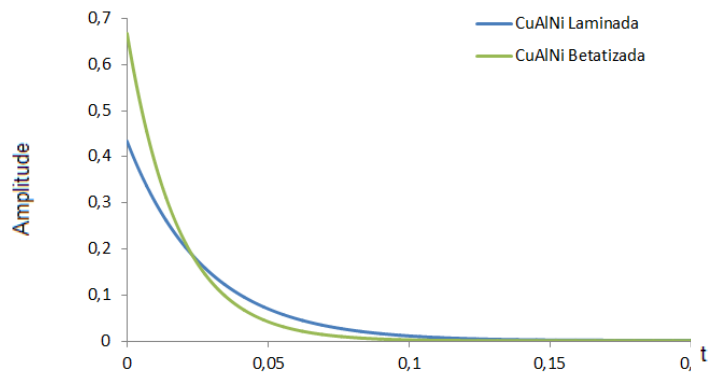


Figura 5.16 – Comparação do tempo de resposta entre a liga laminada e betatizada.

A Figura 5.17 mostra o comparativo do tempo de resposta entre as ligas de cobre. O nível de amortecimento da liga Cu-14Al-4Ni nas condições laminadas a quente e betatizadas se mostraram superior em relação às ligas comerciais NiTi e CuAlBe, que por sua vez foi superior à NiTi.

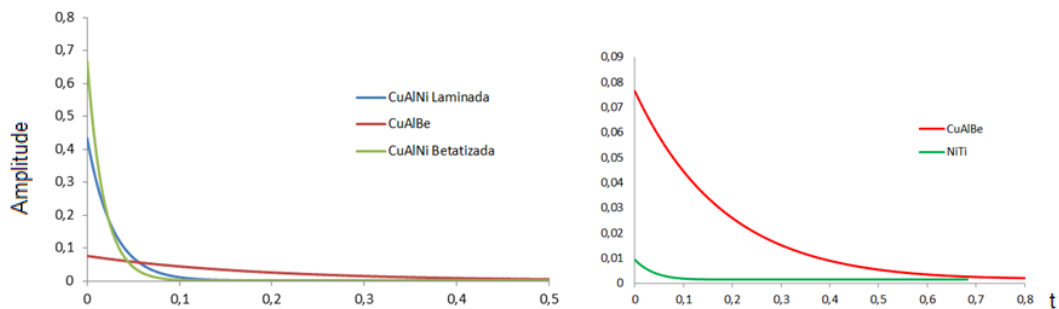


Figura 5.17 – Comparação do tempo de resposta ao amortecimento.

### 5.2.3 Determinação do Coeficiente de Amortecimento

O coeficiente de amortecimento crítico,  $c$ , é capaz de quantificar a capacidade de amortecimento mecânico do material (Equação 5.1). Como os valores dos fatores de amortecimento foram menor do que um ( $\xi < 1$ ) a natureza do amortecimento das ligas em estudo é do tipo subcrítica (RAO, 1995). O coeficiente de amortecimento equivalente é obtido relacionando as dimensões, massa, frequência natural de vibração e o fator de amortecimento. Para se determinar o coeficiente de amortecimento equivalente, se faz necessário a obtenção do fator de amortecimento crítico ( $c$ ). O coeficiente de amortecimento equivalente pode ser obtido pela Equação 5.2.

$$c = 2m\omega_o \quad (5.1)$$

$$c_{eq} = 2m\omega_o \cdot \xi \quad (5.2)$$

Os valores dos coeficientes de amortecimento crítico e equivalente foram obtidos algebricamente através das Equações 5.1 e 5.2. A Tabela 5.8 exibe os valores do do coeficiente de amortecimento equivalente em função do fator de amortecimento. O coeficiente equivalente mostra a capacidade que o material tem de dissipar energia em função do tempo até atingir a posição de equilíbrio.

Tabela 5.7 – Valores dos coeficientes de amortecimento obtidos algebricamente, na frequência natural.

Material	Massa (g)	Fator de amortecimento ( $\xi$ )	Frequência Natural, $\omega_o$ (rad/s)	Coefficiente de amortecimento (N.s/m)	Coefficiente de amortecimento equivalente (N.s/m)
Laminada	71,4	$5,59 \times 10^{-4}$	$1,576 \times 10^3$	225,1083	0,125836
Betatzada	71,4	$5,25 \times 10^{-4}$	$1,695 \times 10^3$	242,1165	0,127111
NiTi	59,2	$1,75 \times 10^{-4}$	$3,056 \times 10^3$	361,8037	0,063316
CuAlBe	49,8	$2,41 \times 10^{-4}$	$0,573 \times 10^3$	57,0666	0,013753

A Tabela 5.9 mostra os valores dos coeficientes de amortecimento crítico e equivalente para a liga Cu-14Al-4Ni, em baixas frequências, nas condições laminada a quente e betatzada.

Tabela 5.8 – Valores dos coeficientes de amortecimento obtidos algebricamente para baixas frequências.

Material	Massa (g)	Fator de amortecimento ( $\xi$ )	Frequência Natural, $\omega_o$ (rad/s)	Coefficiente de amortecimento (N.s/m)	Coefficiente de amortecimento equivalente (N.s/m)
Laminada	71,4	$1,28 \times 10^{-4}$	4,658943	0,665616	$8,25 \times 10^{-5}$
		$2,4 \times 10^{-4}$	4,728971	0,67562	$16,2 \times 10^{-5}$
		$2,7 \times 10^{-4}$	4,795816	0,685171	$18,5 \times 10^{-5}$
		$0,8 \times 10^{-4}$	4,257713	0,608293	$4,87 \times 10^{-5}$
Betatzada		$1,27 \times 10^{-4}$	4,7121	0,67321	$8,55 \times 10^{-5}$
		$1,64 \times 10^{-4}$	5,425751	0,775168	$12,7 \times 10^{-5}$

## 6 - CONCLUSÕES

Este estudo permitiu a comparação do nível de amortecimento entre uma liga (Cu-14Al-4Ni) obtida por fundição em um forno de indução eletromagnética nas condições laminadas a quente e betatizada e duas ligas comerciais (CuAlBe e NiTi) através do Método de Excitação por Impulso.

A liga Cu-14Al-4Ni, na condição betatizada (950°C), apresentou maior coeficiente de amortecimento em relação a sua frequência natural de vibração do que a liga Cu-14Al-4Ni na condição laminada. A liga betatizada, com microestrutura predominantemente martensítica, teve um tempo de resposta proporcionalmente maior do que a liga laminada, uma vez que, a sua amplitude inicial de vibração é ligeiramente maior. Pode-se então, diante dos resultados, sugerir que a o material na condição martensítica oferece maior capacidade de amortecer vibrações livres, quando excitados em torno de sua frequência natural de vibração.

Em relação às ligas a base de cobre analisadas (Cu-14Al-4Ni laminada e betatizada e a liga CuAlBe) a liga Cu-14Al-4Ni apresentou melhores condições de amortecimento do que a liga CuAlBe em relação a amplitude inicial de vibração relacionando o coeficiente e fator de amortecimento. Isso remete que o sistema CuAlNi revelou um bom comportamento de absorção de energia, retornando a condição de equilíbrio, pelo Método de Excitação por Impulso em vibração livre em relação a CuAlBe.

A liga NiTi apresenta bom comportamento em nível de amortecimento para baixas amplitudes se comparada com as ligas as base de cobre estudadas. Contudo, quando comparada com a liga Cu-14Al-4Ni, a capacidade de amortecimento da liga NiTi é quatro vezes menor, quando excitada em torno de sua frequência natural de vibração.

A liga CuNiAl, laminada e betatizada, quando caracterizada em baixas frequências, apresentam comportamentos similares em relação a análise em alta frequência.

## **7 SUGESTÕES**

Como sugestões para trabalhos futuros seria relevante a determinação da capacidade de amortecimento das SMAs em função da temperatura e pelo método de vibração por resposta forçada. A determinação do coeficiente nessas condições poderia contribuir para a aplicação dessas ligas em diversos sistemas vibratório.



## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ASTM INTERNATIONAL. *Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Sonic Resonance*. – Designation E 1875 8f. ASTM International. EUA. 2013.
- ASTM INTERNATIONAL. *Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Impulse Excitation of Vibration* – Designation E 1876. 9f. ASTM International, EUA. 2013.
- AMINI, A. et al. *Effects of dynamic loading on nano-scale depth-recovery and damping property*. *Journal of Alloys and Compounds.*, 222–224. 2012.
- CALLISTER, Jr. **Introdução a Ciência e Engenharia dos Materiais**, Livros Técnicos e Científicos Editora-LTC, 2001.
- CARVALHO, F. W. L. et al, **Estudo Comparativo da Resposta Dinâmica em Estruturas Mistas Aço-Concreto Utilizando Diferentes Considerações para o Amortecimento**. Anais do IV Simpósio Mineiro de Mecânica Computacional, Maio, 2002, Uberlândia.
- CHU, C. *DSC study of the effect of aging temperature on the reverse martensitic transformation in porous Ni-rich NiTi shape memory alloy fabricated by combustion synthesis*. *Materials Letters* 59 404– 407, 4. 2009.
- COELHO, R. E. *Estudo de ligas Ti-Ni processadas por moagem de alta energia*. 17<sup>o</sup> CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 15 a 19 de Novembro de Foz do Iguaçu, PR, Brasil., 1-10. 2006.
- DELAY, R., KRISHNAN, H. WARLIMONT, H., **Thermoelasticytm 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. 1520 - 1535, 1974.
- DHOTORAD, M. S., Ganesan, N., Rao, B. V. A., *Transmission Line Vibrations, Journal of Sound an Vibrations*, p. 217 – 237, 1978.
- FERNANDES, F. **Ligas com Memória de Forma**. Universidade de Lisboa. 2003.
- FERREIRA, R. A. S. **Transformação de Fase: aspectos científicos e morfológicos**. Recife. Ed. Universitária da UFPE, 2002.
- FUCHS, R.D., LABEGALINE, J.A e Almeida, M.T., **“Projetos de Linhas Aéreas de Transmissão”**, Editora Edgard Blucher Ltda, 2 Edição, São Paulo, 1992.
- GOJIC, M. *Electrochemical and Microstructural Study of Cu–Al–Ni Shape Memory Alloy*. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011.
- HODGSON, D. E., MING, H. W., BIERMANN, R. J. *Shape Memory Applications*. SMA paper.html. 2000.
- HORTÊNCIO, T.O.M.S., (2009) **Ensaio de Fadiga sob Condições de fretting com o cabo CAA 397,5 MCM – IBIS**. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, Publicação ENM.DM -141, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 101p.
- LANDA, M. *Ultrasonic characterization of Cu–Al–Ni single crystals*. *Ultrasonics* (2004), 519–526. 2004.

- LAZAN, B. J., *Energy Dissipation Mechanisms in Structures, with Particular*. Reference to Material Damping, a colloquium on structural damping held at the ASME annual meeting in Atlantic City, N. J., in December 1959, Pergamon Press, 1960.
- LINDLEY, T.C., *Fretting fatigue in engineering alloys, Int. J. Fatigue*, Vol. 19, No 1, pp. S39 – S49. 1997.
- LINHARES, P.C.F., (2002) **Obtenção e Caracterização Microestrutural da Liga Cu-14Al-4Ni com Efeito Memória de Forma**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Pernambuco, 101p.
- LIU, Q. et al *Effect of the heat treatment on the damping characteristics*. *Materials Science and Engineering A* 438–440, 563–566. 2006.
- LOJEN et al. *Microstructure of Rapidly Solidified Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys Ribbons*. *Journal of Materials Processing Technology*., 162-229. 2005.
- NEMAT-NASSER, S. *Superelastic and cyclic response of NiTi SMA at various*. *Mechanics of Materials*, 463–474. 2006.
- NOVÁK, V. et al. *Transformation behavior of prism shaped shape*. *Materials Science and Engineering A* 438–440,755–762. 2006.
- OTSUKA, K.; REN, X. *Recent Developments in the Research of Shape Memory Alloys, Intermetallics*, 7, p. 511-528, 1999a.
- QUEIROGA, S., “**Estudo de uma liga Cu-Al-Ni com memória de forma visando aplicações em sistema de proteção contra sobrecargas elétricas**” – Dissertação de mestrado – Campina Grande 2006 – Pág. 38 – 66;
- RAO, S. S. *Mechanical Vibration*. New York : Mc Graw-Hill, 1995.
- REED-HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2a. Ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois. 1982.
- SCHIMIDT, I. et al. *The damping behaviour of superelastic NiTi components*. *Materials Science and Engineering A* 378, 70–75. 2004.
- SEPÚLVEDA, J. *Steel beam–column connection using copper-based shape memory alloy dampers*. *Journal of Constructional Steel Research* 64 429–435, 7. 2009.
- SHU-YONG, J. *Microstructure evolution and deformation behavior of as-cast NiTi shape memory alloy under compression*. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 90-96. 2012
- SILVA, JUNIOR, A., (2011) **Caracterização Dinâmica de um Protótipo de stockbirdge pseudoelástico**. Dissertação de Mestrado em Ciências Mecânicas, Publicação ENM.DM -41A/11. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 98p
- SOUZA, A. *Ensaaios Mecânicos dos Materiais*. (5 ed.). São Paulo.: Edgar Blucher. 1992.
- VAN SANTEN, G. J. *Introduction to a study of Mechanical Vibration*. *Philps Technical Library*. 1953.
- VERHOEVEN, J. D. *Fundamentals of Physical Metallurgy*. New York, John Wiley

& Sons, 1975

WANG, Y. Q., CAI, W., ZHAO, L. C. *Crystallography of Martensitic Transformations with type II Twinning as the Lattice Invariant Shear*. Scripta Mater. 1107-1112 1997.

WAYMAN, C. M., HARRISON, J. D. *The Origin of the Shape Memory Effect*. Journal of Metals, p26-28. 1989.