

**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO
TÉRMICO DE LIGAS NITI EM APLICAÇÕES
DINÂMICAS**

HUGO DE SOUZA OLIVEIRA

TESE DE DOUTORADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS

FACULDADE DE TECNOLOGIA

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA - UnB
FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS

**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO
TÉRMICO DE LIGAS NITI EM APLICAÇÕES
DINÂMICAS**

HUGO DE SOUZA OLIVEIRA

ORIENTADORA: Prof. Dr^a. ALINE SOUZA DE PAULA

TESE DE DOUTORADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS

PUBLICAÇÃO: ENM-DT 58/2018
BRASÍLIA/DF: NOVEMBRO - 2018

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓSGRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS**

**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE
LIGAS NITI EM APLICAÇÕES DINÂMICAS**

HUGO DE SOUZA OLIVEIRA

**TESE SUBMETIDA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIAS
MECÂNICAS DA FACULDADE DE TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE
BRASÍLIA, COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA OBTENÇÃO
DO GRAU DE DOUTOR EM CIÊNCIAS MECÂNICAS.**

APROVADA POR:

**Prof.^ª Aline Souza de Paula
(Orientadora)**

**Prof. Alberto Paiva
(Examinador Externo)**

**Prof. Carlos De Marqui Junior
(Examinador Externo)**

**Prof. Adriano Todorovic Fabro
(Examinador Interno)**

BRASÍLIA/DF, 01 DE NOVEMBRO DE 2018.

FICHA CATALOGRÁFICA

OLIVEIRA, HUGO DE SOUZA

Análise da Influência do Tratamento Térmico de Ligas NiTi em Aplicações Dinâmicas, [Distrito Federal] 2018.

151p., 210 x 297 mm (FT/UnB, Doutor, Ciências Mecânicas, 2018). Tese de Doutorado – Universidade de Brasília. Faculdade de Tecnologia.

Programa de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas.

1. Dinâmica não linear 2. Vibrações Não Lineares 3. Ligas com Memória de Forma

I. ENM/FT/UnB

II. Título (DOUTOR)

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

OLIVEIRA, H. S. (2018). Análise Da Influência do Tratamento Térmico de Ligas NiTi em Aplicações Dinâmicas. Tese de Doutorado em Ciências Mecânicas. Publicação ENM-DT 58/2018, Programa de Pós-Graduação em Ciências Mecânicas, Universidade de Brasília – Faculdade de Tecnologia, Brasília, DF, 151p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Hugo de Souza Oliveira

TÍTULO: Análise da Influência do Tratamento Térmico de Ligas NiTi em Aplicações Dinâmicas

GRAU: Doutor

ANO: 2018

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

Hugo de Souza Oliveira

hugo.oliveira@mailfence.com

Dedicatória

Dedico esse trabalho a todos aqueles que têm me acompanhado durante essa jornada acadêmica. Em especial, menciono minha esposa, meus pais e meus irmãos.

Hugo de Souza Oliveira

RESUMO

Esse trabalho consiste em uma análise experimental e numérica sobre como molas Ni(50.7%)-Ti tratadas termicamente podem afetar o comportamento dinâmico de um absorvedor dinâmico de vibrações (ADV).

Inicialmente, as molas são solubilizadas e envelhecidas a 300°C, 400°C e 500°C durante 30, 60, 90 e 120min. Após, o laço de histerese é caracterizado por meio de carregamentos *quasi*-estáticos até que as deformações inelásticas saturem e a resposta do material seja estabilizada. Os resultados demonstram que as molas envelhecidas a 400°C e 500°C apresentam laços de histerese maiores quando comparados aos envelhecimentos 300°C.

Depois, as molas envelhecidas à 500°C são utilizadas em um aparato experimental que representa um sistema de um grau de liberdade (1GDL) — que se trata de um ADV pseudoelástico isolado — e são analisadas em varreduras em que as frequências são aumentadas e depois diminuídas em duas temperaturas diferentes. Observa-se que as amplitudes máximas são muito influenciadas pela temperatura de ensaio e também pela frequência de forçamento e que as molas com maior laço de histerese resultam em menores amplitudes máximas.

Em seguida, o ADV pseudoelástico é acoplado a um sistema 1GDL — que possui mesma frequência de ressonância — e também analisado por meio de varreduras em que as frequências são aumentadas e diminuídas em temperaturas diferentes. O ADV pseudoelástico apresenta um bom desempenho e seu comportamento também é bastante influenciado por mudanças de temperatura.

Com relação às análises numéricas, o ADV pseudoelástico é modelado e o comportamento das molas de SMA é descrito por meio de um modelo constitutivo termomecânico. Varreduras em diferentes temperaturas também são efetuadas e os resultados observados diferem dos obtidos experimentalmente, sugerindo que o laço de histerese apresenta um comportamento dinâmico diferente quando submetido à carregamentos dinâmicos.

O ADV pseudoelástico acoplado a um sistema 1GDL também é modelado, e observa-se que o laço de histerese pode também reduzir as amplitudes máximas e também mudar ligeiramente as frequências onde os picos de ressonância ocorrem.

ABSTRACT

This work consists of an experimental and numerical investigation on how heat treated Ni(50.7%)-Ti springs can affect the dynamical behavior of a Tuned Vibration Absorber (TVA). Initially, the springs are solubilized and aged at 300°C, 400°C and 500°C for 30, 60, 90 and 120min. After, the springs are characterized, through quasi-static loadings following a cyclic thermomechanical loading path until the inelastic strains saturate and the response of the material stabilizes. The results demonstrate that springs aged at 400°C and 500°C present a larger hysteresis loop area when compared with the aging performed at 300°C.

Then, the springs aged at 500°C are used in an experimental apparatus that represents a single degree of freedom (1DOF) — which is a pseudoelastic TVA alone — and are analyzed, in an up and down sweep frequency in two different temperatures. It is observed that the maximum amplitudes strongly depends on the temperatures and the frequency and the springs with higher hysteresis loop area results in lower maximum amplitudes.

After, the pseudoelastic TVA is attached to a 1DOF — which have the same resonant frequency — and are also analyzed, in an up and down sweep frequency in two different temperatures. The pseudoelastic TVA presents a good performance, and its behavior is also strongly affected by temperature changes.

Regarding the numerical analysis, the pseudoelastic TVA is modeled, and means of a constitutive model describes the behavior of the SMA spring. The results observed differ from those obtained in the experimental part and suggests that the hysteresis loop may present a very different and counterintuitive behavior when subjected to dynamical loads.

The pseudoelastic TVA attached to a 1DOF system is also modeled, and it is observable that the hysteresis loops can reduce that maximum amplitudes and slightly changes the frequencies where the resonance peaks occur.

Agradecimentos

Meus agradecimentos mais especiais se voltam ao Deus altíssimo. Ainda que não se perceba, ainda que os olhos não vejam, ainda que nenhuma voz diga, ele tem cuidado de mim de formas que talvez eu nunca irei compreender.

Agradeço também a minha família que sempre me apoiou em minhas decisões e sempre me acolheu nas aflições.

Agradeço a todos os meus reais amigos, com os quais os momentos mais complexos se tornam uma viagem esperançosa.

Agradeço aos professores do Departamento de Engenharia Mecânica por terem contribuído para minha formação.

Agradeço professor Marcelo Savi pelas contribuições e discussões.

Agradeço também ao Vanderson Dornelas, ao Henrique Bandeira e ao Sérgio Bandeira pela ajuda com os diversos experimentos.

Agradeço especialmente aos meus padrinhos Aline e Heitor por terem sido extremamente generosos comigo na minha formação acadêmica e na amizade. É algo inestimável.

Por fim, agradeço a minha esposa por sempre permanecer ao meu lado e ser uma rocha firme, sempre me incentivando e me tornando uma pessoa melhor a cada dia. Ich Liebe Dich.

Hugo de Souza Oliveira

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
1.2	OBJETIVOS	2
1.3	METODOLOGIA	3
1.3.1	TRATAMENTOS TÉRMICOS E ANÁLISE DAS PROPRIEDADES DE TRANSFORMAÇÃO	3
1.3.2	CARACTERIZAÇÃO ESTÁTICA TERMOMECÂNICA DAS MOLAS	3
1.3.3	SIMULAÇÕES NUMÉRICAS	3
1.3.4	VERIFICAÇÃO EXPERIMENTAL	4
1.4	RELEVÂNCIA	4
1.5	ORGANIZAÇÃO DO TRABALHO	4
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	6
2.1	ABSORVEDOR DINÂMICO DE VIBRAÇÕES	6
2.2	LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA	8
2.1.1	LIGAS NITI	9
2.1.2	TEMPERATURAS CARACTERÍSTICAS	9
2.1.3	EFEITO com MEMÓRIA DE FORMA E SUPERELASTICIDADE	10
2.1.4	OS MECANISMOS DO COMPORTAMENTO DE MEMÓRIA DE FORMA	12
2.2	TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS	12
2.2.1	TERMOELASTICIDADE DAS TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS	13
2.2.2	ASPECTOS MICROESTRUTURAIS NAS TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS	13
2.2.3	MECANISMOS MICROESTRUTURAIS DE TRANSFORMAÇÃO	14
2.2.4	ASPECTOS CRISTALOGRAFICOS DA SUPERELASTICIDADE	16
2.3	ASPECTOS TERMODINÂMICOS DAS TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS TERMOELÁSTICAS	17
2.3.1	EQUIVALÊNCIA TENSÃO-TEMPERATURA COMO FORÇA MOTRIZ PARA TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS TERMOELÁSTICAS	17
2.3.2	RELAÇÃO TERMODINÂMICA EM CONDIÇÕES DE NÃO-EQUILÍBRIO	18
2.3.3	CONTRIBUIÇÕES À RELAÇÃO TERMODINÂMICA EM CONDIÇÃO DE NÃO EQUILÍBRIO	19
2.3.4	TEORIA FENOMENOLÓGICA TERMODINÂMICA DAS TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS	19
2.4	DETERMINAÇÃO DE PARÂMETROS TERMODINÂMICOS	20
3	TRATAMENTO TÉRMICO DAS LIGAS NITI	23
3.1	METALURGIA DA LIGA NITI	23
3.2	DIAGRAMA DE FASES	24
3.3	TRATAMENTO TERMOMECÂNICO DA LIGA NITI	25
3.4	TRABALHO A FRIO COM SUBSEQUENTE RECOZIMENTO	25
3.4.1	EFEITO DO TRABALHO A FRIO	25
3.4.2	EFEITO DO RECOZIMENTO	26
3.4.2.1	EFEITO DO RECOZIMENTO PARCIAL APÓS O TRABALHO A FRIO	27
3.4.3	EFEITO DO ENVELHECIMENTO	30
3.4.3.1	INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA E DO TEMPO	31
3.4.3.2	ENVELHECIMENTOS EM BAIXAS TEMPERATURAS	32
3.4.3.3	INFLUÊNCIA DO PRECIPITADO Ti_3Ni_4	35
3.4.3.4	INFLUÊNCIA DOS PRECIPITADOS Ti_3Ni_2 E $TiNi_3$	37
3.4.3.5	EFEITO DO ENVELHECIMENTO NAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO	37
3.4.4	TRANSFORMAÇÕES MULTI-ESTÁGIOS	39
4	EQUIPAMENTOS PARA DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL	41
4.1	PROJETO DOS EQUIPAMENTOS	41
4.1.1	CONCEPÇÃO INICIAL DO EQUIPAMENTO ESTÁTICO	41
4.1.1.2	DESCRIÇÃO DA ESTRUTURA GERAL DO SISTEMA DE AUTOMAÇÃO DO EQUIPAMENTO ESTÁTICO	42
4.1.1.3	ESTRUTURA FINAL DO EQUIPAMENTO ESTÁTICO	48
4.1.2	APARATO EXPERIMENTAL PARA ENSAIOS DINÂMICOS:	48
4.1.2.1	IDEALIZAÇÃO INICIAL	49
4.1.2.2	INSTRUMENTAÇÃO E AQUISIÇÃO DE DADOS	50

4.1.2.3	ESTRUTURA FINAL DO EQUIPAMENTO.....	51
5	TRATAMENTOS TÉRMICOS E CARACTERIZAÇÃO ESTÁTICA.....	52
5.1	TRATAMENTO DE SOLUBILIZAÇÃO À 700°C.....	53
5.2	ANÁLISE DOS PICOS DE TRANSFORMAÇÃO EM ENVELHECIMENTOS A MÉDIAS E BAIXAS TEMPERATURAS.....	54
5.2.1	ANÁLISE DAS TRANSFORMAÇÕES A 300°C.....	54
5.2.2	ANÁLISE DAS TRANSFORMAÇÕES ÀS TEMPERATURAS DE 400°C E 500°C.....	56
5.2.2.1	INFLUÊNCIA DO TEMPO DE ENVELHECIMENTO NOS TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	58
5.4	AValiação DO LAÇO DE HISTERESE E DA ENERGIA DISSIPADA POR CICLO.....	59
5.3.1	ENSAIO ESTÁTICO COM CARGA MÁXIMA CONSTANTE.....	60
5.3.2	VARIAÇÃO DA ÁREA DO LAÇO DE HISTERESE.....	63
6	MODELO TERMOMEcÂNICO E AJUSTE DE DADOS.....	66
6.1	MODELO CONSTITUTIVO PARA ANÁLISES NUMÉRICAS.....	67
6.2	UTILIZAÇÃO DO MODELO CONSTITUTIVO EM MOLAS SMA.....	69
6.3	CALIBRAÇÃO DO MODELO A PARTIR DOS DADOS EXPERIMENTAIS.....	71
7	ANÁLISE DO ADV PSEUDOELÁSTICO.....	76
7.2	ANÁLISE DE DESEMPENHO DO ADV PSEUDOELÁSTICO ACOPLADO AO SISTEMA PRIMÁRIO.....	80
7.2.1	SISTEMA PRIMÁRIO 1GDL ISOLADO.....	80
7.2.2	ACOPLAMENTO DO ADV PSEUDOELÁSTICO NO SISTEMA 1GDL.....	82
7.3	ANÁLISE NUMÉRICA DO DESEMPENHO DO ADV PSEUDOELÁSTICO.....	87
7.3.1	ANÁLISE DO ADV ISOLADO.....	88
7.3.2	ANÁLISE NUMÉRICA DO ADV ACOPLADO AO SISTEMA PRIMÁRIO.....	91
8	CONCLUSÃO.....	96
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	101
	ANEXO 1.....	107
	ANEXO 2.....	108
	ANEXO 3.....	109

LISTA DE SÍMBOLOS

ADV:	Absorvedor Dinâmico de Vibrações
ADVP:	Absorvedor Dinâmico de Vibrações Pseudoelástico
ADVPE:	Absorvedor Dinâmico de Vibrações Pseudoelástico Experimental
ADVPN:	Absorvedor Dinâmico de Vibrações Pseudoelástico Numérico
ADVL:	Absorvedor Dinâmico de Vibrações Linear
ADVLN:	Absorvedor Dinâmico de Vibrações Linear Numérico
H :	Entalpia
S :	Entropia
F :	Força Aplicada
E_{el} :	Energia elástica
G :	Energia Livre de Gibbs
ϵ :	Vetor deformação
S_A :	Complacência relacionada à austenita
S_M :	Complacência relacionada à martensita
ξ :	Fração Volumétrica da martensita
Λ :	Tensor de direção de transformação
H :	Transformação máxima devido à deformação
Φ :	Função de transformação
f :	Função de endurecimento
ζ :	Função de Sobloop
ρ :	Massa específica
C_A, C_M :	Inclinação das superfícies de transformação
N :	Número de espiras das molas
L :	Comprimento do fio

r_0 :	Raio da espira da mola
h_0 :	Comprimento inicial da mola
α_0 :	Ângulo inicial entre as espiras da mola
α :	Ângulo entre as espiras
u :	Elongamento das molas
$a_1, a_2, a_3, n_1^f, n_2^f, n_1^r, n_2^r$:	Parâmetros de curvatura das curvas de Bézier
γ :	Deformação resultante de cisalhamento
ε :	Deformação resultante da tensão normal
a :	Coordenada radial da seção transversal da fio da mola.
y :	Coordenada cartesiana perpendicular ao centro do eixo longitudinal da seção transversal do fio da mola
τ :	Tensão cisalhante
σ :	Tensão normal
M_T :	Momento torsor
M_B :	Momento fletor

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Oscilador 2GL: absorvedor dinâmico acoplado a um sistema primário.	6
Figura 2.2– FRF do sistema primário em função da variação da frequência de excitação.....	8
Figura 2.3 – Relação entre as temperaturas características e a fase martensítica.	10
Figura 2.4 – Fenômeno da memória de forma.	11
Figura 2.5 – Diagrama σ - ϵ do comportamento pseudoelástico.	11
Figura 2.6 – Ilustração simplificada bidimensional da transformação martensítica.....	14
Figura 2.7 – Progressão da transformação martensítica. (a) estrutura completamente austenítica. (b) início da transformação, (c) avanço em cada camada de átomos, (d) Estrutura completamente transformada.	15
Figura 2.8 – (a) Contorno de macla em duas variantes de orientação diferente, (b) martensita formada por escorregamento, (c) martensita formada por maclagem.....	15
Figura 2.9 – Ilustração esquemática da deformação da SMA devido a um carregamento e posterior aquecimento para recuperação da forma inicial.	16
Figura 2.10 – Elemento submetido à tensão e temperatura constante T.	17
Figura 2.11 – Relação linear entre tensão e temperatura em uma liga NiTi (Otsuka e Ren, 2005).....	18
Figura 2.12 – Efeito dos parâmetros elásticos e irreversíveis na transformação: (a) $(1/\rho)\sigma_{el}$, (b) ΔE_{el} e (c) ΔE_{ir}	19
Figura 2.13 – Efeito dos parâmetros elásticos e irreversíveis na transformação: (a) $(1/\rho)\sigma_{el}$, (b) ΔE_{el} e (c) ΔE_{ir} (Mahmud, 2009).	20
Figura 3.1- Diagrama de fases da liga Ni-Ti apresentado por Massalski et. al(1990) e Otsuka e Kakeshita (2002).	24
Figura 3.2 – Temperaturas características de uma liga Ni(50%)-Ti, laminada a frio: (a) influencia na temperatura M_f ; e (b) influencia na temperatura A_f (Lin e Wu (1993)).	26
Figura 3.3 – Difração de raio x apresentando as fases presentes para cada nível de deformação: (a) 0%; (b) 5% de deformação e início de formação da fase B2 induzida por tensão; (c) 10% de deformação e maior predominância da fase B2; (d) 10% de deformação e – Difração de raio x apresentando as fases presentes para cada nível de deformação: (a) 0%; (b) 5% de deformação e início de formação da fase B2 induzida por tensão; (c) 10% de deformação e maior predominância da fase B2; (d) 10% de deformação e predominância da fase B2 com considerável presença de defeitos estruturais. (Liu e McCormick, 1994).....	27
Figura 3.4 – Efeito do recozimento nas temperaturas de transformação, (Liu e McCormick 1994).....	28
Figura 3.5 – Micrografia de uma liga Ni(49,8%)-Ti, a qual foi submetida a um recozimento por 1h em várias temperaturas após um trabalho a frio: (a) liga após o trabalho a frio; (b)673K; (c) 773K; e (d) 873K, (Otsuka e Ren 2005).....	29
Figura 3.6 – Efeito da temperatura de recozimento na curva tensão-deformação em função da temperatura de deformação para uma liga quase equiatômica de Ni(49,8%)-Ti: (a) recozimento a 673K após Solubilização a 1273K por 1h; e (b) recozimento a 673K por 1h após trabalho a frio, (Miyazaki et al., 1982b).	30
Figura 3.7 – Efeito da temperatura de recozimento nas tensões críticas ($\sigma^{(P \rightarrow M)}$, $\sigma^{(M \rightarrow P)}$) em uma liga Ni(49,8%)-Ti, a qual foi recozida nas temperaturas 1273,K, 773K e 673K depois de um trabalho a frio, (Miyazaki et al., 1982a).	30
Figura 3.8 – Diagrama TTT do processo de envelhecimento de uma liga Ni(52%)-Ti. Nishida et al. (1986). Ressalta-se que o composto $Ti_{11}Ni_{14}$ foi posteriormente identificado como Ti_3Ni_4 , (Otsuka e Ren 2005).....	31
Figura 3.9 - Efeito da temperatura de recozimento nas tensões críticas ($\sigma^{(P \rightarrow M)}$, $\sigma^{(M \rightarrow P)}$) em uma liga Ni(50,6%)-Ti, a qual foi envelhecida nas temperaturas de 773K , 673K e 573K após tratamento de solubilização. (Miyazaki et al., 1982a), adaptado.	32
Figura 3.10 – Curvas tensão-deformação para uma liga Ni(50,6%)-Ti, que foi envelhecida a uma temperatura de 773K por 1h após um tratamento de solubilização a 1273K por 1h (Otsuka e Ren, 2005).	33
Figura 3.11 – Micrografia MET(Microscópio Eletrônico de Transmissão) de uma liga Ni(50,6%)-Ti que foi submetida a tratamento de envelhecimento a 773K após solubilização a 1273K (Otsuka e Ren, 2005).	33
Figura 3.12 – Curvas tensão-deformação para uma liga Ni(50,6%)-Ti, que foi envelhecida a uma temperatura de 673K por 1h após um tratamento de solubilização a 1273K por 1h (Otsuka e Ren, 2005).....	34
Figura 3.13 – Micrografia MET de uma liga Ni(50,6%)-Ti que foi submetida a tratamento de envelhecimento a 673K após solubilização a 1273K (Otsuka e Ren, 2005).	35
Figura 3.14 – Ilustração esquemática do precipitado Ti_3Ni_4 causando distorção na estrutura cristalina ao redor, Otsuka e Ren (2005).	35
Figura 3.15 – Influência do precipitado Ti_3Ni_4 : (a) redução da concentração de níquel das imediações do precipitado; (b) análise geométrica do campo de deformações ao redor do precipitado (Wang et al., 2016).	36
Figura 3.16 – Micrografia apresentando a distribuição dos precipitados depois de um envelhecimento a 723K por 1h: (a) Ni(50,6%)-Ti; e (b) Ni(51,5%)-Ti (Fan et al., 2004).....	36

Figura 3.17 - Efeito do envelhecimento nas temperaturas de transformação de uma liga Ni(50,9%)-Ti, (Liu et al., 2004).	38
Figura 3.18 – Transformações multi-estágio para uma liga Ni(50,9%)-Ti: (a) dois estágios para a transformação R-M; e (b) dois estágios para a transformação A-R, (Liu et al., 2004).	39
Figura 3.19 – Evolução da precipitação da liga Ni-Ti durante o envelhecimento. (Zheng et al. 2008).	40
Figura 4.1 – Representação esquemática do aparato para ensaios estáticos: 1- Saída de Sinais dos Sensores; 2- Sensor de Temperatura 1; 3-Sensores de Distância a Laser; 4-Base de fixação; 5-Caixa Térmica; 6-Máquina para Ensaios Estáticos Dentro da Caixa Térmica; 7- Módulo de Aquecimento 1; 8-Tubulação de Enchimento; 9- Tubulação de Retorno; 10-Módulo de aquecimento 2; 11-Cabos de Conexão; 12-Célula de Carga; 13-Mola a ser caracterizada; 14-Sistema de aquisição e automação Arduino Mega 2560; 15-Barra de Transmissão de Carga; 16-Sensor de Temperatura 2; 17-Polias; 18-Cabo de transmissão; 19-Contrapeso; 20-Reservatório de carregamento; 21-Reservatório de Fluido.	42
Figura 4.2 – Fluxograma do Sistema Geral de automação do equipamento para ensaios estáticos	43
Figura 4.3 – Fluxograma do Subsistema de Pré-Aquecimento.	44
Figura 4.4 – Resultado da atuação do Subsistema de Pré-aquecimento.	44
Figura 4.5 – Ilustração esquemática do Módulo de Aquecimento 1 e 2.	45
Figura 4.6 – Fluxograma do Subsistema de Aquisição de Dados.	45
Figura 4.7 – Fluxograma do subsistema de carregamento/descarregamento.	46
Figura 4.8 – Fluxograma do Subsistema de Aquecimento.	47
Figura 4.9 – Fluxograma do subsistema de gravação de dados e finalização.	48
Figura 4.10 – Imagens reais do equipamento Construído.	48
Figura 4.11– Esboço a nível de Projeto Básico do Equipamento para Ensaios Dinâmicos: 1- Sensores Laser de Distância; 2- Estrutura do Sistema; 3- Sistema Primário; 4- Absorvedor Dinâmico; 5- Mola Pseudoelástica; 6- Célula de Carga; 7- Módulo de aquecimento; ; 8- Lâmina de Borracha; 9- Base de conexão; 10- Bucha para saída de cabos; 11- Cabos de Conexão; 12- Placas de aquisição NI cDAQ-9178, NI 9234 e NI 9216; 13- Molas Lineares; 14- Caixa Térmica; 15- Estrutura de Suporte da Caixa Térmica; 16- <i>Shaker</i> Eletrodinâmico; 17- Estrutura do <i>Shaker</i> Eletrodinâmico.	49
Figura 4.12 – Imagens reais do equipamento Construído	51
Figura 5.1 - DSC após solubilização à 700°C durante 60min e subsequente têmpera em água à 25°C.	53
Figura 5.2 – Picos de transformação obtidos por meio de análise diferencial calorimétrica (DSC) para 300°C com diferentes tempos de envelhecimento.	55
Figura 5.3 – Ilustração esquemática da transformação multi-estágios da fase R.	55
Figura 5.4 – Picos de transformação obtidos por meio de análise diferencial calorimétrica (DSC) para 400°C com diferentes tempos de envelhecimento.	56
Figura 5.5 – Picos de transformação obtidos por meio de análise diferencial calorimétrica (DSC) para 500°C com diferentes tempos de envelhecimento.	57
Figura 5.6 - Microestrutura provável dos tratamentos térmicos em temperaturas intermediárias.	58
Figura 5.7 - Temperaturas Af: (a) em relação à temperatura; e (b) em relação ao tempo de envelhecimento	59
Figura 5.8 – Ilustração esquemática da determinação da temperatura PTE.	60
Figura 5.9 - Laço de histerese estabilizado para carregamento máximo de 15N das molas solubilizadas à 700°C com subsequente têmpera e envelhecimento à 300°C: A1- PTE=35°C; A2- PTE=47°C; A3- PTE=47°C; e A4- PTE=48°C.	61
Figura 5.10 - Laço de histerese estabilizado para carregamento máximo de 15N das molas solubilizadas a 700°C com subsequente têmpera e envelhecimento a 400°C: B1- PTE=54°C; B2- PTE=54°C; B3- PTE=56°C; B4- PTE= 55°C.	61
Figura 5.11 - Laço de histerese estabilizado para carregamento máximo de 15N das molas solubilizadas à 700°C com subsequente têmpera e envelhecimento à 500°C: C1- PTE=34°C; C2- PTE=34°C; C3- PTE=36°C; C4- PTE=55°C.	62
Figura 5.12 - Dissipação de energia por ciclo para diferentes temperaturas de envelhecimento para carregamento máximo de 15N.	63
Figura 5.13 – Variação da energia por ciclo com o aumento da temperatura de ensaio	64
Figura 5.14 – Variação da energia por ciclo com o aumento da temperatura de ensaio.	64
Figura 5.15 – Taxa de redução de energia por ciclo.	65
Figura 6.1 – Ilustração esquemática da mola para modelagem. (Enemark et al. 2016)	70
Figura 6.2 – Deconvolução dos picos na transformação reversa da mola C4.	72
Figura 6.3 – Respostas numérica e experimental: (a) mola C1; (b) mola C2; (c) mola C3; e (d) mola C4.	75
Figura 7.1 – Ilustração esquemática do ADVPE.	77
Figura 7.2 - Sistema ADVPE equipado com a mola 1 a 33°C e amplitude de forçamento A=0.6mm.	78
Figura 7.3 – Amplitudes máximas do ADVPE em relação às temperaturas de ensaio. Os pontos pretos e brancos indicam aumento e redução de frequências, respectivamente.	79

Figura 7.4 – Amplitudes obtidas nas temperaturas T1 e T2 para os forçamentos $A=0.5\text{mm}$, $A=0.5\text{mm}$ e $A=0.6\text{mm}$, onde os pontos pretos e brancos indicam aumento e redução de frequências, respectivamente.	80
Figura 7.5 – Características do sistema 1GDL: (a) Esquematização do sistema montado na estrutura para ensaio; (b) Rigidez das molas utilizadas; (c) Resposta livre do sistema; e (d) Período de oscilação livre.	81
Figura 7.6 – Amplitudes máximas de resposta para varreduras aumentando-se e diminuindo-se a frequência de forçamento.	82
Figura 7.7 – Acoplamento do Sistema 1GDL com o Absorvedor Pseudoelástico.	82
Figura 7.8 – Amplitudes máximas do sistema 1GDL isolado e do sistema 1GDL acoplado ao ADVPE com a mola C1 a 37°C	83
Figura 7.9 – Análise dos picos para as temperaturas T1 e T2, nas amplitudes $A=0.4$, $A=0.5$ e $A=0.6$, onde os pontos pretos e brancos indicam aumento e redução de frequências, respectivamente.	84
Figura 7.10 – Amplitudes máximas para o acoplamento ADVPE – 1GDL, aumentando-se e diminuindo-se a frequência.	86
Figura 7.11 – Análise dos picos para as temperaturas T1 e T2, nas amplitudes $A=0.4$, $A=0.5$ e $A=0.6$, onde os pontos pretos e brancos indicam aumento e redução de frequências, respectivamente.	87
Figura 7.12 — Rigidez associada à tangente ao laço de histerese.	87
Figura 7.13 – Esquematização do ADVPE.	88
Figura 7.14 – Sistema ADVLN.	89
Figura 7.15– Resultados obtidos para ADVLN, ADVPE e ADVPN para amplitude de $A=0.6$ nas temperaturas T1 e T2.	91
Figura 7.16 - Modelagem do acoplamento ADVPN-1GDL.	92
Figura 7.17 – Modelagem do acoplamento ADVLN-1GDL.	92
Figura 7.18 – Amplitudes máximas para o acoplamento ADVPN – 1GDL.	94
Figura 7.19– Comparação entre amplitudes máximas nas temperaturas T1 e T2 das molas C1 e C4.	95

LISTA DE TABELAS

Tabela 5.1 – Envelhecimentos efetuados após solubilização à 700°C sem atmosfera de proteção.	52
Tabela 6.1 – Parâmetros obtidos para ajuste do modelo a partir dos dados experimentais	73
Tabela 7.1 – Temperaturas para avaliação dinâmica.....	77
Tabela 7.2 – Características do sistema 1GDL.	81
Tabela 7.3 – Dados para avaliação numérica.	88

1 INTRODUÇÃO

As vibrações consistem em um fenômeno de muita importância na ciência. Diversos comportamentos naturais, assim como os derivados de ações humanas envolvem movimentos oscilatórios de alguma forma. O estudo das vibrações abrangem desde respostas oscilatórias de partículas subatômicas até galáxias.

No âmbito das vibrações mecânicas, esse fenômeno é essencial e sempre considerado, podendo ser muito útil em diversas aplicações — como em equipamentos mecânicos que necessitam de vibrações para funcionar — e até mesmo catastróficos — como ruptura de cabos aéreos de transmissão de energia.

Em relação aos sistemas mecânicos, as vibrações podem comprometer a eficiência, a integridade física e até mesmo operacionalidade deles. Nesse contexto, surgiu a necessidade de estudos que objetivassem a compreensão adequada desses fenômenos e sua consequente eliminação ou suavização.

Para Meirovitch (2001), um dos principais problemas a ser evitado na maioria dos sistemas é a ressonância. Esse fenômeno caracteriza-se basicamente por uma resposta com elevadas amplitudes quando o sistema é forçado harmonicamente em suas frequências naturais. Oscilações nessas condições podem gerar sérios danos estruturais relacionados à falhas por fadiga ou por deformações plásticas de elementos que compõe o sistema.

Uma forma de controlar, reduzir ou até mesmo eliminar vibrações indesejadas é a utilização de absorvedores dinâmicos de vibrações (ADVs). O ADV é um dispositivo de controle de vibrações passivo clássico, é geralmente modelado por parâmetros concentrados de massa, rigidez e possivelmente amortecimento que, uma vez conectados a um determinado sistema excitado por uma força harmônica externa — denominado sistema primário — é capaz de absorver a energia vibratória no ponto de conexão e promover a redução dos níveis de vibração do sistema primário (Inman, 2013). Os ADVs tradicionais funcionam como supressores de vibração em estreitas bandas operacionais de frequências impostas aos sistemas mecânicos por forças externas, ou seja, eles redistribuem energia do sistema de forma eficiente em frequências de excitação específicas. Esses dispositivos agem de forma que sua oscilação se oponha a força de excitação aplicada no sistema primário.

O estudo e desenvolvimento de dispositivos absorvedores que compreendam uma faixa maior de frequência de operação têm tido grande importância no meio acadêmico e na indústria (Oliveira, 2014). Uma alternativa que vem sendo estudada é o uso de materiais inteligentes como elemento de rigidez. Como exemplo, pode-se citar as ligas de memória de forma (*SMA*s, *Shape Memory Alloys*), visto que elas podem ter seu valor de rigidez alterado devido a alguns parâmetros relacionados à tensão e à temperatura. Outra característica que merece destaque no contexto de reduzir vibrações indesejáveis é a grande capacidade de dissipação de energia dessas ligas.

Segundo Kumar e Lagoudas (2008), a utilização de materiais inteligentes em absorvedores dinâmicos tem sido largamente explorada, tendo em vista suas propriedades especiais. Estes materiais, usualmente utilizados como sensores e atuadores nas chamadas estruturas inteligentes, podem ter sua rigidez, frequências naturais, dentre outras propriedades mecânicas alteradas, mediante a imposição de campos elétricos, eletromagnéticos, de temperatura ou de tensão.

De acordo com Duerig et al. (1990), as ligas com memória de forma (SMAs), constituem um grupo de materiais metálicos inteligentes que apresentam dois fenômenos principais denominados efeito de memória de forma e pseudoelasticidade. No efeito de memória de forma, a liga é capaz de recuperar a geometria original (ou de desenvolver consideráveis forças de restituição ao se restringir sua recuperação) por meio da imposição de um campo de temperatura e/ou de tensão, devido às transformações martensíticas induzidas no material. A pseudoelasticidade é caracterizada pela recuperação de deformações resultantes de transformações martensíticas induzidas por tensão. Ela é observado nas SMAs submetidas a temperaturas consideradas altas, após a retirada da carga aplicada. Nesse ciclo de aplicação e retirada de carga, o material apresenta uma grande capacidade de dissipação de energia devido à presença de um laço de histerese relacionado com a rigidez do material. A pseudoelasticidade e o efeito de memória de forma vêm possibilitando o emprego de SMAs em inúmeras aplicações.

1.2 OBJETIVOS

Neste trabalho, o objetivo principal é entender como os tratamentos termomecânicos em molas NiTi ricas em níquel podem influenciar o desempenho de um absorvedor dinâmico de vibrações pseudoelástico, no que se refere à redução das amplitudes máximas de oscilação e ao comportamento não linear. Especificamente, o objetivo principal pode ser dividido em três partes:

- 1) Avaliação da influência dos tratamentos térmicos nas temperaturas de transformação e na resposta à carregamentos estáticos: A idéia é observar como as transformações direta, reversa e a microestrutura são alteradas depois de submetidas a diferentes tratamentos térmicos, como solubilização e envelhecimento. Além disso, deseja-se verificar o quão influente é a microestrutura gerada na área do laço e, conseqüentemente, na dissipação de energia por ciclo de carregamento e descarregamento.
- 2) Análise numérica e experimental do comportamento dinâmico de osciladores mecânicos de 1GDL e 2GDL com elementos de rigidez pseudoelásticos: Nessa etapa, a finalidade é verificar a influência de cada laço de histerese obtido no comportamento dinâmico de um oscilador 1GDL, representando o ADV (Absorvedor Dinâmico de Vibrações) isolado, e no oscilador 2GDL, representando o ADV acoplado a um sistema primário.

- 3) Projeto e desenvolvimento de dois equipamentos especiais para realização das análises. O primeiro consiste em um equipamento para ensaios *quasi* estáticos, visando avaliar o laço de histerese. O segundo será utilizado para análises dinâmicas do sistema 1GDL e 2 GDL. Os dois equipamentos permitem a realização de ensaios à temperatura constante.

1.3 METODOLOGIA

Toda a abordagem neste trabalho fundamenta-se em análises experimentais e numéricas. A seguir, os passos realizados para perseguir os objetivos propostos são apresentados.

1.3.1 TRATAMENTOS TÉRMICOS E ANÁLISE DAS PROPRIEDADES DE TRANSFORMAÇÃO

Neste trabalho, são utilizadas molas de tração Ni(50.7%)-Ti do tipo *hook spring* com 9.7mm de diâmetro de espira, 16mm de comprimento e 1mm de diâmetro de fio. Primeiramente, são realizados diversos tratamentos térmicos, os quais compreendem basicamente em: solubilização inicial para eliminação de defeitos na microestrutura e dissolução de quaisquer precipitados que porventura existam no material recebido; e envelhecimentos à diversas temperaturas e diferentes tempos, objetivando gerar precipitados coerentes do tipo Ni_4Ti_3 .

Posteriormente, as ligas são avaliadas por meio da técnica de calorimetria exploratória diferencial (*DSC-Differential Scanning Calorimetry*), em que as temperaturas de transformação e as entalpias de formação das fases microestruturais são verificadas.

1.3.2 CARACTERIZAÇÃO ESTÁTICA TERMOMECÂNICA DAS MOLAS

Após a etapa dos tratamentos térmicos, as molas são cicladas até que se obtenha uma resposta pseudoelástica estável, ou seja, é feito um treinamento da liga para obtenção de um laço de histerese constante quanto à dissipação de energia por ciclo. Essa caracterização termomecânica é efetuada no equipamento especialmente projetado para ensaio de tração à temperatura constante.

1.3.3 SIMULAÇÕES NUMÉRICAS

Em seguida, a partir dos dados do laço de histerese, são realizadas simulações numéricas fundamentadas em um modelo constitutivo desenvolvido em Lagoudas et al. (2012) e adaptado para utilização em molas por Enemark et al. (2016). Visando, portanto, obter dados que forneçam informações sobre quais os laços de histerese são mais efetivos na redução das vibrações dos sistemas mecânicos e na evolução do comportamento dinâmico deles.

1.3.4 VERIFICAÇÃO EXPERIMENTAL

Finalmente, com base nas simulações efetuadas, análises experimentais são realizadas para comparação com os dados obtidos numericamente. Esas análises são efetuadas por meio de um equipamento especificamente desenvolvido para essa finalidade. As molas tratadas são utilizadas nos sistemas 1GL — representando unicamente o ADV— e 2GL — representando o conjunto sistema primário e ADV.

1.4 RELEVÂNCIA

Ressalta-se que a maioria dos trabalhos existentes apenas foca em um aspecto da análise das SMAs, isto é, ou concentram-se nas propriedades termomecânicas, ou trabalham na modelagem do comportamento do material ou enfatizam alguns aspectos dinâmicos (Kumar e Lagoudas, 2008; Otsuka, 1998; Otsuka e Ren, 2005; Otsuka e Wayman, 1999; Savi et al., 2008).

Em se tratando de ADVs, destaca-se também que a maioria dos trabalhos que envolvem SMAs costumam evidenciar apenas o efeito de memória de forma, sendo poucos os trabalhos que se atentam a característica pseudoelástica, a qual traz não linearidades ao comportamento do sistema.

Este trabalho configura-se em uma junção dessas duas áreas, de forma a poder alicerçar futuros desenvolvimentos tecnológicos e trabalhos acadêmicos que necessitem correlacionar informações desde a microestrutura do material até o comportamento dinâmico de um sistema mecânico complexo.

1.5 ORGANIZAÇÃO DO TRABALHO

Neste primeiro capítulo é apresentada a introdução do trabalho, incluindo objetivos, metodologia e organização do texto. O segundo capítulo apresenta os fundamentos teóricos necessários para o entendimento do trabalho. Inicialmente, apresenta-se uma explicação sobre os absorvedores dinâmicos de vibrações e seu funcionamento. Logo após, o trabalho trata de questões gerais sobre as ligas de memória de forma utilizando conceitos termodinâmicos de modo a poder estabelecer uma base para os demais capítulos.

O terceiro capítulo apresenta uma revisão bibliográfica sobre tratamentos térmicos em ligas de memória de forma. Esse capítulo é fundamental para os objetivos do trabalho, haja vista que todas as decisões sobre os tipos de tratamentos a serem efetuados e as características mecânicas das molas pseudoelásticas necessitam de um embasamento teórico.

O quarto capítulo apresenta dois equipamentos especificamente idealizados, projetados e contruídos para os objetivos desse trabalho. Os equipamentos desenvolvidos nesse capítulo são fundamentais para para todas as atividades posteriores do trabalho.

O quinto capítulo inicia as análises experimentais com as molas pseudoelásticas. Nele, as molas são tratadas termicamente e analisadas em um dos equipamentos desenvolvidos no capítulo quatro.

O sexto capítulo apresenta o modelo constitutivo termomecânico que será utilizado neste trabalho para uma comparação entre resultados numéricos e experimentais. Os dados obtidos no capítulo cinco são muito importantes nesse capítulo, pois são utilizados no modelo constitutivo.

O sétimo capítulo apresenta uma análise do comportamento dinâmico de ADVs pseudoelásticos tanto numericamente quanto experimentalmente. Essa capítulo apresenta também uma discussão geral dos resultados deste trabalho.

O oitavo capítulo condensa as principais informações levantadas e apresenta uma discussão sobre elas, além de apresentar as conclusões.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 ABSORVEDOR DINÂMICO DE VIBRAÇÕES

Absorvedores dinâmicos são normalmente utilizados em sistemas mecânicos para a supressão de vibrações em determinadas faixas de frequências. Os modelos comuns apresentados nesse trabalho estão incluídos na classe de controladores passivos de vibrações. Para Inman (2013), os controladores passivos, por definição, são compostos de dispositivos que não necessitam de potência externa para seu funcionamento. O controle é feito por meio da força em fase oposta que é gerada pelo dispositivo resultante durante seu funcionamento.

O absorvedor dinâmico de vibrações (ADV) passivo, é geralmente modelado por parâmetros concentrados de massa, rigidez. Quando conectado a um sistema excitado por uma força harmônica externa — também conhecido como sistema primário — é capaz de absorver a energia de vibração no ponto de conexão, promovendo, assim, a redução dos níveis de vibração desse sistema primário. Essa absorção acontece por meio de uma redistribuição da energia de vibração, de forma que as amplitudes máximas de oscilação do sistema primário são reduzidas e a do absorvedor, aumentadas.

O projeto e desenvolvimento de um ADV fundamenta-se basicamente na escolha de uma frequência natural do sistema primário a qual se deseja atenuar. Depois, são selecionados parâmetros como a massa, e a rigidez e forma que ocorra uma sintonização, ou seja, a frequência natural do absorvedor coincide com a frequência natural selecionada.

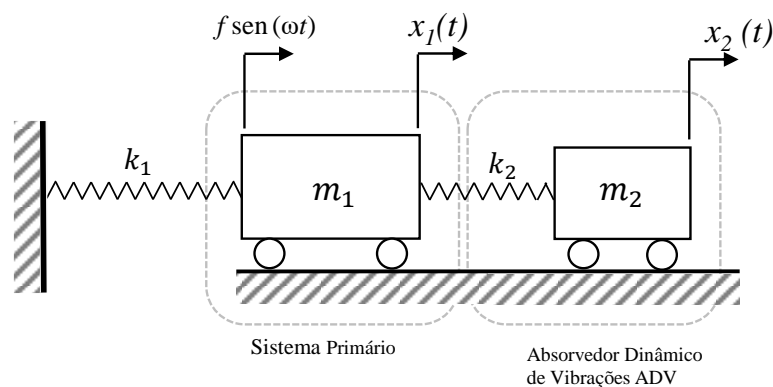


Figura 2.1 – Oscilador 2GL: absorvedor dinâmico acoplado a um sistema primário.

A Figura 2.1 apresenta um ADV não amortecido conectado em sistema primário. A partir de Inman (2013), tem-se que as amplitudes máximas do sistema primário X_1 e do sistema secundário X_2 são dadas por:

$$X_1 = \frac{\left[1 - \left(\frac{\omega}{\omega_2}\right)^2\right] x_{est}}{\left[1 + \gamma \left(\frac{\omega_2}{\omega_1}\right)^2 - \left(\frac{\omega}{\omega_1}\right)^2\right] \left[1 - \left(\frac{\omega}{\omega_2}\right)^2\right] - \gamma \left(\frac{\omega_2}{\omega_1}\right)^2} e \quad 2.1$$

$$X_2 = \frac{x_{est}}{\left[1 + \gamma \left(\frac{\omega_2}{\omega_1}\right)^2 - \left(\frac{\omega}{\omega_1}\right)^2\right] \left[1 - \left(\frac{\omega}{\omega_2}\right)^2\right] - \gamma \left(\frac{\omega_2}{\omega_1}\right)^2}, \quad 2.2$$

sendo

- $\omega_1 = \sqrt{k_1/m_1}$: Frequência natural do sistema primário;
- $\omega_2 = \sqrt{k_2/m_2}$: Frequência natural do absorvedor dinâmico;
- $x_{est} = f/k_1$: Deflexão estática do sistema primário; e
- $\gamma = m_2/m_1$: Razão entre as massas do absorvedor dinâmico e do sistema primário.

Como pode ser observado a partir das Equações 2.1 e 2.2, para que a amplitude do sistema primário X_1 seja anulada, é necessário que o valor ω_2 da frequência natural do absorvedor dinâmico seja igual à frequência de forçamento. Para isso, devem ser escolhidos parâmetros apropriados para o absorvedor dinâmico.

Embora os absorvedores dinâmicos sejam projetados para operarem em uma determinada frequência de excitação, ω , eles podem operar de forma relativamente satisfatória em valores de frequências muito próximos de ω . Nesses casos a oscilação do sistema primário não se anulará, mas será baixa.

A Figura 2.2 apresenta as amplitudes máximas de resposta de um sistema que se deseja diminuir os níveis de vibração isolado e também acoplado com um ADV. A partir do gráfico pode-se observar a banda operacional do ADV, onde os níveis de vibração do sistema primário são menores em comparação ao caso sem absorvedor. Fora dessa banda operacional, no entanto, surgem dois novos picos que devem ser evitados.

O objetivo de estudar um absorvedor pseudoelástico é avaliar a possibilidade de melhorar o desempenho do absorvedor de vibrações clássico, seja por aumentar a banda operacional ou diminuir esses dois picos novos.

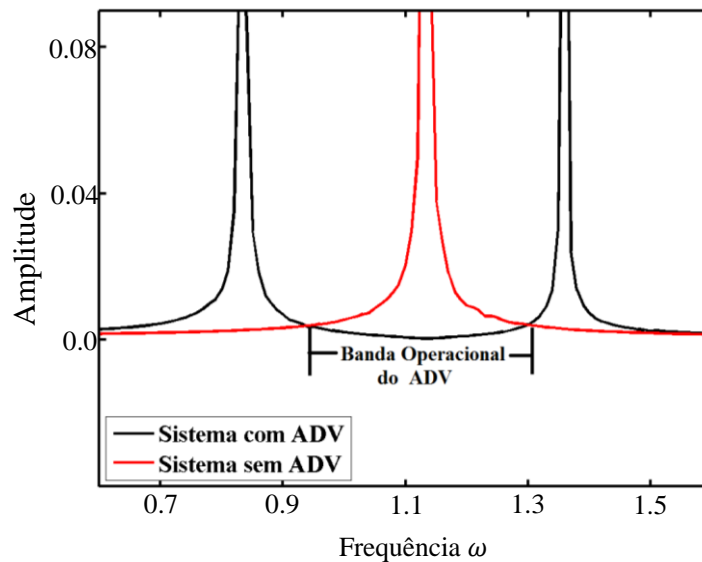


Figura 2.2 – FRF do sistema primário em função da variação da frequência de excitação.

2.2 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA

Há muitos anos, os metais têm tido cada vez mais importância como materiais estruturais. Técnicas de fabricação de ligas, fundição e forjamento tem evoluído muito desde a idade do bronze e do ferro. Com os recentes avanços na ciência e tecnologia, aliadas a um entendimento mais profundo das características microestruturais e dos efeitos gerados por processamento dos materiais, a área de ciências dos materiais tem evoluído significativamente nas últimas décadas.

Para Kumar e Lagoudas (2008), a capacidade de manusear materiais de forma a alterar diversas características, tais como mecânicas, elétricas e magnéticas, fazem com que novas ligas e compósitos possam ser desenvolvidos para uma diversidade de aplicações. A crescente demanda por materiais que forneçam boa confiabilidade estrutural aliada às características mecânicas especiais de elasticidade, resiliência, ductilidade, fadiga, dureza e tenacidade geraram uma nova área de pesquisa e desenvolvimento denominada Materiais Multifuncionais.

Kumar e Lagoudas (2008) também afirmam que a área de Materiais Multifuncionais é subdividida em diversos grupos e um dos mais importantes é o denominado Materiais Ativos (*Active Materials*). Esse grupo compreende os materiais que exibem propriedades relacionadas a sensoriamento (*Sensing*) e atuação (*Actuation*), tais como Materiais Piezoelétricos, Materiais Magnetoestrictivos e Materiais com Memória de Forma.

No contexto dos Materiais com Memória de Forma, as Ligas com Memória de Forma (*Shape Memory Alloys, SMA*) surgem como uma classe única de materiais que possuem a capacidade de responder a estímulos externos (força, temperatura e magnetismo) com posterior retorno a seu formato original (Duering, 1990 ; Jani et al., 2014; Kumar e Lagoudas, 2008; Otsuka e Ren, 2005).

2.1.1 LIGAS NITI

Dentre as diversas ligas existentes, as ligas binárias Ni-Ti tem sido as mais extensivamente estudadas. Essa liga exibe uma intensa resposta não linear relacionada ao efeito de memória de forma e à superelasticidade sob certas condições, o que as torna ideal para uma variedade de aplicações (Adharapurapu, 2007).

Essas ligas também exibem forte resistência à corrosão e biocompatibilidade, tornando-as excelentes alternativas para aplicações biomédicas. Quando comparada à outras ligas com memória de forma, sua cristalografia e resposta termomecânica são bem compreendidas, assim como as mudanças nas temperaturas características com a alteração na composição (Kumar e Lagoudas, 2008; Tang et al., 1999).

2.1.2 TEMPERATURAS CARACTERÍSTICAS

Existem quatro temperaturas distintas que caracterizam as SMAs na ausência de tensões: M_s , M_f , A_s e A_f . O valor A_f corresponde à temperatura acima da qual há somente a presença da fase mãe/parente, normalmente denominada austenita. O valor M_f corresponde à temperatura abaixo da qual há somente a presença de martensita. Os valores M_s e A_s correspondem às temperaturas em que se iniciam a indução térmica de formação de Martensita e austenita, respectivamente. Em muitos casos, considera-se que a transição ocorre em uma temperatura T_0 , conforme

$$T_0 = \frac{1}{2}(M_s + A_s) \quad 2.1$$

(Kumar e Lagoudas, 2008; Otsuka e Ren, 2005).

Como pode-se observar na Figura 2.3, quando o material é resfriado a partir de uma temperatura acima de A_f , inicia-se a formação da fase martensítica quando o material atinge a temperatura M_s . Com o contínuo resfriamento, a transformação de fase é finalizada quando a temperatura M_f é atingida e há unicamente a presença de martensita maclada (*Twinned Martensite*) ou auto acomodada. Essa fase é caracterizada por possuir várias orientações cristalográficas e é denominada fase martensítica auto acomodada (maclada). A liga Ni-Ti apresenta 24 possíveis variantes cristalográficas em sua fase martensítica auto acomodada.

No aquecimento, partindo-se de uma temperatura abaixo de M_f , inicia-se a formação de austenita quando material atinge a temperatura A_s . Quando a temperatura A_f é atingida, há somente a presença de austenita.

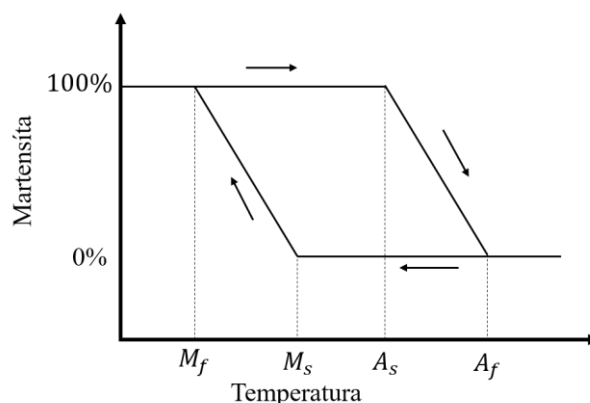


Figura 2.3 – Relação entre as temperaturas características e a fase martensítica.

2.1.3 EFEITO COM MEMÓRIA DE FORMA E SUPERELASTICIDADE

O efeito com memória de forma é uma propriedade única que alguns materiais são capazes de exibir. Refere-se ao fenômeno em que um material, depois de deformado a uma baixa temperatura, retorna ao seu formato original quando aquecido acima de uma temperatura crítica A_f , conforme apresenta a Figura 2.4.

Na Figura 2.4, com a aplicação de carregamento no material superior a uma tensão crítica σ indicada pelo ponto A , há a reorientação da estrutura cristalina de martensita com várias orientações para uma única orientação mais favorável à direção de aplicação da tensão. Durante essa reorientação, a rigidez do material diminui consideravelmente, conforme a trajetória $A - B$. Após cessada a reorientação, o material apresenta uma única variante cristalográfica e uma nova rigidez correspondente à essa variante, a partir do ponto B . Após o carregamento, permanece uma deformação residual no material, indicado pelo ponto C . Transferindo-se calor ao ponto em que uma temperatura crítica A_s é alcançada, inicia-se a transformação de martensita reorientada para austenita e o material retorna ao seu formato original depois de atingida a temperatura A_f , ponto D .

A superelasticidade é um caso particular do efeito de memória de forma, haja vista que a temperatura na qual houve a deformação já é maior que a temperatura crítica. Isso significa que a recuperação da forma se dá imediatamente após a retirada da carga que causou a deformação. O termo superelasticidade refere-se ao fato de o material ser capaz de suportar deformações recuperáveis acima dos valores de deformação elástica dos metais convencionais.

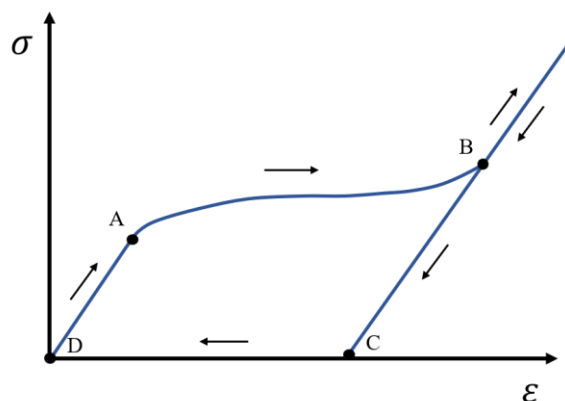


Figura 2.4 – Fenômeno da memória de forma.

A trajetória $O - A$ da Figura 2.5 apresenta o material em fase austenítica experimentando um carregamento com resposta elástica. Em um valor limite específico de tensão σ^c indicado por A , inicia-se no material a formação de martensita indicado pela trajetória $A - B$. Vê-se que o material sofre uma grande deformação inelástica enquanto há transformação de austenita para martensita induzida por tensão. O ponto B indica a finalização da transformação da nova fase, que apresenta comportamento elástico e valor de módulo de elasticidade referente à martensita induzida. Uma eventual aplicação de carga nesse regime não leva a mais nenhuma transformação de fase no material.

Ainda na Figura 2.5, a retirada da carga aplicada no material induz a recuperação da forma inicial do material com o início de formação de martensita, indicada pela trajetória $C - D$. Esse ciclo completo de transformação resulta em uma histerese, que é uma dissipação de energia, representada pela área entre os pontos A, B, C e D .

As tensões mínimas para transformação de fase e as características da curva de histerese no diagrama $\sigma - \epsilon$ variam muito em decorrência do tipo de ligas usada e das condições de ensaio tanto no efeito de memória de forma quanto na superelasticidade (Adharapurapu, 2007; Kumar e Lagoudas, 2008).

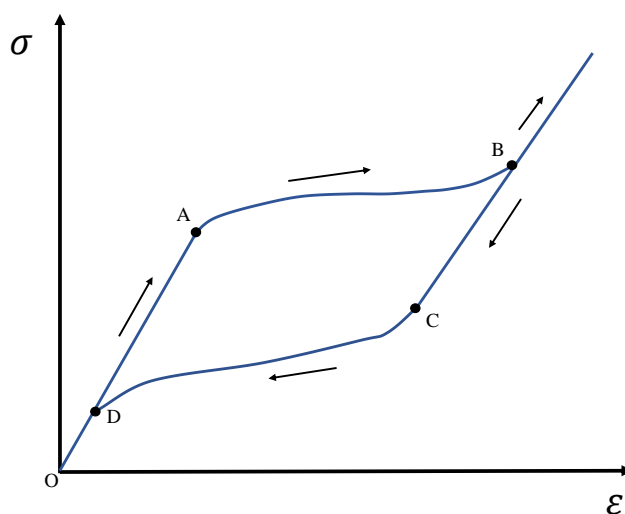


Figura 2.5 – Diagrama σ - ϵ do comportamento pseudoelástico.

2.1.4 OS MECANISMOS DO COMPORTAMENTO DE MEMÓRIA DE FORMA

Nos últimos anos, diversas ligas foram desenvolvidas visando-se explorar o efeito de memória de forma e superelasticidade, tais como a Au-Cd, Cu-Zn, Cu-Al-Ni, Fe-Ti-Al e, em especial, a liga Ni-Ti. Essas ligas diferem bastante em suas composições químicas e estruturas cristalinas, todavia possuem em comum o fato de exibirem alterações macroscópicas e microscópicas resultantes de transformações martensíticas. A literatura pontua que essas transformações são fundamentais para o mecanismo de memória de forma e para a superelasticidade (Adharapurapu, 2007; Bhattacharya, 2003).

2.2 TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS

As transformações martensíticas podem ser consideradas o mecanismo principal de todos os comportamentos característicos das ligas de memória de forma. Nas últimas décadas, muitas pesquisas têm sido desenvolvidas sobre o tema e excelentes resultados têm sido obtidos. Materiais com abordagem científica e evidências experimentais podem ser verificados em Otsuka e Ren (2005), Saburi (1999), Lexcellent (2013), Adharapurapu (2007) e Bhattacharya (2003).

Essas transformações caracterizam-se por ocorrerem sem difusão de átomos, isto é, são displasivas. Dessa forma, os átomos se movimentam cooperativamente em distâncias menores que as distâncias interatômicas, geralmente por cisalhamento (Dias, 2005; Duerig et al., 1990; Kumar e Lagoudas, 2008; Saburi, 1999).

Devido ao fato de se moverem de forma cooperativa, ocorre uma distorção, que se acumula em nível de unidade celular e se manifesta como mudança da estrutura cristalina. Como não há migração atômica, não há mudança na composição química da nova fase formada, ou seja, são adifusionais. Portanto, a transformação martensítica é tanto uma deformação microestrutural como também uma transformação de fase. Além disso, essas mudanças são completamente recuperáveis quando o material é submetido a uma transformação reversa na superelasticidade ou no efeito de memória de forma (Dias, 2005; Duerig et al., 1990; Mahmud, 2009; Ziolkowski, 2015)

As transformações martensíticas são independentes do tempo. São consideradas transformações atérmicas, visto que taxa de nucleação da nova fase é somente dependente da temperatura e não do tempo de permanência em um estado termodinâmico (Dias, 2005; Duerig et al., 1990; Kumar e Lagoudas, 2008; Lexcellent, 2013; Saburi, 1999)

A transição é considerada de primeira ordem e ocorre por meio de nucleação e crescimento da nova fase dentro da fase inicial. Essa transformação pode ser induzida por variação de temperatura ou pela aplicação de um carregamento mecânico (Ziolkowski, 2015).

Dessa forma, a combinação da distorção da estrutura cristalina e a característica não difusiva da transformação são os pilares do efeito de memória de forma e da pseudoelasticidade (Ziolkowski, 2015).

2.2.1 TERMOELASTICIDADE DAS TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS

As transformações martensíticas são classificadas em duas categorias: termoelásticas; e não termoelásticas. A termoelasticidade é uma característica das ligas que apresentam efeito com memória de forma e suas principais características são a reversibilidade e a continuidade (Jiang et al., 2009; Liu, 2009; Mahmud, 2009).

A reversibilidade é uma característica relacionada às temperaturas de transformação. Elucidando, a transformação reversível ocorre com a mudança de temperatura sobre um intervalo de temperatura e é revertida, *per contra*, com a mudança na variação de temperatura. As interfaces entre a fase austenítica e martensítica apresentam grande mobilidade durante o resfriamento/aquecimento (Dias, 2005; Duerig et al., 1990; Kumar e Lagoudas, 2008).

A continuidade se refere à presença de uma força motriz (*driving force*) para transformação direta/reversa muito pequena, que garante uma transformação contínua com a um aumento ou redução de temperatura. Não há surgimento repentino da fase martensítica na transformação. A transição essencialmente ocorre em equilíbrio entre a força motriz química (diferença entre as energias livres da fase austenítica e martensítica) e a força de resistência elástica (devido a transformação). Nessa transição, é comum que ocorram pequenas descontinuidades ou saltos durante o crescimento das placas de martensita, denominadas transformação elástica degenerada (Delaey et al., 1974).

Por outro lado, as transformações martensíticas não-termoelásticas são caracterizadas por não apresentarem continuidade e reversibilidade, visto que requerem uma força motriz muito grande para que a transformação ocorra, situação evidenciada pela elevada variação de temperatura necessária (Dias, 2005; Duerig et al., 1990).

Nelas, a transformação de fase não é proporcional à taxa de variação de temperatura. A nucleação da fase martensítica ocorre por redução da temperatura e uma vez que os grãos são nucleados, não decrescem com a reversão dela, sendo portanto, uma transformação irreversível (Dias, 2005; Duerig et al., 1990; Mahmud, 2009).

2.2.2 ASPECTOS MICROESTRUTURAIS NAS TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS

As ligas com memória de forma são materiais intermetálicos capazes de serem submetidos a transformações de fase sólido-sólido por meio de carregamentos mecânicos ou térmicos, resultando em grandes deformações recuperáveis que variam de 6% a 10% (Adharapurapu, 2007; Duerig et al., 1990; Mahmud, 2009).

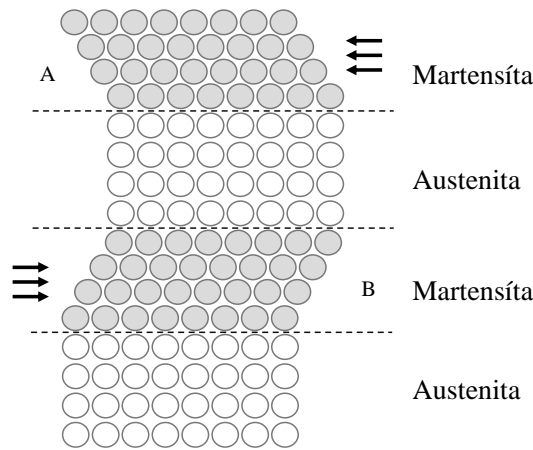


Figura 2.6 – Ilustração simplificada bidimensional da transformação martensítica

Quando submetidas a altas temperaturas, a estrutura cristalina do material é, geralmente, cúbica de corpo centrado $B2$, a qual possui alta simetria. Quando se inicia a redução da temperatura, a estrutura $B2$ se torna atômica ordenada. Consequentemente, a transição martensítica ocorre inicialmente de forma metaestável. Quando a temperatura está abaixo de M_s , a fase martensítica se torna estável e apresenta-se na forma monoclinica em várias orientações cristalográficas energeticamente equivalentes. Caracterizando-se, assim, em uma estrutura de baixa simetria $B19'$ (Duerig et al., 1990; Ortín et al., 2005).

Quando a liga é resfriada abaixo da temperatura M_s , a transformação se inicia por mecanismos de cisalhamento, como apresenta a Figura 2.6. Nela, as variantes A e B possuem a mesma estrutura cristalina, todavia as orientações cristalográficas são diferentes. Essas regiões denominam-se variantes da martensita e se formam em toda a extensão do material depois que a temperatura M_f é atingida

No entanto, na formação das várias variantes, o material não apresenta trincas. Dessa forma, as interfaces entre as variantes (maclas) mantem uma coerência. Essa combinação única de formar variantes e a imposição de manter coerência entre suas interfaces garante às ligas com memória de forma seu padrão característico (Adharapurapu, 2007; Duerig et al., 1990; Mahmud, 2009).

Se a temperatura for elevada acima de A_f , a martensita se torna instável e inicia-se a transformação reversa, na qual novamente há uma reorientação cristalográfica não difusiva e o retorno a fase austenítica (Adharapurapu, 2007; Duerig et al., 1990; Mahmud, 2009).

2.2.3 MECANISMOS MICROESTRUTURAIS DE TRANSFORMAÇÃO

Embora seja um tema bastante complexo, a transformação de austenita para martensita pode ser representada em um modelo cristalográfico bidimensional de forma qualitativa, Figura 2.7. Essa transformação é normalmente dividida em duas partes: Bain (*Bain Strain*); e deformações invariantes da estrutura cristalina (Adharapurapu, 2007; Dias, 2005; Duerig et al., 1990; Otsuka et al., 2005).

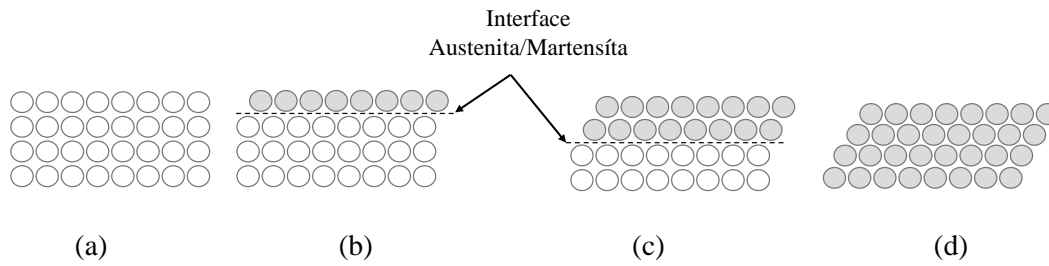


Figura 2.7 – Progressão da transformação martensítica. (a) estrutura completamente austenítica. (b) início da transformação, (c) avanço em cada camada de átomos, (d) Estrutura completamente transformada.

A deformação de Bain pode ser entendida como o resultado de todos os movimentos atômicos necessários para produzir uma nova estrutura a partir da fase de origem. É o mecanismo comum em transformações não-termoelásticas. A Figura 2.7 (a) apresenta esquematicamente essa estrutura completamente austenítica e a progressão da transformação até que se percorra todas as camadas de átomos da estrutura, Figura 2.7 (b-d). Nota-se que a cada avanço da interface austenita/martensita, cada átomo se move em uma pequena distância. Ao final da transformação, tem-se que o resultado desses vários pequenos deslocamentos é a nova estrutura martensítica, Figura 2.7 (d).

A deformação invariante da estrutura cristalina está relacionada à acomodação. Ela age de forma a alterar a estrutura da fase martensítica e da fase austenítica de forma que a nova estrutura possa ser acomodada. Isso pode ocorrer, por meio de dois mecanismos gerais: escorregamento (*slip*), Figura 2.8(b); e maclagem (*twinning*), Figura 2.8 (c) (Bhattacharya, 2003; Liu, 2009; Mahmud, 2009).

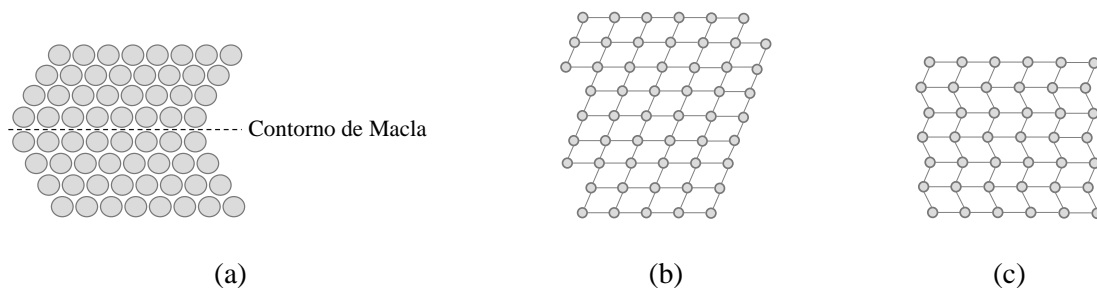


Figura 2.8 – (a) Contorno de macla em duas variantes de orientação diferente, (b) martensita formada por escorregamento, (c) martensita formada por maclagem.

O escorregamento, apesar de ser comum na transformação martensítica de muitas ligas, é um processo de acomodação permanente, pois ocorre rompimento de ligações atômicas. Por outro lado, a maclagem pode acomodar mudanças de forma reversível e as ligações atômicas permanecem intactas. Para que a memória de forma ocorra, é necessário que a acomodação seja completamente reversível, ou seja, o processo de maclagem deve ser dominante na transformação.

Quando uma tensão é aplicada na martensita maclada, os contornos de macla, ilustrados na Figura 2.8 (a), movem-se facilmente de forma a propiciarem o crescimento das variantes melhor orientadas em relação à tensão aplicada. Esse processo (condensação de várias maclas em uma única orientação favorável) é denominado demaclagem (*detwinning*), conforme apresenta a Figura 2.9. Com o

aquecimento, a reversão para austenita faz que o material retorne a forma original (Adharapurapu, 2007; Duerig et al., 1990; Mahmud, 2009).

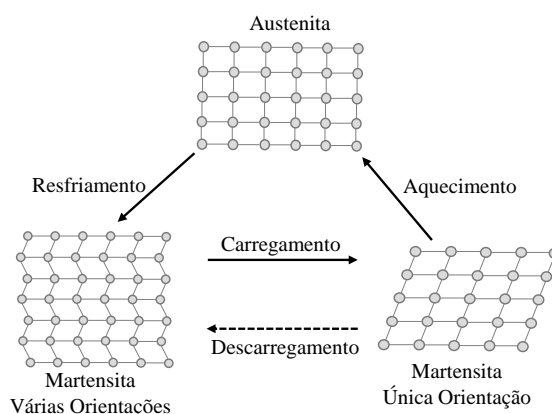


Figura 2.9 – Ilustração esquemática da deformação da SMA devido a um carregamento e posterior aquecimento para recuperação da forma inicial.

Geralmente, durante a transformação martensítica, a martensita é precipitada em forma de placas localizadas sobre planos cristalográficos invariantes, denominados planos de hábito (*habit plane*), os quais são superfícies de separação entre duas fases. Cada placa formada causa pequenas distorções, mas quando somadas anulam-se e a forma original do material é mantida (Dias, 2005; Duerig et al., 1990; Mahmud, 2009; Ziolkowski, 2015).

2.2.4 ASPECTOS CRISTALOGRÁFICOS DA SUPERELASTICIDADE

A transformação martensítica induzida por tensão exerce um papel essencial na ocorrência da superelasticidade. Quando o material é deformado a uma temperatura acima de A_f , forma-se a estrutura martensítica induzida por tensão, que é estável nessa temperatura somente quando submetida à tensão. Durante a transformação, forma-se um platô (Figura 2.5), que representa a formação de variantes da fase martensítica cristalograficamente favoráveis à direção de aplicação da tensão. Essas variantes também são as que acomodarão a máxima deformação devido à tensão aplicada.

Quando o platô cessa, a resposta do material é resultado da rigidez intrínseca da martensita. No entanto, com a retirada da carga, a martensita torna-se instável, a transformação reversa para austenita ocorre instantaneamente e o material retorna à forma original. A força motriz para a estrutura martensítica induzida por tensão é independente da temperatura, mas totalmente dependente da tensão.

É importante notar a diferença básica das transformações martensíticas, tanto a induzida pelo resfriamento da fase austenítica quanto pela induzida por tensão. Nesta, somente as variantes que melhor se alinham à orientação da tensão aplicada existem. Naquela, as variantes nucleiam, crescem e se auto acomodam dentro da matriz da fase austenítica.

No intervalo de temperaturas entre A_s e A_f ou M_s e M_f , ambos os fenômenos de efeito de memória de forma e superelasticidade ocorrem parcialmente. Em ambos os casos, a deformação pode ser gerada

a partir de qualquer tipo de tensão, como tração, compressão ou cisalhamento (Aguiar et al., 2010; Duerig et al., 1990; Kumar e Lagoudas, 2008; Mahmud, 2009).

2.3 ASPECTOS TERMODINÂMICOS DAS TRANSFORMAÇÕES MARTENSTÍCAS TERMOELÁSTICAS

As transformações martensíticas termoelásticas constituem-se em dois processos: mecânico; e transformação de fase. Por tratar-se de transformação de fase, é sensível às variações de temperatura. Como um processo mecânico é sensível às variações de tensão. Esses dois processos conferem à transformação uma característica termodinâmica única. Algumas teorias têm sido desenvolvidas nas últimas décadas objetivando compreender essas características e descrevê-las por meio de leis físicas (Liu et. al, 2004; Ortín e Planes, 1988, 1989; Salzbrenner e Cohen, 1979).

2.3.1 EQUIVALÊNCIA TENSÃO-TEMPERATURA COMO FORÇA MOTRIZ PARA TRANSFORMAÇÕES MARTENSTÍCAS TERMOELÁSTICAS

Para expressar o efeito de uma tensão aplicada em uma condição de equilíbrio da transformação, Wollants et al., (1980), de forma completa, examinou o sistema apresentado na Figura 2.10. O elemento em análise está submetido a um carregamento uniaxial F que produz uma elongação ΔL . Sob essa condição, o balanço de energia livre durante a transformação do sistema pode ser expresso pela Equação 2.2.

$$\Delta G = \Delta H + \sum X\Delta Y = \Delta H + T\Delta S - F\Delta L = \Delta H - T\Delta S - \frac{1}{\rho}\sigma\varepsilon_t \quad 2.2$$

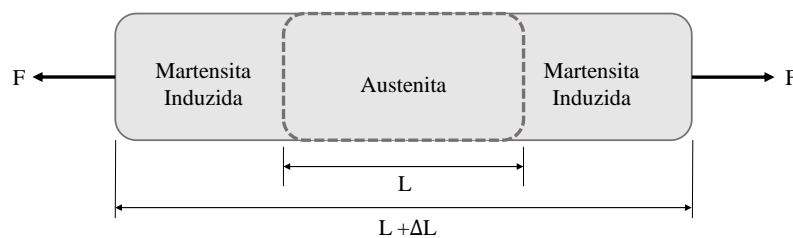


Figura 2.10 – Elemento submetido à tensão e temperatura constante T .

Na Equação 2.2, segundo Liu et al., (2004), X e Y são variáveis conjugadas formando várias possíveis contribuições de energia (como energia magnética em transformações martensíticas magnetoelásticas). $\Delta H - T\Delta S$ expressa a contribuição da energia química livre, a qual se origina das mudanças na microestrutura durante a transformação. O termo $F\Delta L$ expressa a contribuição mecânica, ou seja, o trabalho mecânico realizado no sistema. V e ρ são o volume específico e a densidade do material respectivamente. σ é a tensão externa aplicada e ε_t é a deformação associada à transformação. Quando se diferencia a Equação 2.2 em uma condição de equilíbrio ($\Delta G = 0$, $T = T_0$ e $\sigma = \sigma_0$) obtém-se a Equação 2.3, a qual é conhecida como a relação de Clausius-Clayperon, que define a relação entre

a tensão e a temperatura de equilíbrio como forças motrizes para a transformação martensítica (Liu et al., 2004; Ortín e Planes, 1988, 1989; Wollants et al., 1980).

$$\frac{d\sigma_0}{dT_0} = \frac{\Delta S}{\varepsilon_t} = \frac{\rho\Delta H}{T_0\varepsilon_t} \quad 2.3$$

Considerando-se que todos os parâmetros do lado direito da Equação 2.3 são constantes para uma dada transformação, a Equação define uma relação linear entre T_0 e σ_0 , conforme a Figura 2.11.

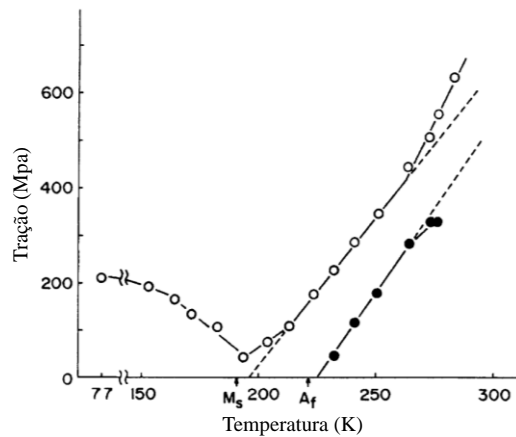


Figura 2.11 – Relação linear entre tensão e temperatura em uma liga NiTi (Otsuka e Ren, 2005).

2.3.2 RELAÇÃO TERMODINÂMICA EM CONDIÇÕES DE NÃO-EQUILÍBRIO

Na seção 2.1.3, viu-se uma tensão constante aplicada na condição de equilíbrio da transformação. Sob esta condição, a transformação ocorre em uma determinada temperatura específica, que depende da tensão aplicada. Na realidade, as tensões elásticas internas são continuamente criadas e acumuladas durante a transformação. Esse é o ponto chave que define uma condição de não-equilíbrio termodinâmico, na qual a tensão muda continuamente (Liu et al., 2004; Ortín e Planes, 1988, 1989; Wollants et al., 1980).

Acredita-se que a causa dessa tensão elástica interna é a distorção da estrutura cristalina interna na transformação. Dessa forma, espera-se que o estado de tensão interno seja dependente da configuração e da fração volumétrica das variantes martensíticas formadas.

Em um contexto termodinâmico, o fenômeno é expresso como energia de tensão-deformação elástica da estrutura, $\Delta E_{el} = \frac{1}{2}\sigma_{el}\varepsilon_{el}$. Essa energia é continuamente armazenada durante a transformação direta e liberada na transformação reversa, ou seja, $\Delta E_{el}^{dir} = -\Delta E_{el}^{rev}$. Esse efeito gera uma contínua alteração na temperatura de transformação, também conhecido como intervalos de transformação (Liu, 2009; Mahmud, 2009).

2.3.3 CONTRIBUIÇÕES À RELAÇÃO TERMODINÂMICA EM CONDIÇÃO DE NÃO EQUILÍBRIO

Em adição aos vários parâmetros reversíveis apresentados na Equação 2.2, o processo de uma transformação martensítica termoelástica também envolve parâmetros não reversíveis, expressos como ΔE_{ir} . Esse termo inclui a energia consumida na criação de defeitos internos, emissão de ondas acústicas e geração de calor. A ocorrência desses eventos faz que a transformação desvie da sua trajetória de equilíbrio, para ambas transformações direta e inversa. A esse fenômeno dá-se o nome de histerese de transformação (Chen e Kubo, 1996; Liu, 2009; Mahmud, 2009; Ren e Otsuka, 2000; Rotini et al., 2001).

2.3.4 TEORIA FENOMENOLÓGICA TERMODINÂMICA DAS TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS

Considerando-se os parâmetros reversíveis ΔE_{rev} e irreversíveis ΔE_{ir} , Ortín e Planes (1989) e Salzbrenner e Cohen (1979) apresentam a seguinte relação para descrever a energia livre numa transformação termoelástica martensítica

$$\Delta G = \Delta H + T\Delta S + \Delta E_{rev} - \Delta E_{ir}. \quad 2.4$$

A Equação 2.4 permite a descrição de um laço de transformação histerética, incluindo a histerese e os intervalos de transformação por meio de um adequado tratamento dos termos de energia reversível e irreversível. Na prática, o termo irreversível é comumente tratado como constante durante a transformação e muda de sinal conforme a direção direta ou reversa, sendo, portanto, responsável pela histerese. O termo reversível normalmente é tratado como continuamente crescente durante a transformação direta e inversa, sendo, portanto, responsável pelos intervalos de transformação. O efeito de ΔE_{rev} e ΔE_{ir} são esquematicamente apresentados na Figura 2.12, juntamente com o termo comparativo $\frac{1}{\rho}\sigma\varepsilon_t$ (Liu et al., 2004; Mahmud, 2009).

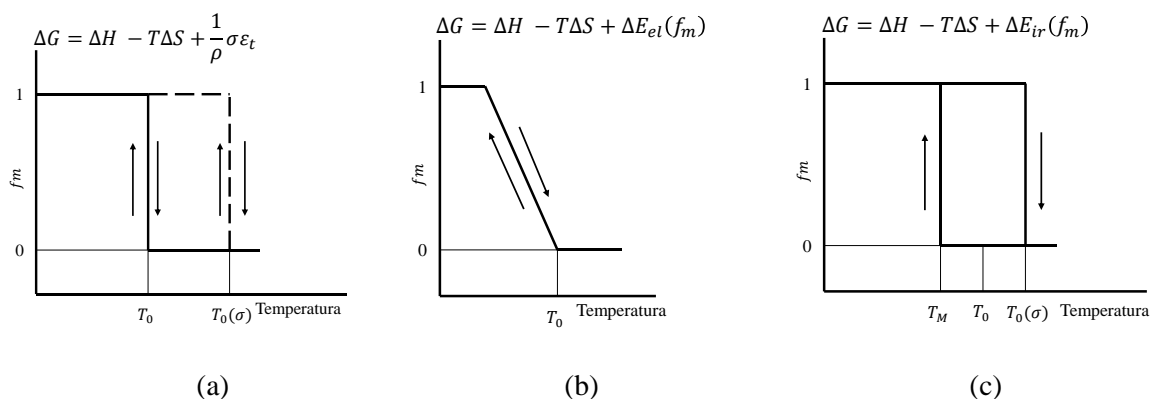


Figura 2.12 – Efeito dos parâmetros elásticos e irreversíveis na transformação: (a) $(1/\rho)\sigma\varepsilon_t$, (b) ΔE_{el} e (c) ΔE_{ir}

De acordo com Mahmud (2009) e Liu (2009), a Equação 2.4, tem sido bastante utilizada na literatura, no entanto, tem sido muito mal entendida também no que se refere aos termos elástico e irreversível. Segundo o autor e diferentemente do que se tem considerado, a equação de energia livre

expressa o balanço de energia livre em um determinado momento durante o processo de transformação, e não o estado de equilíbrio. Isso é devido a presença do termo irreversível ΔE_{ir} .

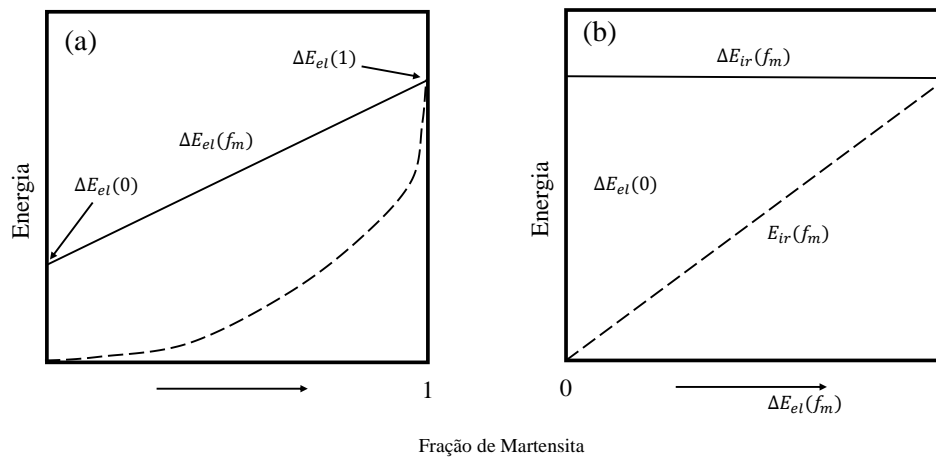


Figura 2.13 – Efeito dos parâmetros elásticos e irreversíveis na transformação: (a) $(1/\rho)\sigma\varepsilon_t$, (b) ΔE_{el} e (c) ΔE_{ir} (Mahmud, 2009).

Ainda segundo Mahmud (2009), os processos antes ou depois da transformação são irrelevantes. Portanto, todos os termos na Equação 2.4 são quantidades específicas que correspondem a uma etapa infinitesimal da transformação, mas não como energia acumulada durante um certo período da transformação. Dessa forma, a energia elástica e a irreversível são corretamente expressas como $\Delta E_{el}(t) = \frac{dE_{el}}{df_m}$ e $\Delta E_{ir}(t) = \frac{dE_{ir}}{df_m}$, ou seja, as taxas de geração de energia elástica e irreversível e um momento t no curso da transformação. A integral dessas energias específicas com relação à fração volumétrica da martensita resulta em $E_{el} = \int_0^{f_m} \Delta E_{el}(f_m)$ e $E_{ir} = \int_0^{f_m} \Delta E_{ir}(f_m)$. Essas relações são esquematicamente ilustradas na Figura 2.13, em que $\Delta E_{el}(f_m)$ é uma função linear de f_m e $\Delta E_{ir}(f_m)$ é constante durante o processo de transformação (Liu, 2009; Mahmud, 2009).

Como visto anteriormente, duas equações termodinâmicas foram estabelecidas para descrever o processo das transformações martensíticas termoelásticas. Essas duas equações descrevem diferentes aspectos das transformações. A Equação 2.2 descreve a condição de equilíbrio da transformação, ao passo que a Equação 2.4 descreve a forma do laço de histerese. A combinação dessas duas equações descreve todos os aspectos da transformação (Equação 2.5).

$$\Delta G = \Delta H + T\Delta S - \frac{1}{\rho}\sigma\varepsilon_t + \Delta E_{el}(f_m) - \Delta E_{ir}(f_m) \quad 2.5$$

2.4 DETERMINAÇÃO DE PARÂMETROS TERMODINÂMICOS

Devido ao envolvimento de energia irreversível, a transformação direta e reversa ocorrem em diferentes temperaturas. Portanto, para expressar essas temperaturas, a Equação 2.5 é dividida em duas equações (Wollants et al., 1979):

$$A \rightarrow M: \Delta G^d = \Delta H^d - T\Delta S^d - \frac{1}{\rho} \sigma \varepsilon_t^d + \Delta E_{el}(f_m)^d + \Delta E_{ir}(f_m)^d \quad 2.6$$

$$M \rightarrow A: \Delta G^r = \Delta H^r - T\Delta S^r - \frac{1}{\rho} \sigma \varepsilon_t^r + \Delta E_{el}(f_m)^r + \Delta E_{ir}(f_m)^r \quad 2.7$$

A entalpia e a entropia usadas nessas equações são funções de estado. Portanto, ΔH e ΔS são iguais em magnitude e opostas na transformação direta e reversa, conforme apresenta a Equação 2.8.

$$\Delta H^d = -\Delta H^r < 0 \quad 2.8$$

$$\Delta S^d = -\Delta S^r < 0$$

Considerando-se a condição em que a transformação não produz deformação plástica e a deformação induzida na transformação direta é completamente recuperável na transformação reversa, a deformação é entendida segundo a Equação 2.9.

$$\varepsilon_t^d = -\varepsilon_t^r \quad 2.9$$

De forma similar, como a energia de deformação elástica é armazenada na transformação direta e liberada na transformação reversa, tem-se, então, a Equação 2.10.

$$\Delta E_{el}^d(f_m) = -\Delta E_{el}^r(f_m) > 0 \quad 2.10$$

A energia irreversível é considerada como um consumo da energia livre e é fisicamente determinada pela real trajetória da transformação e as condições metalúrgicas do material. Sob a condição de que as trajetórias são iguais na transformação direta e reversa e a rede cristalina é inalterada, a energia pode ser tratada conforme apresenta a Equação 2.11.

$$\Delta E_{ir}^d(f_m) = -\Delta E_{ir}^r(f_m) > 0 \quad 2.11$$

Considerando-se todas as condições acima descritas, as temperaturas de uma transformação termicamente induzida, na qual a tensão externa é $\sigma = 0$, pode ser determinada por meio das Equações 2.6 e 2.7, quando a mudança da energia livre é $\Delta G = 0$. Dessa forma, tem-se a equação 2.12.

$$T^d(f_m) = \frac{\Delta H^d + \Delta E_{el}^d(f_m) + \Delta E_{ir}^d(f_m)}{\Delta S^d} \quad 2.12$$

$$T^r(f_m) = \frac{\Delta H^r + \Delta E_{el}^r(f_m) + \Delta E_{ir}^r(f_m)}{\Delta S^r}$$

e também

$$M_s = T^d(0) \quad 2.13$$

$$M_f = T^d(1)$$

$$A_s = T^r(1)$$

$$A_f = T^r(0)$$

Seguindo as definições da Equação 2.13, o intervalo de temperatura para a transformação direta e reversa podem ser calculados conforme apresenta a Equação 2.14

$$\Delta T^d = M_s - M_f = \frac{|\Delta E_{el}^d(0) - \Delta E_{el}^d(1)| + |\Delta E_{ir}^d(0) - \Delta E_{ir}^d(1)|}{\Delta S^d} \quad 2.14$$

$$\Delta T^r = A_f - A_s = \frac{|\Delta E_{el}^d(0) - \Delta E_{el}^d(1)| + |\Delta E_{ir}^d(0) - \Delta E_{ir}^d(1)|}{\Delta S^d}$$

A histerese da transformação pode ser determinada de forma

$$\eta_T = T^r(f_m) - T^d(f_m) = \frac{2x|\Delta E_{ir}^d(f_m)|}{|\Delta S|} \quad 2.15$$

Por meio da Equação 2.12, nota-se que as temperaturas de transformação são influenciadas pela quantidade de energia elástica armazenada e pela irreversibilidade. A Equação 2.14 pontua que o intervalo de temperatura de transformação é determinado pelas diferenças entre o valor inicial e o valor final da energia elástica específica e as irreversibilidades da transformação. A Equação 2.15 indica que a histerese da transformação é causada pela presença de irreversibilidades durante a transformação.

3 TRATAMENTO TÉRMICO DAS LIGAS NITI

O tratamento térmico, em essência, compreende um ciclo de aquecimento e resfriamento realizado em ligas metálicas objetivando alterar as suas propriedades físicas e mecânicas, sem, no entanto, mudar o formato inicial.

Normalmente, é associado a um aumento da resistência do material, mas também pode ser usado para melhorar a usinabilidade, a conformabilidade e restaurar a ductilidade depois de um trabalho a frio. Assim, constitui-se em uma operação que pode auxiliar outros processos de fabricação e/ou melhorar o desempenho de produtos, aumentando sua resistência ou alterando outras características desejáveis.

Com relação ao tratamento térmico das ligas Ni-Ti, inicialmente houve algumas investigações preliminares sobre o efeito do tratamento termomecânico para o aperfeiçoamento de suas características, como as apresentadas por Wasilewski (1971), e Saburi et al. (1982). No entanto, uma investigação sistemática versando sobre envelhecimento e recozimento parcial pós trabalho a frio foi iniciada por Miyazaki et al., (1982a)

Depois de alguns anos, Nishida et al., (1986) publicaram um denso trabalho sobre a precipitação em ligas Ni-Ti equiatômicas e quase equiatômicas, fornecendo, assim, uma base sólida para estudos relacionados à formação de precipitados e consequente alteração das temperaturas de transformação da liga, efeito de memória de forma e pseudoelasticidade.

Com o decorrer do tempo, estudos sobre recozimento, trabalho a frio seguido de recozimento, envelhecimento e refinação de grãos surgiram para uma enorme variedade de composições de ligas — binárias e ternárias — e compósitos.

3.1 METALURGIA DA LIGA NITI

Para Mahmud (2009) e Otsuka et. al (2005), as ligas de Ni-Ti são convencionalmente produzidas por fusão e fundição em um ambiente controlado, que pode ser vácuo ou gás inerte. Esse procedimento é importante devido ao fato do titânio ser altamente reativo na presença de oxigênio. As formas finais são normalmente obtidas por forjamento, extrusão e trefilação (Duerig et al., 1990). Em muitos casos o formato do material pode ser alterado por meio de trabalho a frio com um tratamento térmico subsequente para aperfeiçoamento de suas propriedades mecânicas e de seu comportamento termomecânico.

3.2 DIAGRAMA DE FASES

A Figura 3.1 apresenta o conhecimento atual sobre o diagrama de fases das ligas Ni-Ti, as quais, segundo apresentam Otsuka et al. (2005), foram alvo de intensas discussões durante muito tempo. No diagrama inicialmente proposto por Massalski et al. (1990), havia linhas pontilhadas em 1090°C indicando uma transição ordem desordem $BCC \leftrightarrow B2$ e outra a 630°C indicando a decomposição da fase $B2 - NiTi$ em Ti_2Ni e Ti_3Ni . Depois de uma vasta discussão e muitas evidências experimentais, essas linhas foram removidas do diagrama de fases, de acordo com Nishida et al. (1986) e Zhang et al. (2007).

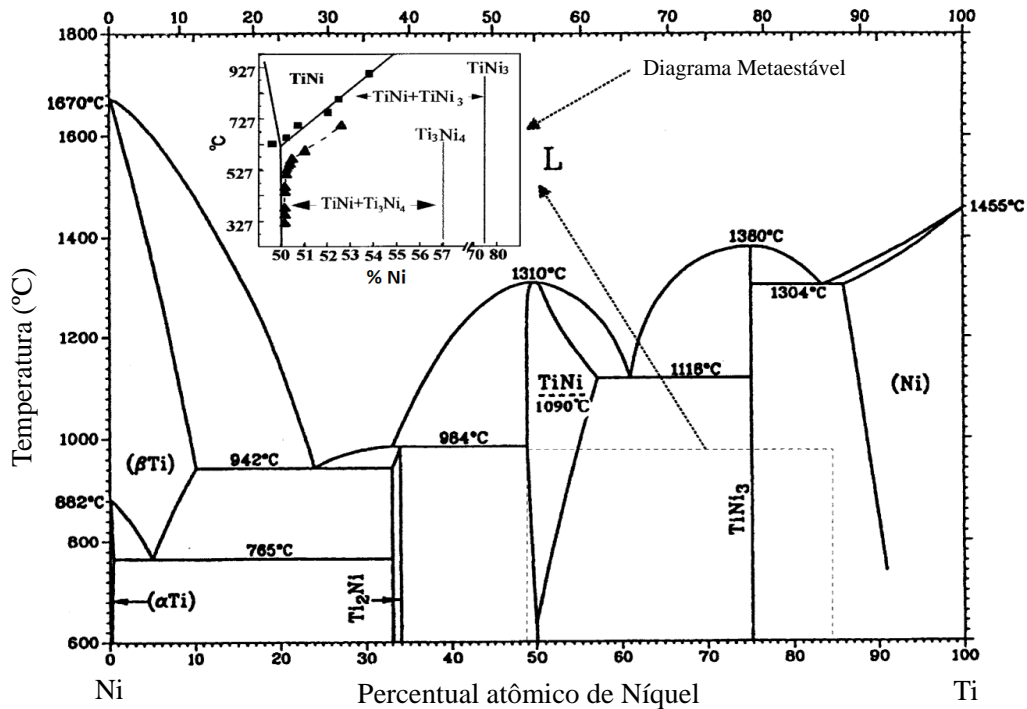


Figura 3.1- Diagrama de fases da liga Ni-Ti apresentado por Massalski et. al.(1990) e Otsuka e Kakeshita (2002).

Conforme Mahmud (2009) e Duerig et al. (1990), as propriedades das ligas de memória de forma Ni-Ti são somente possíveis em ligas quase equiatômicas, com um intervalo de tolerância muito estreito, que varia entre 49.5% a 51.5% de porcentagem de peso de Níquel. Isso pode ser facilmente entendido no diagrama de fases, em que a liga é representada unicamente por uma linha vertical na temperatura de aproximadamente 630°C. Na Figura 3.1, o contorno da região $TiNi$ no lado rico em Ti é praticamente vertical, indicando uma variação muito baixa da solubilidade do titânio em $TiNi$. Dessa forma, qualquer quantidade excessiva de titânio na matriz ocorrerá na forma Ti_2Ni . Em contraste, no lado rico em Ni , a solubilidade do níquel em $TiNi$ aumenta com a elevação da temperatura a partir de 630°C e alcança a solubilidade máxima de 57% a 1118°C. Isso permite que a liga quase equiatômica exista em um grande intervalo de composições de Ni na matriz. Essa condição pode facilitar a precipitação difusiva de algumas fases ricas em Ni, tais como Ti_3Ni_4 , Ti_2Ni_3 e $TiNi_3$ por meio de tratamento de envelhecimento.

Para Duerig et al. (1990), as ligas de memória de forma Ni-Ti são compostos intermetálicos ordenados baseados em uma composição equiatômica. Esse composto existe como uma fase estável em temperatura ambiente, ou seja, não há decomposição em outras fases e não é necessário nenhum procedimento para que a estabilidade seja mantida.

No entanto, em temperaturas baixas, o intervalo estequiométrico da Ni-Ti é muito curto e a liga apresenta precipitados de segunda ordem. A microestrutura é, portanto, é uma fase única com pequenas quantidades de outras fases distribuídas na rede cristalina, conforme apresenta a Figura 3.1.

3.3 TRATAMENTO TERMOMECÂNICO DA LIGA NITI

As ligas de Ni-Ti são fortemente afetadas pelas condições metalúrgicas e pela sua composição. Portanto, vários tratamentos térmicos e mecânicos têm sido utilizados como ferramentas efetivas para manipular o comportamento das ligas. Com relação a habilidade de produzir precipitados, segundo (Saburi, 1999), as ligas de memória de forma Ni-Ti são divididas em duas subclasses: quase equiatômicas (de 50.0%Ni a 50.5%Ni) (*near-equiatomic*); e Ricas em Ni (maior que 50.6%Ni)(*Ni-rich*). Correspondendo a essas duas subclasses, existem dois tipos principais de tratamentos: Trabalho a frio com subsequente recozimento, Duerig et al. (1990); e envelhecimento, respectivamente.

3.4 TRABALHO A FRIO COM SUBSEQUENTE RECOZIMENTO

3.4.1 EFEITO DO TRABALHO A FRIO

O trabalho a frio introduz altas densidades de defeitos estruturais na matriz, como deslocamentos e vacâncias. Esses defeitos geram tensões internas que afetam as transformações martensíticas e alteram as temperaturas de transformação.

Para Duerig et al. (1990) e Lin e Wu (1993), esse processo deteriora o platô martensítico na curva de tensão-deformação. Também causa o aumento da tensão crítica para início de transformação de fase e faz que o comportamento de memória de forma seja reduzido, haja vista a introdução de deslocamentos aleatórios de alta densidade que impedem a mobilidade das variantes martensíticas.

Segundo Lin e Wu (1993) e Okamoto et al. (1988), o processo altera drasticamente as temperaturas de ambas transformações direta e reversa e insere, em determinadas condições, a fase R na transformação, como apresenta a Figura 3.2. Além disso, a energia de transformação também é reduzida. Dessa forma, uma menor variação ΔG é necessária.

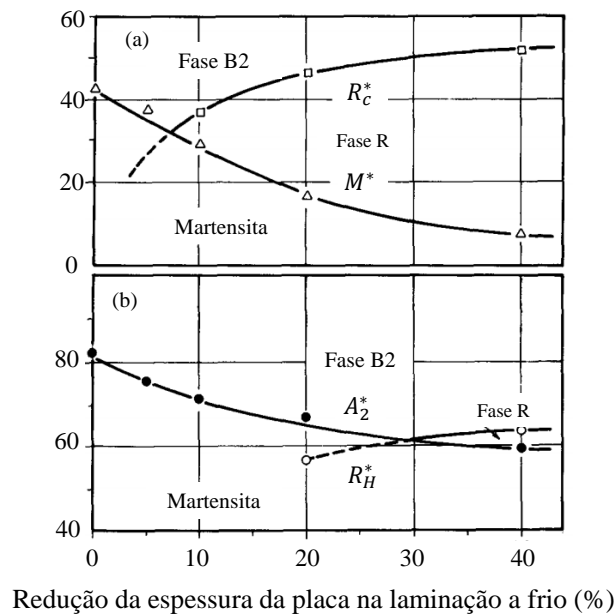


Figura 3.2 – Temperaturas características de uma liga Ni(50%)-Ti, laminada a frio: (a) influencia na temperatura M_s ; e (b) influencia na temperatura A_f (Lin e Wu (1993)).

Quando a liga se encontra em uma temperatura próxima a A_s , o trabalho a frio pode gerar a fase mãe induzida por tensão (*SPI-stress induced parent*). Durante a aplicação de tensão, há uma distribuição complexa de tensões e algumas placas de martensita podem ser induzidas a se tornarem austenita (B_2). Para valores de deformação acima de 7%, é possível observar esse fenômeno em uma liga binária Ni-Ti com Ni(50%), conforme apresenta Lin e Wu (1993), por meio da Figura 3.3. Nela, tem-se os resultados da difração de raios X para o material que passou por um recozimento acima da temperatura de cristalização e depois foi submetido a diferentes níveis de deformação a frio.

3.4.2 EFEITO DO RECOZIMENTO

Liu e McCormick (1994) apresentam 3 regiões de temperatura para analisar o efeito geral do recozimento nas temperaturas de transformação em ligas quase equiatômicas (Figura 3.4): Região de alta temperatura ($T > 840K$), região de temperatura intermediária ($700K < T < 840K$) e região baixa temperatura ($T < 700K$).

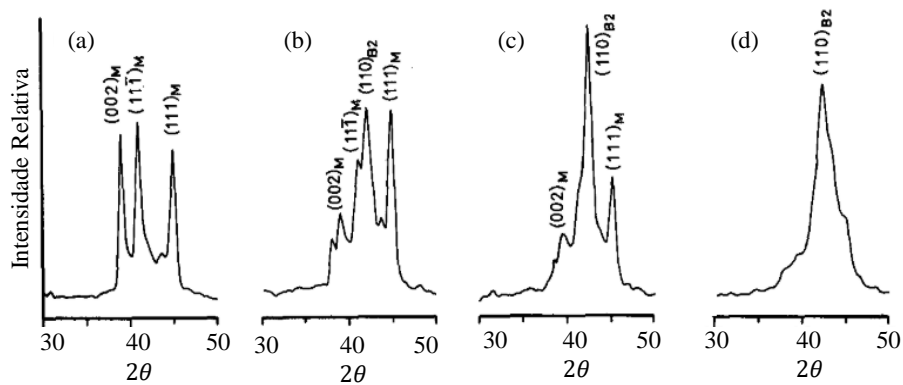


Figura 3.3 – Difração de raio x apresentando as fases presentes para cada nível de deformação: (a) 0%; (b) 5% de deformação e início de formação da fase B2 induzida por tensão; (c) 10% de deformação e maior predominância da fase B2; (d) 10% de deformação e início de formação da fase B2 induzida por tensão; (c) 10% de deformação e maior predominância da fase B2; (d) 10% de deformação e predominância da fase B2 com considerável presença de defeitos estruturais. (Liu e McCormick, 1994).

Na região de alta temperatura, que contém a temperatura de recristalização, ocorre unicamente a transformação $B_2 \leftrightarrow B'_{19}$ em apenas um estágio, ou seja, não há a formação da fase R. As temperaturas de transformação são independentes do tempo. Na região intermediária, M_s e M_f são bruscamente reduzidas com a redução da temperatura de recozimento, ao passo que as temperaturas A_s e A_f mudam muito pouco.

Associada com essas mudanças, ocorre a formação da fase R, que representa a presença de resistência mecânica interna para a transformação Mahmud (2009). Todavia, somente a transformação no resfriamento ocorre em dois estágios, isto é, a fase R não se forma como fase intermediária no aquecimento.

Com relação a região de baixa temperatura, as temperaturas M_s e M_f são reduzidas a um ponto em que são de difícil percepção. A temperatura A_s é reduzida consideravelmente e A_f muda ligeiramente. Nessa região, a redução da temperatura de recozimento faz que a diferença $R_s - R_f$ aumenta significativamente.

3.4.2.1. EFEITO DO RECOZIMENTO PARCIAL APÓS O TRABALHO A FRIO

Para Liu e McCormick (1994), Rotini et al. (2001), Brailovski et al. (2006), Prokoshkin et al. (2008), Todoroki e Tamura (1986) e Duerig et al. (1990), o recozimento parcial reduz os efeitos do trabalho a frio por meio da alteração dos deslocamentos e defeitos da estrutura para níveis diferentes. Assim, constitui-se em um processo bastante utilizado e útil para adequar as características mecânicas e de transformação da liga Ni-Ti para o objetivo pretendido.

Otsuka et al. (2005) apresentam essa redução por meio da microscopia de emissão de elétrons (MET) em uma liga Ni(49,8%)-Ti, Figura 3.5. A Figura 3.5(a) apresenta uma alta densidade de deslocamentos após o trabalho a frio. A Figura 3.5(b) apresenta a liga com um certo grau de recuperação após ser submetida a um recozimento de 673K depois do um trabalho a frio. A Figura 3.5(c) demonstra

que a liga submetida a um recozimento de 773K após trabalho a frio apresenta estrutura com um grau de recristalização maior. A Figura 3.5 (d) apresenta uma estrutura totalmente recristalizada

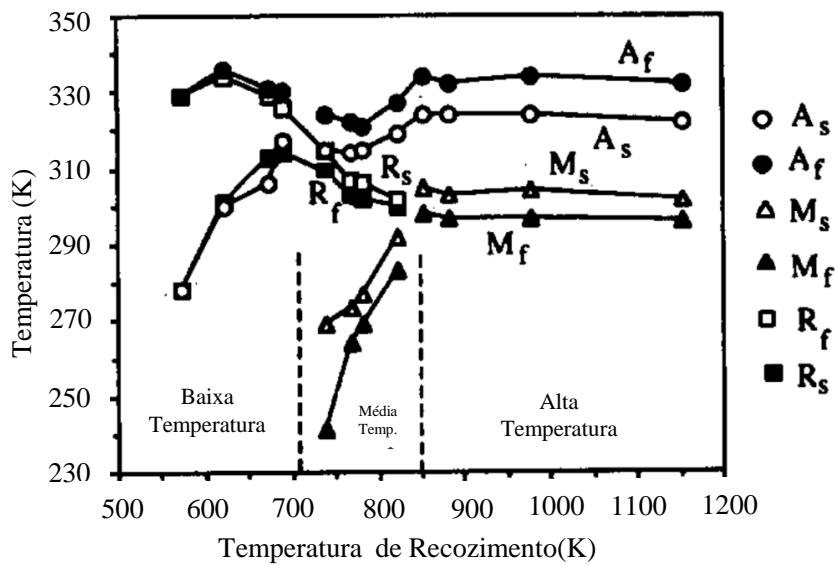


Figura 3.4 – Efeito do recozimento nas temperaturas de transformação, (Liu e McCormick 1994).

Por meio da Figura 3.6(a), Miyazaki et al., (1982a) apresenta diagramas tensão-deformação para uma liga quase equiatômica Ni(49.8%)-Ti que passou por recozimento a 673K após tratamento de solubilização. As linhas tracejadas abaixo das abcissas representam a recuperação de forma depois de uma elevação de temperatura acima de A_f . A diferença entre essas linhas tracejadas e suas respectivas origens configuram-se na deformação permanente. Essas deformações permanentes, conforme explana Otsuka et al. (2005), ocorrem por que em ligas solubilizadas a tensão crítica para escorregamento é muito baixa e logo após a transformação de fase induzida por tensão, o escorregamento se faz presente. Saburi (1999) e Mahmud (2009) pontuam que quanto maior é a temperatura na deformação, maior é o efeito de escorregamento em ligas unicamente solubilizadas, além de ocorrer em qualquer região de temperaturas.

Por outro lado, na Figura 3.6(b) representa uma série de curvas tensão-deformação para a mesma liga que foi submetida a um elevado trabalho a frio seguido de um recozimento a 673K por 1h. Verifica-se que a liga apresenta bom comportamentos superelástico e de efeito de memória de forma, Miyazaki et al. (1982a). Para Saburi (1999), isso ocorre devido ao fato do tratamento termomecânico aumentar a resistência para deformação por escorregamento, fato que melhora o comportamento pseudoelástico substancialmente.

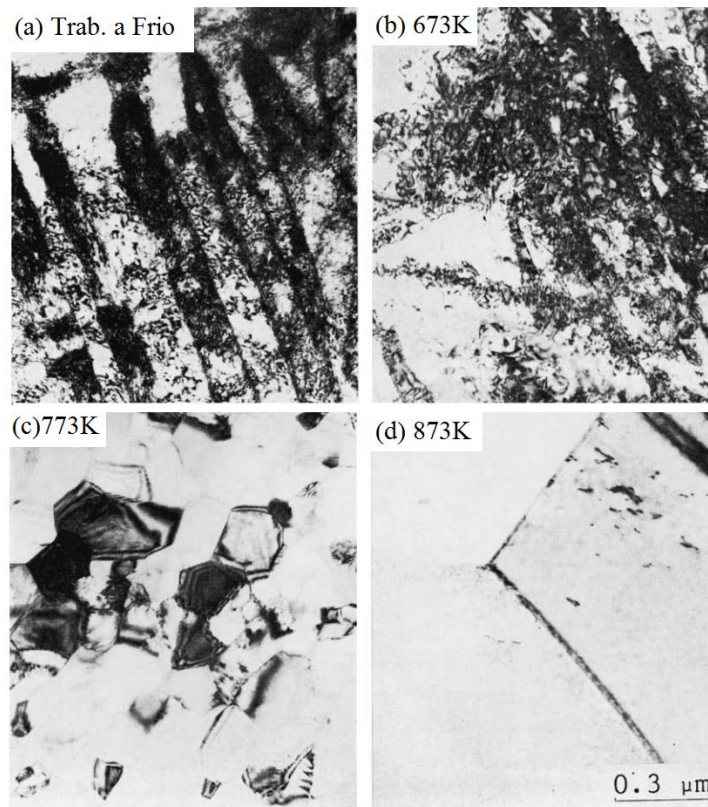


Figura 3.5 – Micrografia de uma liga Ni(49,8%)-Ti, a qual foi submetida a um recozimento por 1h em várias temperaturas após um trabalho a frio: (a) liga após o trabalho a frio; (b) 673K; (c) 773K; e (d) 873K, (Otsuka e Ren 2005)

(Miyazaki et al., 1981), analisando uma liga quase equiatômica Ni(49.8%)-Ti que foi recozida após um trabalho a frio, apresentam uma relação entre $(\sigma^{P \rightarrow M}, \sigma^{M \rightarrow P})$ e as temperatura na quais a liga foi deformada. Percebe-se ligas recozidas em regiões de alta temperatura não apresentam pseudoelasticidade. Ligas recozidas em temperaturas intermediárias apresentam um comportamento pseudoelástico muito reduzido. Quando a o recozimento se dá na região de baixas temperaturas, obtém-se os melhores resultados em termos de reposta pseudoelástica sem deformação permanente e intervalos de temperaturas nos quais as tensões $\sigma^{P \rightarrow M}$ $\sigma^{M \rightarrow P}$ estão bem definidas, conforme Figura 3.7.

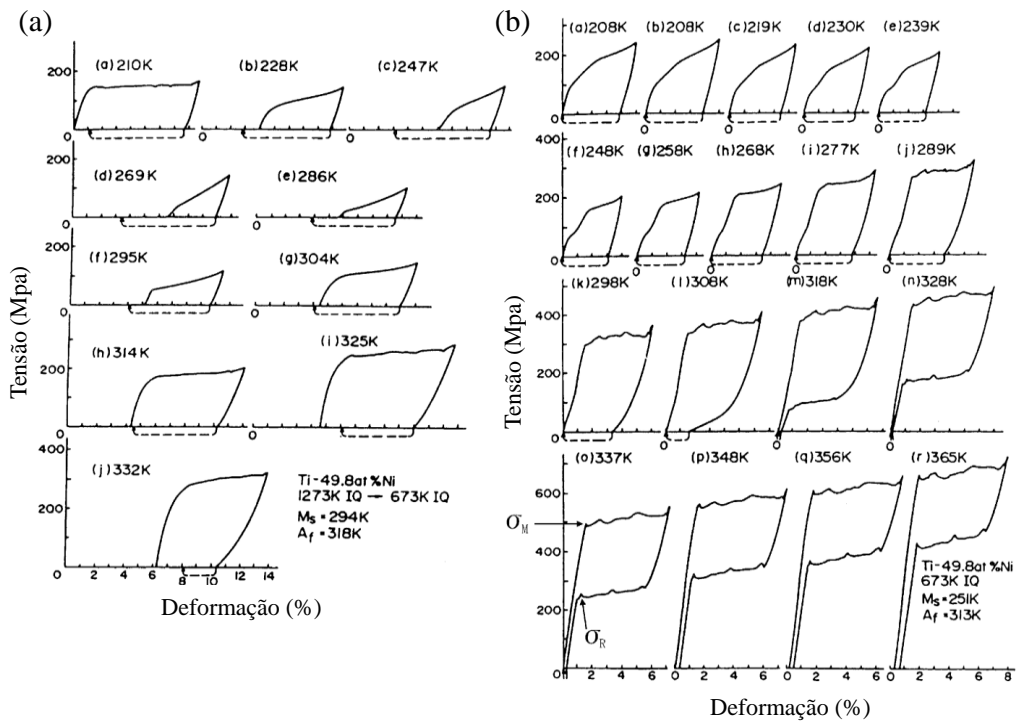


Figura 3.6 – Efeito da temperatura de recozimento na curva tensão-deformação em função da temperatura de deformação para uma liga quase equiatômica de Ni(49,8%)-Ti: (a) recozimento a 673K após Solubilização a 1273K por 1h; e (b) recozimento a 673K por 1h após trabalho a frio, (Miyazaki et al., 1982b).

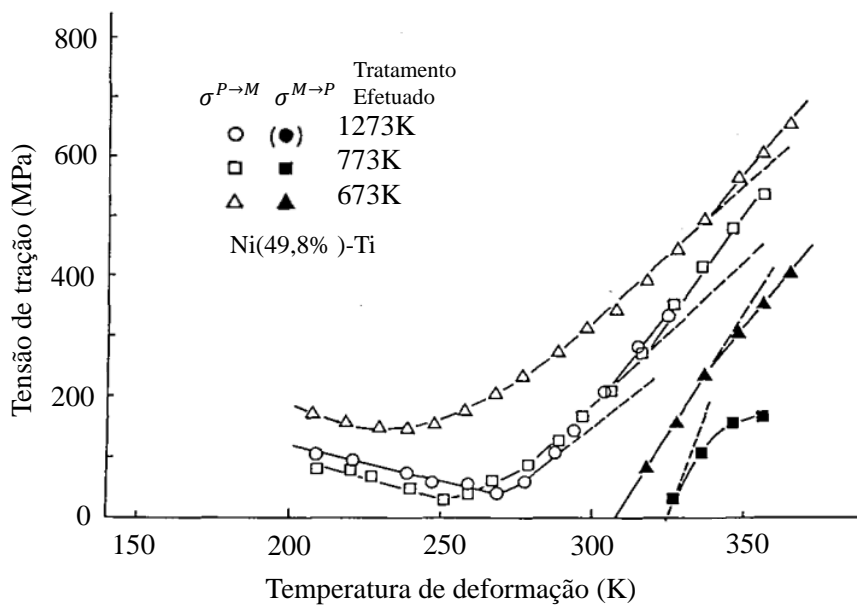


Figura 3.7 – Efeito da temperatura de recozimento nas tensões críticas ($\sigma^{(P \rightarrow M)}$, $\sigma^{(M \rightarrow P)}$) em uma liga Ni(49,8%)-Ti, a qual foi recozida nas temperaturas 1273, K, 773K e 673K depois de um trabalho a frio, (Miyazaki et al., 1982a).

3.4.3 EFEITO DO ENVELHECIMENTO

O envelhecimento é um método bastante efetivo para alterar as propriedades de memória de forma das ligas ricas em Níquel. Nesse processo, os principais efeitos são decorrentes da reação de precipitação, que está relacionada com o tempo e com a temperatura de envelhecimento.

3.4.3.1 INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA E DO TEMPO

De acordo com Nishida et al. (1986), em contraposição ao caso da liga quase equiatômica, o tipo de resfriamento aplicado resulta em diferentes estruturas cristalinas. A precipitação durante o tratamento de envelhecimento é apresentada no diagrama TTT (tempo-temperatura-transformação), Figura 3.8. Para melhor compreensão dos intervalos de temperatura dessa figura, apresentam-se 3 regiões específicas: altas temperaturas ($T > 1023K$); médias temperaturas ($953K < T < 1023K$); e baixas temperaturas ($T < 953K$). Adicionalmente, ainda que os dados apresentados sejam para uma liga Ni(52%)-Ti, pode-se tomar os resultados como tendência para ligas *NiTi* de diferentes concentrações.

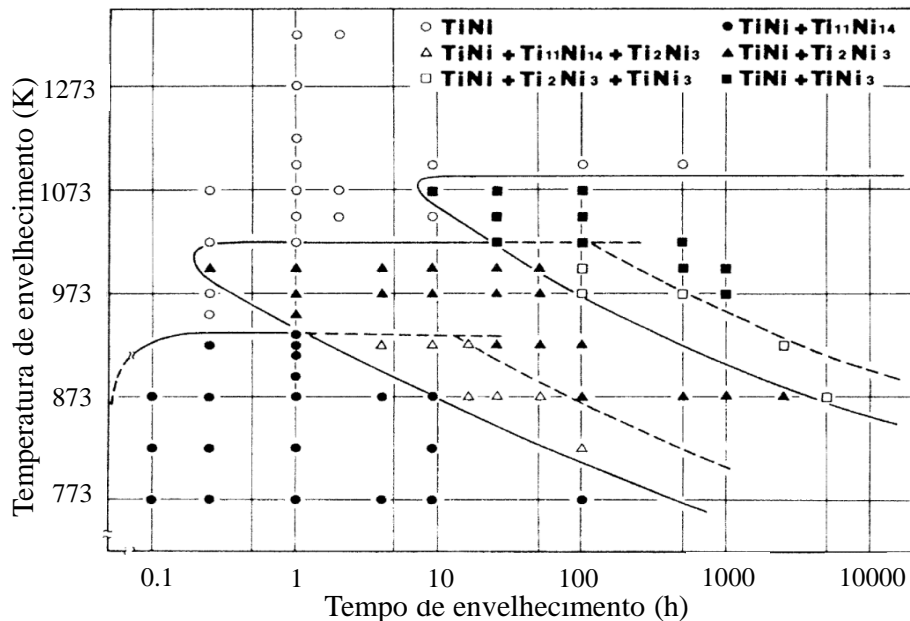


Figura 3.8 – Diagrama TTT do processo de envelhecimento de uma liga Ni(52%)-Ti. Nishida et al. (1986). Ressalta-se que o composto $Ti_{11}Ni_{14}$ foi posteriormente identificado como Ti_3Ni_4 , (Otsuka e Ren 2005).

Embora os precipitados possam de certa forma coexistir em todos os intervalos de temperatura, tem-se a seguinte seqüência difusional: $Ti_3Ni_4 \rightarrow Ti_3Ni_2 \rightarrow TiNi_3$, sendo Ti_3Ni_4 e Ti_3Ni_2 metaestáveis e $TiNi_3$ estável. No entanto, a formação de cada um deles dependerá fortemente do tempo de envelhecimento.

Em se tratando das regiões de baixas temperaturas, a formação e crescimento do precipitado Ti_3Ni_4 ocorre nos primeiros instantes e desaparece ao mesmo tempo em que o precipitado Ti_3Ni_2 é formado no decorrer do tempo. Depois de um longo período de envelhecimento — por volta de $5000h$ — o precipitado estável $TiNi_3$ é formado.

Com relação à região de médias temperaturas, inicia-se a formação de Ti_3Ni_2 em forma de pequenas placas. O crescimento desse precipitado em relação ao tempo é semelhante ao que ocorre nos primeiros quinze minutos do envelhecimento em baixas temperaturas, no qual Ti_3Ni_4 é formado e cresce em volume. Com o aumento do tempo de envelhecimento, o Ti_3Ni_2 tende a ser gradualmente dissolvido, ao passo que a fase estável $TiNi_3$ é formada e cresce na matriz (Nishida et al., 1986).

No que se refere à região correspondente às altas temperaturas, a liga apresenta-se somente na forma solubilizada $NiTi$ durante as 9h primeiras horas aproximadamente, ou seja, não há formação de precipitados. Acima desse tempo, inicia-se a lenta formação da fase de equilíbrio $TiNi_3$, que cresce com o contínuo envelhecimento.

3.4.3.2 ENVELHECIMENTOS EM BAIXAS TEMPERATURAS

Tratamentos em temperaturas altas e intermediárias são bastante incomuns, haja vista que o precipitado estável $TiNi_3$ requer muito tempo para ser formado e a energia necessária é bastante elevada, tornando o processo economicamente inviável. Para Mahmud (2009), o processo de envelhecimento é normalmente feito entre 450K e 750K (baixas temperaturas).

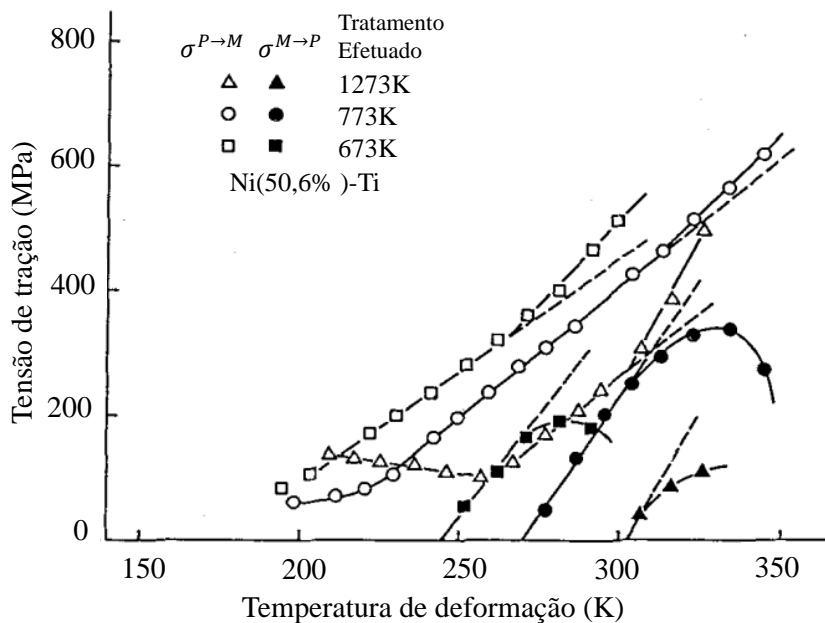


Figura 3.9 - Efeito da temperatura de recozimento nas tensões críticas ($\sigma^{P \rightarrow M}$, $\sigma^{M \rightarrow P}$) em uma liga Ni(50,6%)-Ti, a qual foi envelhecida nas temperaturas de 773K, 673K e 573K após tratamento de solubilização. (Miyazaki et al., 1982a), adaptado.

Na Figura 3.9, Miyazaki et al. (1982a) apresentam uma comparação de dois casos que representam bem o efeito do envelhecimento nesse intervalo, 773K e 673K. Nota-se que no tratamento a 673K, a relação entre T_d e as tensões críticas $\sigma^{P \rightarrow M}$ e $\sigma^{M \rightarrow P}$ permanece linear em um maior intervalo de temperaturas, ou seja, conservam a relação de Clausius-Clayperon, estabelecida na Equação 2.3. Já no tratamento a 773K, há um essa linearidade não é mantida para a variável $\sigma^{M \rightarrow P}$.

i. Envelhecimento a 773K para liga Ni(50,6%) – Ti

A Figura 3.10 apresenta curvas tensão-deformação que foram solubilizadas a 1273K e posteriormente envelhecidas durante 1h a 773K. Ainda que seja perceptível um comportamento superelástico, ele é bastante reduzido a um intervalo de temperatura muito curto. Percebe-se também que o efeito de memória de forma é bastante limitado, haja vista a presença de deformação permanente na Figura 3.10(h) e Figura 3.10 (m).

Por meio da Figura 3.11, vê-se a micrografia da liga envelhecida por meio de um MET. O envelhecimento a 773K gera precipitados volumosos, mas com baixa densidade espalhados uniformemente por toda a matriz.

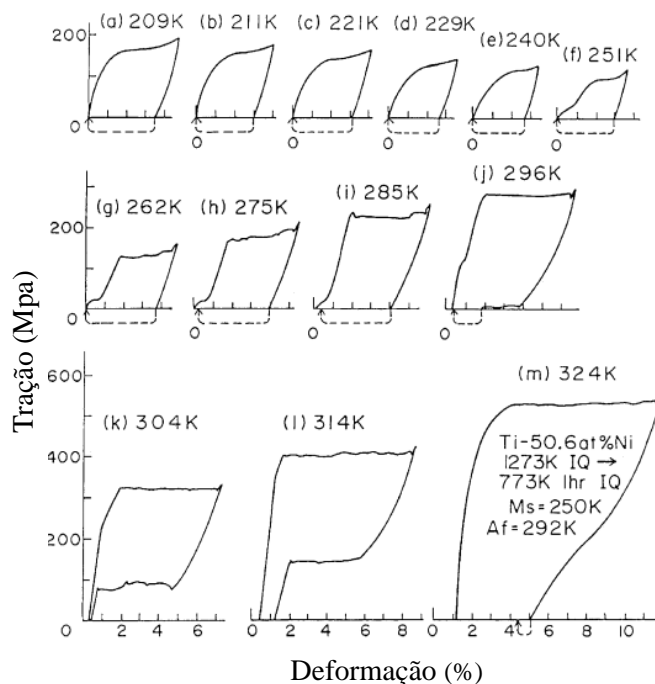


Figura 3.10 – Curvas tensão-deformação para uma liga Ni(50,6%)-Ti, que foi envelhecida a uma temperatura de 773K por 1h após um tratamento de solubilização a 1273K por 1h (Otsuka e Ren, 2005).

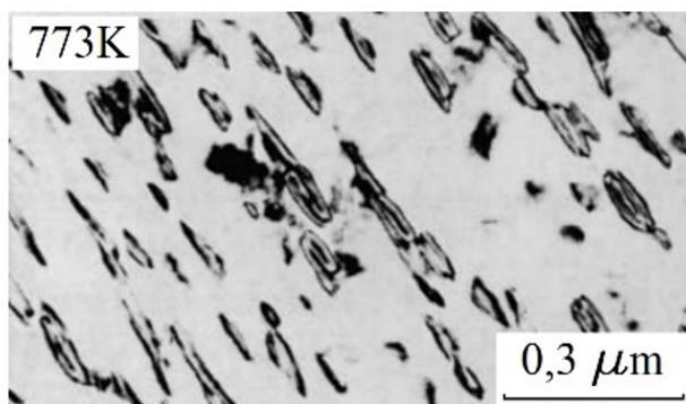


Figura 3.11 – Micrografia MET(Microscópio Eletrônico de Transmissão) de uma liga Ni(50,6%)-Ti que foi submetida a tratamento de envelhecimento a 773K após solubilização a 1273K (Otsuka e Ren, 2005).

ii. Envelhecimento a 673K para liga Ni (50,6%) -Ti

Diferentemente da liga tratada a 773K, o envelhecimento a 673K apresenta uma boa resposta superelástica em um intervalo maior de temperaturas e não há deformações permanentes no efeito de memória de forma. Há também recuperação das deformações nos níveis mais altos de tensão, conforme apresenta a Figura 3.12.

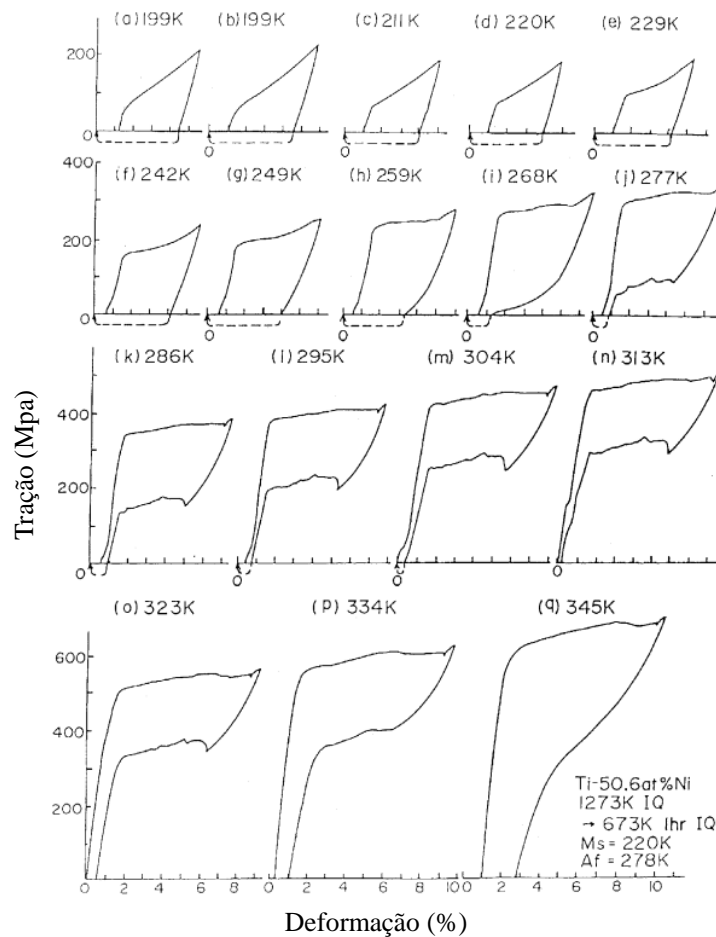


Figura 3.12 – Curvas tensão-deformação para uma liga Ni(50,6%)-Ti, que foi envelhecida a uma temperatura de 673K por 1h após um tratamento de solubilização a 1273K por 1h (Otsuka e Ren, 2005).

A Figura 3.13 apresenta a micrografia da liga envelhecida por meio de uma imagem obtida em um MET. Nota-se que o envelhecimento a 673K gera uma alta densidade de precipitados espalhados uniformemente por toda a matriz.

Esse aparente melhor comportamento obtido pelo envelhecimento é facilmente entendido por um princípio básico da metalurgia, no qual a alta densidade de precipitados em uma liga faz que a tensão crítica para escorregamento seja elevada. Portanto, para ligas ricas em Níquel, é importante que se busquem temperaturas e tempos de envelhecimento que propiciem a formação de alta densidade de precipitados juntamente com uma distribuição uniforme por toda a matriz. Essa condição, de acordo com Otsuka et al. (2005), resultará em uma boa resposta superelástica com deformações recuperáveis em altos níveis de tensão.

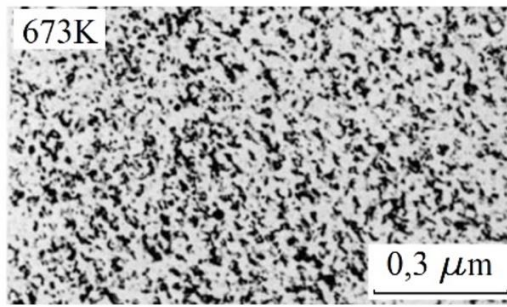


Figura 3.13 – Micrografia MET de uma liga Ni(50,6%)-Ti que foi submetida a tratamento de envelhecimento a 673K após solubilização a 1273K (Otsuka e Ren, 2005).

3.4.3.3 INFLUÊNCIA DO PRECIPITADO Ti_3Ni_4

Dentre os vários precipitados que podem surgir no tratamento térmico, Ti_3Ni_4 é o único que interage fortemente com as transformações martensíticas, haja vista que ele guarda coerência com a estrutura cristalina da matriz, resultando na minimização da interrupção da continuidade da estrutura da fase B_2 , (Mahmud, 2009; Saburi, 1999; Tadaki et al., 1986)

Apesar da coerência, o precipitado gera um campo de tensões ao seu redor, causando um grau de distorção da estrutura cristalina (Ishida et al., 1996; Kajiwara et al., 1996; Khalil-Allafi et al., 2002; Miyazaki et al., 1982b). Essas distorções juntamente com o campo de tensões gerado são fundamentais nas alterações das temperaturas de transformação e nas tensões críticas para transformação de fase e escorregamento, afetando o efeito de memória de forma e a pseudoelasticidade. Por meio da Figura 3.14, vê-se como a distorção ocorre esquematicamente. A Figura 3.15(a) apresenta a redução na concentração de ao redor do precipitado e a Figura 3.15(b), a distribuição do campo de deformações.

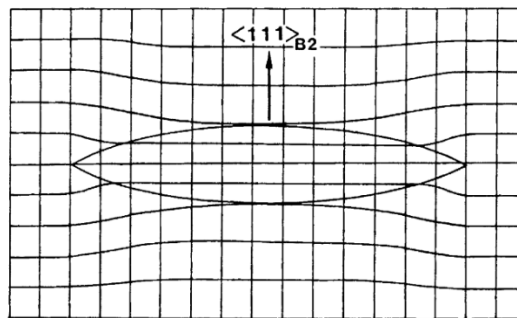
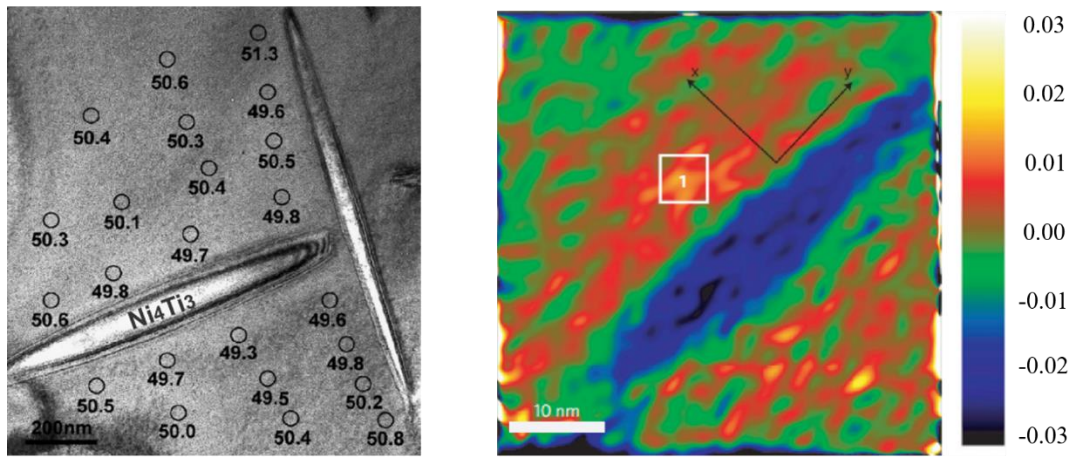


Figura 3.14 – Ilustração esquemática do precipitado Ti_3Ni_4 causando distorção na estrutura cristalina ao redor, Otsuka e Ren (2005).

A precipitação de Ti_3Ni_4 ocorre preferencialmente na direção dos contornos do grão durante os estágios iniciais de envelhecimento, causando uma não homogeneidade microestrutural na matriz, como pode ser visto na Figura 3.16(a) para uma liga Ni(50,6%) – Ti (Bojda et al., 2005; Khalil-Allafi et al., 2002).



(a)

(b)

Figura 3.15 – Influência do precipitado Ti_3Ni_4 : (a) redução da concentração de níquel das imediações do precipitado; (b) análise geométrica do campo de deformações ao redor do precipitado (Wang et al., 2016).

Uma distribuição mais uniforme do precipitado é formada quando a liga é envelhecida por um intervalo de tempo muito longo. Isso pode acontecer devido ao fato da força motriz de nucleação no interior do grão ser tão alta quanto a força motriz no contorno do grão (Fan et al., 2004). Isso permite que o precipitado seja nucleado em qualquer lugar na matriz, conforme apresenta a Figura 3.16(b) para $Ni(51.5\%) - Ti$. Ainda que essa distribuição seja mais uniforme em altas concentrações de Ni, a nucleação inicial ainda permanecerá próxima dos contornos dos grãos, Figura 3.16.

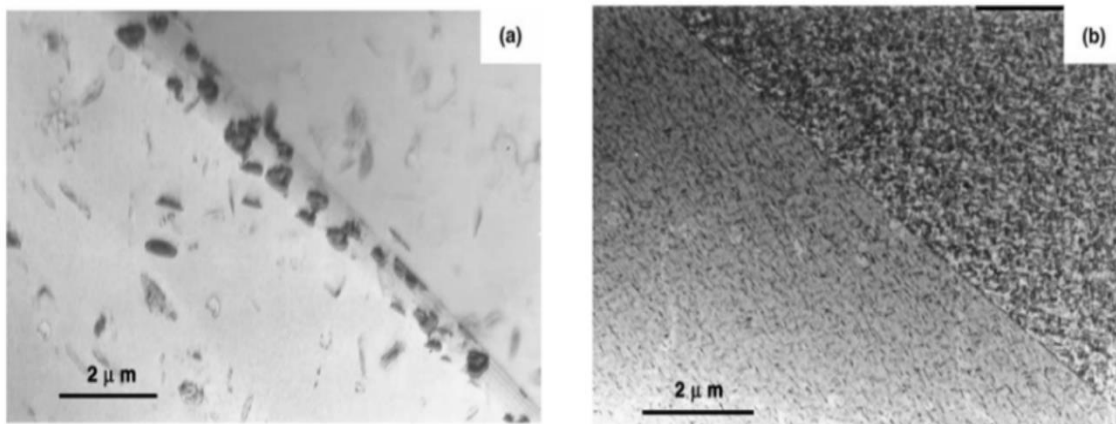


Figura 3.16 – Micrografia apresentando a distribuição dos precipitados depois de um envelhecimento a 723K por 1h: (a) $Ni(50,6\%)-Ti$; e (b) $Ni(51,5\%)-Ti$ (Fan et al., 2004).

Outra característica importante do Ti_3Ni_4 está relacionada com a mudança na transformação da fase B_2 para B'_{19} . Com o surgimento desse precipitado, a transformação ocorre tendo a fase R como intermediária, isto é, em dois estágios $B_2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B'_{19}$ ao invés de somente um $B_2 \leftrightarrow B'_{19}$. Isso ocorre devido ao fato de que os precipitados possuem uma forte resistência às transformações com grandes deformações, como as relacionadas a $B_2 \leftrightarrow B'_{19}$. No entanto, possuem muito menos resistência à transformações com pequenas deformações, tais como as relacionadas à $B_2 \leftrightarrow R$. (Otsuka et al., 2005) e (Zhou et al., 2005) apresentam maiores informações sobre a transformação multi-estágios.

3.4.3.4 INFLUÊNCIA DOS PRECIPITADOS Ti_3Ni_2 E $TiNi_3$

Com o aumento do tempo de envelhecimento, Ti_3Ni_4 perde sua influência na transformação e no comportamento de memória de forma do material, dando lugar para Ti_3Ni_2 e $TiNi_3$. Em contraste ao precipitado Ti_3Ni_4 , Ti_3Ni_2 e $TiNi_3$ são incoerentes e existem somente como fases secundárias inclusas na matriz. O efeito desses precipitados pode ser relacionado ao empobrecimento da concentração de Níquel na matriz, alterando algumas características de suas temperaturas de transformação (Johnson et al., 2005).

Portanto, para ligas ricas em Níquel, é importante que se busque temperaturas e tempos de envelhecimento que propiciem a formação de alta densidade de precipitados espalhados uniformemente por toda a matriz. Essa condição resultará em uma boa resposta superelástica com deformações recuperáveis em altos níveis de tensão (Otsuka et al., 2005).

3.4.3.5 EFEITO DO ENVELHECIMENTO NAS TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO

Para (Liu et al., 2004) e (Bojda et al., 2005), os efeitos do envelhecimento nas temperaturas de transformação são bastante complexos. Como visto anteriormente, o processo gera precipitados e eles são responsáveis pela introdução da fase R e alteração dessas temperaturas.

A Figura 3.17 apresenta duas transformações que exemplificam bem o comportamento induzido por envelhecimento em comparação com a transformação original apresentada no caso (a) (tratamento de solubilização).

O envelhecimento em uma região de baixa temperatura (773K), faz que a sequência $B_2 \rightarrow R \rightarrow B'_{19}$ apareça na transformação direta, o qual ocorre em temperaturas mais altas do que as relacionadas à transformação de apenas um estágio $B_2 \rightarrow B'_{19}$, curva (a).

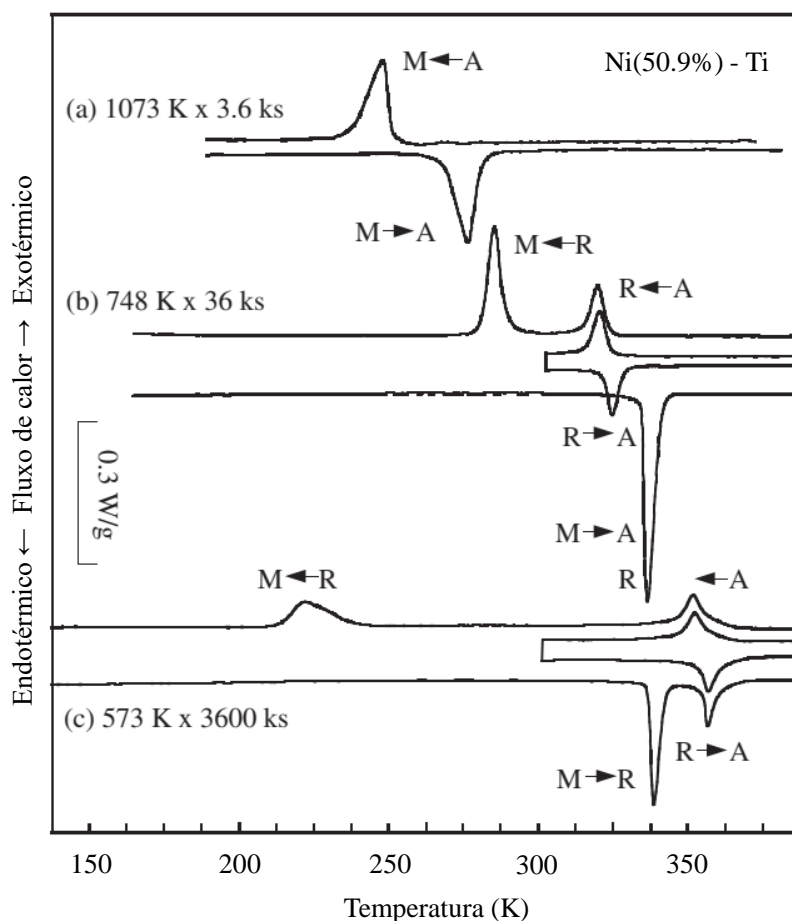


Figura 3.17 - Efeito do envelhecimento nas temperaturas de transformação de uma liga Ni(50,9%)-Ti, (Liu et al., 2004).

No envelhecimento da liga em uma temperatura ainda mais baixa (c), a transformação evolui em duas etapas $B_2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B'_{19}$, ambas na transformação direta e reversa, com a supressão do estágio $R \rightarrow B'_{19}$ para uma temperatura muito baixa.

Além desse efeito geral, (Zheng et al., 2008) também reportaram que envelhecimentos em temperaturas abaixo de 600K por pequenos períodos de tempo causam supressão da transformação original $B_2 \rightarrow B'_{19}$ sem a ocorrência da fase R . Segundo o autor, a probabilidade de que precipitados sejam formados é muito baixa, logo, o efeito é atribuído a um rearranjo atômico na forma de zonas Guinier-Preston na matriz como fenômeno precursor da precipitação.

Por outro lado, (Johnson et al., 2005) observaram que o envelhecimento em temperaturas abaixo 723K para ligas com concentração de Níquel maior que 50.8% por um longo período de tempo pode aumentar a temperatura M_s e M_f sem a presença da fase R . Esse fenômeno é largamente atribuído à depleção do Ni na matriz como resultado da formação de Ti_3Ni_2 e $TiNi_3$.

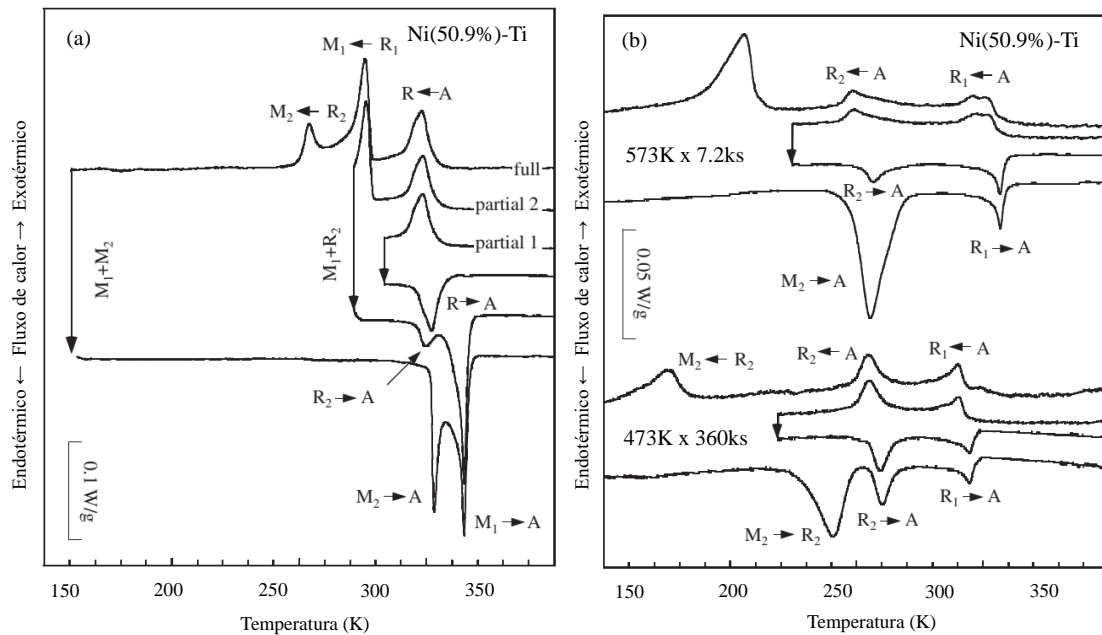


Figura 3.18 – Transformações multi-estágio para uma liga Ni(50,9%)-Ti: (a) dois estágios para a transformação R-M; e (b) dois estágios para a transformação A-R. (Liu et al., 2004).

3.4.4 TRANSFORMAÇÕES MULTI-ESTÁGIOS

De acordo com (Ishida et al., 1996), (Liu et al., 1997) e (Zheng et al., 2008), o envelhecimento também pode causar comportamento de transformação multi-estágio. A Figura 3.18 apresenta o DSC de tal transformação, observada em uma liga Ni(50,9%)-Ti. Na Figura 3.18(a), a liga apresenta dois estágios separados de $R \rightarrow B'_{19}$. Na Figura 3.18(b), a liga apresenta dois estágios de transformação $B_2 \rightarrow R$. Em ambos os casos, a transformação reversa pode também exibir tanto o estágio $B'_{19} \rightarrow B_2$ ou $B'_{19} \rightarrow R$. Esse fenômeno é geralmente observado nos processos de envelhecimento a baixas temperaturas e curtos períodos de tempo (Dlouhý et al., 2003; Khalil-Allafi et al., 2006; Liu et al., 2004).

Foram propostos mecanismos diferentes para explicar o comportamento de transformação em multi-estágios. (Bataillard et al., 1998) propuseram uma explicação baseada na redução da tensão, em relação a regiões submetidas e não submetidas a tensão em uma escala microscópica próximos aos precipitados Ti_3Ni_4 .

(Khalil-Allafi et al., 2002) levantou uma hipótese baseada na distribuição heterogênea de Ti_3Ni_4 em certos estágios do envelhecimento, que dividem a matriz em duas regiões espacialmente distintas: ao longo dos contornos dos grãos, onde o precipitado nucleia-se; e no interior dos grãos, que é livre de Ti_3Ni_4 . A investigação correlacionou heterogeneidade da estrutura do precipitado com a transformação martensítica multi-estágios. De acordo com (Liu et al., 2004), esse estudo proporcionou a primeira explicação lógica e concisa sobre esse tipo de transformação e rapidamente foi adotada por outros autores, como Zheng *et al.* (2008), Kim et al. (2004) Dlouhý et al., (2003) e Michutta et al. (2006).

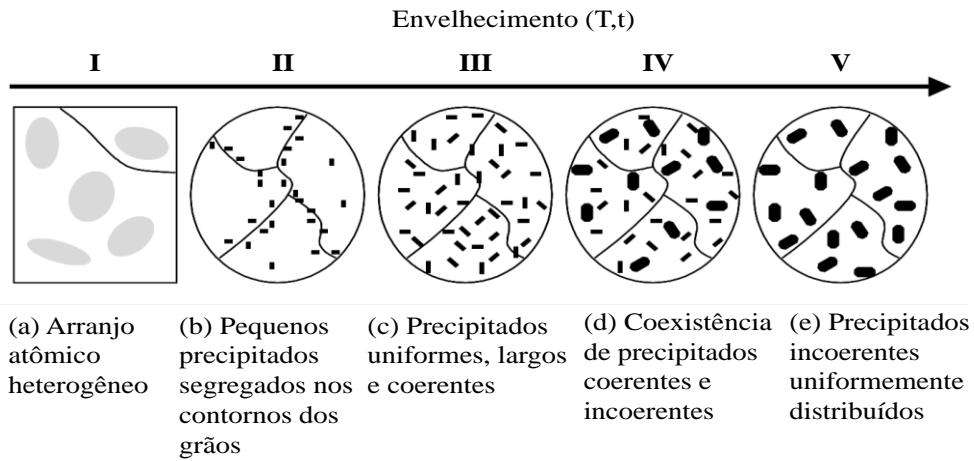


Figura 3.19 – Evolução da precipitação da liga Ni-Ti durante o envelhecimento. (Zheng et al. 2008).

Zheng et al. (2008) expandiram ainda mais essa hipótese ao combinar os efeitos da heterogeneidade da estrutura do precipitado entre os limites dos grãos e o interior do grão e a heterogeneidade de causada pelo excesso de crescimento de precipitados coerentes na formação de precipitados incoerentes, como mostrado na Figura 3.19. Dessa forma, o processo de envelhecimento é dividido em cinco etapas, quais sejam: supressão do original $B_2 \rightarrow B'_{19}$; surgimento de $B_2 \rightarrow R$; transformação sequencial de $B_2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B'_{19}$; transformação em sequência de $B_2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B'_{19}$; $B_2 \rightarrow B'_{19}$; e restauração de $B_2 \rightarrow B'_{19}$ a temperaturas mais elevadas.

Até o momento, essa teoria é a mais aceita. É capaz de relacionar cada sequência de transformação com a distribuição dos precipitados e a coerência com a matriz.

4 EQUIPAMENTOS PARA DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 PROJETO DOS EQUIPAMENTOS

Este capítulo apresenta a concepção e o desenvolvimento de dois equipamentos especialmente projetados para este trabalho. Eles são importantes para que os objetivos propostos possam ser desenvolvidos.

O primeiro equipamento – denominado equipamento estático — é utilizado na caracterização estática das molas de SMA. Essa caracterização consiste na estabilização resposta dessas molas a carregamentos *quasi* estáticos e obtenção de dados, como a força aplicada em cada instante de tempo e o deslocamento.

O segundo — denominado equipamento dinâmico — consiste em um aparato para ensaios dinâmicos de sistemas com 1 e 2 GDLs. O oscilador de 1GDL representa o absorvedor dinâmico de vibrações isolado, enquanto o oscilador de 2GDLs representa o absorvedor acoplado a um sistema primário. As molas, depois de caracterizadas no equipamento dinâmico, são utilizadas como elemento de rigidez do absorvedor e este é submetido a diversas análises dinâmicas.

4.1.1 CONCEPÇÃO INICIAL DO EQUIPAMENTO ESTÁTICO

Após a realização dos tratamentos térmicos, é necessária a caracterização estática das molas por meio de um equipamento específico que atenda os seguintes parâmetros de projeto:

- a) capacidade de aplicar até 200N de carga de forma lenta o suficiente para realização de ensaios considerados *quasi* estáticos;
- b) capacidade de realizar deslocamentos de até 35cm;
- c) capacidade de aplicação de cargas cíclicas com carregamento e descarregamento automatizado;
- d) controle de temperatura para o intervalo de 25°C a 65°C; e
- e) presença de instrumentação e sistema de aquisição para obtenção de dados de temperatura, força aplicada e deslocamento realizado pela mola.

Existe uma grande variedade de equipamentos destinados a ensaios de tração, compressão e cisalhamento. No entanto, além do alto custo, normalmente são projetados para cargas muito acima do necessário para este projeto. Outra importante limitação são os cursos máximos desses equipamentos, pois costumam ser abaixo do necessário — variando entre 100mm e 160mm.

Diante dessas restrições e por tratar-se de um equipamento com a função de aplicar cargas cíclicas para caracterização estática das molas, optou-se pela idealização e o desenvolvimento de um projeto que contemple todos os critérios descritos. Nesse ínterim, a partir do trabalho de Souza (2014), construiu-se um equipamento para ensaios estáticos, apresentado esquematicamente na Figura 4.1. O anexo 1 apresenta detalhes dos sensores utilizados. O anexo 2 apresenta uma descrição básica do sistema elétrico e o anexo 3 apresenta os desenhos mecânicos para a fabricação e montagem do equipamento.

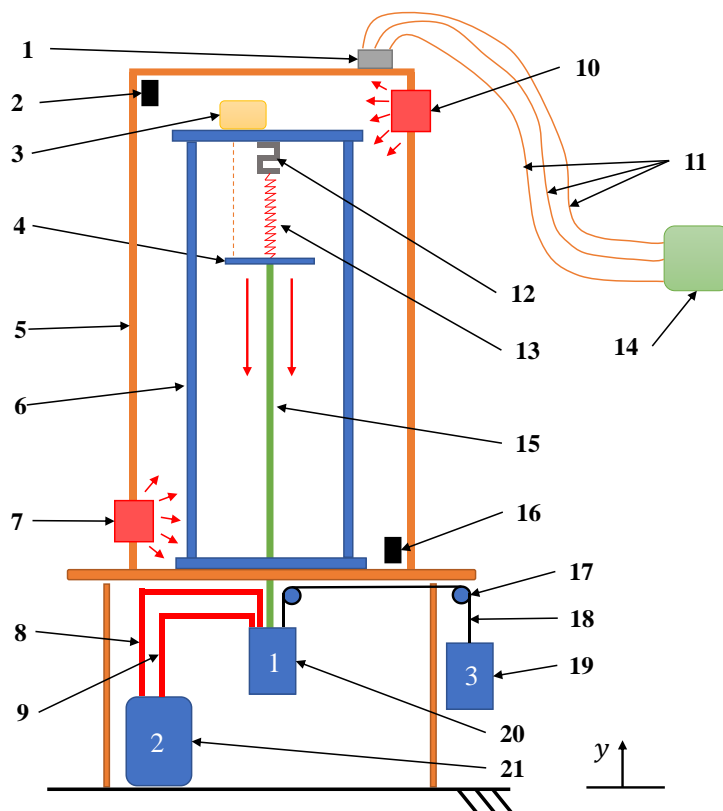


Figura 4.1 – Representação esquemática do aparato para ensaios estáticos: 1- Saída de Sinais dos Sensores; 2-Sensor de Temperatura 1; 3-Sensores de Distância a Laser; 4-Base de fixação; 5-Caixa Térmica; 6-Máquina para Ensaios Estáticos Dentro da Caixa Térmica; 7- Módulo de Aquecimento 1; 8-Tubulação de Enchimento; 9-Tubulação de Retorno; 10-Módulo de aquecimento 2; 11-Cabos de Conexão; 12-Célula de Carga; 13-Mola a ser caracterizada; 14-Sistema de aquisição e automação Arduino Mega 2560; 15-Barra de Transmissão de Carga; 16-Sensor de Temperatura 2; 17-Polias; 18-Cabo de transmissão; 19-Contrapeso; 20-Reservatório de carregamento; 21-Reservatório de Fluido.

4.1.1.2 DESCRIÇÃO DA ESTRUTURA GERAL DO SISTEMA DE AUTOMAÇÃO DO EQUIPAMENTO ESTÁTICO

A Figura 4.2 apresenta a estrutura do Sistema Geral de automação. Ele é composto por diversos subsistemas responsáveis pela correta execução dos ensaios no que diz respeito ao pré-aquecimento, aquisição de dados, carregamento/descarregamento, estruturação e gravação de dados.

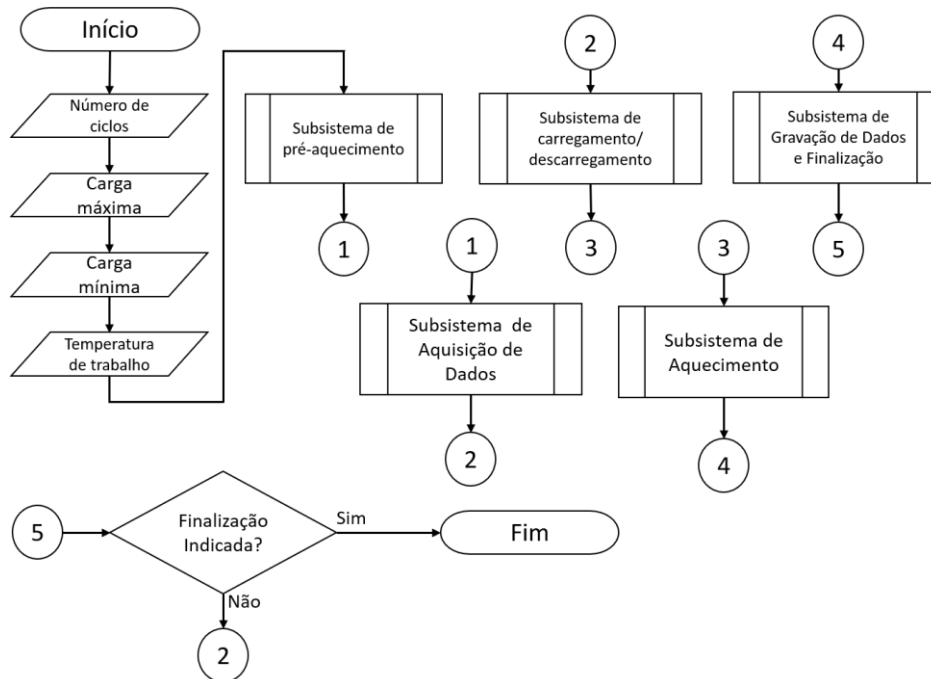


Figura 4.2 – Fluxograma do Sistema Geral de automação do equipamento para ensaios estáticos

No início do experimento, o número de ciclos, a carga máxima, a carga mínima e a temperatura de trabalho devem ser fornecidas. Com essas informações, o Sistema Geral executa suas subrotinas, denominadas aqui de subsistemas, conforme apresentados na Figura 4.2 e descritos a seguir.

Toda a estrutura do Sistema Geral foi desenvolvida utilizando a plataforma de prototipagem eletrônica Arduino Mega 2560 REV3 por meio da linguagem de programação C. Em todos os subsistemas, a ativação e desativação dos diversos componentes do equipamento são feitas por meio de sinais elétricos.

a. Subsistema de pré-aquecimento

Antes do início dos ciclos de carregamento, o sistema verifica se a temperatura na caixa térmica está abaixo do ideal e executa um pré-aquecimento. Essa etapa é importante para que os primeiros ciclos não ocorram em uma temperatura abaixo da adequada, pois o aquecimento da caixa ocorre de forma lenta. Ressalta-se que nesse projeto não é considerada uma estrutura para resfriamento, caso a temperatura da caixa térmica esteja acima da temperatura desejada.

Depois de alcançada a temperatura, esse subsistema não é mais acessado. Assim, o controle da temperatura passa a ser função do Subsistema de Aquecimento. A Figura 4.3 apresenta o fluxograma do subsistema de Pré-Aquecimento.

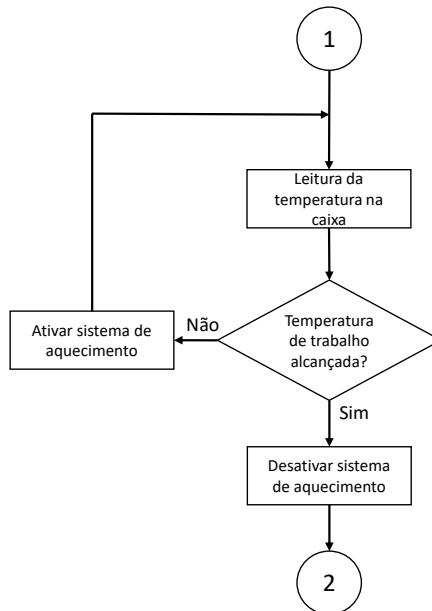


Figura 4.3 – Fluxograma do Subsistema de Pré-Aquecimento.

A Figura 4.4 demonstra como ocorre o Pré-aquecimento na Caixa Térmica. Partindo-se de uma temperatura média de 25,5°C, o Subsistema de Aquecimento eleva a temperatura da caixa térmica até a temperatura programada em aproximadamente 0,5h.

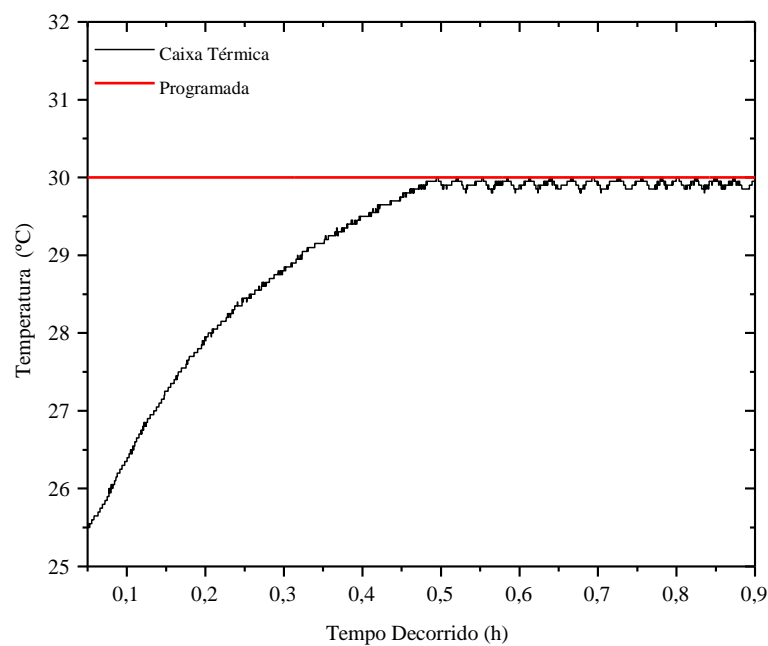


Figura 4.4 – Resultado da atuação do Subsistema de Pré-aquecimento

A Figura 4.5 apresenta um detalhamento esquemático dos módulos de aquecimento 1 e 2. Quando o Sistema de Aquecimento é acionado, os *coolers* de resfriamento e aquecimento e a pastilha peltier são ativadas. As pastilhas peltier possuem a característica de aquecerem de um lado e resfriarem no lado oposto. Assim, o calor gerado é conduzido pelos dissipadores e sofre convecção forçada por meio do *Cooler* para aquecimento.

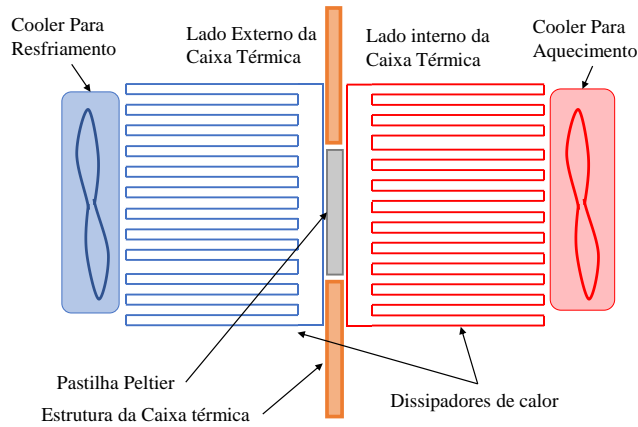


Figura 4.5 – Ilustração esquemática do Módulo de Aquecimento 1 e 2.

b. Substema de Aquisição de Dados

Neste substema ocorre a leitura e registro das informações de todos os sensores do equipamento. Dados como a força na célula de carga, os valores lidos em cada sensor de temperatura e a distância lida pelo sensor *laser* são obtidos e enviados para as rotinas internas dos demais substemas. Nessa etapa também ocorre a filtragem digital dos sinais, por meio de um filtro exponencial. A Figura 4.6 apresenta o fluxograma do Substema de Aquisição de Dados.

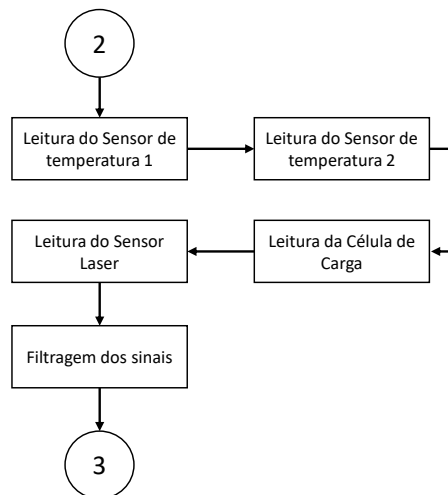


Figura 4.6 – Fluxograma do Substema de Aquisição de Dados.

c. Substema de Carregamento/Descarregamento

O carregamento e o descarregamento são efetuados por meio de dois reservatórios de água. Quando o substema é acionado, o arduino envia um sinal elétrico para fechamento de um relé, de forma que a tensão elétrica seja enviada para a bomba presente no reservatório de fluido. Essa bomba envia o líquido por meio da tubulação de enchimento, conforme apresenta a Figura 4.1. No descarregamento, a bomba do reservatório de carregamento é acionada da mesma forma e envia a água por meio da tubulação de retorno para o reservatório de fluido.

O Subsistema de Carregamento/Descarregamento é responsável por efetuar carregamentos e descarregamentos de forma automatizada. No início de cada ciclo, o sistema envia um sinal elétrico para fechamento de um relé, de forma que tensão elétrica seja enviada para a bomba presente no reservatório de fluido. Essa bomba envia o líquido por meio da tubulação de enchimento, conforme apresenta a Figura 4.1, até que carga máxima seja atingida. Então, a bomba é desativada, por meio de um sinal elétrico para abertura do relé.

No descarregamento, a bomba do reservatório de carregamento é acionada e desativada da mesma forma que a bomba do reservatório de fluido. Ela envia a água por meio da tubulação de retorno de volta ao reservatório de fluido até que os valores mínimos de carga na mola sejam atingidos. A rotina se repete até que o número de ciclos seja alcançado.

A Figura 4.7 descreve o processo por meio de fluxograma. Nele, a variável N indica o número do ciclo em execução. Cabe ressaltar que no início do experimento, o valor zero é atribuído a essa variável apenas como recurso para inicialização de carregamento e descarregamento.

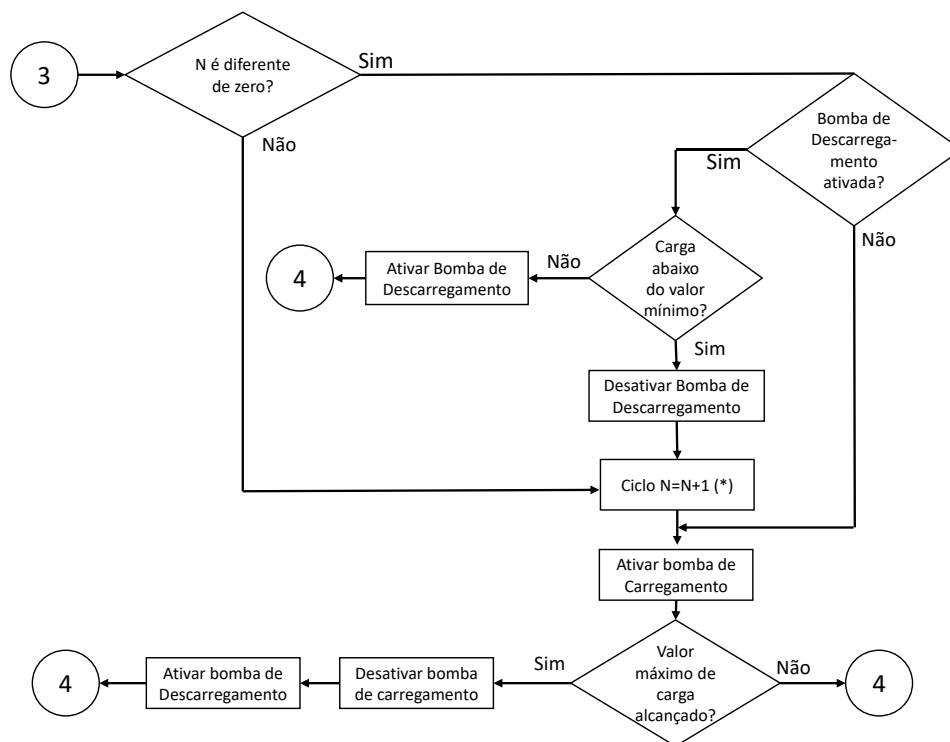


Figura 4.7 – Fluxograma do subsistema de carregamento/descarregamento

d. Subsistema de aquecimento

No decorrer do experimento, o sistema faz uma leitura da temperatura na caixa e verifica se ela está dentro dos limites aceitáveis — por volta $\pm 0.25^\circ\text{C}$. Quando a temperatura está abaixo, é enviado um sinal de ativação para o sistema de aquecimento, fazendo-o reaquecer a caixa até que a temperatura de programada seja alcançada. A Figura 4.4, apresenta o resultado dessa automação após 0,5h decorrida.

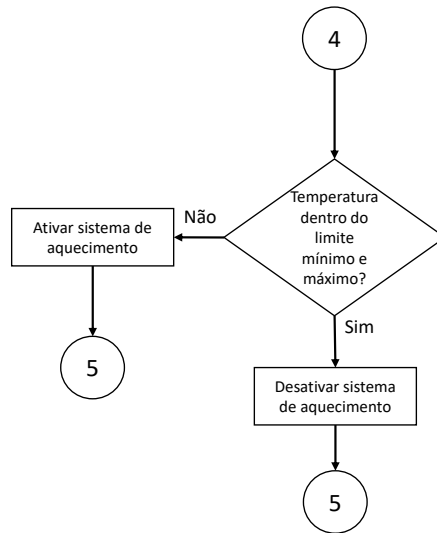


Figura 4.8 – Fluxograma do Subsistema de Aquecimento.

A diferença entre esse subsistema de aquecimento e o de pré-aquecimento é que o último não permite que outros subsistemas sejam executados enquanto a temperatura de trabalho não é alcançada, enquanto o primeiro é executado juntamente com os demais subsistemas. A Figura 4.8 demonstra a rotina básica de funcionamento desse Subsistema.

e. Subsistema de gravação de dados e finalização

Esse subsistema possui a função de estruturar os dados mais importantes do experimento e proceder sua finalização. Nessa etapa, ocorre a estruturação dos principais dados do experimento, tais como o sinal da célula de carga, do sensor laser, a temperatura e o número do ciclo em execução.

Outros dados importantes também são gravados, quais sejam o *status* de cada bomba e o tempo total decorrido. Esses últimos dados são importantes para o acompanhamento do experimento e a verificação de possíveis falhas do equipamento experimental. Todos os dados são gravados em um cartão de memória que é conectado na placa Arduino.

A taxa de amostragem é de aproximadamente $8Hz$. De acordo com o teorema de Nyquist, essa taxa é adequada para experimento, haja vista que a frequência máxima do sinal analógico gerado pelos sensores é por volta de $0,001736Hz$, ou seja, os ciclos de carregamento/descarregamento ocorrem de forma *quasi*-estática.

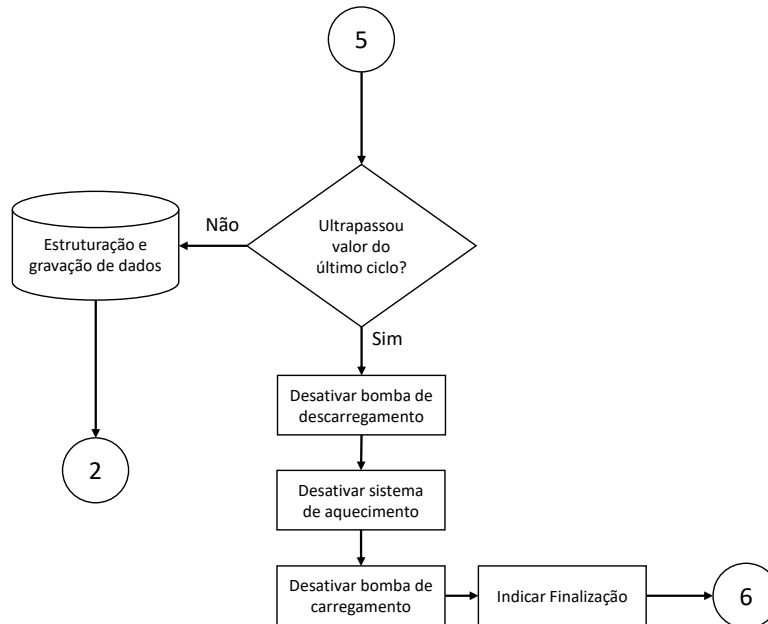


Figura 4.9 – Fluxograma do subsistema de gravação de dados e finalização.

4.1.1.3 ESTRUTURA FINAL DO EQUIPAMENTO ESTÁTICO

Após todas as considerações e apresentados, a Figura 4.10 apresenta o equipamento final.

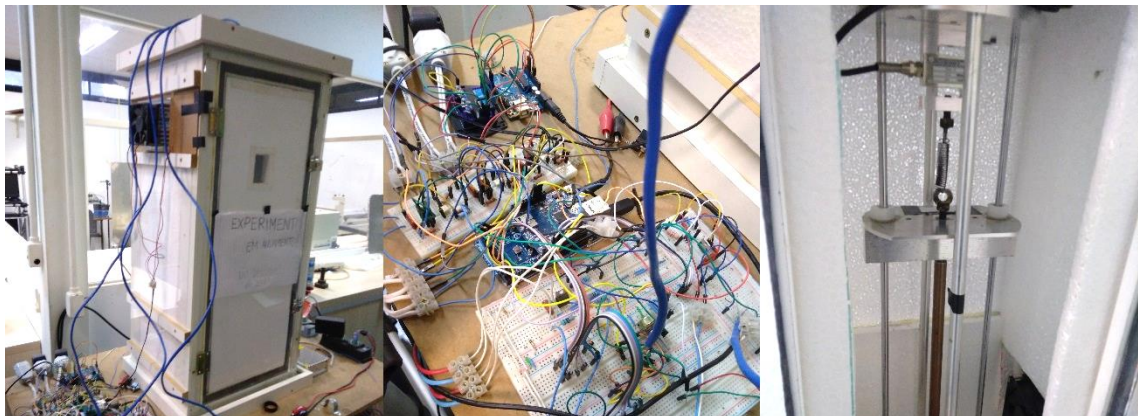


Figura 4.10 – Imagens reais do equipamento Construído.

4.1.2 APARATO EXPERIMENTAL PARA ENSAIOS DINÂMICOS:

Após concluída a construção e verificação do funcionamento do equipamento estático, procede-se ao desenvolvimento e fabricação do equipamento para verificação da influência dinâmica do elemento de rigidez não linear em osciladores 1GL e 2GL. Todas as decisões de projeto são baseadas nos critérios de projeto a seguir:

- i. capacidade de ensaios com osciladores de um e dois graus de liberdade;
- ii. capacidade de resistir à solicitações mecânicas intensas provenientes de sistemas mecânicos em ressonância;

- iii. presença de instrumentação e sistema de aquisição de dados para obtenção de deslocamento dos elementos do sistema 1GDL e 2 GDL com taxa de aquisição apropriada;
- iv. controle de temperatura para o intervalo de 25°C a 65°C; e
- v. estrutura apropriada para ser conectada em um equipamento vibratório eletrodinâmico (*shaker*);

4.1.2.1 IDEALIZAÇÃO INICIAL

A Figura 4.11 apresenta um esboço à nível de projeto básico para o desenvolvimento do equipamento. Nela, vê-se que o equipamento dinâmico é composto basicamente por três partes: estrutura do sistema; sistema primário; e absorvedor dinâmico. Juntamente a essas partes, estão os elementos de rigidez e também sensores para aquisição de dados.

Além disso, o equipamento é fixado em um *shaker* eletrodinâmico, que tem como função submeter a estrutura a forçamentos harmônicos de diferentes amplitudes e frequências.

Semelhante ao equipamento estático, em que a temperatura de ensaio é importante, neste equipamento os experimentos também devem ocorrer à uma temperatura controlada, de forma que o mola pseudoelástica sempre esteja a uma temperatura acima de A_f . Portanto, é também necessária a construção de uma caixa para isolamento térmico do equipamento dinâmico.

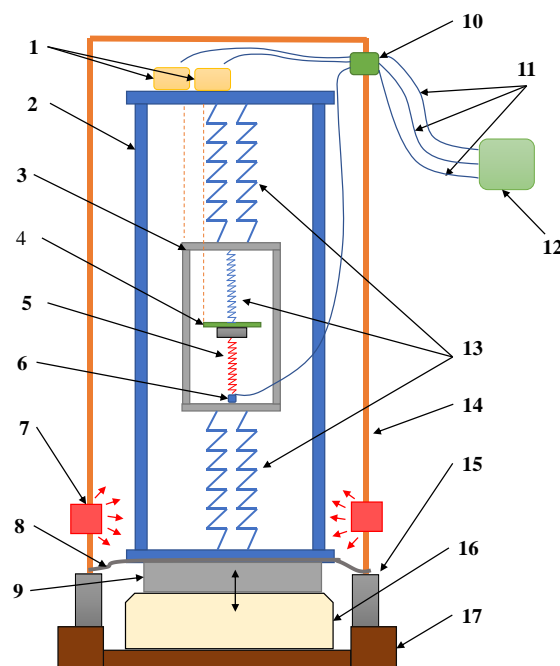


Figura 4.11– Esboço a nível de Projeto Básico do Equipamento para Ensaios Dinâmicos: 1- Sensores Laser de Distância; 2- Estrutura do Sistema; 3- Sistema Primário; 4- Absorvedor Dinâmico; 5- Mola Pseudoelástica; 6- Célula de Carga; 7- Módulo de aquecimento; ; 8- Lâmina de Borracha; 9- Base de conexão; 10- Bucha para saída de cabos; 11- Cabos de Conexão; 12- Placas de aquisição NI cDAQ-9178, NI 9234 e NI 9216; 13- Molas Lineares; 14- Caixa Térmica; 15- Estrutura de Suporte da Caixa Térmica; 16- *Shaker* Eletrodinâmico; 17- Estrutura do *Shaker* Eletrodinâmico.

a. Estrutura do Sistema

Com relação à Estrutura do Sistema, esta é constituída de alumínio comercial, material leve, de baixo custo e fácil usinagem. A escolha desse material e o projeto da estrutura garantem que a primeira frequência natural do equipamento esteja acima das frequências de trabalho.

b. Sistema Primário e Absorvedor Dinâmico

O material escolhido para fabricação do sistema primário é o nylon 6/10 comercial. Essa escolha se justifica pelo fato de o material ser de baixa densidade e de fácil usinagem, garantindo rigidez suficiente para o correto funcionamento durante os ensaios. A escolha de um material leve também é importante no que diz respeito à frequência natural do sistema, pois, para uma determinada rigidez, quanto maior a massa, menor será frequência do sistema.

Ressalta-se aqui a importância de se garantirem frequências naturais acima de 8Hz, tendo em vista a limitação do *shaker* eletrodinâmico disponível, o qual possui frequência de operação mínima de 8Hz para o sistema de automação utilizado e para as amplitudes de oscilação da base escolhidas para os ensaios: 0.4mm, 0.5mm e 0.6mm.

Nesse caso, a atenção principal é voltada para suas características geométricas, pois sua frequência natural deve ser a mesma do sistema primário, todavia, esse elemento deve respeitar a decisão de projeto apresentado na Figura 4.11, em que o absorvedor dinâmico é posicionado dentro do Sistema Primário. Assim, a densidade do material utilizado deve conferir massa suficiente para que o tamanho do material seja reduzido.

4.1.2.2 INSTRUMENTAÇÃO E AQUISIÇÃO DE DADOS

a. Instrumentação

No equipamento, três tipos de dados são aquiridos: deslocamento do sistema primário, deslocamento do sistema secundário e força da molas de SMA inserida no absorvedor dinâmico. O posicionamento dos sensores é apresentado esquematicamente na Figura 4.11, em que se vê que as medidas de distância são tomadas em relação à Estrutura do Sistema.

Entre a mola pseudoelástica e o sistema primário, há uma célula de carga dinâmica que possui a função de medir a força na mola durante a oscilação do absorvedor dinâmico em relação ao sistema primário.

b. Aquisição de dados

Diferentemente do aparato para ensaios estáticos, não é possível a utilização de uma plataforma de prototipagem eletrônica rápida, tal como o Arduino, haja vista que elas possuem taxa máxima de aquisição insuficiente (entre 7Hz e 16Hz) para as frequências de trabalho.

Para a aquisição, optou-se pela utilização do chassi de aquisição NI cDAQ-9178 e os módulos NI 9234 e NI 9216 da National Instruments, juntamente com o software de aquisição especificamente desenvolvido na plataforma LabView.

c. Caixa térmica

Nos experimentos dinâmicos, assim como nos estáticos, é necessário que a temperatura esteja acima de A_f . Para isso, uma caixa térmica foi projetada e construída de forma a garantir que a temperatura seja sempre adequada.

A solução adotada para esse caso, é semelhante à desenvolvida para o equipamento estático, em que é utilizada uma caixa de MDF com módulos de aquecimento — idênticos ao apresentado na Figura 4.5 — e sensores de temperatura, conforme apresenta a Figura 4.1. Nesse caso, os dois sensores de temperatura são posicionados próximos às molas.

O sistema de controle de temperatura é idêntico ao desenvolvido para o Equipamento Estático. Inicialmente, ocorre um pré-aquecimento até a temperatura programada. Após isso, a caixa mantém a temperatura constante até o fim do experimento.

Como as dimensões dessa caixa são maiores do que as apresentadas para o Equipamento Estático, são utilizados 4 módulos de aquecimento para garantir que a temperatura de trabalho seja alcançada mais rapidamente.

4.1.2.3 ESTRUTURA FINAL DO EQUIPAMENTO

Após todas as considerações e parâmetros apresentados, a Figura 4.12 apresenta o equipamento final.



Figura 4.12 – Imagens reais do equipamento Construído

5 TRATAMENTOS TÉRMICOS E CARACTERIZAÇÃO ESTÁTICA

O objetivo central do trabalho é avaliar como diferentes laços de histerese podem influenciar o comportamento de um absorvedor dinâmico de vibrações. Dentre os fatores que podem alterar o laço, os mais influentes são a concentração de níquel na liga e o tratamento térmico ao qual ela é submetida (Fan et al., 2004; Ravari et al., 2014; Zhou et al., 2005)

De acordo com Liu et al. (2004) e Michutta et al. (2006), os principais tratamentos são a solubilização e o envelhecimento. O primeiro visa a dissolução de precipitados e defeitos na microestrutura, enquanto o segundo, a geração de precipitados.

Para o estudo da influência do tratamento térmico, são utilizadas molas de tração Ni(50.7%)-Ti, com diâmetro de espira de 9.7mm e diâmetro de fio com 1.0mm. Inicialmente, efetua-se um tratamento de solubilização à 700°C durante 1h para eliminação de qualquer deslocamento na microestrutura resultante de trabalho a frio. Após essa etapa, são realizados tratamentos térmicos de envelhecimento nas temperaturas de 300°C, 400°C e 500°C com diferentes durações: 30min, 60min, 90min e 120min.

A partir do trabalho de Zhou et al. (2005), Wang et al. (2016), Kim et al. (2004) e Wang et al. (2013; Wang et al. (2016), as temperaturas de envelhecimento podem ser classificadas de acordo com o efeito que geram na microestrutura das ligas NiTi da seguinte forma:

- i) temperaturas baixas — 250°C – 300°C;
- ii) temperaturas intermediárias — 400°C – 500°C; e
- iii) temperaturas altas — acima de 670°C (solubilização);

A Tabela 5.1 apresenta uma nomenclatura para cada mola a partir do tipo de tratamento térmico efetuado.

Tabela 5.1 – Envelhecimentos efetuados após solubilização à 700°C sem atmosfera de proteção.

Tempo \ Temperatura	30min	60min	90min	120min
300°C	A1	A2	A3	A4
400°C	B1	B2	B3	B4
500°C	C1	C2	C3	C4

Após cada tratamento térmico, é utilizado o método de calorimetria diferencial de varredura, também conhecida como DSC (*Differential Scanning Calorimetry*). Ele permite que as temperaturas de transformação de fase do material sejam conhecidas. Uma pequena amostra de aproximadamente 15mg é retirada de cada mola recém tratada e analisada no equipamento Netzsch DSC 200 F3®.

A análise ocorre à uma taxa de 10°C/min e o equipamento faz uma varredura de 60°C a -80°C, identificando as temperaturas de transição na transformação direta, seguida de uma varredura de -80°C a 60°C, identificando as temperaturas na transformação inversa.

5.1 TRATAMENTO DE SOLUBILIZAÇÃO À 700°C

A Figura 5.1 apresenta o resultado das temperaturas de transformação após o tratamento de solubilização a 700°C sem atmosfera de proteção com subsequente têmpera em água à 25°C. A principal característica observada é a presença de um único pico tanto na transformação direta, quanto na transformação reversa. De acordo com Frick et al. (2005), Fan et al. (2017) e Saburi (1999), tratamentos acima da temperatura de recristalização fazem que o níquel excedente seja solubilizado. Dessa forma, garante-se que não há na microestrutura precipitados e até mesmo defeitos, como deslocamentos. Portanto, o pico na transformação direta representa a transição $B2 \rightarrow B19$ (denominada M) e o pico na transformação reversa representa a transição $B19 \rightarrow B2$.

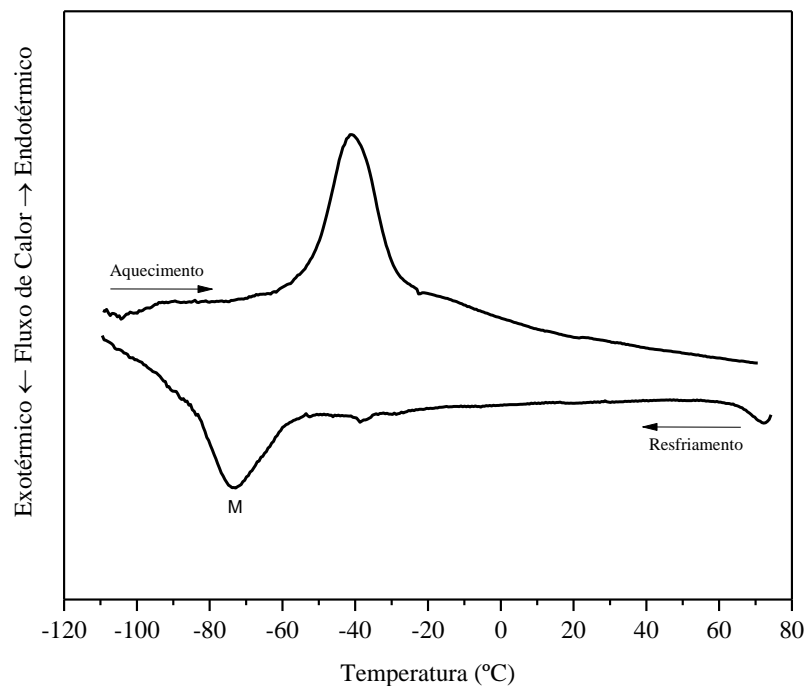


Figura 5.1 - DSC após solubilização à 700°C durante 60min e subsequente têmpera em água à 25°C.

É importante também considerar que é possível que pontos de oxidação Ti_4NiO_2 , TiO_2 e TiC estejam presentes na microestrutura, haja vista a falta de atmosfera de proteção os tratamentos. Todavia, os tempos de tratamentos térmicos utilizados tanto na solubilização quanto nos envelhecimentos são baixos para que haja algum efeito significativo nos materiais Mahmud (2009). Assim, a influência desses pontos pode ser considerada inexpressiva nesse contexto.

5.2 ANÁLISE DOS PICOS DE TRANSFORMAÇÃO EM ENVELHECIMENTOS A MÉDIAS E BAIXAS TEMPERATURAS

Diferente das transformações na solubilização, que apresentam apenas um pico de transformação, ligas NiTi envelhecidas normalmente apresentam dois estágios de transformação $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ e, portanto, dois picos correspondentes nas análises de calorimetria diferencial (DSC) Saburi (1999). O surgimento da fase R antes do surgimento da fase $B19'$ é devido à existência de precipitados Ti_4Ni_3 formados durante o envelhecimento (Zhou et al., 2005).

Para Zhou et al. (2005), esses precipitados representam uma forte resistência à formação de $B19'$, que está associada à uma grande deformação da estrutura cristalina. Por outro lado, a fase R requer uma deformação muito menor e é muito menos afetada pela presença de partículas Ti_4Ni_3 . Portanto, a formação desses precipitados por envelhecimento favorece a formação da fase R antes da formação da fase $B19'$.

5.2.1 ANÁLISE DAS TRANSFORMAÇÕES A 300°C

A Figura 5.2 apresenta a análise de DSC das molas com envelhecimentos a baixa temperatura. Em todos os casos, verifica-se a presença de três picos de transformação. De acordo com Kim et al. (2004) e Zhou et al. (2005), esses picos estão relacionados a duas transformações $B2 \rightarrow R1$ e $B2 \rightarrow R2$ — sendo que $R1$ e $R2$ são duas fases R ocorrendo em regiões diferentes do grão — e uma transformação $R1 + R2 \rightarrow B19'$.

Durante o envelhecimento, como a barreira de nucleação é menor nos contornos dos grãos, a taxa de nucleação de precipitados é maior Zhou et al. (2005). Portanto, a nucleação ocorre de forma muito mais fácil nessa região além de ser sempre maior do que no interior.

Com a contínua nucleação de precipitados durante o envelhecimento, a concentração de Ni na matriz da região dos contornos será cada vez menor quando comparada ao interior. Essa diferença é denominada de heterogeneidade de larga escala e é o mecanismo principal responsável pelo surgimento das duas fases R (Fan et al., 2004; Khalil-Allafi et al., 2002; Ravari et al., 2014; Zhou et al., 2005).

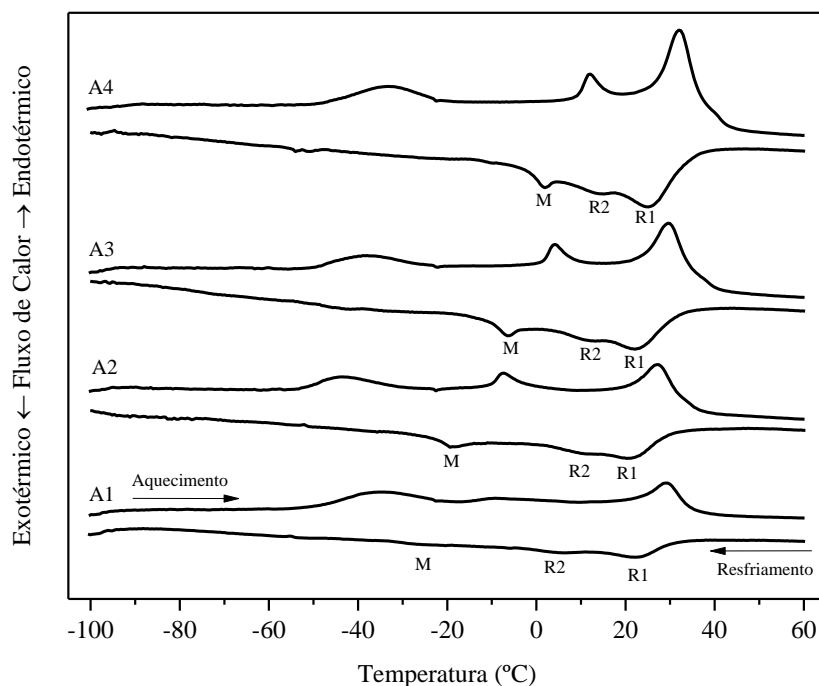


Figura 5.2 – Picos de transformação obtidos por meio de análise diferencial calorimétrica (DSC) para 300°C com diferentes tempos de envelhecimento.

A Figura 5.3 é baseada no trabalho de Wang et al. (2015) e Wang et al. (2016). Apresenta esquematicamente a microestrutura esperada para um tratamento à baixa temperatura. É possível verificar uma maior concentração de precipitados juntamente com uma baixa concentração de Ni na matriz dos contornos dos grãos.

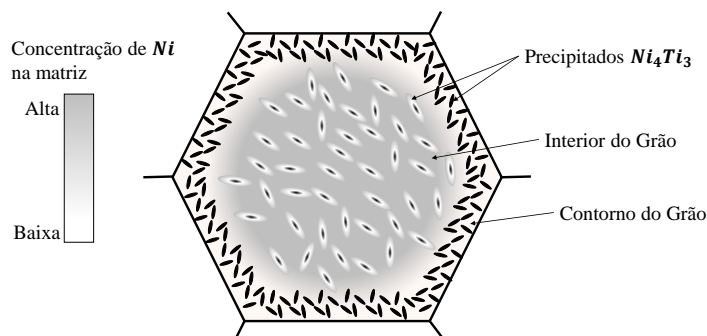


Figura 5.3 – Ilustração esquemática da transformação multi-estágios da fase R.

Devido à baixa distorção da estrutura cristalina associada à fase R, os precipitados Ti_4Ni_3 exercem pouco efeito em sua formação. Portanto, a transformação para a fase R depende essencialmente da concentração de Ni. Como consequência, no início do resfriamento nos casos apresentados na Figura 5.2, o primeiro pico de transformação corresponde à transformação para fase R nos contornos dos grãos $B2 \rightarrow R1$ (denominada R1). Com o contínuo resfriamento, o interior dos grãos passa pela transformação $B2 \rightarrow R2$ (denominada R2), resultando no segundo pico da transformação (Wang et al., 2014, 2015).

O terceiro pico de transformação está relacionado à transformação $R1 + R2 \rightarrow B19'$, ou seja, a transformação das duas fases R para a fase martensítica $B19'$. Segundo Zhou et al. (2005), se unicamente a heterogeneidade de concentrações de Ni entre os contornos e o interior dos grãos for considerada,

seria possível que a transformação martensítica para $B19'$ também ocorresse em dois estágios — uma transformação nos contornos seguida de uma transformação no interior dos grãos. Todavia, as transformações $B19'$ não dependem unicamente da composição, mas também da densidade dos precipitados. Assim, a deformação da estrutura cristalina causada pela densidade de precipitados faz que formação de $B19'$ seja dificultada.

Como resultado, essa transformação se torna mais difícil nos contornos do que no interior dos grãos. Portanto, é perceptível que a distribuição heterogênea dos precipitados nos grãos gera um efeito oposto à heterogeneidade de larga escala, de forma que esses efeitos tendem a se cancelar, resultando, assim, em somente um estágio $R1 + R2 \rightarrow B19'$.

5.2.2 ANÁLISE DAS TRANSFORMAÇÕES ÀS TEMPERATURAS DE 400°C E 500°C

As Figura 5.4 e Figura 5.5 apresentam os picos de transformação para o envelhecimento às temperaturas de 400°C e 500°C, respectivamente. Assim como os resultados para o envelhecimento à temperatura de 300°C, também ocorrem três picos de transformação.

Na Figura 5.4, ainda que seja pouco perceptível, nota-se a presença de três transformações tanto no resfriamento quanto no aquecimento. Percebe-se também que à medida que o tempo de envelhecimento aumenta, os picos no aquecimento se aproximam cada vez mais em uma tendência de sobreposição de forma muito semelhante à verificada por Fan et al., (2004).

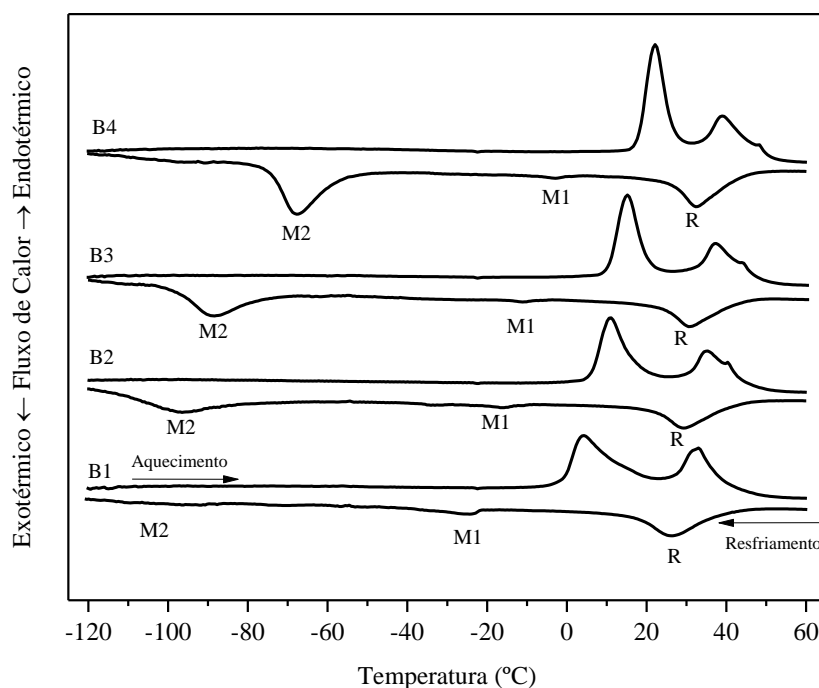


Figura 5.4 – Picos de transformação obtidos por meio de análise diferencial calorimétrica (DSC) para 400°C com diferentes tempos de envelhecimento.

Na Figura 5.5 também ocorrem três picos de transformação no resfriamento e no aquecimento. A tendência de sobreposição verificada na Figura 5.4 é consolidada neste caso, ou seja, no envelhecimento em 30min e 60min, o primeiro pico do aquecimento representa a sobreposição de duas transformações e o terceiro pico é indicado por uma seta. Nos casos à 90min e 120min o único pico no aquecimento representa a sobreposição das três transformações.

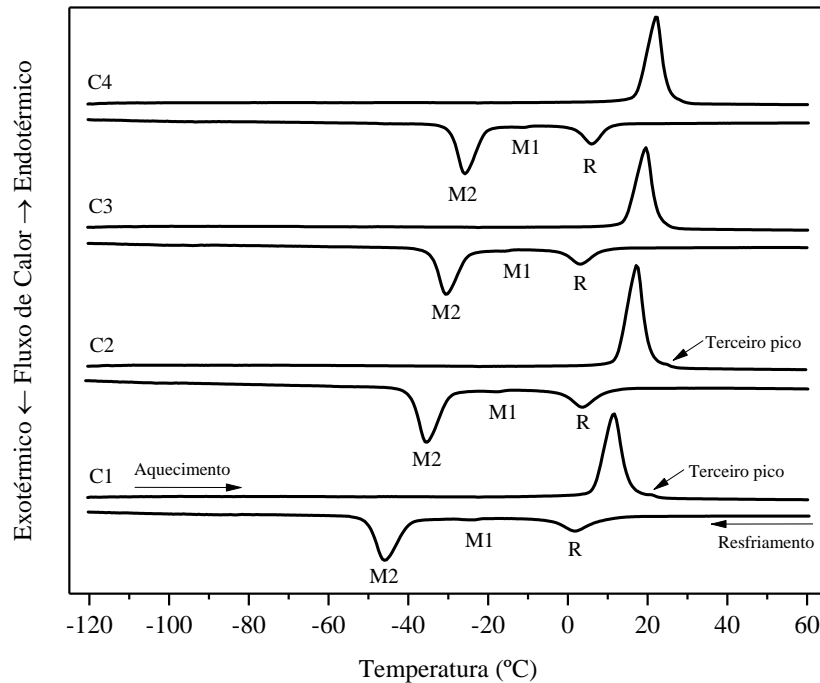


Figura 5.5 – Picos de transformação obtidos por meio de análise diferencial calorimétrica (DSC) para 500°C com diferentes tempos de envelhecimento.

De forma semelhante ao que ocorre nas transformações à baixas temperaturas, o envelhecimento às temperaturas de 400°C e 500°C também faz que precipitados sejam gerados ao longo dos contornos dos grãos. Entretanto, a diferença básica reside no interior dos grãos. Baixas temperaturas resultam em uma maior densidade de precipitados no interior devido à alta heterogeneidade de larga escala, enquanto em temperaturas intermediárias a precipitação é muito menor, resultando em baixa densidade de precipitados Ti_3Ni_4 no interior dos grãos (Fan et al., 2004; Zhou et al., 2005).

Para (Fan et al., 2004), o campo de tensões dos contornos dos grãos fazem que a força motriz para nucleação de Ti_3Ni_4 seja reduzida, levando à formação dos precipitados. Essa formação leva a uma redução na concentração de níquel em B_2 nas suas imediações, favorecendo a formação da transição $B_2 \rightarrow R$ no contorno do grão.

Outro fator que também favorece essa transição é a resistência que os precipitados impõem às deformações relacionadas à transição $B_2 \rightarrow B'_{19}$ na região dos contornos dos grãos. Dessa forma, o primeiro pico na transformação direta deve ser entendido como a transição $B_2 \rightarrow R$ (denominada R) nos contornos dos grãos.

O segundo pico de transformação é resultado de uma transformação $B_2 \rightarrow B'_{19}$ (denominada $M1$) no interior do grão. Diferente dos casos à baixas temperaturas, ocorre uma migração de Ni do interior para os contornos de forma que a concentração de Ni é reduzida. Assim, há uma baixa nucleação de precipitados e, conseqüentemente, baixa resistência à transformação $M1$ (Fan et al., 2004; Zhou et al., 2005).

Em se tratando do terceiro pico, ele representa a transição $R \rightarrow B'_{19}$ (denominada $M2$). O motivo de essa transição ocorrer à uma temperatura consideravelmente mais baixa do que $B_2 \rightarrow B'_{19}$, segundo Fan et al. (2004), é que a força motriz necessária é bastante elevada nesse caso, requerendo-se que baixas temperaturas sejam alcançadas.

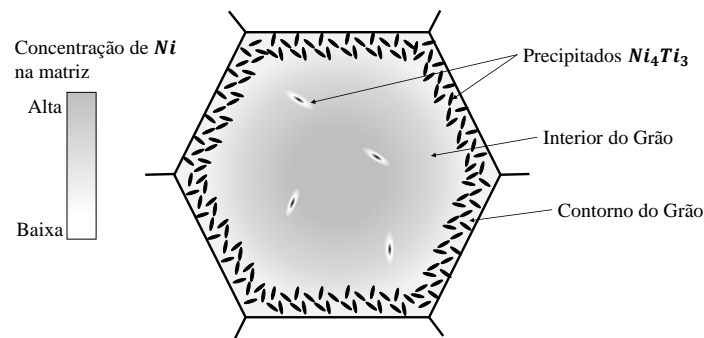


Figura 5.6 - Microestrutura provável dos tratamentos térmicos em temperaturas intermediárias.

Para Fan et al.(2004), Khalil-Allafi et al. (2002) e Khalil-Allafi et al. (2004), pode-se esperar uma microestrutura como a apresentada na Figura 5.6. Nela, vê-se de forma esquemática uma alta densidade de precipitados nos contornos dos grãos e uma baixa densidade no interior. A diferença de concentração de Ni relativa entre o interior e os contorno também é menor do que no caso de envelhecimento à baixa temperatura.

5.2.2.1 INFLUÊNCIA DO TEMPO DE ENVELHECIMENTO NOS TRATAMENTOS TÉRMICOS

a. altas temperaturas

Quanto maior o tempo de envelhecimento, maior será a densidade de precipitados Ni_4Ti_3 tanto no interior quanto nos contornos dos grãos; e maior será a heterogeneidade de larga escala. Embora essa heterogeneidade aumente a densidade de precipitados, a concentração de Ni na matriz do grão é reduzida com o aumento do tempo de envelhecimento. Dessa forma, o terceiro pico de transformação M ocorre em temperaturas maiores (Fan et al., 2017). Esse efeito é claramente visto na Figura 5.5.

b. baixas temperaturas

Com o aumento do tempo de envelhecimento, as temperaturas de transformação aumentam. Isso é devido à redução da concentração de Ni da matriz tanto nos contornos quanto no interior. Quanto menor a concentração de Ni, maiores serão as temperaturas de transformação (Fan et al., 2017). Diferente do

caso à baixas temperaturas, o aumento do tempo de envelhecimento não gera um aumento na diferença de concentração de Ni entre os contornos e o interior. Portanto, é natural supor que para temperaturas intermediárias de envelhecimento ocorrerá um aumento das temperaturas em que os picos de transformação $M1$ e $M2$ ocorrem.

Com relação à transformação R, vê-se que a mudança na temperatura de transformação é pequena. Isso indica uma baixa variação da concentração de Ni na região dos contornos dos grãos.

Outro ponto interessante é o fato de que as temperaturas de transformações para o envelhecimento à 400°C são maiores do que à 500°C. Isso pode ser explicado pelo fato de a temperatura de 500°C estar mais próxima da temperatura de solubilização — por volta de 670°C. Dessa maneira, ocorre uma competição entre a precipitação de Ni_4Ti_3 e sua absorção na matriz. Portanto, a concentração de Ni na matriz das molas envelhecidas à 500°C é maior do que no caso à 400°C. Fan et al. (2017) verifica a mesma redução de temperatura devido à absorção de Ni ao analisar uma liga Ni(51%)-Ti em 500°C e 550°C.

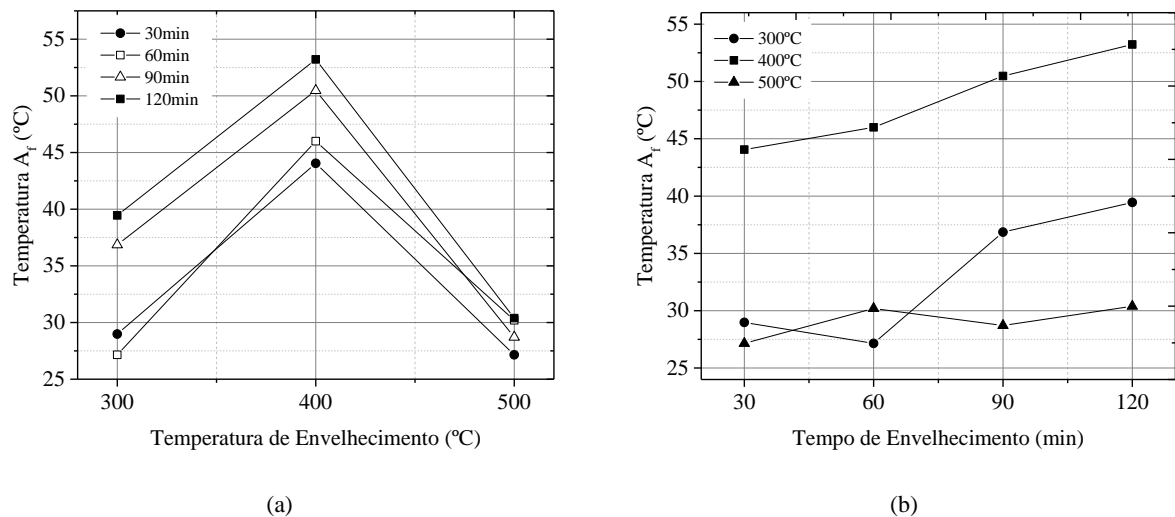


Figura 5.7 - Temperaturas A_f : (a) em relação à temperatura; e (b) em relação ao tempo de envelhecimento

Esse efeito é também verificado quando se analisa as temperaturas A_f . Na Figura 5.7(a), verifica-se que o envelhecimento à 400°C proporcionou as maiores temperaturas A_f justamente pelo fato de proporcionar as menores concentrações de Ni na matriz. A Figura 5.7(b) apresenta essa variação em relação ao tempo de envelhecimento.

5.4 AVALIAÇÃO DO LAÇO DE HISTERESE E DA ENERGIA DISSIPADA POR CICLO

Após os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento em diversas temperaturas e a análise calorimétrica diferencial de varredura (DSC), faz-se a análise da influência das microestruturas no laço de histerese do material. Para isso, inicialmente é necessária a estabilização desse laço à temperaturas constantes acima de A_f .

A estabilização é realizada por meio do equipamento para carregamento estáticos apresentado e desenvolvido no capítulo 4. De acordo com Kumar e Lagoudas (2008), repetições constantes de carregamento e taxa de carregamento podem induzir mudanças na microestrutura, as quais resultam em deformações residuais macroscopicamente observáveis no comportamento do material.

Depois da estabilização, as molas são submetidas a um carregamento de aproximadamente 15N à uma temperatura denominada PTE (Primeira Temperatura de Ensaio). A temperatura PTE está sempre acima de A_f e representa um ponto em que não há mais influência do último pico de transformação. O valor é obtido a partir de uma observação visual e análise dos dados de cada DSC. A Figura 5.8 ilustra esquematicamente esse ponto.

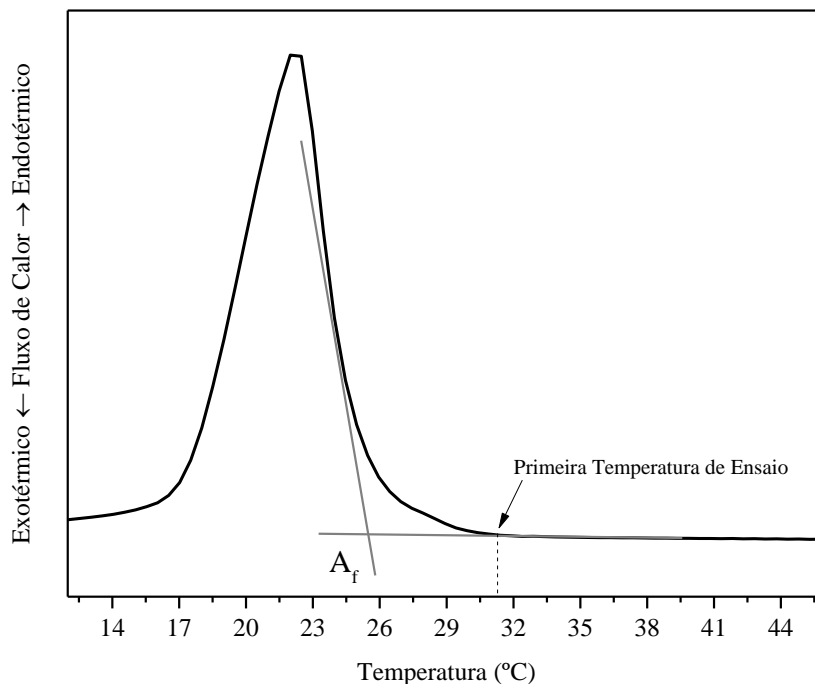


Figura 5.8 – Ilustração esquemática da determinação da temperatura PTE.

5.3.1 ENSAIO ESTÁTICO COM CARGA MÁXIMA CONSTANTE

A Figura 5.9 apresenta os laços de histerese das molas envelhecidas à 300°C. Esses envelhecimentos resultam em um laço de histerese de área muito pequena. A variação do tempo de exposição ao tratamento térmico não resulta em mudanças significativas. A Figura 5.12 apresenta a área do laço de histerese de acordo com o tempo de envelhecimento. Para 300°C, as áreas se mantêm praticamente constante.

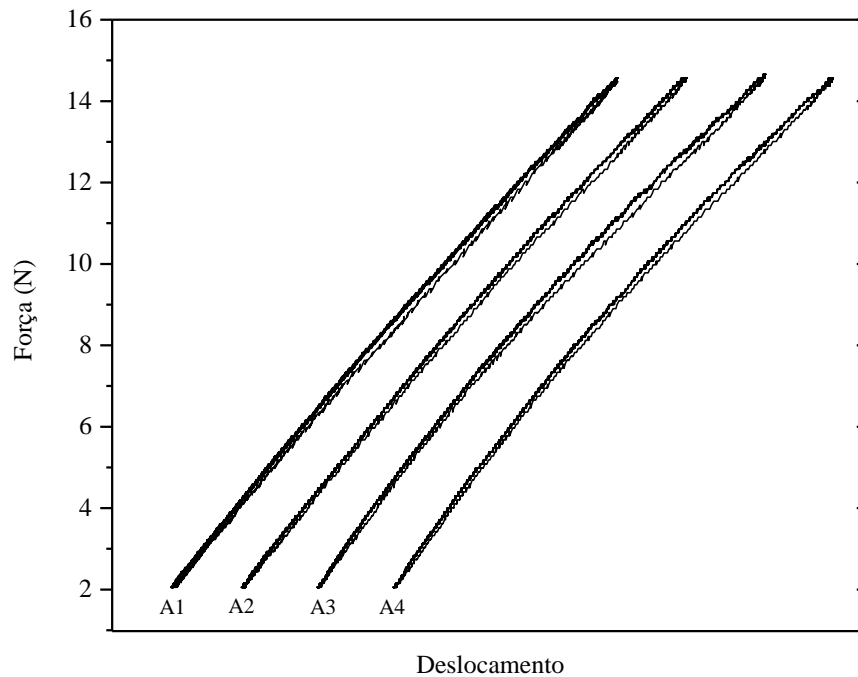


Figura 5.9 - Laço de histerese estabilizado para carregamento máximo de 15N das molas solubilizadas à 700°C com subsequente têmpera e envelhecimento à 300°C: A1- PTE=35°C; A2- PTE=47°C; A3- PTE=47°C; e A4- PTE=48°C.

De acordo com a análise das curvas de DSC apresentadas anteriormente e a Figura 5.12, pode-se afirmar que tratamentos que resultem em uma alta densidade de precipitados tanto nos contornos quanto no interior dos grãos, como o caso dos envelhecimentos em baixas temperaturas, gera um pequeno laço de histerese e, conseqüentemente, baixa dissipação de energia por ciclo.

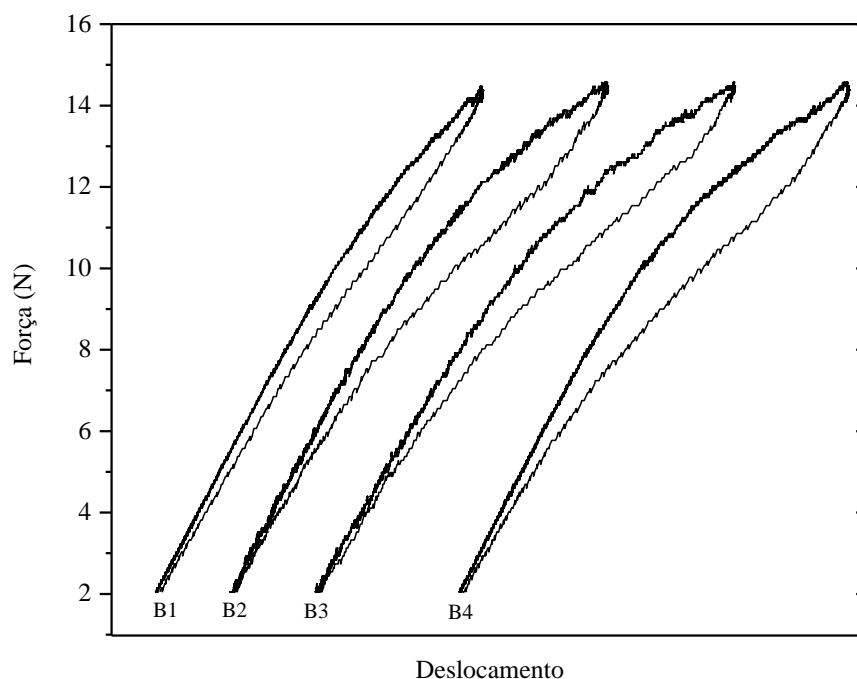


Figura 5.10 - Laço de histerese estabilizado para carregamento máximo de 15N das molas solubilizadas a 700°C com subsequente têmpera e envelhecimento a 400°C: B1- PTE=54°C; B2- PTE=54°C; B3- PTE=56°C; B4- PTE= 55°C.

A Figura 5.10 apresenta os resultados do ensaio estático para as molas envelhecidas a 400°C. É notável um aumento considerável do laço de histerese quando comparado ao caso de 300°C. Com o

aumento do tempo de envelhecimento, ocorre também um aumento dos laços. Esse resultado pode também ser verificado na Figura 5.12.

Na Figura 5.11, pode-se observar que a mola envelhecida a 500°C apresenta um aumento do laço de histerese com o aumento do tempo de envelhecimento, assim como as molas envelhecidas a 400°C. Quando comparadas, as diferenças chegam a ser de 30% (nos envelhecimentos durante 120min) a 60% (nos envelhecimentos durante 30min) maiores do que no caso à 400°C. Esse aumento é percebido também na Figura 5.12.

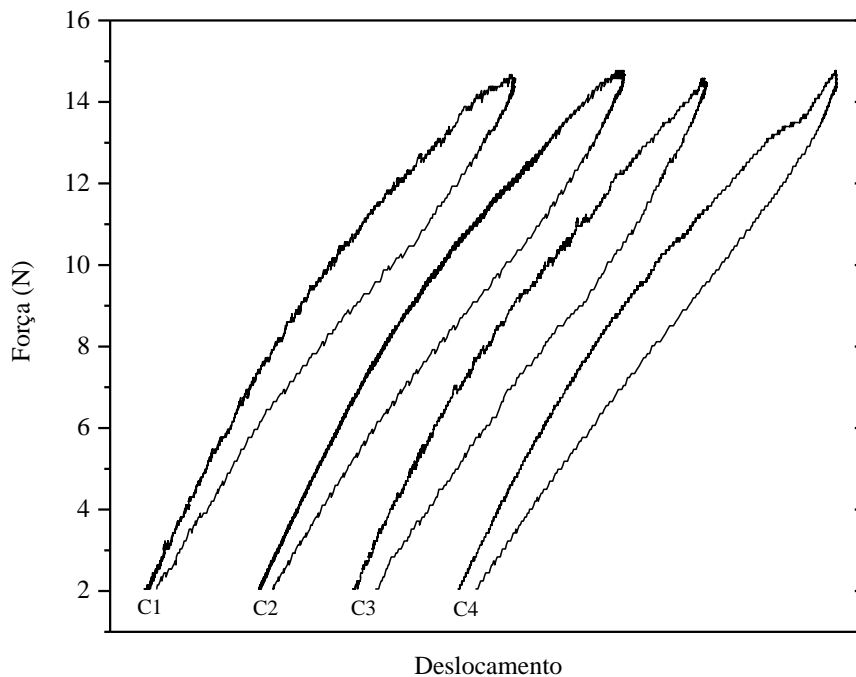


Figura 5.11 - Laço de histerese estabilizado para carregamento máximo de 15N das molas solubilizadas à 700°C com subsequente têmpera e envelhecimento à 500°C: C1- PTE=34°C; C2- PTE=34°C; C3- PTE=36°C; C4- PTE=55°C.

O aumento considerável da área do laço de histerese das molas envelhecidas a 400° e 500°C em relação às envelhecidas a 300°C pode ser explicado por meio das características da microestrutura. Envelhecimentos em temperaturas intermediárias geram alta densidade de precipitados nos contornos dos grãos, no entanto, o interior permanece livre ou com uma densidade muitas vezes inferior. Assim, esse tipo de microestrutura está relacionado à grande dissipação de energia por ciclo, quando comparada à microestruturas geradas em envelhecimentos à baixas temperaturas.

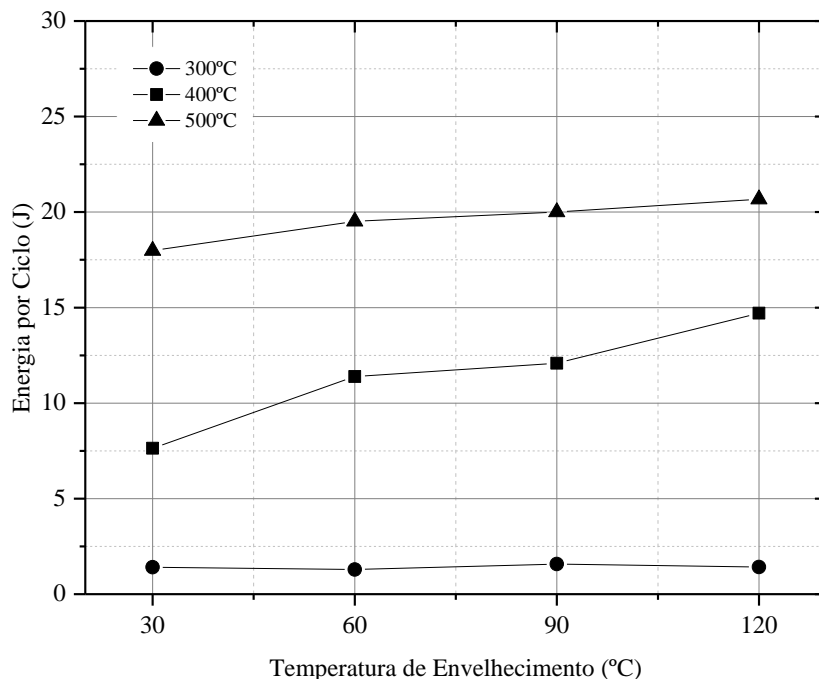


Figura 5.12 - Dissipação de energia por ciclo para diferentes temperaturas de envelhecimento para carregamento máximo de 15N.

5.3.2 VARIAÇÃO DA ÁREA DO LAÇO DE HISTERESE

De forma a explorar a pseudoelasticidade em sistemas dinâmicos, é necessário que as molas sejam sempre submetidas a uma temperatura acima de A_f . Todavia, a área do laço pode ser alterada mesmo estando acima dessa temperatura. A Figura 5.13 apresenta a influência do aumento da temperatura no laço de histerese considerando apenas o regime pseudoelástico. Nesta análise, consideraram-se acréscimos de 1°C a partir da temperatura PTE. Os resultados mostram que cada mola apresenta uma taxa de redução de área diferente devido ao aumento da temperatura de ensaio.

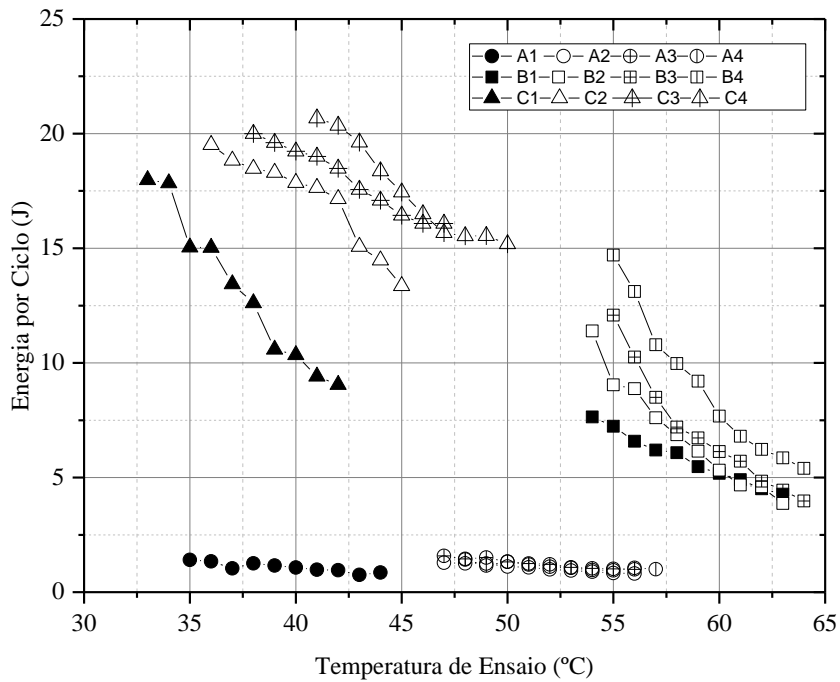


Figura 5.13 – Variação da energia por ciclo com o aumento da temperatura de ensaio

No caso à 500°C, a energia dissipada por ciclo diminui com o aumento da temperatura de ensaio. Percebe-se também que a taxa de redução aumenta com o aumento do tempo de envelhecimento. Para as molas envelhecidas à 400°C, ocorre um aumento na taxa de redução com o aumento do tempo de envelhecimento de 30min até 90min. De 90min até 120min é perceptível uma leve diminuição.

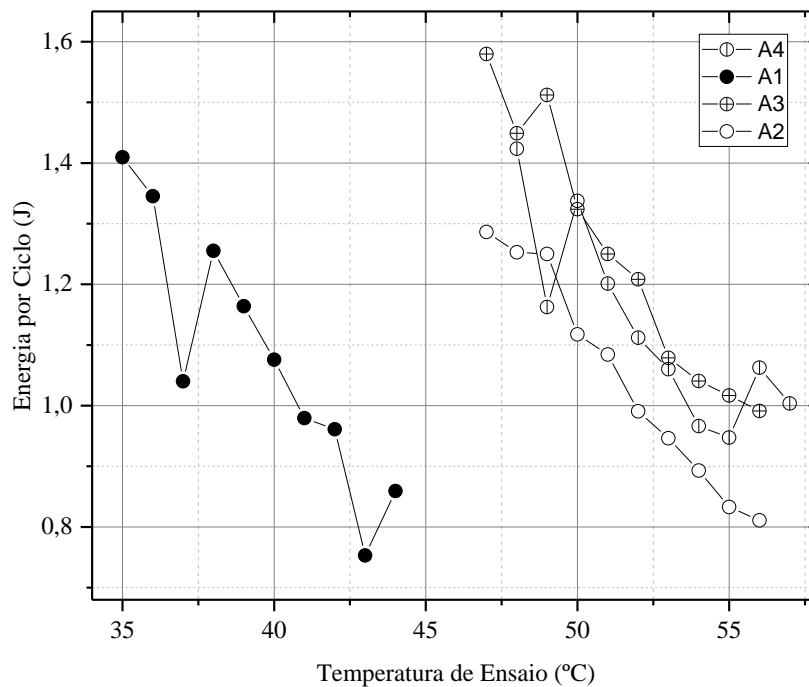


Figura 5.14 – Variação da energia por ciclo com o aumento da temperatura de ensaio.

No caso à 300°C a energia dissipada por ciclo é muito menor quando comparada aos casos anteriores. A Figura 5.14 apresenta uma ampliação dos resultados à essa temperatura. Verifica-se taxas

de redução e energia dissipada por ciclos semelhantes. Essas informações são consolidadas na Figura 5.15, em que cada ponto representa a taxa de redução de área com o aumento da temperatura.

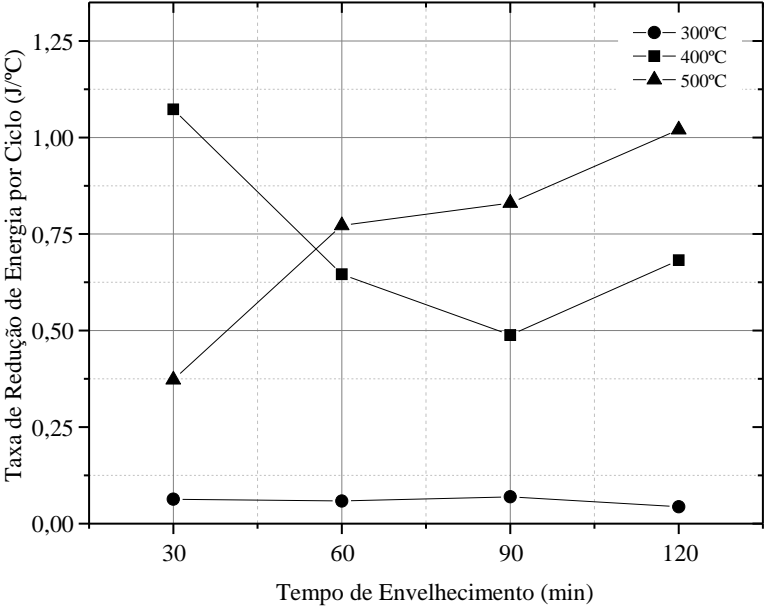


Figura 5.15 – Taxa de redução de energia por ciclo

6 MODELO TERMOMECÂNICO E AJUSTE DE DADOS

Nos últimos anos, a modelagem de ligas de memória de forma têm evoluído consideravelmente. Os modelos atuais são capazes de considerar diversos aspectos do fenômeno da memória de forma e também da pseudoelasticidade (Enemark e Santos, 2016; Lagoudas et al., 2012; Otsuka e Wayman, 1999; Paiva et al., 2005). Um dos principais aspectos considerados no desenvolvimento desses modelos é a forma como o endurecimento ocorre na transformação de fase.

Nos primeiros trabalhos sobre esse tema, Tanaka (1986) sugeriu que funções exponenciais poderiam ser utilizadas para descrever a cinética de transformação, ou seja, o comportamento durante a transformação de fase. Posteriormente, Liang e Rogers (1990) propuseram uma função cosseno, no intuito de garantir transformações suaves. Depois, Boyd, James G. e Lagoudas (1996) formularam uma função linear para descrever esse fenômeno.

Nesse contexto, Boyd, J.G. e Lagoudas (1996) utilizaram uma função polinomial de segunda ordem, a qual garantia transformações suaves em carregamentos térmicos e, posteriormente, uma função de endurecimento suave foi apresentada para o mesmo modelo (Kumar e Lagoudas, 2008; Lagoudas et al., 2012). Essa função de endurecimento garantiu transições suaves de modo que a curvatura do endurecimento pudesse ser ajustada por dois parâmetros, resultando num melhor ajuste a dados experimentais.

Para Enemark et al. (2016), o avanço no modelo de Lagoudas resultou em melhor concordância com dados experimentais, todavia, segundo o autor, algumas mudanças no modelo poderiam resultar em uma melhor conformidade com observações experimentais. Dessa forma, Enemark e Santos (2015) sugeriu a utilização de uma lei de cinética de transformação baseada em duas curvas de Bézier. Segundo o autor, essa lei é versátil no sentido que pode ser aplicada em diferentes modelos constitutivos.

De acordo com Enemark e Santos (2015), os diversos modelos que descrevem o comportamento das ligas em 1D são muito semelhantes e a distinção reside na formulação do comportamento de endurecimento (Brinson, 1993; Ruzzene e Baz, 2000; Savi et al., 2011). Por essa razão, Enemark et al. (2015) pontua que a lei cinética baseada nas curvas de Bézier pode ser implementada em diferentes modelos e, ainda assim, produzir resultados semelhantes. Então, o autor modificou o modelo de Lagoudas et al. (2012) para poder utilizar essa lei cinética. Esse modelo modificado é base para as simulações deste trabalho.

6.1 MODELO CONSTITUTIVO PARA ANÁLISES NUMÉRICAS

O modelo utilizado para descrição da resposta termomecânica das molas de SMA é baseado na adaptação feita por Enemark et al. (2016) do trabalho desenvolvido por Lagoudas et al. (2012). Com o intuito de aumentar a semelhança do modelo com dados experimentais obtidos de molas de SMA, Enemark et al. (2016) modificou dois aspectos do modelo original: função de endurecimento; e inclusão de funções para *subloop*.

Nessa adaptação, as equações governantes são

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \mathbf{S}\boldsymbol{\sigma} + \boldsymbol{\varepsilon}_t, \quad (6.1)$$

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_t = \boldsymbol{\Lambda}\dot{\xi},$$

em que $\boldsymbol{\varepsilon} = \{\varepsilon, \gamma\}^T$ e ε e γ correspondem a deformação normal e cisalhante, respectivamente e $\boldsymbol{\sigma} = \{\sigma, \tau\}^T$, onde σ representa a tensão normal e τ , a cisalhante.

Os parâmetros são definidos da seguinte forma

$$\mathbf{S} = \mathbf{S}_A + (\mathbf{S}_M - \mathbf{S}_A)\xi = \mathbf{S}_A + \Delta\mathbf{S}\xi, \quad (6.2)$$

$$\mathbf{S}_i = \frac{1}{E_i} \begin{bmatrix} 1 & 0 \\ 0 & 2(1+\nu) \end{bmatrix}, \quad (i = A, M) \quad (6.3)$$

$$\boldsymbol{\Lambda} = \begin{cases} \boldsymbol{\Lambda}_f = \frac{H}{\sqrt{\sigma^2 + 3\tau^2}} \begin{Bmatrix} \sigma \\ 3\tau \end{Bmatrix}, & \dot{\xi} > 0 \\ \boldsymbol{\Lambda}_r = \frac{1}{\xi} \tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}_t, & \dot{\xi} < 0 \end{cases} \quad (6.4)$$

No modelo, a expansão térmica linear é omitida pois é desprezível quando comparada à deformação resultante da transformação de fase $\boldsymbol{\varepsilon}_t$. O tensor de complacência é denominado \mathbf{S} e representa uma combinação linear das complacências da martensita e austenita, \mathbf{S}_A e \mathbf{S}_M , respectivamente. Esses tensores são compostos pelo módulo elástico E_i ($i = A, M$) e pelo coeficiente de Poisson ν . A fração volumétrica da martensita é representada por ξ , no intervalo $0 \leq \xi \leq 1$. O tensor relacionado à direção da transformação de fase é denotado por $\boldsymbol{\Lambda}$. A transformação direta $\boldsymbol{\Lambda}_f$ depende da transformação máxima devido à deformação H , a qual é considerada constante neste modelo. $\tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}_t$ e ξ estão relacionados com a transformação de fase reversa $\boldsymbol{\Lambda}_r$ e são avaliadas no ponto em que ocorre a mudança na direção de transformação de fase.

As funções que descrevem a transformação direta e reversa são definidas nas equações 6.5 e 6.6

$$\Phi_f = (1 - D)\boldsymbol{\Lambda}_f^T \boldsymbol{\sigma} + \frac{1}{2} \boldsymbol{\sigma}^T \Delta\mathbf{S} \boldsymbol{\sigma} + \rho \Delta s_0 T - \rho \Delta u_0 - f_f(\zeta_f(\xi, \xi_0)) - Y \quad (6.5)$$

$$\Phi_r = (1 - D)\mathbf{\Lambda}_r^T \boldsymbol{\sigma} + \frac{1}{2} \boldsymbol{\sigma}^T \Delta \mathbf{S} \boldsymbol{\sigma} - \rho \Delta s_0 T + \rho \Delta u_0 + f_f(\zeta_r(\xi, \xi_0)) - Y \quad 6.6$$

Nessas equações, assume-se que a diferença de calor específico entre a austenita e a martensita é desprezível (Enemark et al., 2016; Lagoudas et al., 2012). As constantes Y e D estão relacionadas as superfícies de transformação no plano temperatura-tensão. ρ representa a massa específica do material, Δs_0 e Δu_0 representam as diferenças entre a entropia específica e a entalpia específica entre a fase austenítica e martensítica, respectivamente. A temperatura é denotada por T . As funções f_f e f_r estão relacionadas com os endurecimentos na fases direta e reversa, respectivamente. ζ_f e ζ_r são as funções relacionadas com os *subloops* e juntamente com f_f e f_r controlam a fração volumétrica da martensita nas transformações.

As variáveis apresentadas estão relacionadas com os parâmetros do material, de maneira que

$$\begin{aligned} \rho \Delta s_0 &= -\frac{2C_M C_A H}{C_M + C_A}; \\ D &= \frac{C_M - C_A}{C_M + C_A}; \\ a_1 &= -\rho \Delta s_0 (M_S - M_f); \\ a_2 &= -\rho \Delta s_0 (A_f - A_S), \\ a_3 &= -\frac{1}{20} a_1 (3n_1^f - 3n_2^f + 5) + \frac{1}{20} (3n_1^r - 3n_2^r + 5); \\ Y &= \frac{1}{2} \rho \Delta s_0 (M_S - A_f) - a_3; \text{ e} \\ \rho \Delta u_0 &= \frac{1}{2} \rho \Delta s_0 (M_S + A_f). \end{aligned} \quad 6.7$$

Nos parâmetros 6.7, M_S e M_f representam as temperaturas de início e finalização de formação de martensita na transformação direta. A_S e A_f correspondem as temperaturas de início e finalização de formação de austenita na transformação reversa, respectivamente. C_A e C_M são as inclinações das superfícies de transformação no diagrama temperatura-tensão associadas à fase austenítica e martensítica, respectivamente.

Os parâmetros a_1 , a_2 , a_3 , n_1^f , n_2^f , n_1^r e n_2^r estão relacionados com a função de endurecimento baseada nas curvas de Bézier. Maiores detalhes sobre a modelagem podem ser encontrados em Lagoudas et al. (2012), Enemark e Santos (2015) e Enemark et al. (2016).

6.2 UTILIZAÇÃO DO MODELO CONSTITUTIVO EM MOLAS SMA

Existem diversas abordagens para molas de SMA na literatura. De acordo com Aguiar et al. (2010) e Enemark et al. (2015), modelos de 1D fornecem resultados aceitáveis e são mais vantajosos por serem mais simples. A idéia básica neles é escolher um ponto na seção transversal do fio da mola para representar o comportamento do material e, então, extrapolar para obtenção do comportamento global da mola.

A desvantagem da maioria dessas simplificações é que elas não levam em consideração grandes deformações da mola (grandes ângulos entre espiras), haja vista que para grandes ângulos o efeito da flexão no fio da mola passa a ser significativa (Whall, 1944).

De maneira a evitar esse problema, Enemark et. al (2016) apresenta um modelo 2D que leva em consideração os efeitos das tensões normais e cisalhantes resultantes da flexão e torção no fio, respectivamente.

A mola de SMA é modelada tendo raio de espira r_0 , raio do fio c , comprimento inicial (depois de realizados o tratamentos térmico e o treinamento) h_0 , número de espiras N e comprimento do fio $L = \sqrt{h_0^2 + (2\pi N)r_0^2}$. O ângulo inicial entre as espiras é dado por $\alpha_0 = \arctan\left(\frac{h_0}{2\pi N r_0}\right)$. Assume-se também que não há rotação durante a aplicação de carga na mola, resultando na restrição

$$\frac{r}{r_0} = \frac{\cos \alpha}{\cos \alpha_0} \quad 6.8$$

em que r e α representam o raio e o ângulo entre espiras da mola deformada, respectivamente. A Equação 6.8 é utilizada para simplificar a expressão do ângulo de deformação entre espiras, dado por

$$\alpha = \arcsen\left(\frac{u}{L} + \sen \alpha_0\right) \quad 6.9$$

onde u representa o alongamento da mola. Assim, a distribuição das deformações normais e cisalhantes na seção transversal da mola são (Whall, 1944).

$$\begin{aligned} \gamma(a) &= a \left(\frac{\sen \alpha \cos \alpha}{r} - \frac{\sen \alpha_0 \cos \alpha_0}{r} \right) \quad 6.10 \\ &= \frac{a}{r_0} \cos \alpha_0 (\sen \alpha - \sen \alpha_0) = \frac{y}{r_0} \cos \alpha_0 (\cos \alpha_0 - \cos \alpha) \end{aligned}$$

$$\varepsilon(y) = y \left(\frac{\cos^2 \alpha_0}{r_0} - \frac{\cos^2 \alpha}{r} \right) = \frac{y}{r_0} \cos \alpha_0 (\cos \alpha_0 - \cos \alpha) \quad 6.11$$

em que $a \in [0, c]$ é a coordenada radial e $y \in [-c, c]$ é a coordenada cartesiana perpendicular ao centro do eixo. A distribuição de tensões é ilustrada na Figura 6.1.

Depois de alguma análises, Enemark et al. 2016 verifica que o ponto $a = \frac{3}{4}c$ e $y = \frac{3\pi}{16}c$ representam de forma mais adequada o comportamento da mola com sua análises numéricas. Assim, esses valores também serão utilizados neste trabalho.

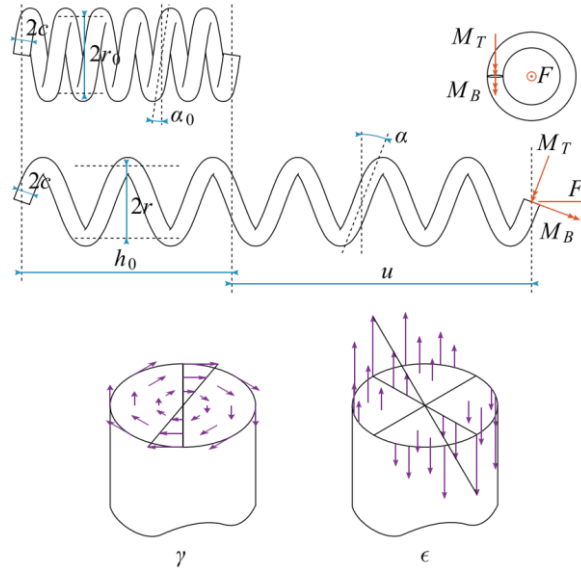


Figura 6.1 – Ilustração esquemática da mola para modelagem. (Enemark et al. 2016)

Quando uma força é aplicada na mola, é gerado um momento M_T devido à torção e um momento M_B devido à flexão, tal que

$$F = M_T \frac{\cos \alpha}{r} + M_B \frac{\sin \alpha}{r} = \frac{\cos \alpha_0}{r_0} (M_T + M_B \tan \alpha) \quad 6.12$$

de forma que

$$M_T = \int_0^c \int_{-\pi}^{\pi} \tau(\varepsilon(\theta, a)) a^2 d\theta da \quad 6.13$$

$$M_B = \int_0^c \int_{-\pi}^{\pi} \sigma(\varepsilon(\theta, a)) a^2 d\theta da \quad 6.14$$

Nas equações 6.13 e 6.14, θ é a coordenada angular correspondente à coordenada radial a .

Devido ao fato da fração volumétrica de martensita variar na seção transversal do fio e estar relacionada com a tensão normal e cisalhante, isso torna a análise das integrais acima muito complexa (Enemark et al., 2016). Uma alternativa simplificadora e razoável é considerar a fração volumétrica constante em toda a seção transversal, conforme considerado por Liang e Rogers (1990), Aguiar et al. (2010) e Enemark et al. (2015).

Assim, para o comportamento no cisalhamento tem-se $\tau = G(\gamma - \gamma_t)$. Da Equação 6.10, tem-se $\gamma(a) = (a/c) \gamma(c)$. O módulo de cisalhamento, G , e a transformação resultante da tensão de

cisalhamento, γ_t , também são assumidos constantes na seção transversal (Enemark et al., 2016). Com essas considerações, a Equação 6.13 torna-se

$$M_T = \frac{2}{3} \pi c^3 G \left(\frac{3}{4} \gamma(c) - \gamma_t \right) = \frac{2}{3} \pi c^3 G (\gamma - \gamma_t) = \frac{2}{3} \pi c^3 \tau. \quad 6.15$$

Na Equação 6.15 são utilizadas as aproximações $\gamma \equiv (3/4)\gamma(c) = \gamma(3/4)c$, $\tau \equiv G(\gamma - \gamma_t)$ para as tensões cisalhantes e $\varepsilon(y) = (y/c)\varepsilon(c)$ e $\sigma = E(\varepsilon - \text{sign}(\varepsilon)\varepsilon_t)$ para tensões normais. Maiores informações sobre essas considerações são encontradas em Enemark et. al (2016).

Assumindo-se o módulo elástico, E , e a transformação resultante da deformação normal, ε_t , constantes na seção transversal, momento fletor se torna

$$M_B = \frac{4}{3} c^3 E \left(\frac{3\pi}{16} \varepsilon(c) - \varepsilon_t \right) = \frac{4}{3} c^3 E (\varepsilon - \varepsilon_t) = \frac{4}{3} c^3 \sigma, \quad 6.16$$

resultando em $\varepsilon \equiv (3\pi/16)\varepsilon(c) = (3\pi/16)c$, $\sigma \equiv E0(\varepsilon - \varepsilon_t)$ e $y \equiv (3\pi/16)c$.

A força resultante, Equação 6.12 é

$$F_r = \frac{2 c^3}{3 r_0} \cos \alpha_0 (\pi \tau + 2 \sigma \tan \alpha). \quad 6.17$$

Para determinar a força na mola, dada uma deflexão u , inicialmente calcula-se o tensor representativo de deformações por meio das equações 6.10 e 6.11, tal que

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \{\varepsilon, \gamma\}^T = \left\{ \varepsilon \left(\frac{3\pi}{16} c \right), \gamma \left(\frac{3}{4} c \right) \right\}^T \quad 6.18$$

Com o valor de γ , o tensor de tensões representativo $\boldsymbol{\sigma} = \{\sigma, \tau\}^T$ é determinado por por meio das Equações 6.1, 6.2, 6.3 e 6.4. Finalmente, a força de restituição da mola de SMA é calculada utilizando a Equação 6.14.

6.3 CALIBRAÇÃO DO MODELO A PARTIR DOS DADOS EXPERIMENTAIS

Os dados experimentais apresentados no capítulo 5 são agora utilizados para ajuste de dados no modelo constitutivo. Os resultados obtidos são inseridos no modelo constitutivo de forma a representar cada uma das molas tratadas termicamente.

Devido ao fato de apresentarem as maiores áreas no laço de histerese e, conseqüentemente, maior dissipação por ciclo, apenas as molas envelhecidas a 500°C são analisadas. A calibração do modelo requer a inserção de informações sobre a molas também sobre as temperaturas. Dentre esses valores, A_s , A_f , M_s M_f representam as temperaturas de transformação. Todavia, dos resultados apresentados na

seção 5.2, verifica-se que as molas apresentam outras temperaturas além dessas quatro, que são as temperaturas em que ocorrem as transições $B2 \rightarrow R$ e $R \rightarrow B19'$.

Para contornar esse problema, Liu et al. (2004), Favier et al. (2006) e Fan et al. (2017) estabelecem que as temperaturas das transições $B2 \rightarrow B19'$ e $B19' \rightarrow B2$ podem ser estimadas a partir dos dados obtidos no DSC da seguinte forma

$$T = \frac{\Delta H_T}{\sum_{i=1}^N \Delta H_i / T_i} \quad 6.19$$

em que ΔH_T representa a soma das variações de entalpia de todos os picos no DSC, ΔH_i é a variação de entalpia de cada pico, T_i é a temperatura em que cada um ocorre, e N representa o número de transformações.

Quando os picos de transformação ocorrem em temperaturas muito próximas, é comum que ocorram picos sobrepostos. Nesse caso, é comum utilizar a técnica de deconvolução para separação e identificação de cada pico. Neste trabalho foi utilizado o modelo Gaussiano assimétrico, conforme apresentam Felinger (1998) e Michaels et al. (2011). A Figura 6.2 exibe um exemplo de aplicação na transformação reversa da mola C4. Nela, é possível verificar que o método de deconvolução diferencia os três picos de transformação. Assim, é possível identificar as temperaturas de transformação, além das áreas, que representam a variação de entalpia.

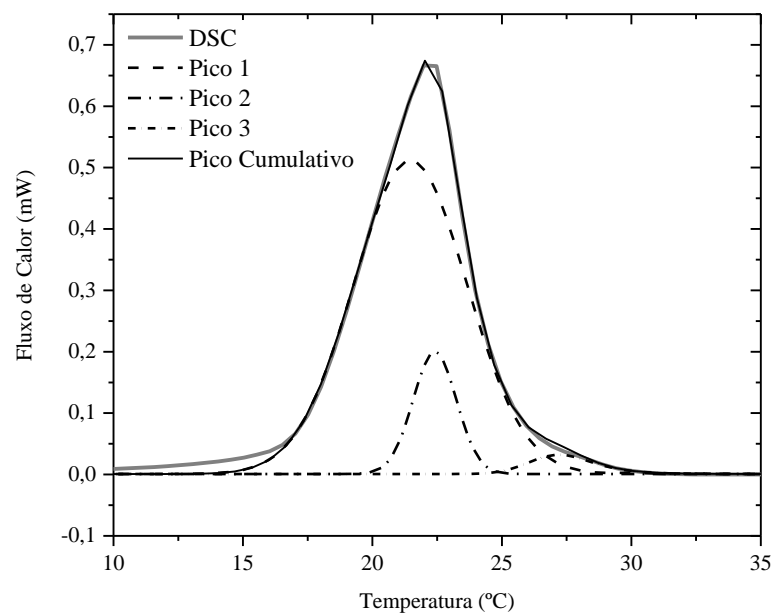


Figura 6.2 – Deconvolução dos picos na transformação reversa da mola C4.

Portanto, com essas informações e por meio da Equação 6.16, identificam-se as temperaturas A_s , A_f , M_s e M_f para utilização no modelo constitutivo apresentado.

Com o objetivo de realizar simulações numéricas é necessário que seja realizado um ajuste de dados para cada mola. No modelo apresentado por Enmark et al. (2016), são necessárias 13 informações,

$$\theta = \left\{ S_A = \frac{1}{E_A}, S_M = \frac{1}{E_M}, H, C_M, C_A, M_S, v, M_f, A_S, A_F, n_1^f, n_2^f, n_1^r, n_2^r \right\}, \quad 6.20$$

onde E_A e E_M são os módulos de elasticidade das fases autêntica e martensítica, respectivamente. H representa a deformação máxima na transformação, C_A e C_M representam a inclinação na formação de austenita e martensita no plano $\sigma - T$, conforme apresenta Sousa 2016. Os valores n_1^f, n_2^f, n_1^r e n_2^r estão relacionados com a curvatura da região de transformação de fases.

Enemark et. al (2016) considera que n_2^f e n_2^r representam o final da curvatura na transformação direta e o início da transformação reversa. No entanto, não há como obter esses dados devido a uma restrição experimental de deslocamento máximo do equipamento de ensaios estáticos. Assim, de forma semelhante à Enemark et. al (2016), optou-se por fixar esses valores em 0.36.

As temperaturas A_S, A_f, M_S, M_f são obtidas a partir da deconvolução dos dados do DSC. É importante ressaltar que é admissível uma alteração nesses valores devido ao treinamento a que o material foi submetido, visando um melhor ajustes dos dados. Lagoudas et al. (2012), por exemplo, considerou alterações da ordem de $\pm 8^\circ\text{C}$ e Enemark et al. (2016) trabalhou com $\pm 10^\circ\text{C}$. Neste trabalho, os melhores ajustes foram obtidos com valores da ordem de $\pm 15^\circ\text{C}$.

O ajuste é realizado por meio de uma regressão tendo por base o método dos mínimos quadrados não linear disponibilizado na ferramenta *lsqnonlin* do software Matlab 2017b. A Tabela 6.1 apresenta os valores obtidos por meio dessa ferramenta para representação dos laços de histerese das molas C1, C2, C3 e C4.

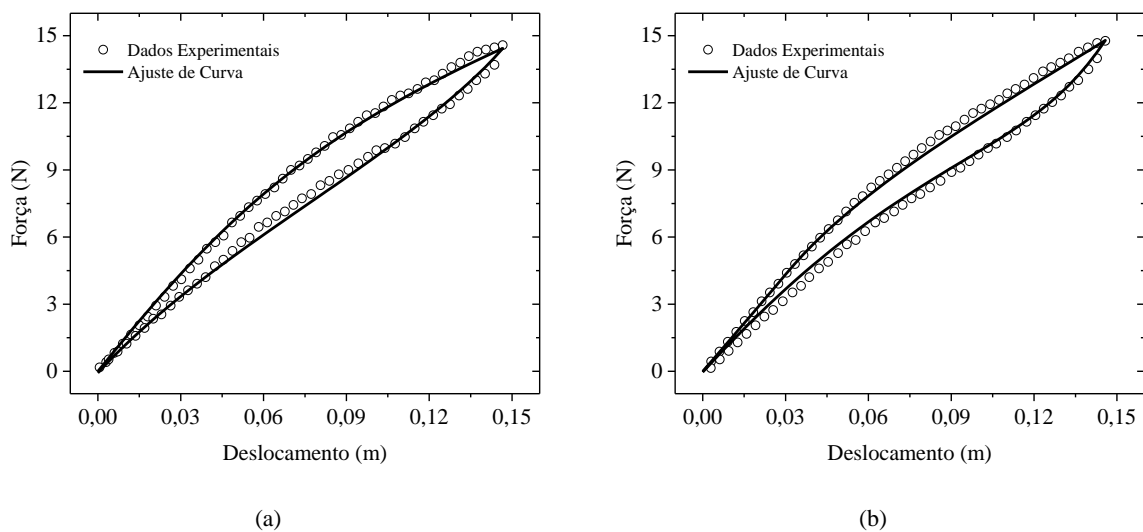
Tabela 6.1 – Parâmetros obtidos para ajuste do modelo a partir dos dados experimentais

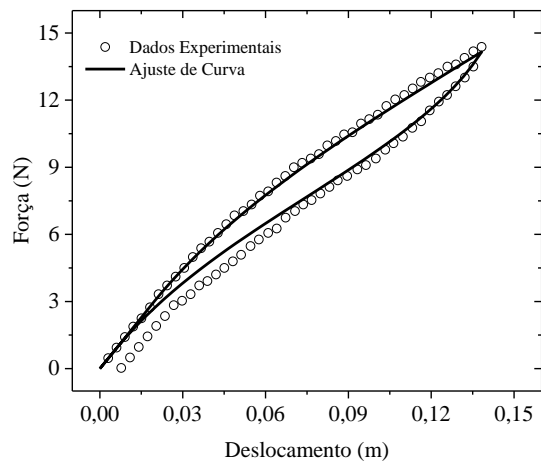
Mola Parâmetro	C1	C2	C3	C4
H (m/m)	0.01	0.025	0.025	0.025
E_A (N/m^2)	49.99e9	47e9	50e9	47e9
E_M (N/m^2)	30.31e9	35e9	35e9	35e9
C_A (Pa/K)	9e6	9.8e6	9.5e6	9e6
C_M (Pa/K)	9e6	9.8e6	9.5e6	9e6
A_S ($^\circ\text{C}$)	-24	-45.25	-25.87	-1.16
A_f ($^\circ\text{C}$)	37	40.81	35.61	47.04
M_S ($^\circ\text{C}$)	29	21.42	28.35	28.64

M_f ($^{\circ}C$)	-45	-49.63	-47.40	-33.25
n_1^f (0,1)	0.99	0.612	0.70	0.82
n_2^f (0,1)	0.36	0.36	0.36	0.36
n_1^r (0,1)	0.34	0.816	0.50	0.55
n_2^r (0,1)	0.36	0.36	0.36	0.36
p (-1,1)	0.01	0.01	0.01	0.01

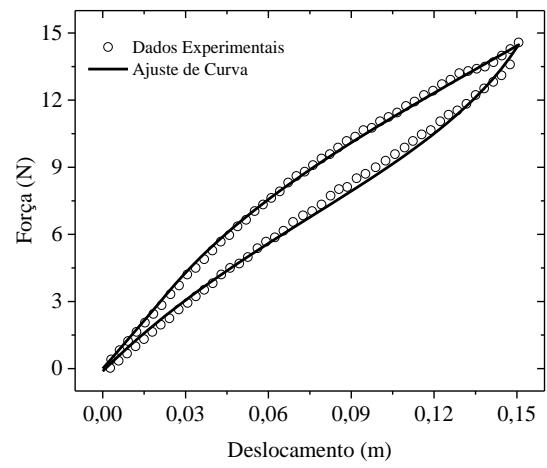
A Figura 6.3 apresenta a resposta do modelo com os parâmetros obtidos da Tabela 6.1, e os resultados experimentais, mostrando uma ótima concordância entre os resultados numéricos e experimentais. É perceptível que a adaptação para a função baseada nas curvas de Bézier produzem resultados muito bons principalmente em curvas obtidas de molas SMA.

Todavia, ainda que seja possível obter um bom ajuste para o ensaio estático, não se dispõe de informações sobre o laço de histerese da mola quando submetida à carregamentos dinâmicos. Essa informação é essencial, haja vista que a quantidade de energia dissipada por ciclo pode variar em relação à frequência. Assim, a quantidade de energia dissipada em aplicações dinâmicas pode não corresponder a realidade (Enemark et al., 2016; Nemat-Nasser e Guo, 2006).





(c)



(d)

Figura 6.3 – Respostas numérica e experimental: (a) mola C1; (b) mola C2; (c) mola C3; e (d) mola C4.

7 ANÁLISE DO ADV PSEUDOELÁSTICO

O objetivo desse capítulo é avaliar como as molas pseudoelásticas analisadas nos capítulos anteriores influenciam no comportamento dinâmico de um ADV pseudoelástico isolado e quando ele é conectado a um sistema primário de 1GDL. Essa análise é desenvolvida em uma perspectiva experimental e numérica e as molas selecionadas são as envelhecidas à 500°C (C1,C2,C3,C4), apresentadas no capítulo 5. A escolha se baseia no fato de essas molas apresentarem maiores laços de histerese e, conseqüentemente, dissiparem uma maior quantidade de energia por ciclo.

Nas análises, são executadas varreduras de frequência por meio de um forçamento harmônico de base, e são observadas as amplitudes máximas de resposta do sistema primário para cada frequência. Tem-se especial interesse na região de ressonância¹ e na faixa de operação do ADV. Os resultados são apresentados em duas partes, conforme descrito a seguir.

i. Análise experimental

Nessa etapa, as molas são montadas no equipamento dinâmico desenvolvido no capítulo 4 formando, assim, um ADV pseudoelástico experimental(ADVPE).

Inicialmente, o comportamento do ADVPE é avaliado isoladamente — como um sistema 1GDL — de maneira a entender como cada mola influencia seu comportamento dinâmico. Depois, ele é acoplado a um sistema 1GDL, cuja frequência natural está localizada na região de ressonância do ADV pseudoelástico e seu desempenho quanto à redução das amplitudes máximas nos picos de ressonância é avaliado.

ii. Análise Numérica

A segunda etapa apresenta uma análise numérica. Nela, o ADV é modelado e a força de restituição da mola pseudoelástica é calculada por meio do modelo constitutivo apresentado na seção 6.1 do capítulo 6, utilizando os parâmetros apresentados na Tabela 6.3. De forma análoga à análise experimental, primeiro ADV é avaliado isoladamente e depois é acoplado a um sistema 1GDL e analisado.

A Figura 7.1 apresenta a ilustração esquemática do ADVPE. O sistema possui uma mola pseudoelástica e uma mola linear para montagem no equipamento.

¹ A rigidez da mola se altera quando submetida à deformação. Portanto, no ADV pseudoelástico a faixa de frequências onde as amplitudes de deslocamento são máximas devem ser entendidas como região de ressonância e não como frequência de ressonância (Oliveira et. al, 2014).

São efetuadas varreduras em que a frequência de forçamento é aumentada e diminuída por meio de um deslocamento de base prescrito da forma $y(t) = A \text{sen}(\omega t)$, obtendo-se as amplitudes máximas de deslocamento para cada frequência.

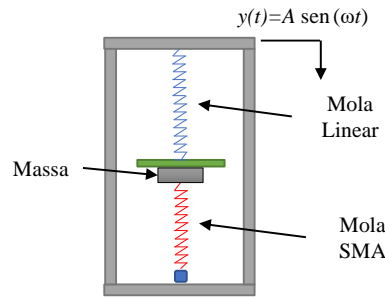


Figura 7.1 – Ilustração esquemática do ADVPE.

Os experimentos são conduzidos em duas temperaturas constantes diferentes para cada mola. A primeira é a PTE (definida na seção 5.4) e a segunda é uma temperatura 4°C acima de PTE, conforme apresenta a Tabela 7.1.

Tabela 7.1 – Temperaturas para avaliação dinâmica.

Mola \ Temperatura	C1	C2	C3	C4
T1 (PTE)	33°C	36°C	38°C	41°C
T2	37°C	40°C	42°C	45°C

A Figura 7.2 apresenta o resultado obtido para a temperatura de 33°C e amplitude de deslocamento de base $A = 0.6\text{mm}$, estando o *shaker* em malhar fechada. Os pontos pretos e brancos indicam a resposta no aumento (ADVPE-A) e na redução (ADVPE-R) de frequência, respectivamente. Esse resultado ilustra bem a resposta do ADVPE isolado. O mesmo padrão de resposta é verificado para outras molas em suas respectivas temperaturas T1 e T2 e diferentes amplitudes de forçamentos.

A diferença entre a resposta no aumento e na redução da frequência de forçamento é um ponto importante presente na Figura 7.2 e pode ser notado no intervalo de frequências entre 9.6Hz – 10.20Hz. Esse resultados assemelham-se aos obtidos em Oliveira et. al (2014).

Nesse mesmo intervalo de frequências, é notável também que em 9.8Hz o sistema tem sua amplitude máxima aumentada rapidamente no caso em que se aumenta a frequência (ADVPE-A). Na redução de frequências (ADVPE-R), a diminuição da amplitude máxima ocorre de forma rápida também. Essas mudanças podem estar associadas a saltos dinâmicos (Oliveira et al., 2014, 2017).

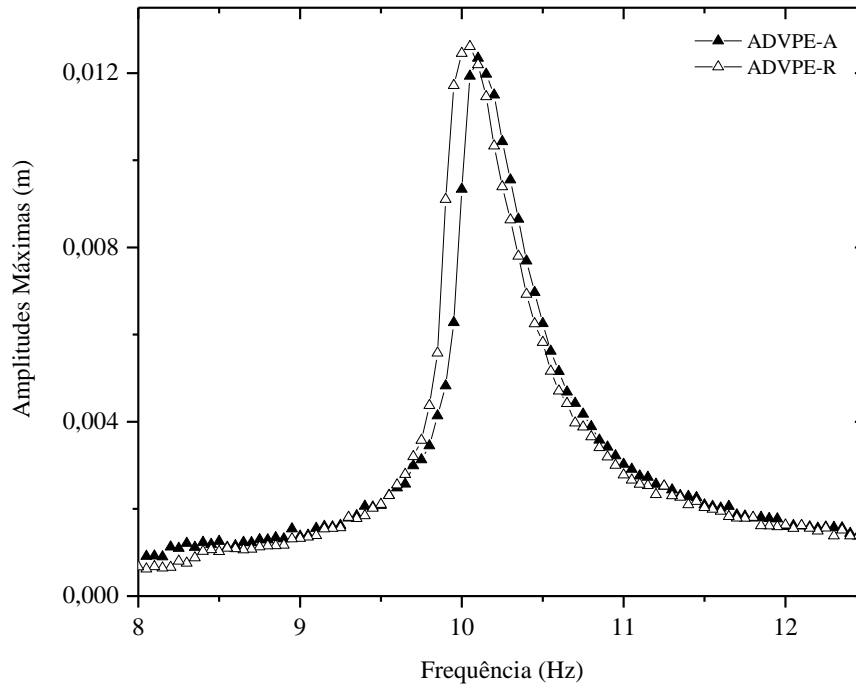
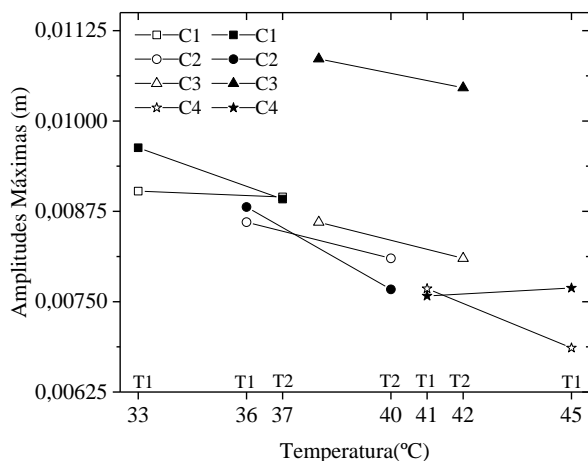


Figura 7.2 - Sistema ADVPE equipado com a mola 1 a 33°C e amplitude de forçamento $A=0.6\text{mm}$.

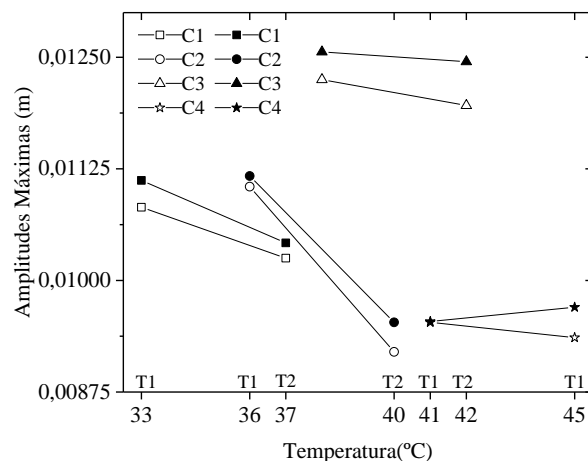
A Figura 7.3 apresenta as amplitudes máximas obtidas para as diferentes molas e temperaturas de ensaio, conforme apresentado na Tabela 8.1 e para 3 amplitudes de excitação de base diferentes, $A = 0.4\text{mm}$, $A = 0.5\text{mm}$ e $A = 0.6\text{mm}$. A partir dos resultados, pode-se notar que, na maioria dos casos, o aumento de temperatura faz que as amplitudes máximas sejam reduzidas.

A partir das análises *quasi* estáticas desenvolvidas na seção 5.3.1, verifica-se que o aumento de temperatura ocasiona uma redução no laço de histerese de cada mola. Portanto, com o laço menor, é natural supor que a quantidade de energia dissipada por cada mola seja menor e as amplitudes máximas sejam, conseqüentemente, maiores. Todavia, esse comportamento não se confirma nos experimentos dinâmicos. É importante ressaltar que o laço de histerese acarreta não-linearidades ao sistema fazendo com que o seu comportamento dinâmico não seja intuitivo, sendo necessária uma investigação apropriada.

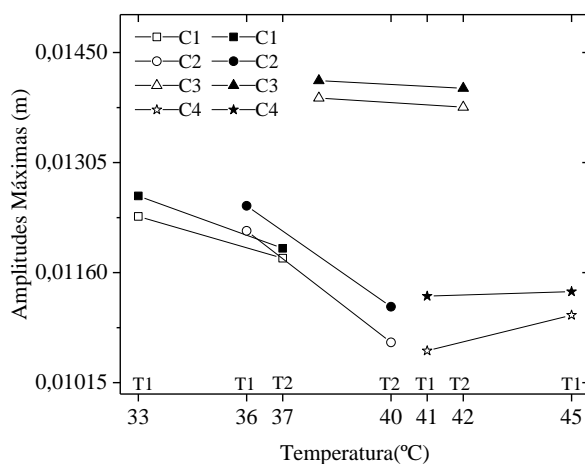
Com relação à mola C3, deve-se notar que embora proporcione amplitudes maiores quando comparada com as outras molas, ela também apresenta redução da amplitude quando avaliada na temperatura T2 e o seu ensaio *quasi* estático não apresenta diferenças significativas em comparação com as outras molas. Dessa forma, é importante que essa mola seja investigada novamente.



(a) $A = 0.4mm$



(b) $A = 0.5mm$



(c) $A = 0.6mm$

Figura 7.3 – Amplitudes máximas do ADVPE em relação às temperaturas de ensaio. Os pontos pretos e brancos indicam aumento e redução de frequências, respectivamente.

A Figura 7.4 apresenta as amplitudes máximas em cada amplitude de deslocamento da base nas temperaturas T1 e T2, sendo que os pontos pretos e brancos indicam ensaios de aumento e redução de frequência, respectivamente. É visível que o ADVPE com a mola C4 apresenta, na maioria dos casos, os menores valores de amplitudes de resposta entre todas as molas para as mesmas amplitudes de forçamento tanto nas temperaturas T1 (Figura 7.4 (a)), quanto nas temperaturas T2 (Figura 7.4 (b)). Isso é um indicativo de que o tratamento térmico efetuado confere à mola maior capacidade de dissipação por ciclo, esse resultado segue a mesma tendência apresentada na seção 5.3.2.

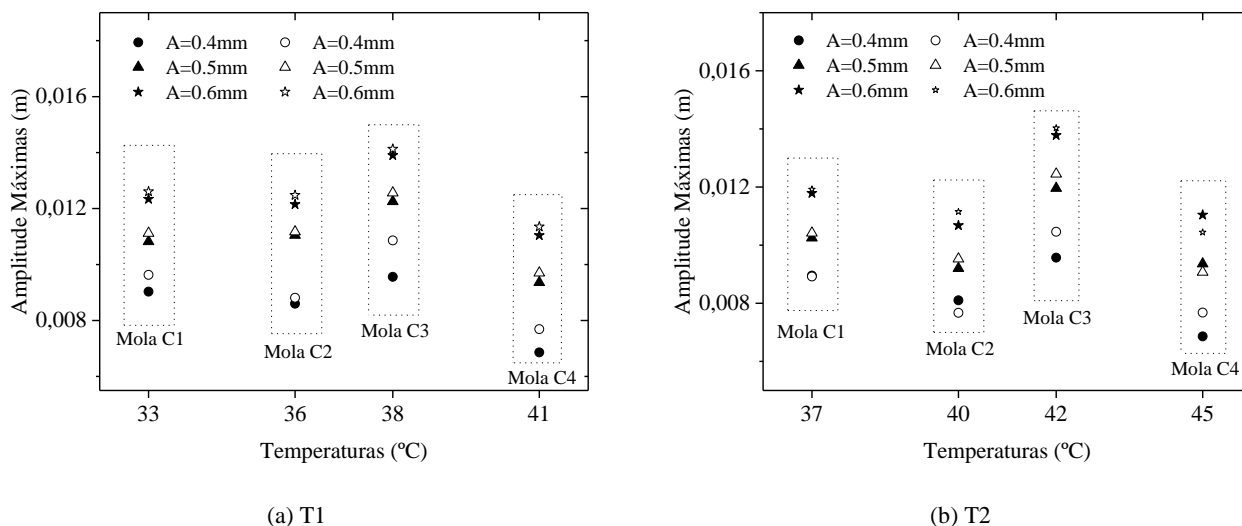


Figura 7.4 – Amplitudes obtidas nas temperaturas T1 e T2 para os forçamentos $A=0.5\text{mm}$, $A=0.5\text{mm}$ e $A=0.6\text{mm}$, onde os pontos pretos e brancos indicam aumento e redução de frequências, respectivamente.

7.2 ANÁLISE DE DESEMPENHO DO ADV PSEUDOELÁSTICO ACOPLADO AO SISTEMA PRIMÁRIO

Após a verificação do comportamento geral do absorvedor pseudoelástico sozinho em diferentes condições de ensaio, parte-se para análise de sua atuação quando acoplado a um sistema primário 1GDL.

O critério para comparação do desempenho da atuação do ADV é a redução das amplitudes máximas de oscilação nas regiões de ressonância.

7.2.1 SISTEMA PRIMÁRIO 1GDL ISOLADO

Iniciamente, é importante apresentar algumas características do sistema primário de 1GDL. A Figura 7.5(a) apresenta a montagem desse sistema na estrutura externa do equipamento dinâmico. Ele é fixado por meio de quatro molas lineares e seus comportamentos força x deslocamento são apresentadas na Figura 7.5(b), de onde observam-se comportamentos lineares de suas rigidezes. A Figura 7.5(c) exibe a resposta livre do sistema após um deslocamento inicial, enquanto a Figura 7.5(d) apresenta a verificação do período T entre cada oscilação.

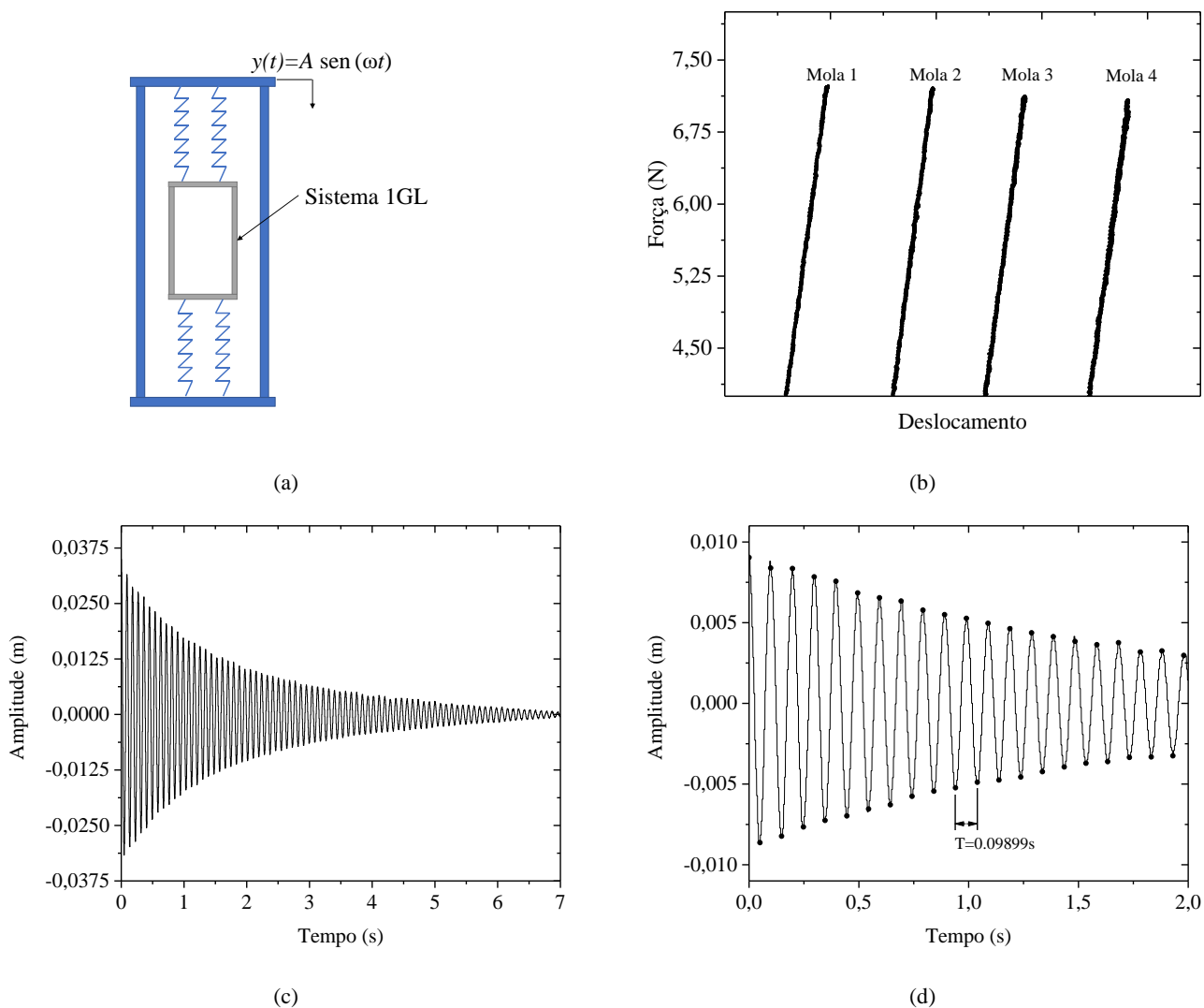


Figura 7.5 – Características do sistema 1DGL: (a) Esquematização do sistema montado na estrutura para ensaiar; (b) Rigidez das molas utilizadas; (c) Resposta livre do sistema; e (d) Período de oscilação livre.

A Tabela 7.2 apresenta um resumo das características desse sistema identificadas experimentalmente. A rigidez equivalente k_e corresponde à soma das rigidezes das quatro molas do sistema. O período T é calculado a partir do período da resposta livre, conforme apresentam as Figura 7.5(c)-(d). A frequência natural é $\omega_n = 1/T$. A massa equivalente é calculada a partir dos dados da rigidez equivalente k_e e da frequência natural, de forma que $m_e = k/\omega_n^2$.

Tabela 7.2 – Características do sistema 1DGL.

Rigidez equivalente (k_e)	6609.2 N/m
Período (T)	0.0989s
Frequencia Natural (ω_n)	10.1014Hz
Massa equivalente (m_e)	1.6405 kg

A Figura 7.6 apresenta as amplitudes máximas de resposta para varreduras aumentando-se, pontos brancos, e diminuindo-se, pontos pretos, a frequência de excitação para uma amplitude de deslocamento

de base de $A = 0.6mm$. O sistema primário apresenta amplitudes máximas significativamente menores quando a frequência é aumentada do que quando é reduzida, indicando coexistência de órbitas, ou seja, respostas diferentes para um mesmo conjunto de parâmetros.

A partir desse comportamento, conclui-se que o sistema é não-linear, diferente do que se imaginava inicialmente. Apesar dos diferentes comportamentos no aumento e diminuição de frequência de excitação, a frequência de ressonância é pouco alterada, suscitando a possibilidade de que essa não-linearidade esteja possivelmente associada a uma diferença de amortecimento no aumento e na redução das frequências de forçamento. Varreduras com amplitudes de base de $A = 0.4mm$ e $A = 0.5mm$ apresentaram o mesmo tipo de comportamento.

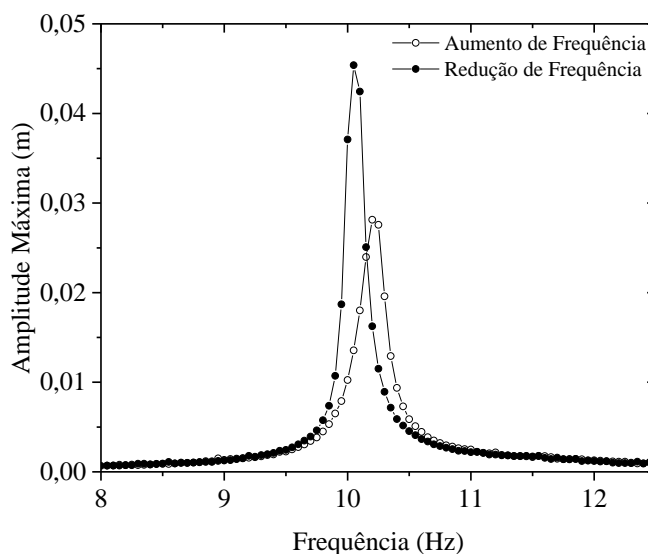


Figura 7.6 – Amplitudes máximas de resposta para varreduras aumentando-se e diminuindo-se a frequência de forçamento.

7.2.2 ACOPLAMENTO DO ADV PSEUDOELÁSTICO NO SISTEMA 1GDL

Após a análise do ADVPE e do sistema primário sozinhos, os dois são acoplados conforme apresenta a Figura 7.7. Nessa motagem, novamente são realizadas varreduras nas temperaturas T1 e T2 para amplitudes de deslocamento de base de $A = 0.4mm$, $A = 0.5mm$ e $A = 0.6mm$.

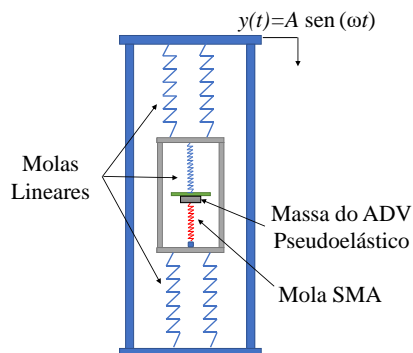


Figura 7.7 – Acoplamento do Sistema 1GDL com o Absorvedor Pseudoelástico.

A Figura 7.8 apresenta o resultado experimental das amplitudes máximas do sistema primário isolado, 1 GDL, aumentando-se (1GDL-A) e reduzindo-se (1GDL-R) a frequência de forçamento, assim como suas amplitudes máximas quando acoplado ao ADVPE aumentando-se (ADVPE-1GDL-A) e diminuindo-se (ADVPE-1GDL-R) a frequência. Nesse caso os resultados são referentes a mola C1 na temperatura de 37°C. É notável a redução das amplitudes de oscilação na banda operacional do absorvedor. Outro ponto de destaque é a baixa amplitude dos picos que surgem quando o ADVPE é acoplado.

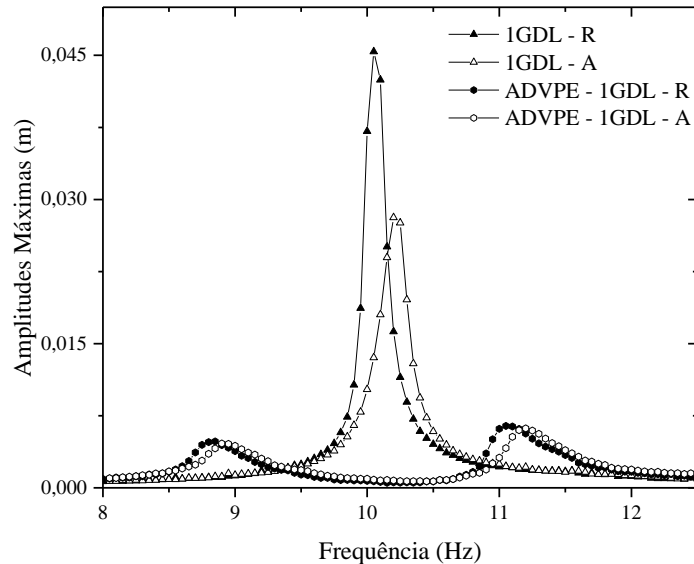


Figura 7.8 – Amplitudes máximas do sistema 1GDL isolado e do sistema 1GDL acoplado ao ADVPE com a mola C1 a 37°C.

A Figura 7.9 apresenta uma variação percentual λ dos picos do sistema ADVPE-1GDL quando comparado aos picos do sistema 1GDL isolado. Os pontos P1 representam os primeiros picos, que ocorrem antes de 10Hz e P2 são os que ocorrem depois de 10Hz.

Como o sistema primário sozinho apresenta diferenças de comportamento entre o aumento e a redução de frequências, comparam-se os picos no aumento de frequência, ADVPE-1GDL-A e 1GDL-A. Comparação análoga é realizada para diminuição de frequência. A análise é realizada nas temperaturas T1 e T2 definidas e para amplitudes de deslocamento de base $A = 0.4mm$, $A = 0.5mm$ e $A = 0.6mm$.

Analisando-se a amplitude $A = 0.4mm$ na Figura 7.9 (a)-(b), verifica-se que os primeiros picos (P1) de todos os casos estão no intervalo entre 15% e 22,5% de redução de amplitude. Nesses picos, atenção especial deve ser dada aos resultados com a mola C1 para as temperaturas de 33°C e 37°C. Nesse caso, tanto no aumento quanto na redução de frequências, obtém-se os menores valores percentuais. A mola C3 também apresenta um bom resultado no caso de redução de frequências a 42°C, sendo seu desempenho semelhante ao da mola C1.

Para a amplitude de $A = 0.5mm$, nas Figura 7.9(c)-(d), a mola C1 continua apresentando um melhor desempenho. No aumento de frequências, os picos P1 permanecem abaixo de 18% e o pico P2, abaixo

de 22%. Nesse caso, o pico P2 da mola C3 também apresenta um bom resultado abaixo de 22%. No caso de redução de frequências, o pico P1 da mola C1 permanece abaixo de 12% e o pico P2, abaixo de 15%. A mola C3 também exibe desempenho satisfatório para o pico P1, mas não para o pico P2.

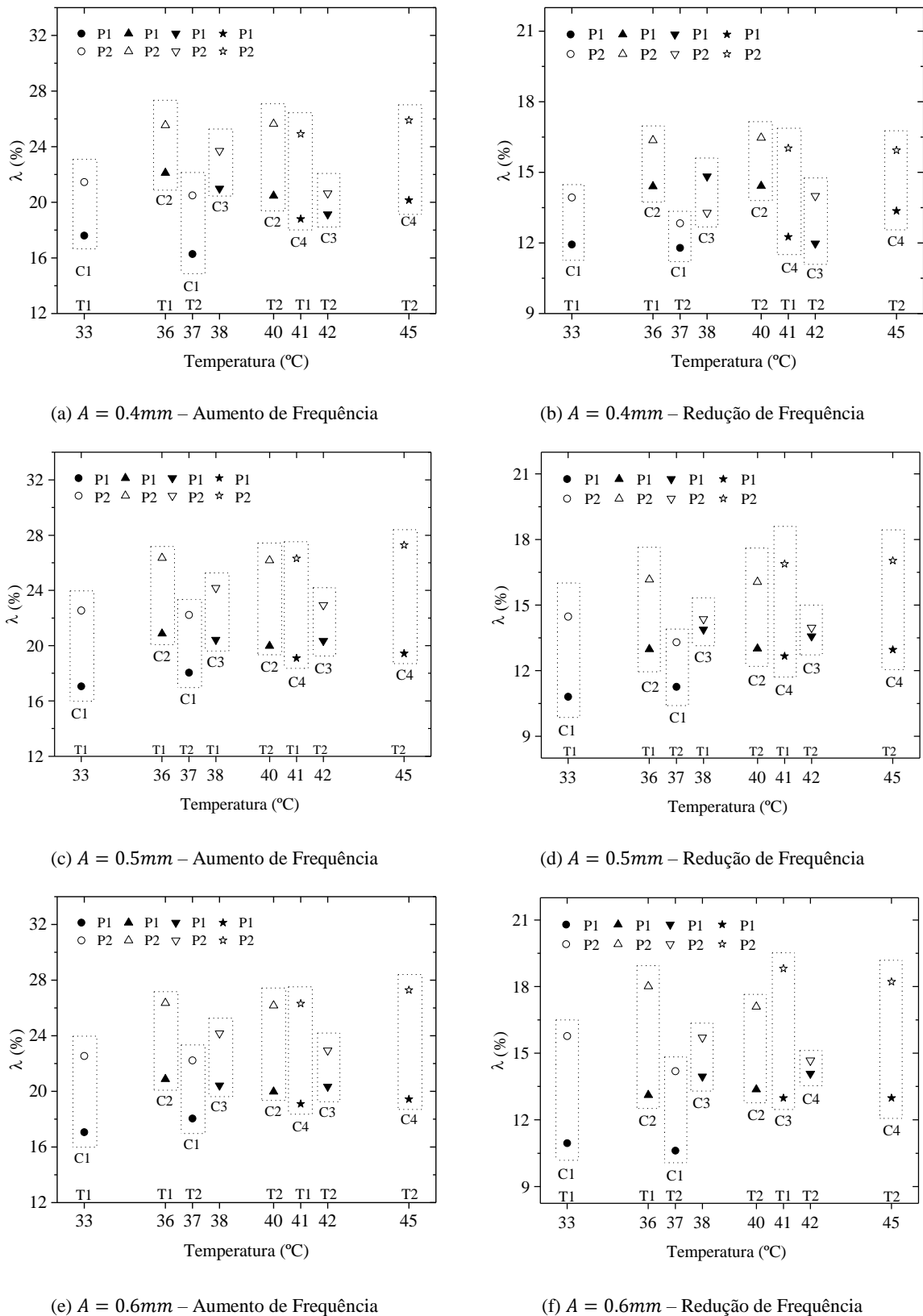
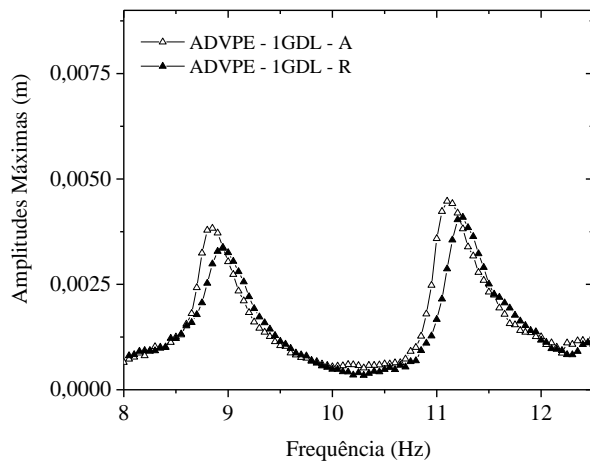


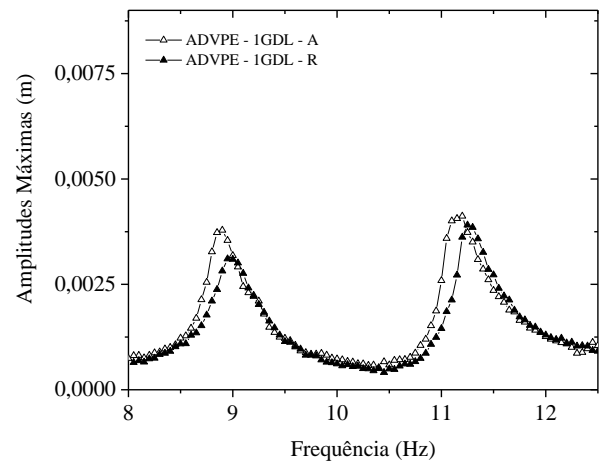
Figura 7.9 – Análise dos picos para as temperaturas T1 e T2, nas amplitudes $A=0.4$, $A=0.5$ e $A=0.6$, onde os pontos pretos e brancos indicam aumento e redução de frequências, respectivamente.

Partindo-se para a amplitude $A = 0.6mm$, observa-se o mesmo comportamento verificado nas amplitudes anteriores. No caso de aumento de frequências, a mola C1 confere ao sistema amplitudes por volta de 16% no pico P1 e abaixo de 24% no pico P2. Na redução de frequências, o desempenho para o pico P1 também é superior. Semelhantemente, a mola C3 apresenta um bom resultado para o segundo pico à 42°C tanto no aumento quanto na redução de frequência.

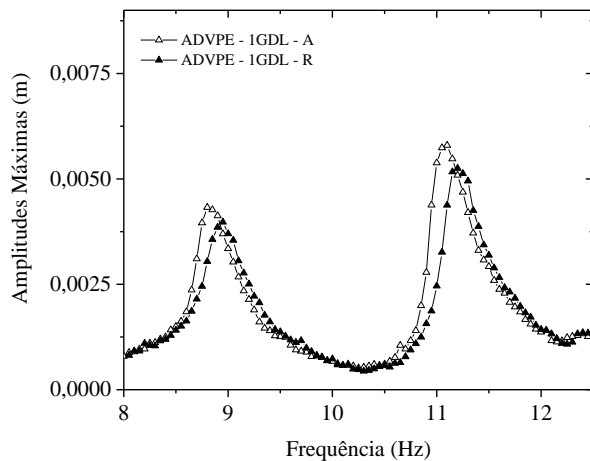
Quando se compara esses resultados com os apresentados na seção 5.3.1, verifica-se que a mola C4 — que apresenta o maior laço de histerese em ensaios estáticos — não confere ao sistema menores amplitudes de oscilação. Dentre as molas analisadas, a utilização da C1 resultou nas menores amplitudes máximas. Esse resultado também não acompanha as análises efetuadas no caso do ADV pseudoelástico isolado, em que a mola C4 confere ao sistema as menores amplitudes.



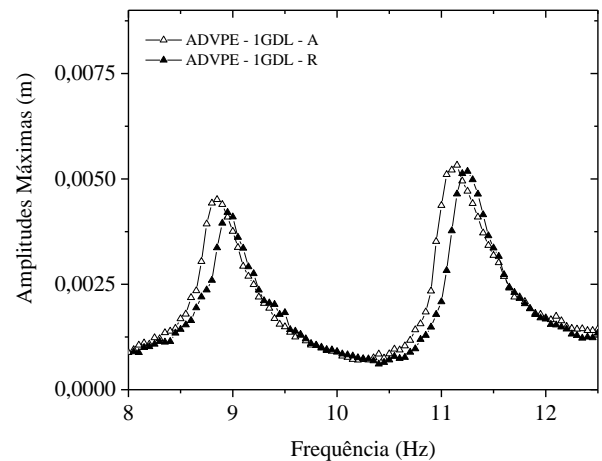
(a) C1 — $T = 33^{\circ}\text{C}$ — $A = 0.4mm$



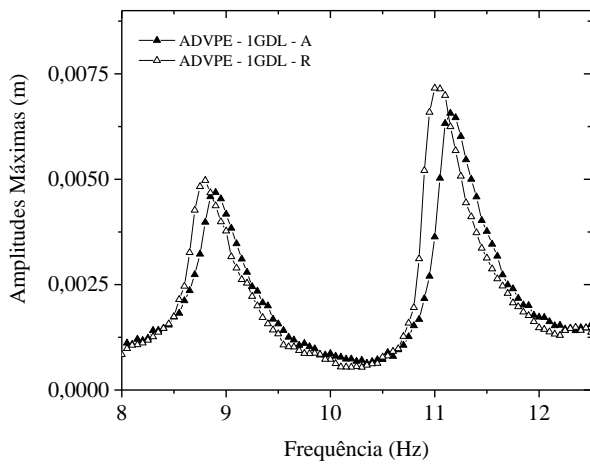
(b) C1 — $T = 37^{\circ}\text{C}$ — $A = 0.4mm$



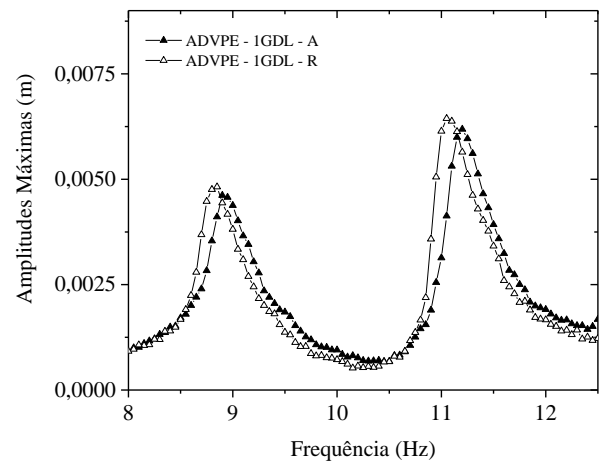
(c) C1 — $T = 33^{\circ}\text{C}$ — $A = 0.5mm$



(b) C1 — $T = 37^{\circ}\text{C}$ — $A = 0.5mm$



(e) C1 — $T = 33^{\circ}\text{C}$ — $A = 0.6\text{mm}$



(f) C1 — $T = 37^{\circ}\text{C}$ — $A = 0.6\text{mm}$

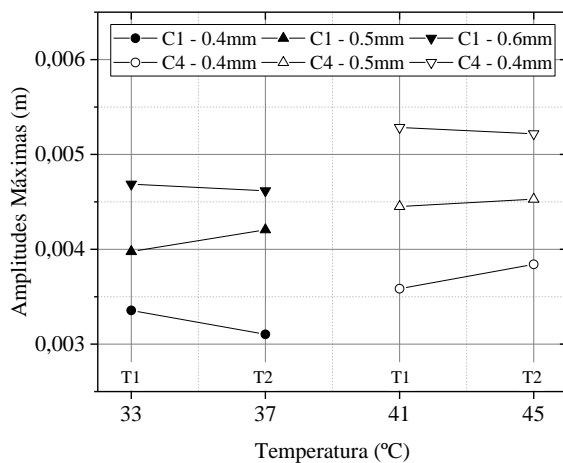
Figura 7.10 – Amplitudes máximas para o acoplamento ADVPE – 1GDL, aumentando-se e diminuindo-se a frequência.

Diferentemente dos resultados apresentados para o caso do ADVPE isolado, apresentado nas Figura 7.3 e Figura 7.4, a mola C3 não apresentou resultados muito diferentes das outras molas. Em algumas situações, apresentou amplitudes muito baixas, como ilustrado na Figura 7.9(d)

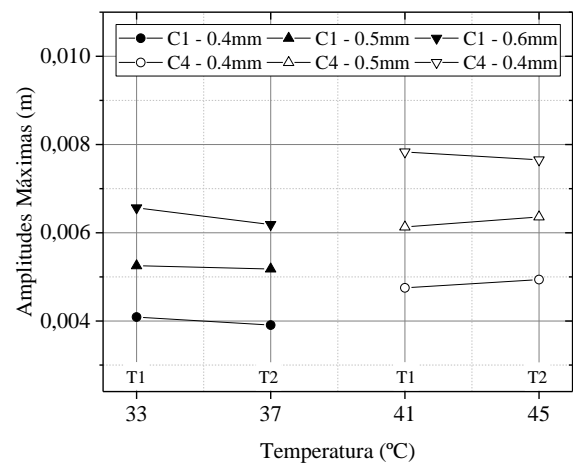
A Figura 7.10 apresenta as amplitudes máximas da mola C1, que apresentou o melhor desempenho nas amplitudes analisadas. Em todos os resultados apresentados é notável a coexistência de órbitas para os casos de aumento e redução de frequência. Esse fenômeno também ocorre na análise com as molas, C2, C3 e C4.

A Figura 7.11 apresenta os picos P1 e P2 para as molas selecionadas nas temperaturas T1 e T2, utilizando os dados experimentais obtidos para as molas C1 e C4.

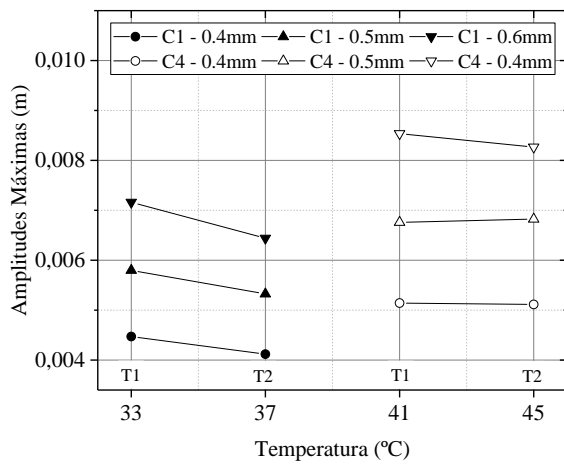
Nos picos P1, nota-se uma tendência de redução das amplitudes máximas tanto no aumento quanto na redução de frequências. No caso dos picos P2, a tendência de redução das amplitudes máximas é inconclusiva, não sendo possível visualizar um padrão de comportamento.



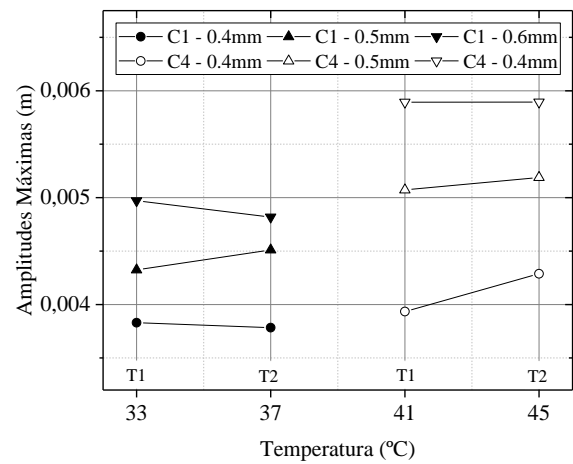
Picos P1 – Aumento de Frequências



Picos P2 – Aumento de Frequências



Picos P1 - Redução de Frequências



Picos P2 - Aumento de Frequências

Figura 7.11 – Análise dos picos para as temperaturas T1 e T2, nas amplitudes A=0.4, A=0.5 e A=0.6, onde os pontos pretos e brancos indicam aumento e redução de frequências, respectivamente.

7.3 ANÁLISE NUMÉRICA DO DESEMPENHO DO ADV PSEUDOELÁSTICO

Uma forma de avaliar o desempenho de um ADVPE é compará-lo com um ADV linear equivalente quanto às amplitudes máximas das regiões de ressonância. Esse ADV linear equivalente consiste em um sistema semelhante ao ADV pseudoelástico, tendo os mesmos parâmetros de massa, amortecimento e rigidez. Vale mencionar que não foi possível realizar essa comparação experimentalmente pela inviabilidade de obter um ADV linear equivalente.

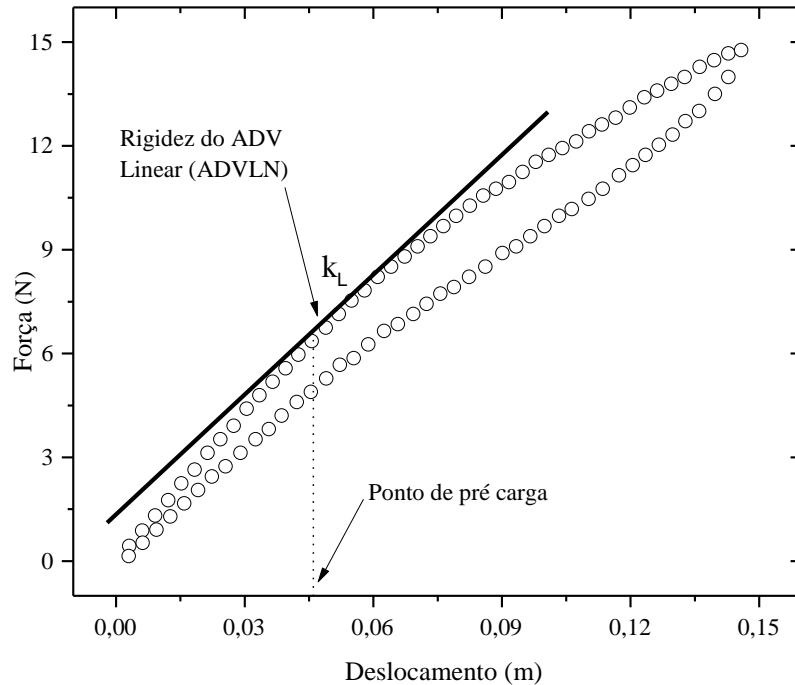


Figura 7.12 — Rigidez associada à tangente ao laço de histerese.

No caso do ADV pseudoelástico, conforme a amplitude de resposta aumenta, a rigidez do sistema é alterada, devido à transformação de fase no material. Todavia, a rigidez do sistema linear não se altera, permanecendo sempre com o mesmo valor. Desta forma, é importante definir uma rigidez equivalente para o sistema linear.

Para montagem no equipamento dinâmico, é necessário que seja aplicada uma pré carga nas molas, de forma que elas possam ser encaixadas na estrutura. Assim, a rigidez inicial conferida pela mola pseudoelástica está associada com a deformação imposta pela pré carga.

Portanto, a rigidez considerada para mola linear, k_L , corresponde à rigidez da mola pseudoelástica após a pré carga. Deste modo, essa rigidez é obtida a partir de uma reta tangente ao laço de histerese no ponto de pré carga, conforme ilustra a Figura 7.12.

7.3.1 ANÁLISE DO ADV ISOLADO

a. Análise Numérica do ADV Pseudoelástico

A Figura 7.13(a) apresenta as molas que compõem o ADVPE, quais sejam, uma mola linear e uma pseudoelástica. A Figura 7.13(b) representa o ADV pseudoelástico o absorvedor pseudoelástico com as molas deformadas devido à aplicação da pré carga.

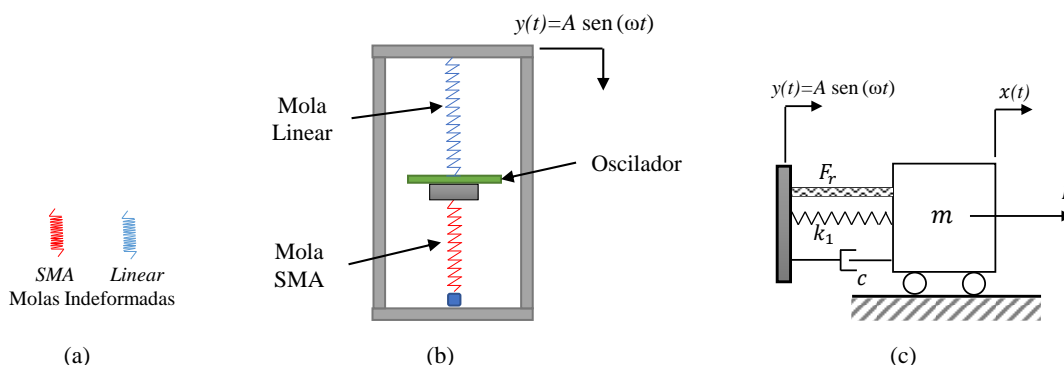


Figura 7.13 – Esquemática do ADVPE.

Na Figura 7.13(c), k_1 representa a rigidez da mola linear, c representa o amortecimento viscoso e F_r é a força de restituição da mola SMA dada pela equação 6.17 — que é calculada pelo modelo constitutivo apresentado na seção 6.2 — e P representa a pré carga constante. O amortecimento viscoso é estimado de forma a corresponder os resultados experimentais, variando entre os casos analisados. A Tabela 7.3 condensa as informações para a avaliação numérica.

Tabela 7.3 – Dados para avaliação numérica.

Rigidez linear (k_1)	199.06 N/m
Massa (m)	0.78 kg

Portanto, partir da Figura 7.13(c) têm-se a seguinte equação para o ADV pseudoelástico numérico (ADVPEPN):

$$m\ddot{u} + c\dot{u} + k_1u + F_r + P = m\omega^2 A \text{sen}(\omega t), \quad 7.1$$

em que $u = x - y$.

A integração da Equação 8.1 é realizada por meio do método de Runge-Kutta de 4º ordem.

b. Análise numérica do ADV linear (ADVLN)

Para comparação com o ADVPEPN, o ADVLN é modelado de forma semelhante ao apresentado na Figura 7.14 e na Equação 7.1.

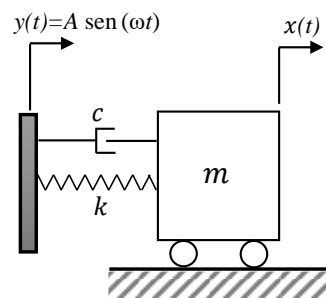


Figura 7.14 – Sistema ADVLN.

A Figura 7.14 representa a modelagem do ADVLN. Assim, pode-se descrevê-lo a partir da equação:

$$m\ddot{u} + c\dot{u} + ku = m\omega^2 A \text{sen}(\omega t), \quad 7.2$$

na qual $k = k_1 + k_L$, ω representa frequência de forçamento, c representa o amortecimento viscoso, A é a amplitude do deslocamento da base, k_1 representa a rigidez linear apresentada na Tabela 7.2 e k_L representa a rigidez linear correspondente ao ponto de pré-carga da mola pseudoelástica do caso ADVPEPN.

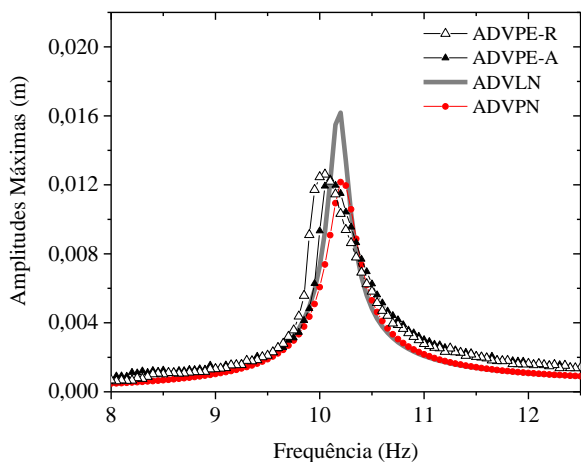
A Equação 7.2 também é integrada numericamente por meio do método de Runge-Kutta de 4º ordem.

c. Comparação do ADV pseudoelástico numérico(ADVPEPN) com o ADV linear numérico (ADVLN)

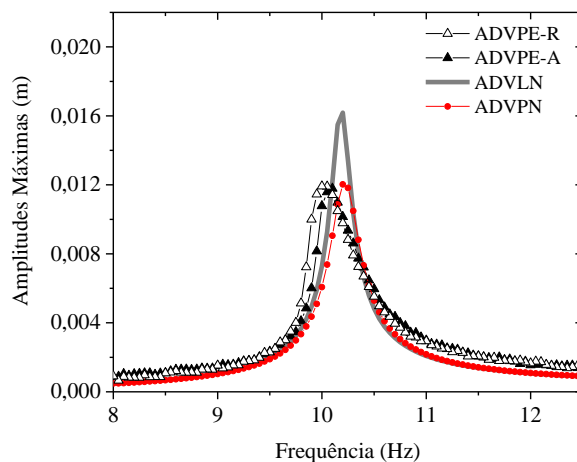
A Figura 7.15 apresenta os dados da simulação numérica do ADVPEPN juntamente com o ADVLN análogo e também com os resultados experimentais obtidos para ADVPEPN para amplitude de $A = 0.6\text{mm}$ para as molas C1, C2, C3 e C4 nas temperaturas T1 e T2. Os resultados do ADVPEPN para o aumento e redução de frequências se mostraram idênticos. Portanto, somente os dados do aumento são exibidos.

Em todos os casos é perceptível que a modelagem para o ADVPEPN utilizando os dados de ajuste da Tabela 6.1 corresponde bem aos dados experimentais para o ADVPE. Quando se compara esses

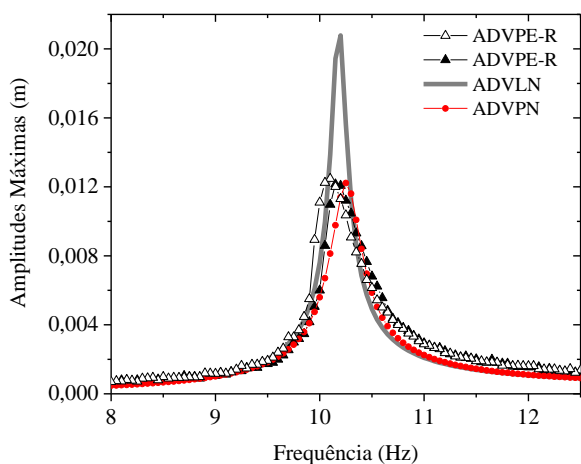
resultados com os obtidos do modelo ADVLN, o qual possui os mesmos parâmetros de massa m , rigidez inicial k_L e amortecimento c , nota-se uma substancial redução das amplitudes em todos os casos. Resultados semelhantes são obtidos quando as amplitudes de $A = 0.4mm$ e $A = 0.5mm$ são analisadas.



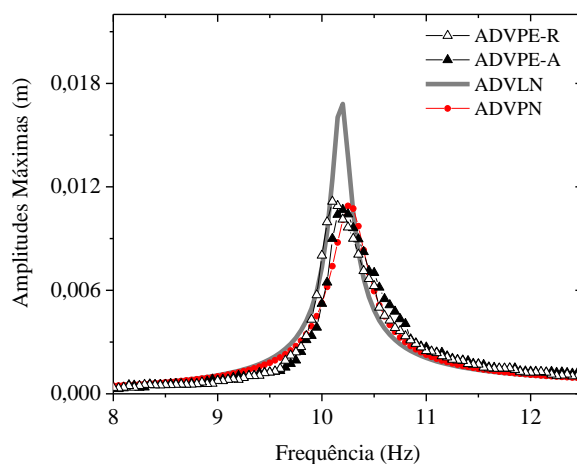
(a) C1 — 33°C



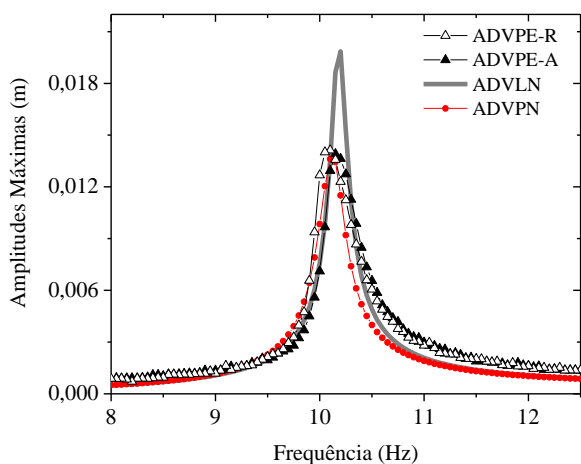
(b) C1 — 37°C



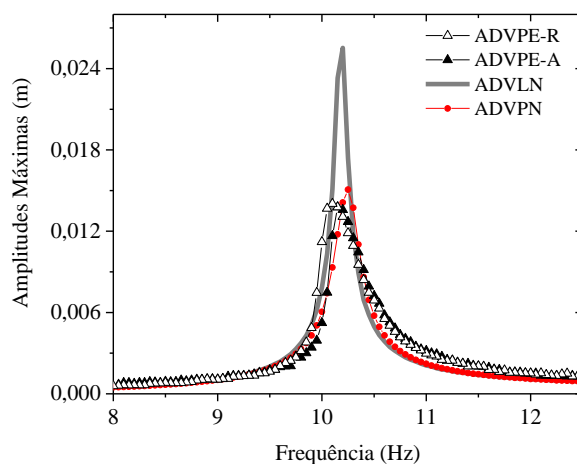
(c) C2 — 36°C



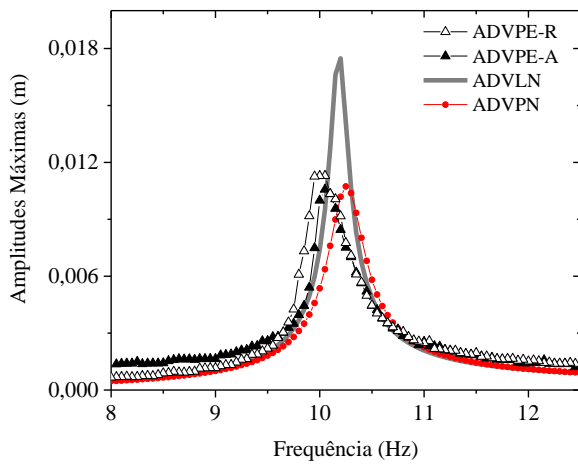
(d) C2 — 40°C



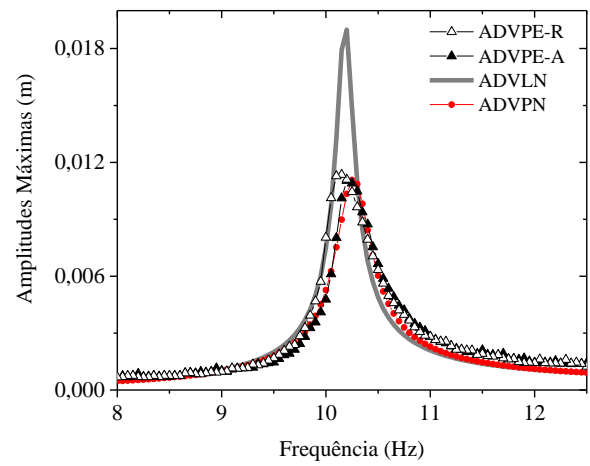
(e) C3 — 38°C



(f) C3 — 42°C



(g) C4 — 41°C



(h) C4 — 45°C

Figura 7.15– Resultados obtidos para ADVLN, ADVPE e ADVPN para amplitude de $A=0.6$ nas temperaturas T1 e T2.

Quando se considera o movimento transmitido à massa do sistema, as baixas amplitudes revelam que as molas pseudoelásticas apresentam uma bom potencial de aplicabilidade em isolamento de vibrações (Inman, 2013). Nesse caso a dissipação de energia representa uma notável melhora quando comparado ao sistema linear equivalente.

7.3.2 ANÁLISE NUMÉRICA DO ADV ACOPLADO AO SISTEMA PRIMÁRIO

Com vistas a efetuar uma comparação entre o desempenho do acoplamento ADVPN -sistema primário com um ADV linear acoplado ao mesmo sistema primário, é importante que esses sistemas sejam modelados para análise numérica.

a. Modelagem do acoplamento do ADV pseudoelástico com o sistema primário

A Figura 7.16 apresenta a modelagem dos sistema acoplados. Com relação ao sistema primário, k_1 , c_1 e m_1 representam a rigidez linear, o amortecimento viscoso e a massa, respectivamente. No ADVPE, m_2 é a massa, k_2 representa a mola linear que é fixada no sistema — a fixação é melhor visualizada na Figura 7.13(b) — c_2 é o amortecimento viscoso e F_r corresponde a força de restituição calculada pelo modelo constitutivo².

² Nessa análise numérica o modelo utiliza os parâmetros de ajuste apresentados na tabela 6.3.

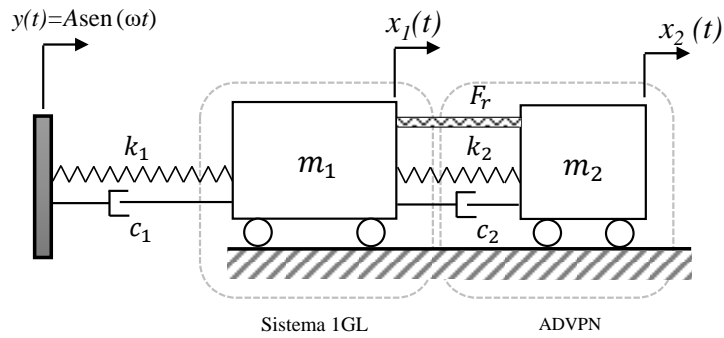


Figura 7.16 - Modelagem do acoplamento ADVPN-1GDL

Dessa forma, as equações do movimento que descrevem o acoplamento de ADVPN-sistema primário são:

$$\begin{cases} m_1 \ddot{x}_1 + k_1 x_1 + c_1 \dot{x}_1 + F_r + k_2(x_2 - x_1) + c_2(\dot{x}_2 - \dot{x}_1) = \\ \quad \quad \quad = Ak_1 \text{sen}(\omega t) + Ac_1 \omega \text{cos}(\omega t), \\ m_2 \ddot{x}_2 - F_r - k_2(x_2 - x_1) - c_2(\dot{x}_2 - \dot{x}_1) = 0. \end{cases} \quad 7.1$$

b. modelagem do acoplamento do ADV linear com o sistema primário

A modelagem do acoplamento ADVLN-1GDL segue o mesmo princípio apresentado no ADVLN, isto é, a rigidez do absorvedor corresponde à tangente do laço de histerese no ponto de pré carga do ADVPE, conforme apresenta a Figura 7.12. Assim, ao invés da força de restituição F_r calculada pelo modelo constitutivo, tem-se a rigidez linear k_L . A Figura 7.17 apresenta a modelagem desse acoplamento. Os valores de massa e amortecimento viscoso são os mesmos utilizados na análise do ADVPEN-1GDL.

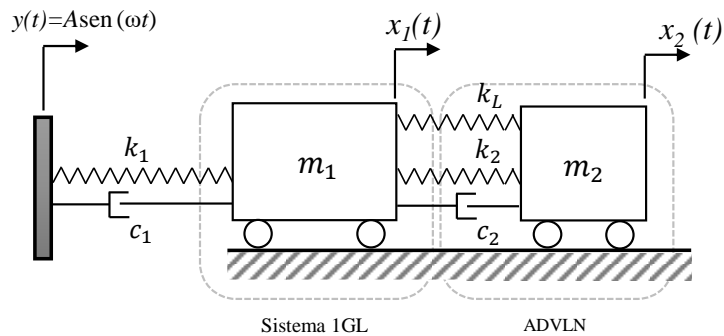


Figura 7.17 – Modelagem do acoplamento ADVLN-1GDL

Portanto, as equações de governo

$$\begin{cases} m_1 \ddot{x}_1 + k_1 x_1 - c_1 \dot{x}_1 - k_L(x_2 - x_1) + k_2(x_2 - x_1) + c_2(\dot{x}_2 - \dot{x}_1) = \\ \quad \quad \quad = Ak_1 \text{sen}(\omega t) + Ac_1 \omega \text{cos}(\omega t) \\ m_2 \ddot{x}_2 - k_L(x_2 - x_1) - k_2(x_2 - x_1) - c_2(\dot{x}_2 - \dot{x}_1) = 0 \end{cases} \quad 7.2$$

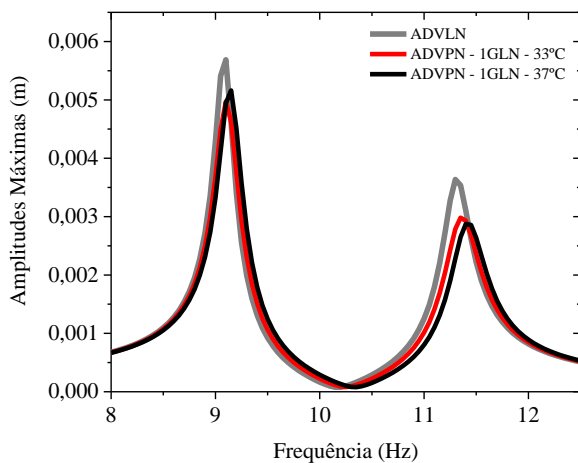
representam o comportamento do acoplamento ADVLN-1GDL.

c. Comparação entre o comportamento do ADV linear acoplado ao sistema primário com o ADV pseudoelástico acoplado ao sistema primário

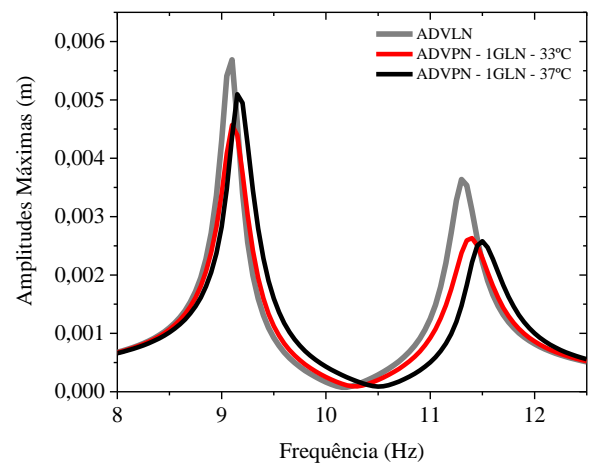
Nessa etapa, as molas C1 e C4 são selecionadas para análise numérica. A escolha da mola C1 baseia-se no fato de ela ter apresentado o melhor desempenho quando comparada com as outras molas, mesmo tendo um laço de histerese menor na análise *quasi* estática. A escolha C4 é justificada por ela apresentar o maior laço de histerese também na análise *quasi* estática, mas um desempenho pior do que a mola C1 na verificação experimental apresentada na Figura 7.9.

A Figura 7.18 apresenta uma comparação entre os resultados obtidos para a análise numérica do acoplamento ADVPN-sistema primário, juntamente com os resultados do acoplamento ADVLN-sistema primário. Os resultados para aumento e redução se mostraram idênticos. Por isso, são apresentados somente os resultados para o aumento de frequência. Cabe ressaltar que as diferenças entre o aumento e a redução de frequências nas experiências se devem a fontes de não linearidades que não foram contempladas na modelagem proposta nesta etapa.

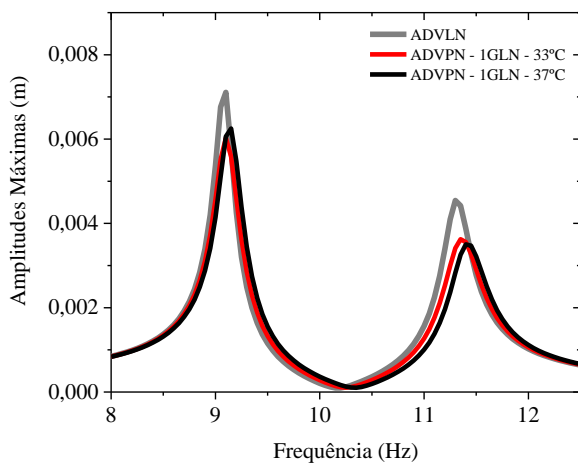
A partir dos resultados, é visível uma redução das amplitudes máximas nos picos de ressonância de ADVPN-sistema primário quando comparados aos picos de ADVLN-sistema primário para todas as amplitudes de oscilação da base, $A = 0.4mm$, $A = 0.5mm$ e $A = 0.6mm$.



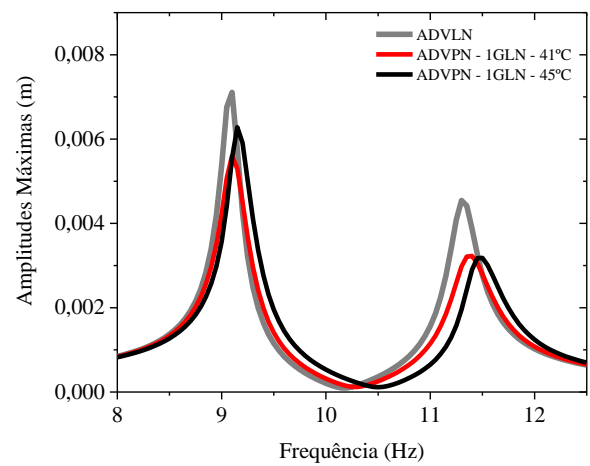
(a) Mola C1 - $A = 0.4mm$



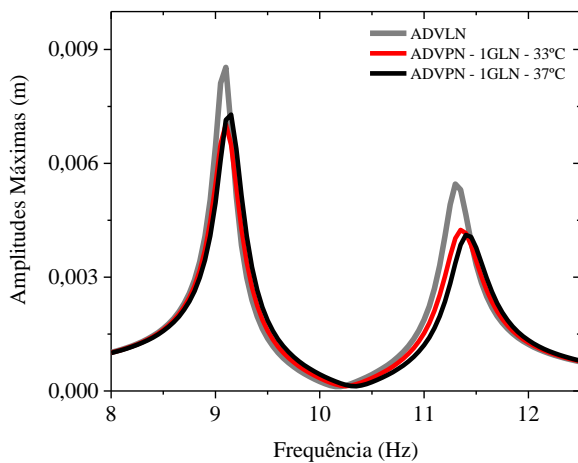
(a) Mola C4 - $A = 0.4mm$



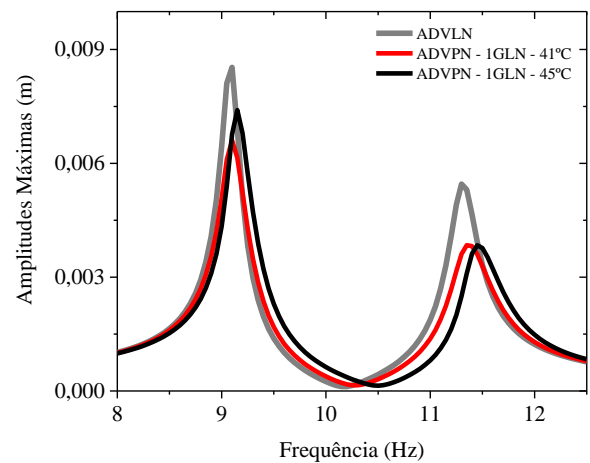
(a) Mola C1 - $A = 0.5mm$



(b) Mola C4 - $A = 0.5mm$



(c) Mola C1 - $A = 0.6mm$



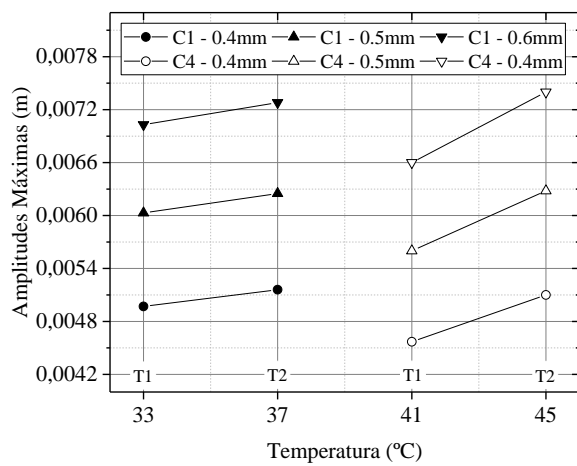
(d) Mola C4 - $A = 0.6mm$

Figura 7.18 – Amplitudes máximas para o acoplamento ADVPN – 1GDL.

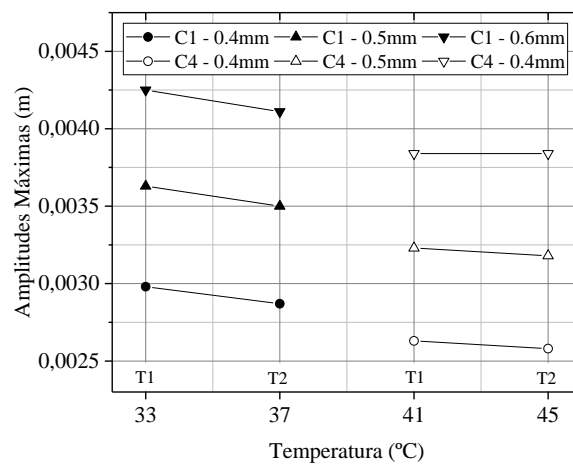
A Figura 7.19 apresenta os picos P1 e P2 para as molas selecionadas nas temperaturas T1 e T2. Esses resultados não guardam similaridade com dados experimentais apresentados na Figura 7.11, haja vista que apresenta um tendência de aumento das amplitudes máximas quando a temperatura é aumentada.

Na Figura 7.19(a), nota-se que o desempenho de C4 é melhor do que C1 em suas respectivas temperaturas T1, pois a amplitude de seus picos são menores. Quando se analisa nas temperaturas T2, o desempenho de C4 é semelhante ao de C1, exibindo uma ligeira diferença entre as amplitudes. Na Figura 7.19(b), novamente C4 possui um desempenho melhor tanto na temperatura T1, quanto na temperatura T2.

A diferença básica entre a mola C1 e C4 é a área do laço de histerese, conforme visto na seção 5.3.1 da capítulo 5 e também a seção 6.2. Portanto, considerando-se apenas os resultados da Figura 7.19, o comportamento exibido sugere que laços maiores podem resultar em desempenhos melhores quanto à redução dos picos de ressonância nos picos P1 e P2.



Picos P1



Picos P2

Figura 7.19– Comparação entre amplitudes máximas nas temperaturas T1 e T2 das molas C1 e C4

8 CONCLUSÃO

Este trabalho tratou sobre a influência de tratamentos térmicos em molas pseudoelásticas no comportamento de absorvedores dinâmicos de vibrações.

Inicialmente, para o desenvolvimento do tema, alguns conceitos fundamentais sobre absorvedores dinâmicos e ligas com memória foram apresentados.

Posteriormente, uma revisão sobre tratamentos térmicos em ligas NiTi foi abordada, com ênfase principalmente em concentrações de níquel entre 50,5% e 51%.

Em seguida foram apresentados dois equipamentos, projetados e construídos especificamente para o desenvolvimento do presente trabalho. O primeiro, denominado equipamento estático, é responsável pela realização de carregamentos e descarregamentos cíclicos *quasi* estáticos em molas para obtenção e estabilização do seu laço de histerese. O segundo, denominado equipamento dinâmico, foi desenvolvido para realizar a análise do comportamento dinâmico de osciladores 1 e 2 GDLs.

O equipamento estático desenvolvido obtém os dados de Força-Deslocamento das molas e pode realizar os seguintes procedimentos:

- i. realização de ensaios a temperatura constante ou com aumento progressivo de temperatura, no intervalo de 25°C a 65°C, com precisão de 0.1°C.
- ii. realização de ensaios com prescrição de deslocamento, com curso máximo de 35cm ou prescrição de carga, com carga máxima de 20kg.

O equipamento estático foi utilizado para estabilizar o laço de histerese de todas as molas tratadas termicamente, e para obter as informações de Força-Deslocamento dos laços estabilizados.

O equipamento dinâmico foi utilizado para analisar o comportamento do ADV pseudoelástico isolado — oscilador 1 GDL — e acoplado a um sistema primário — oscilador 2 GDL. A partir desse equipamento, montado em um excitador eletromecânico, foram realizados ensaios de varredura de frequência com monitoramentos das respostas do sistema primário e do ADV.

De forma semelhante ao equipamento estático, o equipamento dinâmico é capaz de realizar ensaios à temperatura constante, no intervalo de 25°C a 65°C.

Após a etapa do desenvolvimento e construção dos equipamentos, algumas molas pseudoelásticas foram submetidas a tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento nas temperaturas de 300°C, 400°C e 500°C, durante 30min, 60min, 90min e 120min.

Em todos os tratamentos efetuados, houve uma boa concordância dos resultados com a literatura, principalmente em relação aos picos de transformação. Por meio desses resultados, foi possível identificar o tipo de microestrutura para cada mola tratada.

A análise por meio do DSC dos tratamentos efetuados à baixas temperaturas (300°C), identificou três picos de transformação para as molas A1, A2, A3 e A4. Verificou-se que eles estão associados a uma microestrutura com alta concentração de precipitados nos contornos dos grãos e também no interior deles. Após os tratamentos, o treinamento das molas por meio do equipamento estático resultou em laços de histerese com áreas muito pequenas.

Os resultados do DSC dos tratamentos à temperaturas intermediárias (400°C e 500°C) resultou também em três picos de transformação. Todavia, nesses casos a origem dos picos é diferente do obtido nos tratamentos à baixas temperaturas. Os picos estão associados à uma alta concentração de precipitados nas bordas dos grãos, mas uma baixa concentração no interior. Os ensaios *quasi* estáticos revelaram laços de histerese com áreas maiores. Em especial, as molas tratadas à 500°C apresentaram os melhores resultados.

Embora a área de materiais sejam bem desenvolvida quanto aos tratamentos térmicos de ligas NiTi, a literatura é bem escassa quanto à trabalhos que correlacionem laços de histerese com as respectivas microestruturas, principalmente em elementos mecânicos como molas. Dessa forma, com os resultado obtidos pode-se estabelecer que, para molas com memória de forma Ni(50.7%)-Ti, tratamentos térmicos pós solubilização e envelhecimentos em temperaturas intermediárias resultam em laços de histerese com áreas maiores quando comparadas a tratamentos em baixas temperaturas. Assim, aplicações de engenharia em que a área do laço de histerese seja um ponto crítico, podem privilegiar envelhecimentos em baixas temperaturas — no caso em que áreas pequenas forem desejadas — ou em temperaturas intermediárias — quando áreas maiores forem necessárias.

Ensaio *quasi* estáticos realizados em temperaturas maiores que a temperatura PTE estabelecida para as molas resultaram em áreas menores do laço de histerese. Esse é outro ponto muito importante que deve a ser levado em consideração, pois pequenas variações de temperatura fazem que a quantidade de energia dissipada por ciclo seja bastante alterada.

Cabe ressaltar que as temperaturas de transformação podem ser alteradas por meio de tratamentos térmicos. Essa ideia é interessante em aplicações onde a mudança de rigidez devido a transformação de fase deva ocorrer em determinadas temperaturas, como na utilização de ligas NiTi em metamateriais.

Após a etapa investigação dos laços de histerese, procedeu-se a análise dinâmica experimental de um ADV pseudoelástico isolado —representado por um sistema 1GDL — e também acoplado a um sistema primário — representando um sistema 2GDL. As molas envelhecidas à 500°C foram utilizadas e os ensaios foram conduzidos a duas temperaturas: $T_1 = PTE$ e $T_2 = T_1 + 4^\circ C$.

Na análise do ADV pseudoelástico isolado à temperatura T1, viu-se que as molas envelhecidas por 120 min apresentaram melhores resultados quanto à redução das amplitudes máximas de oscilação do sistema. Além disso, todas as molas exibiram uma tendência de redução quando a temperatura foi aumentada para T2

Esse resultado se contrapõe às análises apresentadas no experimento *quasi* estático. Nesses experimentos, verificou-se que o aumento de temperatura gera uma redução da área do laço de histerese. É importante ressaltar que o laço de histerese acarreta não-linearidades ao sistema fazendo com que o seu comportamento dinâmico não seja intuitivo, sendo necessária uma investigação apropriada.

Quando o ADV pseudoelástico foi acoplado a um sistema primário IGDL e avaliado nas temperaturas T1 e T2, verificou-se que a redução das amplitudes não corresponde às tendências obtidas para o ADV isolado, no qual a mola envelhecida por maior tempo apresentou os melhores resultados, ou seja, as menores amplitudes de resposta. A mola envelhecida por um tempo menor conferiu ao sistema melhor desempenho, mesmo apresentando laço de histerese menor, de acordo os resultados da análise *quasi* estática. Vale ressaltar que não há informações sobre o comportamento do laço em carregamentos dinâmicos e provavelmente ele tenha uma área maior do que os resultados da análise *quasi* estática

Uma análise numérica de desempenho do ADV pseudoelástico foi também realizada. Nesse caso, o sistema foi modelado e utilizou-se o modelo constitutivo apresentado por Lagoudas et. al 2012 e modificado por Enemark et. al 2016 para descrever a força de restituição das molas. Os parâmetros de cada mola utilizados nesse modelo constitutivo, assim como demais parâmetros do sistema necessários para a simulação, foram identificados experimentalmente.

Um ponto fundamental na identificação desses parâmetros diz respeito às temperaturas características de transição de fase A_f , A_s , M_s e M_f . No modelo de Lagoudas et al. (2012), elas são necessárias para o ajuste de dados. Todavia, depois do tratamento térmico de envelhecimento, as molas apresentam temperaturas relacionadas a outros tipos de transição envolvendo a fase R. Para contornar esse problema, foi utilizado o princípio da equivalência termodinâmica, o qual é bastante comum na área de materiais, mas não se tem registro de seu uso para utilização em modelos constitutivos. A utilização princípio forneceu bons resultados no ajuste de dados.

O ADV pseudoelástico modelado foi comparado com um ADV linear equivalente, em que a rigidez do sistema linear corresponde à tangente do laço de histerese da mola pseudoelástica em um ponto previamente definido. Verificou-se que, além de uma boa correspondência entre a simulação numérica do ADV pseudoelástico com os dados experimentais, quando esses sistemas são comparados, o ADV pseudoelástico apresenta uma redução significativa das amplitudes máximas de resposta quando comparado ao sistema linear equivalente.

Esses resultados demonstram que as molas pseudoelásticas possuem grande potencial em aplicações de isolamento de vibrações, haja vista que representam uma significativa redução de movimento transmitido a massa do sistema.

O acoplamento do ADV pseudoelástico com um sistema primário também é modelado para análise numérica. Esse sistema é comparado com um sistema 2DGL linear equivalente. Nessa análise, as molas pseudoelásticas também conferiram uma redução das amplitudes máximas de oscilação, quando comparado ao ADV linear equivalente, principalmente nos picos P2 (2º pico de ressonância). Quando a temperatura é alterada, é perceptível uma tendência geral de aumento dos picos P2 e de aumento dos picos P1. Todavia, quando esses resultados são comparados com os experimentais, vê-se que não há uma correspondência, haja vista que os picos P1 apresentam tendência de redução e os picos P2 não apresentaram um padrão definido, carecendo de uma análise mais profunda.

Um dos motivos que pode contribuir para isso, é o fato de não se conhecer o comportamento do laço de histerese em situações dinâmicas para diferentes temperaturas. Assim, as análises numéricas carecem dessa informação essencial para que possam descrever com mais fidelidade o comportamento dinâmico de um ADV pseudoelástico ou qualquer outra aplicação dinâmica que utilize molas pseudoelásticas de NiTi.

Alguns autores, como Nemat-Nasser et al. (2006) e Enemark et. al (2016), consideram que o laço de histerese pode se comportar de forma diferente quando submetidos à carregamentos dinâmicos. Entretanto, ainda não existem na literatura investigações que correlacionem variações de frequência e temperatura com taxa de dissipação de energia de forma consistente. Essa informação é importante para que modelos constitutivos mais sofisticados para aplicações dinâmicas possam ser desenvolvidos.

Contribuições

Esse trabalho apresentou uma investigação da influência dos tratamentos térmicos de molas pseudoelásticas para utilização em absorvedores dinâmicos de vibrações pseudoelásticos. As análises envolveram desde a compreensão da microestrutura do material das molas até os resultados dinâmicos obtidos com elas.

O trabalho em si representa a junção da área de materiais com a área de dinâmica. Elas são muito abrangentes e desenvolvidas, todavia, poucos trabalhos as unem de forma a ter uma compreensão da influência de uma sobre a outra. Nesse sentido, os objetivos propostos foram cumpridos, representando uma contribuição original que pode lançar bases para novas pesquisas.

Os resultados sobre como os laços de histerese mudam devido aos tratamentos térmicos e a relação deles com a microestrutura do material representam uma boa contribuição para novas pesquisas e desenvolvimento tecnológicos, pois essas informações servem como base para seleção do tipo de

tratamento térmico adequado para obtenção de diferentes áreas de laço de histerese e dissipação de energia.

Os resultados dinâmicos demonstram que as molas pseudoelásticas possuem um grande potencial de utilização como absorveres dinâmicos de vibrações e isoladores de vibração. Também são úteis ao apresentar as tendências de comportamento, fundamentando, assim, aplicações dinâmicas que utilizem molas pseudoelásticas NiTi.

Outra contribuição são os equipamentos desenvolvidos. O equipamento estático pode ser utilizado para ensaios de tração para cargas baixas em temperatura controlada para quaisquer outros materiais. O equipamento dinâmico pode ser também utilizado para ensaios de sistemas de 1GDL ou 2GDL sendo configurável para que diversos valores da massa, rigidez e amortecimento possam ser utilizados.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ADHARAPURAPU, R. R. **Phase Transformations in Nickel-rich Nickel-Titanium Alloys: Influence of Strain-rate, Temperature, Thermomechanical Treatment and Nickel Composition on the Shape Memory and Superelastic Characteristics**. Ph.D. Thesis - University of California, San Diego, 2007.
- AGUIAR, R. A. A.; SAVI, M. A.; PACHECO, P. M. C. L. Experimental and numerical investigations of shape memory alloy helical springs. **Smart Materials and Structures**, v. 19, n. 2, p. 025008, 1 fev. 2010.
- BATAILLARD, L.; BIDAUX, J.-E.; GOTTHARDT, R. Interaction between microstructure and multiple-step transformation in binary NiTi alloys using in-situ transmission electron microscopy observations. **Philosophical Magazine A**, v. 78, n. 2, p. 327–344, ago. 1998.
- BHATTACHARYA, K. **Microstructure of Martensite: Why it Forms and how it Gives Rise to the Shape-memory Effect**. New York - Oxford University Press, 2003.
- BOJDA, O.; EGGELER, G.; DLOUHÝ, A. Precipitation of Ni₄Ti₃-variants in a polycrystalline Ni-rich NiTi shape memory alloy. **Scripta Materialia**, v. 53, n. 1, p. 99–104, jul. 2005.
- BOYD, J. G.; LAGOUDAS, D. C. a Thermodynamical Constitutive Model for Shape Memory Materials. **International Journal of Plasticity**, p. 1–40, 1996.
- BOYD, J. G.; LAGOUDAS, D. C. A thermodynamical constitutive model for shape memory materials. Part I. The monolithic shape memory alloy. **International Journal of Plasticity**, v. 12, n. 6, p. 805–842, 1 jan. 1996.
- BRAILOVSKI, V.; PROKOSHKIN, S. D.; KHMELEVSKAYA, I. Y.; INAEKYAN, K. E.; DEMERS, V.; BASTARACHE, E.; DOBATKIN, S. V.; TATYANIN, E. V. Interrelations between the properties and structure of thermomechanically-treated equiatomic Ti–Ni alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 438–440, p. 597–601, nov. 2006.
- BRINSON, L. C. One-Dimensional Constitutive Behavior of Shape Memory Alloys: Thermomechanical Derivation with Non-Constant Material Functions and Redefined Martensite Internal Variable. **Journal of Intelligent Material Systems and Structures**, v. 4, n. 2, p. 229–242, abr. 1993.
- CHEN, H.; KUBO, H. Martensitic phase transformations and shape memory alloys. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, v. 1, n. 3, p. 349–354, jun. 1996.
- DELAEY, L.; KRISHNAN, R. V.; TAS, H.; WARLIMONT, H. Thermoelasticity, pseudoelasticity and the memory effects associated with martensitic transformations. **Journal of Materials Science**, v. 9, n. 9, p. 1521–1535, set. 1974.
- DIAS, R. F. **Efeito Da Deformação Cíclica Nas Propriedades Mecânicas De Uma Liga Níquel-Titânio Superelástica** - Tese de Doutorado, UFMG, Belo Horizonte, 2005.
- DLOUHÝ, A.; KHALIL-ALLAFI, J.; EGGELER, G. Multiple-step martensitic transformations in Ni-rich NiTi alloys — an in-situ transmission electron microscopy investigation. **Philosophical Magazine**, v. 83, n. 3, p. 339–363, jan. 2003.

- DUERIG, T. W. **Engineering aspects of shape memory alloys**. Essex - Butterworth-Heinemann, 1990.
- ENEMARK, S.; SAVI, M. A.; SANTOS, I. F. Experimental analyses of dynamical systems involving shape memory alloys. **Smart Structures and Systems**, v. 15, p. 1521–1542, 2015.
- ENEMARK, S.; SANTOS, I. F. Quasi-static characterisation of trained pseudoelastic shape memory alloy wire subjected to cyclic loading: transformation kinetics. **Journal of Intelligent Material Systems and Structures**, v. 27, n. 9, p. 1150–1164, 2016.
- ENEMARK, S.; SANTOS, I. F.; SAVI, M. A. Modelling, characterisation and uncertainties of stabilised pseudoelastic shape memory alloy helical springs. **Journal of Intelligent Material Systems and Structures**, v. 27, n. 20, p. 2721–2743, 2016.
- FAN, G.; CHEN, W.; YANG, S.; ZHU, J.; REN, X.; OTSUKA, K. Origin of abnormal multi-stage martensitic transformation behavior in aged Ni-rich Ti-Ni shape memory alloys. **Acta Materialia**, v. 52, n. 14, p. 4351–4362, 2004.
- FAN, Q. C.; ZHANG, Y. H.; WANG, Y. Y.; SUN, M. Y.; MENG, Y. T.; HUANG, S. K.; WEN, Y. H. Influences of transformation behavior and precipitates on the deformation behavior of Ni-rich NiTi alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 700, p. 269–280, jul. 2017.
- FAVIER, D.; LIU, Y.; ORGÉAS, L.; SANDEL, A.; DEBOVE, L.; COMTE-GAZ, P. Influence of thermomechanical processing on the superelastic properties of a Ni-rich Nitinol shape memory alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 429, n. 1–2, p. 130–136, ago. 2006.
- FELINGER, A. **Data analysis and signal processing in chromatography**. Amserdan - Elsevier, 1998.
- FRICK, C. P.; ORTEGA, A. M.; TYBER, J.; MAKSOUND, A. E. M.; MAIER, H. J.; LIU, Y.; GALL, K. Thermal processing of polycrystalline NiTi shape memory alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 405, n. 1–2, p. 34–49, set. 2005.
- INMAN, D. J. **Engineering Vibration**. 4. ed. - Prentice Hall, 2013.
- ISHIDA, A.; SATO, M.; TAKEI, A.; NOMURA, K.; MIYAZAKI, S. Effect of aging on shape memory behavior of Ti-51.3 At. pct ni thin films. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 27, n. 12, p. 3753–3759, dez. 1996.
- JANI, J. M.; LEARY, M.; SUBIC, A.; GIBSON, M. A. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities. **Materials & Design (1980-2015)**, v. 56, p. 1078–1113, abr. 2014.
- JIANG, F.; LIU, Y.; YANG, H.; LI, L.; ZHENG, Y. Effect of ageing treatment on the deformation behaviour of Ti–50.9 at.% Ni. **Acta Materialia**, v. 57, n. 16, p. 4773–4781, set. 2009.
- JOHNSON, A. J. W.; SEHITOGLU, H.; HAMILTON, R. F.; BIALLAS, G.; MAIER, H. J.; CHUMLYAKOV, Y. I.; WOO, H. S. Analysis of multistep transformations in single-crystal NiTi. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 36, n. 4, p. 919–928, abr. 2005.
- KAJIWARA, S.; OGAWA, K.; KIKUCHI, T.; MATSUNAGA, T.; MIYAZAKI, S. Formation of nanocrystals with an identical orientation in sputter-deposited Ti-Ni thin films. **Philosophical Magazine Letters**, v. 74, n. 6, p. 395–404, dez. 1996.
- KARBAKSH RAVARI, B.; FARJAMI, S.; NISHIDA, M. Effects of Ni concentration and aging conditions on multistage martensitic transformation in aged Ni-rich Ti-Ni alloys. **Acta Materialia**, v. 69, p. 17–29, 2014.

- KHALIL-ALLAFI, J.; DLOUHÝ, A.; EGGELER, G. Ni₄Ti₃-precipitation during aging of NiTi shape memory alloys and its influence on martensitic phase transformations. **Acta Materialia**, v. 50, n. 17, p. 4255–4274, out. 2002.
- KHALIL-ALLAFI, J.; EGGELER, G.; DLOUHÝ, A.; SCHMAHL, W. W.; SOMSEN, C. On the influence of heterogeneous precipitation on martensitic transformations in a Ni-rich NiTi shape memory alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 378, n. 1–2, p. 148–151, jul. 2004.
- KHALIL-ALLAFI, J.; EGGELER, G.; SCHMAHL, W. W.; SHEPTYAKOV, D. Quantitative phase analysis in microstructures which display multiple step martensitic transformations in Ni-rich NiTi shape memory alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 438–440, p. 593–596, nov. 2006.
- KIM, J. IL; LIU, Y.; MIYAZAKI, S. Ageing-induced two-stage R-phase transformation in Ti–50.9at.%Ni. **Acta Materialia**, v. 52, n. 2, p. 487–499, jan. 2004.
- KUMAR, P. K.; LAGOUDAS, D. C. Introduction to Shape Memory Alloys. *In*: LAGOUDAS, D. ed. 1 - Springer US, 2008. p. 1–43.
- LAGOUDAS, D. C. **Shape memory alloys : modeling and engineering applications**. Springer, 2008.
- LAGOUDAS, D. C.; HARTL, D.; CHEMISKY, Y.; MACHADO, L.; POPOV, P. Constitutive model for the numerical analysis of phase transformation in polycrystalline shape memory alloys. **International Journal of Plasticity**, v. 32–33, p. 155–183, maio 2012.
- LEXCELLENT, C. **Shape-Memory Alloys Handbook**. 1. ed. New York: John Willey and Sons, 2013.
- LIANG, C.; ROGERS, C. A. One-Dimensional Thermomechanical Constitutive Relations for Shape Memory Materials. **Journal of Intelligent Material Systems and Structures**, v. 1, n. 2, p. 207–234, 27 abr. 1990.
- LIN, H. C.; WU, S. K. Determination of heat of transformation in a cold-rolled martensitic TiNi alloy. **Metallurgical Transactions A**, v. 24, n. 2, p. 293–299, fev. 1993.
- LIU, Y. Thermodynamics of the shape memory effect in Ti–Ni alloys. *In*: YONEYAMA, T.; MIYAZAKI, S. (Eds.). **Shape Memory Alloys for Biomedical Applications**. Woodhead Publishing, 2009. v. 1p. 37–68.
- LIU, Y.; CHEN, X.; MCCORMICK, P. G. No Title. **Journal of Materials Science**, v. 32, n. 22, p. 5979–5984, 1997.
- LIU, Y.; KIM, J. IL; MIYAZAKI, S. Thermodynamic analysis of ageing-induced multiple-stage transformation behaviour of NiTi. **Philosophical Magazine**, v. 84, n. 20, p. 2083–2102, 11 jul. 2004.
- LIU, Y.; MCCORMICK, P. G. Thermodynamic analysis of the martensitic transformation in NiTi—I. Effect of heat treatment on transformation behaviour. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 42, n. 7, p. 2401–2406, jul. 1994.
- MAHMUD, A. S. **Thermomechanical Treatment of Ni-Ti Shape Memory Alloy**. Ph.D. Thesis - School of Mechanical Engineering - The University of Western Australia, 2009.
- MEIROVITCH, L. **Fundamentals of vibrations**. MGH ed.1 - McGraw-Hill Companies, 2001.
- MICHAELS, T. E.; MICHAELS, J. E.; RUZZENE, M. Frequency-wavenumber domain analysis of guided wavefields. **Ultrasonics**, v. 51, n. 4, p. 452–466, 2011.

- MICHUTTA, J.; SOMSEN, C.; YAWNY, A.; DLOUHÝ, A.; EGGELER, G. Elementary martensitic transformation processes in Ni-rich NiTi single crystals with Ni₄Ti₃ precipitates. **Acta Materialia**, v. 54, n. 13, p. 3525–3542, ago. 2006.
- MIYAZAKI, S.; OHMI, Y.; OTSUKA, K.; SUZUKI, Y. Characteristics of deformation and transformation pseudoelasticity in Ti-Ni Alloys. **Journal de Physique Colloques**, v. 43 (C4), p. C4-255-C4-260, 1982a.
- _____. Characteristics of deformation and transformation pseudoelasticity in Ti-Ni Alloys. **Journal de Physique**, v. 43, n. C4, p. C4225-260, 1982b.
- MIYAZAKI, S.; OTSUKA, K.; SUZUKI, Y. Printed in the U.S.A . All rights reserved. **Scripta Metallurgica**, v. 15, n. 4, p. 287–292, 1981.
- NEMAT-NASSER, S.; GUO, W. G. Superelastic and cyclic response of NiTi SMA at various strain rates and temperatures. **Mechanics of Materials**, v. 38, n. 5–6, p. 463–474, 2006.
- NISHIDA, M.; WAYMAN, C. M.; HONMA, T. Precipitation processes in near-equiatomic TiNi shape memory alloys. **Metallurgical Transactions A**, v. 17, n. 9, p. 1505–1515, 1986.
- OKAMOTO, Y.; HAMANAKA, H.; MIURA, F.; TAMURA, H.; HORIKAWA, H. Reversible changes in yield stress and transformation temperature of a NiTi alloy by alternate heat treatments. **Scripta Metallurgica**, v. 22, n. 4, p. 517–520, 1988.
- OLIVEIRA, H. DE S. **Análise de um absorvedor dinâmico e vibrações pseudoelástico**. Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília, fev. 2014.
- OLIVEIRA, H. DE S.; PAULA, A. S. DE; SAVI, M. A. Dynamical Jumps in a Shape Memory Alloy Oscillator. **Shock and Vibration**, v. 2014, p. 1–10, 2014.
- _____. Dynamical behavior of a pseudoelastic vibration absorber using shape memory alloys. **Shock and Vibration**, v. 2017 -p. 1–11, 2017.
- ORTÍN, J.; PLANES, A. Thermodynamic analysis of thermal measurements in thermoelastic martensitic transformations. **Acta Metallurgica**, v. 36, n. 8, p. 1873–1889, ago. 1988.
- _____. Thermodynamics of thermoelastic martensitic transformations. **Acta Metallurgica**, v. 37, n. 5, p. 1433–1441, maio 1989.
- ORTÍN, J.; PLANES, A.; DELAEY, L. Hysteresis in Shape-Memory Materials. *In: The science of hysteresis*. Bertotti, G; Mayergoys, I., 2005.
- OTSUKA, K.; REN, X. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys. **Progress in Materials Science**, v. 50, n. 5, p. 511–678, jul. 2005.
- OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. **Shape Memory Materials**. Cambridge University Press, 1999.
- PAIVA, A.; SAVI, M. A.; BRAGA, A. M. B.; PACHECO, P. M. C. L. A constitutive model for shape memory alloys considering tensile–compressive asymmetry and plasticity. **International Journal of Solids and Structures**, v. 42, n. 11, p. 3439–3457, jun. 2005.
- PROKOSHKIN, S. D.; BRAILOVSKI, V.; INAEKYAN, K. E.; DEMERS, V.; KHMELEVSKAYA, I. Y.; DOBATKIN, S. V.; TATYANIN, E. V. Structure and properties of severely cold-rolled and annealed Ti–Ni shape memory alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 481–482, p. 114–118, maio 2008.

- RAVARI, B. K.; FARJAMI, S.; NISHIDA, M. Effects of Ni concentration and aging conditions on multistage martensitic transformation in aged Ni-rich Ti–Ni alloys. **Acta Materialia**, v. 69, p. 17–29, maio 2014.
- REN, X.; OTSUKA, K. Why Does the Martensitic Transformation Temperature Strongly Depend on Composition? **Materials Science Forum**, v. 327–328, p. 429–432, 2000.
- ROTINI, A.; BISCARINI, A.; CAMPANELLA, R.; COLUZZI, B.; MAZZOLAI, G.; MAZZOLAI, F. Martensitic transition in a Ni₄₀Ti₅₀Cu₁₀ alloy containing hydrogen: calorimetric (DSC) and mechanical spectroscopy experiments. **Scripta Materialia**, v. 44, n. 5, p. 719–724, mar. 2001.
- RUZZENE, M.; BAZ, A. Attenuation and localization of wave propagation in periodic rods using shape memory inserts. **Smart Materials and Structures**, v. 9, n. 6, p. 805–806, dez. 2000.
- SABURI, T. Ti-Ni shape memory alloys. *In*: OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. (Eds.). **Shape Memory Materials**. First ed. Cambridge, UK: Cambridge University Press {BV}, 1999. .
- SABURI, T.; TATSUMI, T.; NENNO, S. Effects of heat treatment on mechanical behavior of Ti-Ni alloys. **Le Journal de Physique Colloques**, v. 43, n. C4, p. C4--261, 1982.
- SALZBRENNER, R. J.; COHEN, M. On the thermodynamics of thermoelastic martensitic transformations. **Acta Metallurgica**, v. 27, n. 5, p. 739–748, maio 1979.
- SAVI, M. A.; PAULA, A. S. DE; LAGOUDAS, D. C. Numerical investigation of an adaptive vibration absorber using shape memory alloys. **Journal of Intelligent Material Systems and Structures**, v. 22, n. 1, p. 67–80, 2011.
- SAVI, M. A.; SÁ, M. A. N.; PAIVA, A.; PACHECO, P. M. C. L. Tensile-compressive asymmetry influence on shape memory alloy system dynamics. **Chaos, Solitons & Fractals**, v. 36, n. 4, p. 828–842, maio 2008.
- SOUZA, W. O. **Caracterização Experimental de Molas Pseudoelásticas de Ligas com Memória de Forma**. Projeto de Graduação - Universidade de Brasília, 2014.
- TADAKI, T.; NAKATA, Y.; SHIMIZU, K.; OTSUKA, K. Crystal Structure, Composition and Morphology of a Precipitate in an Aged Ti-51 at%Ni Shape Memory Alloy. **Transactions of the Japan Institute of Metals**, v. 27, n. 10, p. 731–740, 1986.
- TANAKA, K. A thermomechanical sketch of shape memory effect: One-dimensional tensile behavior. **Res Mechanica**, v. 18, n. 3, p. 251–263, 1986.
- TANG, W.; SUNDMAN, B.; SANDSTRÖM, R.; QIU, C. New modelling of the B2 phase and its associated martensitic transformation in the Ti–Ni system. **Acta Materialia**, v. 47, n. 12, p. 3457–3468, set. 1999.
- TODOROKI, T.; TAMURA, H. The stress-induced transformation of a Ti-Ni alloy by the pre-load test method. **Journal of the Japan Institute of Metals and Materials**, v. 50, n. 6, p. 546–554, 1986.
- WANG, X.; KUSTOV, S.; LI, K.; SCHRYVERS, D.; VERLINDEN, B.; HUMBEECK, J. VAN. Effect of nanoprecipitates on the transformation behavior and functional properties of a Ti–50.8at.% Ni alloy with micron-sized grains. **Acta Materialia**, v. 82, p. 224–233, jan. 2015.
- WANG, X.; LI, C.; VERLINDEN, B.; HUMBEECK, J. VAN. Effect of grain size on aging microstructure as reflected in the transformation behavior of a low-temperature aged Ti-50.8 at.% Ni alloy. **Scripta Materialia**, v. 69, n. 7, 2013.
- WANG, X.; LI, K.; SCHRYVERS, D.; VERLINDEN, B.; HUMBEECK, J. VAN. R-phase transition

- and related mechanical properties controlled by low-temperature aging treatment in a Ti-50.8 at.% Ni thin wire. **Scripta Materialia**, 2014.
- WANG, X.; VERLINDEN, B.; KUSTOV, S. Multi-stage martensitic transformation in Ni-rich NiTi shape memory alloys. **Functional Materials Letters**, v. 10, n. 01, p. 1740004, dez. 2016.
- WASILEWSKI, R. J. The effects of applied stress on the martensitic transformation in TiNi. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 2, n. 11, p. 2973–2981, nov. 1971.
- WHALL, A. **Mechanical Springs**. Cleveland - P. House, 1944.
- WOLLANTS, P.; BONTE, M. DE; ROOS, J. Thermodynamical analysis of the stress-induced martensitic transformation in a single crystal. **Zeitschrift fur metallkunde**, v. 70, n. 2, p. 113–117, jan. 1979.
- WOLLANTS, P.; ROOS, J. R.; DELAEY, L. On the stress-dependence of the latent heat of transformation as related to the efficiency of a work performing cycle of a memory engine. **Scripta Metallurgica**, v. 14, n. 11, p. 1217–1223, nov. 1980.
- ZHANG, J.; FAN, G.; ZHOU, Y.; DING, X.; OTSUKA, K.; NAKAMURA, K.; SUN, J.; REN, X. Does order–disorder transition exist in near-stoichiometric Ti–Ni shape memory alloys? **Acta Materialia**, v. 55, n. 8, p. 2897–2905, maio 2007.
- ZHENG, Y.; JIANG, F.; LI, L.; YANG, H.; LIU, Y. Effect of ageing treatment on the transformation behaviour of Ti–50.9at.% Ni alloy. **Acta Materialia**, v. 56, n. 4, p. 736–745, fev. 2008.
- ZHOU, Y.; ZHANG, J.; FAN, G.; DING, X.; SUN, J.; REN, X. Origin of 2-stage R-phase transformation in low-temperature aged Ni-rich Ti–Ni alloys. **Acta Materialia**, v. 53, n. 20, p. 5365–5377, dez. 2005.
- ZIOLKOWSKI, A. **Pseudoelasticity of Shape Memory Alloys: Theory and Experimental Studies**. Wasaw, Poland: Elsevier, 2015.

ANEXO 1

1) Sensores que compõe a máquina estática:

Sensor	Quantidade	Descrição	Localização
Sensor de Temperatura	2	DHT-22	Os sensores devem ser localizados o mais próximo possível das molas
Célula de Carga	1	CSA ZL 20	Base Superior da Máquina Estática
Laser	1	Baumer – OADK – 2517480/S14C	Base Superior da Máquina Estática
Sensor de luminosidade	2	LDR 5mm	Circuito de Controle
LED de acionamento	2	LED Branco	Circuito de Controle

2) Amplificador de sinal de célula de carga

Sensor	Quantidade	Descrição	Localização
Amplificador	1	μ DX201	Entre a saída da célula de carga e a entrada na porta analógica da placa de controle

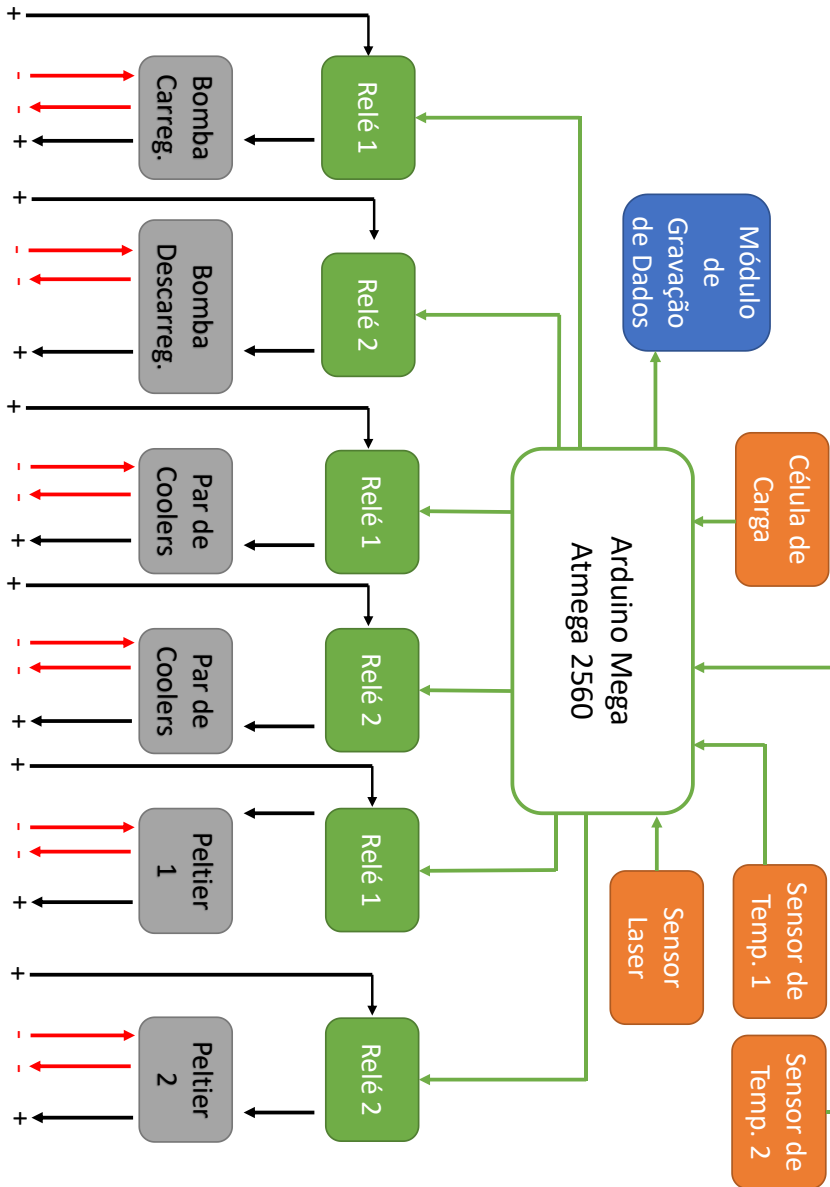
3) Bomba de carregamento e descarregamento

Sensor	Quantidade	Descrição	Localização
Bomba	2	Sarlo Better 1000C	Uma bomba dentro de cada reservatório de líquido

4) Placa de controle e aquisição

Sensor	Quantidade	Descrição	Localização
Arduino Mega	1	ATmega 2516 REV 3	Circuito de Controle
Arduino Uno	1	ATmega 328 REV3	Circuito de Controle

Esboço geral das conexões elétricas



1) Desenhos mecânicos da Máquina Estática:

- a. Montagens;
 - i. Máquina Final;
 - ii. Montagem Massa Parafuso;
 - iii. Montagem Base Superior;
 - iv. Montagem Gancho; e
 - v. Montagem Laser;
- b. Componentes:
 - i. Base Superior;
 - ii. Base Inferior;
 - iii. Haste;
 - iv. Massa Móvel;
 - v. Placa de Fixação; e
 - vi. Suporte Gancho;

2) Desenhos Caixa de Aquecimento:

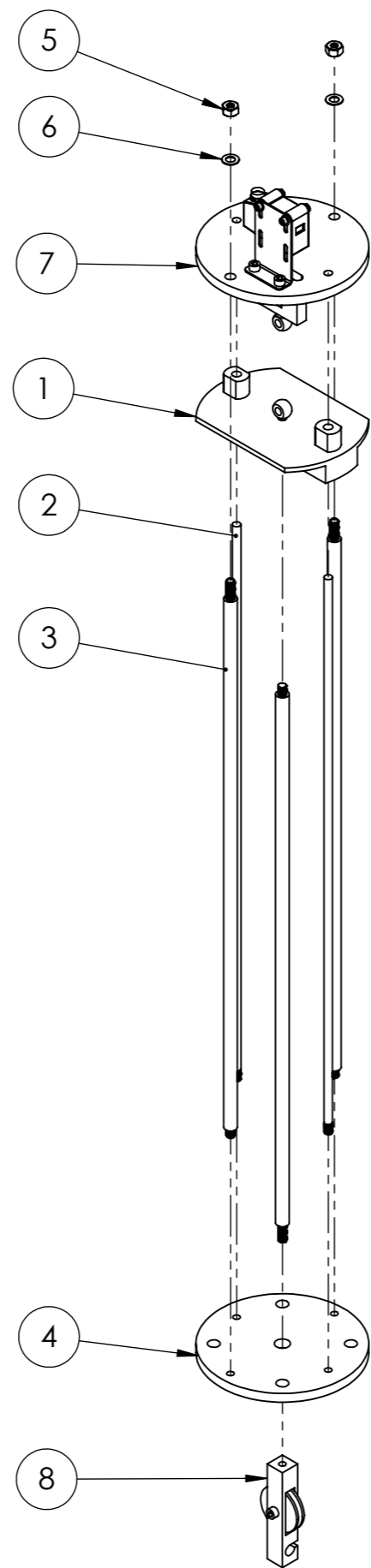
- a. Montagens
 - i. Montagem Final;
 - ii. Montagem Estrutura Base;
 - iii. Montagem Módulo de Aquecimento;
 - iv. Montagem Tampa Superior; e
 - v. Montagem Tampa Inferior;
- b. Componentes:
 - i. Frente;
 - ii. Fechamento Lateral 1;
 - iii. Fechamento Lateral 2;

- iv. Peça de Acrílico;
- v. Tampa Inferior;
- vi. Tampa Superior; e
- vii. Trás;

3) Desenho Mesa de Apoio

a. Montagem:

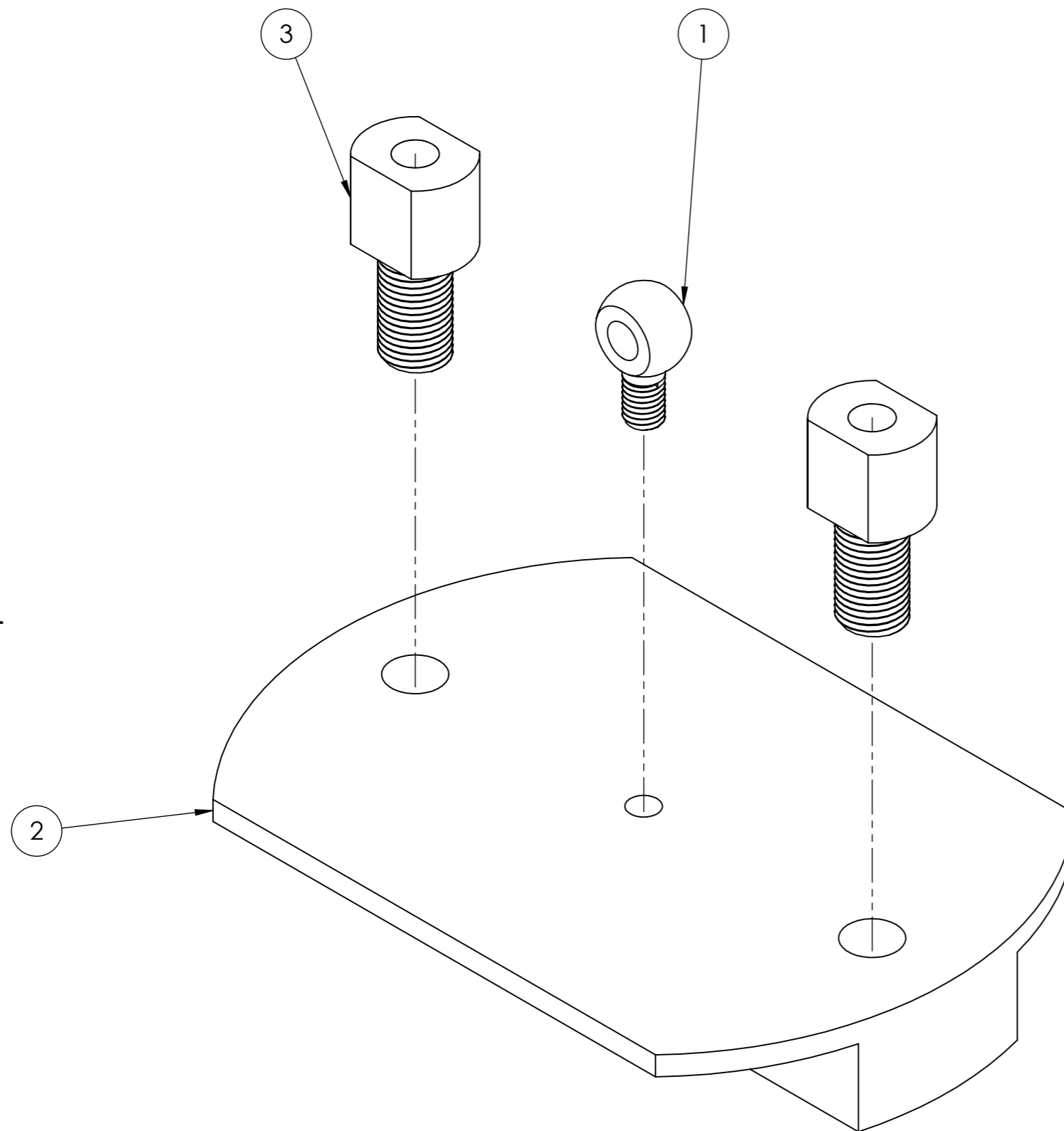
- i. Montagem da Estrutura da Mesa; e
- ii. Montagem da Mesa;



Máquina Montada Completa

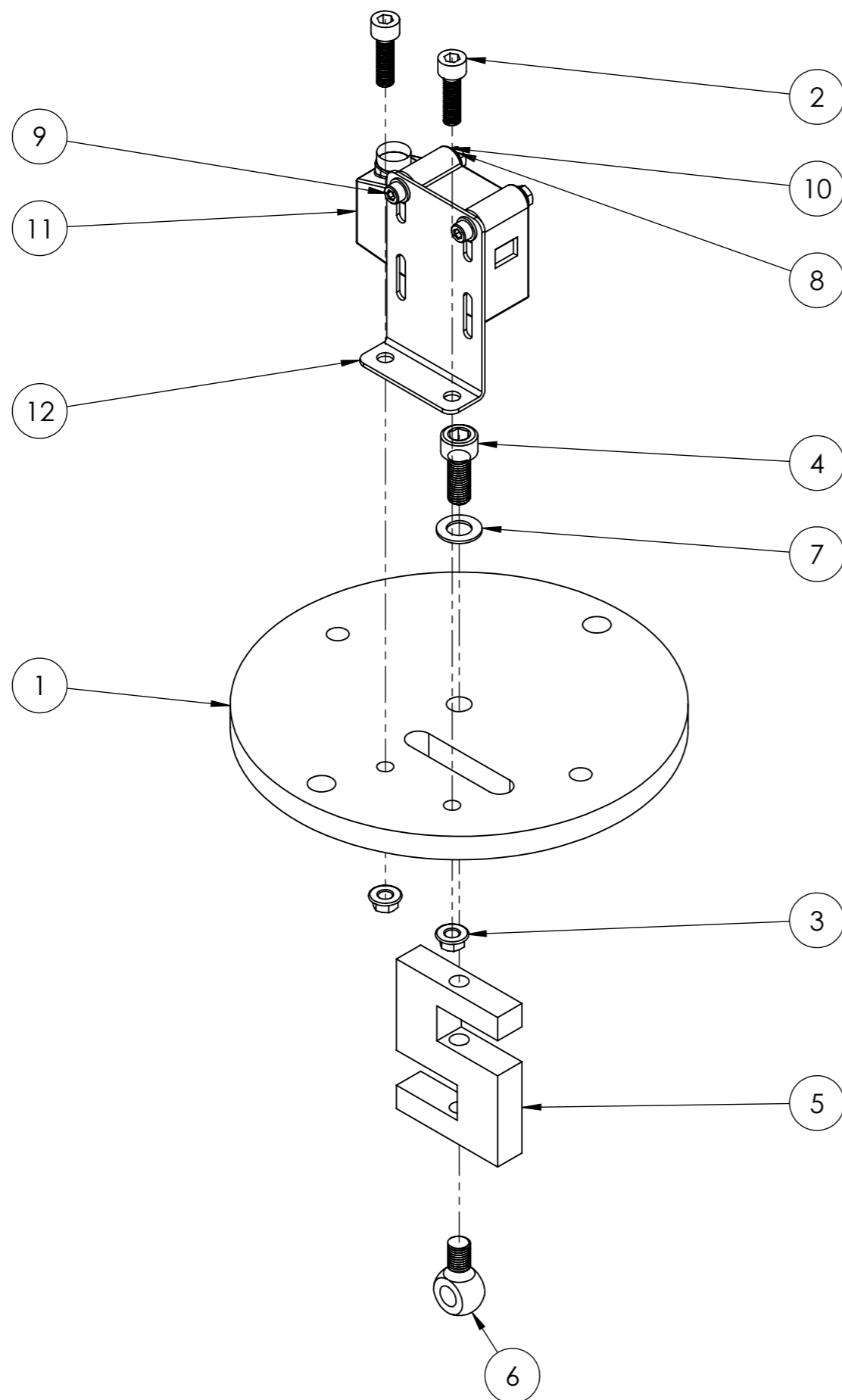
8	Gancho de Fixação	1	Equipamento Estático	20mm x 20mm x 108mm - Alumínio Comercial
7	Base Superior Montada	1	Equipamento Estático	Verificar Cada Elemento da Montagem
6	Arruela M8	2	-	Ø16mm Ext., Ø9mm Int.
5	Porca M8 -	2	-	ABNT 1020
4	Base Inferior	1	Equipamento Estático	Ø160mm - 10mm - Alumínio Comercial
3	Eixo de Fixação	3	Equipamento Estático	Ø1/2" - 630mm - Alumínio Comercial
2	Eixo de Deslizamento	2	-	Alta Dureza - Ø8mm 630mm - M8
1	Base Móvel Montada	1	Equipamento Estático	Verificar Cada Elemento da Montagem
ITEM	DENOMINAÇÃO	QTD.	REFERÊNCIA	MATERIAIS E DIMENSÕES
LISTA DE ITENS - MÁQUINA MONTADA COMPLETA				

Título: MONTAGEM - MÁQUINA ESTÁTICA				
<p>Grupo de Dinâmica de Sistemas</p>	Observações:	Projetista: HUGO OLIVEIRA	Revisor: HUGO OLIVEIRA	
	Sem Comentários	Assinatura:	Assinatura:	Unidade: mm
		Data: 12/10/16	Data: 12/10/16	
		Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	



3	Parafuso Deslizante	2	Equipamento Estático	Dimen. conforme projeto - Nylon 6/10
2	Base Móvel	1	Equipamento Estático	Dimen. conforme projeto - Alumínio Comercial
1	Olhal B. Móvel	1	-	DIN 444 M8 - 10mm
Nº DO ITEM	DENOMINAÇÃO	QTD.	REFERÊNCIA	MATERIAIS E DIMENSÕES
LISTA DE ITENS - BASE MÓVEL MONTADA				

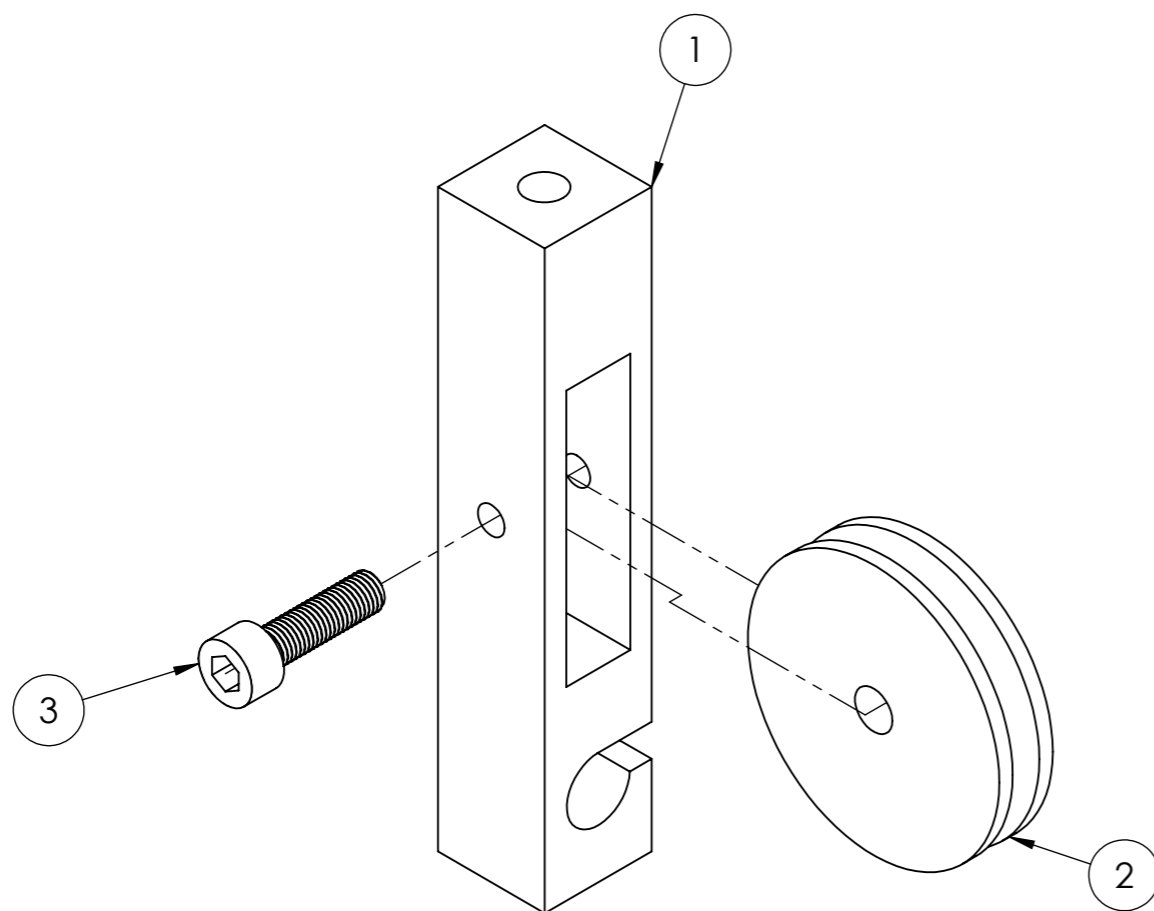
Título: BASE MÓVEL MONTADA				
 Grupo de Dinâmica de Sistemas	Observações:	Projetista: HUGO OLIVEIRA	Revisor: HUGO OLIVEIRA	
	Sem Comentários	Assinatura:	Assinatura:	
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16	
Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica		Nº da revisão: 01		



12	Adaptador para Montagem	1	Equipamento Estático	1.5mm Espessura
11	Laser Distância	1	-	Laser Baumer - OADK - 2517480/S14C
10	Porca M4	2	-	Porca M4 - ABNT 1020
9	Parafudo M4	2	-	M4 x 20mm Allen ABNT 1020
8	Arruela M4	4	-	Ø9mm Ext., Ø5mm Int.
7	Arruela M8	1	-	Ø16mm Ext., Ø9mm Int.
6	Parafuso Olhal DIN 444	1	-	DIN 444 - M8 - 20mm
5	Célula de Carga MK Controle - CSA/ZL-20	1	-	50.8mm x 12.7mm x 63.5mm
4	Parafuso M8-20mm	1	-	M8 x 20mm Allen ABNT 1020
3	Porca Flangeada M5	2	-	Flangeada M5 - ABNT 1020
2	Parafuso Allen M6	2	-	Parafuso Allen M6 x 1.25 22 Aço ABNT 1020
1	Base Superior	1	Equipamento Estático	Ø160mm - 10mm - Alumínio Comercial
Nº DO ITEM	DENOMINAÇÃO	QTD.	REFERÊNCIA	MATERIAIS E DIMENSÕES

LISTA DE ITENS - MONTAGEM BASE SUPERIOR

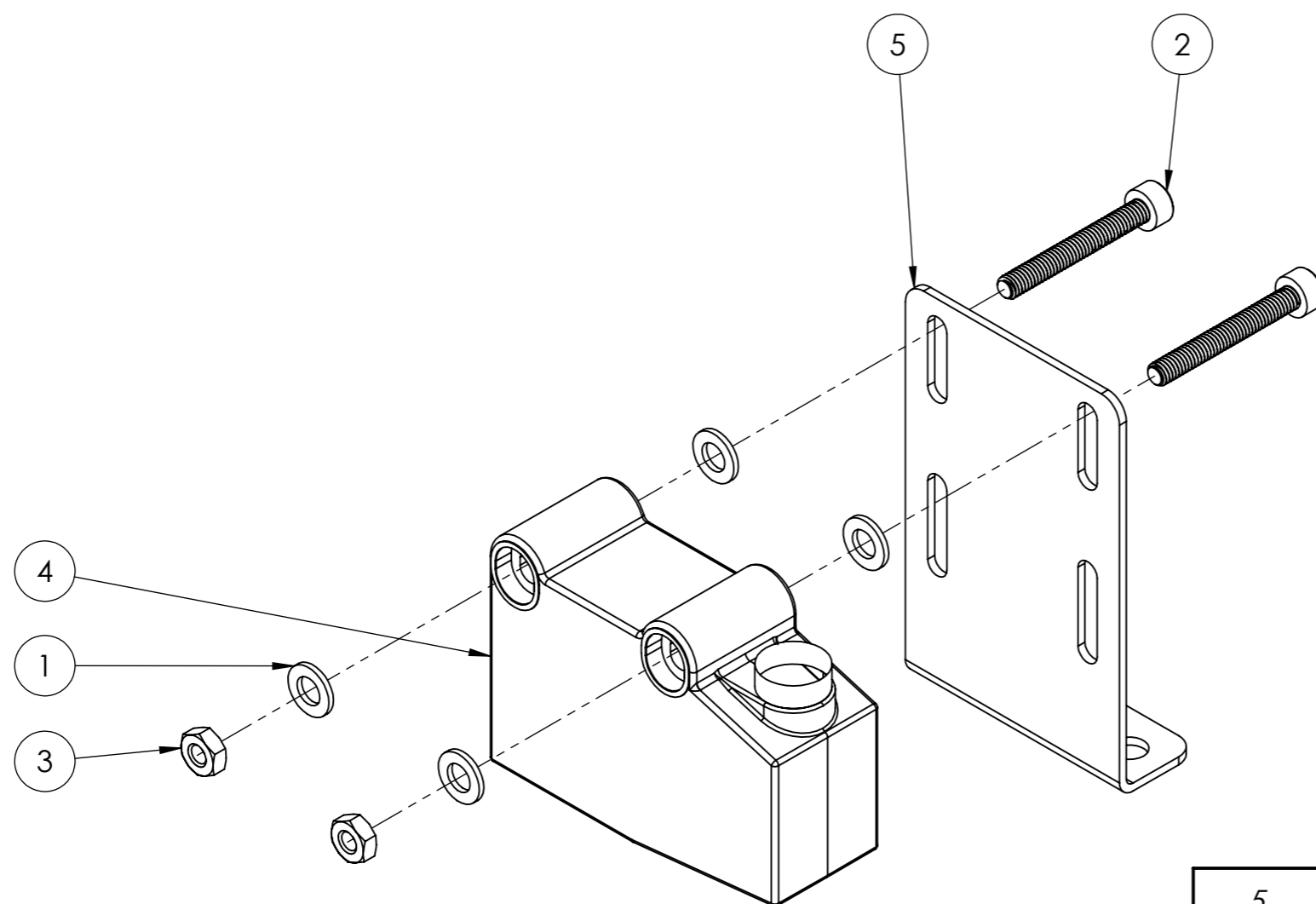
Título: MONTAGEM - BASE SUPERIOR					
	Observações:	Projetista: HUGO OLIVEIRA	Revisor: HUGO OLIVEIRA	Assinatura:	Assinatura:
	Sem Comentários	Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16		
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	Unidade: mm	Folha: 1/1	



3	Parafuso Allen M6	1	-	Parafuso Allen M6 x 1.25 22 Aço ABNT 1020
2	Polia de Gancho	1	Equipamento Estático	1 Sulco - Ø47mm - Ø27mm
1	Gancho para Reservatório	1	Equipamento Estático	Dimen. Conforme projeto - Alumínio Comercial
Nº DO ITEM	DENOMINAÇÃO	Qtd.	REFERÊNCIA	MATERIAIS E DIMENSÕES

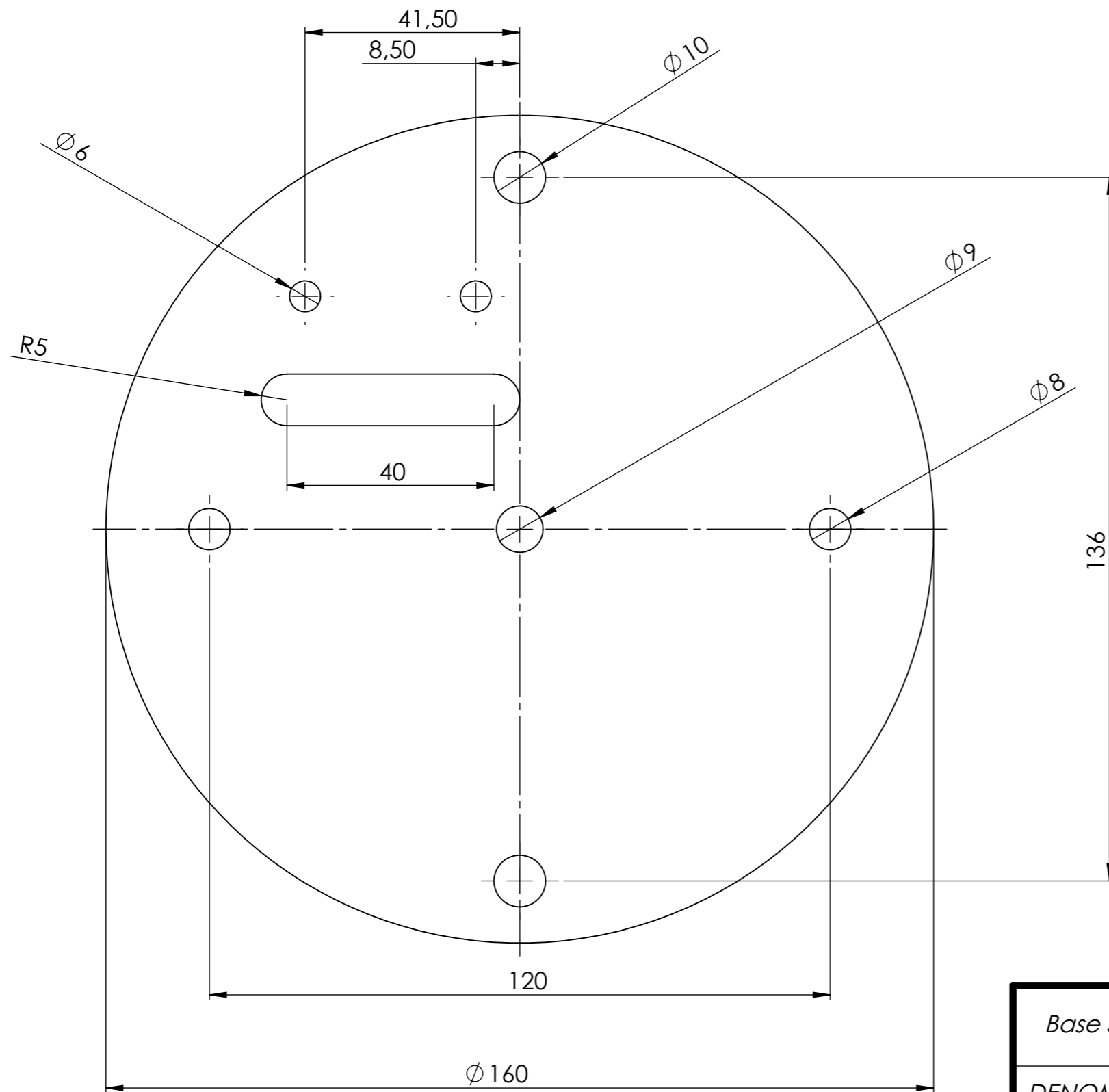
LISTA DE ITENS - GANCHO DE FIXAÇÃO

Título: GANCHO DE FIXAÇÃO				
	Observações: Sem Comentários	Projetista: HUGO OLIVEIRA	Revisor: HUGO OLIVEIRA	Escala: 1:1
		Assinatura:	Assinatura:	
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16	
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	Folha: 1/1	



5	Adaptador para Montagem	1	Equipamento Estático	1.5mm Espessura
4	Laser Distância	1	-	Laser Baumer - OADK - 2517480/S14C
3	Porca M4	2	-	Porca M4 - ABNT 1020
2	Parafudo M4	2	-	M4 x 20mm Allen ABNT 1020
1	Arruela M4	4	-	Ø9mm Ext., Ø5mm Int.
Nº DO ITEM	DENOMINAÇÃO	QTD.	REFERÊNCIA	MATERIAIS E DIMENSÕES
<i>Lista de Itens - Montagem do Laser</i>				

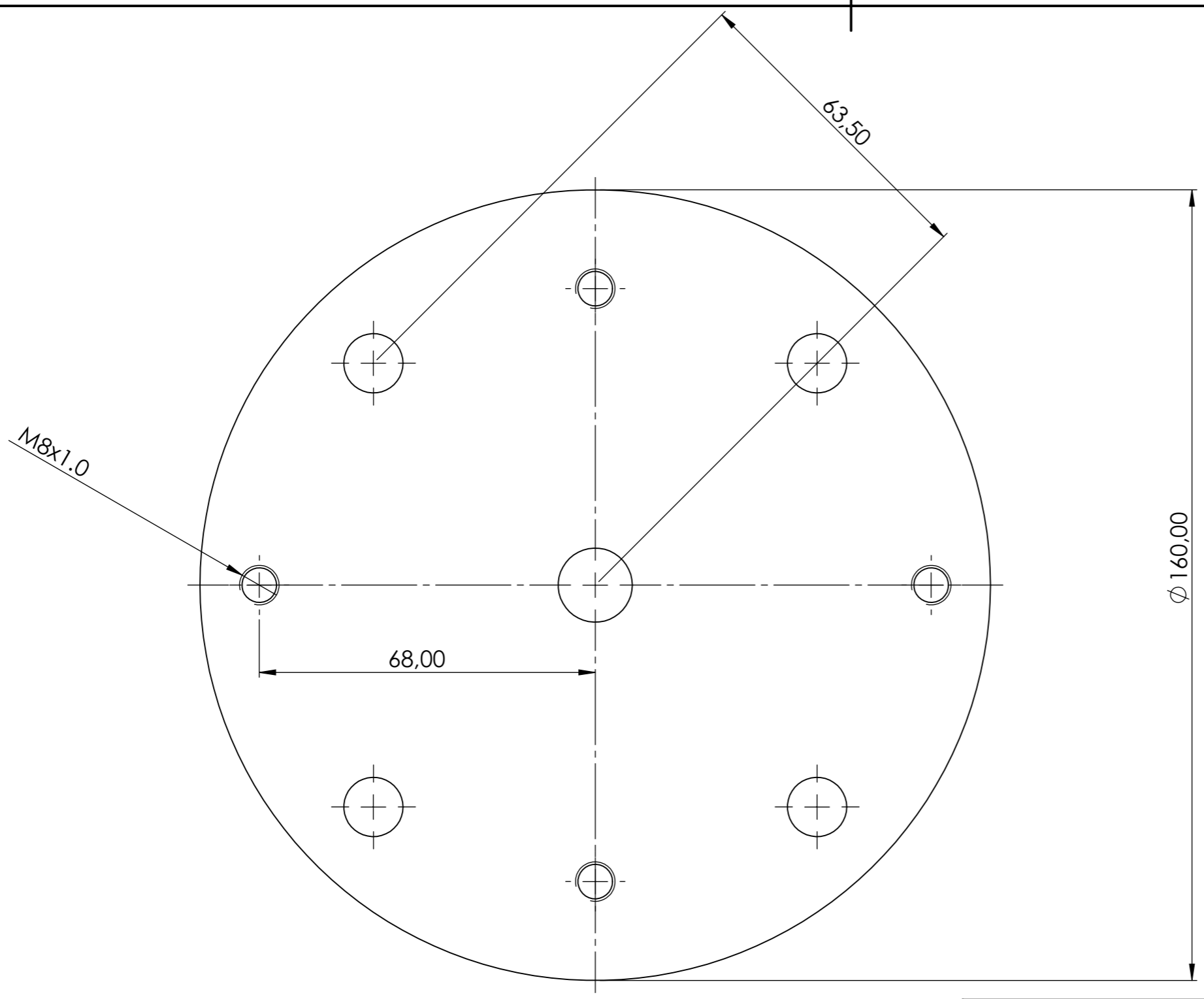
Título: MONTAGEM DO LASER					
 GDS Grupo de Dinâmica de Sistemas	Observações:	Projetista: HUGO OLIVEIRA	Revisor: HUGO OLIVEIRA	Assinatura:	Assinatura:
	Sem Comentários	Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16		
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	Unidade: mm	Folha: 1/1	



Espessura t=10

Base Superior	Equipamento Estático	1	Ø160mm - 10mm - Alumínio Comercial
DENOMINAÇÃO	REFERÊNCIA	QTD.	MATERIAIS E DIMENSÕES
Lista de Materiais			

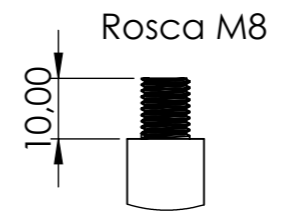
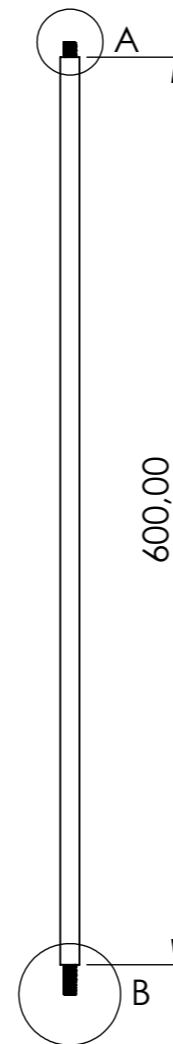
Título: BASE SUPERIOR			
	Observações: Sem Comentários	Projetista: HUGO OLIVEIRA	
		Assinatura:	Assinatura:
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	Unidade: mm
			Folha: 1/1



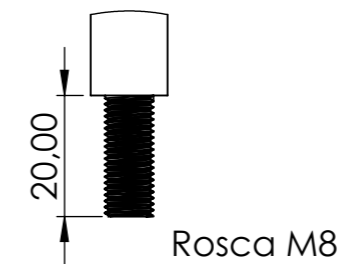
Espessura t=10

Base Inferior	Equipamento Estático	1	Ø160mm - 10mm - Alumínio Comercial
DENOMINAÇÃO	REFERÊNCIA	QTD.	MATERIAIS E DIMENSÕES
Lista de Materiais			

Título: BASE INFERIOR			
<p>GDS</p> <p>Grupo de Dinâmica de Sistemas</p>	Observações: Sem Comentários	Projetista: HUGO DE SOUZA OLIVEIRA Assinatura: Data: 12/10/2016	
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	Escala: 1:1 Unidade: mm Folha: 1/1



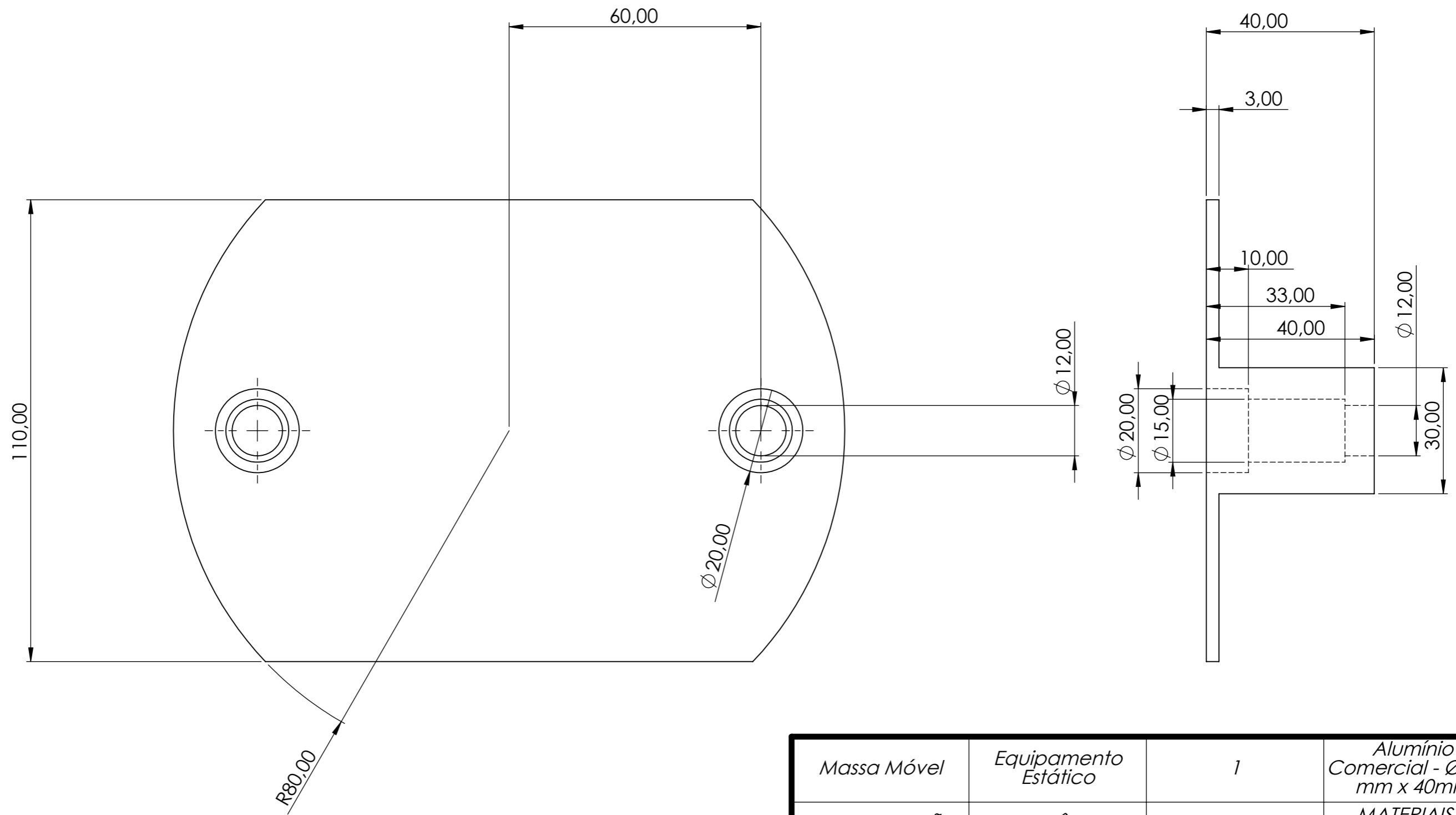
DETALHE A
ESCALA 4 : 5



DETALHE B
ESCALA 4 : 5

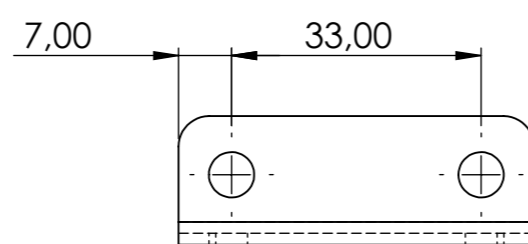
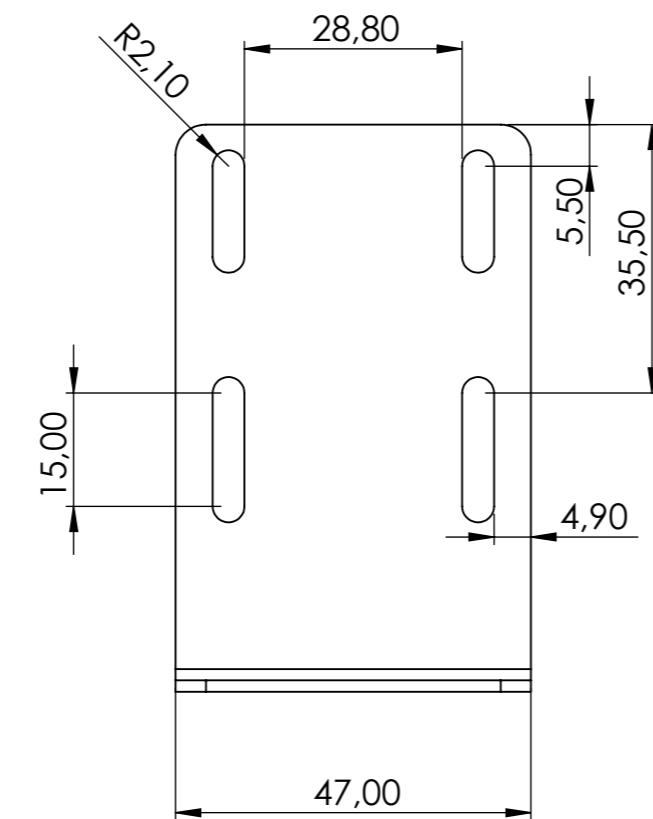
<i>Eixo de Fixação</i>	<i>Equipamento Estático</i>	<i>1</i>	<i>Ø1/2" - 630mm - Alumínio Comercial</i>
<i>DENOMINAÇÃO</i>	<i>REFERÊNCIA</i>	<i>QTD.</i>	<i>MATERIAIS E DIMENSÕES</i>
<i>Lista de Materiais</i>			

Título: EIXO DE FIXAÇÃO				
	Observações: Sem Comentários	Projetista: <i>HUGO OLIVEIRA</i>		Revisor: <i>HUGO OLIVEIRA</i>
		Assinatura:	Assinatura:	Escala: 1:1
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16	Unidade: mm
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	Folha: 1/1	

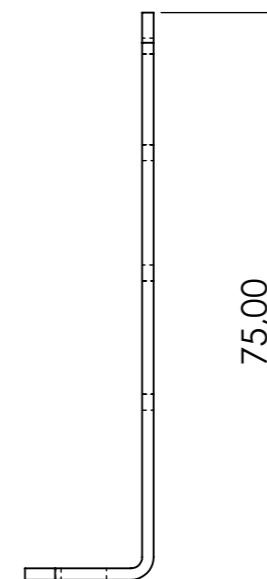


Massa Móvel	Equipamento Estático	1	Alumínio Comercial - Ø 160 mm x 40mm
DENOMINAÇÃO	REFERÊNCIA	QTD.	MATERIAIS E DIMENSÕES
Lista de Materiais			

Título: MASSA MÓVEL				
	Observações: Sem Comentários	Projetista: HUGO OLIVEIRA		Revisor: HUGO OLIVEIRA
		Assinatura:	Assinatura:	Escala: 1:1
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16	Unidade: mm
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	Folha: 1/1	

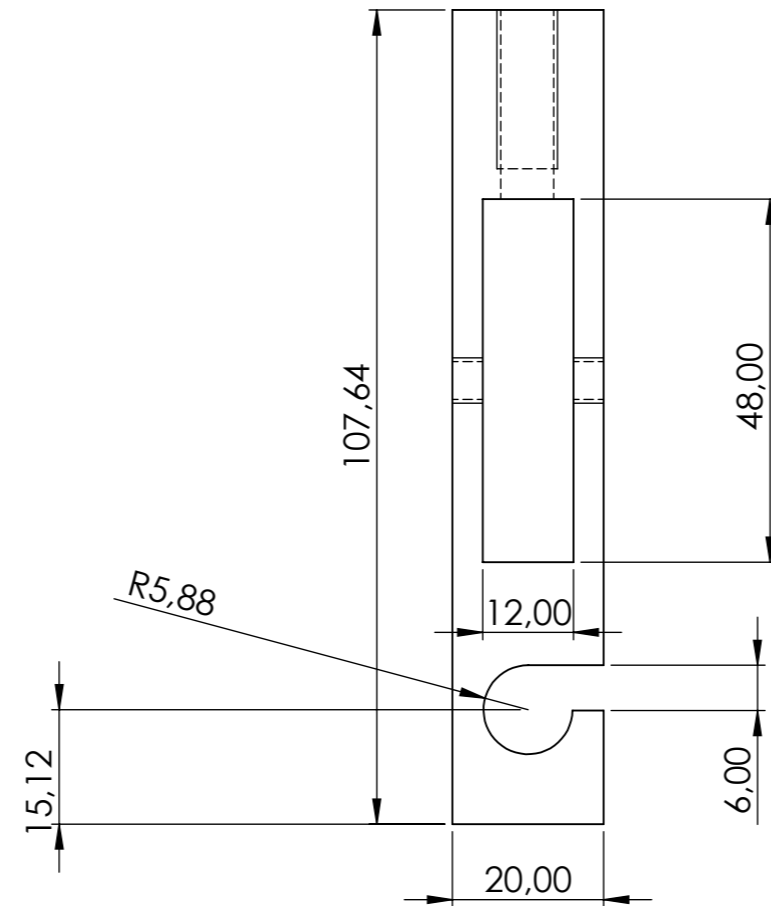
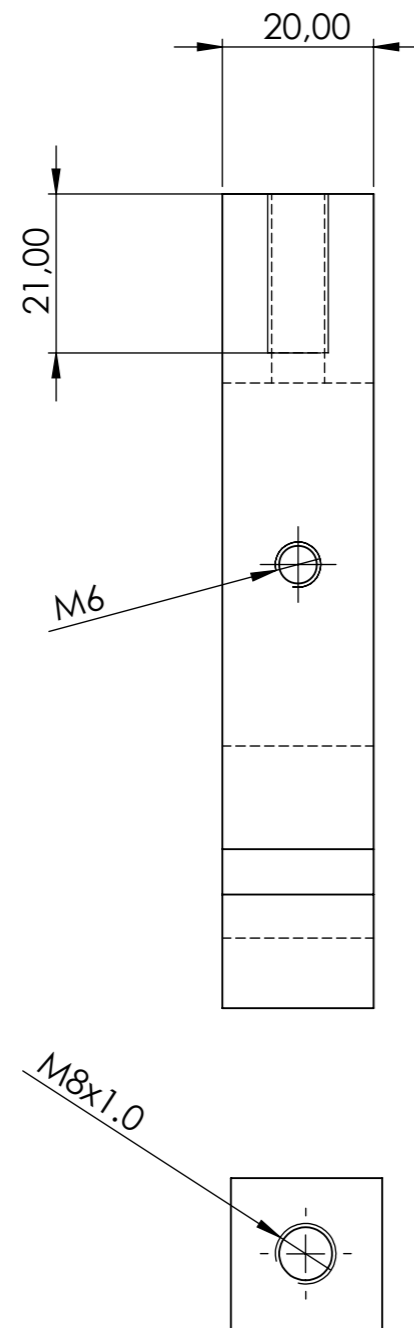


Chapa 1.5mm



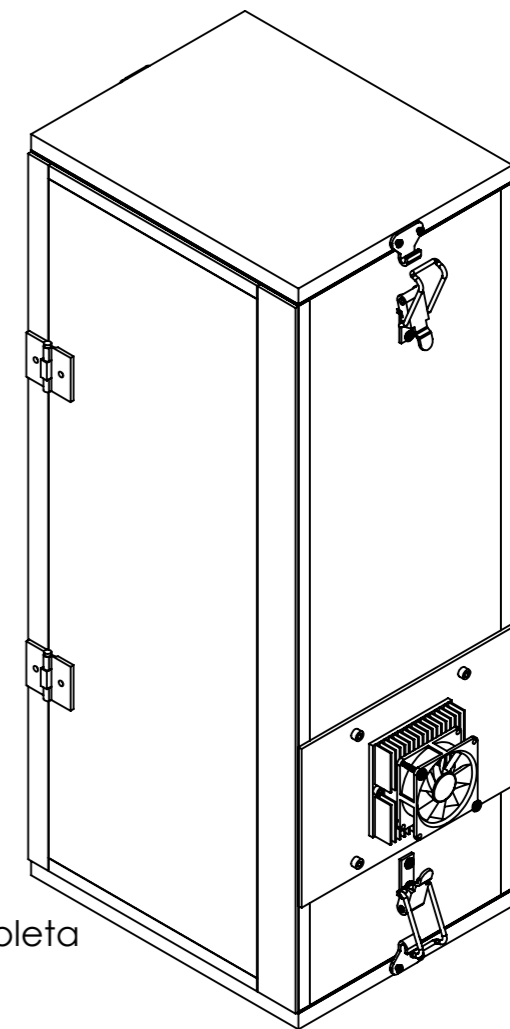
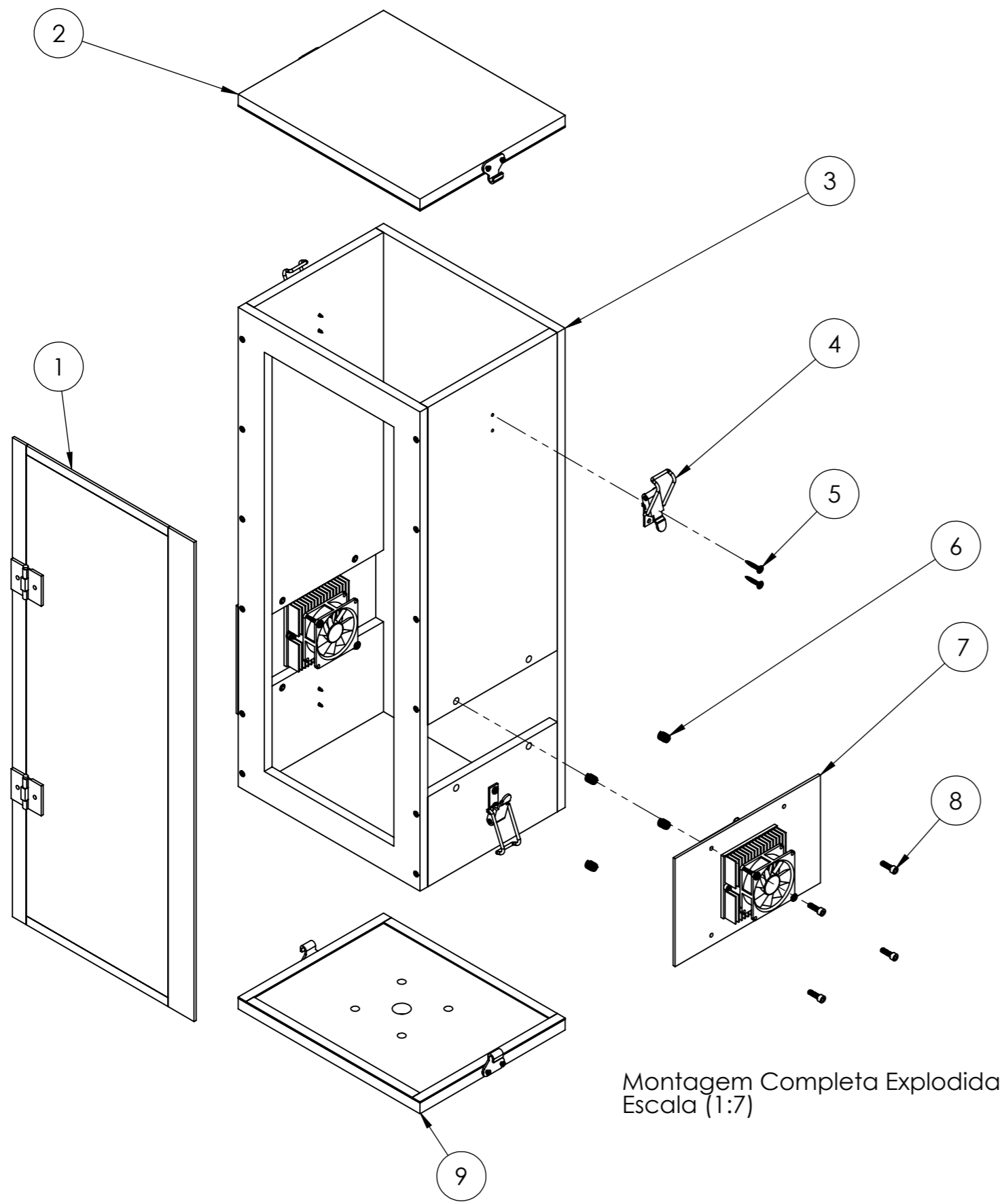
<i>Adaptador para Montagem</i>	<i>Equipamento Estático</i>	<i>1</i>	<i>1.5mm Espessura</i>
DENOMINAÇÃO	REFERÊNCIA	QTD.	MATERIAIS E DIMENSÕES
Lista de Materiais			

Título: ADAPTADOR PARA MONTAGEM			
	Observações: Sem Comentários	Projetista: <i>HUGO OLIVEIRA</i>	
		Assinatura:	Assinatura:
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	Unidade: mm
			Folha: 1/1



<i>Gancho para Reservatório</i>	<i>Equipamento Estático</i>	<i>1</i>	<i>Dimen. Conforme projeto - Alumínio Comercial</i>
<i>DENOMINAÇÃO</i>	<i>REFERÊNCIA</i>	<i>QTD.</i>	<i>MATERIAIS E DIMENSÕES</i>
<i>Lista de Materiais</i>			

<i>Título: GANCHO PARA RESERVATÓRIO</i>				
	<i>Observações:</i> Sem Comentários	<i>Projetista:</i> HUGO OLIVEIRA		<i>Revisor:</i> HUGO OLIVEIRA
		<i>Assinatura:</i>	<i>Assinatura:</i>	<i>Escala:</i> 1:1
		<i>Data:</i> 12/10/2016	<i>Data:</i> 12/10/16	<i>Unidade:</i> mm
	<i>Local:</i> UnB - Dept. de Eng. Mecânica	<i>Nº da revisão:</i> 01	<i>Folha:</i> 1/1	



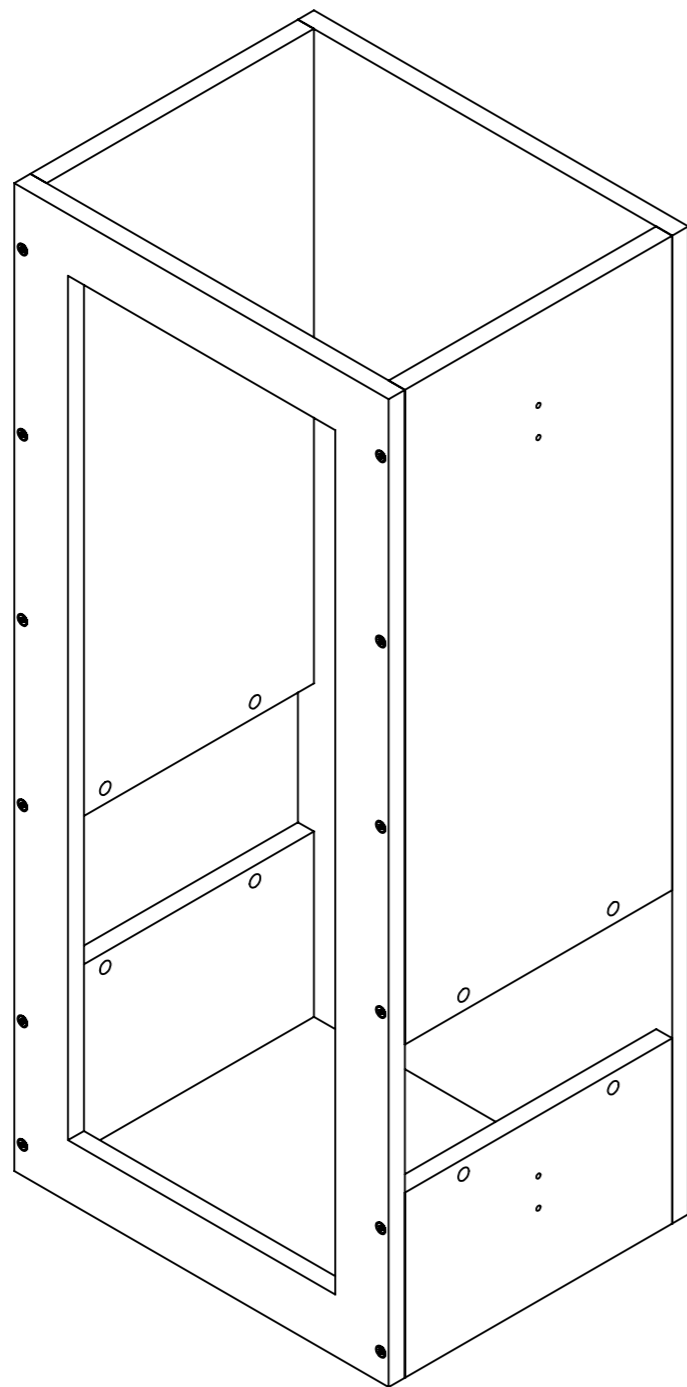
Montagem Completa
Escala (1:7)

9	Montagem Tampa Inferior	1	Caixa Térmica	De acordo com o Projeto
8	Parafuso	8	-	Allen M6 - 20mm
7	Sistema de Aquecimento	2	Caixa Térmica	De acordo com o Projeto
6	Bucha Americana	8	-	Rosca Interna M6
5	Parafuso para Madeira	8	-	3.5mm X 50mm Auto Atarraxante
4	Fechadura de Pressão	4	-	Inox - Específico para MDF 18mm
3	Estrutura da Caixa Térmica	1	Caixa Térmica	De acordo com o Projeto
2	Montagem - Tampa Superior	1	Caixa Térmica	De acordo com o Projeto
1	Montagem - porta de Acrílico	1	Caixa Térmica	Acrílico Comercial - 4mm
Nº DO ITEM	DENOMINAÇÃO	QTD.	REFERÊNCIA	MATERIAIS E DIMENSÕES

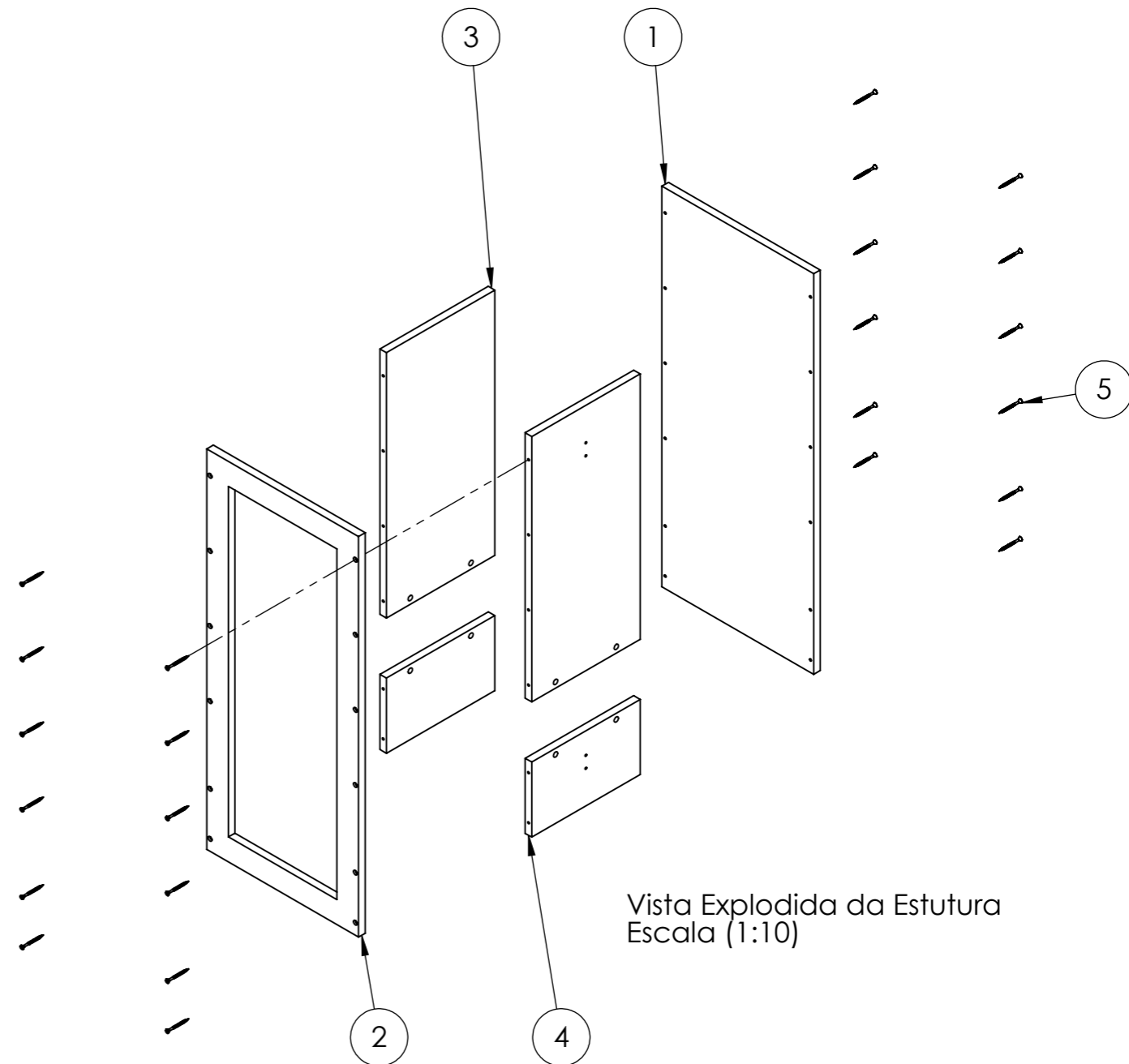
LISTA DE ITENS - CAIXA TÉRMICA

- A fixação dos parafusos e das buchas não apresentadas deve seguir o padrão apresentado
- A tampa superior e inferior são fixadas por meio das fechaduras de pressão
- A Porta é fixada na Estrutura da Caixa por meio de fita dupla face de silicone 3M.

Título: MONTAGEM COMPLETA CAIXA TÉRMICA				
 Grupo de Dinâmica de Sistemas	Observações:	Projetista: HUGO OLIVEIRA	Revisor: HUGO OLIVEIRA	
	Sem Comentários	Assinatura: 	Assinatura: 	Unidade: mm
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16	Folha: 1/1
Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica		Nº da revisão: 01		



Estrutura da Caixa Montada
Escala (1:5)

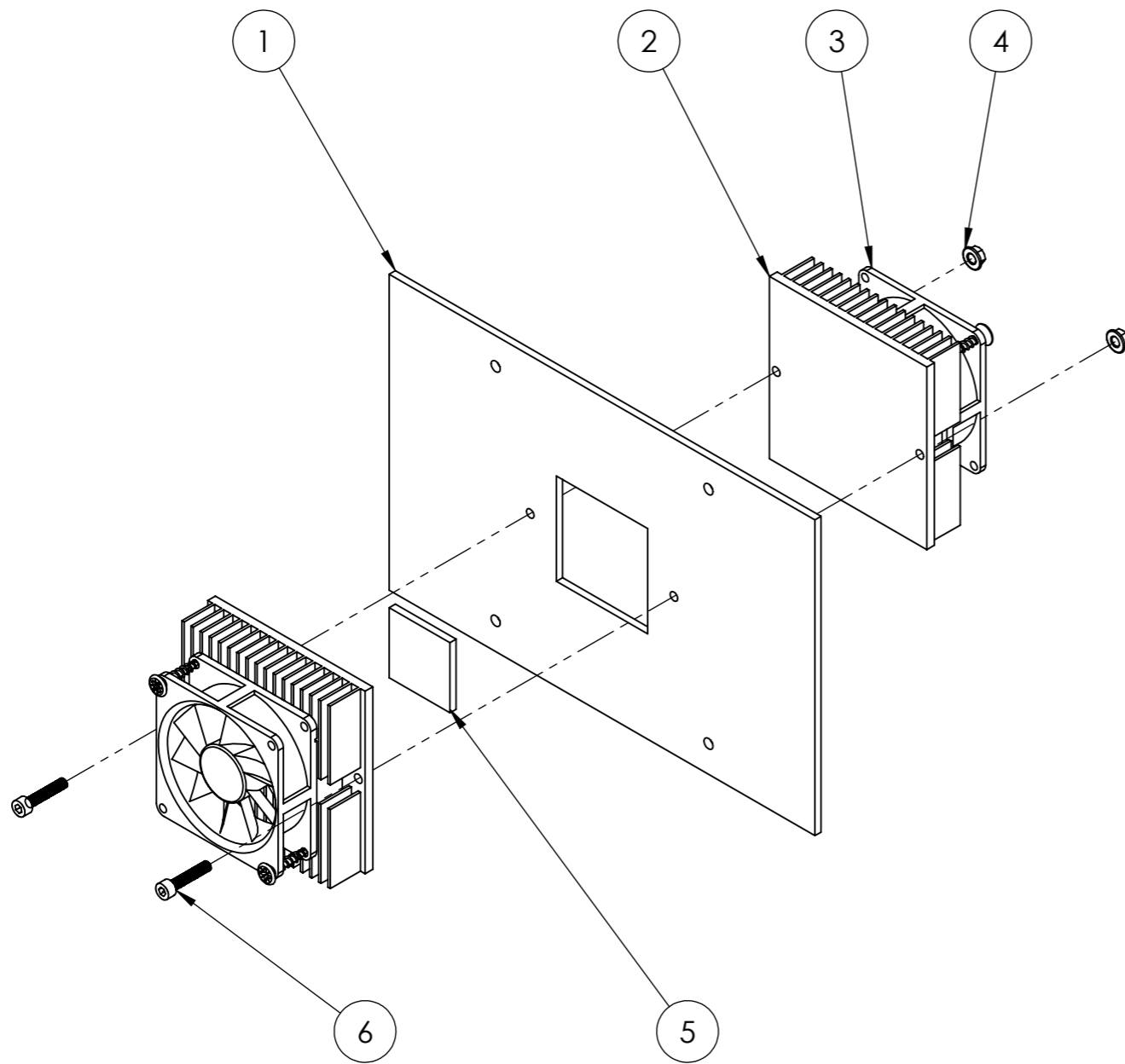


Vista Explodida da Estrutura
Escala (1:10)

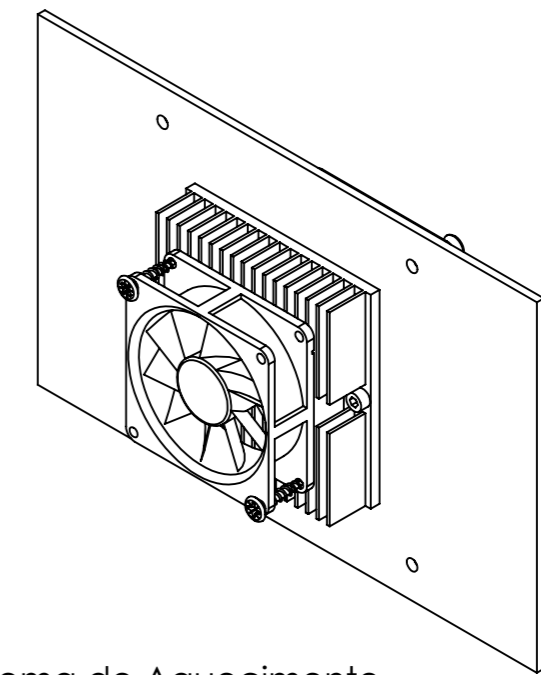
- Todos os 24 parafusos devem ser atarraxados conforme exemplo apresentado por meio das linha de montagem.

5	Parafuso para Madeira	24	-	3.5mm X 50mm Auto Atarraxante
4	Fechamento Lateral 2	2	Caixa Térmica	De acordo com o Projeto
3	Fechamento Lateral	2	Caixa Térmica	De acordo com o Projeto
2	Fechamento Frontal	1	Caixa Térmica	De acordo com projeto
1	Fechamento Traseiro	1	CAixa Térmica	De acordo com o Projeto
Nº DO ITEM	DENOMINAÇÃO	QTD.	REFERÊNCIA	MATERIAIS E DIMENSÕES
Lista de Itens - Estrutura da Caixa Térmica				

Título: ESTRUTURA DA CAIXA TÉRMICA					
	Observações:	Projetista: HUGO OLIVEIRA	Revisor: HUGO OLIVEIRA	Escala: --- Unidade: mm Folha: 1/1	
	Sem Comentários	Assinatura:	Assinatura:		
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16		
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01			



Sistema de Aquecimento
Vista Explodida
Escala (1:3)

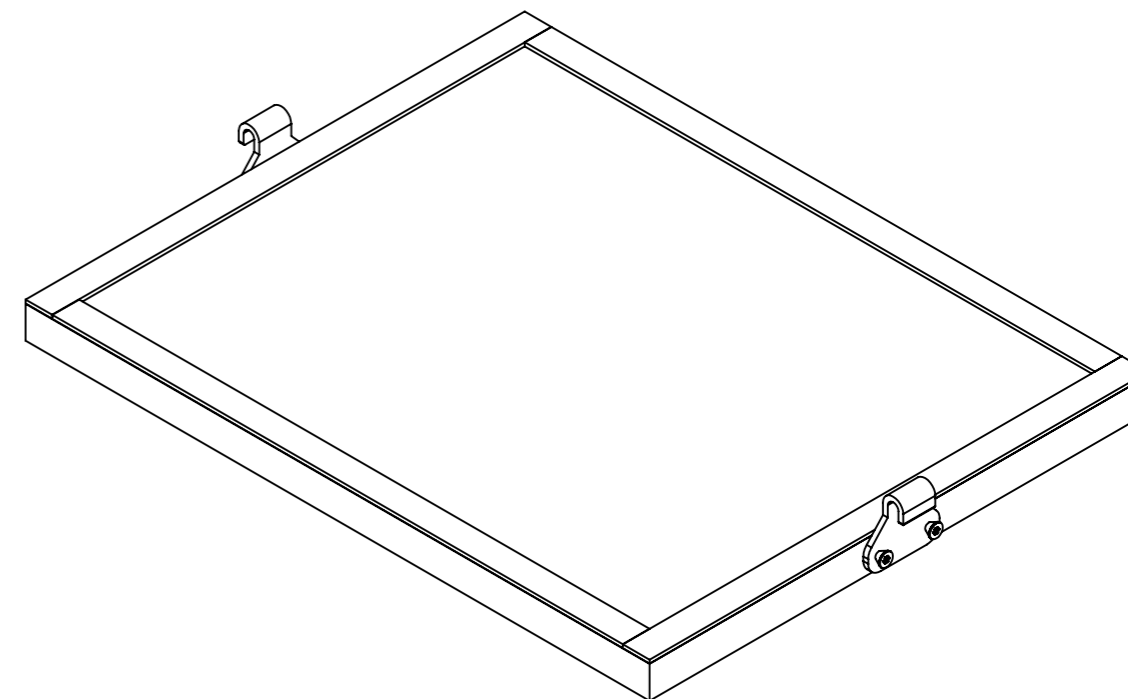
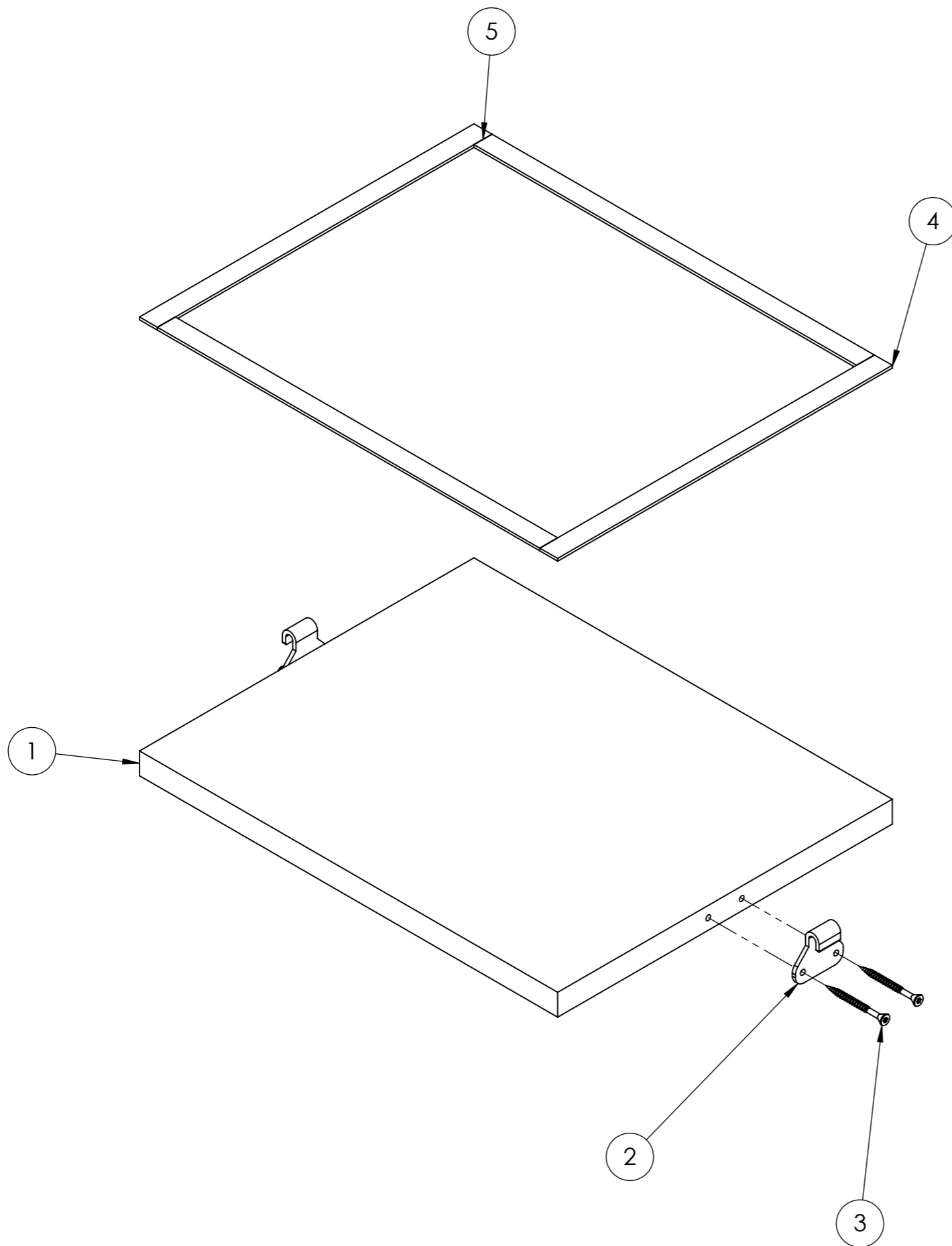


Sistema de Aquecimento
Montado
Escala (1:3)

6	Parafuso M5	4	-	Parafuso M5 - 25mm
5	Pastilha Peltier	2	-	DANVIC DV 10-40
4	Porca Flangeaga M5	4	-	Porca Flangeada M5
3	Cooler para Convecção	4	-	Cooler Comercial - 12V 2A - 70mm x 70mm
2	Dissipador de Calor	4	-	Dissipador Comercial - 104mm x 104mm
1	Peça de Acrílico - Temperatura	2	Caixa Térmica	Acrílico Comercial - 3mm
Nº DO ITEM	DENOMINAÇÃO	QTD.	REFERÊNCIA	MATERIAIS E DIMENSÕES

LISTA DE ITENS - CAIXA TÉRMICA

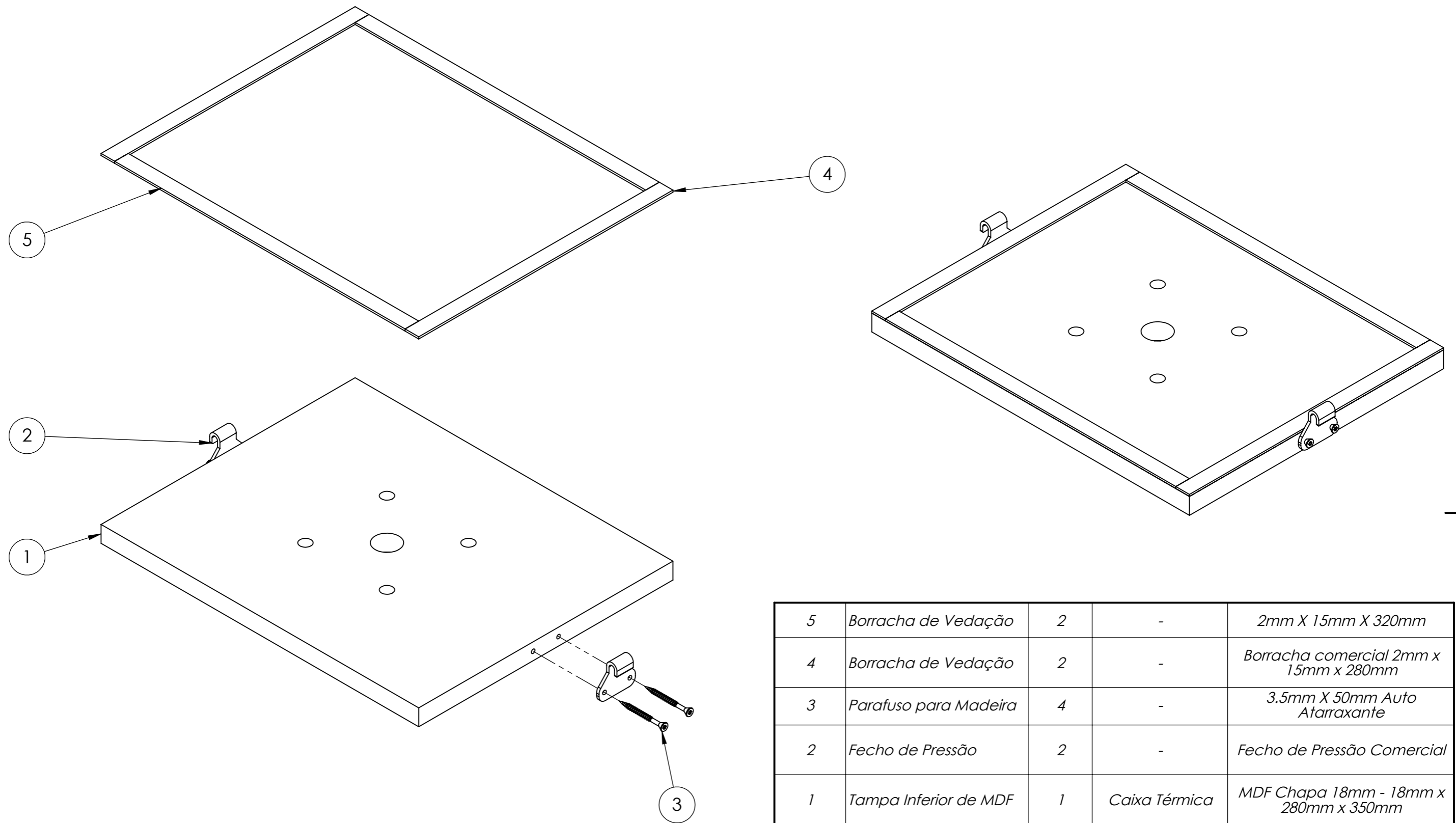
Título: SISTEMA DE AQUECIMENTO MONTADO					
<p>Grupo de Dinâmica de Sistemas</p>	Observações:	Projetista: HUGO OLIVEIRA	Revisor: HUGO OLIVEIRA	Assinatura:	Assinatura:
	Sem Comentários	Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16		
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	Unidade: mm	Folha: 1/1	



5	Borracha de Vedação	2	-	2mm X 15mm X 320mm
4	Borracha de Vedação	2	-	Borracha comercial 2mm x 15mm x 280mm
3	Parafuso para Madeira	4	-	3.5mm X 50mm Auto Atarraxante
2	Fecho de Pressão	2	-	Fecho de Pressão Comercial
1	Tampa Superior de MDF	1	Caixa Térmica	MDF Chapa 18mm - 18mm x 280mm x 350mm
Nº DO ITEM	DENOMINAÇÃO	QTD.	REFERÊNCIA	MATERIAIS E DIMENSÕES

Lista de Itens - Montagem Tampa Superior

Título: MONTAGEM - TAMPA SUPERIOR					
<p>GDS</p> <p>Grupo de Dinâmica de Sistemas</p>	Observações:	Projetista: HUGO OLIVEIRA	Revisor: HUGO OLIVEIRA	Escala: 1:1	
	Sem Comentários	Assinatura:	Assinatura:		
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16	Unidade: mm	
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	Folha: 1/1		



5	Borracha de Vedação	2	-	2mm X 15mm X 320mm
4	Borracha de Vedação	2	-	Borracha comercial 2mm x 15mm x 280mm
3	Parafuso para Madeira	4	-	3.5mm X 50mm Auto Atarraxante
2	Fecho de Pressão	2	-	Fecho de Pressão Comercial
1	Tampa Inferior de MDF	1	Caixa Térmica	MDF Chapa 18mm - 18mm x 280mm x 350mm
Nº DO ITEM	DENOMINAÇÃO	QTD.	REFERÊNCIA	MATERIAIS E DIMENSÕES
Lista de Itens - Montagem Tampa Inferior				

Título: TAMPA INFERIOR					
 Grupo de Dinâmica de Sistemas	Observações:	Projetista: HUGO OLIVEIRA	Revisor: HUGO OLIVEIRA	Escala: 1:1	
	Sem Comentários	Assinatura:	Assinatura:		
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16	Unidade: mm	
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	Folha: 1/1		

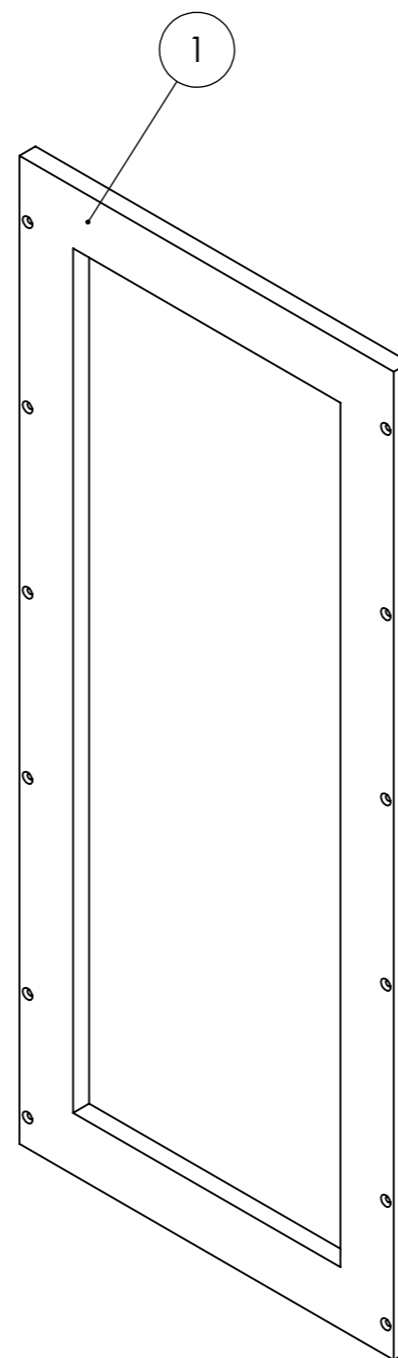
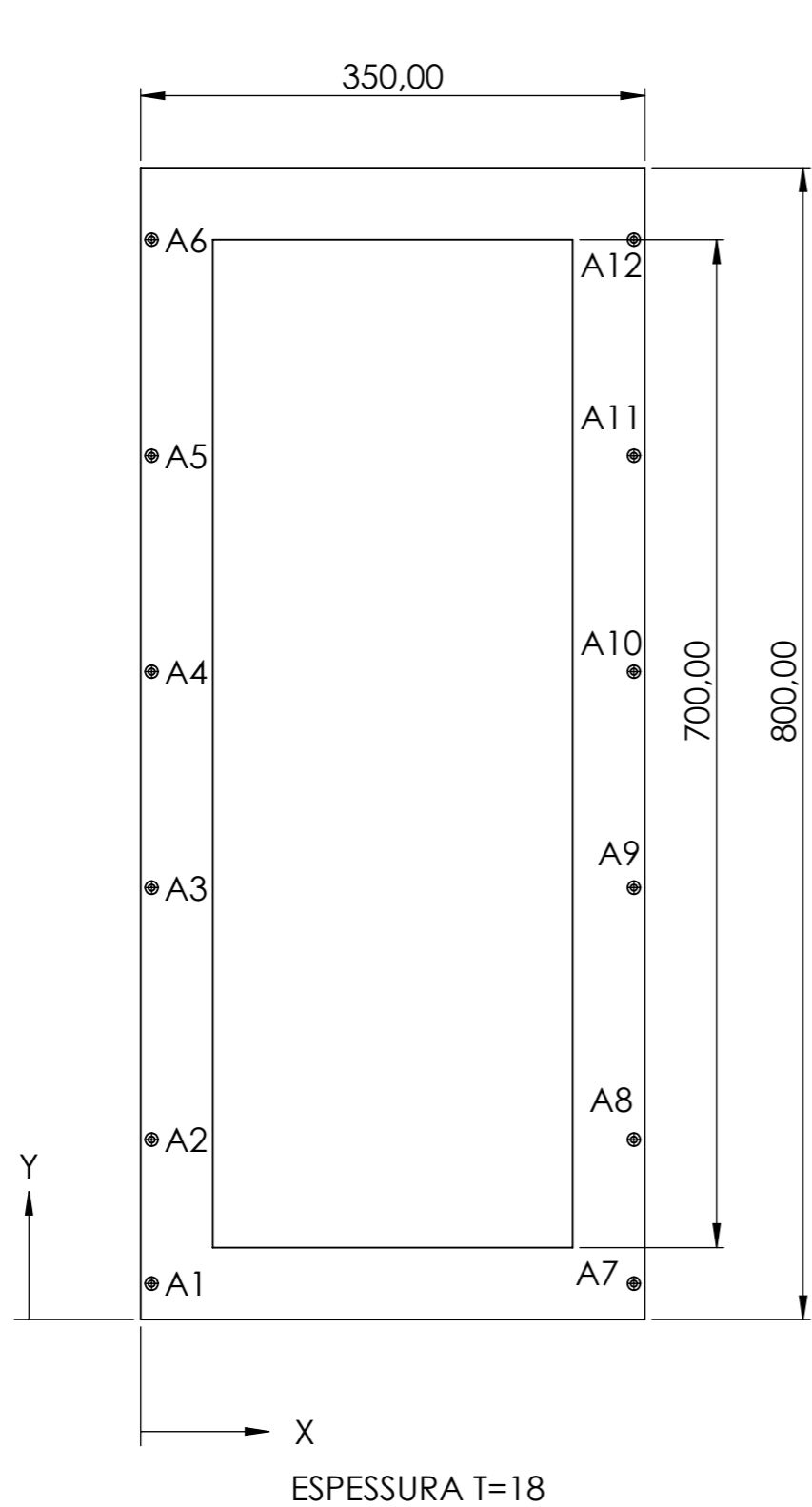


Tabela de Furos			
Furo	X	Y	Descrição
A1	7,5	25	∅ 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ ∅ 8,96 X 90°
A2	7,5	125	∅ 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ ∅ 8,96 X 90°
A3	7,5	300	∅ 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ ∅ 8,96 X 90°
A4	7,5	450	∅ 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ ∅ 8,96 X 90°
A5	7,5	600	∅ 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ ∅ 8,96 X 90°
A6	7,5	750	∅ 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ ∅ 8,96 X 90°
A7	342,5	25	∅ 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ ∅ 8,96 X 90°
A8	342,5	125	∅ 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ ∅ 8,96 X 90°
A9	342,5	300	∅ 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ ∅ 8,96 X 90°
A10	342,5	450	∅ 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ ∅ 8,96 X 90°
A11	342,5	600	∅ 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ ∅ 8,96 X 90°
A12	342,5	750	∅ 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ ∅ 8,96 X 90°

Fechamento Frontal	Caixa Térmica	1	De acordo com projeto
DENOMINAÇÃO	REFERÊNCIA	QTD.	MATERIAIS E DIMENSÕES
Lista de Materiais			

Título: FRENTE - CAIXA TÉRMICA				
	Observações:	Projeta: HUGO OLIVEIRA	Revisor: HUGO OLIVEIRA	Escala: 1:5
	Sem Comentários	Assinatura:	Assinatura:	
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16	Unidade: mm
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	Folha: 1/1	

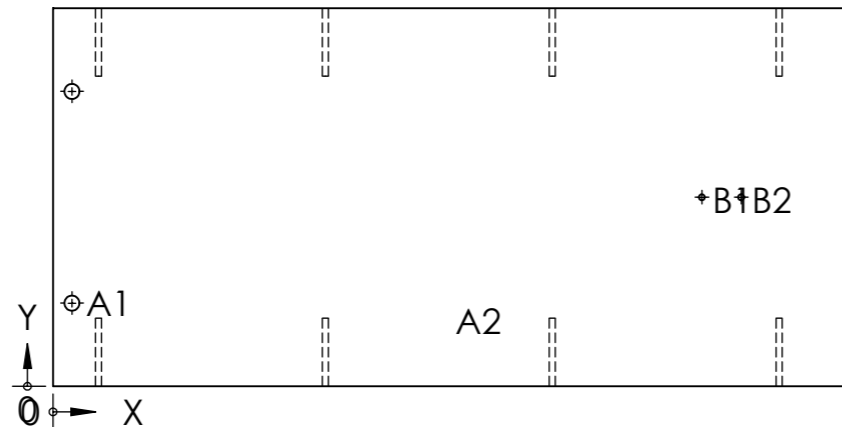


Tabela de Furos			
Furo	X	Y	Descrição
A1	12,50	55	Ø 10,00 THRU
A2	12,50	195	Ø 10,00 THRU
B1	429	125	Ø 4,00 ∇ 12,00
B2	455	125	Ø 4,00 ∇ 12,00

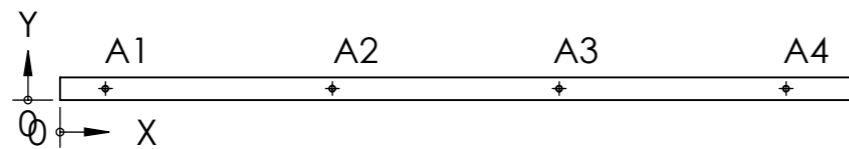
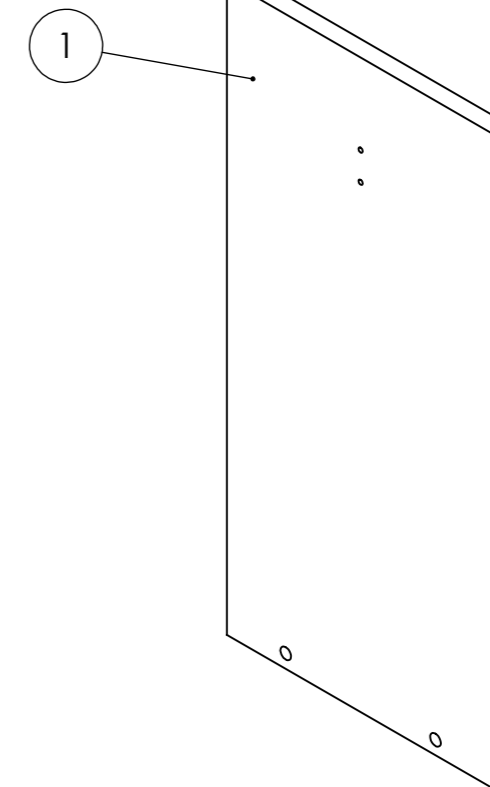


Tabela de Furos			
Furo	X	Y	Descrição
A1	30	7,50	Ø 4,00 ∇ 45,00
A2	180	7,50	Ø 4,00 ∇ 45,00
A3	330	7,50	Ø 4,00 ∇ 45,00
A4	480	7,50	Ø 4,00 ∇ 45,00



Fechamento Lateral	Caixa Térmica	1	De acordo com o Projeto
DENOMINAÇÃO	REFERÊNCIA	QTD.	MATERIAIS E DIMENSÕES
Lista de Materiais			

Título: FECHAMENTO LATERAL 1				
	Observações:	Projeta: HUGO OLIVEIRA	Revisor: HUGO OLIVEIRA	Escala: 1:1
	Sem Comentários	Assinatura:	Assinatura:	
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16	Unidade: mm
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	Folha: 1/1	

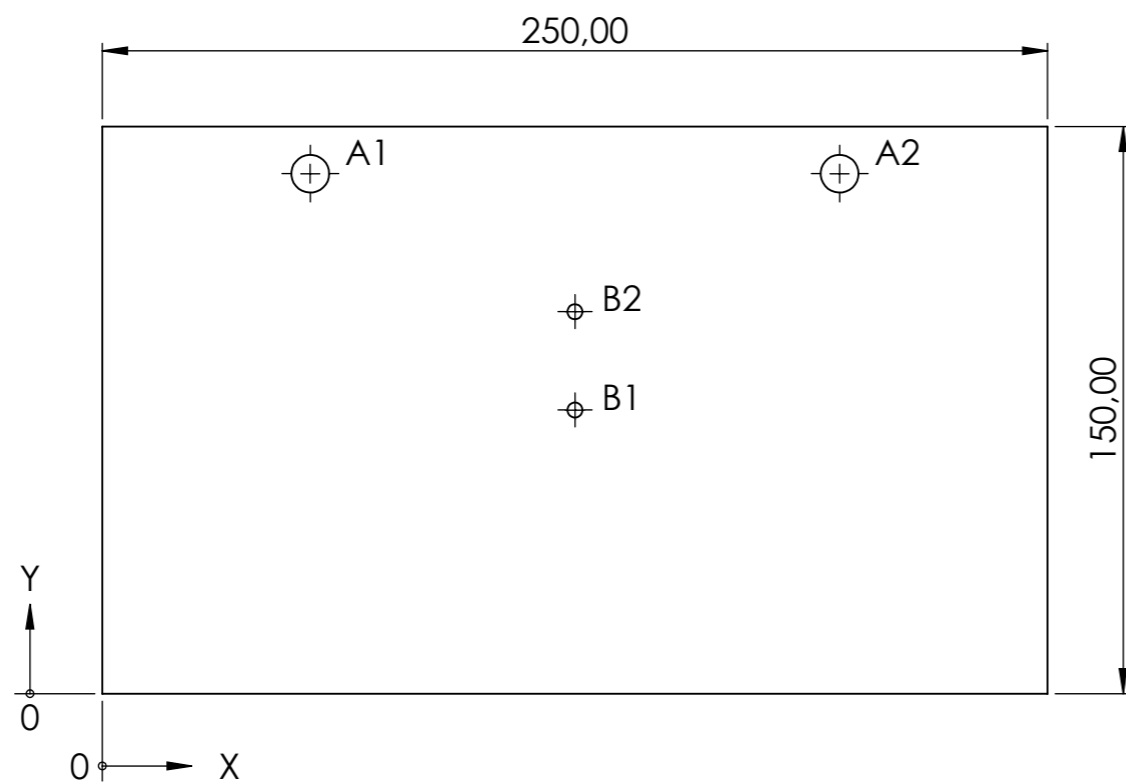


Tabela de Furos			
Furo	X	Y	Descrição
A1	55	137,50	Φ 10,00 THRU
A2	195	137,50	Φ 10,00 THRU
B1	125	75	Φ 4,00∇ 12,00
B2	125	101	Φ 4,00∇ 12,00

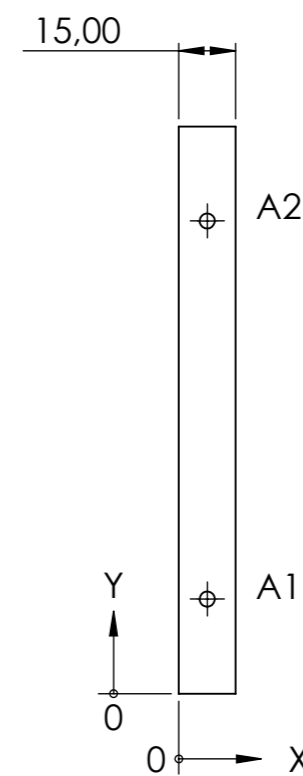
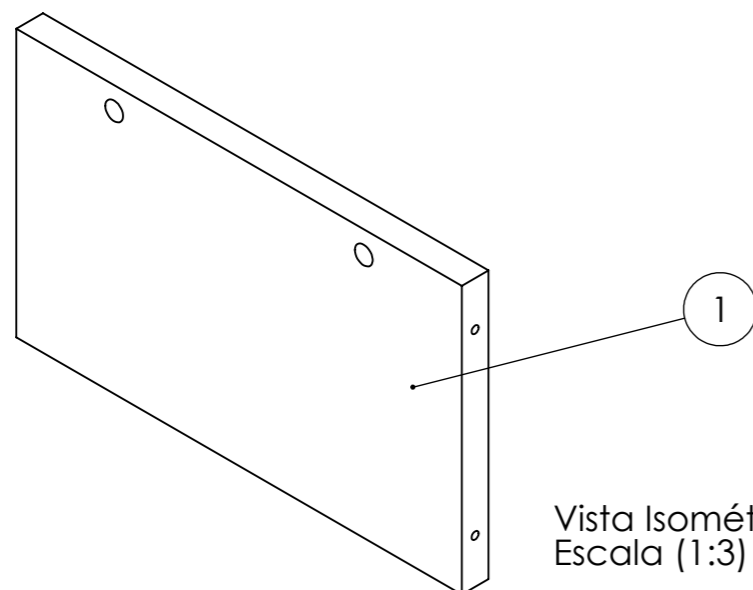
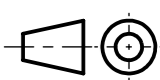

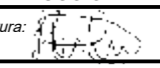



Tabela de Furos			
Furo	X	Y	Descrição
A1	7,50	25	Φ 4,00∇ 45,00
A2	7,50	125	Φ 4,00∇ 45,00



Vista Isométrica
Escala (1:3)

Fechamento Lateral 2	Caixa Térmica	1	Chapa MDF 15mm
DENOMINAÇÃO	REFERÊNCIA	QTD.	MATERIAIS E DIMENSÕES
Lista de Materiais			

Título: FECHAMENTO LATERAL 2				
 Grupo de Dinâmica de Sistemas	Observações: Sem Comentários	Projetista: HUGO OLIVEIRA Assinatura: 	Revisor: HUGO OLIVEIRA Assinatura: 	Escala: 1:2
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16	Unidade: mm
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	N° da revisão: 01	Folha: 1/1	

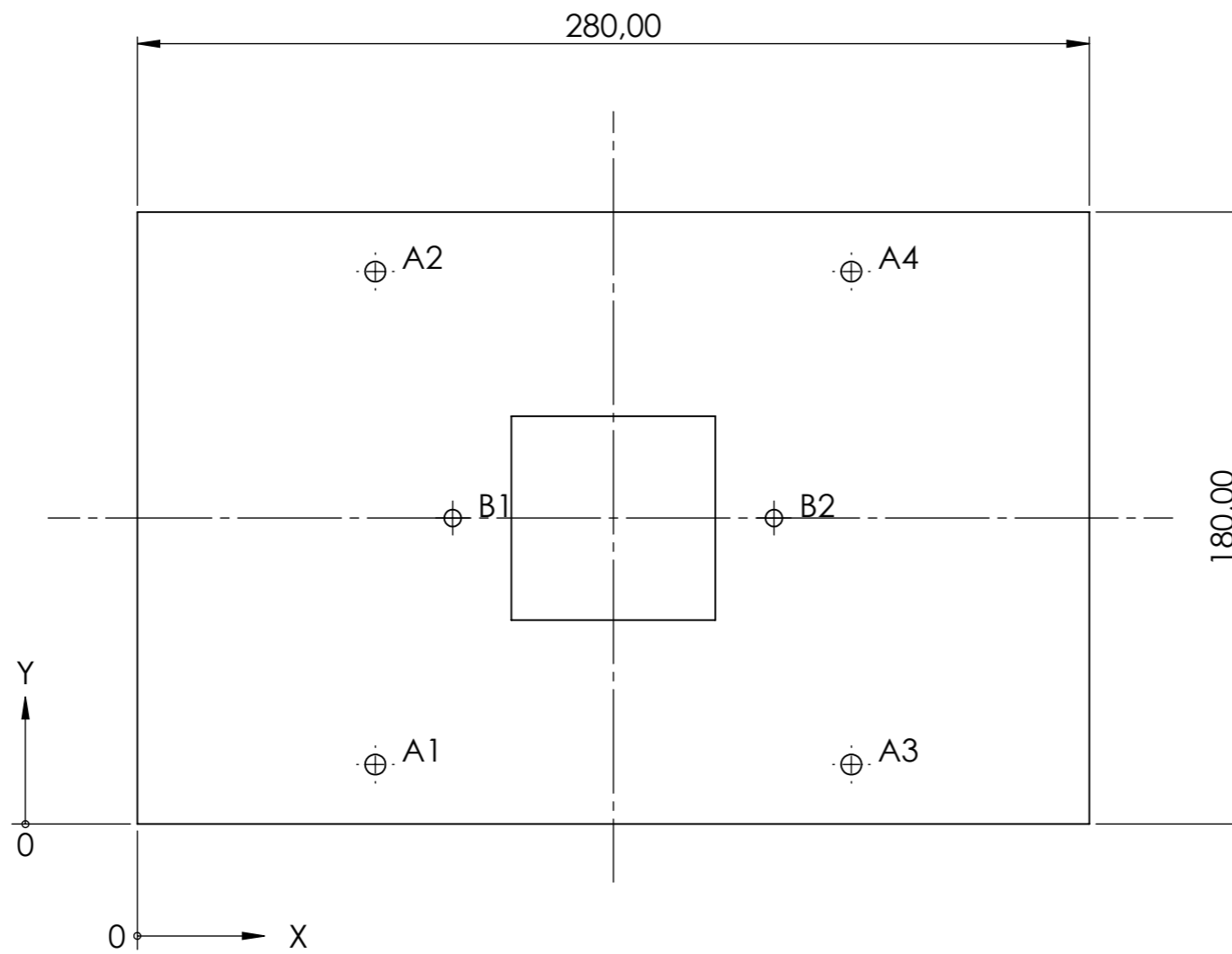
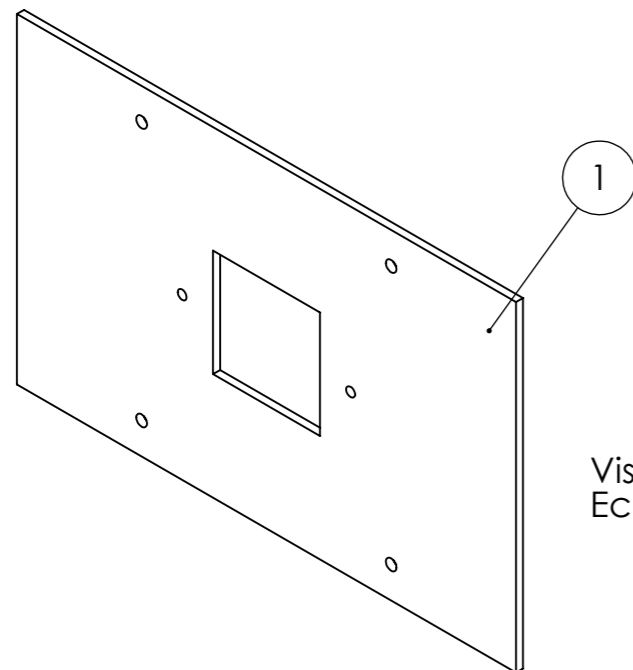


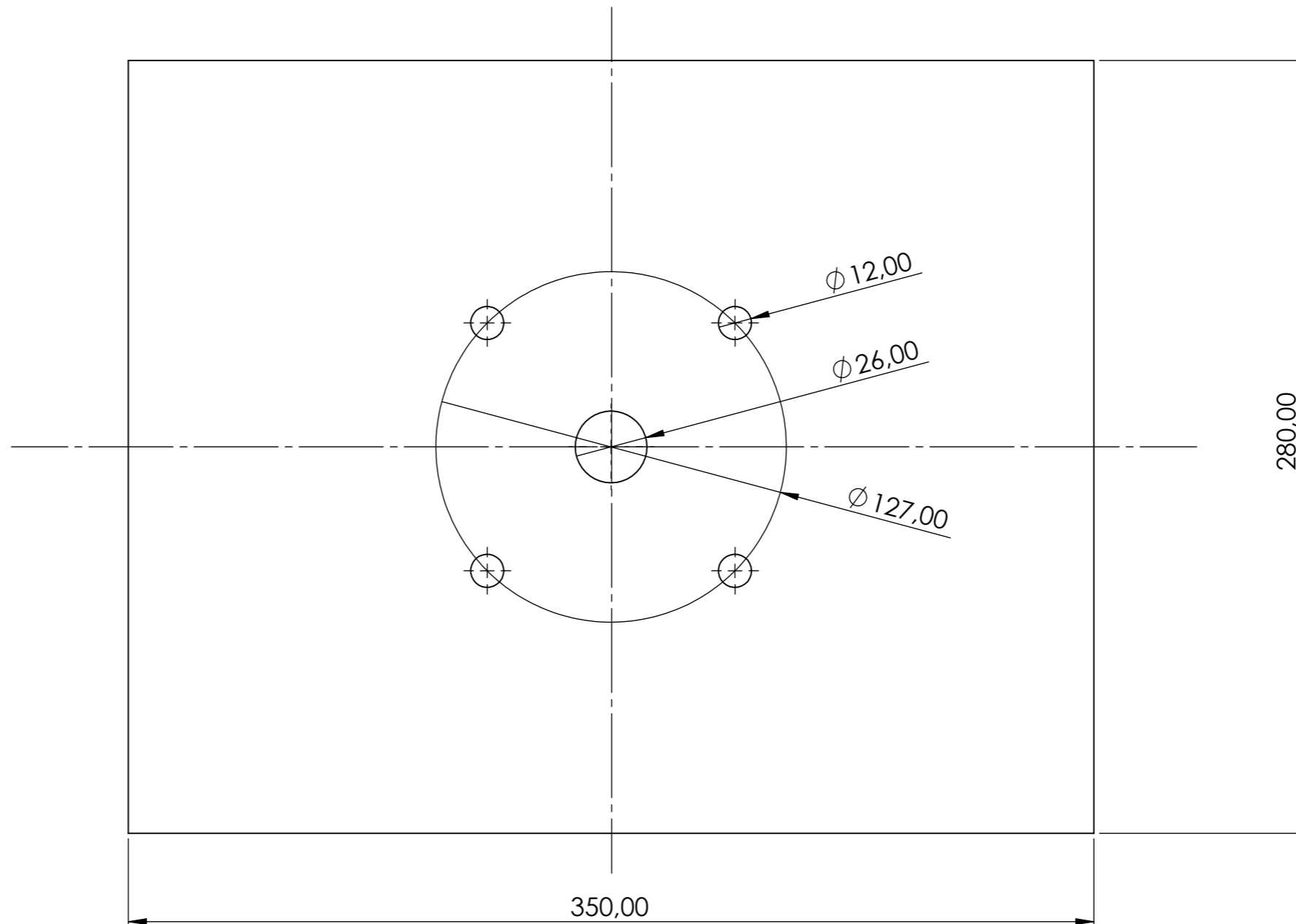
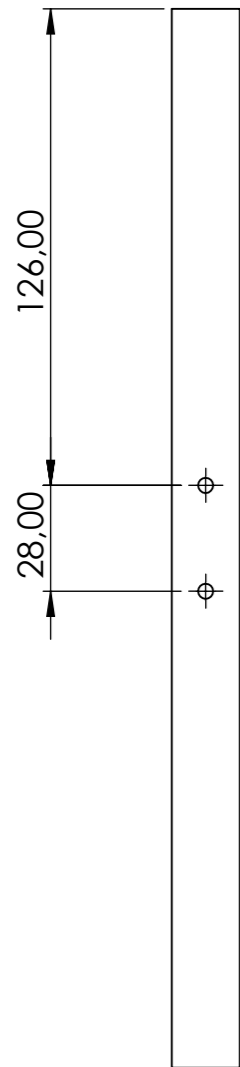
Tabela de Furos			
Furo	X	Y	Descrição
A1	70	17,50	Ø 6,00 THRU
A2	70	162,50	Ø 6,00 THRU
A3	210	17,50	Ø 6,00 THRU
A4	210	162,50	Ø 6,00 THRU
B1	92,75	90	Ø 5,00 THRU
B2	187,25	90	Ø 5,00 THRU



Vista isométrica
Escala (1:3)

Peça de Acrílico	Caixa Térmica	1	Acrílico - 4mm
DENOMINAÇÃO	REFERÊNCIA	QTD.	MATERIAIS E DIMENSÕES
Lista de Materiais			

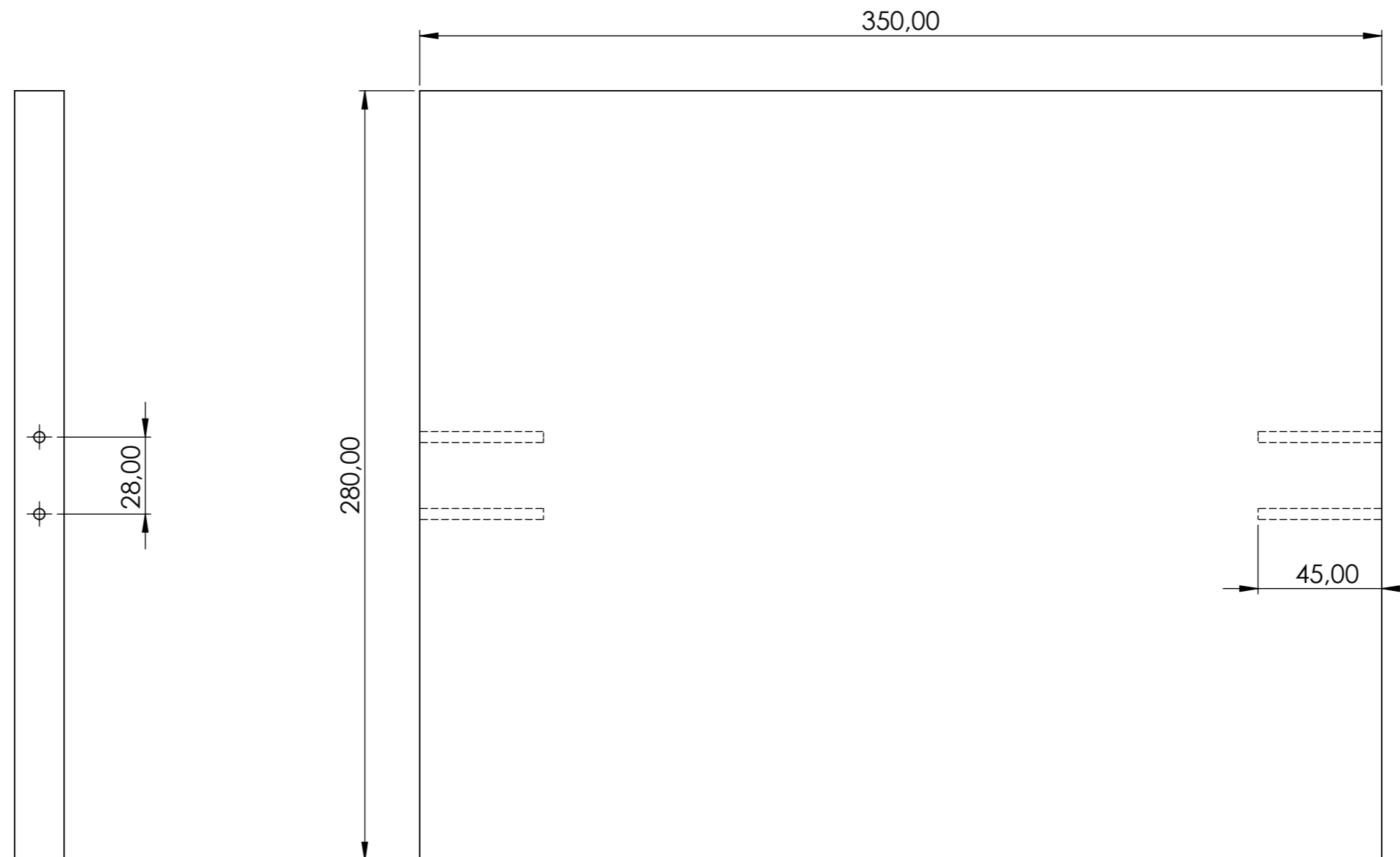
Título: PEÇA DE ACRÍLICO				
	Observações: Sem Comentários	Projetista: HUGO OLIVEIRA	Revisor: HUGO OLIVEIRA	Escala: 1:2
		Assinatura:	Assinatura:	
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16	
Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica		Nº da revisão: 01	Folha: 1/1	



Tampa Inferior de MDF	Caixa Térmica	1	MDF Chapa 18mm - 18mm x 280mm x 350mm
DENOMINAÇÃO	REFERÊNCIA	QTD.	MATERIAIS E DIMENSÕES

Lista de Materiais

Título: TAMPA INFERIOR				
	Observações: Sem Comentários	Projetista: HUGO OLIVEIRA		Revisor: HUGO OLIVEIRA
		Assinatura:	Assinatura:	Escala: 1:1
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16	Unidade: mm
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	Folha: 1/1	



<i>Tampa Superior de MDF</i>	<i>Caixa Térmica</i>	<i>1</i>	<i>MDF Chapa 18mm - 18mm x 280mm x 350mm</i>
<i>DENOMINAÇÃO</i>	<i>REFERÊNCIA</i>	<i>QTD.</i>	<i>MATERIAIS E DIMENSÕES</i>
<i>Lista de Materiais</i>			

<i>Título: TAMPA DE MDF</i>				
 GDS Grupo de Dinâmica de Sistemas	<i>Observações:</i> Sem Comentários	<i>Projetista:</i> HUGO OLIVEIRA		<i>Revisor:</i> HUGO OLIVEIRA
		<i>Assinatura:</i>	<i>Assinatura:</i>	<i>Escala:</i> 1:1
		<i>Data:</i> 12/10/2016	<i>Data:</i> 12/10/16	<i>Unidade:</i> mm
	<i>Local:</i> UnB - Dept. de Eng. Mecânica	<i>Nº da revisão:</i> 01	<i>Folha:</i> 1/1	

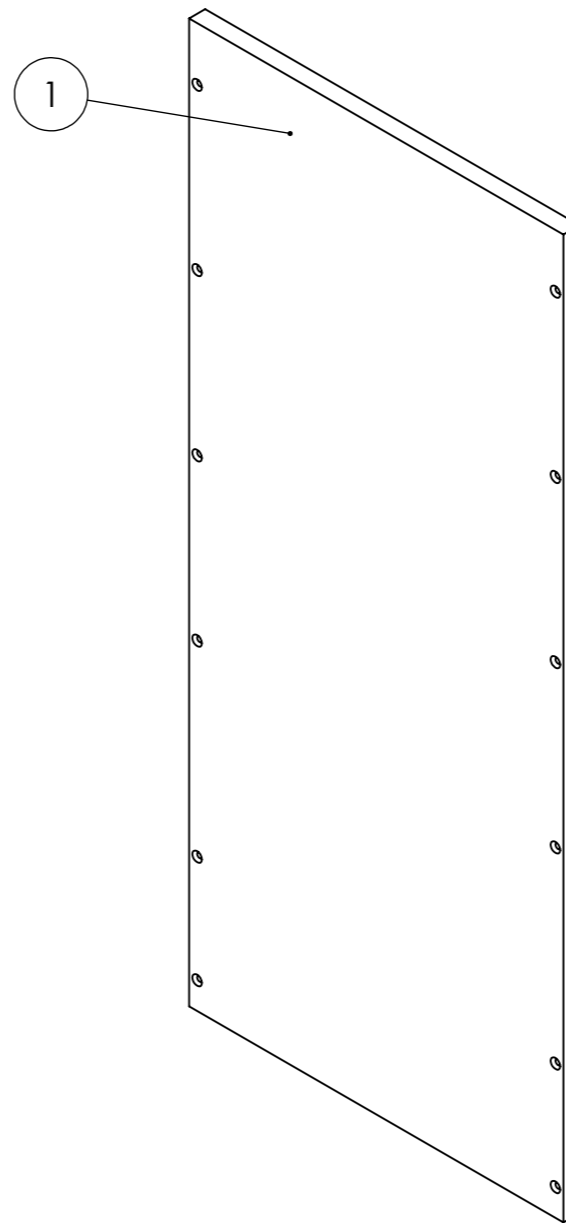
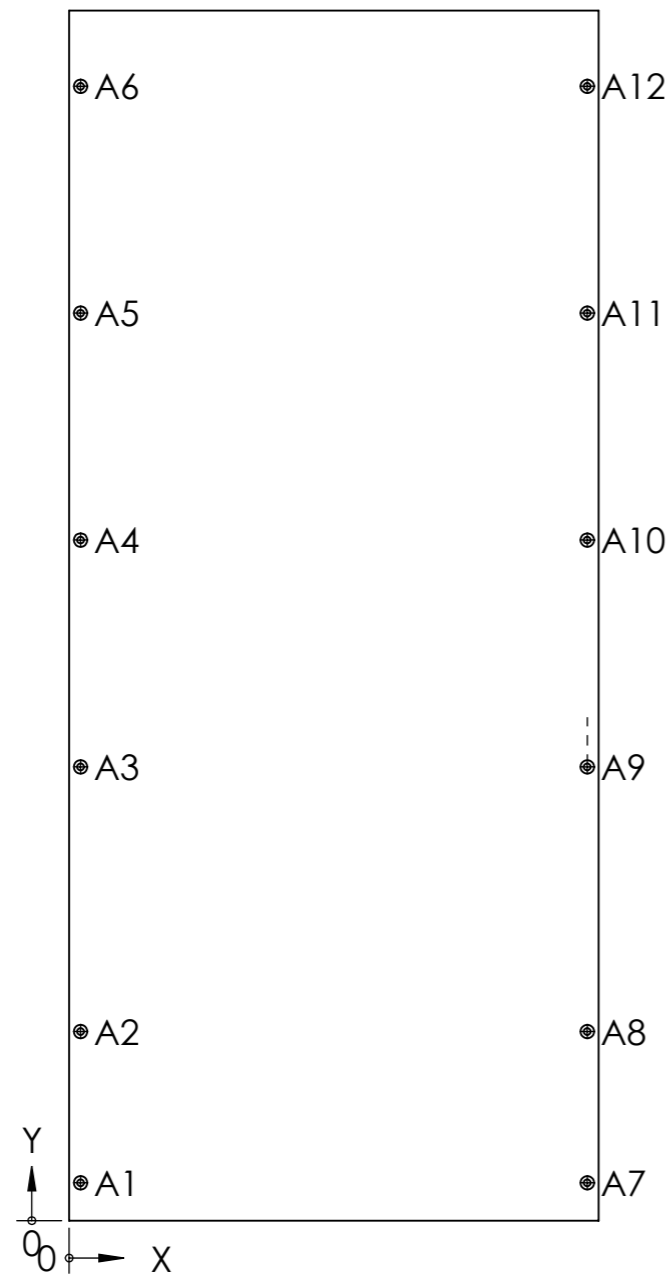
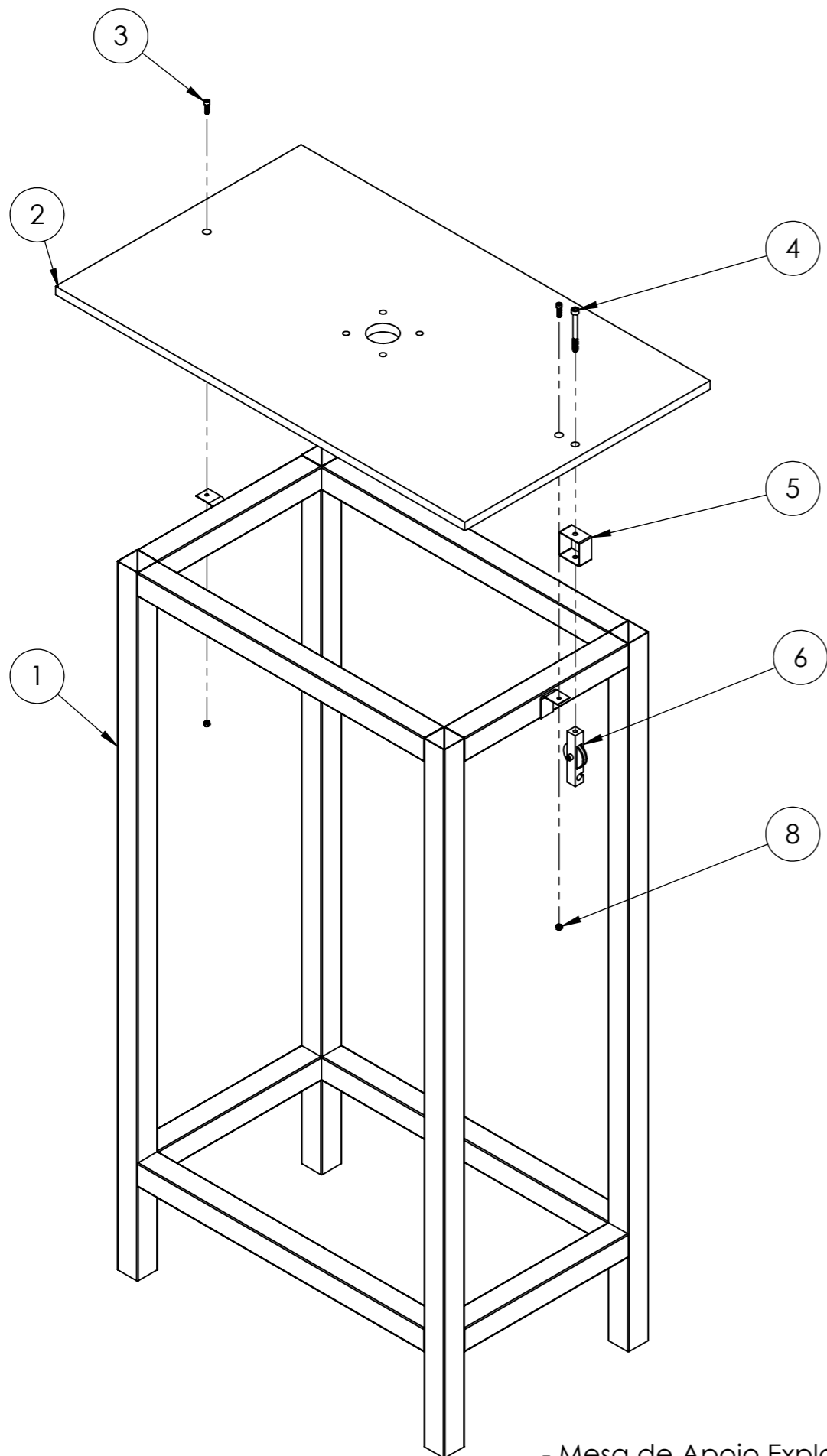


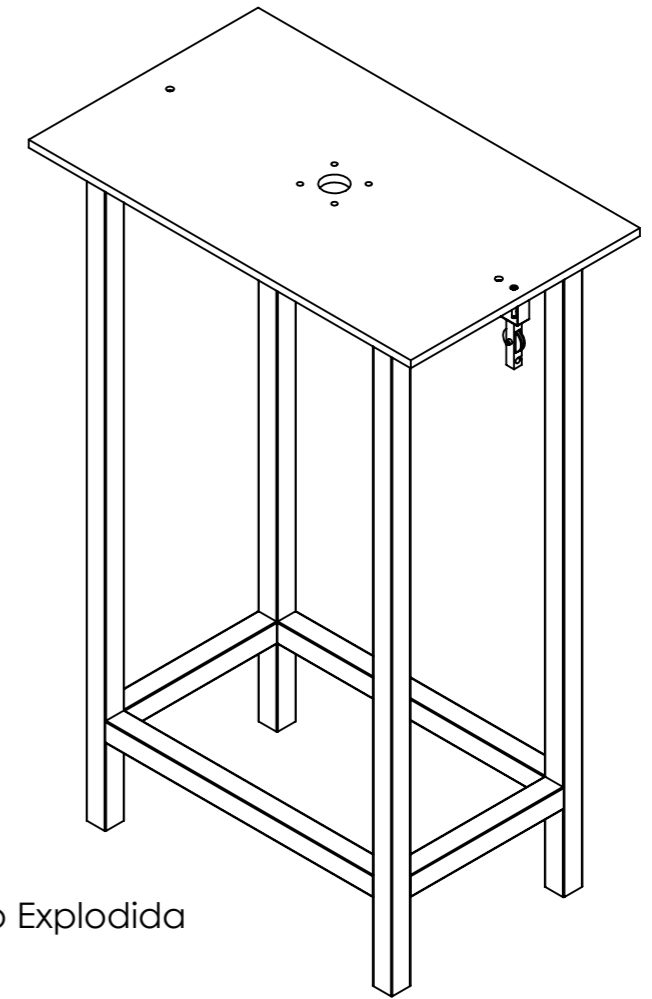
Tabela de Furos			
Furo	X	Y	Descrição
A1	7,50	25	Ø 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ Ø 8,96 X 90°
A2	7,50	125	Ø 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ Ø 8,96 X 90°
A3	7,50	300	Ø 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ Ø 8,96 X 90°
A4	7,50	450	Ø 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ Ø 8,96 X 90°
A5	7,50	600	Ø 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ Ø 8,96 X 90°
A6	7,50	750	Ø 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ Ø 8,96 X 90°
A7	342,50	25	Ø 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ Ø 8,96 X 90°
A8	342,50	125	Ø 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ Ø 8,96 X 90°
A9	342,50	300	Ø 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ Ø 8,96 X 90°
A10	342,50	450	Ø 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ Ø 8,96 X 90°
A11	342,50	600	Ø 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ Ø 8,96 X 90°
A12	342,50	750	Ø 4,50 PASSANTE TOTAL ∇ Ø 8,96 X 90°

Fechamento Traseiro	CAixa Térmica	1	De acordo com o Projeto
DENOMINAÇÃO	REFERÊNCIA	QTD.	MATERIAIS E DIMENSÕES
Lista de Materiais			

Título: FECHAMENTO TRASEIRO				
	Observações:	Projeta: HUGO OLIVEIRA	Revisor: HUGO OLIVEIRA	Escala: 1:5
	Sem Comentários	Assinatura:	Assinatura:	
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16	Unidade: mm
	Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica		Nº da revisão: 01	Folha: 1/1



- Mesa de Apoio Explodida
Escala (1:10)

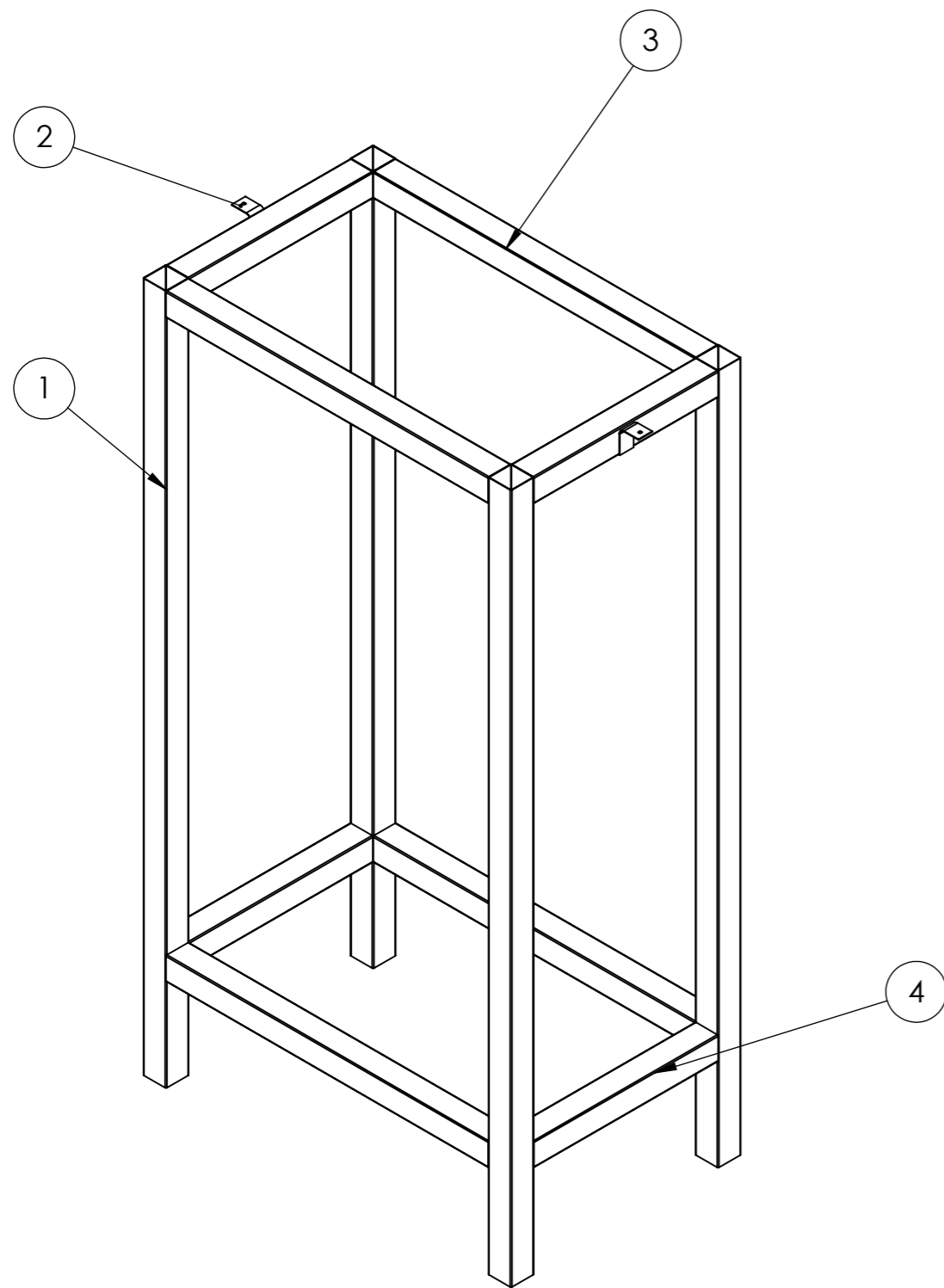


- Mesa de Apoio Explodida
Escala (1:14)

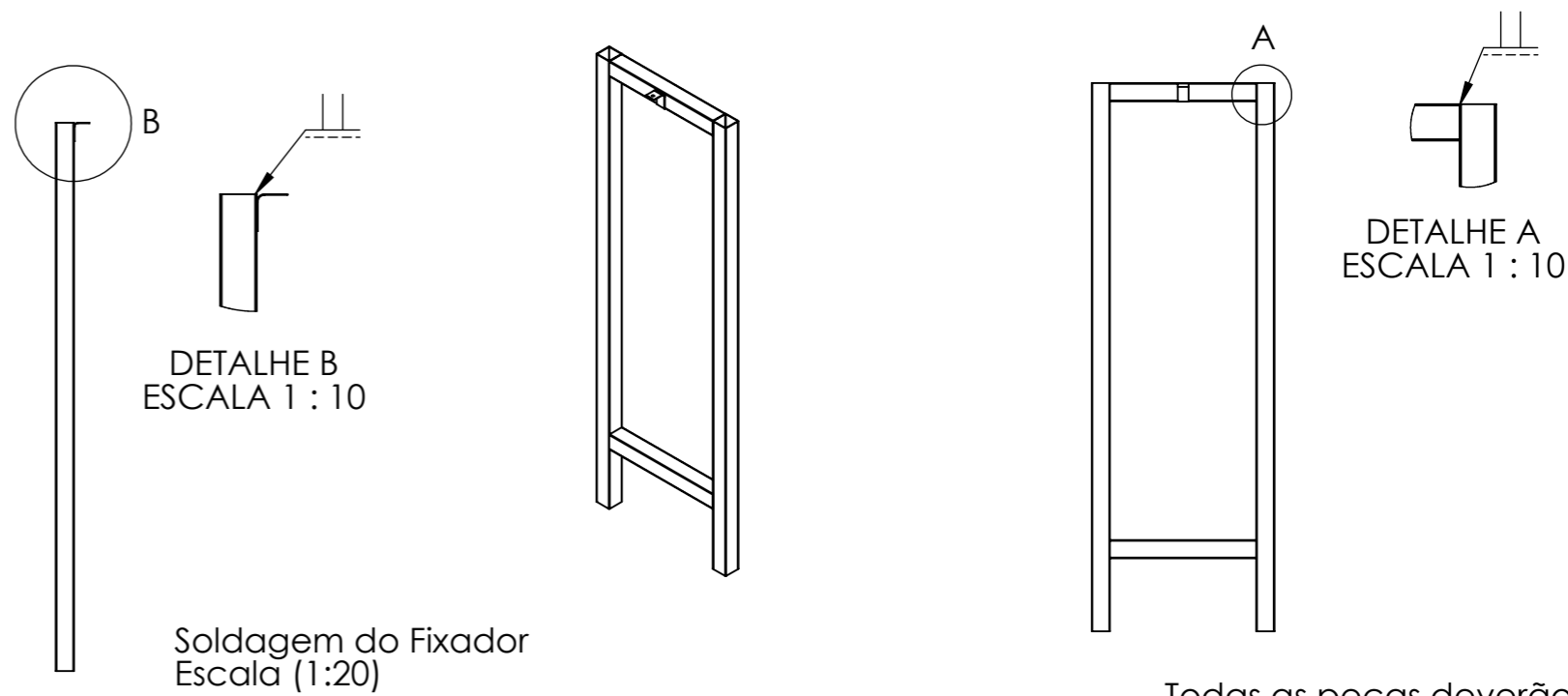
7	Montagem - Gancho de Fixação	2	-	Porca M6 Autotravante
6	Montagem - Gancho de Fixação	8	Gancho de Fixação	De acordo com o Projeto
5	Adaptador - Metalon	1	-	Metalon 50mm x 50mm - 1.25mm - 30mm
4	Parafuso M8 - Gancho	1	-	M8 - 80mm - 25mm Rosca
3	Parafuso Tábua	1	-	M6 - 20mm
2	Tábua - Mesa	1	Mesa	De Acordo com Projeto
1	Estrutura Da Mesa	1	Mesa	De Acordo com o Projeto
Nº DO ITEM	DENOMINAÇÃO	QTD.	REFERÊNCIA	MATERIAIS E DIMENSÕES

LISTA DE ITENS - MESA DE SUPORTE

Título: MONTAGEM - MESA DE APOIO					
 GDS Grupo de Dinâmica de Sistemas	Observações:	Projeta:	HUGO OLIVEIRA	Revisor:	HUGO OLIVEIRA
	Sem Comentários	Assinatura:		Assinatura:	
		Data:	12/10/2016	Data:	12/10/16
	Local:	UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão:	01	Escala:
				Unidade:	mm
				Folha:	1/1



Estrutura da Mesa
Escala (1:10)



4	Metalon 50x50	4	Estrutura da Mesa	400mm - Chapa 1.25mm
3	Metalon 50x50	4	Estrutura da Mesa	700mm - Chapa 1.25mm
2	Fixador	4	Estrutura da Mesa	Chapa 1.25mm
	Metalon 50x50	4	Estrutura da Mesa	1500mm - Chapa 1.25mm
<i>Nº DO ITEM</i>	<i>DENOMINAÇÃO</i>	<i>QTD.</i>	<i>REFERÊNCIA</i>	<i>MATERIAIS E DIMENSÕES</i>
LISTA DE ITENS - ESTRUTURA DA MESA				

Título: MONTAGEM - ESTRUTURA DA MESA						
<p>GDS</p> <p>Grupo de Dinâmica de Sistemas</p>	Observações: Sem Comentários	Projetista: Hugo Oliveira	Revisor: Hugo Oliveira	Assinatura:	Assinatura:	
		Data: 12/10/2016	Data: 12/10/16	Unidade: mm		
		Local: UnB - Dept. de Eng. Mecânica	Nº da revisão: 01	Folha: 1/1		