



**DESENVOLVIMENTO DE UMA METODOLOGIA  
PARA FABRICAÇÃO DE COMPÓSITOS  
HÍBRIDOS COM MEMÓRIA DE FORMA**

**DIEGO MAURICIO SANDOVAL CERÓN**

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM SISTEMAS MECATRÔNICOS**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA**

**FACULDADE DE TECNOLOGIA**

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

**DESENVOLVIMENTO DE UMA METODOLOGIA  
PARA FABRICAÇÃO DE COMPÓSITOS  
HÍBRIDOS COM MEMÓRIA DE FORMA**

**DIEGO MAURICIO SANDOVAL CERÓN**

**ORIENTADOR: EDSON PAULO DA SILVA**

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM SISTEMAS MECATRÔNICOS**

**PUBLICAÇÃO: ENM DM-35 A/2010**  
**Brasília, Setembro de 2010**

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA  
Faculdade de Tecnologia

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM SISTEMAS MECATRÔNICOS

**DESENVOLVIMENTO DE UMA METODOLOGIA  
PARA FABRICAÇÃO DE COMPÓSITOS  
HÍBRIDOS COM MEMÓRIA DE FORMA**

**DIEGO MAURICIO SANDOVAL CERÓN**

Dissertação submetida ao Departamento de Engenharia  
Mecânica da Faculdade de Tecnologia da Universidade de  
Brasília como requisito parcial para obtenção do grau de  
Mestre em Sistemas Mecatrônicos

Banca Examinadora

Prof. Edson Paulo da Silva, ENM/UnB \_\_\_\_\_  
*Orientador*

Prof. Palloma Vieira Muterlle, \_\_\_\_\_  
ENM/UnB  
*Examinador externo*

Prof. Flaminio Levy Neto, ENM/UnB \_\_\_\_\_  
*Examinador interno*

**BRASÍLIA/DF, 24 DE SETEMBRO DE 2010**

## Ficha Catalográfica

SANDOVAL C., DIEGO MAURICIO

Desenvolvimento de uma Metodologia para a Fabricação de Compósitos Híbridos com Memória de Forma. [Distrito Federal] 2010.

xviii, 118p., 210 x 297 mm (ENM/FT/UnB, Mestre, Sistemas Mecatrônicos, 2010).

Dissertação de Mestrado—Universidade de Brasília. Faculdade de Tecnologia. Departamento de Engenharia Mecânica.

- |   |                                  |
|---|----------------------------------|
| 1. Memória de forma                         | 2. Fabricação de corpos de prova |
| 3. Compósitos híbridos com memória de forma | 4. Ensaio de tração              |
| I. ENM/FT/UnB                               | II. Título (série)               |

## Referência Bibliográfica

SANDOVAL C., Diego. M.(2010). Desenvolvimento de uma Metodologia para a Fabricação de Compósitos Híbridos com Memória de Forma. Dissertação de Mestrado em Sistemas Mecatrônicos, Publicação ENM–DM–35, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF, 118p.

## Cessão de Direitos

AUTOR: Diego Mauricio Sandoval Cerón

TÍTULO: Desenvolvimento de uma Metodologia para a Fabricação de Compósitos Híbridos com Memória de Forma.

GRAU: Mestre ANO: 2010

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

---

Diego Mauricio Sandoval Cerón

## Dedicatória

*Para minha mãe que teve a coragem de ter dois filhos e sacrificar seus sonhos pelos nossos... Maria del Carmen*

*DIEGO MAURICIO SANDOVAL CERÓN*

# Agradecimentos

- *Agradeço inteiramente ao Deus nosso pai, aquele que faz a vida muito bonita*
- *Ao professor Edson Paulo da Silva pela oportunidade de aprender novas coisas e adquirir novas experiências, igualmente ao professor Flaminio Levy Neto por suas orientações e seu compromisso com o trabalho no laboratório.*
- *Ao Peter, aquele amigo que com seus conselhos e conhecimentos foi uma grande ajuda para o desenvolvimento deste trabalho.*
- *Aos meus amigos que estiveram sempre comigo, especialmente a Sonia, o Jesus, a Liliana, o Yesid e o Ronald. Para a mulher que teve a vontade de acreditar em mim, para quem logrou um espaço em minha vida, Ana Rosa.*
- *Ao professor Carlos Llanos por ser a ponte entre a Colômbia e o Brasil e os professores do programa de pós-graduação da Engenharia Mecatrônica da Universidade de Brasília.*
- *À Eletronorte e à FINATEC pela bolsa concedida e pelo apoio financeiro no desenvolvimento do projeto.*
- *Aos colegas do GRACO.*
- *Ao Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Brasília por emprestar suas instalações para o desenvolvimento de projeto.*
- *Aos técnicos Marrocos e Edson por sua colaboração no dia a dia.*
- *Aos técnicos do SG-9 por seu tempo e colaboração.*
- *Ao grupo GAMMA do departamento de Engenharia Mecânica por sua colaboração nos testes dos corpos.*

# Resumo

**Autor:** Diego Mauricio Sandoval Cerón

**Orientador:** Edson Paulo da Silva

Programa de Pós-graduação em Sistemas Mecatrônicos

Brasília D.F., setembro de 2010

Alguns materiais com propriedades especiais como as ligas com memória de forma (*Shape Memory Alloy*–“*SMA*”), por exemplo, o “*NiTi*” (liga níquel–titânio) que é conhecido por sua capacidade de recuperar grandes deformações (ao redor 10%) devido à transformação de fase martensita–austenita, apresentam grande potencial de aplicação em diferentes áreas da tecnologia.

A integração deste tipo de material como atuador em compósitos reforçados com fibras tem sido um campo de pesquisa com atrativos potenciais de aplicação em áreas como aeroespacial e aeronáutica. O desenvolvimento de materiais híbridos com memória de forma (*Shape Memory Alloy Hybrid Composites*–“*SMAHC*”) pode abrir novas perspectivas com respeito ao desenvolvimento da engenharia estrutural com formas e outras propriedades adaptativas. Até agora o desenvolvimento deste tipo de materiais avançados está em etapa embrionária.

O objetivo do presente trabalho é estudar uma metodologia de fabricação de materiais híbridos com memória de forma. A eficiência da metodologia proposta será analisada por meio de um estudo das propriedades mecânicas mediante ensaios de tração de corpos de prova *SMAHC*. Para isto foram fabricados diferentes configurações de CPs variando a fração volumétrica de *SMA* e a classe de matriz epóxi, cura frio ou cura quente, com o fim de estudar as propriedades mecânicas dos *SMAHC*. No que diz respeito às características mecânicas, a configuração que obteve o melhor desempenho durante os ensaios de tração foi o CP fabricado com oito fios de *SMA* na linha neutra com uma resina epóxi cura quente reforçada com fibra de vidro picotada disposta aleatoriamente, testado numa temperatura de 69 °C,  $T > A_f$ .

# Abstract

**Author:** Diego Mauricio Sandoval Cerón

**Supervisor:** Edson Paulo da Silva

Post-graduate degree in Mechatronics Systems

Brasília D.F., september of 2010

Some materials with special properties, like “*NiTi*” (nickel–titanium Shape Memory alloy) Alloys (“*SMA*”), are well known as capable of recovering large strains (of the order 10%) by the martensite to austenite phase transformation, are expected to be broadly used for applications in different areas of technology.

The integration of these materials as actuators in reinforced polymers composites has been a development with big application potential in areas such as aerospace and the aeronautics. The development of Shape Memory Alloy Hybrid Composites (“*SMAHC*”) opens up new perspectives in regard to the development of engineering structures with adaptive shape, stiffness, damping and other properties. However, the development of these advanced materials is still in an embryonic stage.

The objective of this work is to study a methodology to the manufacture of Shape Memory Alloy Hybrid Composites. Its efficiency will be analyzed through a study of mechanical properties by tests of traction of samples *SMAHC*.

For this were manufactured different configurations of CPs varying volumetric fraction *SMA* and the class of matrix epoxy, healing cold or cure hot, in order to study the mechanical properties of *SMAHC*. In respect of the mechanical characteristics, the configuration which obtained the best performance during the tests of traction was the CP manufactured with eight wire *SMA* in neutral line with epoxy resin healing hot reinforced with whisker fiber glass, sampled in a temperature of 69 °C,  $T > A_f$ .

# Sumário

Lista de Figuras .....	xiii
Lista de Tabelas .....	xv
Lista de Símbolos, Nomenclaturas e Abreviações .....	xviii
<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
1.1 OBJETIVOS .....	3
1.2 METODOLOGIA .....	3
1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO .....	5
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>6</b>
2.1 MATERIAIS FUNCIONAIS .....	6
2.2 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA .....	7
2.2.1 LIGAS NÍQUEL–TITÂNIO .....	8
2.2.2 TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA .....	10
2.2.3 COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO DAS “SMA” .....	11
2.3 MATERIAIS COMPÓSITOS .....	14
2.3.1 FIBRAS .....	18
2.3.2 MATRIZ .....	23
2.3.3 MATERIAIS HÍBRIDOS COM MEMÓRIA DE FORMA (SMAHC) ...	25
2.3.4 DESCRIÇÃO ELÁSTICA DE UM COMPÓSITO HÍBRIDO COM ME- MÓRIA DE FORMA (SMAHC) .....	26
<b>3 MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....</b>	<b>33</b>
3.1 MODELO PARA DESCRIÇÃO DO CORPO DE PROVA POLIMÉRICO COM MEMÓRIA FORMA .....	33
3.2 MATERIAIS E MÉTODOS .....	38
3.2.1 TRATAMENTO DA LIGA DE SMA .....	38
3.2.2 CORPOS DE PROVAS–CPs .....	39
3.2.3 MEDIÇÃO E CONTROLE DA TEMPERATURA NOS FIOS DE SMA	46
3.2.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO .....	53

3.2.5	CARACTERIZAÇÕES ÓTICAS .....	56
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E ANÁLISE.....</b>	<b>58</b>
4.1	PROJETO DO MOLDE E FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA .....	58
4.2	CONTROLE DA TEMPERATURA DOS FIOS DE <i>SMA</i> .....	60
4.3	CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA .....	62
4.3.1	TESTES DE TRAÇÃO .....	64
4.3.2	ANÁLISE COMPARATIVA DE RESULTADOS .....	78
4.4	CARACTERIZAÇÃO ÓTICA DOS CORPOS DE PROVA .....	82
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS</b>	<b>84</b>
5.1	CONCLUSÕES GERAIS.....	84
5.2	TRABALHOS E RECOMENDAÇÕES PARA PESQUISAS FU- TURAS .....	89
	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>91</b>
	<b>Anexos .....</b>	<b>95</b>
<b>A</b>	<b>CÓDIGO DO PROGRAMA DO MICROCONTROLADOR PIC18F452</b>	<b>96</b>
<b>B</b>	<b>MODELO TEÓRICO DO COMPÓSITO FEITO EM MATLAB.....</b>	<b>99</b>

# Lista de Figuras

1.1	Planejamento dos experimentos .....	4
2.1	Varição de $A_s$ em função % peso de níquel na liga $NiTi$ (TURNER, 2000).	9
2.2	Módulo de elasticidade versus temperatura (TURNER, 2000).....	10
2.3	Deformação da rede da fase mãe austenítica (STRANDBERG, 2006). .....	11
2.4	Acomodação por maclação e deslizamento (STRANDBERG, 2006).....	12
2.5	Martensita induzida Térmica e Mecanicamente.....	12
2.6	Temperaturas de transformação de fase.....	13
2.7	Fenômeno de pseudoelasticidade.....	14
2.8	Efeito de memória de forma .....	15
2.9	Classificação dos materiais compósitos ( adaptada de DANIEL & ISHAI, 2006 citada por CASTILHO, 2008). .....	16
2.10	Padrão de deformação gerado por força de tração (CALLISTER, 2002) ....	17
2.11	Tecidos de fibra de vidro (MOREIRA, 2009).....	20
2.12	Tecido de fibra de aramida (LDA, 2010) .....	21
2.13	Tecido de fibra de carbono (MOREIRA, 2009) .....	23
2.14	Arranjos das fibras dentro da matriz .....	23
2.15	Placa de fios de “SMA” embebido em uma matriz compósita .....	26
2.16	Esquema da aplicação da tensão no compósito híbrido .....	27
2.17	Representação de um elemento de volume $SMAHC$ .....	29
2.18	Modelo para manta de fibra curta aleatoriamente orientadas no plano $xy$ (MENDONÇA, 2005).....	30
3.1	Corte transversal do CP.....	34
3.2	Dimensões consideradas para os corpos elásticos do CP. ....	34

3.3	Dimensões da corpo três (3), $b$ é a largura do CP e a espessura é $d$ .....	37
3.4	Geometria e dimensões do CP segundo a norma ASTM D3030-08 .....	39
3.5	CP de <i>SMAHC</i> com dimensões em milímetros. ....	41
3.6	Esquema do molde completo para fabricação de CP de <i>SMAHC</i> .....	41
3.7	Dimensionamento do molde (dimensões em mm) .....	42
3.8	Detalhamento esquemático do bloco-guia de oito fios de <i>SMA</i> (dimensões em mm). ....	43
3.9	Suporte de fixação dos fios de <i>SMA</i> e o dispositivo de esticamento.....	43
3.10	Fixação do molde fêmea e guias.....	44
3.11	Fios, colocados na bancada, presos com parafusos de travamento .....	45
3.12	Impregnação das mantas de fibra de vidro com resina epóxi. ....	46
3.13	Cura do CP.....	46
3.14	Corpos de prova.....	47
3.15	Curva de temperatura-resistência elétrica de um fio Ni-Ti.....	48
3.16	Esquema do circuito para o controle ON-OFF da fonte. ....	49
3.17	Configuração dos pinos do PIC 18F452 (TECHNOLOGY, 2002). ....	51
3.18	Comportamento dos termopares em sua faixa linear (THERMOMAX, ). ...	52
3.19	Diagrama do circuito integrado AD594 (DEVICES, 1999).....	52
3.20	Conexão básica do AD594, em operação de alimentação simples (DEVICES, 1999). ....	53
3.21	Dispositivo para controle da temperatura do fio de <i>SMA</i> . ....	53
3.22	Diagrama esquemático do sistema de controle de temperatura para os fios de <i>SMA</i> simulado em <i>PROTEUS</i> . ....	54
3.23	Teste da pressão da garra na <i>tab</i> dos CPs. ....	54
3.24	Forma da ligação nos fios de <i>SMA</i> nos corpos de prova para testes de tração na fase austenita, $T > A_f$ . ....	55
3.25	Esquema de ligação em série dos fios de <i>SMA</i> de um CP para o controle de temperatura. ....	55
3.26	Etapas da construção das amostras para caracterização ótica: (a) equipamento de embutimento; (b) baquelite; (c) matriz da baquelite moldada no equipamento de embutimento; (d) Amostras prontas.....	56
3.27	Microscópio OLYMPUS BX-51. ....	57

4.1	Evolução dos moldes para a fabricação dos corpos de prova .....	59
4.2	Corpos de prova fabricados .....	59
4.3	Curva de caracterização do termopar na saída do amplificador AD594....	61
4.4	Curva de resposta do conversor analógico-digital do PIC na entrada do sinal do termopar .....	63
4.5	Curva tensão-deformação do fio níquel-titânio na fase martensita, $T =$ $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ do CP-SMA1.....	65
4.6	Curva tensão-deformação do fio níquel-titânio na fase martensita, $T =$ $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ do CP-SMA2.....	66
4.7	Curva tensão-deformação do fio níquel-titânio na fase austenita, $T=69$ $^{\circ}\text{C}$ do CP-SMA2.....	67
4.8	Curva tensão-deformação da matriz polimérica reforçada com fibra de vidro $T = 25^{\circ}\text{C}$ .....	69
4.9	Curva tensão-deformação dos CP-SMAHC4 .....	71
4.10	Curva tensão-deformação dos CP-SMAHC2.....	74
4.11	Curva tensão-deformação dos CP-SMAHC3 .....	75
4.12	Curva do módulo de elasticidade-fração volumétrica dos CPs ensaiados em $T > A_f$ e $T < M_f$ .....	76
4.13	Curva Deformação máxima-fração volumétrica dos CPs .....	77
4.14	Gráfico de Tensão máxima-fração volumétrica dos CPs. ....	78
4.15	Região de ruptura dos CPs testados.....	79
4.16	Curva módulo de elasticidade-fração volumétrica de <i>SMA</i> obtida pelo modelo teórico.....	80
4.17	Comparação das curvas dos módulos de elasticidade-fração volumétrica teórico e experimental. ....	81
4.18	Corte transversal de um corpo de prova com uma resina polimérica epóxi cura a quente, e um defeito apresentado na linha neutra do corpo afe- tando o limite fio-compósito.....	82
4.19	Vazios na interface <i>SMA</i> /matriz.....	83
4.20	Fotografia de um fio de <i>SMA</i> no interior do <i>SMAHC</i> sem vazios.....	83

# Lista de Tabelas

2.1	Propriedades da fibra de vidro-E (LEVY; PARDINI, 2006).....	19
2.2	Vantagens e desvantagens da fibra de vidro (MOREIRA, 2009).....	20
2.3	Vantagens e desvantagens da aramida.....	21
2.4	Vantagens e desvantagens da fibra de carbono (MOREIRA, 2009) .....	22
2.5	Propriedades desejáveis para os materiais da matriz (MOREIRA, 2009)....	24
2.6	Propriedades típicas de uma resina epóxi (PERRUT, 2009) .....	25
3.1	Dimensões para CPs em forma de barras (ASTM D3039-08).....	39
3.2	Espessuras recomendadas para CPs reforçados com fibras (ASTM D3039-08) .....	40
3.3	Requerimentos mínimos do corpo segundo a norma ASTM 3039D-08. ....	40
3.4	Medidas das mantas dos CPs.....	44
3.5	Massas das mantas para os CPs fabricados. ....	45
3.6	Descrição de diferentes tipos de termopares usados usualmente (THERMOMAX, ).....	50
4.1	Informação dos CPs fabricados no laboratório. ....	59
4.2	Espessura do comprimento útil dos CPs fabricados e testados no laboratório. ....	60
4.3	Comprimento útil dos CPs fabricados e testados no laboratório. ....	60
4.4	Espessura dos <i>tabs</i> dos CPs fabricados e testados no laboratório. ....	61
4.5	Equação de regressão linear da caracterização do termopar .....	62
4.6	Equação da leitura de ADC.....	62
4.7	Frações volumétricas de <i>SMA</i> e fibra de vidro dos CPs.....	64
4.8	Dimensões dos CPs para o ensaio de tração dos fios de <i>SMA</i> . ....	65
4.9	Dados experimentais dos fios <i>NiTi</i> do CP-SMA1. ....	65

4.10	Dados experimentais dos fios <i>NiTi</i> do CP-SMA2. ....	66
4.11	Propriedades mecânicas médias dos fios de <i>NiTi</i> . ....	67
4.12	Módulo de elasticidade do fio de <i>NiTi</i> na fase austenita.....	68
4.13	Dimensões dos CPs para o ensaio de tração dos <i>CP-SMAHC1</i> .....	68
4.14	Propriedades do CP-SMAHC1.....	69
4.15	Propriedades médias obtidas para o CP-SMAHC1. ....	69
4.16	frações volumétricas de fibra de vidro para os CP-SMAHC1. ....	70
4.17	Propriedades mecânicas dos corpos de prova CP-SMAHC4.....	71
4.18	frações volumétricas de fibra de vidro para os CP-SMAHC2 e CP-SMAHC3.....	73
4.19	Propriedades mecânicas dos corpos de prova CP-SMAHC2.....	73
4.20	frações volumétricas de fibra de vidro para os CP-SMAHC2 e CP-SMAHC3.....	74
4.21	Propriedades mecânicas dos CP-SMAHC3 .....	75
4.22	Módulos de elasticidade teóricos dos CP-SMAHC.....	80
4.23	Margem de erro dos valores obtidos dos módulos de elasticidade experimental. ....	81
5.1	Análise comparativa e erro relativo da espessura obtida para cada um dos CPs fabricados e testados. ....	85
5.2	Análise comparativa e erro relativo do comprimento útil para cada um dos CPs fabricados e testados. ....	86
5.3	Módulos de elasticidade para CP-SMAHC2 e CP-SMAHC3 .....	89

# Lista de Símbolos, Nomenclaturas e Abreviações

Símbolos		Unidades
$A$	Fase martensita da liga níquel-titânio	[°C]
$A_s$	Temperatura inicial de formação da austenita	[°C]
$A_f$	Temperatura final de formação da austenita	[°C]
$A_c$	Área da seção transversal do compósito	[ $m^2$ ]
$A_F$	Área da seção transversal das fibras	[ $m^2$ ]
$A_m$	Área da seção transversal da matriz	[ $m^2$ ]
$A_{SMA}$	Área da seção transversal dos fios de níquel-titânio	[ $m^2$ ]
$A_f/A_C$	Razão de área das fibras	
$A_m/A_C$	Razão de área da matriz	
$A_{SMA}/A_C$	Razão de área dos fios de níquel-titânio	
$b$	Largura dos CPs	[mm]
$E$	Módulo de elasticidade (Young)	[GPa]
$E_f$	Módulo de elasticidade das fibras	[GPa]
$E_C$	Módulo de elasticidade do compósito	[GPa]
$E_m$	Módulo de elasticidade da matriz	[GPa]
$E_{SMA}$	Módulo de elasticidade dos fios de níquel-titânio	[GPa]
$E_{(SMA-M)}$	Módulo de elasticidade dos fios de níquel-titânio na fase martensita	[GPa]
$E_{(SMA-A)}$	Módulo de elasticidade dos fios de níquel-titânio na fase austenita	[GPa]
$E_{(epóxi-vidro)}$	Módulo de elasticidade do epóxi-vidro	
$F_C$	Carga suportada pelo compósito	[N]

$F_f$	Carga suportada pelas fibras	[N]
$F_m$	Carga suportada pela matriz	[N]
$F_{SMA}$	Carga suportada pela liga de SMA	[N]
$L$	Comprimento total do CP	[mm]
$M$	Fase martensita da liga níquel–titânio	
$M_S$	Temperatura inicial de formação da martensita	[°C]
$M_F$	Temperatura final de formação da martensita	[°C]
$M^T$	Martensita induzida por tensão	
$M_{vidro}$	Massa da fibra de vidro	[g]
$M_{epóxi}$	Massa da matriz polimérica de epóxi	[g]
$t$	Espessura da região útil dos CPs	[mm]
$T$	Temperatura	[°C]
$T_g$	temperatura de cura da matriz polimérica	[°C]
$V_C$	Volume do compósito	[mm <sup>3</sup> ]
$V_{SMA}$	Volume do fio de níquel–titânio	[mm <sup>3</sup> ]
$V_m$	Volume da matriz polimérica	[mm <sup>3</sup> ]
$V_{CI}$	Volume da camada I	[mm <sup>3</sup> ]
$V_{viga}$	Volume da viga fabricada	[mm <sup>3</sup> ]
$V_{SMA}/V_C$	Razão de volume dos fios de níquel–titânio	
$V_m/V_C$	Razão de volume da matriz polimérica	

## Símbolos Gregos

$\epsilon^{TR}$	Deformação residual	
$\epsilon_C$	Deformação do compósito	
$\epsilon_f$	Deformação das fibras	
$\epsilon_m$	Deformação da matriz	
$\epsilon_{SMA}$	Deformação da SMA	
$\rho_{vidro}$	Densidade da fibra de vidro	[g/cm <sup>3</sup> ]
$\rho_{epóxi}$	Densidade da matriz polimérica epóxi	[g/cm <sup>3</sup> ]
$\rho_{viga}$	Densidade da viga fabricada	[g/cm <sup>3</sup> ]

$\sigma$	Tensão	$[N/m^2]$
$\sigma^{CRI}$	Tensão crítica	$[N/m^2]$
$\sigma_C$	Tensão suportada pelo compósito	$[N/m^2]$
$\sigma_f$	Tensão suportada pelas fibras	$[N/m^2]$
$\sigma_m$	Tensão suportada pela matriz	$[N/m^2]$
$\sigma_s$	Desvio padrão	
$\sigma_{SMA}$	Tensão suportada pelos fios de níquel-titânio	$[N/m^2]$
$\xi_{SMA}$	Fração volumétrica da matriz	
$\xi_f$	Fração volumétrica das fibras	
$\xi_m$	Fração volumétrica da matriz	
$\xi_{vidro}$	Fração volumétrica da fibra de vidro	
$\xi_{epóxi}$	Fração volumétrica da matriz polimérica epóxi	

# 1 INTRODUÇÃO

Ao longo de sua história, a humanidade desenvolveu diferentes classes de materiais para diversos objetivos. O avanço da ciência e da tecnologia, e, ademais, os novos e ambiciosos projetos que procuravam aliar alta tecnologia e melhores propriedades dos materiais, impulsionaram a pesquisa e o desenvolvimento de materiais com propriedades que pudessem cumprir com as exigências dos novos sistemas e/ou melhorar os seus processos. Observa-se assim o surgimento de uma Ciência dos Materiais que, na prática, tem sido melhor aplicada pela indústria aeronáutica e aeroespacial devido às características especiais dos materiais usados nos aviões e o transporte aeroespacial (BARNES, 1999).

As pesquisas levaram à descoberta de novos materiais com propriedades até então desconhecidas e características especiais, como as ligas com memória de forma (Shape Memory Alloy, ou *SMA*s), os materiais piezelétricos, fluidos eletroreológicos e magnetoreológicos, entre outros, abrindo novas possibilidades de aplicações tecnológicas. Uma das propriedades mais relevantes são as chamadas propriedades inteligentes destes materiais, que se caracterizam pela capacidade de modificar controladamente suas propriedades físico-químicas em função de estímulos mecânicos, elétricos, óticos, etc. O tipo de propriedade que pode alterar, influenciará o tipo de aplicação do material (JANOCHA, 1999). Numa concepção mais recente, as propriedades inteligentes de objetos ou materiais são descritas em analogia a atributos humanos, tomando o significado de “operações automáticas” e “imitação da inteligência humana num dispositivo”. Pode, ainda, ser considerada como uma propriedade de objetos inanimados que tem a capacidade de retomar a sua descrição original (MICHAUD, 2004). Os sistemas de contêm materiais inteligentes (ou sistemas adaptativos) empregam três ferramentas básicas: sensores semelhante ao sistema nervoso humano para o registro da informação interna e externa, atuadores que simulam o trabalho dos músculos e finalmente um centro de controle, parecido ao cérebro humano, tomando decisões e enviando ordens (INSTITUTE, ).

Entre os materiais inteligentes incluem-se as ligas com memória de forma (*SMA*s), as quais possuem a propriedade de modificar suas propriedades em função da temperatura e/ou tensão mecânica (JANOCHA, 1999).

Na busca por materiais com propriedades diferenciadas desenvolveu-se uma nova classe de materiais denominada materiais compósitos, que combina as propriedades de diversos materiais convencionais, como os metais, cerâmicos e/ou polímeros, a fim de se obter um novo material com propriedades diferentes daquelas dos seus constituintes, individualmente. Em outras palavras, o conjunto proporcionado pela combinação dos materiais possui melhores propriedades do que os materiais convencionais tomados individualmente.

A pesquisa com novos materiais como as *SMA*s iniciou-se nos anos 30, tendo por objetivo utilização de suas propriedades funcionais. Turner (2000) aponta que em 1950 o efeito de memória de forma foi descoberto em uma liga de ouro-cádmio, por Chang e Read. Desde então o desenvolvimento de aplicações na indústria tem crescido e outras ligas têm sido desenvolvidas com as mesmas funcionalidades.

Em particular, a liga Níquel-Titânio (*NiTi*) é considerada a *SMA* com maior potencial para aplicações na engenharia pela alta capacidade de recuperar forma (por exemplo deformações de até 8%), maior histerese pseudoelástica, resistência à fadiga e corrosão, biocompatibilidade e alta resistência elétrica (TURNER, 2000). Pesquisas relativamente recentes demonstraram que os componentes fabricados de *SMA* podem ser integrados com sucesso a elementos estruturais, com a função de melhorar ou controlar características como rigidez e frequência natural (ZAK; CARTMEL; OSTACHOWICZ, 2003). Nesse sentido, destacou-se a proposta feita por Rogers (1988) para uma nova classe de aplicação de *SMA* embebida em estruturas compósitas, que passou a ser conhecida como *SMAHC* (*Shape Memory Alloy Hybrid Composite*) (TURNER, 2000).

Os *SMAHC* apresentam, particularmente um grande potencial de aplicação no controle de vibração e ruído, quando se explora somente a variação do módulo elástico dos elementos de *SMA*, por meio da variação de temperatura. Corroborando com esta afirmação Williams et al. (2002, citado por Castilho, 2008, p. 31) apresentam um dispositivo adaptativo com elementos de memória de forma, que possui a capacidade de alterar sua rigidez de acordo com a temperatura dos elementos de *SMA*. Ou seja, esta propriedade permite que o dispositivo possa atenuar as vibrações através de uma faixa de frequência apenas alterando-se a temperatura dos elementos com memória de forma. Além do controle de vibração, os *SMAHC* podem ser utilizados para aplicação de controle de forma com elementos de *SMA* pré-deformados e montados fora da linha neutra do *SMAHC*. Neste caso, quando acionados, os elementos de *SMA* tendem a recuperar a forma e, conseqüentemente, deformam a estrutura. Assim, a partir do controle do acionamento dos elementos de *SMA* pode-se controlar a forma da estrutura (CASTILHO, 2008).

O controle de vibrações e ruídos pode otimizar o rendimento, conter e corrigir falhas processuais, e prolongar a vida útil de máquinas rotativas (como turbinas hi-

drelétricas, bombeamento em plataformas de petróleo, motores de carros de alta performance, robôs e etc.), e estruturas (como pontes, edificações, reparos de tubulações, brinquedos de parques de diversão, aviões, entre outros) (CASTILHO, 2008). Entretanto, a fabricação destes materiais híbridos ainda representa um grande desafio, e o presente trabalho visa contribuir nesse sentido.

## 1.1 OBJETIVOS

O Objetivo geral do presente trabalho é desenvolver uma metodologia de fabricação de corpos de prova de *SMAHC*.

Os objetivos específicos são:

1. Aperfeiçoar o sistema de fabricação de *SMAHC* proposto por Castilho (2008) visando obter corpos de prova de melhor qualidade no que diz respeito às dimensões e posicionamento dos fios de *SMA*;
2. Desenvolver um dispositivo para controlar a temperatura nos fios da liga de *SMA* afim de fazer testes de tração em diferentes temperaturas;
3. Estudar as propriedades mecânicas que se modificam com temperatura dentro do compósito híbrido, considerando as temperaturas de transição de fase das *SMA* ( $T < M_f$ ,  $T > A_f$ ).
4. Desenvolver uma análise comparativa entre os resultados obtidos para  $T < M_f$  e  $T > A_f$  visando estabelecer uma relação entre as propriedades dos materiais em função da fração volumétrica de *SMA*.

## 1.2 METODOLOGIA

O presente estudo teve como ponto de partida o trabalho desenvolvido por Castilho (2008) no laboratório do Grupo Avançado de Materiais e Estruturas Funcionais da Universidade de Brasília, para o qual foram fabricados corpos de provas de *SMAHC*, confeccionados com diferentes frações volumétricas de *SMA*, afim de observar a sua influência nas propriedades em função da variação da temperatura,  $T < M_f$  e  $T > A_s$ .

Percebeu-se, contudo, que para se dar continuidade ao trabalho de Castilho (2008) era preciso avançar em alguns pontos: melhorar as condições anteriores dos corpos de prova baseando-se na norma da ASTM D3039-08, corrigindo as dimensões e a forma do corpo de prova; buscar aumentar a faixa da fração volumétrica de *SMA* nos corpos de prova; e, evitar o amolecimento da matriz polimérica do corpo de prova *SMAHC*

no momento na mudança de fase dos fios de *SMA*. Para isto fez-se necessário reforçar os corpos de prova com uma fibra, como forma de aumentar sua resistência termomecânica, e desenvolver um dispositivo para fazer o controle da temperatura dos fios, de modo a assegurar que o material não supere a temperatura de amolecimento da matriz polimérica. Foi necessário, ainda, fazer o levantamento das curvas tensão-deformação dos materiais *SMAHC* e estudar as suas propriedades termomecânicas.

Inicialmente foi necessário planejar a fabricação dos corpos de prova tendo em conta as dimensões segundo a norma ASTM D3039-08, assim projetaram-se os moldes no SOLIDWORKS e desenvolveu uma bancada para a construção dos CPs. Dentro da fabricação dos CPs foi fundamental levar em conta a temperatura de transformação de fase dos fios de NiTi, para assim saber qual classe de epóxi usar para fabricação dos CPs. Em se tratando de um CP para testar na temperatura  $M_f$  usa-se uma resina para cura a frio, no caso contrário, para um teste na temperatura  $A_f$  da liga usa-se uma resina de cura a quente, com  $T_g > A_f$ . Por outro lado, para o estudo da influência da fração volumétrica nos *SMAHC* foram fabricados CPs com diferentes frações volumétricas de *SMA* variando a quantidade de fios na linha neutra do CP. Depois da fabricação fizeram-se os testes de tração de cada CP tanto na fase martensítica e austenítica dos fios de *SMA*. Este planejamento dos experimentos e a coleta dos dados encontram-se registrados na figura 1.1, bem como no terceiro capítulo deste trabalho

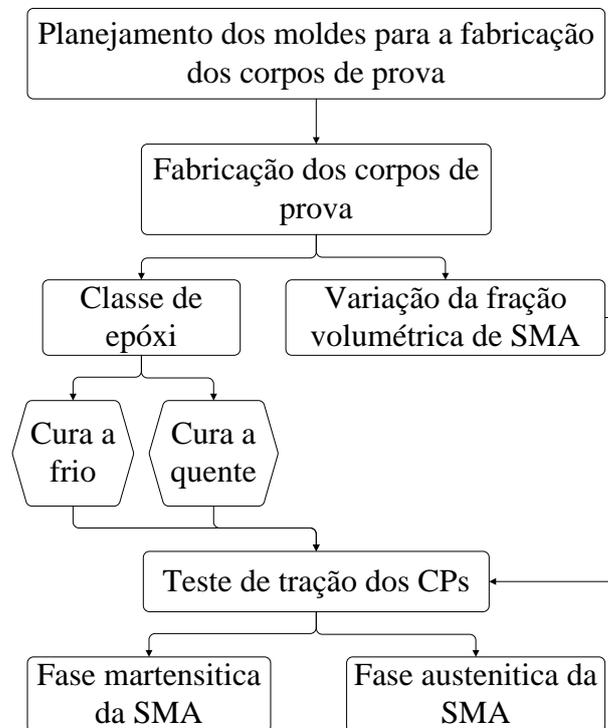


Figura 1.1: Planejamento dos experimentos

## 1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO

A presente dissertação composta por cinco capítulos. O capítulo 2 apresenta uma revisão bibliográfica sobre os materiais inteligentes em geral e das ligas com memória de forma em particular, abordando também a questão do seu comportamento termomecânico. Trata também sobre estruturas adaptativas e materiais compósitos, bem como sobre materiais compósitos híbridos com memória de forma.

No capítulo 3 apresentam-se os materiais e métodos experimentais, notadamente as características dos fios de NiTi e da resina utilizados neste trabalho, os procedimentos para a fabricação do molde e dos CPs e o planejamento dos ensaios de tração, além de uma descrição do desenvolvimento do dispositivo para controlar da temperatura nos fios níquel-titânio e por ultimo a planificação da caracterização ótica dos CPs.

No capítulo 4, por sua vez, são demonstrados os resultados obtidos, desde a fabricação dos CPs, à implementação do dispositivo de controle da temperatura nos corpos, os ensaios de tração nos corpos de prova e a caracterização microestrutural dos corpos de prova. Também se apresenta uma análise comparativa entre os resultados obtidos para  $T < M_f$  ,  $T > A_f$ .

Finalmente, no capítulo 5, à guisa de considerações finais, são apresentadas algumas conclusões e sugestões para trabalhos futuros.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nas últimas décadas os materiais com propriedades inteligentes se tornaram uma solução tecnológica para novas aplicações com foco em sistemas adaptativos que exploram este tipo de propriedades, como por exemplo, as ligas com memória de forma (*SMA*s). Estes materiais são capazes de se adaptar ao ambiente, alterando sua forma, rigidez e outras propriedades, tornando-os vantajosos para diversas aplicações tecnológicas, especialmente no aperfeiçoamento de processos com auxílio de sensores, atuadores e sistemas de controle (JANOCHA, 1999).

Estes materiais são chamados inteligentes ou funcionais porque têm a capacidade de sofrer alterações de propriedades em função de estímulos do ambiente ou de sinais de controle (ROGERS, 1993; JANOCHA, 1999). Tais alterações possibilitam o seu emprego em diversas áreas, desde a médica à indústria aeroespacial (BARNES, 1999). Considera-se também que os materiais inteligentes são particularmente interessantes para o uso em estruturas adaptativas - estruturas projetadas com atuadores e sensores distribuídos e diretamente relacionados por um controlador capaz de alterar dinamicamente sua resposta a variações das condições ambientais ou de operação (JANOCHA, 1999).

### 2.1 MATERIAIS FUNCIONAIS

Os materiais funcionais são materiais capazes de realizar determinadas funções por meio de estímulos externos ou sinais de controle (GANDHI; THOMSON, 1992). Exemplos mais conhecidos dessa classe de materiais são: materiais piezoelétricos, materiais magneto-strictivos, fluidos eletroreológicos e magnetoreológicos e as ligas com memória de forma (*SMA* - Shape Memory Alloys). Uma mudança no ambiente externo aplicada corretamente dentro de uma faixa de trabalho útil - como por exemplo, uma corrente elétrica, um campo magnético, uma tensão mecânica, uma variação de temperatura, entre outras - , modificará uma ou mais propriedades físico-químicas do material em resposta ao estímulo (GANDHI; THOMSON, 1992). Desta forma, devido às limitações dos materiais convencionais, novas pesquisas sobre materiais funcionais estão sendo desenvolvidas para utilização em estruturas adaptativas por sua capacidade de resposta a estímulos externos, objetivando um melhor desempenho do material em relação aos

sensores e atuadores convencionais, (JANOCHA, 1999).

Diversas aplicações dos materiais funcionais foram desenvolvidas com sucesso e o grande desafio atual é obter materiais que se ajustem por conta própria, ou se adaptem a certas condições do ambiente (ROGERS, 1993). Alguns exemplos de aplicações tecnológicas de materiais inteligentes são (GANDHI; THOMSON, 1992):

- Aviação: Asas que mudam a forma em função da velocidade do ar e pressão para melhorar o rendimento e eficiência do combustível;
- Aeroespacial: sinalização de precisão para antenas através de redes de sensores e atuadores;
- Construções: desenvolvimento de materiais para resistir danos de terremotos; janelas inteligentes: janelas eletrocromáticas que mudam de acordo com as variações do clima e com atividade humana e automaticamente ajusta a luminosidade e o calor;
- Dispositivos médicos: sensores para glicose no sangue, bombas de insulina, filtros que expandem depois da inserção dentro da artéria para capturar coágulos de sangue.

## 2.2 Ligas com Memória de Forma

As *SMA*s (Shape Memory Alloy) são definidas como uma classe de material que tem a capacidade de recuperar-se de uma deformação de até 8%, recuperando sua forma original, quando é aquecido acima de certa temperatura (DAVIS, 2005). Trata-se de ligas capazes de recuperar a geometria inicial por meio do aquecimento (efeito de memória de forma) ou por meio da retirada de carga ou pressão (pseudoelasticidade).

Tipicamente os materiais que exibem o efeito memória de forma incluem sistemas de ligas de Cobre como: Cu-Zn, Cu-Zn-Si, Cu-Zn-Al, Cu-Zn-Ga, Cu-Zn-Sn, Cu-Zn-Si, Cu-Zn-Ni, Cu-Sn; e ligas de Au-Cd, Ni-Al e Fe-Pt. Porém, a liga Níquel-Titânio *NiTi* é a mais comum das *SMA* (DELAEY et al., 1974).

Em 1962, Buehler e seus colegas do Laboratório de tecnologia naval (Naval Ordnance Laboratory- NOL), em Maryland, Estados Unidos descobriram o efeito memória de forma em uma liga *NiTi*, que ficou conhecida como Nitinol, uma referência aos elementos químicos da liga e às iniciais do laboratório (HODGSON; WU; BIERMANN, 1990). Desde então, houve um crescente interesse pelo emprego destes materiais em aplicações que vão desde estruturas adaptativas até implantes utilizados pela medicina (MACHADO; SAVI, 2002).

Segundo Hodgson et al (1990), as ligas de maior importância são *NiTi*, CuZnAl e CuAlNi. As ligas *NiTi*, particularmente, são de maior potencial em aplicações comerciais porque combinam boas propriedades mecânicas com os fenômenos de memória de forma e biocompatibilidade.

## 2.2.1 Ligas níquel–titânio

A liga com memória de forma utilizada nesta pesquisa é a liga níquel–titânio, *NiTi*. As ligas *NiTi* básicas são um composto intermetálico, binário, equiatômico. Normalmente, se adiciona um excesso de níquel para diminuir a temperatura de transformação e aumentar o limite elástico da fase austenita. Assim, a liga apresenta um maior número de elementos, o que permite uma modificação significativa, tanto das suas propriedades mecânicas quanto das suas temperaturas de transformação (TURNER, 2000). O Ferro (Fe) e o Cromo (Cr) também são frequentemente adicionados para diminuir as temperaturas de transformação, bem como o Cobre (Cu) é usado para reduzir a histerese de transformação e diminuir a tensão de orientação da fase Martensita (SHAW; KYRIAKIDES, 1995).

O efeito de memória de forma de certas ligas foi descoberta nos anos 30 (sendo Arne Olander o primeiro a observá-lo em 1938). Porém, foi apenas nos anos 60 que este campo passou a ser mais explorado, com a descoberta da *NiTi*. Industrialmente, a liga *NiTi* foi utilizado pela primeira vez em 1967 na construção de uniões de tubulação para os aviões F14 (DAVIS, 2005).

Segundo Miyasaki e Otsuka (1989) (citado por: (LÓPEZ, 2005)), os primeiros passos da descoberta do efeito de memória de forma foram nos anos 1930, quando A. Orlander descobriu o efeito de superelasticidade numa liga AuCd (Ouro-Cádmio, na proporção de Au 47,5% e Cd 52,5%) em 1932, e mais tarde, em 1938, quando Greninger e Mooradian notaram que a fase martensita desaparecia com o aumento da temperatura numa liga de latão, CuZn. Nos 1950, Chang e Read descobriram o efeito de memória de forma (SME) na liga AuCd, ao recuperar uma deformação aquecendo a liga até uma temperatura crítica (DAVIS, 2005). Em 1962, conforme exposto anteriormente, observou-se o efeito de memória de forma na liga *NiTi* no “Naval Ordnance Laboratory (NOL)” (DAVIS, 2005). Este avanço abriu portas para a pesquisa de outras ligas que apresentassem o fenômeno da memória de forma, assim como para o seu estudo mecânico e suas aplicações (LÓPEZ, 2005).

Enquanto Buehler e seus colaboradores estudavam as propriedades deste material, variando as percentagens de níquel e titânio, eles observaram, em experimentos com barras de *NiTi*, que as mesmas emitiam sons diferentes. Uma vez que o amortecimento acústico era sinal de uma mudança na estrutura atômica do cristal, Buehler percebeu

que era possível provocar esta transformação tão somente por um simples aquecimento ou esfriamento da barra de *NiTi* (BUEHLER; WANG, 1968). Deste modo, tornou-se possível que o nível de ruído pudesse ser usado como um indicador do funcionamento do processo, para o controle do mesmo.

O *NiTi* tem uma fase martensítica (M) de baixa temperatura ( $T < M_f$ ), e outra fase austenítica (A) de alta temperatura ( $T > A_f$ ). Uma transformação de fase ocorre entre duas fases sólidas, envolvendo reorganização de átomos dentro da rede cristalina. A fase de baixa temperatura é conhecida como martensita, com uma estrutura cristalina complexa altamente maclada, e a fase alta temperatura é chamada austenita, com uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado. As temperaturas críticas de mudança de fase estão identificadas como  $M_s$ ,  $M_f$ ,  $A_s$  e  $A_f$ , que representam respectivamente as temperaturas de início da fase martensita, final fase martensita, início fase austenita e final fase austenita(BUEHLER; WANG, 1968).

As temperaturas de transformação da fase das *SMA*s são sensíveis à composição atômica, e as ligas *NiTi* apresentam uma sensibilidade destacada como ilustrada na figura 2.1.

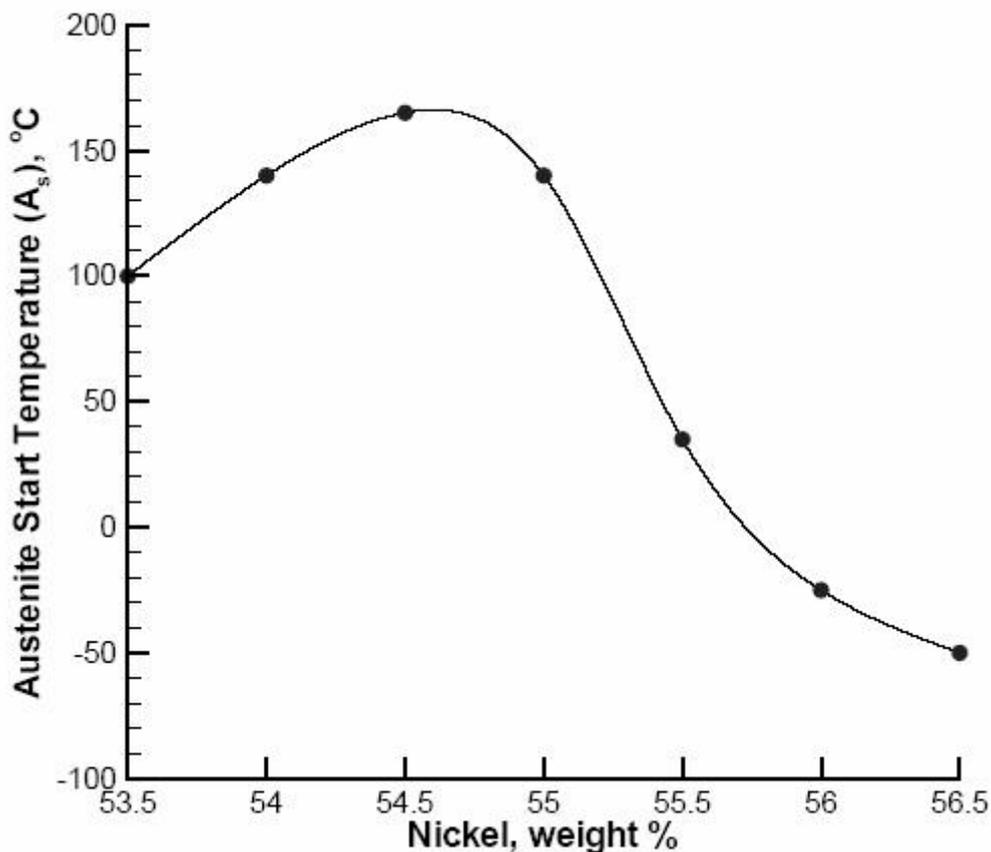


Figura 2.1: Variação de  $A_s$  em função % peso de níquel na liga *NiTi* (TURNER, 2000).

Com a mudança de fase, martensita-austenita, características importantes como

o módulo de elasticidade e resistência elétrica sofrem uma significativa modificação de seus valores numéricos. Como se mostra na figura 2.1 (TURNER, 2000), o módulo de elasticidade da *SMA* tem uma variação da ordem de  $E_A \approx 3E_M$ , onde  $E_A$  e  $E_M$  são os módulos de elasticidade da austenita e da martensita, respectivamente. Esse comportamento é exemplificado na Figura 2.2. Além disso, observa-se também um aumento em torno de 10% na resistividade elétrica (TURNER, 2000).

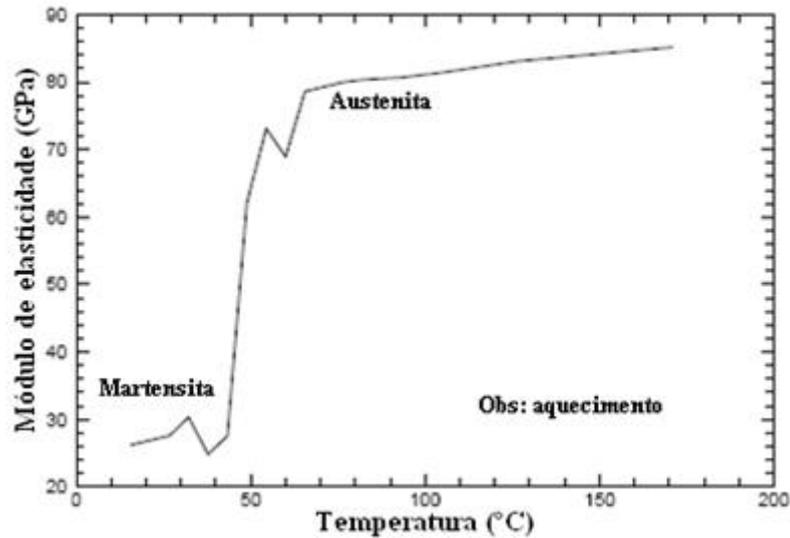


Figura 2.2: Módulo de elasticidade versus temperatura (TURNER, 2000)

## 2.2.2 Transformação Martensítica

O fenômeno de transformação de fase é responsável pelas propriedades inteligentes de uma *SMA*. Estas transformações são processos não-difusivos envolvendo fases sólidas que ocorrem a velocidades muito elevadas (LÓPEZ, 2005). Atribui-se a causa dessas transformações à diferença da energia livre entre as estruturas cristalinas constituintes envolvidas no processo, o que induz modificações nas ligações químicas, tornando as transformações de fase martensíticas de caráter essencialmente cristalográfico (STRANDBERG, 2006).

De fato existem duas possíveis fases de microconstituintes associadas: a austenita (estável a alta temperatura) e a martensita (estável a baixa temperatura). Enquanto a austenita tem uma estrutura cúbica de corpo centrado bem ordenada, que apresenta apenas uma variante, a martensita pode apresentar até vinte e quatro variantes e sua estrutura depende de tipo de transformação sofrida pelo material (FUNAKUBO, 1987 *apud* (PAIVA, 2004), p. 21).

A transformação martensítica pode ser dividida em duas seqüências: a deformação

e acomodação da rede. Durante a deformação da rede, também chamada deformação de Bain, a linha de interface entre as duas fases avança em uma linha de átomos onde cada átomo só se move em um reduzido comprimento (figura 2.3). A martensita produzida tem uma microestrutura diferente. Isto é, conseqüentemente, com um volume diferente que a fase mãe austenítica (STRANDBERG, 2006).

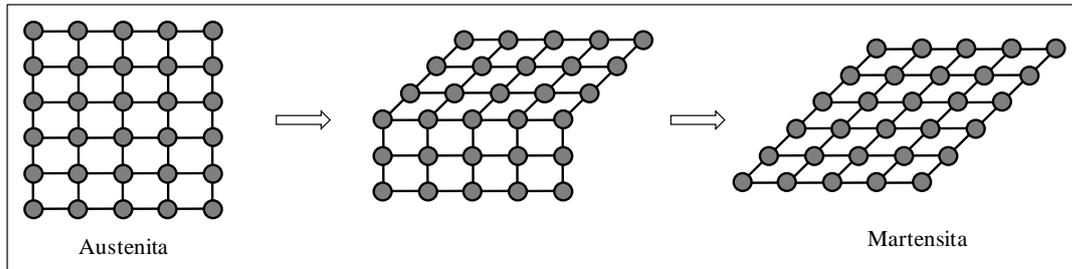


Figura 2.3: Deformação da rede da fase mãe austenítica (STRANDBERG, 2006).

Para se acomodar à mudança de forma, a rede é submetida uma segunda seqüência de transformação. Durante a acomodação, as células da rede conservam sua forma de paralelogramo, enquanto isso, o material volta a sua forma macroscópica inicial. Esta acomodação é induzida por um mecanismo de deslizamento (slip) ou de maclação (twinning) (figura 2.4). As deformações por deslizamento são permanentes, enquanto que uma deformação por maclação é reversível. Nesse sentido, para que haja uma memória de forma, a acomodação deve ser realizada por maclação para permitir uma transformação termoelástica reversível (STRANDBERG, 2006).

Uma das características da martensita induzida termicamente é possuir uma estrutura de placas orientadas aleatoriamente, enquanto a martensita induzida por tensão é caracterizada por lamelas orientadas a  $45^\circ$  em relação à tensão aplicada (figura 2.5) (STRANDBERG, 2006).

### 2.2.3 Comportamento Termomecânico das “SMA”

A transformação martensítica pode ser induzida mecânica ou termicamente. Considere-se uma amostra de SMA a uma temperatura acima de  $A_f$  e livre de tensões: neste estado o material apresenta uma microestrutura austenítica ( $A$ ) (TURNER, 2000). Esta transformação faz um trabalho significativo que pode ser usado em aplicações onde se precise de forças constantes, como atuadores ou na área biomédica e é apresentada na figura 2.6 em termos da fração da martensita versus temperatura (STRANDBERG, 2006).

A transformação de martensita termoelástica acontece quando a liga, na fase auste-

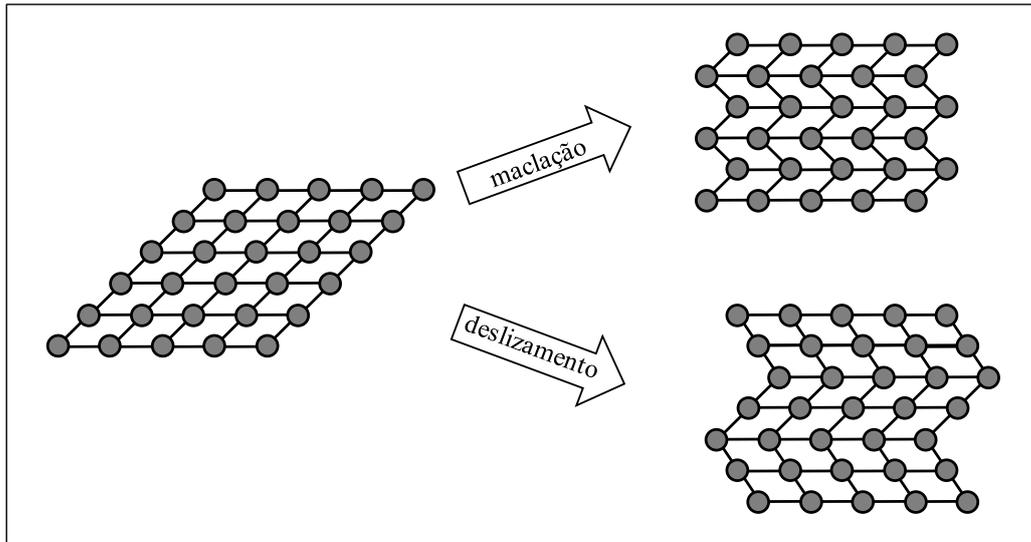
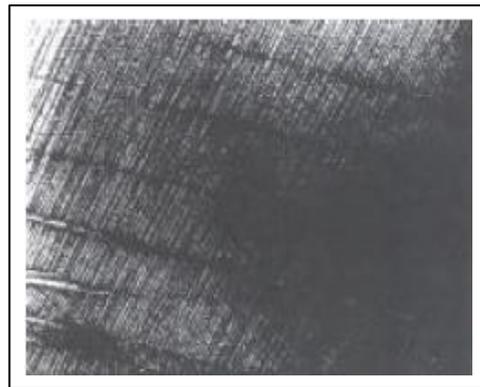


Figura 2.4: Acomodação por maclação e deslizamento (STRANDBERG, 2006).



(a) Termicamente



(b) Mecanicamente

Figura 2.5: Martensita induzida Térmica e Mecanicamente.

nita, é esfriada partindo do ponto A. O processo de transformação se inicia em  $T = M_s$  (ponto B) quando começam aparecer lamelas da fase martensita, e se prolonga até  $T = M_f$  (ponto C) abaixo da qual a fase martensita (M) é estável. Elevando-se a temperatura, a partir do ponto D, observa-se a transformação de fase inversa (trecho DA), que persiste até que a temperatura  $A_f$  seja alcançada (ponto A) (PAIVA, 2004).

Este fenômeno pressupõe três regiões distintas, duas delas relacionadas aos trechos lineares, que correspondem à expansão térmica das fases austenítica e martensítica, e uma região onde há um laço de histerese relacionado aos trechos de transformação de fase. A área de histerese corresponde à energia de trabalho da transformação (STRAND-

BERG, 2006).

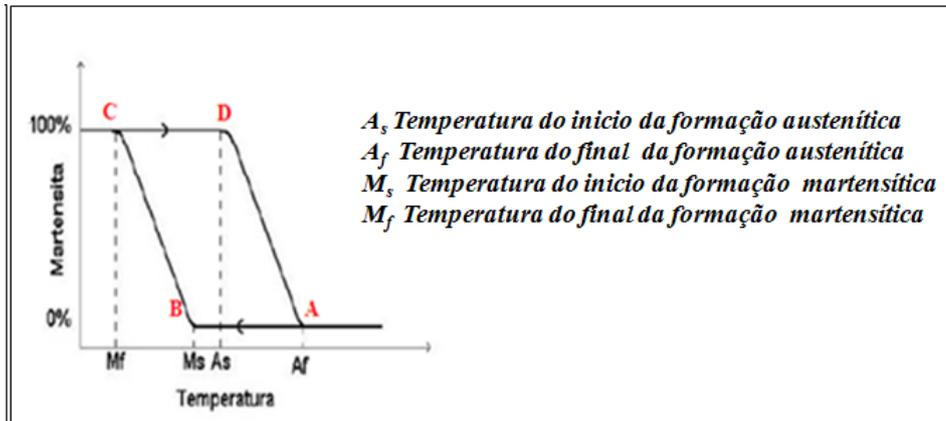


Figura 2.6: Temperaturas de transformação de fase.

### 2.2.3.1 Pseudoelasticidade

Considere-se agora uma amostra a uma temperatura acima de  $A_f$ . Nesta situação, a fase austenítica é estável. Conforme exposto na figura 2.7, para uma temperatura constante  $T > A_f$ , com a aplicação de um carregamento mecânico, o material se comporta elasticamente até que uma tensão crítica  $\sigma^{CRIT}$  seja alcançada (ponto A), quando, então, dá-se início uma transformação de fase da austenita para martensita,  $A \rightarrow M$ , (trecho AB). Esta martensita induzida por tensão apresenta no ponto B apenas uma variante associada à tração ( $M^T$ ). Ao descarregar a amostra, o material experimenta uma transformação inversa, da martensita para austenita,  $M \rightarrow A$  (trecho CD), já que para  $T > A_f$  a martensita é a fase instável na ausência de tensões (PAIVA, 2004).

É importante destacar, mais uma vez, o aparecimento de um laço de histerese (região compreendida entre os pontos A, B, C e D). Vale ressaltar que existe um limite à recuperação dessas deformações representado pelo limite elástico da fase produto obtida após a transformação, a partir do qual o material passa a se comportar plasticamente e a deformação não mais pode ser recuperada (PAIVA, 2004).

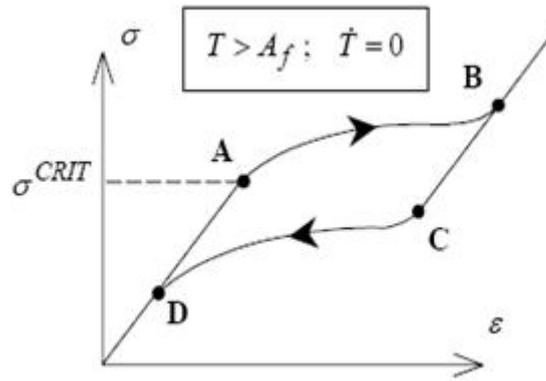


Figura 2.7: Fenômeno de pseudoelasticidade

### 2.2.3.2 Efeito de memória de forma (“SME, Shape memory effect”)

Considere uma amostra com uma estrutura martensítica ( $M$ ), obtida a partir do resfriamento a uma temperatura inferior a  $M_f$ . Com a aplicação de um carregamento mecânico, tem-se uma resposta elástica até que uma tensão crítica  $\sigma^{CRIT}$  (figura 2.8) seja alcançada (ponto A), dando início a um processo de reorientação da martensita, resultando em uma única variante martensítica associada à tração ( $M^T$ ). Durante este processo de reorientação  $M \rightarrow M^T$ , a tensão não se desenvolve muito em comparação com a deformação alcançada (trecho AB). A partir do ponto B, a liga volta a apresentar um comportamento elástico. Ao descarregar a amostra, não há uma nova conversão em diversas variantes, pois esta única variante resultante é termodinamicamente estável para  $T < M_f$ , havendo apenas a recuperação elástica (PAIVA, 2004).

Para retornar à geometria original do corpo, é necessário aquecê-lo a uma temperatura superior a  $A_f$  e resfriá-lo à temperatura inicial abaixo de  $M_f$ , promovendo, assim, a recuperação da deformação residual  $\varepsilon^{TR}$  (PAIVA, 2004).

## 2.3 MATERIAIS COMPÓSITOS

O avanço da ciência e a evolução de novas tecnologias exigem a descoberta e utilização de materiais com uma combinação não usual de propriedades, impossível de encontrar com os materiais convencionais (CALLISTER, 2002).

Esta necessidade promoveu um grande esforço no sentido do desenvolvimento de pesquisas com a combinação de materiais já conhecidos, como os metais, cerâmicas e polímeros, os quais atenderiam as demandas de novos sistemas tecnológicos que não podiam ser atendidos pelos materiais existentes até aquele momento, como por exemplo,

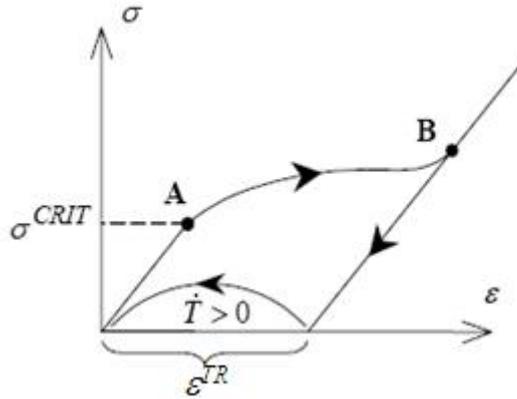


Figura 2.8: Efeito de memória de forma

na indústria aeronáutica ou aeroespacial (CALLISTER, 2002). Por isto, a Engenharia buscou desenvolver materiais com propriedades estruturais superiores, que possuam baixa densidade com rigidez, resistência à abrasão e a impactos elevados, além de serem pouco susceptíveis à corrosão. Com os materiais compósitos é possível obter essas combinações de características (CALLISTER, 2002).

Os materiais compósitos são materiais formados por dois ou mais materiais distintos combinados em uma unidade estrutural macroscópica. Na natureza, esta classe de materiais existe há milhões de anos - um dos exemplos mais comuns são os ossos. A manufatura deste tipo de material é milenar: há referências históricas sobre a utilização de argila reforçada com palha e bambu em tijolos no Antigo Egito. No século XIX já se utilizavam barras de ferro para reforçar alvenarias, abrindo-se assim o caminho para o desenvolvimento do concreto armado; nos anos 1940 generalizou-se a utilização de plásticos reforçados em componentes elétricos e a partir de 1960 desenvolveram-se as fibras de carbono - que foram, a partir de 1968, aplicadas em aviões (KAW, 2006).

Os compósitos são obtidos de combinações entre ligas metálicas, materiais cerâmicos e/ou polímeros, visando obter um conjunto de propriedades que nenhum dos materiais convencionais apresenta individualmente, tais como baixa condutividade elétrica, módulo de elasticidade alto, ou baixa densidade. Estas combinações pode ser fabricadas em diversas cores e formatos, possuem baixo custo de manutenção e alta resistência à corrosão química, são de fácil instalação e alta resistência mecânica (Gibson, 1994). Os materiais compósitos são constituídos de duas fases: matriz e reforço. A matriz é o que confere estrutura ao material compósito, preenchendo os espaços vazios que ficam entre os materiais reforços e mantendo-os em suas posições relativas (CALLISTER, 2002). Os reforços são os que realçam propriedades mecânicas, eletromagnéticas ou químicas do material compósito como um todo. Pode ainda surgir uma sinergia entre matriz e reforço que resulte, no material compósito final, em propriedades não existentes nos materiais originais (CALLISTER, 2002). As propriedades dos compósitos

ocorrem em função das propriedades das fases constituintes, das proporções relativas e da geometria das fases dispersas (CALLISTER, 2002). É importante ter em conta a geometria do reforço, visto que as propriedades mecânicas do compósito dependem da forma e das dimensões desse componente. Os reforços apresentam-se, em geral, sob a forma de partículas, fibras curtas (ou descontínuas), ou fibras longas (ou contínuas, com diâmetros compreendidos entre 3 e 30  $\mu\text{m}$ ). O compósito de fibras descontínuas contém pequenas fibras (por exemplo fibras picadas ou whiskers) como reforçadoras, ao passo que o compósito de fibras contínuas são elementos reforçados por longas fibras contínuas sendo os mais eficientes sob o ponto de vista de rigidez e resistência. Nestes últimos, as fibras podem ser orientadas paralelamente (unidirecional), formando ângulos retos entre si (crossply) ou distribuídas em várias direções (multidirecional). Por sua vez, os compósitos particulados consistem de partículas de vários tamanhos e formas dispersas aleatoriamente dentro de uma matriz (DANIEL & ISHAI, 2006 citado por CASTILHO, 2008). Na figura 2.9 indicam-se e exemplificam-se as diferentes naturezas dos constituintes de um material compósito.

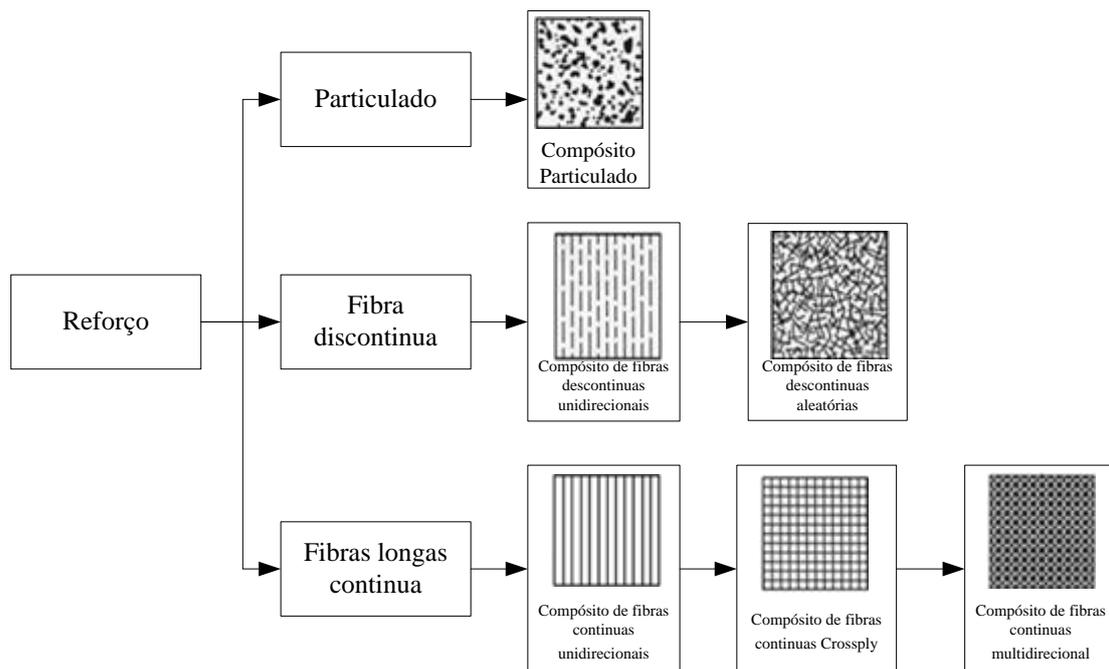


Figura 2.9: Classificação dos materiais compósitos ( adaptada de DANIEL & ISHAI, 2006 citada por CASTILHO, 2008).

O principal objetivo da fabricação de compósitos, conforme exposto, é o de combinar diversos materiais para produzir um material com propriedades superiores às dos componentes isolados. A combinação dos materiais constituintes é decidida a partir da

aplicação específica que se pretende dar ao material compósito, e também da relativa importância de vários fatores como:

- Resistência à corrosão;
- Rigidez;
- Peso;
- Resistência à fadiga;
- Expansão térmica;
- Propriedades eletromagnéticas;
- Condutibilidade térmica;
- Comportamento acústico.

As elevadas resistência e rigidez específicas continuam a ser a combinação mais desejada no desenvolvimento os materiais compósitos para novas áreas, sendo a grande capacidade de amortecimento e o baixo coeficiente de expansão térmica características que podem ser adaptadas para aplicações específicas. Os denominados compósitos avançados permitem reduzir os problemas de fadiga, possibilitando maior flexibilidade no projeto e nos processos de fabricação. Outras vantagens dos materiais compósitos são a resistência a cargas estáticas a temperaturas extremas, à corrosão e ao desgaste que podem conduzir a custos mais baixos e aumento do ciclo de vida do produto (MOREIRA, 2009). “As características mecânicas dos compósitos reforçados com fibras também dependem do tipo de carga aplicada na matriz e como se transmite à fibra”. Ao aplicar um esforço de tração na matriz gera-se um padrão de deformação como se mostra na figura 2.10 (CALLISTER, 2002).

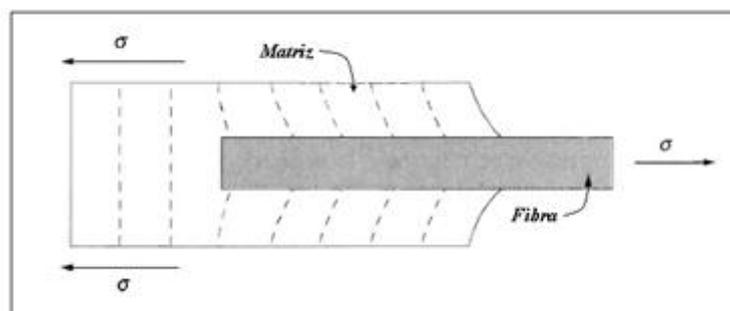


Figura 2.10: Padrão de deformação gerado por força de tração (CALLISTER, 2002)

Durante os últimos 20 anos, verificou-se um grande desenvolvimento de compósitos para aplicações. A principal motivação desta grande evolução foi a possibilidade

de se produzirem compósitos com altas propriedades mecânicas e baixas densidades que pudessem substituir materiais usualmente utilizados como o aço e madeira. A combinação de polímeros de alto desempenho com fibras cerâmicas ou poliméricas de elevados módulo de elasticidade e resistência mecânica permitiu a produção de novos compósitos com um grupo de propriedades específicas superiores ao aço, alumínio e outros (MOREIRA, 2009).

### 2.3.1 Fibras

Em compósitos estruturais, as fibras são os materiais mais empregados como reforço. Em geral, o reforço é constituído de cabos e fibras com milhares de filamentos (CALLISTER, 2002) e “podem-se apresentar na forma de fibras contínuas, picadas e na forma de partículas” (LEVY; PARDINI, 2006). A espessura de cada filamento varia entre 5 a 15  $\mu\text{m}$ , dependendo do tipo de fibra, possibilitando assim sua fabricação em máquinas têxteis (GAY; HOA; TSAI, 2003).

As fibras ou filamentos são o elemento de reforço descontínuo do material compósito, e é, via de regra, mais resistente do que a matriz, porém, estes elementos dos compósitos estruturais são os que suportam carregamento mecânico (LEVY; PARDINI, 2006). Quando assume a forma de fibras unidirecionais, o reforço confere ao material compósito maior rigidez, resistência à ruptura e capacidade de resistência, quando a direção do carregamento é paralela à disposição da fibra (CALLISTER, 2002). As fibras podem ser, conforme visto, contínuas ou descontínuas. Segundo Mattheus & Rawlings (1994, citado por Castilho 2008), como componentes estruturais ambas as formas — contínuas e descontínuas — têm a função de suportar os esforços provenientes da matriz, porém com características distintas que influenciam o desempenho mecânico dos compósitos.

Castilho (2008), citando Carlsson & Pipes (1987), classifica as diferentes fibras, a partir de suas características. As fibras podem ser definidas como unidirecionais quando orientadas segundo uma mesma direção; bidimensionais quando orientadas segundo duas direções ortogonais na forma de tecidos, ou com as fibras orientadas aleatoriamente; e tridimensionais, quando as fibras são orientadas no espaço tridimensional, como, por exemplo, os casos dos tecidos multidimensionais. As fibras mais utilizadas são as de vidro, carbono e aramida, além de fibras produzidas a partir de polímeros sintéticos.

### 2.3.1.1 Fibra de Vidro

É o tipo de fibra de reforço mais utilizada em compósitos de matriz polimérica (LEVY; PARDINI, 2006). Suas vantagens incluem a alta resistência à tração mecânica, baixo custo, alta resistência química à oxidação e boas propriedades isolantes (KAW, 2006). “As desvantagens deste tipo de fibra são associadas ao relativo baixo módulo de elasticidade, auto-abrasividade e à baixa resistência à fadiga quando é agregada a compósitos” (LEVY; PARDINI, 2006). As fibras de vidro são isotrópicas e, portanto, o módulo de elasticidade nas direções axial e transversal ao filamento é idêntico e podem ser produzidas tanto na forma de filamentos contínuos como na forma de fibra picada (figura 2.11) (LEVY; PARDINI, 2006).

A expressão “fibra de vidro” pode tanto referir-se à própria fibra como ao material compósito plástico reforçado com fibra de vidro, que é popularmente conhecido pelo mesmo nome. Trata-se de um material composto da aglomeração de finíssimos filamentos de vidro com módulo de elasticidade de 70 GPa, altamente flexíveis, e, quando adicionado à resina poliéster (ou outro tipo de resina), transforma-se em um composto cujo nome comum é PRFV, ou seja, “Plástico Reforçado com Fibra de Vidro” (MOREIRA, 2009). Alguns dos tipos de fibras de vidro mais comuns são: vidro-C (chemical), vidro-E (electrical) e vidro-S (Stiffness). A fibra de vidro-E é a mais utilizada no reforço estrutural de compósitos de matriz polimérica (MOREIRA, 2009). As propriedades da fibra de vidro-E podem ser observadas na tabela 2.1).

Tabela 2.1: Propriedades da fibra de vidro-E (LEVY; PARDINI, 2006).

	<b>Vidro-E</b>
Massa específica ( $g/cm^3$ )	2,54
Módulo de elasticidade (GPa)	70
Módulo específico (Mm)	27

Existem várias configurações comerciais da fibra de vidro: Mechas, mantas e tecidos de fibra de vidro. As mantas de fibra picotadas são formadas por mechas picotadas de comprimento de 25 e 50 mm, uniformes e aleatoriamente distribuídas num plano e aderidas entre si por um adesivo, de forma a facilitar a manipulação até sua utilização final, quando da combinação com a resina na construção do compósito. Estas mantas são produzidas em larguras de 5 cm até 2 m e pesos de  $0,25 \text{ Kg}/m^2$ . Estas podem ajustadas a formas complexas sem desmontar ou rasgar, tornando-se úteis na moldagem manual de peças e na moldagem por prensa (MENDONÇA, 2005)

Algumas vantagens e desvantagens da fibra de vidro são resumidas na tabela 2.2) e alguns tecidos comerciais são mostrados na figura 2.11.

Tabela 2.2: Vantagens e desvantagens da fibra de vidro (MOREIRA, 2009).

<b>Vantagens</b>	<b>Desvantagens</b>
Elevada resistência à tração Baixo custo relativamente às outras fibras Elevada resistência química à oxidação Boas propriedades de isolamento acústico, térmico e elétrico	Módulo de elasticidade reduzido Elevada massa específica Sensibilidade à abrasão Baixa resistência à fadiga

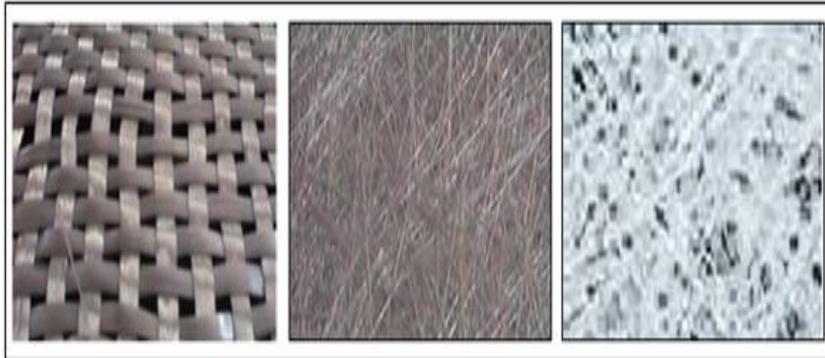


Figura 2.11: Tecidos de fibra de vidro (MOREIRA, 2009).

### 2.3.1.2 Fibras de aramida

As fibras poliméricas têm ganhado uma significativa importância como reforço de compósitos, entre estas as fibras de aramida (LEVY; PARDINI, 2006). As fibras aramídicas (poli-para-fenileno tereftalamida) são fibras de origem orgânica ou sintética, obtidas por trefilagem de poliamidas aromáticas (benzeno). São geralmente designadas pelo nome comercial de KEVLAR (MOREIRA, 2009) e foram primeiramente desenvolvidas pela DuPont Co., em 1968 (LEVY; PARDINI, 2006). A resistência mecânica e estabilidade térmica são muito superiores às correspondentes propriedades de outras fibras orgânicas (MOREIRA, 2009). Além de reforço para compósitos são agasalhos resistentes ao fogo, filtros de ar quente pneumáticos e cabos (LEVY; PARDINI, 2006). Estas fibras são manufaturadas por processos de extrusão a temperaturas de até 200 °C (LEVY; PARDINI, 2006).

Algumas vantagens e desvantagens são mostradas na tabela 2.3, e um tecido de fibra de aramida é mostrado na figura 2.12.

Tabela 2.3: Vantagens e desvantagens da aramida

Vantagens	Desvantagens
Baixa massa específica Elevada resistência à tração Elevada resistência ao impacto Baixa condutividade elétrica Elevada resistência à abrasão Excelente comportamento sob temperaturas elevadas de serviço	Baixas resistências à compressão Degradação lenta sob luz ultravioleta Elevada absorção de umidade Custo relativamente elevado Elevada durabilidade



Figura 2.12: Tecido de fibra de aramida (LDA, 2010)

### 2.3.1.3 Fibras de Carbono

As fibras carbônicas ou fibras de carbono são matérias primas que provêm da pirólise de materiais carbonáceos que produzem filamentos de alta resistência mecânica, usados para os mais diversos fins, entre estes motores de foguetes e naves espaciais. Durante o século XX foram desenvolvidos diversos materiais fibrosos de carbono e grafite, que têm desempenhado um papel importante no desenvolvimento tecnológico humano. O carbono possui propriedades refratárias excepcionais, sua temperatura de vaporização chega aos 3.700 °C, e sua resistência às modificações químicas e físicas é bastante alta em temperaturas relativamente elevadas (ROBERTS, 2008). Considerando-se a temperatura de tratamento térmico final, as fibras de carbono podem ser classificadas em três tipos:

- Tipo I: temperaturas de tratamento térmico final acima de 2000 °C, sendo associada com fibras alto módulo de elasticidade;
- Tipo II: temperatura de tratamento térmico final ao redor de 1500 °C sendo associada com fibras de alta resistência;

- Tipo III: fibras com tratamento térmico final menor que 1000 °C sendo fibras de baixo módulo de elasticidade e baixa resistência (LEVY; PARDINI, 2006).

As fibras de carbono são produzidas a partir de precursores orgânicos que se encontram já em forma de filamentos através das seguintes operações (MOREIRA, 2009):

- Oxidação controlada que consiste numa estabilização entre 200 e 300°C simultaneamente com estiramento para induzir no material precursor a orientação molecular adequada;
- Carbonização em atmosfera inerte, normalmente nitrogênio a uma temperatura entre os 1000 e os 1500°C; ou
- Grafitização (só as fibras de grafite) a mais de 1800°C, onde sob estiramento o material é convertido em fibras de alto módulo pela orientação longitudinal de planos (LEVY; PARDINI, 2006).

Na tabela 2.4 são mostradas as vantagens e desvantagens da fibra de carbono e na figura 2.13 se mostra um tecido de fibra de carbono.

Tabela 2.4: Vantagens e desvantagens da fibra de carbono (MOREIRA, 2009)

Vantagens	Desvantagens
Elevada resistência à tração	Reduzida resistência ao impacto
Elevado módulo de elasticidade longitudinal	Elevada condutibilidade térmica
Baixa massa específica	Fratura frágil
Elevada condutibilidade elétrica	Baixa deformação antes da fratura
Elevada estabilidade dimensional	Baixa resistência à compressão
Baixo coeficiente de dilatação térmica	Custo elevado
Inércia química exceto em ambientes fortemente oxidantes	
Boas características de amortecimento estrutural	

Existem outras fibras que podem ser usadas no reforço de materiais compósitos, tais como boro, poliéster, polietileno, quartzo, e até mesmo fibras naturais como a juta, o sisal, o bagaço de cana de açúcar e o bambu (MOREIRA, 2009).

Uma fração volumétrica maior de fibras aumenta a resistência e a rigidez do compósito, no entanto, a fração volumétrica máxima de fibras é aproximadamente de 80%

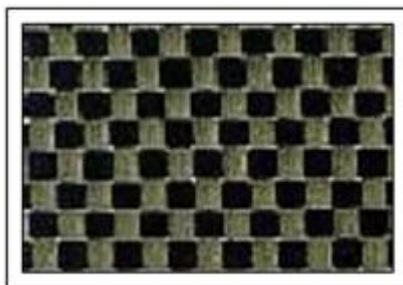


Figura 2.13: Tecido de fibra de carbono (MOREIRA, 2009)

(CALLISTER, 2002). Os arranjos unidirecionais das fibras produzem propriedades anisotrópicas com resistência e rigidez máximas paralelas às fibras. Estas fibras chamam-se camadas de  $0^\circ$ , indicando que todas as fibras estão alinhadas na direção do esforço aplicado. Uma das características únicas dos materiais compósitos é o desenho da posição das fibras, para tolerar condições diferentes de carga. Podem-se introduzir, por exemplo, fibras longas e contínuas em diferentes direções com arranjos ortogonais (camadas  $0^\circ/90^\circ$ ), obtendo-se boa resistência. A figura 2.14 mostra os diferentes arranjos de fibras no compósito (CALLISTER, 2002).

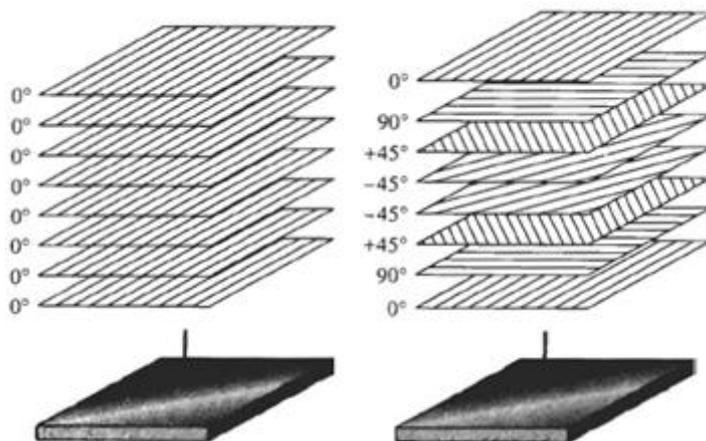


Figura 2.14: Arranjos das fibras dentro da matriz

### 2.3.2 Matriz

A função principal da matriz é manter a integridade estrutural do compósito por meio de ligação simultânea com as fibras em virtude de suas características coesivas e adesivas (MENDONÇA, 2005). Além disso, deve manter a coesão das fibras e garantir as seguintes funções:

- Proteger as fibras do meio envolvente;

- Proteger as fibras do dano durante o manuseamento;
- Distribuir o carregamento pelas fibras; e
- Redistribuir o carregamento pelas fibras resistentes em caso de ruptura.

Os principais requisitos da matriz se apresentam na tabela 2.5.

Tabela 2.5: Propriedades desejáveis para os materiais da matriz (MOREIRA, 2009).

<b>Propriedades Mecânicas</b>	Resistência à tração elevada
	Ductilidade
	Resistência ao corte
	Tenacidade
	Resistência ao impacto
<b>Propriedades Térmicas</b>	Resistência a temperaturas extremas
	Coefficiente de dilatação térmica, próximo da fibra
	Baixa condutividade térmica
<b>Propriedades Químicas</b>	Boa adesão às fibras
	Resistência à degradação em ambientes quimicamente agressivos
	Baixa absorção de umidade
<b>Outras propriedades</b>	Baixo custo
	Solidificação ou cura rápida

Atualmente, há uma grande variedade de matrizes disponíveis para a fabricação de compósitos, que podem classificar-se em *a)* poliméricas; *b)* cerâmicas; *c)* metálicas; *d)* carbono. As matrizes poliméricas podem ser originadas a partir de resinas termorrígidas e termoplásticas. No âmbito dos reforços estruturais, as resinas termorrígidas representam a matriz ideal para a confecção dos compósitos reforçados com fibras, porque proporcionam, dentre outras propriedades, boa estabilidade térmica, boa resistência química e baixa fluência (MENDONÇA, 2005).

A principal diferença entre as duas categorias das matrizes poliméricas é que a matriz termoplástica pode ser refundida, enquanto que a matriz termorrígida, após da cura, não poder ser submetida a outra fundição. Por outro lado, matrizes termorrígidas conferem melhores propriedades mecânicas aos compósitos estruturais (BRITO, 2007).

A resina epóxi é o principal polímero termorrígido para aplicações de engenharia de compósitos poliméricos devido à baixa retração durante a cura, excelente adesão a uma variedade de superfícies, boa estabilidade dimensional, baixa absorção de umidade, boas propriedades térmicas e elétricas, excelente resistência química e a intempéries com alta

relação resistência/peso (KAW, 2006). A resistência à tração de sistemas epóxi curados variam de 40 a 90 MPa, enquanto o módulo elástico varia de 2,5 a 6,0 GPa, com a deformação de ruptura variando na faixa de 1 a 6% (LEVY; PARDINI, 2006). Algumas propriedades da matriz polimérica epóxi são amostradas na tabela 2.6

Tabela 2.6: Propriedades típicas de uma resina epóxi (PERRUT, 2009)

Propriedades	Resina epóxi
Módulo de elasticidade (GPa)	2,7 – 3,38
Limite de resistência (MPa)	35-85
Densidade ( $g/cm^3$ )	1,38
Temperatura de serviço ( $^{\circ}C$ )	25-85
Temperatura de transição $T_g$ ( $^{\circ}C$ )	150 – 200
Coefficiente de expansão térmica ( $10^{-5} \text{ }^{\circ}C^{-1}$ )	8-11
Absorção de água (24 h%)	0,1

### 2.3.3 Materiais híbridos com memória de forma (*SMAHC*)

Nos últimos anos, foram realizadas muitas pesquisas sobre materiais compósitos híbridos com memória de forma (Shape Memory Alloy Hybrid Composites - *SMAHC*). Destaca-se o estudo de Paine & Rogers (1994) (PAINE; ROGERS, 1994) sobre dois métodos de aplicação das *SMA*s em estruturas *SMAHC*: o primeiro, com os atuadores de *SMA* embutidos na matriz compósita, e o segundo com os elementos com memória de forma posicionados a certa distância do eixo neutro da estrutura. No laboratório de pesquisas tecnológicas da agência espacial americana (*NASA LaRC*), um trabalho experimental foi desenvolvido sobre estruturas de *SMAHC* com lamelas de *NiTi* embutidas, bem como um novo modelo termoelástico (TURNER, 2000). Outros trabalhos realizados por Chaudhry & Rogers (1991) incluem um controle ativo de vibrações de vigas de *SMAHC*.

Os “*SMAHC*” são fabricados embutindo os elementos de *SMA* nas matrizes compósitas. Como mostra a figura 2.15, esses fios podem ser pré-deformados, para controle de forma, ou sem deformação, para controle de rigidez na matriz compósita (OTSUKA; WAYMAN, 1998).

Existem poucos relatos sobre o uso deste tipo de compósito, entretanto muitas pesquisas já se encontram em fase de protótipos. A limitação do uso desses materiais “*SMAHC*” está no fato de seu comportamento cíclico térmico não ser bem conhecido (ZHENG; CUI; SCHROOTEN, 2005). Porém, as potencialidades desses materiais “*SMAHC*” têm despertado interesse especial devido às grandes possibilidades de aplicação (CASTILHO, 2008).

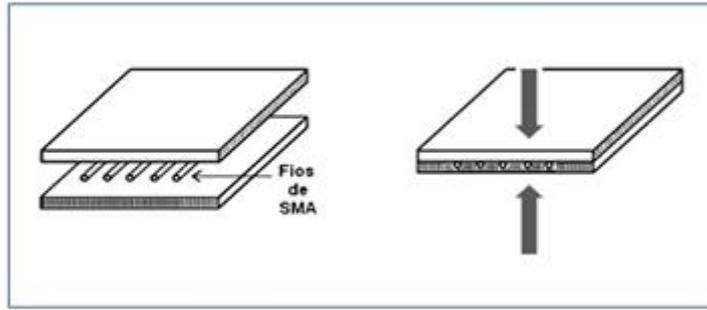


Figura 2.15: Placa de fios de “SMA” embebido em uma matriz compósita

Os compósitos inteligentes devem ser separados dos compósitos estruturais, pois a sua aplicação primária não é estrutural (mais leve, mais rígido ou mais flexível), mas sim como um dispositivo de forma variável, capaz de reagir, de se adaptar a uma alteração de temperatura, como os *SMAHCs*. São estruturas capazes de atuar como sensor, processador e atuador (NASCIMENTO, 2009).

Algumas aplicações dos *SMAHCs* compreendem dispositivos para atenuar as vibrações através de uma faixa de frequência apenas alterando-se a temperatura dos elementos com memória de forma, como o dispositivo apresentado no trabalho de Williams et al (2002) (WILLIAMS; CHIU; BERNHARD, 2002) citado por Castilho (2008) no qual a memória de forma possui a capacidade de alterar sua rigidez de acordo com a temperatura em que os elementos com memória se encontram na matriz compósita. Este tipo de dispositivos podem ser usados em amortecedores para estruturas de edifícios. Num caso de tremor de terra seriam ótimos dissipadores de energia junto dos elementos estruturais de pontes e edifícios, sendo capazes de recuperar totalmente ou parcialmente dos danos infligidos (NASCIMENTO, 2009)

### 2.3.4 Descrição elástica de um compósito híbrido com memória de forma (*SMAHC*)

O estudo da micromecânica dos materiais compósitos está baseado principalmente em um caso particular, denominado regra das misturas, uma metodologia de cálculo de propriedades baseada nas proporções volumétricas de seus constituintes. É importante ressaltar que a regra das misturas é adequada somente para certas situações. A densidade de um material compósito é um exemplo onde a regra das misturas é aplicada rotineiramente. Caso haja a necessidade de informações de propriedades mecânicas mais precisas, recomenda-se o uso de aproximações mais sofisticadas baseadas na teoria da elasticidade (PERRUT, 2009).

### 2.3.4.1 Análise do *SMAHC* com disposição de fibras e fios de *SMA* unidirecionais e orientadas a $0^\circ$ na direção da tensão aplicada

Por meio de uma análise micromecânica é possível obter algumas constantes elásticas, propriedades térmicas, tensões transversais e analisar o processo de transferência de carga da matriz para a fibra (PERRUT, 2009), e neste caso, aos fios de *SMA* embutidos no compósito. Assumindo que as seções planas deste compósito permaneçam planas após a deformação e aplicando-se uma força  $F$  na direção das fibras e dos fios de *SMA*, admitindo-se que os componentes estão aderidos perfeitamente e possuem o mesmo coeficiente de Poisson, então cada material estará submetido ao mesmo alongamento longitudinal  $\Delta l$  (PERRUT, 2009).

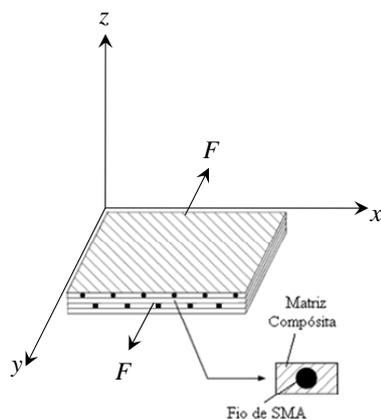


Figura 2.16: Esquema da aplicação da tensão no compósito híbrido

As propriedades dos *SMAHC* (com fibras e fios alinhados) têm caráter altamente anisotrópico. A análise a seguir considera o comportamento elástico de um compósito híbrido com *SMA*, que tem fibras de reforço e fios de *SMA* dispostos longitudinalmente o e do mesmo tamanho que a matriz, submetido a uma tensão axial na mesma direção das fibras e os fios, conforme esquema da figura 2.16 (CALLISTER, 2002). Além disso, a ligação interfacial, entre as fibras e a matriz, é considerada perfeita, ou seja, as deformações das fibras, a matriz e os fios são iguais, numa situação de isodeformação (LEVY; PARDINI, 2006). Para estas condições, a carga total,  $F_c$ , suportada pelo compósito pode ser expressa como a soma das cargas suportadas pelas fibras,  $F_f$ , pela matriz,  $F_m$  e  $F_{SMA}$  pela liga de *SMA*, e considerando que a interfase entre a matriz e o fio de *SMA* é perfeita obtém-se o seguinte:

$$F_C = F_f + F_m + F_{SMA} \quad (2.1)$$

Da definição de tensão,  $\sigma = \frac{F}{A}$ , chega-se a seguinte equação:

$$\sigma_c A_c = \sigma_f A_f + \sigma_m A_m + \sigma_{SMA} A_{SMA} \quad (2.2)$$

Onde  $\sigma_C$ ,  $\sigma_f$ ,  $\sigma_m$ ,  $\sigma_{SMA}$ ,  $A_c$ ,  $A_f$ ,  $A_m$  e  $A_{SMA}$ , são respectivamente, a tensão normal e área transversal do compósito, fibra, matriz e fios de *SMA*.

Para obter as frações volumétricas das fases fibra  $\xi_f$ , matriz,  $\xi_m$ , e os fios de *SMA*,  $\xi_{SMA}$ , tendo em conta que a espessura é uniforme e as três fases tem o mesmo comprimento e mesma largura, dividem-se todos os termos da equação 2.2 pela área de seção transversal total do compósito híbrido  $A_c$ , e se obtém:

$$\sigma_C = \sigma_f \frac{A_f}{A_C} + \sigma_m \frac{A_m}{A_C} + \sigma_{SMA} \frac{A_{SMA}}{A_C} \quad (2.3)$$

Sabendo que a fração volumétrica é dada por  $\xi = \frac{A}{A_{total}}$ :

$$\sigma_C = \sigma_f \xi_f + \sigma_m \xi_m + \sigma_{SMA} \xi_{SMA} \quad (2.4)$$

Da hipótese de isodeformação do compósito híbrido, tem-se:

$$\varepsilon_C = \varepsilon_f = \varepsilon_m = \varepsilon_{SMA} \quad (2.5)$$

Onde  $\varepsilon_C$ ,  $\varepsilon_f$ ,  $\varepsilon_m$  e  $\varepsilon_{SMA}$  são as deformações do compósito, as fibras, a matriz e a *SMA* respectivamente. Dividendo cada termo da equação 2.4 pela respectiva deformação e considerando que a Lei de Hooke considera que  $\sigma = \varepsilon E$ , tem-se:

$$E_C = E_f \xi_f + E_m \xi_m + E_{SMA} \xi_{SMA} \quad (2.6)$$

Onde  $E_C$ ,  $E_f$ ,  $E_m$  e  $E_{SMA}$  são, respectivamente, os módulos de elasticidade do compósito híbrido, das fibras, da matriz e da *SMA* embutida. A equação 2.6, também conhecida como “Regra das Misturas” para o módulo de elasticidade (CALLISTER, 2002), representa o módulo de elasticidade do compósito para fibras dispostas e alinhadas longitudinalmente, ou seja, corresponde a média ponderada da fração volumétrica dos módulos de elasticidade das fibras e da matriz.

### 2.3.4.2 Análise do compósito com disposição de fibras de vidro–E curtas e aleatórias

Segundo Turner (2000), as teorias constitutivas para materiais *SMAHC* podem ser desenvolvidas a partir de modelos micro-estruturais de *SMA*. A matriz é formada por um material compósito reforçado com fibra de vidro–E e um atuador de *SMA* (figura 2.17).

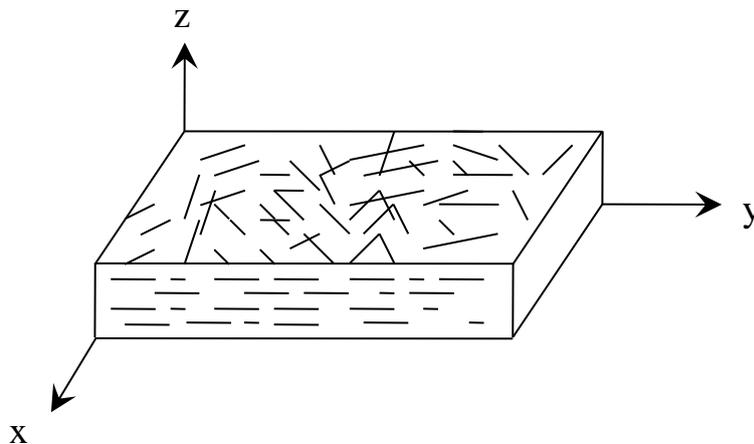


Figura 2.17: Representação de um elemento de volume *SMAHC*

No caso do compósito, aplica-se a teoria clássica de laminação para uma análise micromecânica de compósitos formados por camadas de resina com fibras curtas e em disposição aleatória e uma camada central de fios de *SMA*. Também, adota-se pressupostos para o laminado comumente conhecidos como hipóteses de Kirchhoff, que são (MENDONÇA, 2005):

- O laminado consiste de lâminas perfeitamente coladas, isto é, sem deslizamento ou descolamento
- A camada de resina que é usada para unir as lâminas é infinitesimalmente fina e não deformável por cisalhamento. Isso significa que os deslocamentos são contínuos através das lâminas.
- O laminado é considerado delgado, em relação a uma das dimensões da superfície.
- Hipótese das seções planas: uma linha originalmente reta e perpendicular que define a geometria da estrutura permanece reta e perpendicular a essa superfície

quando o laminado for estendido e flexionado.

- Os segmentos normais à superfície de referência são considerados inextensíveis, isto é, têm comprimentos constantes. Isso significa que  $\varepsilon_z$  em qualquer ponto.

As fibras têm, tipicamente, de 20 a 25 mm de comprimento, orientadas de forma aleatória. Esta aleatoriedade, entretanto, só se aplica no plano  $xy$ . Ao longo dos planos transversais  $xz$  e  $yz$  (figura ??) é mais freqüente as fibras se disporem todas paralelamente ao plano  $xy$ . Isso forma um material isotrópico no plano  $xy$  (MENDONÇA, 2005).

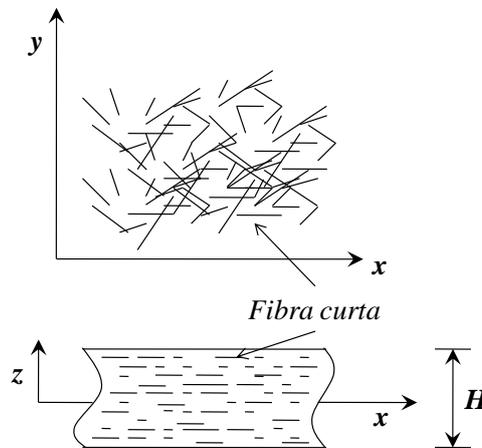


Figura 2.18: Modelo para manta de fibra curta aleatoriamente orientadas no plano  $xy$  (MENDONÇA, 2005)

Considera-se o laminado de espessura  $H$  composto por um número infinito de lâminas, cada uma com uma orientação distinta, uniforme e continuamente distribuídas entre  $0^\circ$  e  $180^\circ$ . Se considerarmos que as fibras são distribuídas aleatoriamente, podemos considerar que existe uma fibra em cada orientação ao longo da espessura. Assim, pode-se considerar uma variação linear para as orientações ao longo da espessura da placa, isto é

$$\theta(z) = \pi + \frac{2\pi}{H}z. \quad (2.7)$$

Para cada lâmina de espessura diferencial, de orientação  $\theta(z)$ , a rigidez é dada por:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \overline{Q}_{11} & \overline{Q}_{12} & \overline{Q}_{16} \\ \overline{Q}_{21} & \overline{Q}_{22} & \overline{Q}_{26} \\ \overline{Q}_{61} & \overline{Q}_{62} & \overline{Q}_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (2.8)$$

onde, as componentes da matriz são dadas por:

$$\begin{aligned} \overline{Q}_{11} &= Q_{11}\cos^4\theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66})\text{sen}^2\theta\cos^2\theta + Q_{22}\text{sen}^4\theta, \\ \overline{Q}_{22} &= Q_{11}\text{sen}^4\theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66})\text{sen}^2\theta\cos^2\theta + Q_{22}\cos^4\theta, \\ \overline{Q}_{66} &= (Q_{11} + Q_{22} - 2Q_{12} - Q_{66})\text{sen}^2\theta\cos^2\theta + Q_{66}(\text{sen}^4\theta + \cos^4\theta), \\ \overline{Q}_{12} &= (Q_{11} + Q_{22} - 4Q_{66})\text{sen}^2\theta\cos^2\theta + Q_{12}(\text{sen}^4\theta + \cos^4\theta), \\ \overline{Q}_{16} &= (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66})\text{sen}\theta\cos^3\theta + (Q_{12} - Q_{22} + 2Q_{66})\text{sen}^3\theta\cos\theta, \\ \overline{Q}_{26} &= (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66})\text{sen}^3\theta\cos\theta + (Q_{12} - Q_{22} + 2Q_{66})\text{sen}\theta\cos^3\theta, \end{aligned} \quad (2.9)$$

A matriz  $[\overline{Q}]$  é chamada matriz de rigidez transformada e dada por:

$$[\overline{Q}] = [T]^{-1}[Q][T]^{-t} \quad (2.10)$$

Tendo em conta isto, para cada lâmina de espessura diferencial, de orientação  $\theta(z)$ , a rigidez é dada por:

$$\begin{aligned} \overline{Q}_{11} &= Q_{11}\cos^4\theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66})\text{sen}^2\theta\cos^2\theta + Q_{22}\text{sen}^4\theta, \\ \overline{Q}_{12} &= (Q_{11} + Q_{22} - 4Q_{66})\text{sen}^2\theta\cos^2\theta + Q_{12}(\text{sen}^4\theta + \cos^4\theta), \\ \overline{Q}_{66} &= (Q_{11} + Q_{22} - 2Q_{12} - Q_{66})\text{sen}^2\theta\cos^2\theta + Q_{66}(\text{sen}^4\theta + \cos^4\theta), \end{aligned} \quad (2.11)$$

A rigidez extensional do laminado vem de sua própria definição a partir da forma integral dos esforços:

$$A_{ij} = \int_{-H/2}^{H/2} \overline{Q}_{ij}(\theta(z)) dz \quad (2.12)$$

Substituindo a equação 2.11 na equação 2.12, obtem-se:

$$\begin{aligned} A_{11} &= \frac{H}{8}[3Q_{11} + 2Q_{12} + 2Q_{22} + 4Q_{66}], \\ A_{12} &= \frac{H}{8}[Q_{11} + 6Q_{12} + Q_{22} - 4Q_{66}], \\ A_{66} &= \frac{H}{8}[Q_{11} - 2Q_{12} + Q_{22} + 4Q_{66}], \end{aligned} \quad (2.13)$$

Os  $Q_{ij}$  são os coeficientes de rigidez de uma lâmina diferencial qualquer. Localmente, eles são dados por:

$$Q_{11} = \frac{E_1}{1-\nu_{12}^2 E_2/E_1}, \quad Q_{12} = \frac{\nu_{12} E_2}{1-\nu_{12}^2 E_2/E_1}, \quad Q_{22} = \frac{E_2}{1-\nu_{12}^2 E_2/E_1}, \quad Q_{66} = G_{12} \quad (2.14)$$

As constantes  $E_1$ ,  $E_2$ ,  $G_{12}$  e  $\nu_{12}$  são tomadas como se a lâmina diferencial fosse uma lâmina de fibras contínuas. Elas são aproximadas usando as seguintes fórmulas das teorias de micromecânica:

$$\begin{aligned} E_1 &= E_m \left[ \frac{E_f}{E_m} V_f + (1 - V_f) \right], & G_{12} &= G_m \frac{(1+\eta_G V_f)}{(1-\eta_G V_f)}, & \text{onde } \eta_G &= \frac{\left( \frac{G_f}{G_m} - 1 \right)}{\left( \frac{G_f}{G_m} + 1 \right)}, \\ \nu_{12} &= \nu_f V_f + \nu_m (1 - V_f), & E_2 &= E_m \frac{(1+2\eta_E V_f)}{(1-\eta_E V_f)}, & \text{onde } \eta_E &= \frac{\left( \frac{E_f}{E_m} - 1 \right)}{\left( \frac{E_f}{E_m} + 2 \right)} \end{aligned} \quad (2.15)$$

Conhecidas as propriedades elásticas da fibra e da matriz, as propriedades da lâmina de espessura diferencial podem ser calculadas 2.15, para um dado volume relativo (fração volumétrica) de fibras  $\xi_f$ . Como as fibras tem disposição aleatória no plano  $xy$ , então o laminado é considerado isotrópico nesse plano, assim uma relação aproximada para o módulo de elasticidade coplanar da manta é:

$$E_{epóxi-vidro} = 3,44 + (28,2 \times \xi_f) + (26,1 \times \xi_f^4). \quad (2.16)$$

## 3 MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O desenvolvimento de novos processos de fabricação de materiais, bem como o aprimoramento dos modos de projetar estruturas, tem possibilitado a integração de atuadores e sensores aos componentes estruturais, dando-lhes capacidades de melhorar o desempenho como um todo. Nesse contexto, faz-se necessário o desenvolvimento de processos de fabricação de *SMAHCs* para obter bons resultados na consecução dos objetivos do presente estudo.

Neste capítulo serão apresentados o modelo usado para a descrição numérica, os processos empregados para a fabricação dos Corpos de Prova (CP) de *SMAHC*, e o planejamento da execução dos ensaios de tração quanto a  $T < M_f$  e  $T > A_f$ . Além disso, descreve-se a idealização e desenvolvimento do dispositivo para o controle da temperatura nos fios de *SMA* dos CPs.

O desenvolvimento experimental do projeto foi constituído por duas fases. Na primeira fase foi projetada a construção dos moldes para confeccionar os corpos de prova e um dispositivo de controle de temperatura para o aquecimento dos fios de *SMA*. Na segunda fase foram confeccionados os CPs para caracterização termomecânica.

### 3.1 MODELO PARA DESCRIÇÃO DO CORPO DE PROVA POLIMÉRICO COM MEMÓRIA FORMA

Considera-se neste trabalho um CP com seção transversal como ilustrado na figura 3.1. Ele é constituído de uma camada central de epóxi/fios de *SMA*, e duas camadas, uma em cima e uma em baixo, compostas de epóxi e reforçadas com fibras de vidro—E picotadas dispostas aleatoriamente. Trata-se de um CP simétrico, com disposição da camada de fios no plano da linha neutra.

Idealmente, nesta modelagem se considera três (3) corpos elásticos (molas), que

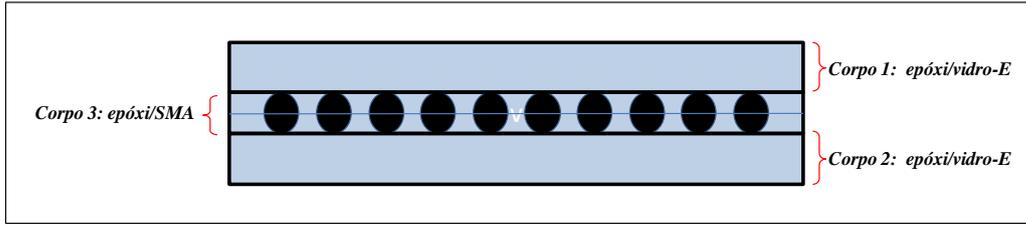


Figura 3.1: Corte transversal do CP.

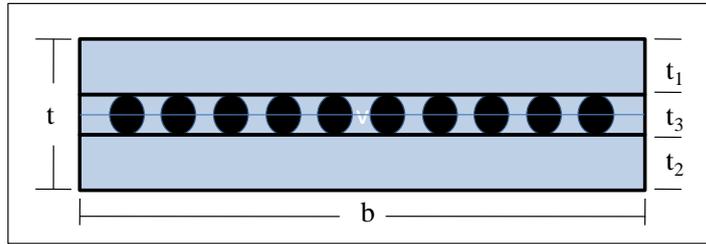


Figura 3.2: Dimensões consideradas para os corpos elásticos do CP.

representam as lâminas que conformam o CP associados em paralelo (JONES, 1999) mostrados na figura 3.1, onde dois de eles estão formados por epóxi/vidro-E com dimensões  $b$  (largura) e  $t_1$  e  $t_2$  (espessura), respectivamente. O outro está formado por epóxi/SMA com largura  $b$  e espessura  $t_3$  (figura 3.2). A rigidez de cada corpo é representada por  $K_1$ ,  $K_2$  e  $K_3$ . Assim, são dois (2) corpos iguais de epóxi/vidro-E envolvendo uma camada de epóxi/fios de SMA. Uma das primeiras hipóteses usada na teoria de materiais compósitos é que, eles se comportam de forma elástica e linear, então obedecem à lei de Hooke. Tendo isso em vista, a constante de rigidez se relaciona com o módulo de elasticidade,  $E$ , a área transversal,  $A$ , e o comprimento útil do corpo,  $L$ . Ou seja,

$$K = \frac{EA}{L}. \quad (3.1)$$

Considera-se que se tem uma associação em paralelo de três corpos elásticos, portanto, a carga total suportada pelo compósito pode ser expressa como a soma das cargas suportadas por cada um dos corpos elásticos considerados, assim se obtêm:

$$F = F_1 + F_2 + F_3, \quad (3.2)$$

Sabendo que a lei de Hooke é dada por:  $F = K \times \Delta L$ , e substituindo na equação

3.2, obtem-se:

$$K\Delta L = K_1\Delta L + K_2\Delta L + K_3\Delta L, \quad (3.3)$$

Considerando que se os três corpos elásticos deformam-se um  $\Delta L$  igual, então:

$$K = K_1 + K_2 + K_3. \quad (3.4)$$

Substituindo a equação 3.1 na equação 3.3, obtem-se a seguinte:

$$\frac{EA}{L} = \frac{E_1A_1}{L} + \frac{E_2A_2}{L} + \frac{E_3A_3}{L}, \quad (3.5)$$

onde,  $E$  é o módulo de elasticidade do compósito híbrido,  $E_1$ ,  $E_2$  e  $E_3$  são os módulos de elasticidade do corpo 1, corpo 2 e corpo 3, respectivamente. Idealmente, o comprimento útil,  $L$ , do corpo é igual, assim a equação 3.5 fica da seguinte maneira:

$$EA = (E_1A_1) + (E_2A_2) + (E_3A_3). \quad (3.6)$$

Tendo em vista a figura 3.2, as dimensões para cada corpo são mostradas, onde  $t_1$ ,  $t_2$  e  $t_3$  são as espessuras de cada corpo elástico,  $t$  é a espessura total do CP e  $b$  é a largura igual para todos os corpos. Assim a área transversal de cada corpo é dada por:  $A_1 = bt_1$ ,  $A_2 = bt_2$  e  $A_3 = bt_3$  e a área transversal total do CP é  $A = bt$ . Substituindo isto na equação 3.6, tem-se que:

$$E(bt) = E_1(bt_1) + E_2(bt_2) + E_3(bt_3). \quad (3.7)$$

Desta forma e sabendo que a largura de cada corpo elástico considerado é igual, chega-se à seguinte equação:

$$Et = E_1t_1 + E_2t_2 + E_3t_3. \quad (3.8)$$

Da equação 3.8 pode-se obter o seguinte resultado:

$$E = \frac{E_1t_1 + E_2t_2 + E_3t_3}{t}. \quad (3.9)$$

Finalmente, da equação 3.9 pode-se observar que o módulo de elasticidade do compósito híbrido depende diretamente dos módulos de elasticidade de cada um dos corpos elásticos considerados para a modelagem, além das espessuras dos corpos. Tendo isto em vista, deve-se conhecer o módulo de elasticidade de cada corpo elástico considerado nesta modelagem.

Para o caso dos corpos um (1) e dois (2) que contêm epóxi/vidro-E usa-se a modelagem proposta por Mendonça (2005), onde considera-se lâminas de epóxi reforçadas por manta de vidro picotada em disposição aleatória. Sabendo que os CPs fabricados têm iguais características quanto às mantas de fibra de vidro-E, então pode-se usar a seguinte equação:

$$E_{epóxi-vidro} = 3,44 + (28,2 \times \xi_f) + (26,1 \times \xi_f^4). \quad (3.10)$$

O volume de fibra de vidro usado para a fabricação dos CPs pode-se calcular da seguinte maneira. Tendo que teoricamente a massa específica da fibra de vidro é  $2,54 \text{ g/cm}^3$  e a massa média obtida experimentalmente de uma manta com as dimensões do CP é de  $1,97 \text{ g}$  com um desvio padrão de  $0,048$ , ou seja, se considera que  $99,7\%$  dos valores encontram-se a uma distância da média inferior a três vezes o desvio padrão a massa de uma manta de fibra de vidro seria  $1,97 \pm 0,14$ , além disso sabe-se que foram  $n$  camadas de mantas de fibra de vidro, então a massa da fibra de vidro é:

$$M_f = 1,97 \times n. \quad (3.11)$$

Assim o volume da fibra de vidro usada em cada CP pode ser calculado assim:

$$V_f = \frac{M_f}{\rho_f}. \quad (3.12)$$

No caso do corpo central, corpo três (3), que está formado de epóxi e fios de *SMA*, pode-se começar a análise do corpo sabendo que o volume total do corpo central do compósito está dado da seguinte forma:

$$V_{c3} = V_{SMA} + V_m, \quad (3.13)$$

onde  $V_{c3}$  é o volume total do corpo três (3),  $V_{SMA}$  é o volume dos fios de *NiTi* e  $V_m$  é o volume da matriz epóxi do corpo central do compósito híbrido. Assim pode-se expressar as frações volumétricas dos componentes do corpo:

$$1 = \frac{V_{SMA}}{V_{c3}} + \frac{V_m}{V_{c3}}, \quad (3.14)$$

onde,  $\frac{V_{fio}}{V_C}$  é a fração volumétrica dos fios de *SMA* no corpo central,  $\xi_{fio}$ , e  $\frac{V_{matriz}}{V_C}$  é a fração volumétrica da matriz  $\xi_m$  no corpo central do compósito híbrido. Ou seja, a expressão pode ser entendida como:

$$1 = \xi_{SMA} + \xi_m. \quad (3.15)$$

Entretanto o que se mede diretamente no laboratório é o peso e a massa dos constituintes, e a seguir calcula-se as frações em peso dos mesmos. Uma vez sendo conhecidos os pesos ou as massas específicas (ou densidades) dos constituintes, pode-se facilmente obter os volumes dos mesmos (LEVY; PARDINI, 2006).

Considera-se que o corpo possui simetria na camada que contém os fios de *SMA*, cuja composição é uma matriz polimérica epóxi com fios de *NiTi*. Primeiramente, consideram-se as propriedades da camada que tem os fios de *SMA* embutidos, cujas dimensões são apresentadas na figura 3.3:

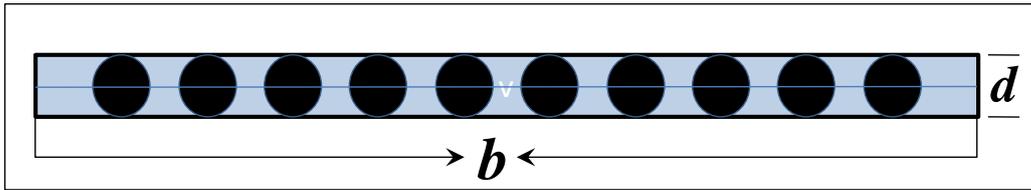


Figura 3.3: Dimensões da corpo trêz (3),  $b$  é a largura do CP e a espessura é  $d$

Onde,  $b$  é a largura e  $d$  a espessura, considerando a espessura igual ao diâmetro do fio de *NiTi* que é de 1,05 mm. Conhecendo que o volume de um fio de *NiTi* é dado por  $V_{NiTi} = L (\pi d^2/4)$ , considerando que o corpo trêz (3) pode conter  $N$  fios de *NiTi*, então pode-se considerar que o volume total de *SMA* presente no corpo 3 é dado por:

$$V_{SMA} = N \frac{\pi d^2 L}{4}, \quad (3.16)$$

Assim, é possível observar que o volume da liga com memória de forma depende do número de fios presentes no CP,  $N$ , além da espessura e largura  $b$  e  $d$  respectivamente.

O volume do corpo 3 pode-se expressar da seguinte maneira, considerando que as dimensões são  $b$  (largura),  $d$  (espessura) e  $L$  (comprimento).

$$V_{c3} = b \times d \times L. \quad (3.17)$$

Tendo que a equação 3.14 representa o volume de *SMA* e com volume do corpo trêz (3) dado na equação 3.17, pode-se obter a fração volumétrica de *SMA*, assim:

$$\xi_{SMA} = \frac{V_{SMA}}{V_{c3}}. \quad (3.18)$$

Considerando que os fios de *SMA* no corpo trêz (3) estão dispostos unidirecionalmente na direção da força aplicada, assim com a regra das misturas para o corpo 3 a fração volumétrica de epóxi é

$$\xi_{epóxi} = 1 - (\xi_{SMA}). \quad (3.19)$$

Com os resultados obtidos experimentalmente para a espessura,  $t$ , do CP, pode-se calcular a fração volumétrica global de *SMA* da seguinte maneira:

$$\xi_{SMA} = N \frac{\pi d^2}{4bt}. \quad (3.20)$$

Utilizando a regra das misturas pode-se calcular o módulo de elasticidade do corpo 3 quando os fios estejam na fase martensita ( $T < M_f$ ) e na fase austenita ( $T < A_f$ ):

$$\begin{aligned} E_{M_{c3}} &= (\xi_{SMA} \times E_{SMA-M}) + (\xi_{epóxi} \times E_{epóxi}), \\ E_{A_{c3}} &= (\xi_{SMA} \times E_{SMA-A}) + (\xi_{epóxi} \times E_{epóxi}), \end{aligned} \quad (3.21)$$

Com a análise anterior é possível calcular o módulo de elasticidade do corpo três (3)(figura 3.1), tanto na fase martensita como na fase austenita.

Sabendo que a equação 3.9 representa o módulo de elasticidade para o CP, e que nas equações 3.19 e 3.10 descrevem-se os módulos de elasticidade para os corpo considerados na modelagem, substituindo os resultados dos módulos de elasticidade na equação 3.9 obtém-se os módulos de elasticidade para o corpo todo, tanto na fase martensita e austenita dos fios de *SMA*:

$$\begin{aligned} E_M &= \frac{(E_{epóxi-vidro} \times (t-d)) + (E_{M_{c3}} \times d)}{t}, \\ E_A &= \frac{[E_{epóxi-vidro} \times (t-d)] + (E_{A_{c3}} \times d)}{t}. \end{aligned} \quad (3.22)$$

## 3.2 MATERIAIS E MÉTODOS

Os fios de *SMA* utilizados são de *NiTi* com 55,50% de Ni e 44,50% de Ti, com temperatura de formação da fase austenítica  $A_f = 62$  °C (dados obtidos do fabricante). Fabricados pela empresa Memory–Metalle GmbH, possuem secções circulares com diâmetro de 1,05 mm.

### 3.2.1 Tratamento da liga de *SMA*

Visando melhorar a aderência ao epóxi, foi preciso fazer uma decapagem. De acordo com Amaro (AMARO, 2006) e Turner (2000) (TURNER, 2000), citado por Castilho (2008), fazer uma decapagem significa remover qualquer camada depositada numa

superfície metálica - neste caso específico, a remoção da camada de oxidação apresentada pela liga *NiTi* usada neste trabalho. Esta camada, de cor café e isolante elétrica, foi tirada com uma solução ácida nas seguintes proporções de ácido fluorídrico e ácido nítrico: 3%HF + 15%HNO<sub>3</sub> + 82% H<sub>2</sub>O (em volume.%), cujo pH está entre 0 e 1 medido com papel tornassol. O tempo de permanência dos fios nessa solução foi de 30 a 40 minutos, tempo este foi determinado pela descoloração do fio de *NiTi*, colocando pequenos pedaços e verificando visualmente a intensidade de seu brilho, tomando o cuidado de medir o diâmetro antes e depois do processo de decapagem. Em seguida, usou-se um banho neutralizador, consistindo de enxágüe com água corrente da torneira. E como fim do processo, uma secagem completa dos fios, com ar comprimido.

## 3.2.2 Corpos de provas-CPs

### 3.2.2.1 Planejamento da metodologia de fabricação dos CPs

Segundo a norma da ASTM D3039-08, os CPs devem ter as medidas mínimas apresentadas na tabela 3.1, 3.2 e 3.3. A figura 3.4 mostra a geometria e as dimensões de referência para os *tabs* dos CPs.



Figura 3.4: Geometria e dimensões do CP segundo a norma ASTM D3030-08

Tabela 3.1: Dimensões para CPs em forma de barras (ASTM D3039-08)

Fibras orientadas	Largura [mm]	Comprimento total [mm]	Espessura [mm]	Comprimento do <i>tab</i> [mm]	Espessura do <i>tab</i> [mm]
0° (ângulo)	15	250	1	56	1,5
90° (ângulo)	25	175	2	25	1,5
Balanceados simétricos	25	250	2,5	—	—
Aleatório-descontínuo	25	250	2,5	—	—

Uma característica importante dos CP's são as chamadas *tabs* (proteções). Porém, dependendo da configuração do CP, o mesmo pode ser testado satisfatoriamente sem

Tabela 3.2: Espessuras recomendadas para CPs reforçados com fibras (ASTM D3039-08)

Tipo de reforço	Fibras contínuas [mm]	Fibras descontínuas [mm]
Boro	0,508 a 2,53	1,016 a 5,08
Grafite	0,508 a 2,53	1,016 a 5,089
Vidro	0,762 a 3,275	1,523 a 6,55

Tabela 3.3: Requerimentos mínimos do corpo segundo a norma ASTM 3039D-08.

Parâmetro	Requerimentos
Forma	Seção retangular constante
Comprimento mínimo do CP	comprimento da ( <i>tab</i> ) + 2 vezes a largura + comprimento da célula de carga
Espessura do corpo	segundo tabela 3.2

*tabs* (ASTM, 2009). Não obstante, as *tabs* são recomendadas quando o material é testado unidirecionalmente até falhar mecanicamente na direção das fibras. A função das *tabs* é prevenir que a garra da máquina do teste de tração danifique o CP.

Segundo a norma da ASTM 3039, as *tabs* devem ter medidas padrão mínimas recomendadas para a construção do corpo. As *tabs* podem ter 38 mm de largura (mínimo), com uma espessura de 1,5 vezes a espessura do corpo e ângulo de inclinação da *tab* tem que ser maior que 5° (graus). O comprimento da *tab* é dado por

$$l = \frac{\sigma_C t}{2\tau}, \quad (3.23)$$

Onde,  $l$  é o comprimento da *tab*,  $\sigma_C$  é a tensão estimada do compósito,  $t$  é a espessura do CP e  $\tau$  é a resistência ao corte da cola do corpo ou das *tabs* (a que seja menor). Esta relação dá um valor aproximado do comprimento da *tab* (ASTM, 2009).

Os CPs e seus respectivos moldes foram desenhados com o software "SOLIDWORKS 2007", baseando-se nas medidas mínimas estabelecidas pela norma ASTM D3039-08.

Os CPs apresentam o comprimento de 265 mm, largura de 31,3 mm e espessura de 3 mm no comprimento útil, e o comprimento útil do CP é de 140 mm. As *tabs* aplicadas como reforços nas extremidades do CP foram dimensionadas de maneira que fizessem parte do corpo. As *tabs* têm 62,70 mm de comprimento, 31,3 mm de largura e espessura de 4,5 mm, totalizando uma espessura de 12 mm na extremidade dos CPs como mostra a figura 3.5. Os fios de SMA ficaram na linha neutra do CP.

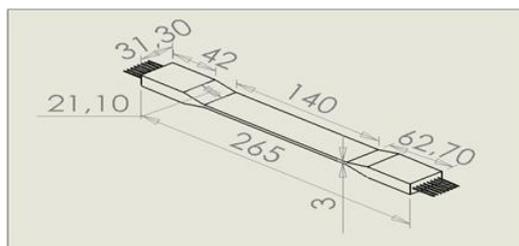


Figura 3.5: CP de *SMAHC* com dimensões em milímetros.

A concepção e construção do molde foram definidas de modo a fornecer fácil manuseio na fabricação do CP. Assim, foi projetado um molde modular que oferece opções de dimensões de acordo com as medias padrões do CP. A figura 3.6 apresenta o molde para o processo de fabricação dos CPs.

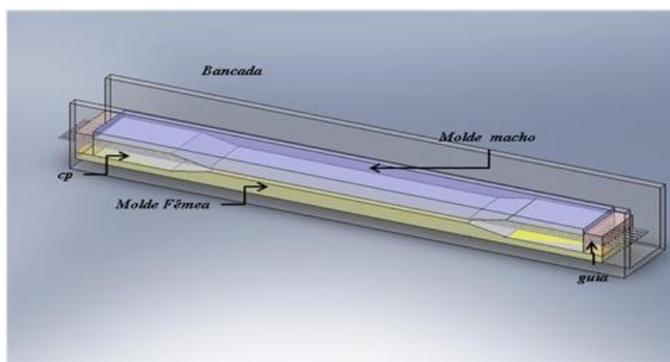
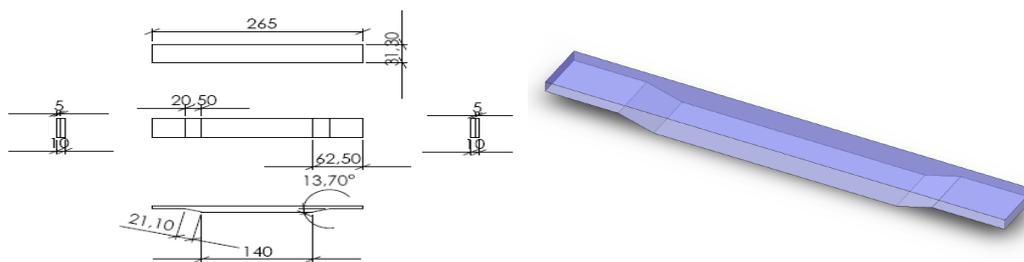


Figura 3.6: Esquema do molde completo para fabricação de CP de *SMAHC*.

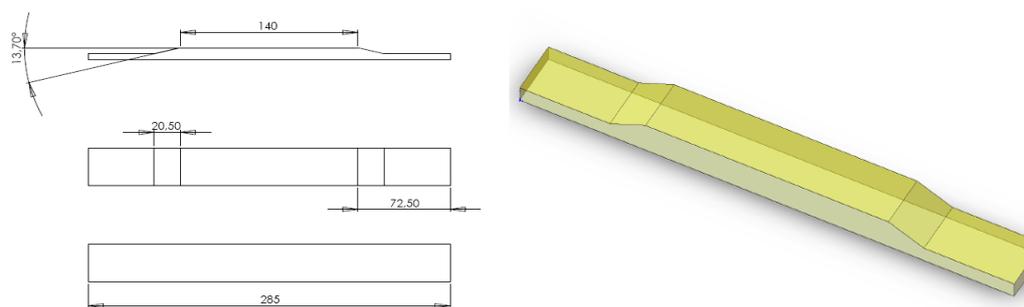
A base do molde (a fêmea), o molde macho e as guias são de alumínio, as dimensões são apresentadas nas figuras 3.7 e 3.8.

Nas extremidades da base do molde têm-se blocos guias com oito orifícios simetricamente espaçados, que servem para confeccionar CPs de números pares e ímpares de fios de *SMA* como ilustra a figura 3.8. Esses guias têm como função posicionar corretamente os fios de *SMA* na linha neutra dos CPs.

Numa das extremidades do molde, na base de aço (ver figura 3.9), tem-se um suporte de fixação dos fios de *SMA*. Ele tem forma de cilindro onde se localizam os parafusos tensores, para obtenção, além de um correto direcionamento, de uma boa fixação dos fios de *SMA*. Na construção dos CPs este dispositivo tem a função de esticar os fios com uma força menor à força da transformação de fase do fio de *SMA*. Esta força foi controlada e medida com um torquímetro. A força utilizada para esticar os fios é necessária para garantir a sua retilineidade, sem comprometer a estrutura mecânica dos fios, e foi menor a 5 N. Além disso, os fios de *SMA* são de relativa dificuldade no manuseio e essa tensão é necessária para garantir que permaneçam esticados no plano da linha neutra até a cura total da resina.



(a) Dimensões molde macho



(b) Dimensões molde fêmea

Figura 3.7: Dimensionamento do molde (dimensões em mm)

### 3.2.2.2 Processo de Fabricação dos CPs

O método de fabricação dos CPs utilizado é o método de impregnação manual. Neste método o reforço é aplicado juntamente com a matriz polimérica no estado líquido sobre um molde. Após a cura da resina a peça é retirada do molde com a forma final desejada.

Inicialmente, preparam-se os moldes, fêmea e macho. O molde fêmea é fixado à base da bancada com parafusos, e igualmente é feito com as guias dos fios. Além disso, os moldes fêmea e macho foram untados com uma cera desmoldante POLIEPOXI marca POLIWAX, assim como as guias. A figura 3.10 demonstra como foram fixados o molde fêmea e as guias.

Depois, os fios são banhados em uma solução ácida uma hora antes do início da fabricação dos CPs. Conforme exposto, os fios, inicialmente, têm uma cor café devido à presença de uma camada do óxido na superfície, depois do banho eles adquirem uma cor cinza-prateada. Presume-se que, depois do banho ácido que dura 30 a 40 minutos, os fios ficam sem óxido na superfície. A seguir, os fios são colocados e presos nas extremidades do molde com parafusos de travamento como se mostra na figura 3.11.

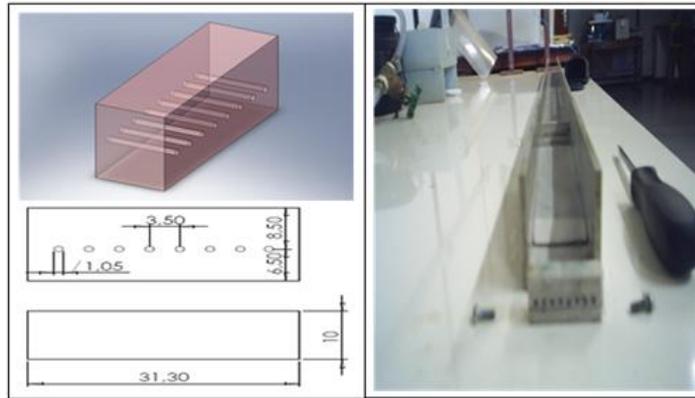


Figura 3.8: Detalhamento esquemático do bloco-guia de oito fios de *SMA* (dimensões em mm).



Figura 3.9: Suporte de fixação dos fios de *SMA* e o dispositivo de esticamento.

O corte das mantas de fibra de vidro é feito de tal maneira que tenham a mesma forma do molde. Para a construção dos CPs para tração foram utilizadas 6 camadas para o comprimento total do corpo. No caso das *tabs* foram empregadas 7 camadas. Os comprimentos das camadas são apresentados na tabela 3.4.

Os CPs foram fabricados utilizando-se uma resina epóxi, marca MAXEPOXI e distribuída por HUNTSMAN. Utilizou-se o adesivo LY 1316 e o endurecedor HY 1208, que é um sistema de baixa viscosidade, média reatividade, indicado para laminação de peças em geral e para cura a frio. No caso de cura a quente, o endurecedor utilizado foi adesivo LY 1316 o endurecedor HY 1316 (HUNTSMAN, ). A justificativa para o uso destes materiais reside justamente no fato que os mesmos apresentam maior resistência às temperaturas de mudança de fase austenítica da liga NiTi usada neste trabalho, em torno de 80 °C em cura a frio e em torno de 100 °C para cura a quente. Essa característica é importante para a realização dos ensaios de tração na fase austenita dos fios de *SMA*.



Figura 3.10: Fixação do molde fêmea e guias.

Tabela 3.4: Medidas das mantas dos CPs.

Camadas	Número de mantas	Medidas [mm]
Comprimento total do CP	6	260
<i>Tabs</i>	7	40
		45
		48
		51
		54
		57
		60

A preparação da matriz polimérica é feita depois de saber o peso das mantas de fibra de vidro, estes pesos são apresentados na tabela 3.5. Nesse caso, a relação entre as mantas de fibra e a resina é de 1:1, mas, segundo a experiência na fabricação dos CPs dentro do laboratório, as mantas de fibra de vidro necessitam de mais um pouco de resina epóxi para ficar completamente impregnadas. Além disso, nos primeiros CPs fabricados evidenciou-se a falta de resina epóxi, então foi necessário aumentar a proporção de resina até alcançar uma relação apropriada entre a fibra de vidro e resina epóxi para impregnar completamente a fibra de reforço, e se obteve uma relação de 1:1,6 respectivamente. No caso de cura a frio a relação é 100 pp (partes por peso) de adesivo LY 1316 e 13 pp de endurecedor HY 1208 ou 25 pp de endurecedor HY 956. Para o caso de cura a quente a relação é 100 pp de adesivo LY 1316 com 23 pp de endurecedor HY 1316.

O adesivo e o endurecedor são misturados por 3 minutos para correta combinação dos componentes da resina. Entretanto, de acordo com o fabricante da resina, o tempo de gel, isto é, o tempo no qual a resina inicia a sua cura ou vitrificação é de aproximadamente 15 minutos. Assim, é preciso realizar o preenchimento do molde antes de



Figura 3.11: Fios, colocados na bancada, presos com parafusos de travamento

Tabela 3.5: Massas das mantas para os CPs fabricados.

CP	Massa das mantas [g]
CPSMAHC1a	39,5
CPSMAHC1b	38
CPSMAHC2Q	44
CPSMAHC2f	41,5
CPSMAHC3Q	44
CPSMAHC3F	39,5
CPSMAHC4Q	38,5
CPSMAHC4F	37

transcorrer esse tempo. Depois que os fios estão instalados no molde e corretamente alinhados, basta preenchê-lo de resina epóxi com a fibra de vidro (ver figura 3.12), camada por camada, impregnando cada camada de fibra com a resina, usando um pincel, até que a manta de fibra vidro fique opticamente translúcida.

Depois de ter a resina e as mantas de fibra de vidro, procede-se a impregnação das mantas de fibra com a resina epóxi e colocação dentro do molde, camada por camada como mostra a figura 3.12.

Quando é preenchido o molde com a resina epóxi e a fibra de vidro, busca-se imprimir pressão sobre o corpo com duas barras de aço, buscando ter uma maior uniformidade nas dimensões dos corpos fabricados. O peso destas barras são de 17,75 Kg e são mostrada na figura 3.13, na qual se observam as barras de aço de cor cinza em cima do molde. Após deste processo é necessário esperar pelo menos 24 horas para a cura completa do CP.

Após a cura o corpo é retirado do molde e pesado. Depois o CP é lixado para



Figura 3.12: Impregnação das mantas de fibra de vidro com resina epóxi.



Figura 3.13: Cura do CP.

corrigir imperfeições causadas pelo efeito de capilaridade devido à tensão superficial da resina, obtendo-se, assim, a forma apropriada dos CPs. A figura 3.14 mostra os CPs na sua forma final.

### 3.2.3 Medição e controle da temperatura nos fios de SMA

É muito importante fazer um controle da temperatura do fio de SMA, pois suas propriedades de memória de forma dependem dela. Além disso, a resina tem uma resistência muito baixa a altas temperaturas, e aquecer o fio a uma temperatura mais alta que a temperatura de cura da resina pode gerar amolecimento e separação da interface da matriz com o fio de SMA, o que resultaria uma falha mecânica do composto híbrido.

Em outras palavras, o controle de temperatura é necessário por duas razões. Primeiro, para garantir que a liga de SMA atinja a temperatura de transformação de

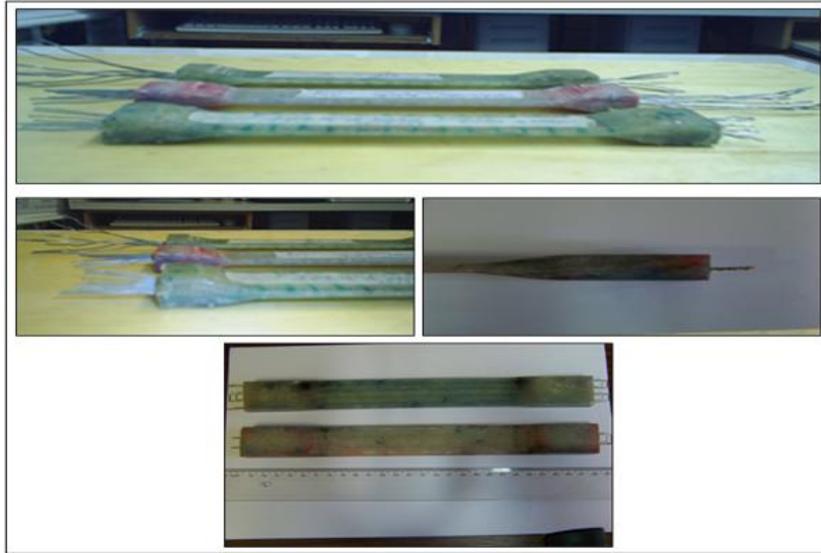


Figura 3.14: Corpos de prova.

fase. Em segundo lugar, para evitar o aquecimento da matriz a temperaturas que prejudiquem as suas propriedades mecânicas. Inicialmente fez-se necessário conhecer a temperatura de mudança de fase dos fios da liga *NiTi* usada na fabricação dos *SMAHC*, para fazer o controle e prevenção em relação à temperatura de cura do composto epóxi/vidro-E. Tinha-se informação de uma medição da variação da resistência elétrica aumentando a temperatura no fio da liga *NiTi* usada neste trabalho, realizada numa das pesquisas dentro do laboratório, e obteve-se a informação da temperatura de mudança de fase da *SMA*, cuja curva obtida é mostrada na figura 3.15. Observa-se que  $A_s$  e  $A_f$  estão em torno de 60 °C, assim esta temperatura de transformação de fase coincide com a temperatura fornecida pelo fabricante que é de 62 °C. Mantendo a temperatura do fio acima de 60 °C garante-se que o material está na fase completamente austenítica.

Sabendo a temperatura de transformação de fase, planejou-se uma solução para ter um controle na medida da temperatura no CP.

Para fazer os ensaios de tração dos CPs na fase austenita, é preciso manter a temperatura do fio até 70 °C, garantindo que a fase existente é austenita durante o experimento. Um dos aspectos críticos é a temperatura de amolecimento da resina epóxi: em torno de 80 °C. Desse modo, percebe-se a necessidade de ter um controle da temperatura.

O sistema projetado é um controle de interrupção, que modifica o estado de ligação da fonte que fornece corrente aos fios de *NiTi* nos CPs. O controle é feito por meio de um sensor de temperatura termopar tipo J (ferro-constantan). A junção de dois metais gera uma diferença de potencial elétrico que depende da temperatura, assim esta mudança de temperatura transforma-se numa mudança de voltagem entre os dois terminais do

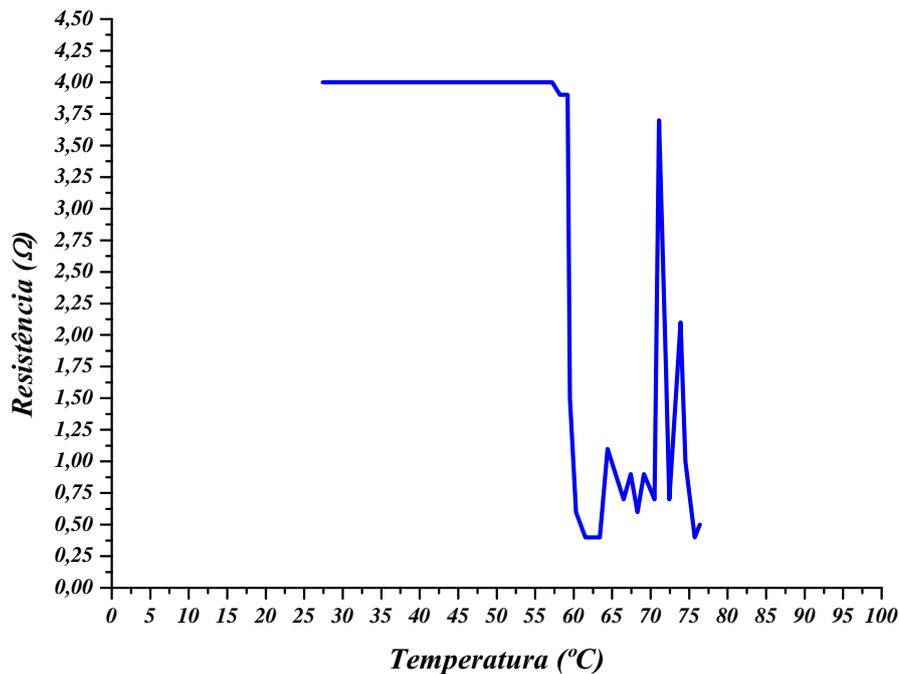


Figura 3.15: Curva de temperatura-resistência elétrica de um fio Ni-Ti

termopar e é enviada ao ADC (conversor analógico/digital) do microcontrolador. O ADC tem uma resolução máxima de 10 bits, neste caso, vai-se tomar uma resolução de 8 bits. Para obter uma leitura real de temperatura deve-se fazer a caracterização do sensor para saber quantas unidades do ADC são 1 °C e assim ter a função de transferência do sensor e colocar a função programada no microcontrolador (ver anexo A).

O microcontrolador, por sua vez, tem a função de chavear a fonte que fornece a corrente aos fios enviando sinais ao relé, que é um dispositivo eletromecânico encarregado de chavear a fonte. Uma das características importantes deste sistema é manter a temperatura do fio acima da temperatura de transição de fase e abaixo da temperatura de amolecimento do epóxi, assim o microcontrolador é programado para manter a temperatura numa faixa entre 68 e 70 °C (ver anexo A). A figura 3.16 apresenta um esquema geral do sistema para o controle da temperatura.

Portanto, a solução alcançada precisa dos seguintes materiais para fazer o controle:

- Termopar
- Microcontrolador PIC 18F452
- Relé

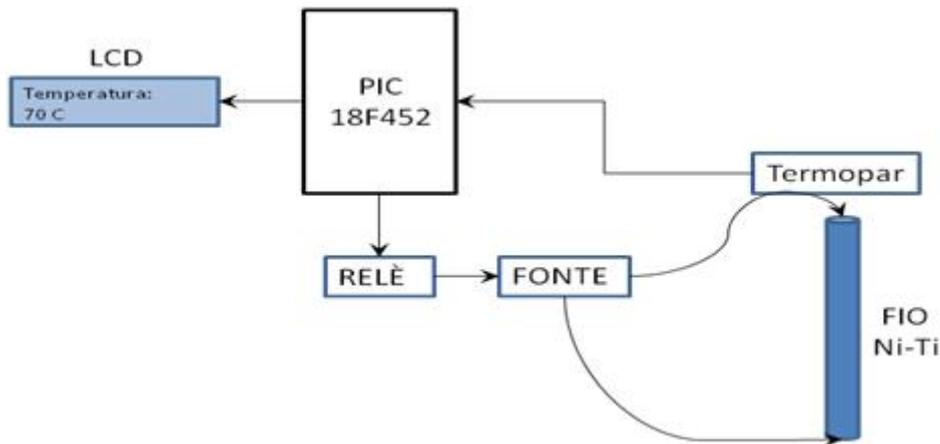


Figura 3.16: Esquema do circuito para o controle ON-OFF da fonte.

### 3.2.3.1 Descrição dos Componentes

#### Sensor de Temperatura: Termopar

As decisões para a seleção de materiais para aplicações em ambientes com altas temperaturas, mudança de temperaturas ou gradientes térmicos requerem que o engenheiro tenha um conhecimento especial dos componentes e das características térmicas dos materiais que compõem estes instrumentos. Os termopares são sensores de obtenção e utilização muito fáceis, e seu custo é baixo. Além disso, têm uma vasta aplicação na ciência e indústria. A seleção do tipo ideal de termopar baseia-se na faixa de temperatura de aplicação, o ambiente externo, a vida útil, a exatidão e o custo.

Os termopares comerciais são designados pelas letras T, E, J, K, R. Elas identificam e classificam os materiais de que são fabricados e especificam geralmente por sua sensibilidade ou coeficiente térmico ( $\text{mV}/^{\circ}\text{C}$ ). Os termopares tipo E, J, K e T são de base metálica e têm uma faixa de trabalho até  $1000^{\circ}\text{C}$ . Os tipos S, R e B se chamam termopares nobres por ter platina como elemento básico e têm uma faixa de trabalho até  $2000^{\circ}\text{C}$  (THERMOMAX, ). Alguns das características dos termopares mais comuns são mostrados na tabela 3.6.

#### Microcontrolador PIC 18F452 Microchip

Os PIC (PICmicro) são uma família de microcontroladores fabricados pela Microchip Technology, que processam dados de 8 bits e de 16 bits, mais recentemente 32, com extensa variedade de modelos e periféricos internos, com arquitetura Harvard e conjunto de instruções RISC (conjuntos de 35 instruções e de 76 instruções), com recursos de programação por Memória flash, EEPROM e OTP. Os microcontroladores PIC têm famílias com núcleos de processamento de 12 bits, 14 bits e 16 bits e trabalham em

Tabela 3.6: Descrição de diferentes tipos de termopares usados usualmente (THERMO-MAX, ).

Tipo	Pino positivo	Pino negativo	Faixa de medição [°C]	força eletromotriz [mV]
T (Cu-Constantan)	Cu 100%	Cu 55%, Ni 45%	-270-400	-6,258-20,872
J (Fe-Constantan)	Fe 99,5%	Cu 55%, Ni 45%	-210-760	-8,096-42,919
E (Cr-Constantan)	Ni 90%, Cr 10%	Cu 55%, Ni 45%	-270-1000	-9,835-76,373
K (Cr-Constantan)	Ni 90%, Cr 10%	Ni 95%, Mn 2%, Si 1%, Al 2%	-270-1200	-6,458-48,838
N (Nicrosil-Nisil)	Ni 84,4%, Cr 14,2%, Si 1,4%	Ni 95,45% Si 4,40%, Mg 0,15%	-270-1300	-4,345-47,513
S (Pt)	90%, Rh 10%	Pt 100%	-50-1768	-0,236-18,693
R (Pt)	87%, Rh 13%	Pt 100%	-50-1768	-0,226-21,101
B (Pt)	70,4%, Rh 29,6%	Pt 93,9%, Rh 6,1%	0-1820	0,000-13820

velocidades de 0kHz (ou DC) a 48MHz, usando ciclo de instrução mínimo de 4 períodos de clock, o que permite uma velocidade de no máximo 10 MIPS (TECHNOLOGY, 2002).

Os PICs podem ser programados em linguagem mnemônica (assembler) ou usando-se compiladores de linguagem de alto nível (Pascal, C, Basic) que geram um código em formato hexadecimal (Intel Hex format ou linguagem de máquina) que são usados para serem gravados na memória de programa desses microcontroladores. Para tal procedimento, utiliza-se um hardware especial (gravador) acoplado a um PC. (com um PIC é possível rodar pequenos programas de computadores gravados neles). PICs com memória FLASH são altamente flexíveis na fase de desenvolvimento pois permitem uma rápida alteração do código de programa. Como ferramentas de desenvolvimento, encontram-se disponíveis: gravadores, depuradores, emuladores, placas de protótipos, etc (TECHNOLOGY, 2002).

O PIC 18F452 é um modelo de microcontrolador PIC da família de 16 bits de núcleo de processamento, apesar de ainda lidar com dados de 8 bits. A vantagem dessa família de PICs é que eles possuem mais instruções em código de máquina (75 contra 35 da série 16F) que é otimizada para ser usada com compiladores de linguagem C e memória linear (ao contrário dos irmãos menores que possuem memória dividida em

bancos de memória). A sua velocidade de processamento também é maior, na maioria até 10 MIPS (a 40MHz de clock) com alimentação entre 2 e 5,5V. O seu encapsulamento DIP consiste em 40 pinos (TECHNOLOGY, 2002).

Esse modelo possui 32k bytes (16k instruções) de memória de programa flash, 1536 bytes de memória RAM e 256 bytes de memória eeprom. Os principais periféricos internos são:

- 8 canais para conversão A/D a 10 bits
- AUSART (addressable universal synchronous asynchronous receiver transmitter) com suporte para RS485
- MSSP (master synchronous serial port) para SPI e I2C
- PSP (parallel slave port)
- 4 timers (3 de 16 bits e 1 de 8 bits)
- 2 módulos CCP (capture compare PWM)

O PIC18F452 é o modelo de uso geral da família 18F de microcontroladores PIC (TECHNOLOGY, 2002). Na figura 3.17 se amostra a configuração e distribuição dos pinos do microcontrolador 18F452.

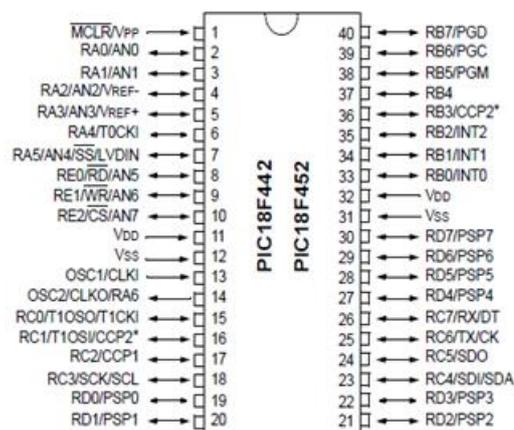


Figura 3.17: Configuração dos pinos do PIC 18F452 (TECHNOLOGY, 2002).

## Compensador do Ponto Frio: AD594AQ

Partindo do princípio que o termopar tem uma resposta linear como está descrito na folha do fabricante (figura 3.18), e sabendo que sua saída é muito pequena (tabela 3.6) para ser percebida pelo microcontrolador, se ligou num amplificador de instrumentação, especial para este tipo de sensor de temperatura. O integrado AD594AQ é

desenhado especialmente para trabalhar com um Termopar tipo J, sendo um amplificador para termopares com compensação por cruze em frio (DEVICES, 1999).

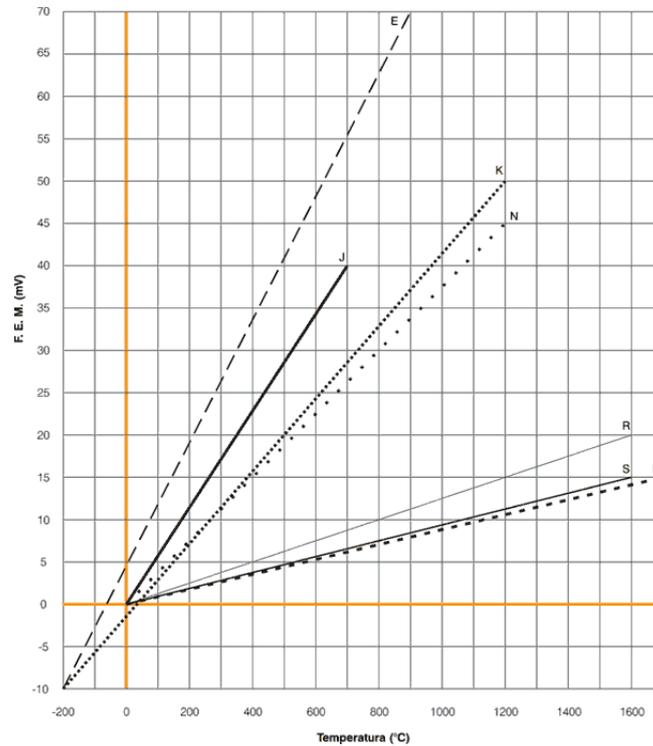


Figura 3.18: Comportamento dos termopares em sua faixa linear (THERMOMAX, ).

O integrado AD594AQ combina um ponto de referência em frio com um amplificador pré-calibrado para produzir uma saída de 10 mV/°C diretamente do sinal do Termopar. Este integrado pode ser usado como um amplificador linear-compensador ou como um controlador de ponto de partida (“setpoint”). O AD594 está pré-calibrado para igualar as características de um Termopar tipo J. Na figura 3.19 se mostra o diagrama do circuito integrado AD594 (DEVICES, 1999)

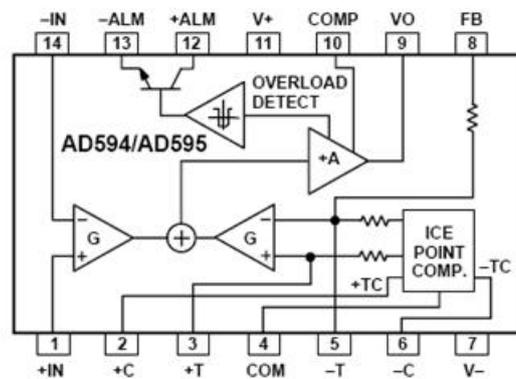


Figura 3.19: Diagrama do circuito integrado AD594 (DEVICES, 1999).

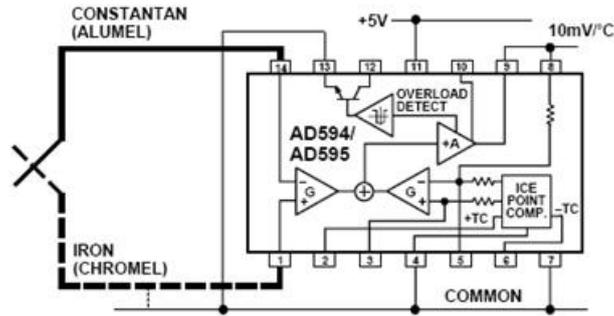


Figura 3.20: Conexão básica do AD594, em operação de alimentação simples (DEVICES, 1999).

O uso de uma fonte que forneça cinco (5) volts e a conexão do integrado como se mostra na figura 3.20, proverão uma saída 10 mV/°C, para o Termopar tipo J desde 0 °C até 300 °C.

Até aqui foram expostos os materiais e metodologia formulada para a fabricação dos *SMAHC* e a concepção e desenvolvimento do controle da temperatura para os ensaios de tração, tendo como resultado a montagem mostrada na figura 3.21. Na figura 3.22 é mostrado um esquema do circuito implementado no desenvolvimento do controle de temperatura. O circuito foi desenvolvido e simulado em PROTEUS.



Figura 3.21: Dispositivo para controle da temperatura do fio de SMA.

### 3.2.4 Ensaios de Tração

Os corpos de prova foram submetidos a ensaios de tração utilizando-se uma máquina servo-hidráulica *MTS-810* (Material Test System), com força trativa máxima de 100 kN. De acordo com o fabricante, a máquina possui uma incerteza de cerca de 1%, para cargas acima de 1 KN. Os dados experimentais foram coletados com a ajuda do programa Station Manager.

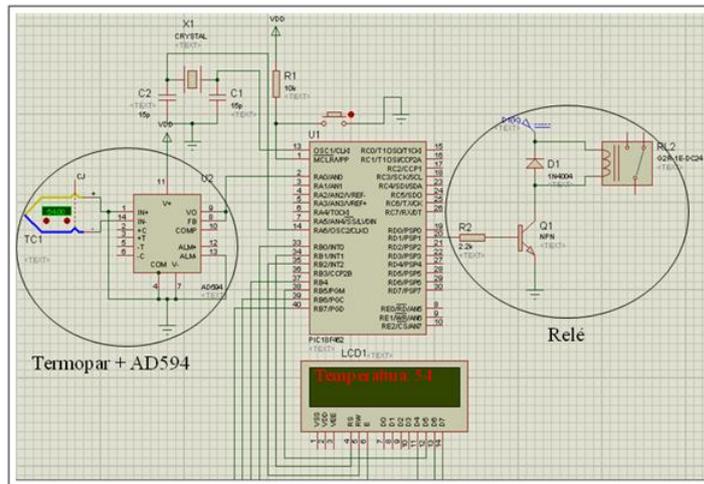


Figura 3.22: Diagrama esquemático do sistema de controle de temperatura para os fios de SMA simulado em *PROTEUS*.

A figura 4.1 mostra um detalhe da garra de pressão do modelo 647 Hydraulic Wedge Grip. A máquina de tração foi regulada para velocidade de deslocamento axial constante e igual a 1 mm/min. A pressão nas garras foi medida fazendo um teste destrutivo das *tabs* de um CP (figura 3.23). O primeiro CP a ser testado foi fabricado com fios de arame experimental, a função deste CP foi simplesmente saber quais eram os parâmetros a serem considerados para os ensaios de tração dos *SMAHCs*.



Figura 3.23: Teste da pressão da garra na *tab* dos CPs.

Um dos parâmetros críticos era a pressão que devia ter a garra do *MTS* para assegurar a imobilidade do CP durante o teste. A solução encontrada foi colocar as *tabs* do CP dentro da garra e ir aumentando a pressão da garra até o ponto em que a *tab* era destruída pela pressão.

Como resultado, percebeu-se que a pressão adequada para a *tab* foi 7 MPa, embora o teste realizado abrangesse um amplo espectro, aumentando gradativamente a pressão da garra desde 3,5 MPa até 14 MPa. Observou-se que depois de 7 MPa a *tab* começava

falhar, produzindo um ruído. Quando a pressão aplicada era de 10 MPa, o compósito amolecia e falhava (figura 3.23). Além disso, buscava-se ter uma pressão máxima de referência para colocar os CP na máquina de teste de tração sem ter escorregamento do CP, dado que este parâmetro afetava a resposta do teste.

Para realizar o ensaio na fase austenítica ( $T > A_f$ ), o aquecimento do fio de *NiTi* foi feito por meio do efeito Joule, utilizando uma fonte de tensão de 16V e 0.7A. Para os CPs compostos de mais de um fio, foi realizada uma ligação em série, para garantir que a corrente atravessasse todos os fios. A figura 3.24 mostra a forma da ligação dos fios de *SMA* num corpo de prova. Foram usados conectores metálicos para ter condução de corrente por todos os fios embutidos nos corpos de prova. O isolamento elétrico dos fios de *SMA* foi feito aproveitando as propriedades isolantes do epóxi, além de conectores com recobrimentos plásticos para os bornes da fonte que fornece a corrente. Ademais os fios foram recobertos com fita isolante para ter uma isolação perfeita dos fios.



Figura 3.24: Forma da ligação nos fios de *SMA* nos corpos de prova para testes de tração na fase austenita,  $T > A_f$ .

O dispositivo para o controle da temperatura foi ligado ao corpo como se demonstra na figura 3.25

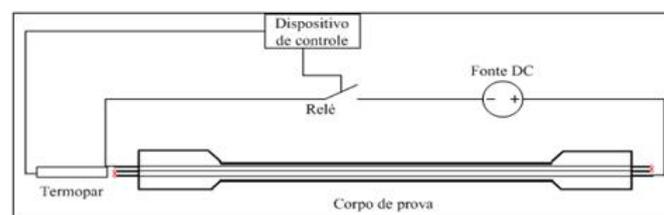


Figura 3.25: Esquema de ligação em série dos fios de *SMA* de um CP para o controle de temperatura.

Foram realizados ensaios com os CPs com frações volumétricas de *SMA* variando de 0% até 6,03%, ou seja, de 0 até 8 fios de *SMA*. Os CPs foram divididos em quatro grupos em função do número de fios embebidos no CP, da seguinte maneira: 0, 2, 4 e 8 fios de *SMA*, com um CP para  $T > A_f$  e outro para  $T < M_f$ .

### 3.2.5 Caracterizações óticas

Para se avaliar interface fio *SMA*/matriz compósito foi realizada uma caracterização ótica usando o microscópio Óptico BX-51 da Olympus.

Inicialmente, foi necessário cortar o CP de uma forma transversal para ter uma vista interna das fronteiras metal-polímero da parte média do corpo de prova.

Na figura 3.26 é mostrado o processo de construção de amostras para fazer a caracterização ótica do material. Para fazer isto foi utilizada uma prensa de embutimento marca PANTEC e modelo PANPRESS 30. O equipamento de embutimento trabalha com resinas termofixas - neste caso, se usa a baquelite para construir as amostras. Este equipamento tem um sistema de aquecimento com tempo ajustável para fabricar a matriz que contém a amostra. A baquelite é uma resina sintética, quimicamente estável e resistente ao calor, de cor preta e em forma de pó, e facilmente moldável com calor.

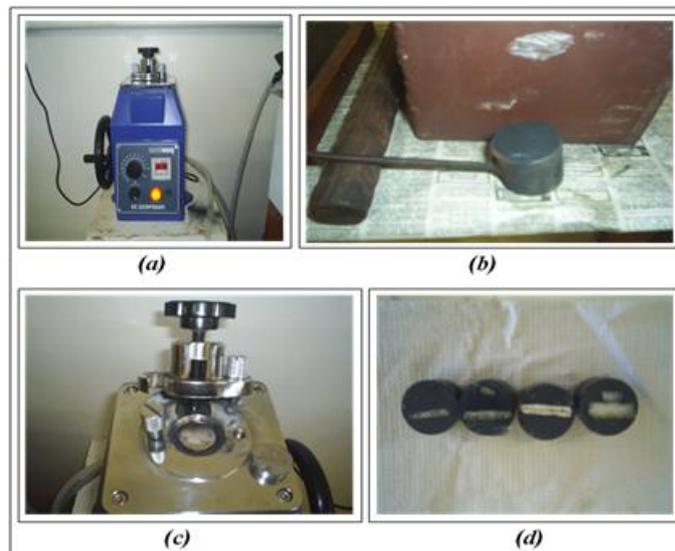


Figura 3.26: Etapas da construção das amostras para caracterização ótica: (a) equipamento de embutimento; (b) baquelite; (c) matriz da baquelite moldada no equipamento de embutimento; (d) Amostras prontas.

As amostras foram analisadas no microscópio Óptico BX-51 da Olympus, com um aumento de 10x, com uma lente objetiva 5x, e processadas com o software de aquisição e processamento de imagens *Image Pro*, conforme observado na figura 3.27.



Figura 3.27: Microscópio OLYMPUS BX-51.

## 4 RESULTADOS E ANÁLISE

Neste capítulo serão apresentados e analisados os resultados obtidos no desenvolvimento do projeto, considerando as etapas:

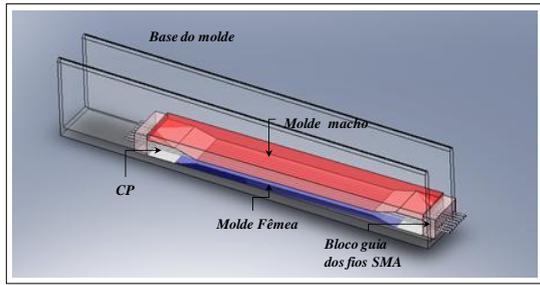
- Fabricação dos corpos de prova (CPs);
- Projeto do sistema de controle da temperatura dos fios de Níquel–Titânio ( $NiTi$ );
- Testes dos CPs na fase martensita e na fase austenita dos fios.

### 4.1 PROJETO DO MOLDE E FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

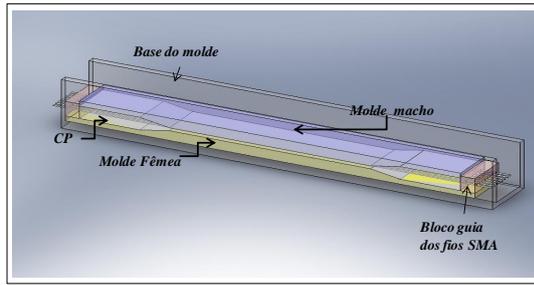
O dimensionamento e projeto do molde se basearam na norma ASTM D3039-08, de metodologia para testes de propriedades de tração de materiais compósitos de matriz polimérica. Para obter CPs de acordo com as especificidades requeridas pela norma, e ter controle de alguns parâmetros relevantes nos ensaios de tração dos CPs no *MTS* (*Mechanical Testing System*), foi necessário projetar cuidadosamente os moldes.

Uma das características importantes dos CPs para os ensaios de tração são as *tabs*, fundamentais para proteger e evitar que os CPs escorreguem na máquina durante o teste. Isso foi demonstrado nos primeiros ensaios no *MTS* com os CPs fabricados. Os resultados destes testes deram pistas de quais alterações seriam necessárias, em termos das dimensões dos moldes, evoluindo para os moldes definitivos para a fabricação dos corpos de prova. Na figura 4.1 observa-se a evolução dos moldes, e nas figuras 4.1(a) e 4.1(b) se apresentam, respectivamente, o primeiro molde projetado, e a evolução dos moldes e a forma final do molde para fabricação dos CPs.

A partir do desenvolvimento do molde definitivo, foram fabricados os corpos com diferentes frações volumétricas de *SMA*. Os resultados obtidos na forma dos CPs são mostrados na figura 4.2, bem como uma comparação entre os CPs feitos com o primeiro molde (figura 4.2(a)) e com o molde evoluído (figura 4.2(b)).

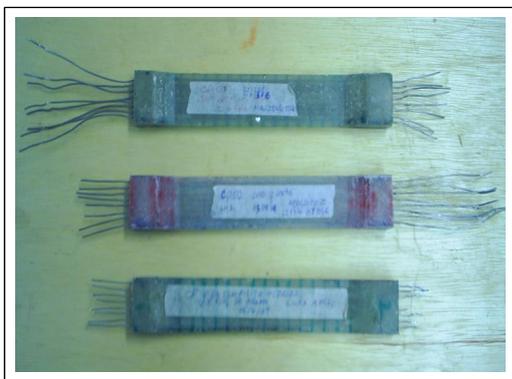


(a) Moldes macho e fêmea iniciais

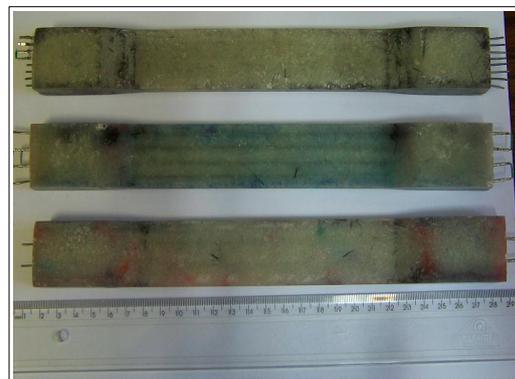


(b) Moldes macho e fêmea finais

Figura 4.1: Evolução dos moldes para a fabricação dos corpos de prova



(a) CPs fabricados com o molde inicial



(b) CPs com o molde evoluído

Figura 4.2: Corpos de prova fabricados

Na tabela 4.1 são listados todos os CPs fabricados no laboratório para os ensaios de tração.

Tabela 4.1: Informação dos CPs fabricados no laboratório.

Nome do CP	Número de fios	Quantidade de CPs produzidos
CP-SMAHC1	0	2
CP-SMAHC2	2	2
CP-SMAHC3	4	2
CP-SMAHC4	8	2

Os CPs fabricados com os moldes desenhados e desenvolvidos foram medidos para ter certeza das dimensões, nas tabelas 4.2, 4.3, 4.3 e 4.4 pode-se observar as dimensões dos CPs fabricados e suas desviações padrões.

Tabela 4.2: Espessura do comprimento útil dos CPs fabricados e testados no laboratório.

Nome do CP	Dimensões	
	Espessura média do comprimento útil [mm]	Desvio Padrão
CP-SMAHC1a	3,88	0,15
CP-SMAHC1b	3,75	0,41
CP-SMAHC2F	4,68	0,23
CP-SMAHC2Q	4,96	0,06
CP-SMAHC3F	4,53	0,17
CP-SMAHC3Q	4,60	0,25
CP-SMAHC4F	3,19	0,07
CP-SMAHC4Q	3,88	0,03

Tabela 4.3: Comprimento útil dos CPs fabricados e testados no laboratório.

Nome do CP	Dimensões	
	Comprimento útil médio [mm]	Desvio Padrão
CP-SMAHC1a	141,28	0,77
CP-SMAHC1b	141,50	0,24
CP-SMAHC2F	143,25	0,23
CP-SMAHC2Q	142,54	0,24
CP-SMAHC3F	143,52	0,33
CP-SMAHC3Q	142,54	0,24
CP-SMAHC4F	142,2	0,13
CP-SMAHC4Q	140,82	0,50

## 4.2 CONTROLE DA TEMPERATURA DOS FIOS DE SMA

Nesta fase do projeto, buscou-se uma solução simples para o controle da temperatura dos fios de SMA dos CPs na fase austenita embebidos no compósito. Inicialmente utilizou-se um termopar, tipo J, ferro-constantan, marca THERMO, obtendo-se uma curva de caracterização como se mostra na figura 4.3. A caracterização do termopar na saída do amplificador AD594 demonstrou que ele tem um comportamento linear, o que já era esperado posto que geralmente (e conforme consta na figura 3.17) os termopares

Tabela 4.4: Espessura dos *tabs* dos CPs fabricados e testados no laboratório.

Nome do CP	Dimensões			
	Espessura média <i>tab</i> 1 [mm]	Desvio Padrão	Espessura média <i>tab</i> 2 [mm]	Desvio Padrão
CP-SMAHC1a	12,68	0,11	13,32	0,15
CP-SMAHC1b	13,73	0,23	12,10	0,06
CP-SMAHC2F	13,85	0,15	15,02	0,23
CP-SMAHC2Q	14,59	0,14	15,08	0,07
CP-SMAHC3F	13,99	0,09	14,75	0,12
CP-SMAHC3Q	13,63	0,27	15,21	0,08
CP-SMAHC4F	13,84	0,13	13,80	0,09
CP-SMAHC4Q	12,33	0,07	12,45	0,08

tipo J são lineares em até uma faixa de 0-700 C. Os dados obtidos de sua caracterização são apresentados na tabela 4.5 e sua reta de regressão linear na figura 4.3.

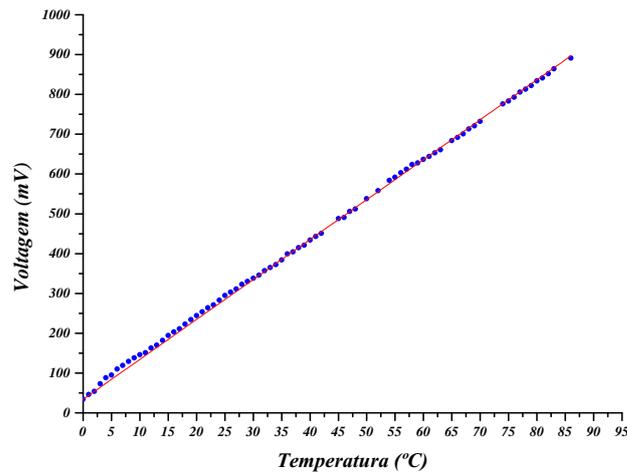


Figura 4.3: Curva de caracterização do termopar na saída do amplificador AD594.

É importante testar a saída do termopar para conhecer seu comportamento quando a temperatura aumenta. Segundo o fabricante do amplificador AD594, o comportamento previsto seria de um aumento de 10 mV/°C. Contudo, na caracterização se obteve um aumento de 10,03402 mV/°C, ou seja, uma margem de erro de 0,34%. Além disso, o termopar tem uma taxa de deslocamento quando a sua temperatura é de 0 °C (“offset”), que é de 34 mV. Estes parâmetros permitem obter a função que relaciona a grandeza de entrada, temperatura, e a grandeza de saída, voltagem, que representa a função de transferência do termopar e está dada pela equação 4.1.

Tabela 4.5: Equação de regressão linear da caracterização do termopar

<b>Equação:</b> $V_{OUT} = a + mT$	<b>Ajuste quadrático:</b> 0,99982
Inclinação $m$ [ $mV/^\circ C$ ]	10,03402
Ordenada à origem $a$ [ $mV$ ]	34

$$T = \frac{V_{OUT} - 34mV}{10,034mV/^\circ C} \quad (4.1)$$

A saída do amplificador AD594 foi ligada diretamente ao microcontrolador PIC18F452, enquanto a entrada continha um conversor análogo digital “ADC” (*analogic/digital converter*). É necessário observar a resposta do “ADC” à mudança da temperatura do termopar. Se o termopar é linear, se prevê que a resposta do “ADC” também seja linear. A figura 4.4 mostra os dados tomados da leitura do “ADC” do microcontrolador, e na tabela 4.6 são apresentados os dados obtidos da regressão linear das leituras do conversor analógico digital. A reta obtida tem uma inclinação de 2,15615 (unidades de ADC)/ $^\circ C$  e uma ordenada à origem de 6,67587 unidades de ADC.

Tabela 4.6: Equação da leitura de ADC

<b>Equação:</b> $V_{OUT} = a + mT$	<b>Ajuste quadrático:</b> 0,99933
<b>Inclinação</b> $m$ [ $ADC/^\circ C$ ]	2,1745
<b>Ordenada à origem</b> $a$ [ $ADC$ ]	6

Com os dados obtidos da caracterização do termopar e do “ADC” do microcontrolador tem-se que a função de transferência que relaciona a entrada e saída do dispositivo é da forma da equação 4.2.

$$T = \frac{ADC - 6}{2,1745ADC/^\circ C} \quad (4.2)$$

Esta função é programada dentro do microcontrolador (Anexo A) para obter uma leitura da temperatura do sistema quando o fio fosse aquecido pela corrente fornecida pela fonte.

### 4.3 CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

O primeiro passo para a caracterização dos CPs foi o cálculo das frações volumétricas tanto da SMA como da fibra de vidro para cada um dos corpos fabricados, conforme demonstrado na tabela 4.7. As massas de SMA e fibra de vidro medidos durante a fabricação destes corpos no laboratório depois estudou-se do comportamento

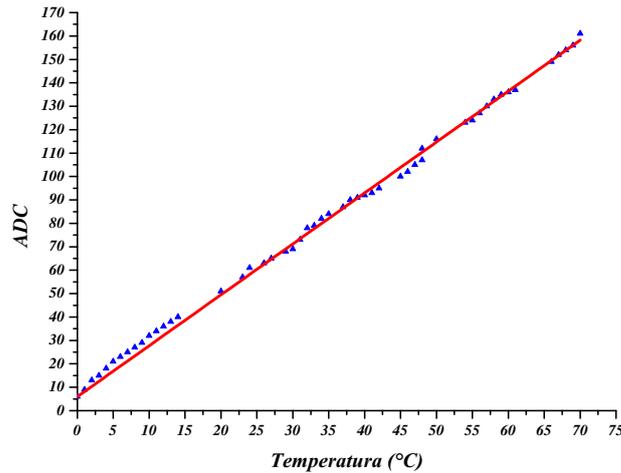


Figura 4.4: Curva de resposta do conversor analógico-digital do PIC na entrada do sinal do termopar

tensão–deformação do fio *NiTi* que seria empregado para a confecção dos corpos. A seguir, pesquisou-se o comportamento tensão-deformação dos CPs com frações volumétricas variando de 0 até 6,93%, conforme exposto na tabela 4.7.

Para o cálculo da fração volumétrica de *SMA* e fibra de vidro utilizou-se as equações da subseção 3.1. Com as equações 3.11 e 3.12, pode-se calcular o volume de fibra de vidro usado para a fabricação de cada CP conhecendo que o número de mantas é de 6 e que cada uma pesa 1,97 g em média, assim, e sabendo que o volume de cada CP está dado por:  $V_C = btL$  ( $b$ ,  $t$ ,  $L$  são as dimensões do CP apresentadas nas tabelas 4.2, 4.3, 4.3 e 4.4) pode-se calcular a fração volumétrica de fibra de vidro dada por:  $\xi_f = V_f/V_{CP}$ , obtendo as frações volumétricas de fibra de vidro mostradas na tabela 4.7. Entretanto com a equação 3.20 pode-se obter as frações volumétricas de *SMA*.(tabela 4.7).

Para os corpos de prova, os ensaios foram realizados tanto com os fios de *SMA* na fase completamente martensítica (ensaio a frio  $T = T_{amb} < M_f$ ), como na fase completamente austenítica (ensaio a quente  $T = 70^\circ C > A_f$ ). Os ensaios foram realizados a uma taxa de deslocamento de 1,0 mm/min e a pressão de fixação na garra do *MTS* dos CPs foi de cinco (5) MPa. Enfatiza-se que a deformação total (ou deformação máxima) aqui considerada se refere ao valor da deformação no momento da ruptura, e portanto, inclui a deformação elástica. Além dos testes de tração foi realizada uma caracterização ótica no microscópio do laboratório para observar a interface entre o compósito e o fio de níquel-titânio. Usou-se uma lente de 50 vezes de aumento, para observar um corte transversal do CP.

Tabela 4.7: Frações volumétricas de *SMA* e fibra de vidro dos CPs

CP	Massa de <i>SMA</i>	Fração volumétrica de <i>SMA</i> [%]	Fração volumétrica de fibra de vidro [%]
CP-SMAHC1a	0	0	27,12
CP-SMAHC1b	0	0	28,01
CP-SMAHC2F	5	1,17	22,17
CP-SMAHC2Q	5,5	1,11	21,02
CP-SMAHC3F	10,5	2,44	22,86
CP-SMAHC3Q	10	2,40	22,67
CP-SMAHC4F	20,5	6,93	32,75
CP-SMAHC4Q	20,5	5,70	27,21

### 4.3.1 Testes de tração

#### 4.3.1.1 Propriedades Mecânicas do fio *NiTi*

Conforme exposto anteriormente, foi realizado um primeiro ensaio com um fio da liga *NiTi* na fase martensita ( $T < M_f, T = T_{amb}$ ) para conhecer experimentalmente as propriedades mecânicas deste material. Os dados são apresentados na tabela 4.9, e suas curvas de tensão e deformação são mostradas na figura 4.5.

A máquina do teste, o *MTS-810*, faz a medição do alongamento do corpo e da força aplicada uniaxialmente, e com as dimensões do fio (diâmetro e comprimento útil) a deformação aplicada ( $\epsilon$ ) é dada pela fórmula:

$$\epsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0}, \quad (4.3)$$

onde  $L_0$  é comprimento útil do corpo medido antes do teste,  $L$  é o dado obtido do teste. Quanto à tensão aplicada ( $\sigma$ ), tem-se que:

$$\sigma = \frac{F}{A}, \quad (4.4)$$

onde  $F$  é a força fornecida pela máquina de teste (*MTS*), e  $A$  é a área transversal do fio, considerando que o fio é um cilindro com base um círculo de área,  $A = \pi r^2$ . Tendo os dados de tensão e deformação obtidos com as equações 4.3 e 4.4, foram inseridos numa planilha *ORIGIN* para construir o gráfico de tensão-deformação. A seção linear do gráfico corresponde à deformação elástica, para a qual é feito uma linearização por meio do método dos mínimos quadrados, de modo a encontrar a inclinação da reta, posto que esta corresponde ao módulo de elasticidade do material. Tal procedimento

foi seguido em cada um dos ensaios feitos nos CPs usados neste trabalho. Estes dados obtidos são mostrados na tabela 4.9.

Já para saber as propriedades mecânicas dos fios de *SMA* que foram usados neste trabalho, foram feitos dois testes com fios de *NiTi* (CP-SMA1 e CP-SMA2), com o intuito de descobrir suas propriedades mecânicas em  $T < M_f$ . Os CPs testados têm as características mostradas na tabela 4.8.

Tabela 4.8: Dimensões dos CPs para o ensaio de tração dos fios de *SMA*.

CP	Comprimento inicial $L_0$ [mm]	Diâmetro [mm]
CP-SMA1	138,45	1,05
CP-SMA2	141,0	1,05

Para o CP-SMA1 se apresentam os dados obtidos da curva tensão deformação (figura 4.5) na tabela 4.9.

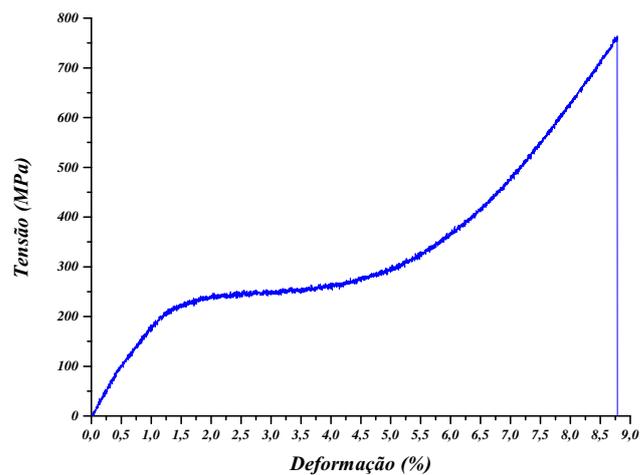


Figura 4.5: Curva tensão-deformação do fio níquel-titânio na fase martensita,  $T = 25$  °C do CP-SMA1.

Tabela 4.9: Dados experimentais dos fios *NiTi* do CP-SMA1.

Temperatura do fio	Tensão máxima (MPa)	Deformação máxima (%)	Módulo de Elasticidade (GPa)
$T = 25^{\circ}C$ Fase Martensita	760,88	8,76	22,782

Para confirmar os dados obtidos para o primeiro CP do fio *NiTi*, fez-se um segundo ensaio em condições aproximadamente iguais do CP-SMA1. As propriedades obtidas

são mostradas na tabela 4.10 e sua curva tensão-deformação é a figura 4.6.

Tabela 4.10: Dados experimentais dos fios *NiTi* do CP-SMA2.

Temperatura do fio	Tensão máxima (MPa)	Deformação máxima (%)	Módulo de Elasticidade (GPa)
$T = 25^{\circ}C$ Fase Martensita	674,89	8,16	20,035

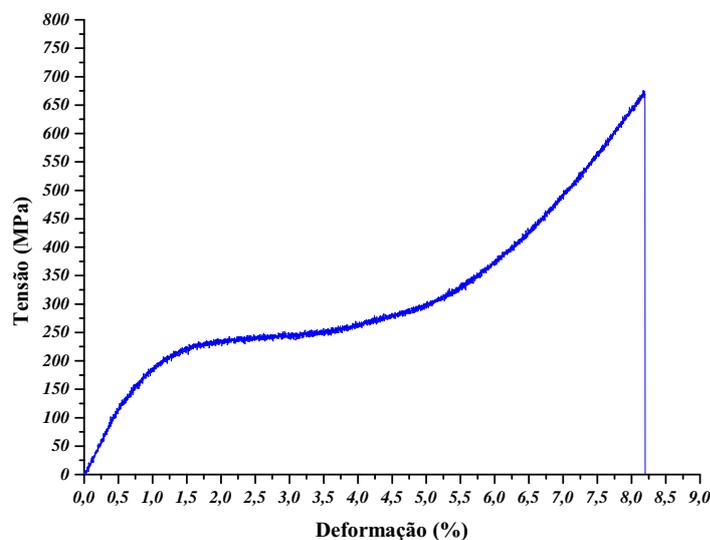


Figura 4.6: Curva tensão-deformação do fio níquel-titânio na fase martensita,  $T = 25^{\circ}C$  do CP-SMA2.

As médias dos dados das propriedades mecânicas obtidas dos ensaios dos fios de *SMA* são apresentadas na tabela 4.11.

Para obter dados sobre as propriedades do fio de *SMA* na fase austenita se realizou um ensaio na *MTS*. O problema principal foi o isolamento elétrico do fio da garra da máquina de teste, para o qual a solução foi colocar fibra de vidro e epóxi nos extremos da garra de modo a isolar eletricamente o fio da garra. A curva de tensão-deformação do fio de *SMA* na fase austenita é mostrada na figura 4.7. Pode-se observar no gráfico que não foi possível ter uma curva tensão-deformação apropriada para o ensaio, devido ao fato que não se conseguiu evitar que o fio escorregasse na máquina. Mas deu para ter uma faixa linear de deformação no início da curva, obtendo-se uma estimativa (linha vermelha) do módulo de elasticidade. A estimativa do módulo de elasticidade foi feita sabendo um ponto específico e calcular a inclinação com a seguinte equação:

Tabela 4.11: Propriedades mecânicas médias dos fios de *NiTi*.

Temperatura do fio	Tensão média máxima (MPa)	Deformação média máxima (%)	Módulo de Elasticidade médio (GPa)
$T = 25^{\circ}C$ Fase Martensita	717,885	8,46	21,40

$$m = \frac{Y_1 - Y_0}{X_1 - X_0} \quad (4.5)$$

Como a curva tem origem no ponto zero, a inclinação calculada é:

$$m = \frac{124,8595}{0,002674} = 46,694GPa \quad (4.6)$$

O valor estimado é de 46,694 GPa para o fio de *NiTi* na fase austenita.

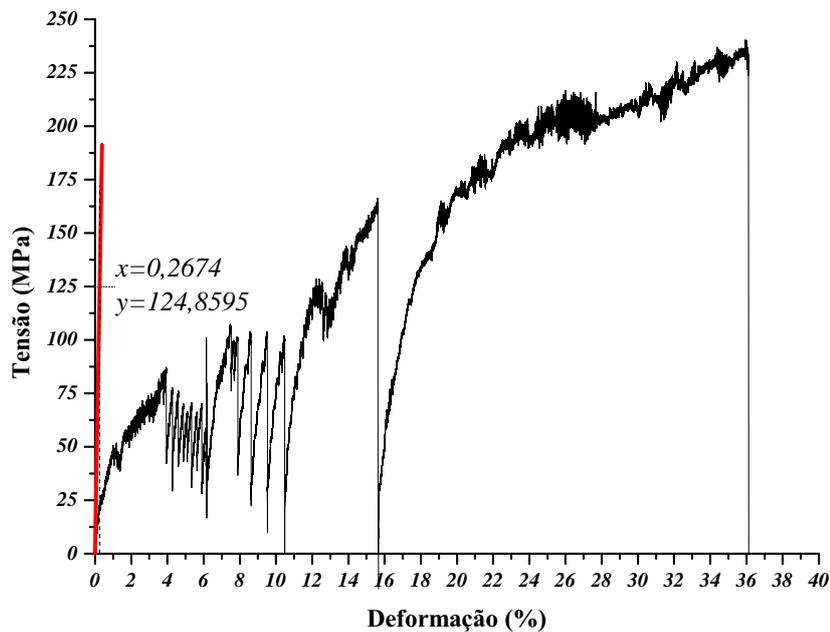


Figura 4.7: Curva tensão-deformação do fio níquel-titânio na fase austenita,  $T=69^{\circ}C$  do CP-SMA2.

Tabela 4.12: Módulo de elasticidade do fio de *NiTi* na fase austenita.

Temperatura do fio	Módulo de Elasticidade (GPa)
$T = 69^{\circ}C$ Fase Austenita	46,694

#### 4.3.1.2 Testes de Tração dos Corpos de Prova sem fio de *SMA* - CP-SMAHC1

Com os CPs manufacturados a partir dos moldes descritos no início deste capítulo, foram realizados testes com vistas ao controle dos parâmetros incidentes no teste de tração com o *MTS*. Um desses parâmetros importantes é a pressão necessária na garra para segurar o corpo de prova. Tendo certeza que a pressão máxima na garra da *MTS* que a matriz polimérica reforçada com fibra de vidro agüentou, está na faixa de 7 até 14 MPa, considerou-se que a pressão mais apropriada para assegurar os CPs na *MTS* era de 5 MPa. Uma vez tendo o conhecimento dos parâmetros para trabalhar na *MTS*, procedeu-se a realizar os testes dos CPs.

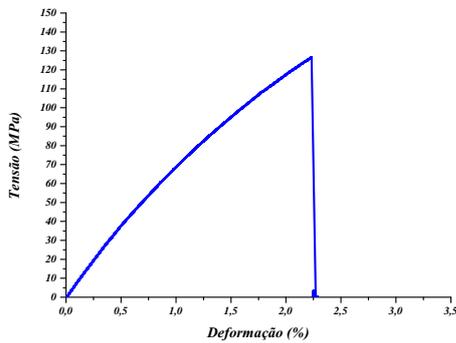
Como forma de conhecer o módulo de elasticidade do material compósito, foram fabricadas CPs sem fios de *SMA*, para teste na *MTS*. Este princípio de realização de testes de cada material isoladamente, foi o mesmo utilizado para construir as curva tensão-deformação dos *SMAHC*, descrito na subseção 2.. Na tabela 4.13, descreve-se as dimensões dos CPs testados, no caso de CPs de epóxi reforçados com mantas de fibras de vidro orientadas aleatoriamente.

Tabela 4.13: Dimensões dos CPs para o ensaio de tração dos *CP-SMAHC1*.

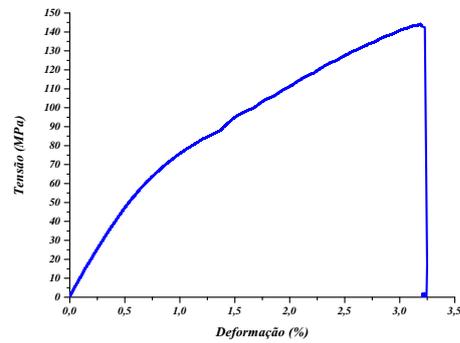
Dimensões	CP		Resultado médio
	CP-SMAHC1a	CP-SMAHC1b	
Comprimento útil médio $L_0$ [mm]	141,28	141,50	141,39
Espessura média do comprimento útil $t$ [mm]	3,88	3,75	3,81
Largura $b$ [mm]	31,3	31,3	31,3
Volume do CP [ $cm^3$ ]	17,16	16,61	16,86

Na curva obtida no teste de tração (4.8(a)) observa-se que não há uma região de deformação elástica e plástica definidas. Ao contrário da figura 4.8(b), que apresenta uma clara diferença entre a região elástica e plástica na curva tensão-deformação. Além disso, pode-se observar evidentemente que para uma tensão acima de 50 MPa se apresenta o limite de escoamento para o ensaio de tração deste CP. Os dados obtidos

foram sistematizados na tabela 4.14.



(a) CP-SMAHC1a



(b) CP-SMAHC1b

Figura 4.8: Curva tensão-deformação da matriz polimérica reforçada com fibra de vidro T = 25°C

Tabela 4.14: Propriedades do CP-SMAHC1.

CP	Tensão Máxima [MPa]	Deformação Total [%]	Módulo de elasticidade E [GPa]
CP-SMAHC1a	126,42	2,23	7,25
CP-SMAHC1b	144,14	3,18	9,85

Na tabela 4.15 apresentam-se as médias das propriedades mecânicas obtidas para os ensaios de tração realizados para os CP-SMAHC1.

Tabela 4.15: Propriedades médias obtidas para o CP-SMAHC1.

CP	Tensão máxima média [MPa]	Deformação total média [%]	Módulo de elasticidade médio E [GPa]
CP-SMAHC1	135,28	2,70	8,55

As fibras de vidro apresentam resistência à tração entre 1800 e 2600 MPa (LEVY; PARDINI, 2006) e um módulo de elasticidade em torno de 70 GPa. A resina epóxi apresenta um módulo de elasticidade próximo 3,5 GPa. Para determinar o módulo de elasticidade teórico do compósito aplica-se a equação 3.10 (MENDONÇA, 2005) que é o modelo proposto para compósitos de epóxi reforçados com mantas de fibra de vidro orientadas aleatoriamente. Na equação 3.11 considera-se que a massa de uma manta de fibra de vidro é de 1,97 g, e assim cada CP tem 6 mantas de fibra de vidro, a massa total de fibra de vidro, sem considerar as tabs é de 11,82 g. Assim, considerando que

a massa de fibra de vidro no comprimento útil é igual em todos os CPs e sabendo que a densidade teórica da fibra de vidro é  $2,54 \text{ g/cm}^3$ , pode-se saber o volume de fibra empregado para os CPs com:  $V = m/\rho$ , obtendo-se um volume de fibra de  $4,65 \text{ cm}^3$  e uma fração volumétrica mostrada na tabela 4.16.

Tabela 4.16: frações volumétricas de fibra de vidro para os CP-SMAHC1.

CP	Fração volumétrica [%]
CP-SMAHC1a	27,10
CP-SMAHC1b	27,99

Com estes valores e com os valores médios obtidos (ver tabela 4.14 para os CP-SMAHC1 pode-se encontrar o valor teórico do módulo de elasticidade pertencente aos CPs sem fios de *SMA* embutida. Assim, teríamos que o valor teórico é de 11374,40 MPa ou 11,37 GPa.

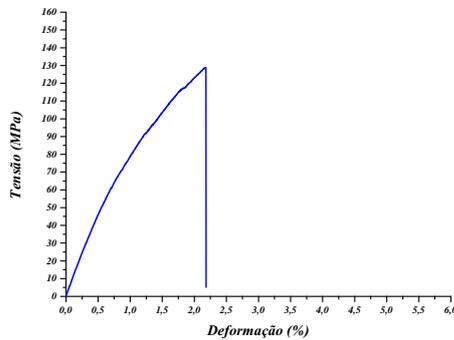
A diferença entre o valor médio do módulo de elasticidade obtido experimentalmente e o valor teórico é de 24,80%. Isso pode ser compreendido uma vez que o módulo de elasticidade não é exato quando calculado pelo ensaio de tração, tendo em vista que a precisão dos resultados no ensaio depende inicialmente do equipamento e dos parâmetros que incidem no teste como o alinhamento do corpo de prova com as garras, o alinhamento das garras e a resolução da célula de carga (que neste caso é de 100 KN) e o fundo de escala mínima (de 1 KN). Segundo a tabela 4.2 para os CPs testados, neste caso CP-SMAHC1a e CP-SMAHC1b, a espessura média é de  $3,88 \pm 0,45$  e  $3,75 \pm 1,23$  (assim o 99,7% dos valores encontram-se a uma distância da média inferior a três (3) vezes o desvio padrão,  $\bar{X} \pm 3\sigma_s$ ), respectivamente. A diferença entre os valores obtidos das propriedades mecânicas dos CPs pode ser compreendida possivelmente, devido à falta de uniformidade nestas dimensões dos CPs fabricados, pois o próprio desenho do molde não permitia uma precisão ou controle desta dimensão, desta maneira a dispersão das espessuras são maiores para o CP-SMAHC1b tendo uma distribuição maior, que traduz numa menor uniformidade da espessura na região útil(ver tabela 4.2).

### 4.3.1.3 Corpos de prova com 8 fios de *SMA*: CP-SMAHC4

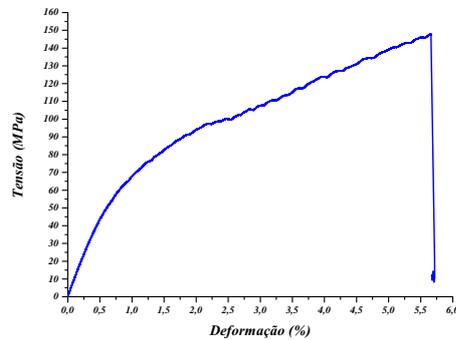
Seguindo os mesmos procedimentos apresentados anteriormente, obteve-se uma curva tensão-deformação para os corpos de prova com a fração volumétrica de 5,86% para os CPs ensaiados na  $T < M_f$ ; e 6,93% ensaiados em  $T > A_f$ , conforme apresentados na figura 4.9.

A figura 4.9a apresenta a curva tensão-deformação para um dos corpos CP-SMAHC4, um CP feito com uma matriz epóxi de cura a frio com seis (6) mantas

de fibra de vidro; enquanto a figura 4.9b mostra a curva tensão-deformação de um CP feito com uma matriz epóxi de cura a quente com seis (6) mantas de fibra de vidro.



(a) CP-SMAHC4F,  $T=25^{\circ}C$



(b) CP-SMAHC4Q,  $T=69^{\circ}C$

Figura 4.9: Curva tensão-deformação dos CP-SMAHC4

As propriedades mecânicas importantes da análise das curvas tensão-deformação são apresentadas na tabela 4.17.

Tabela 4.17: Propriedades mecânicas dos corpos de prova CP-SMAHC4

	CP-SMAHC4F	CP-SMAHC4Q
Características	8 fios de <i>NiTi</i> e matriz epóxi-vidro com cura frio	8 fios de <i>NiTi</i> e matriz epóxi-vidro com cura quente
Temperatura do Ensaio	$T < M_f$	$T > A_f$
Modulo de elasticidade - $E$ [GPa]	9,30	9,54
Deformação máxima [%]	2,18	5,65
Tensão máxima [MPa]	128,89	148,74

Segundo os dados obtidos para os corpos CP-SMAHC4F e CP-SMAHC4Q, se observa um aumento nos valores conseguidos para o módulo de elasticidade, deformação e tensão de ruptura do CP.

Comparando o módulo de elasticidade dos CPs ensaiados, há uma diferença mínima entre os valores obtidos das curvas tensão-deformação. Embora sutil, o aumento

obedece à teoria que prevê que, quando os fios da liga *NiTi* embutidos no CP mudaram da fase martensita para austenita, as propriedades mecânicas como o módulo de elasticidade devem aumentar seu valor. Segundo o modelamento desenvolvido na subseção 3.1 o cálculo para o CP tanto a frio como a quente, os módulos de elasticidade teóricos obtidos são 10,18 GPa e 12,62 GPa, respectivamente. Comparando os valores obtidos para o módulo de elasticidade em  $T > A_f$  e  $T < M_f$  com os valores teóricos conseguidos, tem-se uma margem de erro de 8,64% e 24,40% respectivamente. Na tabela 4.17 pode-se observar um aumento do módulo de elasticidade em 1,03 vezes ou 2,98% quando o fio de *SMA* muda de fase para austenita.

Outra das propriedades apresentadas na tabela 4.17 é a deformação máxima do CP. Ao contrário do que mostra o resultado do módulo de elasticidade, esta propriedade tem um aumento maior quando a temperatura do ensaio mudou de  $T < M_f$  para  $T > A_f$ . Segundo os dados obtidos do ensaio a deformação do CP, que foi aquecido em  $T > A_f$ , aumentou em 2,59 vezes ou 60,88%.

Também a tensão máxima aplicada ao CP durante o ensaio teve uma mudança na curva tensão-deformação, aumentando 1,15 vezes ou 13,34% com a mudança de fase dos fios de *SMA*. Embora tenham sido usados um CP para cada caso,  $T < M_f$  e  $T > A_f$ , observa-se que a mudança de fase nos fios de *SMA* de martensita para austenita tem um efeito cooperativo nas propriedades mecânicas do CP em conjunto.

#### 4.3.1.4 Testes de Tração dos Corpos de Prova de 2 e 4 fios: CP–SMAHC2 e CP–SMAHC3

Visando uma comparação e buscando observar e estudar a evolução das propriedades mecânicas dos *SMAHC* em situações de variação da fração volumétrica da liga de *SMA* embebida no compósito e transformação de fase da liga de *SMA*, fez-se o ensaio de tração dos CPs. As dimensões dos CPs foram apresentadas nas tabelas 4.2, 4.3 e 4.4. Além disso, na tabela 4.7, apresentam-se as frações volumétricas de *SMA* e fibra de vidro utilizadas na fabricação de cada um destes CPs.

No caso do CP com dois fios de *SMA* (CP–SMAHC2) se obtiveram as características mecânicas mostradas na tabela 4.18. A figura 4.10 amostra as curvas obtidas para os testes dos CPs com as frações volumétricas resumidas na tabela 4.18, testados numa temperatura de 25 °C e 69 °C, respectivamente.

Neste tipo de CPs o módulo de elasticidade e a deformação máxima foram aproximadamente iguais, tanto para a fase martensita como para a fase austenita do fio de *SMA*. Contudo, comparando esses resultados do módulo de elasticidade com os resultados obtidos para os CPs sem fio de *SMA*, percebe-se nos corpos de 2 fios que

Tabela 4.18: frações volumétricas de fibra de vidro para os CP-SMAHC2 e CP-SMAHC3.

CP	Fração volumétrica de SMA [%]	Fração volumétrica de fibra de vidro [%]	Fração volumétrica de epóxi [%]
CP-SMAHC2F	1,17	22,17	76,66
CP-SMAHC2Q	1,11	21,02	77,87

a elasticidade é menor, o que poderia significar que uma fração volumétrica tão pequena embebida no CP não coopera com as propriedades mecânicas do CP e acaba por prejudicar o comportamento termomecânico do material.

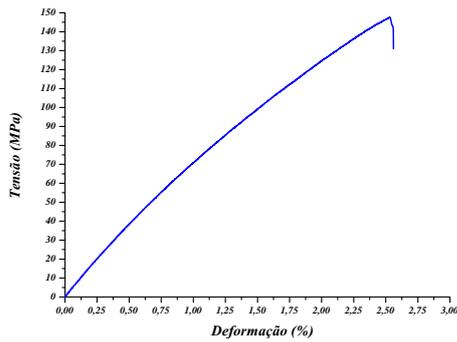
No caso da tensão de ruptura para o CP-SMAHC2F ensaiado em  $T < M_f$ , teve-se um aumento inesperado em seu valor por 1,23 vezes ou 18,78%. Como não se trata de um estudo estatístico, não é possível assegurar uma explicação deste comportamento. Contudo, pode-se supor que a temperatura do ensaio do CP-SMAHC2Q à temperatura  $T > A_f$  foi regulada corretamente com o dispositivo controlador de temperatura projetado, o que permitiria descartar a ocorrência algum excesso de calor na interface matriz/fio que ocasionaria amolecimento do CP, acarretando em uma possível falha do mesmo.

Tabela 4.19: Propriedades mecânicas dos corpos de prova CP-SMAHC2

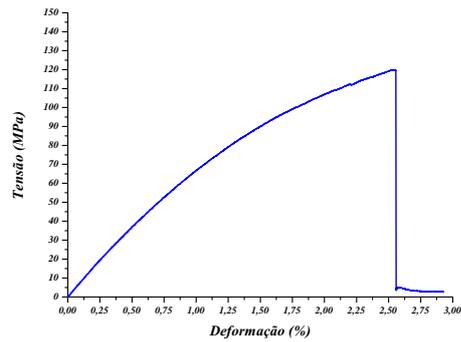
Propriedades mecânicas	CP-SMAHC2F	CP-SMAHC2Q
<b>Modulo de elasticidade - <math>E</math> [GPa]</b>	6,77996	6,774504
<b>Deformação máxima [%]</b>	2,59	2,57
<b>Tensão máxima [MPa]</b>	147,65	120,03

Já no caso dos corpos com 4 fios, CP-SMAHC3, são descritas as frações volumétricas de volumétrica de SMA, fibra de vidro e epóxi resumidas na tabela 4.20. Os corpos testados tem as seguintes características mecânicas mostradas na tabela 4.21.

Na figura 4.11 são apresentadas as curvas tensão-deformação do CP-SMAHC3F (figura 4.11(a)) e CP-SMAHC3Q (figura 4.11(b)). Segundo os dados obtidos para os CPs o módulo de elasticidade tem um comportamento aproximadamente igual tanto para o ensaio em  $T < M_f$  e  $T > A_f$ , com uma diferença de 0,6% entre seus valores.



(a) CP-SMAHC2F,  $T = 25^{\circ}\text{C}$



(b) CP-SMAHC2Q,  $T = 69^{\circ}\text{C}$

Figura 4.10: Curva tensão-deformação dos CP-SMAHC2.

Tabela 4.20: frações volumétricas de fibra de vidro para os CP-SMAHC2 e CP-SMAHC3.

CP	Fração volumétrica de SMA [%]	Fração volumétrica de fibra de vidro [%]	Fração volumétrica de epóxi [%]
CP-SMAHC3F	2,44	22,86	74,70
CP-SMAHC3Q	2,40	22,67	77,93

Vale ressaltar que, prevê-se um aumento do módulo de elasticidade para o CP ensaiado em  $T > A_f$  devido à presença da fase austenita nos fios de SMA embebidos no CP, mas o valor obtido para este CP esteve ligeiramente abaixo do valor obtido no CP ensaiado em  $T < M_f$ . Neste caso pode-se supor que o dispositivo de controle para a temperatura de mudança de fase dos fios estava funcionando corretamente, descartando-se a possibilidade de falha do dispositivo durante o ensaio do CP que pudesse ter afetado o desempenho mecânico do CP.

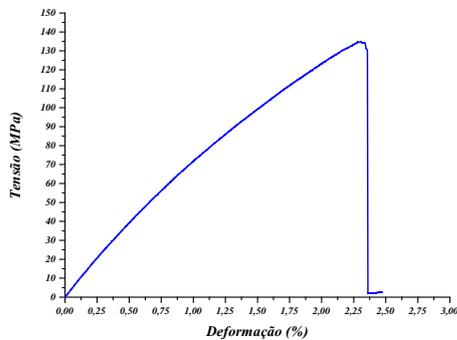
Todavia, a deformação máxima obtida para o CP-SMAHC3F é menor que a obtida para o CP-SMAHC3Q, com uma diferença de 16,11%, em favor do CP ensaiado em  $T > A_f$  (CP-SMAHC3Q). Além disso, a tensão máxima de ruptura dos CPs teve o mesmo comportamento, obtendo-se 5,07%, em favor do CP ensaiado em  $T > A_f$  (CP-SMAHC3Q).

Depois de obter dados sobre a variação da fração volumétrica de SMA embebidas nos CPs, pode-se fazer uma comparação entre o módulo de elasticidade e a fração volumétrica. Na figura 4.12 observa-se a evolução e comparação do módulo de elasticidade nos CPs ensaiados tanto em  $T < M_f$  (azul) e  $T > A_f$  (vermelho).

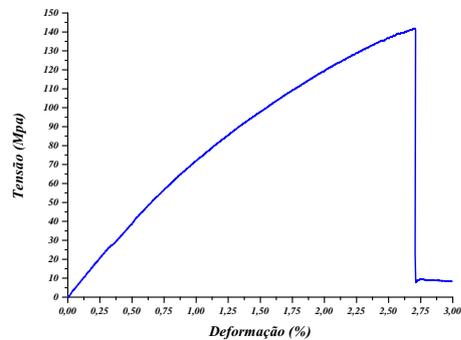
Para os CPs ensaiados em  $T < M_f$  observa-se (figura 4.12) um aumento do módulo

Tabela 4.21: Propriedades mecânicas dos CP-SMAHC3

Propriedades mecânicas	CP-SMAHC3F	CP-SMAHC3Q
Modulo de elasticidade - $E$ [GPa]	7,92	7,87
Deformação máxima [%]	2,29	2,73
Tensão máxima [MPa]	134,62	141,82



(a) CP-SMAHC3F,  $T = 25^{\circ}\text{C}$



(b) CP-SMAHC3Q,  $T = 69^{\circ}\text{C}$

Figura 4.11: Curva tensão-deformação dos CP-SMAHC3

de elasticidade com o aumento do porcentagem de fração volumétrica de *SMA*, exceto quando se tem uma fração volumétrica de *SMA* de 1,17%. Ou seja, estranhamente o módulo de elasticidade obtido para este CP (CP-SMAHC2F) é menor comparado com o CP que tem uma fração volumétrica zero de *SMA* (CP-SMAHC1). O mesmo comportamento foi observado no módulo de elasticidade para os CPs ensaiados em  $T > A_f$ , em o CP (CP-SMAHC2Q) que tem uma fração volumétrica de *SMA* de 1.11%.

Para os CPs fabricados com a maior fração volumétrica de *SMA* possível nesta metodologia (8 fios), têm-se os maiores valores para o módulo de elasticidade obtidos nos ensaios de tração. Ainda que a diferença do módulo de elasticidade do CP ensaiado em  $T > A_f$  não seja muito significativa se comparada com o valor obtido do CP ensaiado em  $T < M_f$ , pode-se observar uma diferença cooperativa da liga com memória de forma no compósito.

No caso da deformação máxima em função da fração volumétrica de *SMA*, como se mostra na figura 4.13, os CPs testados em  $T > A_f$  (linha vermelha) têm uma relação proporcional com a fração volumétrica de *SMA*. Assim, o CP (CP-SMAHC1) com

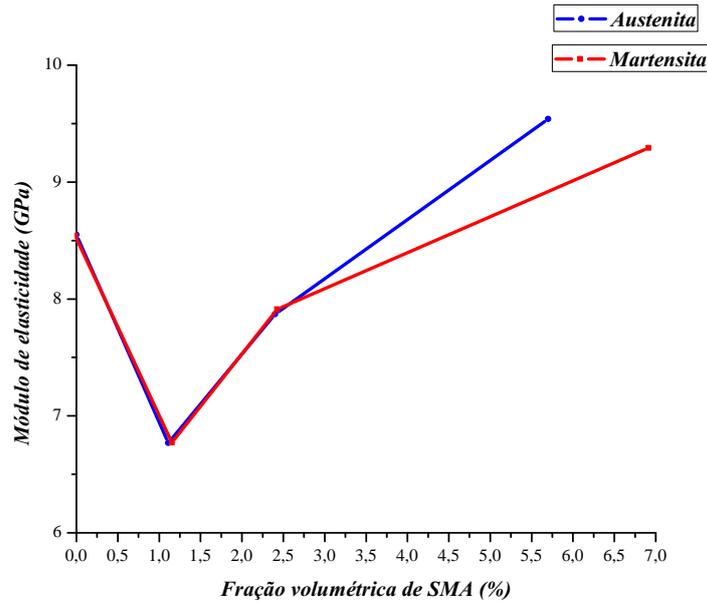


Figura 4.12: Curva do módulo de elasticidade-fração volumétrica dos CPs ensaiados em  $T > A_f$  e  $T < M_f$ .

fração de *SMA* zero tem a menor deformação, e o CP (CP-SMAHC4Q) com a maior fração volumétrica de *SMA*, 6,93%, apresenta a maior deformação máxima antes da ruptura. Os CPs com as frações volumétricas intermediárias (1,11% CP-SMAHC2Q e 2,40% CP-SMAHC3Q) têm um comportamento proporcional ao aumento da fração volumétrica de *SMA*, o que demonstra um desempenho cooperativo do compósito com a liga de *SMA*.

Para o caso dos CPs testados em  $T < M_f$ , percebeu-se um comportamento incomum no desempenho desta propriedade mecânica em função da fração volumétrica de *SMA*. Observa-se na figura 4.13 que, com o aumento da fração volumétrica de *SMA*, esta propriedade diminui em valor. Ao mesmo tempo, no CP (CP-SMAHC2F) com fração volumétrica de 1,11% de *SMA*, obteve-se a maior deformação superando a obtida com o CP testado em  $T > A_f$  (CP-SMAHC2Q). O CP (CP-SMAHC8F), por sua vez, tem o pior desempenho dos testes feitos nesta temperatura, ainda que possua a maior fração volumétrica dos CPs fabricados para o teste em  $T < M_f$  (5,70%).

A comparação das tensões de ruptura dos CPs é mostrada na figura 4.12. Neste gráfico são apresentados os dados obtidos dos testes destrutivos dos corpos de prova na tensão máxima resistida pelo CP. Nos testes realizados em  $T < M_f$  no CP-SMAHC2F (1,17% de fração volumétrica de *SMA*) percebeu-se um comportamento não esperado do valor da tensão de ruptura; observando a curva e comparando este resultado com os demais, nota-se que o mesmo é aproximadamente igual ao obtido para o CP-SMAHC4Q com a máxima fração volumétrica alcançada com esta metodologia (6,93% de *SMA*).

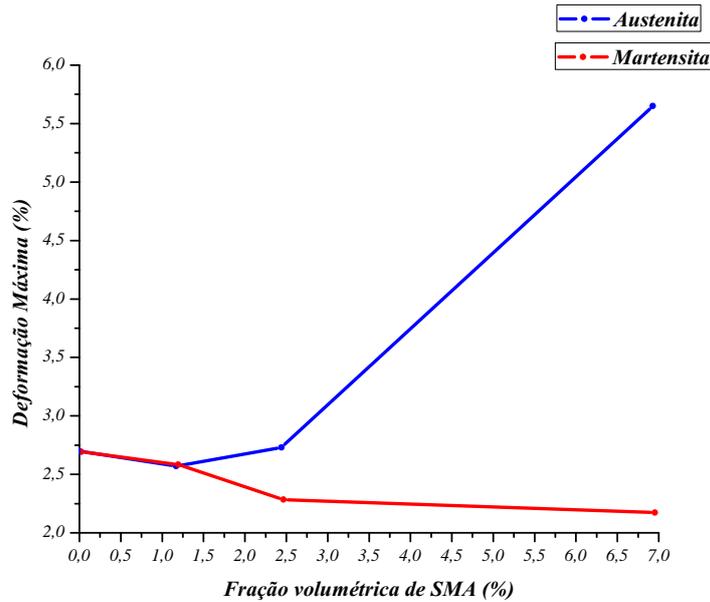


Figura 4.13: Curva Deformação máxima-fração volumétrica dos CPs

Considerando estes fatores, e tendo em vista que este trabalho não teve um grande número de amostras que permitisse uma leitura estatística, uma hipótese possível para explicar estas discrepâncias pode residir justamente na diferença das dimensões. Neste caso, as diferenças das dimensões implicariam em uma diferença entre as propriedades mecânicas nos corpos fabricados com 0% de *SMA*. As diferenças das dimensões são expostas nas tabelas 4.2, 4.3 e 4.4, no começo do capítulo quatro (4) na seção 4.1.

Um comportamento previsível foi o observado nos CPs testados em  $T > A_f$  (figura 4.14 linha azul). Isso porque a mudança de fase da *SMA* aumenta a tensão de ruptura do corpo. Quando a fração volumétrica de *SMA* é de 1,11% , a tensão de ruptura é menor em 5,05%, se comparada à tensão de ruptura dos CPs com 0% de fração volumétrica de *SMA*. Uma explicação possível seria o aumento excessivo da temperatura no fio durante o ensaio causando amolecimento da matriz, supostamente improvável dado que o controle de temperatura foi realizado de maneira satisfatória.

Para os CPs testados em  $T < M_f$  a tensão de ruptura diminui (figura 4.14 linha vermelha). Os dados obtidos não são elucidativos para este comportamento, devido ao reduzido número de CPs disponíveis para testes. Mas a observação do desempenho da tensão máxima de ruptura em relação à fração volumétrica indica existir aparentemente uma relação inversa desta com a quantidade de fios embebidos que tem o CP, o que indica que a resistência à ruptura do material diminui quando os fios de *SMA* aumentam. Uma das hipóteses possíveis para este comportamento é um excesso de vazios, ainda não quantificados, devido à cura da resina polimérica epóxi, pois segundo estudos de Biagini et al (2006) verificou-se que o método de degasagem por aquecimento

em vácuo apresentou uma melhor eficiência na redução de vazios frente à degasagem por sonificação para sistemas epóxi (BIAGINI et al., 2006). Isto pode dizer que o uso de métodos de vácuo para a fabricação poderia ajudar na redução de vazios. Esta, é uma possível explicação para o efeito de diminuição da resistência do material com o aumento da fração volumétrica de *SMA*, mas para um estudo aprofundado deste ponto poderia-se fabricar mais CPs e testar para observar se o comportamento é mantido.

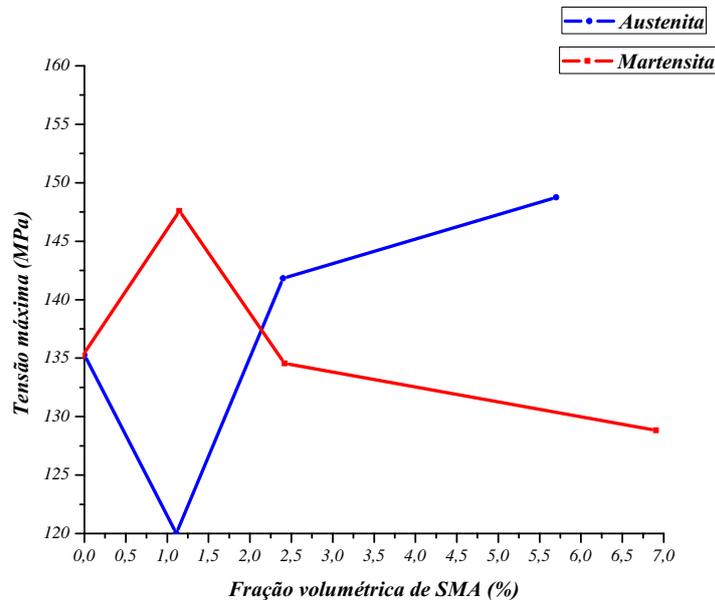


Figura 4.14: Gráfico de Tensão máxima-fração volumétrica dos CPs.

É importante salientar que a maioria dos CPs ensaiados sofreram ruptura na região útil, como mostra a figura 4.15. Mas os CPs pertencentes ao grupo CP-SMAHC2 sofreram ruptura na região da *tab*, possivelmente, isto pode ser um indicativo que o teste do CP precisa ser repetido e que os resultados da caracterização mecânica são duvidosos.

### 4.3.2 Análise comparativa de resultados

A partir das informações obtidas pelo modelo descrito na subseção 3.1 do capítulo 3 deste trabalho, inseridas no *Matlab* (no anexo B se apresenta o código), foi possível comparar o comportamento teórico e os resultados experimentais. No programa foram colocadas as equações obtidas na seção 3.1 (equações 3.10, 3.11, 3.16, 3.17, 3.19, 3.20 e 3.21) para o cálculo dos módulos de elasticidade usando os dados numéricos das dimensões dos CPs (largura  $b$ , espessura  $t$  e comprimento  $L$ ) obtidas experimentalmente, o número de fios de *NiTi* ( $N$ ) e o número de mantas de fibra de vidro ( $n$ ), além dos módulos de elasticidade dos fios de *NiTi*, fase martensita e austenita e alguns dados



(a) CP-SMAHC4



(b) CP-SMAHC3



(c) CP-SMAHC2

Figura 4.15: Região de ruptura dos CPs testados.

teóricos como a massa específica dos materiais (epóxi, fibra de vidro). Para cada CP fabricado foi determinado o valor do módulo de elasticidade inserindo todas as anteriores variáveis.

No gráfico da figura 4.16 se apresenta a curva de evolução teórica do módulo de elasticidade em relação à fração volumétrica de *SMA* embutida nos CPs, tanto em  $T < M_f$  e  $T > A_f$ .

Observa-se uma evolução do módulo de elasticidade com o aumento da fração volumétrica de *SMA*. Com os dados obtidos experimentalmente para uma fração volumétrica de 1,11% e 1,17% em  $T < M_f$  e  $T > A_f$  respectivamente, se observa uma discrepância (ver valores na tabela 4.22). O módulo de elasticidade é menor comparado com o módulo obtido para o CP com zero fração volumétrica de *SMA*.

A margem de erro obtidos nos resultados, tanto teóricos como experimentais, percebe-se os erros de cada ponto experimental com os pontos do modelo desenvolvido. O erro foi calculado assim:

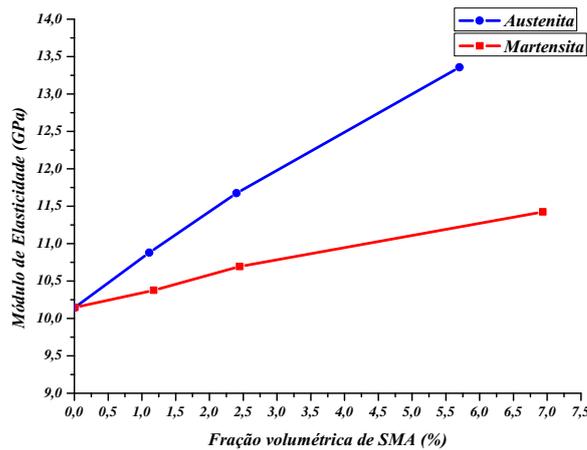


Figura 4.16: Curva módulo de elasticidade-fração volumétrica de *SMA* obtida pelo modelo teórico.

Tabela 4.22: Módulos de elasticidade teóricos dos CP-SMAHC

CP	Fração volumétrica de <i>SMA</i> [%]	Módulo de elasticidade teóricos [GPa]
CP-SMAHC1	0	10,142
CP-SMAHC2F	1.17	10,375
CP-SMAHC2Q	1.11	10,878
CP-SMAHC3F	2,44	10,691
CP-SMAHC3Q	2,40	11,675
CP-SMAHC4F	6.93	11,42
CP-SMAHC4Q	5.70	13,358

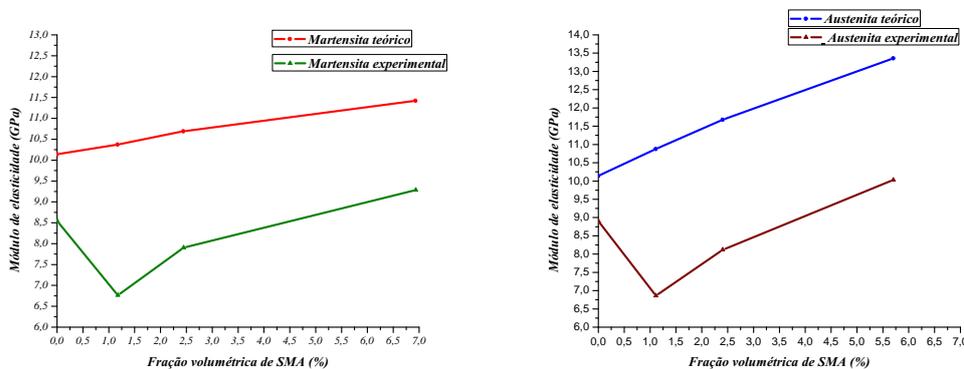
$$\%erro = \frac{Valor\ teórico - Valor\ experimental}{Valor\ teórico} \times 100 \quad (4.7)$$

Os erros obtidos em cada valor do módulo de elasticidade, tanto no ensaio feito em  $T < M_f$  e  $T > A_f$ , são apresentados na tabela 4.23.

No modelo teórico desenvolvido na subseção 3.1 do capítulo três (3), observa-se que se tem uma relação proporcional do módulo de elasticidade com a fração volumétrica de *SMA*. Se compara-se os dados obtidos experimentalmente e dados obtidos teoricamente, apresentam-se grandes diferenças e são mostradas na tabela 4.23. Os valores dos módulos de elasticidade obtidos para os CPs fabricados com frações volumétricas de *SMA* de 1,11% e 1,17%, apresentam discrepâncias se compara-se com o modelo teórico. Os dados experimentais obtidos para o módulo de elasticidade diminuí, além de ter a maior margem de erro. Outra discordância apresentada é o valor do

Tabela 4.23: Margem de erro dos valores obtidos dos módulos de elasticidade experimental.

CP	Margem de erro [%]	
	$T < M_f$	$T > A_f$
CP-SMAHC1	15,69	15,69
CP-SMAHC2	34,65	37,76
CP-SMAHC3	25,91	32,59
CP-SMAHC4	18,56	28,58



(a) Fios de SMA na fase martensita  $T > M_f$  (b) Fios de SMA na fase austenita  $T > A_f$

Figura 4.17: Comparação das curvas dos módulos de elasticidade-fração volumétrica teórico e experimental.

módulo de elasticidade para as frações volumétricas 2,44% e 2,40%, de modo que o módulo de elasticidade experimental está por baixo do módulo de elasticidade obtido para o CP sem fios de SMA, embora o valor deste módulo de elasticidade é maior que o módulo obtido para os CPs com dois (2) fios de SMA. Uma possível explicação para estas discrepâncias, são a falta de uniformidade dos CPs, possivelmente estas dimensões mostradas nas tabelas 4.2 e 4.3, afetam diretamente o comportamento do módulo de elasticidade. Observa-se que as espessuras e comprimentos úteis médios dos CPs são  $(\bar{X} \pm 3\sigma_s)$ :  $4,68 \pm 0,69$  e  $143,25 \pm 0,69$  para o CP-SMAHC2F e  $4,96 \pm 0,18$  e  $142,54 \pm 0,72$  para o CP-SMAHC2Q e  $4,53 \pm 0,51$  e  $143,52 \pm 0,99$  para CP-SMAHC3F e  $4,60 \pm 0,75$  e  $142,54 \pm 0,72$  para o CP-SMAHC3Q. Além disso, é possível que os valores da espessura média para os dois CPs admitam um erro na fabricação dos CPs, pois são os maiores de todos os CPs, apontando que a fabricação deve ser com mínimo duas pessoas para ter uma melhor domínio da fabricação. De outro modo, é necessário fabricar mais CPs para confirmar estes dados, tendo um melhor controle das dimensões.

## 4.4 CARACTERIZAÇÃO ÓTICA DOS CORPOS DE PROVA

No método de fabricação dos CPs de *SMAHC* é fundamental ter uma homogeneidade interna do CP, especialmente na interface SMA/matriz. Isto incide diretamente na qualidade das propriedades mecânicas do material em estudo. Para esta etapa do projeto, se observou a estrutura interna do CP no microscópio para avaliar a homogeneidade do material e a qualidade de fabricação dos CPs obtidos com esta metodologia.

Primeiramente, foi feito um corte transversal no corpo de prova para ter uma vista da parte interna do compósito híbrido como mostra-se na figura 4.18. Este corte transversal foi embutido numa matriz de baquelite, descrito na subseção 3.2.5 do capítulo três (3) e depois analisado num microscópio Óptico BX-51 da Olympus com um aumento de 5x.

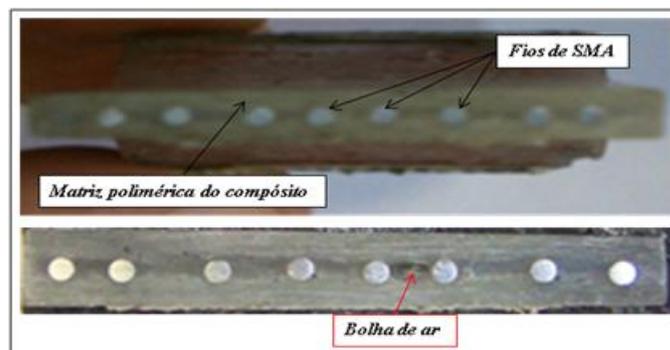


Figura 4.18: Corte transversal de um corpo de prova com uma resina polimérica epóxi cura a quente, e um defeito apresentado na linha neutra do corpo afetando o limite fio-compósito.

Com a utilização de um método de fabricação manual para a construção dos corpos de prova, como usado nesta pesquisa, é virtualmente impossível prevenir estes defeitos nos corpos - que prejudicam as propriedades mecânicas dos CPs. Na figura 4.19 se observa que os vazios geralmente são encontradas na interface entre a matriz polimérica e o fio de *SMA*.

Percebe-se na figura 4.20 que as bolhas de ar têm dimensões próximas ao diâmetro dos fios de *NiTi* (1,05 mm) usados.

Para minimizar a ocorrência de vazios, aumentou-se a relação entre fibra de vidro/epóxi de 1:1 para 1:1,6, acrescentando assim a concentração de epóxi dentro do compósito híbrido e a impregnação das mantas de fibra de vidro e evitando a proliferação de vazios perto da interface dos fios de *NiTi*. A figura 4.20 mostra que tal medida diminuiu a ocorrência destes vazios na interface do compósito híbrido.

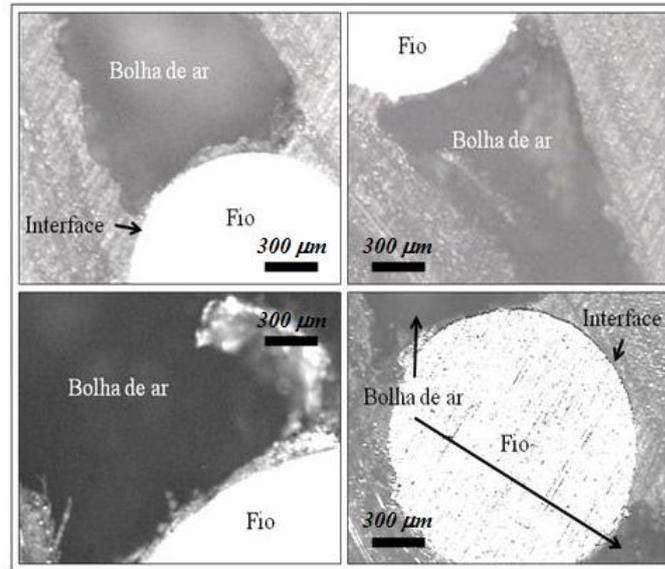


Figura 4.19: Vazios na interface *SMA*/matriz.

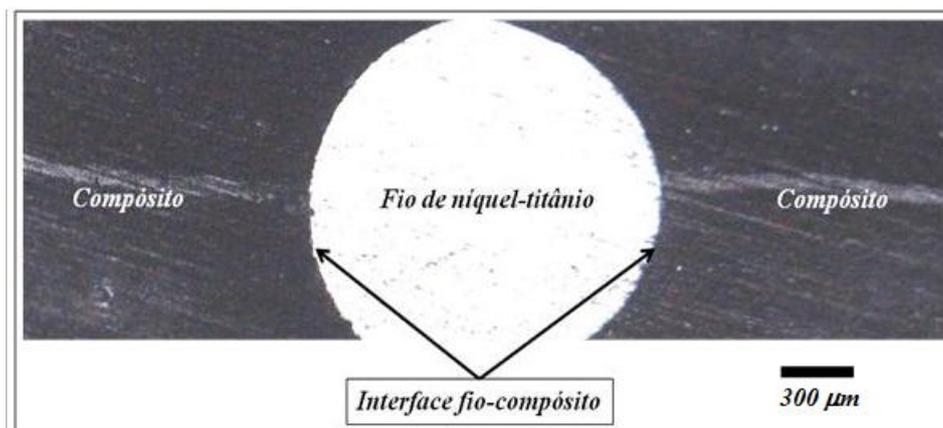


Figura 4.20: Fotografia de um fio de *SMA* no interior do *SMAHC* sem vazios.

# 5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

## 5.1 CONCLUSÕES GERAIS

1. Neste trabalho foi desenvolvida uma metodologia para a fabricação de corpos de prova *SMAHC*, desde o projeto do molde até os ensaios de tração. Tendo em vista os trabalhos já realizados na área, dentro do laboratório GAMEF da Universidade de Brasília, como a metodologia apresentada por Castilho (2008), este estudo apresenta os seguintes avanços:

(a) Controle de temperatura baseado num microcontrolador *PIC18F452*, para testar os CPs com os fios de *NiTi* na fase austenita. Para conhecer o comportamento mecânico dos CPs fabricados, quando os fios de *SMA* estão na fase austenita, foi necessário fazer um controle da temperatura tendo em conta dois limites:

- A temperatura de transformação de fase dos fios de *NiTi*, acima de 60 °C,
- e, a temperatura de cura da resina polimérica (epóxi), 80 °C.

Deste modo, é importante manter uma temperatura (69 °C) que atinja uma transformação de fase, martensita–austenita, sem ultrapassar a temperatura de cura do epóxi, para evitar danificar a interface entre a liga *NiTi* e a matriz epóxi. No trabalho de Castilho (2008), o controle da fonte que fornece a corrente aos fios de *NiTi* foi feito manualmente tendo como referência um termômetro digital colado nos fios *NiTi*, neste trabalho o controle foi feito de maneira automática por um microcontrolador, chaveando a fonte de corrente, dependendo da leitura de temperatura feita por um sensor (termopar tipo J) colocado em contato com os fios de *SMA* durante o teste.

(b) *Tab* integrada no CP. Na subseção 3.2.2 planejou-se a fabricação dos corpos de prova segundo a norma ASTM D3039–08 e na figura 3.4 mostra-se a forma básica dos CPs. Um dos problemas durante o teste dos CPs fabricados

no trabalho de Castilho (2008) foi a ruptura deles na região das *tabs*, tendo como sugestão um redimensionamento do CP. Para atingir este problema, se projetaram moldes macho e fêmea (ver figura 3.7) para ter as *tabs* integradas junto com o CP e assim não colar elas ao corpo. Este avanço logrou alcançar que a ruptura, da maioria dos CPs, fora na região útil como se pode observar na figura 4.15) e deste modo ter um teste satisfatório.

2. Em quanto às dimensões, devido ao desenvolvimento da bancada para a fabricação dos CPs, especialmente no âmbito dos moldes (macho-fêmea), tentou-se ter controle de todas as dimensões projetadas dos CPs fabricados, mas com o método desenvolvido para sua fabricação não foi possível atingir uma precisão milimétrica de todas as dimensões que foram projetadas inicialmente, apresentadas na figura 3.5. Uma análise comparativa foi feita para encontrar quais dimensões não atingiram os valores projetados e são apresentadas nas tabelas 5.1 e 5.2. Como pode-se observar nestas tabelas a espessura média obtida para cada CP tem erros relativos acima de 25%, com respeito à dimensão projetada, isso diz que não se teve um controle desta dimensão na fabricação dos CPs. De outro modo, os erros relativos dos comprimentos úteis não superaram 2,5%, assim esta dimensão teve um melhor controle durante a fabricação dos CPs.

Tabela 5.1: Análise comparativa e erro relativo da espessura obtida para cada um dos CPs fabricados e testados.

CP	Espessura projetada [mm]	Espessura média [mm]	Erro relativo [%]	Coefficiente de variação $C_v = (\sigma_s/\bar{x}) \times 100$ [%]
CP-SMAHC1a	3	3,88±0,45	29,33	3,86
CP-SMAHC1b	3	3,75±1,23	25	10,93
CP-SMAHC2F	3	4,68±0,69	56	4,91
CP-SMAHC2Q	3	4,96±0,18	65,33	1,21
CP-SMAHC3F	3	4,53±0,51	51	3,75
CP-SMAHC3Q	3	4,60±0,75	53,33	5,43
CP-SMAHC4F	3	3,19±0,21	6,33	2,19
CP-SMAHC4Q	3	3,88±0,09	29,33	0,77

Por outro lado, observando os coeficientes de variação (tabela 5.1 e 5.2) tanto da espessura do comprimento útil como do comprimento útil dos CPs, pode-se dizer que as espessuras obtidas dos CPs fabricados têm maior grau de dispersão que os comprimentos úteis, portanto isto confirma que com o molde projetado não se

Tabela 5.2: Análise comparativa e erro relativo do comprimento útil para cada um dos CPs fabricados e testados.

CP	Comprimento útil projetado [mm]	Comprimento útil médio [mm]	Erro relativo [%]	Coefficiente de variação $C_v = (\sigma_s/\bar{x}) \times 100$ [%]
CP-SMAHC1a	140	141,28±2,31	0,9	0,54
CP-SMAHC1b	140	141,50±0,72	1,07	0,17
CP-SMAHC2F	140	143,25±0,69	2,32	0,16
CP-SMAHC2Q	140	142,54±0,72	1,81	0,17
CP-SMAHC3F	140	143,52±0,99	2,51	0,22
CP-SMAHC3Q	140	142,54±0,72	1,81	0,23
CP-SMAHC4F	140	142,2±0,39	1,57	0,09
CP-SMAHC4Q	140	140,82±1,5	0,58	0,03

tem controle da espessura do comprimento útil durante a fabricação dos CPs.

3. Os resultados obtidos com os corpos de prova fabricados com esta metodologia mostraram que a projeção do molde integrando o *tab* com CP resultou em algumas vantagens para os ensaios de tração dos CPs:
  - (a) As dimensões médias dos CPs apresentadas na tabela 4.2, 4.3 e 4.4 do capítulo quatro (4), estão de acordo com as dimensões mínimas sob a norma ASTM D3039-08 mostrada na tabela 3.1;
  - (b) As *tabs* evitaram que o CP escorregasse durante o ensaio de tração e proporcionaram proteção ao CP da pressão da garra do MTS.
4. Apesar das vantagens obtidas na fabricação de corpos de prova, ainda foram observadas algumas desvantagens:
  - (a) Segundo Turner (2000), os compósitos híbridos com memória de forma podem ser desenvolvidos com atuadores de *SMA* com forma de fio e distribuídos uniformemente ao longo das camadas do *SMAHC*, porém são numerosas as desvantagens associadas ao uso de fios de *SMA* nesse contexto:
    - i. Uma delas é a integração de fios dentro dos *SMAHC*, dificultando o processo de fabricação devido à quantidade de atuadores normalmente necessários. Na metodologia desenvolvida neste trabalho, este foi um dos maiores problemas enfrentados, pois manusear os fios de *NiTi* é difícil e é necessário pelo menos duas pessoas para o processo de fabricação dos CPs. Isto pode-se observar nas respostas mecânicas dos CPs que foram fabricados por só uma pessoa (CP-SMAHC2F, CP-SMAHC2Q,

CP-SMAHC3F e CP-SMAHC3Q), além de ter as maiores espessuras (ver tabela 5.1), têm os maiores coeficientes de variação evidenciando falta de controle deste parâmetro e maior grau de dispersão das dimensões;

- ii. Outra desvantagem é a possibilidade de defeitos na área de contato entre matriz/fio (interface), como vazios que podem ser significativamente grandes. No caso de processos de fabricação manual, como foi o caso deste trabalho, é ainda maior a existência de vazios dentro do *SMAHC*, acarretando em uma falta de uniformidade do corpo. Deste modo na figura 4.17, ilustra como num corte transversal de um CP pode-se observar vazios na simples vista. Uma maneira de corrigir este problema é a utilização de processos de fabricação que incluam etapas de vácuo durante a cura da matriz epóxi;

5. Por outro lado,

- (a) O controle de temperatura projetado para os ensaios dos *SMAHC* em  $T > A_f$ , teve um desempenho satisfatório chaveando a fonte que fornece a corrente aos fios de *SMA* e mantendo a temperatura dos fios de *NiTi* em aproximadamente 69 °C, evitando o aumento descontrolado da temperatura. Durante a escolha do sensor teve-se em conta a velocidade de resposta em comparação ao aquecimento do fio de *NiTi*, deste modo um termopar tipo J, atingiu as especificações de velocidade de resposta com o aumento da temperatura. Para obter um menor grau de incerteza na medição e controle da temperatura, é preciso ter um posicionamento do sensor no CP durante o ensaio de tração, devido à pequena área de contato dos fios de *SMA* com o sensor.

6. Com respeito às propriedades mecânicas obtidas dos ensaios realizados nos CPs fabricados com esta metodologia pode-se dizer que:

- (a) O módulo de elasticidade tem uma evolução relativamente favorável com o aumento da fração volumétrica de *SMA* embutida no compósito e uma transformação de fase induzida por temperatura nos fios de *SMA*, deste modo quando tem-se uma fração volumétrica de *SMA* de 5,70% (oito (8) fios da liga *NiTi*), esta propriedade tem seu máximo valor 9,54 GPa; observando-se um aumento na rigidez do material comparando com a resposta do material sem fios de *NiTi* que é de 8,55 GPa e do CP com oito (8) fios de *NiTi* (fração volumétrica de 6,93%) na fase martensita que foi de 9,30 GPa;
- (b) A deformação máxima foi obtida com a uma fração volumétrica de 5,70% de *SMA* embutida no CP e na fase austenita e foi de 5,65%. Isto significa

que a mudança de fase dos fios de  $NiTi$  faz que o material seja mais dúctil em comparação com os CPs de oito (8) fios de  $SMA$  (fração volumétrica de 6,93%) na fase martensita que é de 2,18% e do CP sem fios de  $SMA$  que é 2,70%;

- (c) A tensão máxima de ruptura dos CPs tem seu valor máximo com uma fração volumétrica de 5,70% de  $SMA$  na fase austenita conseguindo um valor de 148,74 MPa manifestando uma maior resistência na ruptura comparando com o CP sem fios de  $SMA$  que foi de 135,28 MPa e o CP com oito fios de  $SMA$  (fração volumétrica de 6,93%) que foi de 128,89 MPa.
- (d) De outro modo, há discrepâncias com os CPs fabricados com uma fração volumétrica de 1,17% de  $SMA$ , testado numa temperatura  $T < M_f$ . Para esta configuração de CPs, comparados com as diferentes frações volumétrica de  $SMA$  descritas no capítulo três (3) (0, 1,17%, 2,44% e 6,93%) testados em  $T < M_f$ , percebeu-se que, além de ter o menor valor obtido do módulo de elasticidade, obteve-se o valor máximo tanto para a deformação máxima como a tensão máxima ruptura, ou seja é mais dúctil e mais resistente que os CPs que têm uma maior fração volumétrica de  $SMA$ . Estas discrepâncias podem ser explicadas segundo o modelo numérico empregado para a descrição teórica dos corpos, pois segundo o apresentado no capítulo quatro (4), o comportamento tanto dos dados experimentais como dos dados teóricos foram parecidos. Assim, como o modelo se baseia diretamente nas dimensões dos CPs, poder-se-ia atribuir estas discrepâncias à diferença das dimensões entre os CPs fabricados, especialmente a espessura do comprimento útil. Contudo, isto é somente uma hipótese explicativa, que poderia ser comprovada caso este trabalho tivesse uma quantidade maior de amostras de CPs, suficientes para uma análise estatística.
- (e) Acompanhando a curva apresentada no capítulo 4, figura 4.12, observa-se uma evolução progressiva do módulo de elasticidade com o aumento da fração volumétrica de fios de  $SMA$ . Nos casos dos CPs fabricados com uma fração volumétrica de 1,11% e 1,17% (CP-SMAHC2) testados tanto em  $T > A_f$  e  $T < M_f$ , respectivamente, têm módulos de elasticidade aproximadamente iguais, para estes casos a transformação de fase dos fios  $NiTi$  não tem efeitos de cooperação no módulo de elasticidade do  $SMAHC$ . No caso dos CPs 2,44 e 2,40% (CP-SMAHC3) testados tanto em  $T < M_f$  e  $T > A_f$ , respectivamente, têm um comportamento igual, mas o valor do módulo de elasticidade para estes CPs é maior admitindo que a fração volumétrica de  $SMA$  também é maior. Os valores dos módulos estão na tabela 5.3.
- (f) Da curva apresentada na figura 4.13, deformação máxima-fração volumétrica de  $SMA$ , observa-se experimentalmente os CPs testados numa tempe-

Tabela 5.3: Módulos de elasticidade para CP-SMAHC2 e CP-SMAHC3

CP	Módulo de Elasticidade	
	$T < M_f$	$T > A_f$
CP-SMAHC2	6,77	6,77
CP-SMAHC3	7,92	7,87

ratura  $T < M_f$ ; o valor da deformação diminui com o aumento da fração volumétrica, porém o material fica menos dúctil. Igualmente e segundo a figura 4.14, tensão máxima-fração volumétrica de *SMA*, a tensão máxima dos CPs testados tem uma tendência a diminuir quando a fração volumétrica de *SMA* aumentar, fazendo que os CPs sejam mais frágeis. Uma possível hipótese para este comportamento pode-se dever ao aumento da quantidade de fios na linha neutra provocando vazios dentro do CP como relata Turner (2000) em seu trabalho. Para os CPs testados em  $T > A_f$ , a mudança de fase dos fios de *NiTi* tiveram um efeito cooperativo nestas duas grandezas, deformação máxima e tensão máxima de ruptura, mostrando que os CPs ficam mais dúcteis e mais resistentes, tendo assim uma “estrutura inteligente” que muda suas propriedades mecânicas quando o atuador, a liga *NiTi*, tem uma mudança de fase de martensita para austenita.

7. As micrografias realizadas permitiram observar os defeitos provocados pela falta de impregnação do epóxi nas mantas de fibra de vidro no compósito, o que, por sua vez, possibilitou determinar com maior precisão a proporção correta de epóxi/vidro, de modo a assegurar que os CPs tivessem quantidade suficiente de epóxi para envolver as camadas de fibra de vidro e os fios de *NiTi*. Além disso, conforme exposto anteriormente, faz-se necessário o uso de vácuo para a diminuição de vazios no interior do CP e assim ter uma estrutura interna mais homogênea.

## 5.2 TRABALHOS E RECOMENDAÇÕES PARA PESQUISAS FUTURAS

Uma vez esclarecida a metodologia fabricação dos corpos e, ainda, após o desenvolvimento de um dispositivo para o controle da temperatura dos fios *NiTi*, sugere-se algumas possibilidades para trabalhos futuros:

- Aperfeiçoar o método de fabricação dos CPs e trabalhar em condições de vácuo para diminuir a quantidade de vazios e melhorar ainda mais as condições do

interior dos CPs fabricados;

- Aumentar a fração volumétrica de *SMA* embebida nos CPs, para isto e segundo Turner (2000), é necessário trabalhar com lamelas de *SMA* e assim conseguir altas frações volumétricas, bem como melhores possibilidades de integração *SMA*/matriz, além de ter maior área da *SMA* para fazer um melhor controle da temperatura.
- Fazer um estudo detalhado da evolução das propriedades mecânicas dos CPs tendo como parâmetro de variação a fração volumétrica de *SMA* e o número necessário de CPs para ter um estudo com confiabilidade estatística dos dados obtidos, de modo a validar a metodologia desenvolvida neste trabalho.
- Aprimorar o sistema de medição e controle de temperatura. Contudo, cabe destacar que existem outros tipos de controle com maior precisão, como o controle da corrente que fornece a fonte à liga *SMA*, para o qual é necessário fazer um estudo e caracterização elétrica da liga *NiTi*.

Os compósitos híbridos com memória de forma (*SMAHC*) com ligas de Níquel-Titânio (*NiTi*) possuem um enorme potencial de aplicação em diversas áreas, pois combinam boas propriedades mecânicas com os fenômenos de memória de forma. Contudo, percebe-se que sua utilização em larga escala ainda é inibida não só pelo seu alto custo, mas também pela grande dificuldade de manipulação dos corpos de prova - especialmente quando fabricados de modo manual - no que diz respeito a sua uniformidade externa e homogeneidade interna. Neste trabalho, buscou-se um maior detalhamento do comportamento deste material, bem como das metodologias para se estudar tal comportamento tanto em nível teórico quanto em nível experimental, o que é fundamental para o avanço do conhecimento sobre este e de outros compósitos, contribuindo de maneira definitiva para o progresso da Engenharia e da sociedade de uma forma mais ampla.

## Referências Bibliográficas

AMARO, J. C. *Cuidados na preparação de superfícies*. São Paulo, março–abril 2006. 38 p.

ASTM. *Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials, D 3039/D 3039M-08*. U.S.A, 2009.

BARNES, C. Shape memory and superelastic alloys. *Cooper Development Association INC*, 1999.

BIAGINI, A. B. et al. Avaliação de propriedades físicas, térmicas e mecânicas de formulações epóxi em diferentes condições de cura. In: *17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais*. [s.n.], 2006. Disponível em: <<http://www.metallum.com.br/17cbecimat/resumos/17Cbecimat-410-008.pdf>>.

BRITO, C. A. *Caracterização Dinâmico-Mecânica de Compósitos Metal/Fibra e Compósitos de Fibras de Carbono /Resina Epoxi para uso aeronáutico*. 69 p. Dissertação (Mestrado) — Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São Jose dos Campos, 2007.

BUEHLER, W. J.; WANG, F. E. A summary of recent research on the nitinol alloys and their potential application in ocean engineering. *Ocean Engineering*, v. 1, n. 1, p. 105 – 108, IN7–IN10, 109–120, 1968. ISSN 0029-8018. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/B6V4F-482GV81-C3/2/f6186ad7bedaa28d598f17e724513689>>.

CALLISTER, W. D. *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*. 5. ed. New York, U.S.A: Livros Téc. e Cient. Editora, 2002. 308–326 p.

CASTILHO, W. S. *Caracterização Termomecânica de Compósito Híbridos com Memória de Forma*. 325 p. Dissertação (Dissertação de Mestrado em Sistemas Mecatrônicos) — Universidade de Brasília, 2008.

DAVIS, B. A. *Investigation of the Thermomechanical Response of Shape Memory Alloy Hybrid Composite Beams*. Tese (Doutorado) — North Carolina State University, Raleigh, North Carolina, 2005.

- DELAEY, L. et al. Thermoelasticity, pseudoelasticity and the memory effects associated with martensitic transformations. *Journal of Materials Science*, Springer Netherlands, v. 9, p. 1521–1535, 1974. ISSN 0022-2461. 10.1007/BF00552939. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/BF00552939>>.
- DEVICES, A. *Monolithic Thermocouple Amplifiers with Cold Junction Compensation: AD594/AD595*. U. S. A., 1999.
- GANDHI, M. V.; THOMSON, B. S. *Smart Materials and Structures Technologies*. 1. ed. London, U.K.: Chapman and Hall, 1992.
- GAY, D.; HOA, S. V.; TSAI, S. W. *Composite materials: Design and Application*. [S.l.]: CRC Press, 2003.
- HODGSON, D. E.; WU, M. H.; BIERMANN, R. J. *Shape Memory Alloys, Metals Handbook*. 10. ed. Amsterdam: ASM International, 1990.
- HUNTSMAN. *Manual de sistemas epóxi araldite para laminação*.
- INSTITUTE, V. P. *Smart Materials*. Disponível em: <[http://www.cimss.vt.edu/about/smart\\_materials.html](http://www.cimss.vt.edu/about/smart_materials.html)>.
- JANOCHA, H. *Adaptronics and Smart Structures Basics. Materials, Design and Application*. 1. ed. Germany: Springer-Verlag Berlin Heilderberg New York, 1999.
- JONES, R. M. *Mechanic of Composite Materials*. 2. ed. Philadelphia, U.S.A: Taylor & Francis, Inc, 1999.
- KAW, A. K. *Mechanic of Composite Materials*. 2. ed. 6000 Broken Sound Parkway NW, Suite 300 Boca Raton, FL 33487-274: Taylor & Francis Group LLC, 2006.
- LDA, E. *Tecido de aramida*. 2010. Disponível em: <<http://www.empatec.pt/novidades.php>>.
- LEVY, F.; PARDINI, L. C. *Compósitos Estruturais - Ciência e Tecnologia*. 1. ed. São Paulo: Editora Edgard Blucher, 2006. 313 p.
- LÓPEZ, S. de la F. *Simulación numérica y correlación experimental de las propiedades mecánicas en las aleaciones con memoria de forma*. Tese (Doutorado) — Universitat Politècnica de Catalunya, 2005. Disponível em: <<http://www.tesisenred.net/TDX-0629105-094737>>.
- MACHADO, L. G.; SAVI, M. A. Aplicações odontológicas das ligas com memória de forma. *Revista Brasileira de Odontologia*, v. 59, n. 5, p. 302–306, 2002.
- MENDONÇA, P. de T. *Materiais Compostos & Estruturas-Sanduíche*. 1. ed. Barueri, S. P., Brasil: [s.n.], 2005.

MICHAUD, V. Can shape memory alloy composites be smart? *Scripta Materialia*, v. 50, n. 2, p. 249 – 253, 2004. ISSN 1359-6462. Viewpoint Set No. 33. Shape Memory Alloys. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/B6TY2-49NVCX7-6/2/2fc29d9021ec99973ee8fed68cf9cb3a>>.

MOREIRA, A. M. *Materiais Compósitos*. [S.l.], 2009. Disponível em: <[http://www.estt.ipt.pt/download/disciplina/2932\\_PropriedadesMateriais.pdf](http://www.estt.ipt.pt/download/disciplina/2932_PropriedadesMateriais.pdf)>.

NASCIMENTO, R. L. E. do. *Produção e Caracterização de Compósitos Inteligentes*. Dissertação (Dissertação) — Universidade Nova de Lisboa, 2009.

OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. *Shape Memory Materials*. 1. ed. United Kingdom: Cambridge University Press, 1998.

PAINE, J.; ROGERS, C. Review of multi-functional sma hybrid composite materials and their applications, adaptive structures and composite materials: Analysis and application. *ASME-IMECE*, v. 36, p. 37–45, 1994.

PAIVA, A. *Modelagem do Comportamento Termomecânico das Ligas com Memória de Forma*. Tese (Tese) — Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro - PUC-RIO, 2004.

PERRUT, V. A. *Análise de Reparo de Tubos com Defeito Transpassante por Meio de Materiais Compósitos*. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal de Rio de Janeiro, Março 2009.

ROBERTS, T. *The Carbon Fibre Industry Worldwide 2008-2014*. [S.l.]: Watford: Materials Technology Publications, 2008.

ROGERS, C. A. Intelligent material systems. the dawn of a new materials age. *Journal of Intelligent Materials System and Structures*, v. 4, 1993.

SHAW, J. A.; KYRIAKIDES, S. Thermomechanical aspects of niti. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, v. 43, n. 8, p. 1243 – 1281, 1995. ISSN 0022-5096. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/B6TXB-3YS8Y2X-13/2/cef9ac8a74232dc2565810d5e7fc886b>>.

STRANDBERG, E. *Caracterización de aleaciones de titanio con bajo módulo elástico y memoria de forma para aplicaciones biomédicas*. Dissertação (Mestrado) — Universitat Politècnica de Catalunya, 2006.

TECHNOLOGY, M. *PIC18FXX2 Data Sheet. High Performance, Enhanced FLASH Microcontrollers with 10-Bit A/D*. [S.l.], 2002.

THERMOMAX. *Termopares*. Disponível em: <[http://www.thermomax.com.br/produtos/view?ID\\_PRODUTO=4](http://www.thermomax.com.br/produtos/view?ID_PRODUTO=4)>.

- TURNER, T. L. Thermomechanical response of shape memory alloy hybrid composites. *NASA/TM-2001-210656*, 2000.
- WILLIAMS, K.; CHIU, G.; BERNHARD, R. Adaptive-passive absorbers using shape-memory alloys. *Journal of Sound Vibration*, v. 249, p. 835–848, jan. 2002.
- ZAK, A.; CARTMEL, M.; OSTACHOWICZ, W. M. Dynamics and control of a rotor using an integrated sma/composite active bearing actuator. *Key Engineering Materials*, v. 245-246, p. 233–240, 2003.
- ZHENG, Y.; CUI, L.; SCHROOTEN, J. Thermal cycling behaviors of a niticu wire reinforced kevlar/epoxy composite. *Materials letters*, v. 59, p. 3287–3290, 2005.

## ANEXOS

## A. CÓDIGO DO PROGRAMA DO MICROCONTROLADOR PIC18F452

O código desenvolvido no microcontrolador foi feito em linguagem C usando o software “*PIC-C compiler*” e está descrito a continuação :

```
#include <18F452.h >
#DEVICE ADC=10
#fuses XT,NOWDT,NOPROTECT,NOLVP
#use delay(clock=4000000)
#include <lcd.h >
#include <stdlib.h >
#include <math.h >

int16 value=0,value1=0, i=0, j=0;
int contador,temp;
long int media=0,aux1;
char string[10];
float aux;
void escreve_dados(void);
void filtro (void);

void main ()
{
  lcd_init();
  setup_port_a(ALL_ANALOG );
  setup_adc( ADC_CLOCK_INTERNAL);
  set_adc_channel ( 0 ); //A/D setup functions- built-in
  delay_us(10);

  while(true)
  {
    filtro();
    delay_ms(100);
    escreve_dados();

    if (temp≥70)
```

```

output_low(pin_d1);
else
{
if (temp≤68)
output_high(pin_d1);
}
}
}

```

\*\*\*\*\*Implementação de Funções

```

void escreve_dados(void)
{
lcd_putc('\f');
lcd_gotoxy(1,1);
lcd_putc("Temperatura:");
lcd_gotoxy(1,2);
lcd_putc("ADC:");
lcd_gotoxy(5,2);
itoa(media,10,string);
i=0;
while(string[i]!='\0')
{
lcd_putc(string[i]);
string[i]='0';
i++;
}
temp = (media-6.67)/2.15;
lcd_gotoxy(13,1);
itoa(temp,10,string);
i=0;
while(string[i]!='\0')
{
lcd_putc(string[i]);
string[i]='0';
i++;
}
}
void filtro (void)
{

```

```
media=0;
while(contador>50)
{
contador++;
value=Read_ADC();
delay_us(10);
media=media+value;
}
media=media/50;
contador=0;
}
```

## B. MODELO TEÓRICO DO COMPÓSITO FEITO EM MATLAB

O modelo descrito na seção 3.1, foi programado em Matlab para fazer os cálculos teóricos dos módulos de elasticidade do compósito híbrido.

```
% Propriedades Mecanicas dos Compositos
% Limpando a tela
clear all
clc

%Determinação da Fração Volumétrica de SMA e Epóxi/Vidro-E no corpo 3
% Dimensões e dados experimentais dos CPs
N =2; % Número de fios de NiTi
n =6; % Número de mantas
d = 1.05; % Diâmetro médio experimental do fio NiTi (mm)
b = 31.3; % largura média experimental da viga SMAHC (mm)
L = 140; % largura média da viga SMAHC (mm)
t = 4.68; % Espessura média medida da viga SMAHC (mm)

% Dados teóricos dos materiais usados
ROv = 2.54; % Densidade da fibra de vidro-E ( $g/cm^3$ )
ROe = 1.05; % Massa específica tabelada do Epóxi ( $g/cm^3$ )
ROsma = 6.45; % Massa específica tabelada da SMA ( $g/cm^3$ )

% Calculo das frações volumétricas no corpo 3 com os dados experimentais
Vsma3 = N*pi*d/(4*b); % Fração volumétrica de SMA calculada com dados experimentais no corpo 3
Vc3 = b*d*L; % Volume do corpo 3
Ve3 = 1-(Vsma3); % Fração volumétrica de Epóxi no corpo 3

% Determinação da Fração Volumétrica global de SMA
Vsma = N*pi*d2/(4*b*t); % Fração volumétrica calculado com dados experimentais do CP

% Módulo de Elasticidade do corpo 3 utilizando a Regra das Misturas
EMsma = 21400; % Módulo de Elasticidade experimental do fio NiTi na martensita
```

(MPa)

EAsma = 46694; % Módulo de Elasticidade teórico do fio NiTi na austenita (MPa)

Ee = 3500; % Módulo de elasticidade teórico do epóxi

EM3 = Vsma3\*EMsma + Ve3\*Ee; % Módulo de Elasticidade na martensita do corpo 3 (MPa)

EA3 = Vsma3\*EAsma + Ve3\*Ee; % Módulo de Elasticidade na austenita do corpo 3 (MPa)

% Módulo de Elasticidade do compósito híbrido para as fases martensita e

% austenita dos fios de SMA

Mv = 1.97\*n; % Massa média experimental medida na balança digital de vidro-E (g)

Vviga = b\*t\*L; % Volume calculado com dados experimentais da viga SMAHC ( $mm^3$ )

Vv = ((Mv/ROv)\*1000)/Vviga; % Fração volumétrica experimental de manta de Vidro-E

Ve = 1-(Vsma+Vv); % Fração volumétrica experimental de Epóxi

Eev = (3.44+(28.2\*Vv)+(26.1\*Vv<sup>4</sup>))\*1000; % Módulo de Elasticidade teórico do Epóxi/fibras picadas de Vidro-E, para os corpo 1 e 2 (MPa)

EM = (Eev\*(t-d)+EM3\*d)/t; % Módulo de Elasticidade (MPa) da viga SMAHC na martensita

EA = (Eev\*(t-d)+EA3\*d)/t; % Módulo de Elasticidade (MPa) da viga SMAHC na austenita