

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA
E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**Comportamento Eletro-termomecânico de um Compósito Ativo
de CFRP com Fios Ni-Ti Embebidos**

Aluno (a): Zoroastro Tôrres Vilar

Dissertação apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em Ciências e
Engenharia de Materiais da Universidade
Federal de Campina Grande, em
cumprimento às exigências para obtenção
do Grau de Mestre.

(Linha de pesquisa: Materiais Avançados)

CAMPINA GRANDE
Fevereiro/ 2009

UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA
E ENGENHARIA DE MATERIAIS

**Comportamento Eletro-termomecânico de um Compósito Ativo
de CFRP com Fios Ni-Ti Embebidos.**

Aluno (a): Zoroastro Tôrres Vilar

Orientador: Prof. Dr. Carlos José de Araújo

CAMPINA GRANDE
Fevereiro/ 2009



FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCC

V697c

2009

Vilar, Zoroastro Tórres.

Comportamento eletro-termomecânico de um compósito ativo de CFRP com fios NI-TI embebidos / Zoroastro Tórres Vilar. – Campina Grande, 2009.

120 f.: il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia.

Referências.

Orientador: Prof. Dr. Carlos José de Araújo.

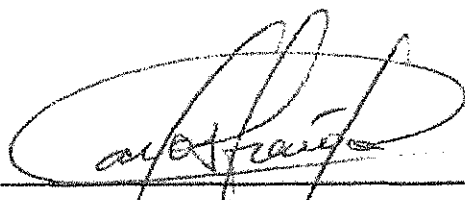
1. Compósitos Ativos. 2. Ligas NiTi. 3. CFRP. 4. Flambagem Térmica. 5. Resistência Elétrica. I. Título.

CDU – 66.018(043)

COMPORTAMENTO ELETRO-TERMOMECÂNICO DE UM COMPÓSITO ATIVO DE CFRP COM FIOS NI-TI EMBEBIDOS

Zoroastro Tôrres Vilar

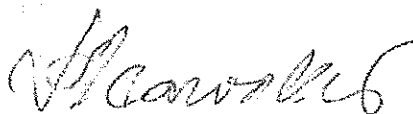
Dissertação Aprovada em 27/02/2009 pela banca examinadora constituída dos
seguintes membros:



Dr. Carlos José de Araújo

Orientador

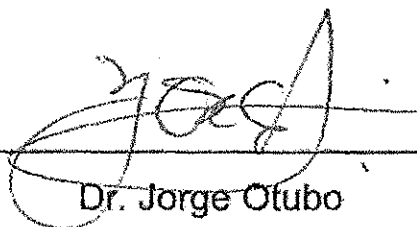
UAEM – UFCG



Dr.ª. Laura Hecker de Carvalho

Examinador Interno

UAEMa/UFCG



Dr. Jorge Otubo

Examinador Externo

ITA

DEDICATÓRIA

Dedico esta, bem como todas as minhas demais conquistas, aos meus pais (Lindonor Tôrres Vilar e M^a Salete Barbosa Vilar Tôrres), minhas irmãs (Ana Letícia Tôrres Vilar, Andrea Tôrres Vilar e Angélica Torres Vilar) e meu irmão (Abraão Tôrres Vilar).

AGRADECIMENTOS

- A **minha família**, pelo incentivo e empenho na construção de minha educação, aos quais dedico todas as minhas vitórias já conquistadas e as futuras.
- A **minha namorada Juliana**, por estar sempre presente, com sua paciência, compreensão e seu apoio;
- Ao **professor Carlos José de Araujo**, pela orientação;
- Aos **professores Wanderley e Laura**, pela contribuição com o Seminário;
- Aos **colegas do LaMMEA**, pelo apoio, incentivo.
- Aos **colegas e amigos do curso de engenharia mecânica**, pelo apoio e incentivo.
- Ao **Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq)** pelo suporte financeiro para a condução desta pesquisa,
- Ao **Departamento de Engenharia Mecânica da UFCG e ao LaMMEA** pelo suporte técnico.
- Enfim, a **todos** que de alguma forma contribuíram para a realização deste trabalho.

O valor das coisas não está no tempo em que elas duram, mas na intensidade com que acontecem. Por isso existem momentos inesquecíveis, coisas inexplicáveis e pessoas incomparáveis". (Fernando Pessoa)

Índice.....	Paginas
1 - INTRODUÇÃO.....	17
2 - OBJETIVOS.....	18
3 - JUSTIFICATIVA.....	19
4 - REVISÃO DE LITERATURA.....	21
4.1 - Materiais Compósitos.....	21
4.1.1 - Histórico.....	21
4.1.2 - Generalidades.....	22
4.1.3 - Principais Tipos de compósitos Poliméricos.....	23
4.1.3.1 - Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibra de Vidro (GFRP – <i>Glass Fiber-Reinforced Polymer</i>).....	23
4.1.3.2 - Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibra Aramida.....	24
4.1.3.3 - Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibra de Carbono (CFRP – Carbon Fiber Reinforced Polymers).....	26
4.2 - Estruturas Inteligentes.....	35
4.3 - Ligas com Memória de Forma (LMF).....	40
4.3.1 - Generalidades.....	40
4.3.1.1 – Breve histórico do Efeito Memória de Forma (EMF).....	40
4.3.1.2 – Características das LMF.....	41
4.3.2 - Comportamento Termomecânico.....	42
4.3.2.1 - Transformação Martensítica.....	42
4.3.2.2 - Efeito Memória de Forma Simples (" <i>One-Way Shape Memory Effect</i> ").....	47
4.3.2.3 - Efeito Memória de Forma Duplo ou Reversível (" <i>Two-Way Shape Memory Effect</i> ")......	48
4.3.2.4 - Superelasticidade.....	50
4.3.3 - As LMF Comerciais.....	53
4.3.4 - Ligas NiTi.....	54
4.3.5 – Comparação da Atuação dos Materiais Ativos.....	55
4.4 - Compósitos Ativos.....	56
4.4.1 - Generalidades.....	56
4.4.2 - Compósitos ativos incorporando LMF.....	57
5 - MATERIAIS E MÉTODOS.....	59

5.1 - Fabricação das Amostras.....	60
5.2 - Caracterização dos fios NiTi.....	65
5.3 - Caracterização das Fibras de Carbono e do Pré-Preg de CFRP.....	70
5.4 - Caracterização das Amostras de CFRP-NiTi.....	71
5.5 - Caracterização eletro-termomecânica dos sistemas CFRP-NiTi.....	72
5.6 - Verificação da Funcionalidade dos Compósitos CFRP-NiTi.....	75
6 - RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	79
6.1 - Fabricação dos compósitos ativos de CFRP-NiTi.....	79
6.2 - Caracterização prévia dos fios de NiTi.....	81
6.2.1- Resistência elétrica em função da temperatura.....	81
6.2.2 - Ensaio de tração uniaxial a diferentes temperaturas.....	82
6.2.3 - Ensaio de geração de força em função da temperatura para diferentes níveis de deformação imposta.....	85
6.3 - Caracterização preliminar dos compósitos ativos de CFRP-NiTi.....	87
6.3.1 - Determinação da temperatura de transição vítrea via DMA.....	87
6.3.2 - Resistência elétrica em função da temperatura.....	88
6.3.3 - Ensaio de flexão três pontos em regime estático a diferentes temperaturas.....	91
6.4 - Comportamento eletro-termomecânico cíclico dos compósitos CFRP- NiTi em modo de flexão a três pontos.....	92
6.5 - Verificação da atividade dos compósitos CFRP-NiTi através do controle de expansão/contração e da flambagem térmica.....	103
6.5.1- Verificação do controle de expansão/contração da matriz de CFRP- NiTi.....	104
6.5.2 - Verificação do controle de flambagem dos compósitos CFRP-NiTi	106
7 – CONCLUSÕES.....	110
9 - REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS.....	113

Índice de figuras.....	Paginas
Figura 1: Pequenas embarcações e remos em material GFRP.....	24
Figura 2: Capacete de uso do exercito.....	26
Figura 3: Chassis de um carro fabricado em CFRP.....	27
Figura 4: Materiais inteligentes monitorando as condições de uma estrutura....	38
Figura 5: Localização de sistemas inteligentes em um avião.....	39
Figura 6: Estação Espacial Internacional.....	39
Figura 7: Material MR sem aplicação e com a aplicação do campo magnético.....	40
Figura 8: Estrutura martensítica típica de uma LMF CuAlNi	43
Figura 9: Propriedades térmicas da transformação martensitica de uma LMF.	45
Figura 10: Curvas de DSC obtidas para uma Liga NiTi.....	45
Figura 11: Esquemática do EMFS em uma mola de LMF.....	48
Figura 12: Efeito memória de forma duplo.	49
Figura 13: Diagrama de estado Tensão versus Temperatura (σ , T) para a transformação Austenita \leftrightarrow Martensita. Representação esquemática dos limites dos domínios de manifestação dos fenômenos de memória de forma e de superelasticidade.....	52
Figura 14: Comportamento termomecânico das LMF. T1: carregamento em estado austenítico, T2: carregamento em estado martensítico.....	53
Figura 15: Foto de compósito ativo do tipo matriz polimérica com fios de LMF.....	57
Figura 16: Fluxograma representativo da metodologia empregada.....	59
Figura 17: Desenho esquemático das amostras de CFRP-NiTi produzidas.	60
Figura 18: Forno elétrico marca EDG (modelo Platiniun Quartz).	61
Figura 19: Esquema do processo de treinamento aplicado aos fios de NiTi recozidos..	62
Figura 20: Máquina universal de ensaios Instron 5582 com câmara de aquecimento. ..	63
Figura 21: Sistema de moldagem por pressão adaptado na máquina Instron 5582.....	64
Figura 22: Montagem da fabricação dos compósitos.	64
Figura 23: Microtermopar tipo K soldado no molde.....	65
Figura 24: Plataforma experimental de medição da resistência elétrica em função da temperatura em amostras de LMF.	66
Figura 25: Amostra do fio NiTi preparada para ensaio de variação de resistência elétrica em função da temperatura.....	67

Figura 26: Amostra do fio NiTi preparada para ensaio de tração simultaneamente com variação de resistência elétrica.	68
Figura 27: Detalhe da instalação das amostras de NiTi para ensaio de tração acoplado com variação de resistência elétrica.....	69
Figura 28: Amostra de maço de fibras de carbono preparada para ensaio de variação de resistência elétrica em função da temperatura.	70
Figura 29: Análise dinâmico-mecânica. (a) Aparelho DMA Q800. (b) Amostra montada no modo de viga simplesmente apoiada.	71
Figura 30: Esquema das amostras de CFRP-NiTi para ensaios de flexão três pontos. ..	73
Figura 31: Esquema da montagem das amostras de CFRP-NiTi para ensaios de flexão acoplados com variação de resistência elétrica.....	73
Figura 32: Esquema do ensaio de flexão a três pontos.....	74
Figura 33: Amostra de CFRP – NiTi sendo ensaiada na maquina Instron.	74
Figura 34: Esquema da montagem para verificação do nível de atividade dos compósitos CFRP – NiTi em modo de flambagem térmica.	76
Figura 35: Amostra de CFRP – NiTi sendo ensaiada no teste de flambagem térmica... ..	77
Figura 36: Esquema da montagem para verificação do nível de atividade dos compósitos CFRP – NiTi (ensaio de dilatação térmica).....	78
Figura 37: Amostra de CFRP – NiTi sendo ensaiada no teste de dilatação térmica.	78
Figura 38: Vigas de compósito CFRP-NiTi produzidas.....	79
Figura 39: Ciclo de temperatura durante a cura.....	80
Figura 40: Pressão uniaxial durante o ciclo de cura.	80
Figura 41: Curvas da resistência elétrica em função da temperatura para as amostras do fio NiTi bruto (a), tratado (b) e treinado (c).	82
Figura 42: Gráficos do ensaio de tração com resistência elétrica para os fios NiTi brutos (a), tratados (b) e treinados (c).....	84
Figura 43: Geração de força nos fios NiTi tratados deformados a 0,2 % (a), 0,6% (b) e 1,0% (c).....	85
Figura 44: Geração de força nos fios NiTi treinados deformados a 0,2% (a), 0,6% (b) e 1,0% (c).....	86
Figura 45: Resultado do ensaio de DMA para a amostra de CFRP.....	88
Figura 46: Curva da resistência elétrica em função da temperatura para o CFRP (a) e as fibras de carbono puras (b).	89

Figura 47: Curvas de resistência elétrica em função da temperatura para os compósitos CFRP-NiTi. (a) CFRP-NiTi bruto. (b) CFRP-NiTi tratado. (c) CFRP-NiTi treinado....	89
Figura 48: Curva da resistência elétrica em função da temperatura para os fios de LMF treinados (a) e tratados (b) embebidos no CFRP e livres.	90
Figura 49: Comportamento mecânico dos sistemas CFRP (a) e CFRP-NiTi com fios brutos (b), com fios tratados (c) e com fios treinados (d), a 30, 60 e 90 °C, durante o ensaio de flexão três pontos.	92
Figura 50: Comportamento de $\Delta R/R$ das camadas superior e inferior e do deslocamento em função do tempo para o sistema CFRP – NiTi com fios brutos a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).	93
Figura 51: Comportamento de $\Delta R/R$ das camadas superior e inferior e do deslocamento em função do tempo para o sistema CFRP – NiTi com fios tratados a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).	94
Figura 52: Comportamento de $\Delta R/R$ das camadas superior e inferior e do deslocamento em função do tempo para o sistema CFRP – NiTi com fios treinados a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).	95
Figura 53: Ampliação dos três primeiros ciclos do ensaio de flexão para o sistema CFRP-NiTi com fios brutos a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).	98
Figura 54: Ampliação dos três primeiros ciclos do ensaio de flexão para o sistema CFRP-NiTi com fios Tratados a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).	98
Figura 55: Ampliação dos três primeiros ciclos do ensaio de flexão para o sistema CFRP-NiTi com fios Treinados a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).	99
Figura 56: Evolução do carregamento mecânico durante a ciclagem do sistema CFRP-NiTi com fios brutos a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).	101
Figura 57: Evolução do carregamento mecânico durante a ciclagem do sistema CFRP-NiTi com fios tratados a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).	102
Figura 58: Evolução do carregamento mecânico durante a ciclagem do sistema CFRP-NiTi com fios treinados a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).	102
Figura 59: Onda de corrente aplicada para aquecimento dos sistemas CFRP-NiTi.	104
Figura 60: Dilatação térmica nos sistemas CFRP-NiTi e suas respectivas curvas de aquecimento e resfriamento para os fios brutos (a), fios tratados (b) e fios treinados (c).	105
Figura 61: Flambagem térmica dos sistemas CFRP-NiTi e suas respectivas curvas de aquecimento: fios brutos (a), fios tratados (b) e fios treinados (c).	107

Índice de Tabelas	Paginas
Tabela 1: Propriedades mecânicas das fibras de aramida.....	25
Tabela 2: Propriedades das fibras de carbono.	29
Tabela 3: Propriedades físicas do PZT e PVDF.	37
Tabela 4: Propriedades das ligas NiTi com Memória de Forma.	55
Tabela 5: Comparação comercial e potencial da atuação de alguns materiais ativos.....	56
Tabela 6: Temperaturas de transformações de fase dos fios NiTi.....	82
Tabela 7: Valores da tensão gerada durante o ensaio de geração de força para os fios NiTi treinados e tratados.....	86
Tabela 8: Temperaturas de transformação dos fios NiTi tratados embebidos na matriz CFRP e livres.....	90
Tabela 9: Temperaturas de transformação dos fios NiTi treinados embebidos na matriz CFRP e livres.....	90
Tabela 10: Valores mínimos da carga compressiva nas amostras CFRP-NiTi.	103
Tabela 11: Valores máximos da carga compressiva nas amostras CFRP-NiTi.....	103
Tabela 12: Valores de dilatação e temperaturas máximas alcançadas no ensaio de controle de expansão/contração.	105
Tabela 13: Valores da flambagem térmica para os sistemas CFRP-NiTi com fios brutos, tratados e treinados.	107

SÍMBOLOS e ABREVIACÕES

σ – Tensão mecânica

A_f - Temperatura de Término da Transformação Austenítica;

A_i - Temperatura de Início da Transformação Austenítica;

ATVAs - Active Tuned Vibration Attenuators;

CFRP - Carbon Fiber Reinforced Polymer;

CNPq - Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico;

E - Modulo de Elasticidade;

EMF – Efeito Memória de Forma;

EMFR - Efeito Memória de Forma Reversível;

EMFS - Efeito Memória de Forma Simples;

ER – Eletroreológicos;

H_t - Histerese da Transformação;

LMF - Ligas com efeito de Memória de Forma;

LaMMEA - Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas;

LVDT – Linear Variable Differential Transformer;

M_f - Temperatura de Término da Transformação Martensítica;

MMC - Compósitos de Matriz Metálica;

MR – Magnetoreológicos;

M_i - Temperatura de Início da Transformação Martensítica;

PAN – Poliacrilonitrilo;

PMC - Compósitos de Matriz Polimérica;

PVDF - Fluoreto de Polivinilideno;

PZT - Titanato-zirconato de Chumbo;

R – Resistência Elétrica;

R_i - Temperatura de Início da Transformação Romboédrica;

R_f - Temperatura de Término da Transformação Romboédrica;

T – Temperatura;

RESUMO

A possibilidade de união de dois ou mais materiais diferentes para obtenção de estruturas capazes de sentir e adaptarem-se às alterações nas condições ambientais e operacionais, vem levando ao desenvolvimento de compósitos ativos, com propriedades funcionais que possibilitam controle de forma, vibrações, rigidez e/ou monitoramento da integridade do sistema. Essas características são muito bem aceitas no meio tecnológico. Nesse contexto, durante este trabalho foram fabricados compósitos ativos a partir de pré-impregnados (*Pré-Pregs*) de epóxi com fibras de carbono (CFRP) e fios finos de uma liga com memória de forma da família NiTi embebidos em diferentes estados, além de eletrodos de cobre para monitoramento da variação de resistência elétrica do compósito. Os fios de NiTi, as fibras de carbono e os compósitos CFRP-NiTi obtidos, foram caracterizados usando ensaios eletro-térmicos e eletro-termomecânicos, verificando-se assim a eficiência dos eletrodos embutidos para o monitoramento da estrutura quando submetida a ciclos de flexão em três pontos. Verificou-se ainda a capacidade de ativação dos fios NiTi dentro da matriz de CFRP para o controle de flambagem e contração/expansão térmica, mesmo estes representando uma fração volumétrica mínima nos sistemas CFRP-NiTi produzidos.

Palavras-chaves: Compósitos ativos, Ligas NiTi, CFRP, Flambagem térmica, Resistência elétrica.

ABSTRACT

The possibility of uniting two or more different materials to obtain structures capable to feel and adapt to environment alterations and operational conditions, has been leading to the development of active composites with functional properties that makes possible the control of form, vibration, rigidity and/or structural integrity monitoring. These characteristics are very well accepted in modern technological applications. In this context, active composites were manufactured using pre-impregnated (Pre-Pregs) foils of epoxy with carbon fibers (CFRP) and NiTi shape memory alloy (SMA) thin wires embedded in different conditions, besides copper electrodes for electrical resistance monitoring of the specimens. The NiTi SMA wires, the carbon fibers and the obtained CFRP-NiTi composites were characterized by electro-thermomechanical tests of electrical resistance as a function of temperature and deformation, thus verifying the efficiency of embedded electrodes in monitoring the structure when submitted to three points bending cycles. The NiTi wires activation capacity inside the CFRP matrix for buckling and thermal contraction/expansion control was also verified, even though the NiTi wires represent a minimum volumetric fraction in the CFRP-NiTi produced systems.

Key-words: Active Composites, NiTi Alloys, Thermal Buckling, Electrical Resistance.

TAX

1 - INTRODUÇÃO

A aplicação de materiais capazes de emitir resposta eletromecânica, aliada ao desenvolvimento das técnicas de controle, tem permitido a concepção de estruturas inteligentes para diversas aplicações, sejam no controle de ruído, vibrações, forma, rigidez e frequências naturais ou monitoramento da integridade desses sistemas.

O aprimoramento de projetos de estruturas tem possibilitado a inserção de sistemas integrados, juntamente com a aplicação de materiais com propriedades bastante peculiares, capazes de perceber e se adaptar a possíveis alterações nas condições ambientais e operacionais. Neste sentido, os termos *estruturas inteligentes*, *estruturas adaptativas* e *estruturas ativas* fazem todos parte de um mesmo campo de estudo atualmente em forte desenvolvimento internacional. Este campo refere-se à integração de atuadores e sensores aos componentes estruturais e ao uso de alguma espécie de unidade de controle ou amplificação e processamento de sinais, com o objetivo de conceber um sistema capaz de melhorar o desempenho estrutural. Os materiais empregados em estruturas inteligentes frequentemente possuem propriedades interessantes e incomuns, a exemplo das cerâmicas e polímeros piezelétricos, os fluídos eletro e magneto-reológicos e as Ligas com Efeito de Memória de Forma (LMF). Em especial, as LMF, por terem a capacidade de sentir e atuar, termomecanicamente, recebem muita atenção devido as suas propriedades distintivas. Os fenômenos de efeito de memória de forma simples (EMFS) ou duplo (EMFD) apresentado por estas ligas metálicas especiais podem gerar forças de recuperação intensas através da mudança de temperatura. Não menos versáteis, os materiais compósitos se mostram adaptáveis a esta nova tecnologia além de, por natureza, poderem ter suas características direcionadas a atender exigências específicas.

Conforme mencionado anteriormente, as LMF são ligas metálicas que permitem a recuperação da geometria original do corpo, ou o desenvolvimento de consideráveis forças de restituição ao se restringir a recuperação de sua forma original, após a imposição de um campo de temperatura e/ou de tensões, através de transformações de fase induzidas no material (Otsuka & Wayman, 1998).

A incorporação das LMF na forma de fios finos aos compósitos poliméricos reforçados com fibras de carbono (CFRP - Carbon Fiber Reinforced Polymer), podem resultar em estruturas ativas capazes de demonstrar propriedades excelentes, como grande força de recuperação, alto módulo de elasticidade e baixa densidade (Jang & Kishi, 2005), e que são dotados da capacidade de auto-adaptação às condições existentes no meio, ou de exibirem propriedades variáveis de acordo com as necessidades.

Para exibir todas essas qualidades, os compósitos ativos empregam três elementos básicos: (i) sensores que registram informações internas e externas, (ii) atuadores que realizam trabalho ou aplicam forças e (iii) sistemas de controle central que tomam decisões e expedem ordens (Leica, 2007).

A combinação dessas qualidades confere capacidade de adaptação ou atividade ao sistema, fazendo com que tais estruturas não apenas armazenem informações e executem tarefas, mas também percebam mudanças e se adaptem de acordo com elas.

2 - OBJETIVOS

Este projeto tem por objetivo geral a obtenção de compósitos ativos a partir de pré-impregnados (*Pré-Pregs*) de CFRP e fios finos de LMF da família Ni-Ti, incorporando também eletrodos de cobre para monitoramento da variação de resistência elétrica do compósito desenvolvido.

Em termos específicos, este projeto visa:

- Desenvolver um processo de fabricação simples de amostras de compósito ativo CFRP + LMF NiTi usando prensagem a quente;
- Determinar as temperaturas de transformação dos fios NiTi embebidos na matriz de CFRP;
- Analisar o comportamento eletro-termomecânico do compósito ativo desenvolvido usando ensaios de flexão três pontos com medidas de resistência elétrica acopladas;
- Testar a "atividade" do compósito através de medidas de expansão/contração da matriz de CFRP e flambagem do compósito em função do aquecimento elétrico dos fios de NiTi.

3 - JUSTIFICATIVA

A introdução de ligas com memória de forma em compósitos poliméricos de fibras de carbono origina estruturas com baixa massa específica aliada a alta resistência mecânica além da possibilidade de monitoramento de integridade e de ativação, facilitando a sua manutenção e prevenção. Esses materiais não só podem ser capazes de identificar quando há danos na estrutura como também comunicar o fato a uma central de monitoramento que pode emitir ordens fazendo com que a estrutura responda e tente controlar esse dano. Essas qualidades são muito bem vindas na área náutica, automobilística e principalmente na aeroespacial, onde tem recebido um interesse especial, devido às possibilidades de aplicação, por exemplo, na aerodinâmica, podendo levar a uma diminuição da vibração das asas dos aviões (Paiva et al; 2003).

O uso de materiais compósitos tem também aumentado no projeto de componentes estruturais de paredes mais finas para veículos espaciais, como as aeronaves de alta velocidade, foguetes e naves espaciais. Estas estruturas estão frequentemente sujeitas a cargas térmicas devido ao aquecimento aerodinâmico e/ou radiação térmica. Tais estruturas de compósitos laminados de espessuras delgadas podem tornar-se instáveis com mudanças de temperatura relativamente pequenas, originando a formação de ondulações na região elástica devido a um fenômeno de flambagem térmica do compósito (Lee & Choi, 1999).

Assim, quando se combina o CFRP com os fios de LMF são desenvolvidos os compósitos híbridos e ativos com objetivo de melhorar propriedades de fluência, de fadiga ou simplesmente fortalecer o compósito, melhorar a capacidade de amortecimento, proporcionar controle da forma ou de vibração do compósito (Xu et al., 2003). Esperam-se dos compósitos contendo fibras LMF embebidas, estruturas que se adaptem funcionalmente as necessidades de projeto (Zheng et al., 2005). A incorporação destes materiais para formar estruturas funcionais é uma linha de pesquisa que promete revolucionar os campos da ciência dos materiais, engenharia civil, e construção industrial em geral (Tsoi et al., 2005).

As previsões de mercado recentemente emitidas pelas indústrias aeronáuticas civis indicam que o volume de tráfego em 20 anos será diversas vezes maior que o nível atual. Esse aumento de tráfego fará surgir inúmeros desafios para os quais as estruturas ativas podem oferecer soluções (Loughlan et al., 2002). Nesse contexto a utilização de ligas com efeito de memória de forma vem se destacando por suas propriedades termomecânicas de geração de força e/ou deformação em função da temperatura.

4 - REVISÃO DE LITERATURA

4.1 - Materiais Compósitos

4.1.1 - Histórico

Historicamente o uso de fibras como reforço de materiais convencionais é muito antiga. Existem referências bibliográficas de argila reforçada com palha para tijolos no Antigo Egito; barras de ferro em formato cilíndrico foram usadas para reforço de alvenaria no século 19, direcionado para o desenvolvimento do concreto reforçado com aço. Resinas fenólicas reforçadas com fibras de amianto começaram a ser introduzidas no século 20. O primeiro barco com fibra de vidro foi feito em 1942; plásticos reforçados também foram usados em aeronaves e componentes elétricos nesta época. Filamentos bobinados foram inventados em 1946 e incorporados em aplicações de mísseis em 1950. A primeira utilização do boro e fibras de carbono de alta resistência foi introduzida próximo de 1960, com aplicações de compósitos avançados para componentes de aeronaves em 1968. Compósitos com matriz de metal tal como boro/alumínio foram introduzidos em 1970. A Dupont desenvolveu a fibra Kevlar (ou aramida) em 1973. Ao final dos anos 70 as aplicações dos materiais compósitos começaram a expandir-se com aplicações em aeronaves, automóveis, bem como esportes e indústrias biomédicas. Os anos 80 foram marcados por um aumento significativo da utilização de fibras com altos módulos de Young. Agora a ênfase está voltada para o desenvolvimento de novos compósitos metal/matriz e cerâmica/matriz, bem como compósitos carbono/carbono para aplicações a altas temperaturas. Aplicações diversas, incluindo tubos subterrâneos e recipientes, embarcações, veículos de solo, aeronaves e estruturas aeroespaciais, componentes automobilísticos, equipamentos esportivos, produtos biomédicos e muitos outros produtos estão sendo projetados para apresentarem elevado desempenho mecânico e/ou estabilidade ao meio ambiente associado ao baixo peso. (Bittencourt, 2002).

4.1.2 - Generalidades

Em um passado recente os materiais de engenharia foram divididos em três grandes grupos: materiais metálicos, cerâmicos e poliméricos. Com o desenvolvimento tecnológico estes grupos deram origem à outra grande classe que é a dos materiais compósitos, os quais vêm sendo alvo de grande investimento e pesquisa, apresentando uma grande aplicabilidade devido à combinação principalmente de baixa massa específica com elevados valores de resistência e rigidez e a sua grande variedade de propriedades.

Define-se material “composto”, ou “compósito” – termo de uso consagrado – como sendo o resultado da combinação de dois ou mais materiais distintos em suas propriedades físicas e composição, que após o seu processamento fornecem propriedades específicas bem superiores às dos constituintes isolados (Barbero, 1999). Trata-se, portanto, de uma classe de materiais heterogêneos cujo objetivo é a obtenção de um material que, combinando as características dos seus componentes de maneira adequada, apresente um desempenho estrutural melhor que os mesmos, sob condições específicas de utilização. A estrutura a ser produzida deverá constituir-se de um novo material com características homogêneas, ao ser analisado macroscopicamente. A composição de materiais permite vantagens, especialmente do ponto de vista do comportamento mecânico, como, por exemplo, o aumento de rigidez e da resistência mecânica, melhores respostas à fadiga sob cargas cíclicas, diminuição de peso mantendo-se o nível de resistência, etc. O objetivo é obter-se um material final com propriedades mecânicas superiores a de seus constituintes, para determinadas solicitações, consideradas no projeto.

Um material compósito é basicamente o produto da combinação de um reforço (em geral fibras) com uma fase ligante, conhecida como matriz, sobre uma superfície de um molde que define sua forma. A fase ligante é responsável pela união dos constituintes, tendo a função de transmitir o esforço entre as fibras, além de mantê-las protegidas do meio. Já as fibras têm a função de melhorar o desempenho mecânico da matriz (Callister, 2002).

Como opção aos materiais de engenharia convencionais, diversos tipos de materiais compósitos são hoje disponíveis, de acordo com seus processos

de fabricação. Um grande avanço pode ser observado com o desenvolvimento da indústria aeroespacial desde meados do século passado. Nesta área, uma das maiores vantagens destes sistemas é a capacidade de obtenção de elevada resistência mecânica com baixo peso final da estrutura global. Com o desenvolvimento de novos processos de fabricação, vários tipos de componentes estruturais têm sido obtidos, desde os mais comuns laminados planos, como coberturas moldadas em estruturas, a tubos de materiais compósitos, com larga aplicação nas indústrias petroquímicas, aeroespacial e defesa.

Os principais fatores que dirigem o uso de materiais compósitos são redução de peso, resistência à corrosão, isolamento térmica e acústica, baixa expansão térmica, condutividade térmica alta ou baixa, dentre outras (Barbero, 1999).

4.1.3 - Principais Tipos de compósitos Poliméricos

4.1.3.1 - Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibra de Vidro (GFRP – *Glass Fiber-Reinforced Polymer*).

Os compósitos poliméricos reforçados com fibra de vidro (GFRP's) foram desenvolvidos no Reino Unido durante a segunda guerra mundial como uma substituição para a madeira compensada moldada usada nos aviões, em virtude serem transparentes às microondas de radares. Sua primeira aplicação civil foi na construção de edifícios de barcos, onde ganhou a aceitação nos anos 50. Seu uso estendeu-se aos setores de equipamentos automotivo e de esporte.

O GFRP é um material compósito constituído basicamente de um plástico reforçado por finíssimos filamentos flexíveis de vidro, contínuos ou não. Assim como o plástico reforçado por fibra de carbono, este material recebeu esse nome devido ao nome de suas fibras de reforço (fibra de vidro). Essa classe de compósitos usa freqüentemente como matriz as resinas poliéster ou vinil-éster, mas outras resinas, como a epóxi, também são exploradas. Assim

como em muitos outros materiais compósitos, a fase matriz e a fase fibra atuam junto, cada um compensando os déficits do outro. (Wikipedia, 2008).

Existe varias limitações a esse grupo de materiais. Apesar de possuírem resistências elevadas, não exibem a rigidez necessária para algumas aplicações (por exemplo, como membros estruturais para aviões e pontes). A maioria dos materiais em fibra de vidro está limitada a aplicações com temperaturas de serviço abaixo de 200° C. Em temperaturas mais altas, a maioria das resinas polimericas começa a escoar ou se deteriorar.

O uso de GFRP inclui cubas quentes, tubulações para a água potável e de esgotos, recipientes de exposição de plantas e sistemas de telhado, além de ser usado também na indústria de telecomunicações como revestimento de antenas, devido a sua permeabilidade às frequências de radio e baixa atenuação do sinal. Outros usos incluem isolantes elétricos e outros componentes estruturais encontrados nas indústrias. (Wikipedia, 2008).

A figura 1 mostra barcos e remos fabricados em GFRP.



Figura 1: Pequenas embarcações e remos em material GFRP.

Disponível em: <http://en.wikipedia.org/wiki/Glass-reinforced_plastic>, acessado em 16/06/2008.

4.1.3.2 - Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibra Aramida

A fibra de aramida foi a primeira fibra polimérica desenvolvida com alta resistência e rigidez. Seu desenvolvimento visou o mercado de pneus, mas

hoje a maior parte de sua produção é voltada para aplicações semelhantes à da fibra de carbono, como as indústrias bélica, aeronáutica e em reforço estrutural. São utilizadas mais freqüentemente em compósitos que possuem matrizes poliméricas (epóxi e os poliésteres são matrizes comuns com estes tipos de fibras). Essas fibras são especialmente conhecidas pela sua tenacidade, resistência ao impacto e resistência à fluência e à falha por fadiga. Possuem relações excepcionais de resistência-peso, que superam as dos metais, entretanto são relativamente fracas quando submetidas a esforços de compressão.

Embora estas fibras sejam termoplásticas, elas são resistentes à combustão e estáveis até temperaturas relativamente elevadas. A faixa de temperatura na qual mantêm suas elevadas propriedades mecânicas se situa entre -200 e 200° C. Quimicamente, são degradáveis por ácidos e bases fortes, mas são relativamente inertes frente a outros solventes e produtos químicos. (Bentur e Mindess, 1990).

Os nomes comerciais para os dois tipos mais comuns de fibras aramidadas são Kevlar e Nomex.

A tabela 1 enumera as principais propriedades mecânicas das fibras de aramida.

Tabela 1: Propriedades mecânicas das fibras de aramida.

PROPRIEDADE	KEVLAR	HM - 50
Diâmetro (μm)	11,9	12,4
Densidade (Kg/m^3)	1450	1390
Modulo de elasticidade (GPa)	125	77
Resistência à tração (MPa)	2800 a 3600	3100
Alongamento (%)	2,2 a 2,8	4,2

Fonte: Bentur e Mindess - 1990

As aplicações típicas desses compósitos poliméricos reforçados por fibras aramidadas incluem produtos balísticos (coletes à prova de balas), artigos esportivos, pneus, cordas, carcaças de mísseis e vasos de pressão. São

empregados também como substitutos para o amianto em freios automotivos e em revestimentos de embreagens, e gaxetas. Um exemplo de aplicação desses compósitos é mostrado na figura 2, que corresponde a um capacete típico, usado pelo exercito, reforçado por fibra de aramida para proteger a cabeça do soldado de impactos durante a ação.



Figura 2: Capacete de uso do exercito.

Disponível em: <http://images.asia.ru/img/alibaba/photo/51549727/Aramid_Helmet.jpg>, acessado em 16/06/2008.

4.1.3.3 - Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibra de Carbono (CFRP – Carbon Fiber Reinforced Polymers)

Os CFRP's constituem uma classe de material compósito muito resistente e de elevado custo. Recebem esta denominação devido às fibras de carbono que são usadas como reforço. A resina usada freqüentemente como matriz é a epóxi, mas outros polímeros, tais como o poliéster, éster de vinil ou nylon, são usados igualmente. O termo plástico reforçado por fibra de grafita (CFRP) é também usado com menor freqüência, porém o plástico reforçado por fibra de vidro também recebe esta sigla. (Wikipedia, 2008).

Essa classe de compósitos tem muitas aplicações nos setores aeroespacial e automotivo, assim como em bicicletas e motocicletas modernas, onde a relação de seu peso com a resistência tem grande importância. As técnicas de fabricação melhoradas estão reduzindo os custos tornando cada vez mais comum o uso do CFRP em bens de consumo, como computadores

portáteis, tripés, hastes de pesca, armação de raquetes esportivas, cordas clássicas de guitarra, e de escudos de cilindro. É usado extensivamente também em partes de automóveis de competição, onde o baixo peso e a alta resistência são essenciais para uma competitividade elevada. O custo elevado da fibra de carbono é abrandado pela relação força/peso conseguida. Recentemente, diversos fabricantes de veículos populares começaram a usar o CFRP. O uso do material foi adotado mais prontamente para produção de painéis para alguns carros devido a sua maior resistência e baixo peso comparado com o plástico reforçado com fibra de vidro usado até então. A figura 3 mostra parte de um chassis de veículo de competição fabricado em CFRP.

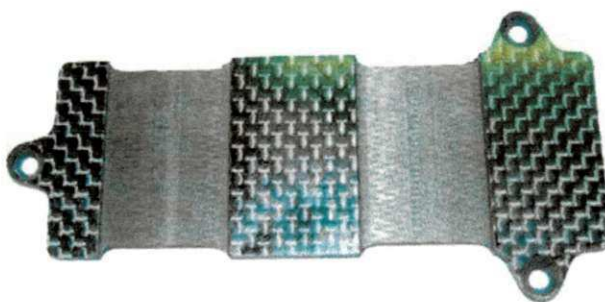


Figura 3: Chassis de um carro fabricado em CFRP.

Disponível em: <<http://www.rceasy.com/wp-content/uploads/2007/08/h0375.jpg>>, acessado em 16/06/2008.

Durante as últimas duas décadas, os CFRP's vêm se transformando em um material cada vez mais notável sendo usado em aplicações de engenharia estrutural. Na indústria pode ser empregado tanto para adaptar e reforçar uma estrutura existente, constituindo-se numa espécie de reparo, ou como uma alternativa de reforço substituindo o aço, no início de um projeto. A capacidade de ser usado como agente de reparo tornou o seu uso cada vez mais dominante na engenharia civil, e as aplicações nessa área incluem o aumento da capacidade de carga de estruturas antigas (tais como pontes) que foram projetadas para tolerar determinada carga de serviço mais baixa do que são hoje. O reparo é popular em muitos casos porque o custo para substituir a estrutura deficiente pode exceder aquele da utilização de reforço em CFRP. Devido à sua elevada rigidez, o CFRP pode ser usado debaixo das extensões

de pontes para ajudar a impedir deflexões excessivas. Barras de CFRP são usadas para reforçar estruturas de concreto em substituição ao aço. As vantagens do CFRP sobre o aço são principalmente a boa resistência à corrosão e baixo peso. O CFRP é um material de custo mais elevado do que seus concorrentes igualmente usados na indústria da construção civil, como os plásticos reforçados por fibra de vidro (GFRP) e os plásticos reforçados por fibra de aramida (AFRP). No entanto, o CFRP é considerado geralmente como tendo propriedades superiores. Muitas pesquisas continuam sendo realizadas para usar o CFRP como agente reparador e como uma alternativa ao aço, porém questionamentos como o custo e durabilidade a longo prazo ainda permanecem. (Wikipedia, 2008).

Os CFRP's encontraram muito uso também em equipamentos esportivos, a exemplo de bicicletas de competição e suporte de velas náuticas. No primeiro caso, para a mesma força, uma estrutura de fibra de carbono pesa menos do que uma tubulação da bicicleta de alumínio ou de aço.

Grande parte da fuselagem do novo Boeing 787 Dreamliner e do Airbus A350 XWB é composta de estruturas em CFRP. Devido a sua elevada relação resistência/peso, o CFRP é amplamente utilizado em pequenos veículos aéreos, reduzindo significativamente seu peso. Além disso, a rigidez elevada das lâminas de CFRP permite boa resistência mecânica em condição de forte vento.

• *Sobre as fibras de carbono*

A fibra de carbono (chamada alternativamente de grafita) é um material fabricado em diâmetros extremamente pequenos, na faixa de aproximadamente 0,005 a 0,010 milímetros (0,0002 a 0,0004 polegadas), sendo constituída essencialmente por átomos de carbono. Se constituem no principal tipo de fibras de reforço para compósitos devido a seu alto módulo de elasticidade ($E > 220$ GPa), alta resistência a tração (2500 MPa) e baixa massa específica ($\sim 1,75$ g/cm³). A sua densidade é consideravelmente mais baixa do que a densidade do aço, tornando-a ideal para as aplicações que exigem baixo peso. A tabela 2 resume algumas das propriedades das fibras de carbono.

Tabela 2: Propriedades das fibras de carbono

Propriedade	PAN		Pitch
	Tipo I	Tipo II	
Diâmetro (μm)	7,0 a 9,7	7,6 a 8,6	18
Densidade (kg/m^3)	1950	1750	1600
Módulo de elasticidade (GPa)	390	250	30 a 32
Resistência Tração (MPa)	2200	2700	600 a 750
Alongamento (%)	0,5	1,0	2,0 a 2,4

Fonte: Bentur e Mindess - 1990

As fibras de carbono possuem as maiores resistências específicas e os maiores módulos de elasticidade dentre todos os materiais fibrosos de reforço. Estas propriedades são mantidas mesmo a temperaturas elevadas. À temperatura ambiente, essas fibras não são afetadas pela umidade, ou por vários tipos de solventes, ácidos e bases. (Astrom, 2002).

Uma das formas de classificação das fibras de carbono é feita de acordo com o módulo de elasticidade. Sendo assim, as quatro classes são as de módulo padrão, intermediário, alto e ultra-alto. (Baker et al, 2004). Os diâmetros das fibras variam normalmente entre 4 e 10 μm . As fibras de carbono são revestidas normalmente com uma "capa" protetora de epóxi, que também melhora a adesão com a matriz de polímero.

As fibras de carbono podem se apresentar de duas formas: fibras descontínuas (picadas) e fibras contínuas. As fibras de carbono descontínuas, cujo comprimento situa-se entre 5 e 15 mm, são de baixo custo e utilizadas na manufatura de mantas fibrosas, como por exemplo feltros. As fibras de carbono que se destinam a essa aplicação são geralmente fabricadas a partir de precursores de baixo custo como o pitch isotrópico e a poliácridonitrila oxidada (PANox).

As fibras de carbono contínuas são armazenadas na forma de bobinas. Estas fibras são desbobinadas na preparação de fitas unidirecionais, usualmente com 5 a 100 cm de largura que se destinam ao preparo de lâminas de pré-impregnados com matrizes poliméricas. Estas fibras contínuas podem também ser utilizadas para a tecelagem de modo a obter tecidos com orientação bi-direcional e pré-formas (arranjos multidirecionais) de fibras de carbono. Estes tecidos são uma forma comum de filamentos entrelaçados muito utilizados na fabricação de compósitos estruturais e são caracterizados pelo espaçamento entre mechas adjacentes, tamanho da mecha, porcentagem de fios em cada direção, eficiência de empacotamento da mecha e pela complexidade do entrelaçamento dos fios. Embora numerosas modificações possam ser efetuadas na geometria da tecelagem, a resistência mecânica da estrutura fabricada com tecidos é governada pelo plano bidirecional. Os tecidos fornecem produtos com boa reprodutibilidade, principalmente porque a tecnologia de pré-impregnados já está bem ajustada a esse tipo de reforço. (Pina, 2000).

Atualmente o grande consumo das fibras de carbono se dá em aplicações na área balística e na indústria aeronáutica, no entanto constitui um dos principais empecilhos para a disseminação de seu uso, o qual fica restrito a situações especiais como na recuperação de estruturas degradadas ou para aumentar a capacidade de carga de estruturas já existentes.

• Comportamento elétrico de compósitos reforçados com fibra de carbono

As fibras de carbono também estão encontrando bastante aplicação na produção de estruturas ativas. O fato de serem condutoras elétricas e poderem ser utilizadas como sensores, dispensando assim a inclusão de outros materiais heterogêneos na matriz ou a necessidade de se fazer furos para fixação de eletrodos, vem fazendo com que vários estudos se intensifiquem nessa área (Baere et al, 2007). Embora a matriz polimérica seja um isolante elétrico, a condutividade elétrica é possível devido ao contato proporcionado por uma grande rede de fibras de carbono, que garante o contato elétrico entre uma fração das fibras adjacentes ao longo do seu comprimento (Chung, 2001).

Quando imersas em uma matriz polimérica, as fibras apresentam diferença na condutividade elétrica de acordo com a sua orientação (direção da fibra). Para um compósito com fibras unidirecionais, a condutividade elétrica no sentido das fibras é bem maior que no sentido transversal às mesmas. Já em relação à direção da espessura, embora a estrutura da rede de fibras seja semelhante à direção transversal, a condutividade elétrica é bem menor devido à existência de uma fina camada interlaminar rica em resina, que é isolante elétrica (Todoroki e Ueda, 2006).

A condutividade transversal dá informações sobre o número de contatos fibra-fibra no plano da lamina, logo a condutividade através do sentido da espessura é diferente de zero devido aos contatos entre as fibras adjacentes. Quando surgem fissuras na matriz, ocorre a separação entre as fibras adjacentes, diminuindo o nível de contato fibra-fibra no plano da lamina e assim diminuindo a condutividade transversal do compósito (Chung, 2001).

A medida da resistência elétrica em compósitos com fibras de carbono é uma técnica bastante complexa e que recebeu relativamente pouca atenção em termos do monitoramento de integridade estrutural (Chung, 2001). Essa técnica foi sugerida inicialmente por Schulte, e desde então, alguns estudos examinaram sua aplicabilidade para o monitoramento de acumulação de danos em estruturas reforçadas com fibras de carbono (Schulte apud Riva et al, 2005).

Diversas são as formas de se monitorar o comportamento elétrico dessas estruturas. Uma aplicação recente para a detecção da tensão mecânica em estruturas foi centrada no uso de sensores embebidos ou unidos, tais como fibra óptica, sensores piezelétricos, eletrodos de cobre, entre outros. Esses sensores podem ser incorporados de forma intrusiva ou através de uniões. O uso de sensores ou de partículas embebidas tende a provocar degradações nas propriedades mecânicas do composto. Além disso, sensores embebidas são complicados de se reparar. Os sensores unidos são mais fáceis de reparar do que sensores embebidos, mas tem uma durabilidade reduzida (Chung, 2001). Uma outra forma bastante usada e considerada não danosa à estrutura é a utilização do próprio material do compósito para monitoramento. Ou seja, o material é próprio da estrutura, de modo que ela é monitorada em toda parte,

ao contrário das estruturas com os sensores embutidos ou unidos onde só são controladas nas proximidades de cada sensor (Wang e Chung, 1996).

No caso de uma estrutura feita com matriz epóxi reforçada com fibras de carbono contínuas, os sensores de tensão mecânica são embebidos geralmente entre as camadas de fibras durante a fabricação do compósito, havendo ainda a possibilidade de um contato elétrico pobre devido à existência de uma fina camada de resina na superfície dos sensores, que pode causar uma variação de resistência elétrica negativa. O dano ou o contato elétrico pobre nos elétrodos onde a corrente é aplicada provoca uma mudança significativa do seu trajeto podendo causar grandes erros na medida. Isto por que uma condutibilidade elétrica ortotrófica forte (típica dos CFRP's) pode causar o encolhimento do trajeto da corrente elétrica, fornecendo uma variação de resistência elétrica aparente mais elevada ou negativa (Todoroki e Yoshida, 2005)

A intensificação de estudos para explorar essa possibilidade de monitoramento que os CFRP's oferecem, trouxe muitas informações sobre o seu comportamento elétrico, dando-se um grande foco à variação da resistência elétrica em função da variação da temperatura e da variação de carregamentos mecânicos compressivos e/ou trativos, com o intuito de se estabelecer relações cada vez mais expressivas entre estes parâmetros e o nível de dano da estrutura.

Autores como Wang e Chung (1996 e 1997), Xiaojun e Chung (1997), Chung (2001), Todoroki e Yoshida (2005) Riva et al (2005), conduziram estudos importantes sobre o comportamento elétrico de compósitos poliméricos reforçados com fibra de carbono, quando sujeitos a carregamentos dinâmicos, relatando que a resistência elétrica diminui de forma reversivelmente à medida que o carregamento elástico vai aumentando e aumenta reversivelmente com pequenas deformações compressivas, permitindo assim o monitoramento da tensão mecânica aplicada de forma dinâmica. Foi observado ainda que durante o carregamento e descarregamento, pode ocorrer tanto variação de resistência elétrica reversível - que após o descarregamento volta a ser zero – como variações irreversíveis que vão se somando no decorrer dos ciclos de carregamento e descarregamento.

De acordo com Wang e Chung (1996 e 1997) a variação linear da resistência elétrica reversível corresponde ao estágio inicial do carregamento, sendo associada à mudanças nas dimensões das fibras devido às tensões elásticas, provocando um aumento ou diminuição da distância entre fibras adjacentes durante o ciclo de carga e descarga. Já para Xiaojun e Chung (1997) e Todoroki e Yoshida (2005), essa variação reversível está associada ao aumento no grau de alinhamento da fibra durante o carregamento, isto é, as fibras ligeiramente desalinhadas se tornam mais alinhadas com o esforço. Os mesmos autores observaram também que a diminuição de resistência elétrica ($\Delta R/R_0$) longitudinal e seu aumento na direção transversal durante o carregamento para um compósito de fibras de carbono contínuas no carregamento cíclico, são todas atribuídas ao aumento no grau de alinhamento das fibras e que os efeitos são quase totalmente reversíveis quando o carregamento for retirado. Dessa forma Wang e Chung (1996) observam que, para carregamentos de baixa intensidade, a variação da resistência elétrica é essencialmente proporcional ao aumento da carga, tendo sido observado que $\Delta R/R_0$ longitudinal diminui durante o carregamento e aumenta durante o descarregamento no decorrer de cada ciclo.

Já Chung (2001) observou que durante a aplicação de tensões mecânicas longitudinais, a resistência elétrica longitudinal diminui de forma completamente reversível, devido ao aumento no grau de alinhamento da fibra, e através da espessura a resistividade aumenta de forma completamente reversível devido às mesmas razões. Durante a compressão longitudinal, a resistividade longitudinal aumenta de forma completamente reversível, devido diminuição no grau de alinhamento da fibra. Estes efeitos essencialmente reversíveis fornecem mecanismos para detecção do nível de carga aplicada. As mudanças reversíveis na resistência elétrica são devido à aplicação de tensão em regime elástico, que fazem com que a resistência diminua reversivelmente em cada ciclo. No entanto Wang e Chung (1997) verificaram através da comparação do $\Delta R/R_0$ reversível, calculado e medido, que apesar da mudança dimensional ser a principal causa dessa variação reversível observada na resistência, esta mudança dimensional não esclarece toda a variação reversível observada para a resistência elétrica.

fracionária na área de seção transversal eficaz do compósito unidirecional e que o grau de dano foi indicado pela extensão do aumento do pico de $\Delta R/R_0$ no final de um ciclo.

Com base nessas observações da literatura, é possível constatar que o comportamento da resistência elétrica de estruturas de CFRP em função do carregamento mecânico é um fenômeno extremamente complexo.

4.2 - Estruturas Inteligentes

Estruturas inteligentes são sistemas que têm a capacidade de perceber alterações nas condições operacionais e/ou ambientais e de promover adaptações através de um conjunto de atuadores, visando manter o comportamento em um nível satisfatório previamente definido. Este processo é conduzido através da integração de sensores, atuadores e microprocessadores avançados (Tebaldi et al, 2007).

Uma definição relativamente consensual é que uma estrutura inteligente consiste de um material estrutural que contenha inerente em sua microestrutura as potencialidades de atuar, detectar e controlar. Uma estrutura ou um sistema inteligente é, portanto um conjunto que apresente as características previamente mencionadas através da combinação de vários materiais (Michaud, 2003).

Os materiais ativos, usualmente utilizados como atuadores e sensores nas chamadas estruturas inteligentes, são materiais que têm a capacidade de alterar a sua forma, rigidez e frequências naturais, dentre outras características físicas e mecânicas, mediante a imposição de campos elétricos, eletromagnéticos ou de temperatura. Atualmente, os atuadores mais usados em estruturas inteligentes incluem as ligas com memória de forma, as cerâmicas piezelétricas, os materiais magneto-strictivos e os fluidos eletro e magneto-reológicos (Rogers, 1995).

Em alguns casos, os princípios fundamentais relativos ao comportamento destes materiais são conhecidos há muito tempo, mas apenas recentemente, a evolução tecnológica permitiu empregá-los em sistemas inteligentes. Por exemplo, o efeito piezelétrico foi documentado por Pierre e Jacques Curie em 1880, sendo que apenas em 1940 os cristais piezelétricos foram empregados em aparelhos de rádio. Outros materiais, como as fibras

ópticas e os fluidos eletro-reológicos foram desenvolvidos há pouco tempo e suas propriedades físicas ainda estão sendo caracterizadas. Contudo em todos os casos, a incorporação destes materiais como componentes de sistemas inteligentes (como sensor ou atuador) é ainda muito recente e vários aspectos, tanto teóricos quanto de interesse prático, ainda são objeto de pesquisa.

Os materiais piezelétricos pertencem a uma classe de dielétricos que exibem deformação significativa em resposta à aplicação de um campo elétrico. Estes materiais também produzem uma polarização dielétrica, ou seja, um campo elétrico em resposta a deformação no material. Esta dupla propriedade exibida pelos materiais piezelétricos torna extremamente vantajosa a aplicação destes materiais para sistemas de controle e para localização e caracterização de falhas estruturais (Steffen Júnior e Rade, 2004).

Uma das vantagens do uso de materiais piezelétricos em controle de vibrações é sua pequena sensibilidade a variações de temperatura. Contudo, existe uma temperatura limite, chamada de temperatura de Curie, acima da qual eles perdem as propriedades piezelétricas. Materiais piezelétricos podem ser sintéticos ou naturais. Os sintéticos como cerâmicas (PZT's – zirconato titanato de chumbo) e polímeros (PVDF's – fluoreto de polivinilideno) podem ser produzidos através de polarização da rede cristalina ou das cadeias poliméricas gerando um alinhamento parcial dos dipolos elétricos através da aplicação de um intenso campo elétrico a temperaturas elevadas. A polarização destes materiais favorece o acoplamento eletromecânico. Como resultado o material se deforma em resposta a um campo elétrico externo, portanto, estando portanto, capacitado para ser utilizado como atuador. A capacidade de sensoriamento resulta do efeito piezelétrico inverso, segundo o qual a aplicação de deformações mecânicas externas ao material provoca rotações dos dipolos inicialmente alinhados, provocando o surgimento de uma distribuição de cargas elétricas. Como exemplo de piezelétricos podem-se citar:

- quartzo natural;
- cerâmicas PZT: titanato-zirconato de chumbo;
- polímeros PVDF: fluoreto de polivinilideno.

Apesar de vantajosa a utilização dos materiais piezelétricos, as piezocerâmicas possuem uma considerável fragilidade mecânica, fato que dificulta sua manipulação e a possibilidade de incorporação em geometrias

mais complexas. Como alternativa geralmente são utilizados os polímeros PVDF em forma de filmes finos. Além de possibilitarem uma incorporação com geometrias complexas são facilmente colados em superfícies irregulares. Por apresentarem baixa rigidez, os filmes PVDF mostram-se mais adequados e eficientes na confecção de sensores. A tabela 3 mostra algumas propriedades dos PZT e PVDF. (Bueno e Franco, 2007).

Tabela 3: Propriedades físicas do PZT e PVDF

Propriedade	PZT	PVDF
Temperatura de Curie (°C)	210	100
Módulo de elasticidade (GPa)	59.5	3
Constante dielétrica d 31 (m/V)	212×10^{-12}	23×10^{-12}
Campo elétrico máximo (V/m)	0.4×10^6	40×10^6

Fonte: Bueno e Franco, 2007.

O uso de materiais piezelétricos em sistemas de monitoramento das condições de máquinas e estruturas, como mostra Bueno e Franco (2007), já possui grande impacto nos setores aeroespacial e da construção civil, conforme ilustra a figura 4.

Empresas americanas como a Smartfibres Inc. (2000) e a Smartec (2003) empregam fibras óticas como sensores embutidos em estruturas aeroespaciais e marítimas. O objetivo deste procedimento é o monitoramento da deformação das estruturas para estender a vida útil e reduzir o risco de falhas catastróficas.

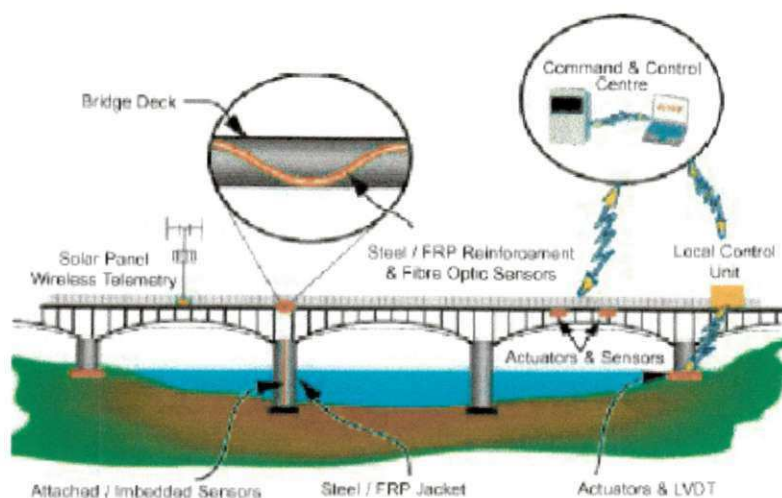


Figura 4: Materiais inteligentes monitorando as condições de uma estrutura.

Fonte: Bueno e Franco, 2007.

Atuando como parte de uma estrutura inteligente, os materiais piezelétricos têm sido largamente empregados para o controle de vibrações e supressão de ruídos em aeronaves, conforme indica a figura 5, e estruturas convencionais. A empresa Ultra Electronics Inc desenvolveu, entre outros, um equipamento denominado Active Tuned Vibration Attenuators (ATVAs) composto por sensores, atuadores e controladores, que é acoplado diretamente à fuselagem da aeronave para controle ativo de vibrações e ruídos. Quando comparados com as técnicas convencionas de amortecimento passivo, os ATVAs apresentam uma atenuação de vibrações e ruídos mais efetiva, acrescentando menor peso à estrutura.



Figura 5: Localização de sistemas inteligentes em um avião.

Fonte: Bueno e Franco, 2007.

O módulo ZI da Estação Espacial Internacional, mostrada na figura 6, possui sensores e atuadores piezelétricos acoplados. Os sensores enviam um sinal, causado por vibrações, a um circuito lógico que produz uma lei de controle a ser seguida pelos atuadores. Os movimentos dos atuadores, no sentido oposto ao das vibrações, proporcionam maior estabilidade à estrutura.

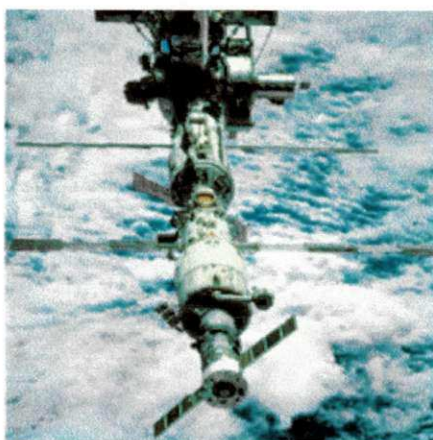


Figura 6: Estação Espacial Internacional.

Fonte: Bueno e Franco, 2007.

Além dos piezelétricos, materiais fluidos com propriedades elétricas e magnéticas variáveis também são considerados como materiais inteligentes. Denominados eletroreológicos (ER) e magnetoreológicos (MR) e apresentando inúmeras aplicações, estes materiais possuem suas propriedades físicas alteradas na presença de campos elétricos ou magnéticos, respectivamente. O fluido MR tem a capacidade de mudar a tensão de escoamento quando está sob aplicação de campos magnéticos. Esta capacidade se deve ao fato de que minúsculas partículas de materiais ferrosos ficam suspensas em meio fluido e, com a aplicação do campo, formam uma “corrente” de partículas alinhadas com o campo. Este comportamento é esquematicamente ilustrado na figura 7.

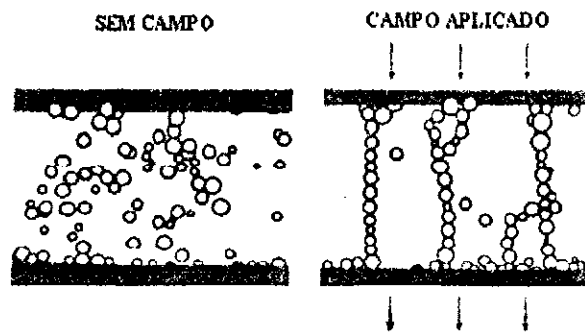


Figura 7: Material MR sem aplicação e com a aplicação do campo magnético.

Fonte: Bueno e Franco, 2007.

Estes materiais são particularmente utilizados no desenvolvimento de amortecedores que podem ser aplicados como absorvedores semi-ativos em um projeto de controle de vibrações. Atualmente o fluido MR é utilizado em diversas áreas de pesquisa, que vai desde equipamento bélico até transporte neonatal. Aviões, helicópteros e ônibus espaciais possuem atenuadores de vibração a base deste fluido, assim como os carros mais modernos se utilizam deste artifício para proporcionar maior conforto aos passageiros e ganho de estabilidade, possuindo atenuadores em suas poltronas, no suporte do motor e na suspensão. Nos Estados Unidos a indústria automotiva aparece ativamente na busca e no desenvolvimento de dispositivos que utilizam fluidos MR, com destaque para o sistema de suspensão denominado Magne-Ride™.

Pelo fato das ligas com memória de forma estarem em foco nesse trabalho, será atribuído um tópico específico sobre esses materiais para que se possa melhor compreender o seu comportamento.

4.3 - Ligas com efeito de Memória de Forma (LMF)

4.3.1 - Generalidades

4.3.1.1 – Breve histórico do Efeito Memória de Forma (EMF)

As primeiras observações do fenômeno EMF foram verificadas em uma liga Au-47,5Cd (% at) por Chang e Read em 1930 (Otsuka e Wayman, 1998).

Em seguida Orlander descobriu um comportamento pseudo-elástico, do tipo borracha, nesse mesmo tipo de liga em 1932, após constatar a reversibilidade da transformação por observação metalográfica e através do registro da variação da resistividade elétrica. Em 1938 foi observado por Greninger e Mooradian um comportamento idêntico ao anterior associado à formação de uma fase martensítica em ligas Cu-Zn. A compreensão desse comportamento termoelástico foi detalhada por Kurdjumov e Khandros em 1949 e também por Chang e Read em 1951. Contudo, somente em 1962 quando Buehler e seus colaboradores descobriram o EMF em uma liga equiatômica de Ni-Ti a qual denominaram de Nitinol (Níquel Titânio Naval Ordnance Laboratory), é que a investigação, tanto dos aspectos metalúrgicos, como relativamente às potenciais aplicações práticas, começou a despertar interesse. No espaço de 10 anos surgiram então no mercado uma grande variedade de produtos comerciais e o estudo do EMF foi intensificado. Neste momento assiste-se a uma intensificação dos estudos ao mesmo tempo em que novos produtos entram no mercado todos os anos.

4.3.1.2 – Características das LMF

Conforme já mencionado, dentre os materiais usualmente aplicados em estruturas ativas, um tipo que vem sendo extensivamente explorado é a família de metais conhecida como ligas com efeito de memória de forma (LMF).

As LMF são ligas metálicas que têm a capacidade de recuperar a sua geometria original após deformação “pseudoplástica”, ou desenvolver consideráveis forças de restituição ao se restringir a recuperação de sua forma original, após a imposição de um campo de temperatura e/ou de tensões, através de transformações de fase induzidas no material. Basicamente, as LMF apresentam duas fases cristalográficas distintas: austenita e martensita (Otsuka e Wayman, 1998). Geralmente estes materiais podem ser facilmente deformados plasticamente a uma temperatura relativamente baixa (fase martensita) e ao serem expostos a uma temperatura mais elevada (fase austenita), retomam a forma inicial (antes da deformação) (Fernandes, 2006).

Em termos microestruturais uma LMF, com exceção das ligas inox, também pode ser definida como um material em que há formação de martensita termoelástica. Uma transformação martensítica termoelástica é percebida quando variantes de martensita formam-se e crescem continuamente quando a temperatura é reduzida (ou a tensão mecânica é aumentada), e reduzem e desaparecem continuamente quando a temperatura é elevada. (Zhang e McCormick, 2000a). Neste caso a liga sofre uma transformação martensítica que lhe viabiliza a deformação por um mecanismo de maclagem, abaixo da temperatura de transformação. Esta deformação (reversível) sofre então um processo de reversão quando a estrutura maclada (martensítica) se transforma na fase austenítica de alta temperatura, por aquecimento.

As LMF apresentam um comportamento completamente diferente dos materiais clássicos. Esse fenômeno está associado a uma transformação martensítica especial, que tem a característica de ser termoelástica e reversível, diferentemente da transformação martensítica que ocorre nos aços. O comportamento termomecânico associado a essa transformação termoelástica envolve o efeito de memória de forma simples ("*one-way shape memory effect*"), o efeito de memória de forma duplo ("*two-way shape memory effect*") e o efeito superelástico.

4.3.2 - Comportamento Termomecânico

4.3.2.1 - Transformação Martensítica

Conforme mencionado anteriormente, o fenômeno de efeito de memória de forma está associado a uma transformação martensítica termoelástica. A palavra martensita foi um termo criado inicialmente para designar uma fase formada nos aços temperados com teor de carbono acima de 0,3%, que apresenta como característica a formação de finas estruturas dispostas em forma de agulhas constituindo uma fase extremamente dura. Já a fase martensítica das LMF apresenta finas estruturas dispostas em forma de agulhas, no entanto é uma fase razoavelmente maleável. A figura 8 mostra

uma estrutura martensítica típica de uma LMF CuAlNi após o tratamento de tempera, onde é possível observar a presença de agulhas de martensita.

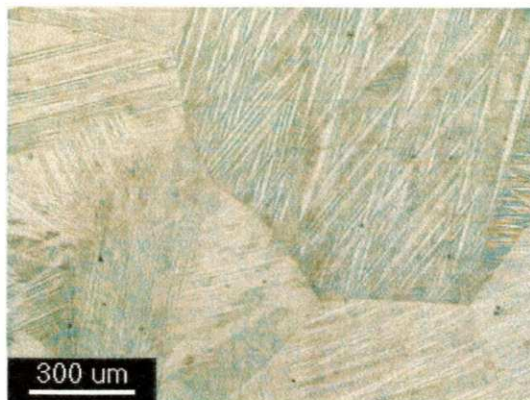


Figura 8: Estrutura martensítica típica de uma LMF CuAlNi

Fonte: Silva et al, 2006.

As transformações martensíticas termoelásticas que ocorrem nas LMF são cristalograficamente reversíveis, ao contrário das transformações verificadas nos aços comerciais, nos quais um aquecimento à temperatura logo acima de M_f não reverte na formação de austenita e sim causa a decomposição da martensita em uma microestrutura que basicamente se divide em ferrita e cementita (Chiaverini, 1990).

As LMF, em sua maioria, possuem duas estruturas cristalinas distintas, dependendo da temperatura: martensita a baixa temperatura e austenita a alta temperatura. A martensita pode ser obtida por efeito térmico, ou induzida por tensão, quando ensaiada a uma temperatura ligeiramente superior à temperatura de término da transformação martensita – austenita (A_f).

Durante as transformações termoelásticas, há um equilíbrio termodinâmico local entre as forças químicas e não químicas controlando o movimento das interfaces. Durante a transformação primária da fase mãe (austenita) para a fase produto (martensita) durante o resfriamento, a mudança de energia livre química fornece a força motriz e é balanceada pelo aumento na energia de deformação elástica e pelas forças resistivas que se opõem ao movimento interfacial que constituem as forças não químicas. Na transformação reversa durante o aquecimento a energia elástica previamente armazenada ajuda à re-transformação da fase produto para a fase mãe. (Zhang e McCormick, 2000a). Ambas as forças não químicas aparecem quando

ocorrem interações entre as interfaces e os defeitos cristalinos (precipitados, discordâncias e lacunas). Alguns destes defeitos na estrutura cristalina do material podem pré-existir na fase matriz, ou podem ainda ser criados ou eliminados durante a transformação (Otsuka e Wayman, 1998).

Avaliando a seqüência das diferentes contribuições de energia (dissipação irreversível de energia e armazenamento reversível de energia elástica), as curvas das transformações termoelásticas são caracterizadas por uma histerese de transformação, em temperatura ou tensão mecânica (Otsuka e Wayman, 1998). Então, as transformações podem ser caracterizadas pelos termos térmicos e elásticos. Como consequência, a temperaturas abaixo do M_i , os cristais de martensita crescem à medida que a amostra é resfriada. Entretanto, após alcançar certo tamanho, quando a soma do crescimento na energia livre termoquímica e o aumento na energia livre não química (elástica e resistências passivas) se aproximam de certo valor mínimo, o crescimento é interrompido. O equilíbrio entre os efeitos térmicos e elásticos nos fornece o termo "termoelasticidade" e a denominação de transformação martensítica termoelástica. Uma vez que esse equilíbrio térmico é quebrado, os cristais de martensita irão se formar e crescer continuamente com a diminuição da temperatura (ou aumento da tensão) e diminuir e desaparecer continuamente ao longo do mesmo caminho quando a temperatura for aumentada. (Zhang e McCormick, 2000b). Por conseguinte, a estabilidade das fases apresenta uma forte dependência da temperatura.

Uma das maneiras de se caracterizar fisicamente uma transformação martensítica termoelástica em uma LMF é através da determinação das temperaturas críticas de transformação de cada fase obtidas durante um ciclo térmico completo, as quais podem ser determinadas por varias técnicas como a calorimetria diferencial (DSC e DTA), análise termomecânica (TMA) e variação da resistência elétrica, entre outras. A figura 9 representa esquematicamente uma curva típica de caracterização térmica para uma LMF. Através dessa curva é possível se determinar as seguintes temperaturas críticas:

- M_i - Temperatura de início da transformação direta (austenita - martensita);
- M_f - Temperatura de término da transformação direta (austenita - martensita);
- A_i - Temperatura de início da transformação reversa (martensita - austenita);
- A_f - Temperatura de término da transformação reversa (martensita - austenita);

H_t - Histerese da Transformação.

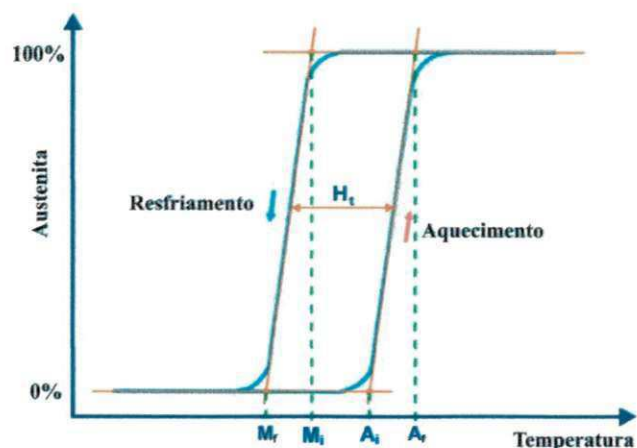


Figura 9: Propriedades térmicas da transformação martensítica de uma LMF.

Para algumas LMF da família NiTi, dependendo da composição química, pode haver a presença de uma outra fase, que aparece durante o resfriamento, denominada de fase romboédrica (Otsuka e Wayman, 1998). Em uma análise por DSC, essa fase faz surgir um pico adicional de transformação conforme mostra a figura 10, a partir do qual se pode determinar mais 2 temperaturas críticas:

R_i - Temperatura de Início da Transformação Romboédrica;

R_f - Temperatura de Término da Transformação Romboédrica.

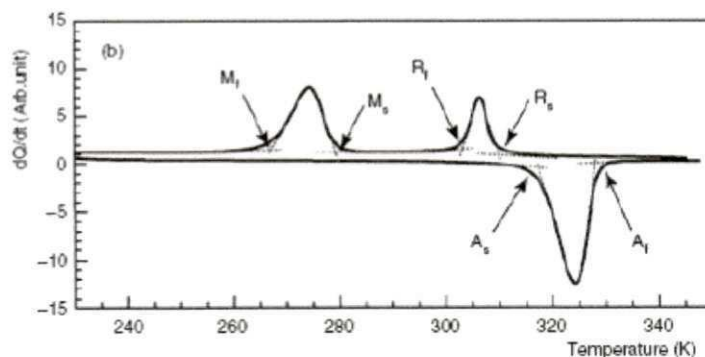


Figura 10: Curvas de DSC obtidas para uma Liga NiTi.

Fonte: NAGAI e OISHI, 2006.

A figura 9 mostra também a presença de uma histerese em temperatura após um ciclo térmico completo, que corresponde à diferença entre a

temperatura a 50% de formação da austenita e a temperatura a 50% de formação da martensita.

Algumas características gerais da transformação martensítica são:

- A transformação ocorre por um mecanismo de cisalhamento entre planos gerando plaquetas da fase produto (martensita);
- As fases matriz e produto têm a mesma composição química, logo não ocorre difusão atômica;
- Como não há energia ativa de difusão envolvida, as velocidades de transformação são muito elevadas. As interfaces matriz-produto são deslizantes e podem mover-se sem ativação térmica. As velocidades de transformação são freqüentemente independentes da temperatura e nesse caso a transformação é dita atérmica;
- A transformação reversa de martensita em austenita é desencadeada pelo aquecimento da martensita a temperaturas superiores a A_i ;
- A superfície de uma amostra que tenha sofrido uma transformação martensítica apresenta irregularidades macroscópicas, chamadas de relevos de superfície. Estas distorções são provocadas pela natureza cisalhante da transformação. A mudança de forma é considerada como uma inclinação da superfície livre, de maneira a minimizar a energia da deformação.

A diferença entre as martensitas termoelásticas e não termoelásticas situa-se ao nível dos mecanismos de crescimento desta fase. No caso da martensita termoelástica a transformação produz-se como resultado de um crescimento contínuo da fase martensítica, durante o resfriamento. Se o resfriamento for interrompido, a transformação e o crescimento das plaquetas cessam; assim que o resfriamento prossegue, o crescimento da martensita é retomado. Durante o aquecimento, a transformação inversa ocorre por reversão das interfaces, sendo a fase mãe (austenita) totalmente reconstituída. No caso da martensita não termoelástica, assim que, como resultado do resfriamento, uma plaqueta se desenvolve até atingir certa dimensão o seu crescimento é bloqueado, mesmo que o resfriamento tenha prosseguido; este bloqueio está associado a uma imobilização da interface. A transformação inversa por aquecimento não se produz por movimento de reversão da interface, mas sim por nucleação de austenita no seio das plaquetas de

martensita. Daqui resulta que a fase mãe não irá necessariamente reassumir a sua orientação inicial (Fernandes, 2006).

4.3.2.2 - Efeito Memória de Forma Simples ("*One-Way Shape Memory Effect*")

O efeito memória de forma simples (EMFS) é a capacidade que as LMF possuem de recuperarem uma deformação "aparentemente plástica" através de um aquecimento simples acima de uma temperatura crítica (Otsuka e Wayman, 1998). Este fenômeno está associado à transformação da fase martensítica termoelástica para a fase austenítica. A deformação é induzida na fase martensítica, abaixo da temperatura crítica M_f em que a liga é extremamente maleável, e recuperada com um aquecimento acima da temperatura crítica A_f em que o material inicia a mudança para a fase austenita.

Esse efeito é também conhecido como efeito de memória unidirecional e é caracterizado por não apresentar, durante o resfriamento da LMF, nenhuma alteração de forma, ainda que a estrutura sofra a transformação martensítica. Quando o material é submetido a um grau de deformação plástica, esta persiste até que o material seja aquecido, conduzindo a uma recuperação da forma anterior à deformação. Quando submetido a um novo resfriamento, o material não muda espontaneamente de forma, mas tem que ser deliberadamente deformado se uma outra recuperação da forma for novamente desejada.

A figura 11 mostra esquematicamente o EMFS, ilustrando um elemento que inicialmente está a uma temperatura inferior a M_f em que é aplicada uma força deformando-o. Ao ser liberada a força, parte de sua forma é recuperada, ficando uma deformação residual, a qual com um aquecimento acima de A_f permite recuperar completamente a forma original.

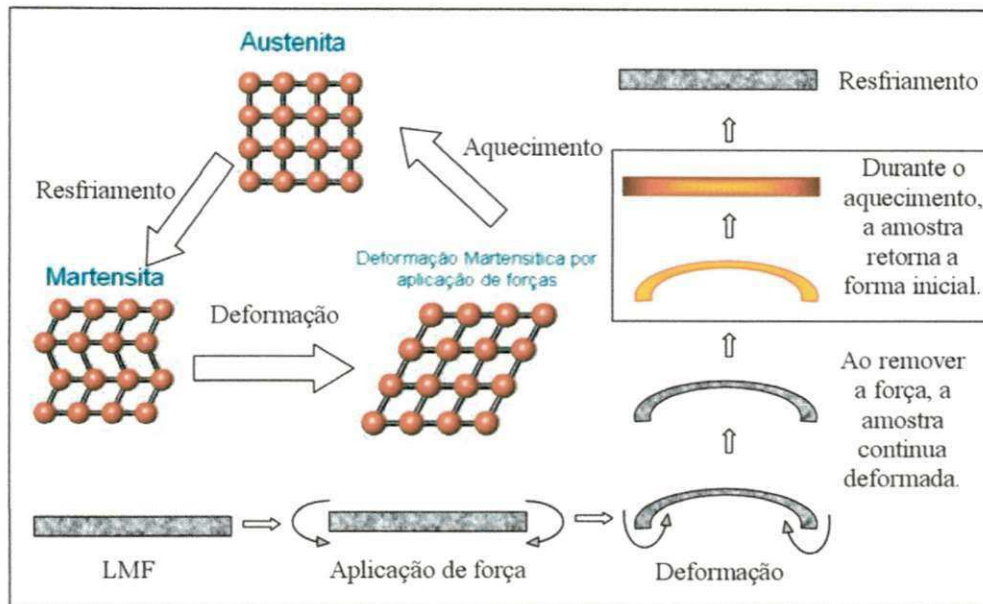


Figura 11: Esquematização do EMFS em uma mola de LMF.

Fonte: REIS, 2006.

4.3.2.3 - Efeito Memória de Forma Duplo ou Reversível ("Two-Way Shape Memory Effect")

O efeito memória de forma duplo é também conhecido como efeito memória de forma bidirecional (EMFR) e pode ser definido como o fenômeno constituído por uma mudança espontânea na forma da LMF nos dois sentidos da transformação, de austenita para martensita e vice-versa, sem que seja necessária a aplicação de tensões externa, ou seja, depende apenas da temperatura. A figura 12 mostra o mecanismo desse fenômeno, onde ocorre uma mudança espontânea da forma do material em função da temperatura e sem aplicação de carga ou deformação externa. De início a LMF encontra-se com uma forma associada a uma dada temperatura, após ser aquecida assume outra forma que está associada à estrutura austenítica e após ser resfriada até a temperatura martensítica vai assumir outra forma.

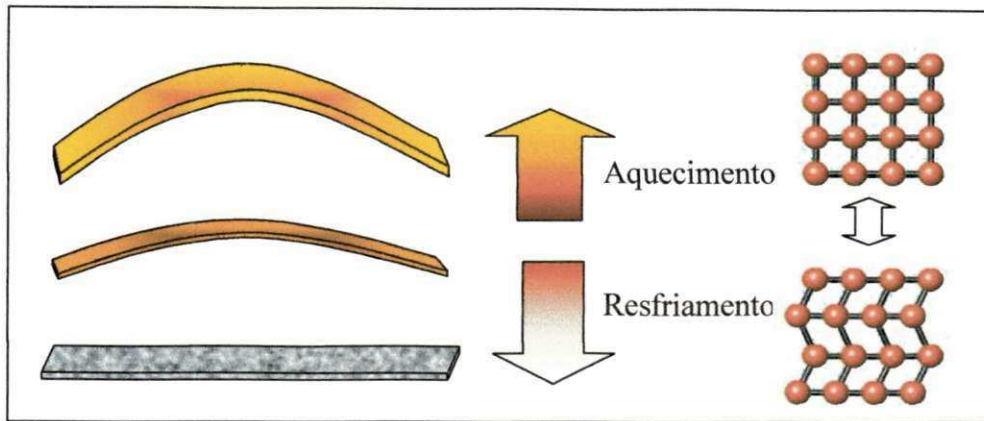


Figura 12: Efeito memória de forma duplo

Fonte: Reis, 2006

Esse fenômeno é conseguido através de um método conhecido como treinamento ou “educação” do material, que é baseado em processos de ciclos termomecânicos e tem a característica fundamental de introduzir defeitos irreversíveis na fase austenítica, os quais permanecem no aquecimento e controlam o crescimento da variante de martensita quando o material é resfriado novamente. (Queiroga, 2006).

Um dos tipos de treinamento termomecânico consiste em submeter a LMF a ciclos repetidos de deformação na fase martensítica ($T < M_f$) e subsequente aquecimento para uma temperatura acima de A_f com total recuperação da forma original anterior a deformação plástica. Os processos de treinamento envolvem a repetição de ciclos termomecânicos durante os quais em cada etapa, pelo menos algumas variantes de martensita são induzidas, buscando-se assim a formação de uma única variante de martensita ao fim da ciclagem. (Zhang e McCormick, 2000b).

Após um ciclo completo de carga e descarga pode-se observar que o comportamento termomecânico das LMF sofre uma recuperação incompleta da deformação máxima introduzida durante o carregamento, havendo uma deformação residual no final do ciclo (Otsuka e Wayman, 1998). Se forem efetuados vários ciclos termomecânicos consecutivos de carga e descarga constata-se que a deformação residual acumulada vai aumentando, tendendo a estabilizar-se ao fim de certo número de ciclos. Essa deformação residual não reversível está associada a alterações da estrutura interna do material (martensita residual, aumento da densidade de discordâncias, reconfiguração

das discordâncias em planos de escorregamento específicos). A este estado interno do material, fora do equilíbrio termodinâmico, está associado um campo de tensões internas específico do tratamento de educação que foi aplicado. Este campo de tensões internas tem por efeito orientar as variantes que se formam durante o resfriamento, originando um campo residual anisotrópico de deformação elástica que provê a força motriz para o efeito memória de forma duplo. (Zhang e McCormick, 2000b).

O EMFR pode também ser obtido por aplicação de tensão (deformação) na LMF acima da temperatura de transformação M_s , induzindo uma variante de martensita seguida de estabilização com a retirada da carga, conduzindo a uma retransformação para a fase matriz (austenita) estável a alta temperatura (Queiroga, 2006).

Para que o EMFR ocorra é necessário que um mecanismo adicional opere. A LMF deve possuir uma "memória de forma microestrutural". Cada vez que a martensita se forma no resfriamento, as variantes de martensita na fase matriz abaixo de M_s devem ser nucleadas nos mesmos locais e crescer nas mesmas orientações que as variantes iniciais de martensita presentes na amostra após a deformação abaixo de M_f no primeiro ciclo. O desenvolvimento das variantes durante o crescimento deve ser o mesmo cada vez que a amostra é resfriada, ou seja, a seqüência na qual as variantes desaparecem no aquecimento é exatamente aquela revertida no resfriamento e as seqüências são repetíveis (Queiroga, 2006).

4.3.2.4 - Superelasticidade

A superelasticidade é também conhecida como pseudoelasticidade e essa denominação deve-se ao fato das LMF poderem sofrer uma deformação muito extensa (chegando a 8% de deformação para algumas LMF) que pode ser total ou parcialmente recuperável, também em grande extensão.

O comportamento pseudoelástico é associado com a formação e reversão da martensita induzida por tensão, quando a LMF é carregada e descarregada mecanicamente a uma temperatura constante acima da temperatura A_f . A tensão aplicada provê a força motriz para a transformação

termoelástica acontecer (Zhang e McCormick, 2000b). A fração volumétrica de martensita cresce continuamente com o aumento da tensão e decresce se a tensão é aliviada.

Em princípio, tanto a superelasticidade como o EMF, podem ocorrer em uma mesma amostra, dependendo da temperatura do ensaio e da história termomecânica da liga, desde que a tensão crítica para o escorregamento de planos seja suficientemente elevada. O EMF ocorre logo após uma deformação abaixo de M_f , seguida de aquecimento acima de A_f , enquanto a superelasticidade ocorre acima de A_f (Otsuka e Wayman, 1998). Na figura 13, a linha com inclinação positiva representa a tensão crítica para induzir a transformação martensítica, segundo a relação de Clausius-Clapeyron.

As linhas com inclinação negativa (A ou B) representam duas possíveis situações para a tensão crítica para o escorregamento de discordâncias. A superelasticidade não se manifestará se a tensão crítica para o escorregamento de discordâncias for muito reduzida, como é indicado pela linha "B" na figura 13. Neste caso, ocorrerá o escorregamento de discordâncias e conseqüente deformação plástica da austenita, antes de se iniciar a formação de martensita induzida por tensão. No caso da tensão crítica para o escorregamento de discordâncias ter uma variação com a temperatura como a que é representada pela linha "A", então já será possível induzir a transformação da austenita em martensita por tensão, desde que a tensão aplicada esteja situada abaixo da linha "A". Dado que a deformação decorrente do escorregamento de discordâncias nunca é recuperada por aquecimento ou remoção da carga aplicada, quando a tensão aplicada está situada acima da linha "A" tem lugar uma deformação plástica "convencional" (por escorregamento de discordâncias) com caráter irreversível (curva (A) da figura 13).

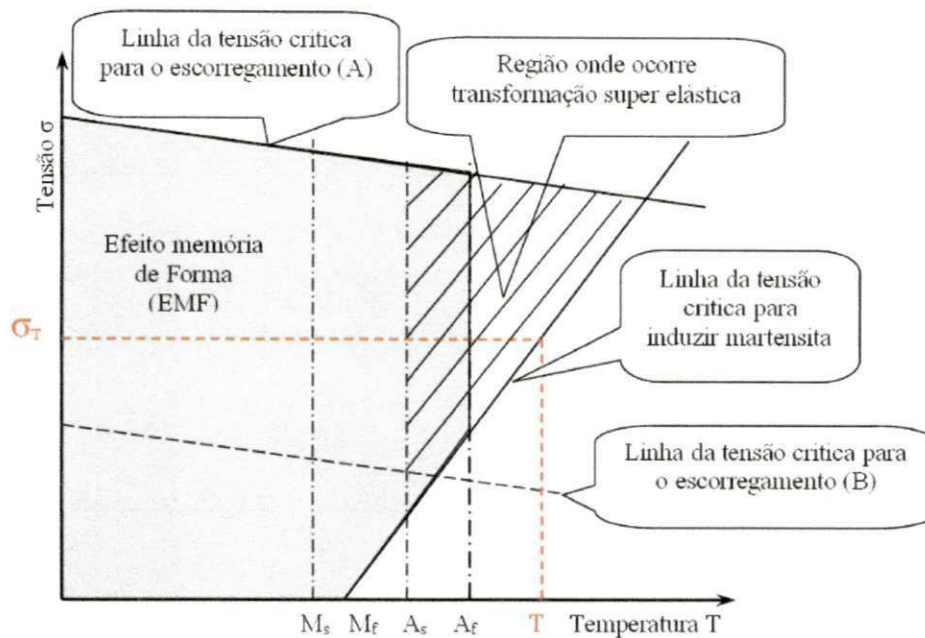


Figura 13: Diagrama de estado Tensão versus Temperatura (σ , T) para a transformação Austenita \leftrightarrow Martensita. Representação esquemática dos limites dos domínios de manifestação dos fenômenos de memória de forma e de superelasticidade.

Fonte: Reis, 2006.

A figura 14 apresenta o comportamento de uma LMF testada em duas temperaturas diferentes. Na temperatura T_1 ($T_1 > A_f$), verifica-se o efeito superelástico e depois de removida a carga o material volta para o estado inicial apresentando uma histerese em tensão. O mesmo material ensaiado a temperatura T_2 , com $T_2 < M_f$, apresenta o EMFS, pois no descarregamento o material apresenta uma deformação plástica aparente residual que pode ser recuperada com aquecimento acima de A_f . Na mesma figura está apresentado o resultado de um ensaio de DSC durante o aquecimento do material, onde ocorre a mudança de fase com absorção de energia (endotérmico).

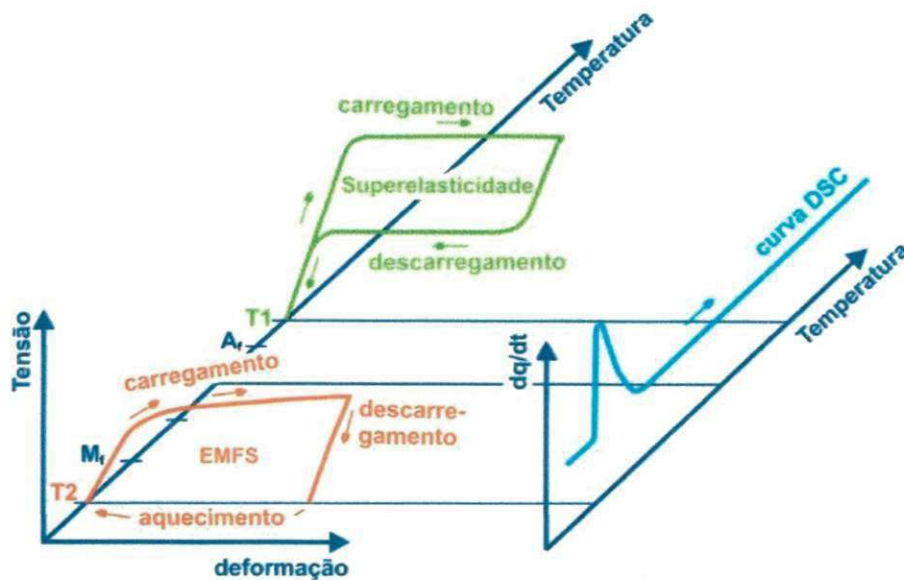


Figura 14: Comportamento termomecânico das LMF. T1: carregamento em estado austenítico, T2: carregamento em estado martensítico.

Fonte: <http://www.furukawa.com.uk/nt.html>.

4.3.3 - As LMF Comerciais

Embora muitos materiais possam manifestar este conjunto de fenômenos de memória de forma, só têm interesse comercial às ligas em que é possível obter uma recuperação da deformação de maneira significativa ou os casos em que é gerada uma força significativamente importante durante a mudança de forma. No momento as ligas NiTi são as que melhor preenchem esses requisitos, seguidas de algumas ligas de base cobre, como o CuZnAl e o CuAlNi.

Os sistemas de ligas de base cobre, NiTi e FeMnCrSi (inox), são neste momento objeto de exploração tecnológica e comercial. As suas propriedades termomecânicas são muito distintas: as ligas NiTi podem apresentar recuperação de forma após deformações mais significativas (até cerca de 8%) do que as ligas de cobre (até 3%). As ligas NiTi têm maior ductilidade do que as ligas de cobre, com excelente resistência à corrosão, enquanto que as ligas de cobre têm uma resistência à corrosão apenas satisfatória, além de serem susceptíveis à corrosão sob tensão. Por outro lado, as ligas à base de cobre são de baixo custo e possuem uma relativa facilidade de obtenção podendo ser

fundidas, extrudadas ou laminadas ao ar e oferecem um leque muito mais abrangente de potenciais temperaturas de transformação.

Neste projeto será dada ênfase as ligas NiTi, suas características, propriedades, processos de obtenção e aplicações.

4.3.4 - Ligas NiTi

A base das ligas NiTi com efeito de memória de forma é o composto intermetálico equiatômico Ni-Ti. Este composto intermetálico apresenta uma solubilidade moderada do Ni e do Ti, assim como de outros elementos metálicos. Esta solubilidade de um número importante de elementos permite a modificação significativa tanto das suas propriedades mecânicas como das temperaturas de transformação. É comum estas ligas conterem um excesso de Ni que pode atingir cerca de 1% (molar). O Fe e o Cr também são frequentemente adicionados (para baixar as temperaturas de transformação), bem como o Cu (para reduzir a histerese de transformação e diminuir a tensão de orientação da martensita). A presença de contaminantes como o oxigênio e o carbono pode também alterar as temperaturas de transformação e degradar as propriedades mecânicas, o que faz com que seja desejável minimizar presença destes elementos (Fernandes, 2006).

As ligas NiTi possuem uma boa combinação de propriedades com alta resistência mecânica, sendo, portanto a intensificação do seu uso uma tendência natural dentre as LMF. Além disso, a boa resistência à corrosão e os efeitos memória de forma podem ser explorados de várias formas até que o limite de fadiga afete seu uso. As propriedades de memória de forma são fortemente afetadas pela composição e pela homogeneidade da liga. Diferenças de 0,1 % (molar) em Ni podem resultar, por exemplo, em uma diferença de até 10 K nas temperaturas de transição de fase (Frenzel et al., 2004).

As principais propriedades físicas do sistema binário NiTi e algumas das características mecânicas no estado recozido constam na tabela 4. Note-se que estes valores dizem respeito à liga equiatômica para qual A_f se situa a em torno de 383 K (110°C). O encruamento por deformação a frio em muitos casos

chega até 50% de redução de área. Tratamentos termomecânicos adequados podem também viabilizar a manifestação do efeito de memória de forma duplo. Um dos maiores desafios neste sistema de ligas consiste em desenvolver os procedimentos de tratamentos para a obtenção das características desejadas.

Tabela 4: Propriedades das ligas NiTi com Memória de Forma.

Propriedades térmicas	Valores
Ponto de Fusão (K)	~1573
Densidade (Kg/m ³)	6450
Resistividade ($\Omega\mu\text{m}$) Austenita Martensita	1 0,7
Condutividade elétrica (W/mK) Austenita Martensita	18 8,5
Capacidade calorífica (J/kgK)	400
Propriedades Mecânicas	
Módulo de Young (GPa) (*) Austenita Martensita	~80 25 a 40
Tensão de escoamento (MPa) Austenita Martensita	195 a 690 70 a 140
Limite de resistência (MPa)	895
Propriedades características do EMF	
Temperatura de transformação (K)	73 a 383
Deformação recuperável (%)	8,5
Histerese (K)	288 a 298
Resistência à Corrosão	Excelente

Fonte: Fernandes, 2006.

4.3.5 – Comparação da Atuação dos Materiais Ativos

As LMF vêm ganhando grande destaque entre os materiais ativos usados na fabricação de compósitos ativos, apresentando propriedades

mecânicas em sua maioria, superiores às dos outros materiais empregados. Um dos grandes diferencial que esses materiais oferecem em comparação aos demais é a possibilidade de inserção dentro da matriz sem provocar degradações nas propriedades mecânicas do compósito, fato que não ocorre, por exemplo, com as cerâmicas piezelétricas convencionais que são extremamente rígidas e normalmente produzidas em forma de placas que ao serem incorporadas em compósitos, os tornam frágeis reduzindo sua vida útil. (Compositesworld, 2008).

A tabela 5 apresenta algumas propriedades dos principais materiais empregados para produção de estruturas ativas.

Tabela 5: Comparação comercial e potencial da atuação de alguns materiais ativos.

	PZT 5H	PVDF	PMN	Terfenol D	Nitinol	PowerAct
Mecanismo de atuação	Cerâmicas Piezelétricas	Filme Pieso	Eletro-estritivo	Magneto-estritivo	Ligas com memória de forma	Compósitos Piezelétricos
Max. deformação	0,13%	0,07%	0,1%	0,2%	2%-8%	Call
Modulo, GPa	60,6%	2	64,5	29,7	28m, 90 a	Call
Densidade Kg/m ³	7500	1780	7800	9250	7100	Call
Enegia de atuação	6,83	0,275	4,13	6,42	252-4032	Call
Histerese	10%	>10%	<1%	2%	alta	Call
Faixa de Temp.	-20 to 200° C	-70 to 70° C	0 to 40° C	-20 to 180° C	-100 to 200° C	0 to 200° C
Bandwidth	100 KHZ	100 KHZ	100 KHZ	< 10KHZ	< 5 KHZ	> 10KHZ

Fonte: Midé, 2007.

4.4 - Compósitos Ativos

4.4.1 - Generalidades

A evolução natural dos materiais estruturais nos últimos 40 anos desenvolveu-se na busca de propriedades específicas e elevadas, com a necessidade de proporcionar uma flexibilidade e uma funcionalidade maior aos componentes. Essa evolução foi alavancada pelo grande interesse e uso de materiais compósitos em várias aplicações. Desta tendência crescente surgiu a exploração das propriedades originais que os compostos avançados de hoje

oferecem em relação às propriedades que são difíceis de se obter com os materiais estruturais tradicionais tais como o aço, o alumínio ou a madeira.

Neste contexto surgiram também os compósitos ativos, que têm a habilidade de executar funções através da detecção e atuação realizadas por materiais funcionais embebidos no interior da estrutura. Estes compósitos após detectarem uma mudança no ambiente respondem alterando uma ou mais de suas propriedades. Desta maneira, podem oferecer propriedades que variam de acordo com a solicitação do meio que os envolve, ajustando suas potencialidades a tempo, otimizando assim o comportamento da estrutura.

Sendo assim, o termo compósito ativo se refere aos sistemas estruturais inspirados em modelos naturais, que buscam propriedades como: precisão, eficácia, funcionalidade, durabilidade e adaptabilidade. Outros termos são também utilizados para se descrever esses sistemas, como estruturas multifuncionais ou estruturas adaptativas (Leica, 2007).

4.4.2 - Compósitos ativos incorporando LMF

Uma forma de obtenção de compósitos ativos é através da integração de fios finos de LMF como elementos atuadores no interior de matrizes, geralmente poliméricas, contendo ou não fibras de reforço. Esses fios possuem qualidade elevada com diâmetros situados entre 0,07 e 0,5 mm. Isto permite a sua integração direta em compositos reforçados com fibra em matriz polimérica, sem perder a integridade estrutural do material. A figura 15 mostra um compósito de Kevlar numa matriz polimérica com LMF embutidas.

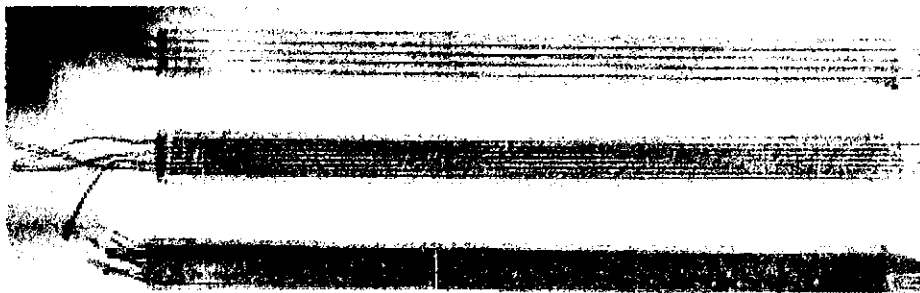


Figura 15: Foto de compósito ativo do tipo matriz polimérica com fios de LMF.

Na comparação com outros materiais atuadores, existem vantagens adicionais importantes oferecidas pelas LMF, tais como: deformações reversíveis elevadas (até 6%), capacidade de molhabilidade elevada, mudanças reversíveis de propriedades mecânicas e físicas, habilidade de gerar tensões extremamente elevadas durante a recuperação (até 800 MPa), alto desempenho por longo tempo do seu período de vida útil e baixa complexidade de fabricação, exibindo, além disso, propriedades notáveis quando se toma por base o comportamento termomecânico (Tsoi et al, 2005).

Portanto materiais compósitos com LMF devem demonstrar efeitos tais como mudança de forma, expansão térmica total controlada ou mudança na frequência natural de vibração em função da ativação térmica, tornando-os assim "materiais inteligentes do futuro" (Michaud, 2003).

Esperam-se dos compósitos de LMF estruturas que se adaptem funcionalmente a necessidade do projeto (Zheng et al, 2005). A incorporação destes materiais para formar estruturas funcionais é uma área que promete revolucionar os campos da ciência dos materiais, engenharia civil, e construção industrial (Tsoi et al., 2005). Apesar de existirem poucos relatos sobre o uso deste tipo de compósito, muitas pesquisas já se encontram em fase de protótipos. A limitação do uso destes compósitos está no fato de seu comportamento cíclico térmico não ser bem conhecido. (Zheng et al, 2005).

5 - MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho analisa o efeito da incorporação de fios finos de uma liga NiTi com memória de forma em pré-impregnados de epóxi com fibras de carbono, conhecidos como CFRP. Todo o desenvolvimento teórico-experimental foi realizado nas instalações do Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA) da Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica da UFCG.

A metodologia experimental aplicada ao desenvolvimento do trabalho está resumida no fluxograma da figura 16.

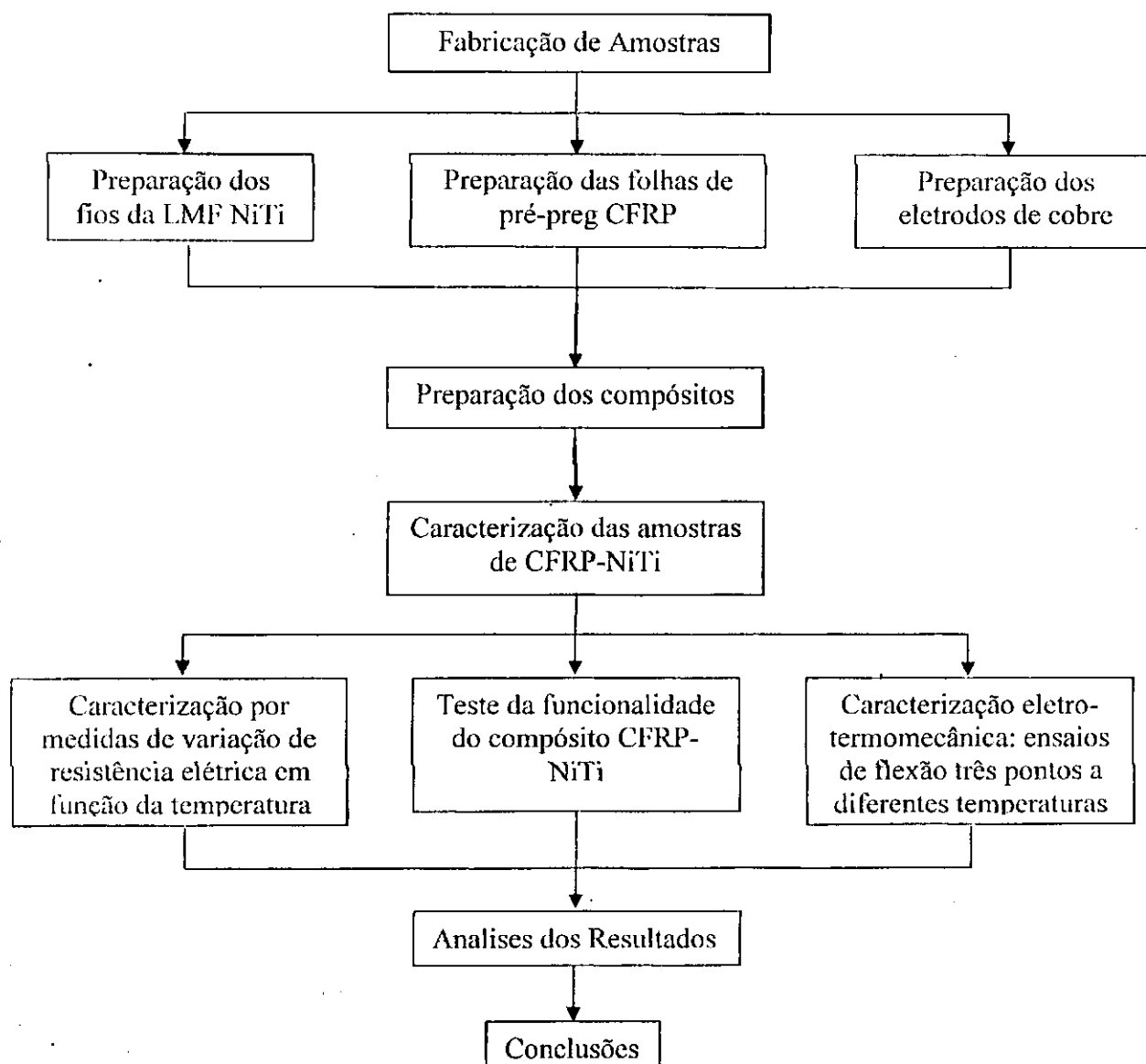


Figura 16: Fluxograma representativo da metodologia empregada.

O tratamento térmico dos fios de NiTi consistiu de um recozimento por 15 minutos a 450 °C em forno elétrico mostrado na figura 18, seguido de resfriamento ao ar ambiente. Esse tratamento libera a transformação martensítica reversível responsável pelo aparecimento do fenômeno de memória de forma nos fios NiTi.



Figura 18: Forno elétrico marca EDG (modelo Platiniun Quartz).

O processo de treinamento após o tratamento térmico de recozimento consistiu em submeter as amostras de fios NiTi a uma carga mecânica constante (peso) equivalente a 200 MPa e 1000 ciclos de aquecimento e resfriamento por efeito Joule, através de corrente elétrica suficiente para promover a transformação do material, fazendo com que o fio seja deformado e em seguida se contraia e expanda repetidamente sob carga. Esse processo de treinamento é ilustrado na Figura 19.

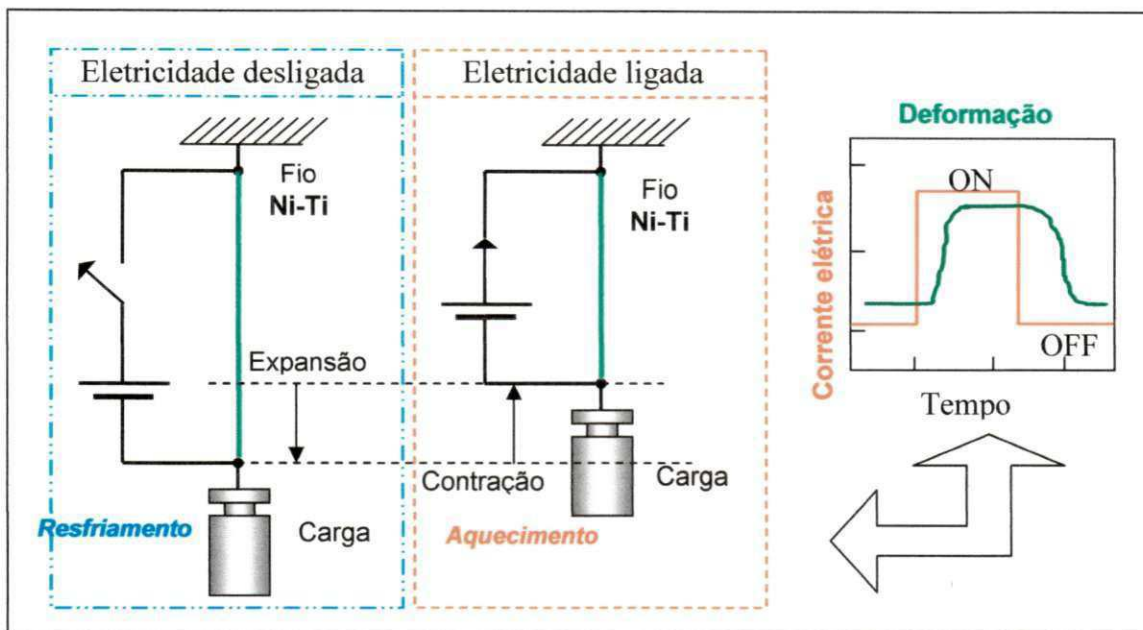


Figura 19: Esquema do processo de treinamento aplicado aos fios de NiTi recozidos.

Por fim, os fios de NiTi foram decapados através de imersão em uma solução ácida (3%HF+15%HNO₃+82%H₂O, em volume) seguindo método proposto por Xu et al (2002) para retirar eventuais camadas de óxido de sua superfície e maximizar a aderência entre os fios e os pré-pregs de CFRP.

- **Preparação dos eletrodos de cobre**

A confecção dos eletrodos de cobre previstos no esquema da figura 17 para monitorar a variação de resistência elétrica dos compósitos foi feita a partir de fios elétricos com diâmetro de 0,5 mm, através de laminação a frio para obter uma lâmina delgada de espessura inferior a 0,1 mm e largura da ordem de 1 mm.

- **Preparação das folhas de pré-preg CFRP**

Para a confecção das amostras de compósitos ativos CFRP – NiTi, foram utilizadas folhas de pré-impregnados de fibra de carbono unidirecionais confeccionadas em resina epóxi de alta resistência. Estes pré-pregs HexPly 8552, foram doados pela empresa Hexcel Composites (Inglaterra), que também os fornece para a EMBRAER. Essas folhas foram cortadas nas dimensões de

125 mm por 24 mm, de acordo com as especificações do projeto definidas na figura 17. As propriedades desses pré-pregs podem ser consultadas no Anexo I.

- ***Preparação dos compósitos CFRP-NiTi***

As amostras de compósitos ativos concebidas de acordo com a Figura 17 foram fabricadas por um processo de prensagem uniaxial a quente, de forma semelhante ao trabalho de Xu et al (2002). Para obter um melhor controle de carga e temperatura, as amostras de CFRP-NiTi na forma de pequenas vigas esbeltas foram fabricadas utilizando-se uma máquina universal de ensaios Instron (Modelo 5582) equipada com uma câmara térmica, mostrada na Figura 20. A máquina foi adaptada mecanicamente com um molde que permite a prensagem a quente do sistema CFRP-NiTi, conforme mostra a figura 21.



Figura 20: Máquina universal de ensaios Instron 5582 com câmara de aquecimento.

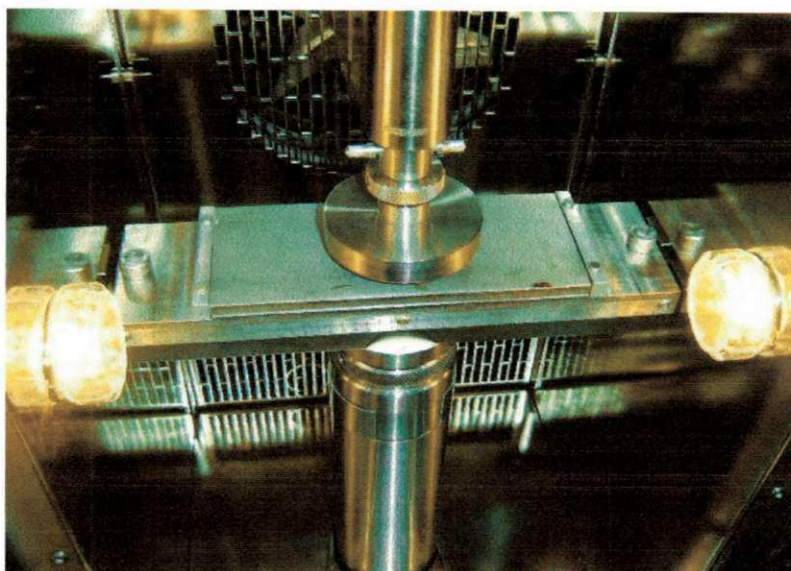


Figura 21: Sistema de moldagem por pressão adaptado na máquina Instron 5582.

Para a fabricação dos compósitos em modo sanduíche, os fios de NiTi foram uniformemente alinhados no molde, com uma distancia de separação de 4 mm (o molde foi projetado para receber cinco fios) paralelamente às fibras de carbono do pré-preg de CFRP. Em seguida duas camadas do pré-preg (cada camada é composta de duas folhas de pré-preg com dois eletrodos de cobres embutidos perpendicularmente a direção das fibras) foram acomodadas acima e abaixo dos fios de NiTi. A figura 22 mostra em detalhes o molde utilizado e a montagem realizada com o pré-preg CFRP e os fios de NiTi alinhados.

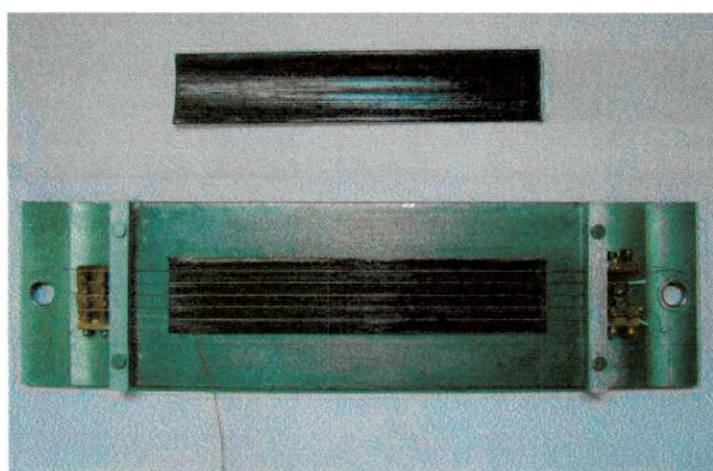


Figura 22: Montagem da fabricação dos compósitos.

Após a montagem, o sistema CFRP-NiTi da Figura 22 foi instalado na câmara térmica da máquina de ensaio (figura 19), onde foi moldado seguindo o ciclo de cura proposto por Xu et al (2002). Este método propõe como ciclo de cura a prensagem a quente por duas horas, a uma temperatura de 130° C e uma carga de 0,3 MPa. No entanto, pelo fato da adaptação feita na máquina Instron 5582 ter apresentado algumas limitações para manter a carga constante a essa temperatura, optou-se por fazer um ciclo de cura utilizando um carregamento compressivo de aproximadamente 0,3 MPa (960 N), a uma temperatura de 110° C por quatro horas, seguido de um resfriamento natural dentro da câmara. A evolução da temperatura durante o ciclo de cura foi acompanhada utilizando um microtermopar (tipo K, com diâmetro de 80 µm), que foi soldado na base do molde de aço inox, conforme mostra o detalhe da figura 23.

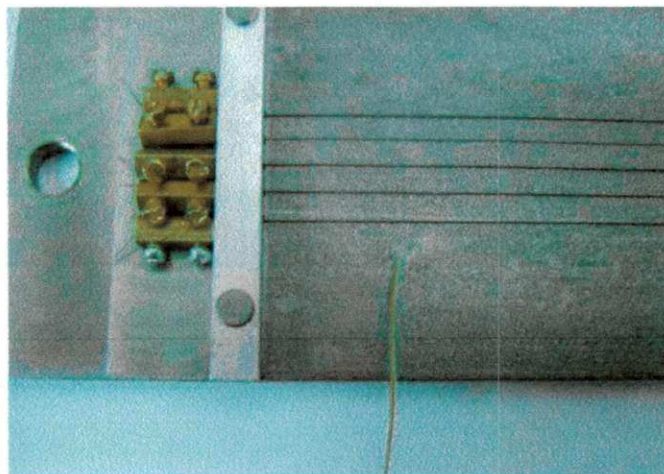


Figura 23: Microtermopar tipo K soldado no molde.

5.2 - Caracterização dos fios NiTi

- ***Caracterização térmica por medidas de variação de resistência elétrica em função da temperatura***

Conforme discutido anteriormente, as LMF apresentam alterações significativas em suas propriedades físicas e mecânicas com a variação da temperatura. Sendo assim uma das formas possíveis de caracterização de uma

LMF é através do monitoramento de sua resistência elétrica em função da temperatura (R - T). Através das curvas R - T obtidas experimentalmente é possível determinar as temperaturas de transformação de fase destes materiais.

Para medição das temperaturas de transformação dos fios de NiTi livres e no interior da matriz de CFRP, foram realizados ensaios utilizando um sistema de medição de resistência elétrica em função da temperatura (SMRT) desenvolvido no próprio LaMMEA por Reis et al (2006), mostrado na Figura 24.

O SMRT consiste de um banho térmico regulável (1), uma fonte de alimentação em corrente contínua (2), um sistema de aquisição de dados com placa de interface GPIB (3) e um computador com programa de visualização dos dados coletados (4). O banho termo regulável (1) é da marca Cole-Parmer, modelo 12101-56 CE e permite trabalhar na faixa de -30 a 200 °C, com um reservatório de 13 litros onde fica o fluido que receberá a amostra a ser testada. O fluido onde a amostra fica completamente imersa é o óleo de silicone Rhodorsil 47V 50 da Rhodia Silicones. A fonte de alimentação (2) é da marca Agilent, modelo E3633A. O sistema de aquisição de dados (3) também é da marca Agilent, modelo 34970A, equipado com um módulo multiplexador de 20 canais com precisão de leitura de até 6 ½ dígitos. Esse sistema de aquisição permite fazer a medição da resistência elétrica da amostra de forma direta e indireta através do método de dois ou quatro fios.

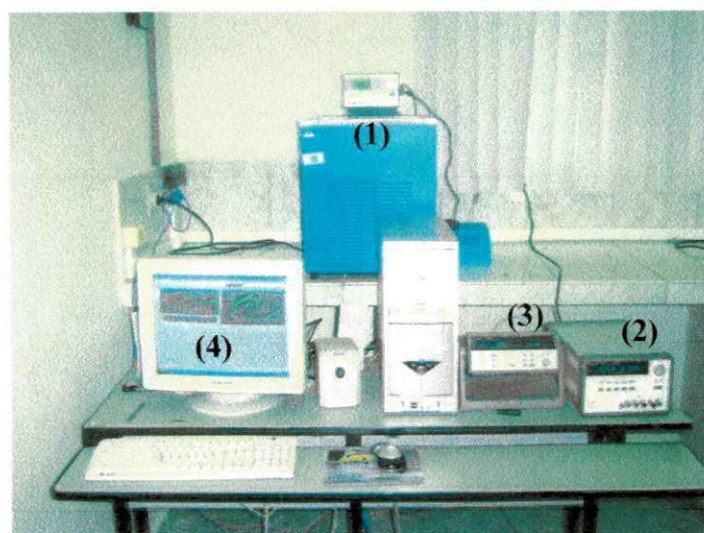


Figura 24: Plataforma experimental de medição da resistência elétrica em função da temperatura em amostras de LMF.

Para caracterização térmica dos fios NiTi foram utilizadas amostras com mesmas características dos fios empregados na fabricação dos compósitos CFRP-NiTi, com aproximadamente 100 mm de comprimento e fixou-se dois eletrodos de cobre em cada uma de suas extremidades utilizando conectores do tipo sindal, conforme mostrado na figura 25. Em seguida, a montagem da figura 25 é conectada à fonte de alimentação (2) e ao sistema de aquisição de dados (3) e imersa em óleo de silicone do banho térmico (1), onde se fez variar a temperatura entre 110 °C e -15°C, suficiente para promover a transformação de fase dos fios NiTi. Para as medidas de resistência elétrica, fez-se passar uma corrente elétrica de 0,2 A nos dois eletrodos das extremidades e mediu-se a variação de tensão elétrica nos outros dois terminais de cobre durante o ciclo térmico de resfriamento e aquecimento. Um microtermopar tipo K de 80 μm de diâmetro foi instalado nas proximidades da amostra para medição da temperatura com o mesmo sistema de aquisição de dados (3).

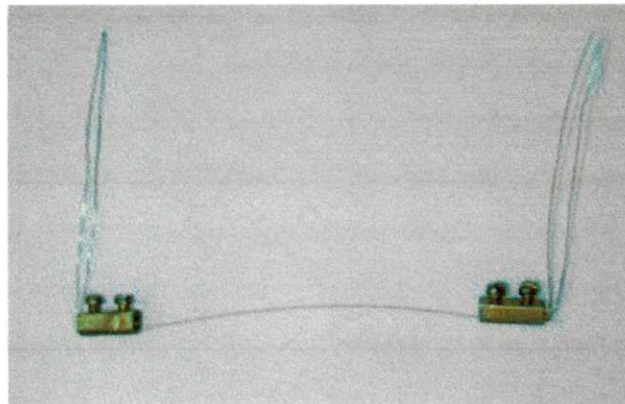


Figura 25: Amostra do fio NiTi preparada para ensaio de variação de resistência elétrica em função da temperatura.

- ***Caracterização eletro-termomecânica dos fios NiTi***

A caracterização eletro-termomecânica foi realizada utilizando-se a máquina de ensaios universal Instron apresentada anteriormente na figura 20, para determinar as propriedades mecânicas dos fios a diferentes temperaturas (30°C, 60°C e 90°C) concomitantemente com medidas da variação da resistência elétrica.

Para a realização desses ensaios, confeccionou-se amostras de fios NiTi, com as mesmas características das empregadas na fabricação dos compósitos CFRP-NiTi, instalando-se dois eletrodos de cobre em cada extremidade para passagem de corrente elétrica e aquisição da variação de tensão elétrica durante o ensaio de tração uniaxial. Para aumentar a área de contato e promover o isolamento elétrico da amostra de NiTi, foi realizado um sanduíche de placas de alumínio com folhas de mica em cada uma das extremidades que são instaladas nas garras da máquina, conforme mostra a figura 26.

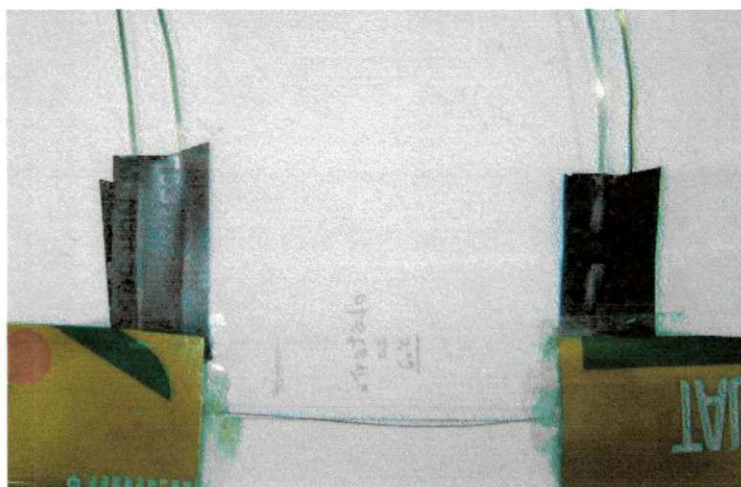


Figura 26: Amostra do fio NiTi preparada para ensaio de tração simultaneamente com variação de resistência elétrica.

A temperatura dos ensaios foi acompanhada por dois microtermopares tipo K, os quais foram instalados na garra e na superfície interna da câmara térmica. Essa montagem é apresentada na figura 27

Para alimentação da corrente elétrica e medidas de tensão elétrica e temperatura foi empregada a mesma instrumentação mostrada na figura 24.

Todos os ensaios foram realizados em controle de deslocamento utilizando-se uma velocidade de avanço da garra de 2 mm/min.



Figura 27: Detalhe da instalação das amostras de NiTi para ensaio de tração acoplado com variação de resistência elétrica.

- **Ensaio de geração de força.**

Este ensaio foi realizado utilizando-se os mesmos equipamentos e montagem empregados no ensaio de caracterização eletro-termomecânica descrita anteriormente, diferindo apenas quanto ao procedimento experimental.

Após a montagem na máquina de ensaios Instron, as amostras foram inicialmente deformadas a 0,2% e em seguida foram submetidas a 20 ciclos térmicos que variavam da temperatura ambiente até aproximadamente 90 °C, utilizando-se para isso a câmara térmica da Instron. O mesmo procedimento foi repetido para deformações de 0,6% e 1%.

Para um melhor acompanhamento da temperatura prendeu-se um microtermopar através de micro solda a um pedaço de fio NiTi, o qual foi preso junto com a amostra de fio NiTi ensaiada.

5.3 - Caracterização das Fibras de Carbono e do Pré-Preg de CFRP

- **Caracterização térmica**

Para a caracterização térmica das fibras de carbono por variação de resistência elétrica em função da temperatura retirou-se um maço de fibras uma folha de pré-preg de CFRP e em seguida realizou-se seu aquecimento em forno elétrico para retirada da resina epóxi. Após esse processo, o maço de fibras foi conectado a eletrodos de cobre nas extremidades usando conectores sindal, conforme mostrado na figura 28. A montagem do maço de fibras com os eletrodos foi imersa no banho térmico do SMRT, mostrado na figura 24, onde se fez variar a temperatura entre 110 °C e -15°C, conforme ciclo aplicado para os fios de NiTi. Para monitoramento da variação de resistência elétrica fez-se passar uma corrente elétrica de 0,4 A nos dois eletrodos das extremidades e mediu-se a tensão elétrica nos outros dois terminais durante o ciclo térmico de resfriamento e aquecimento.

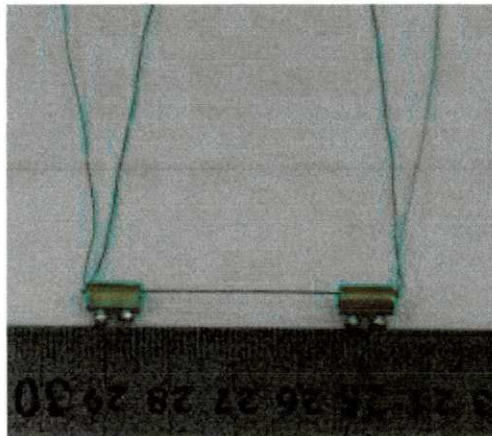


Figura 28: Amostra de maço de fibras de carbono preparada para ensaio de variação de resistência elétrica em função da temperatura.

- **Análise Dinâmica Mecânica (DMA)**

Com o intuito de determinar a temperatura crítica de utilização do CFRP puro, foi realizada uma análise dinâmico-mecânica utilizando um equipamento

DMA, modelo Q 800 da TA Instruments, mostrado na figura 29a. Esse ensaio foi realizado em modo de viga simplesmente engastada (figura 29b), usando uma amplitude de deslocamento de 20 μm a uma frequência de 1 Hz. A amostra utilizada foi cortada da extremidade da viga de CFRP fabricada sem fios de NiTi e tem o formato de lâmina nas dimensões de 25,40 mm x 3,80 mm x 0,79 mm.

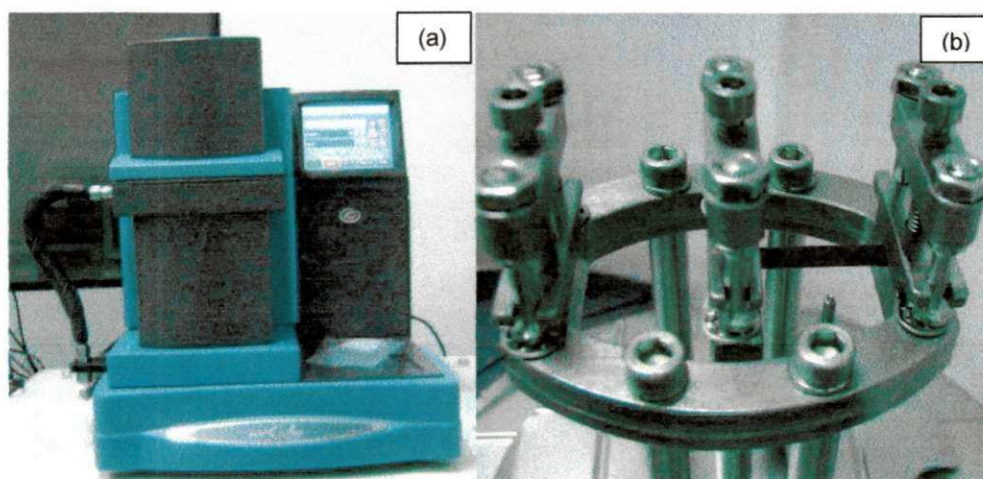


Figura 29: Análise dinâmico-mecânica. (a) Aparelho DMA Q800. (b) Amostra montada no modo de viga simplesmente apoiada.

A taxa de aquecimento empregada foi de 5 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ no intervalo entre a temperatura ambiente e 240 $^{\circ}\text{C}$. A temperatura de transição vítrea (T_g) foi determinada através do pico de amortecimento ($\tan \delta$).

5.4 - Caracterização das Amostras de CFRP-NiTi

- ***Caracterização térmica por medidas de variação de resistência elétrica em função da temperatura.***

Para a caracterização térmica das vigas de CFRP-NiTi foi utilizado o mesmo sistema de medição da figura 24. Para tanto, foram conectados fios de cobre nos eletrodos e no fio de NiTi para conectar os cabos de alimentação da corrente elétrica e de aquisição do sinal da variação da tensão elétrica das camadas de CFRP e do fio NiTi. As amostras foram imersas no reservatório do

banho termoregulável do SMRT junto com o microtermopar. Em seguida fez-se variar a temperatura ao mesmo tempo em que se fez passar uma corrente elétrica contínua por um dos fios NiTi. A leitura da queda de tensão foi feita por meio do sistema de aquisição de dados, no próprio fio NiTi em que se passou a corrente elétrica e nos eletrodos embutidos entre as camadas de CFRP.

As correntes utilizadas durante os experimentos ficaram situadas entre 0,2 A e 0,4 A. Para a seleção do nível de corrente elétrica foi observado o valor da queda de tensão no fio NiTi que ao mesmo tempo corresponda a um bom sinal e não provocou seu aquecimento elétrico por efeito Joule.

5.5 - Caracterização eletro-termomecânica dos sistemas CFRP-NiTi

•Ensaio de ciclo de flexão três pontos a diferentes temperaturas

A caracterização eletro-termomecânica dos sistemas CFRP-NiTi foi feita através de ensaio de flexão a três pontos em três diferentes temperaturas em concomitância com medidas de resistência elétrica das camadas de CFRP e dos fios NiTi.

O ensaio de flexão a três pontos foi realizado utilizando a mesma máquina de ensaios Instron 5582, já mostrada na Figura 20, equipada com a câmara térmica para o devido controle da temperatura e com os apoios específicos para o ensaio de flexão.

Para realização desse ensaio, as amostras de CFRP-NiTi foram instaladas sobre os apoios da máquina posicionando os eletrodos de cobre entre os mesmos, utilizando-se assim uma abertura de 80 mm, conforme ilustra a figura 30. Em seguida fez-se a montagem das conexões elétricas tanto para alimentação da corrente como para aquisição da tensão elétrica (V) gerada durante o ensaio.

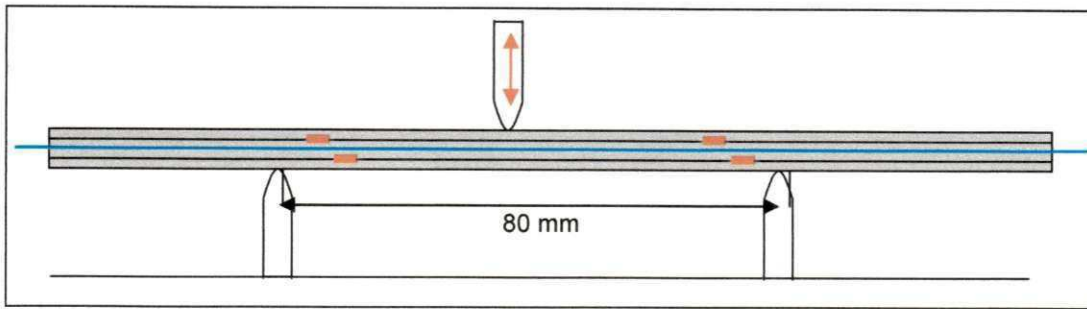


Figura 30: Esquema das amostras de CFRP-NiTi para ensaios de flexão três pontos.

A alimentação da corrente elétrica foi feita utilizando-se uma corrente constante de 0,2 A.

Para que a corrente aplicada tivesse uma maior área de atuação entre os fios de NiTi e as camadas de fibras de carbono resultando em um melhor aquecimento, fez-se a união de todos os fios NiTi por intermédio de fios finos de cobre. A corrente foi aplicada com entrada na extremidade do primeiro fio de NiTi e saída na extremidade do último, conforme ilustra a figura 31.

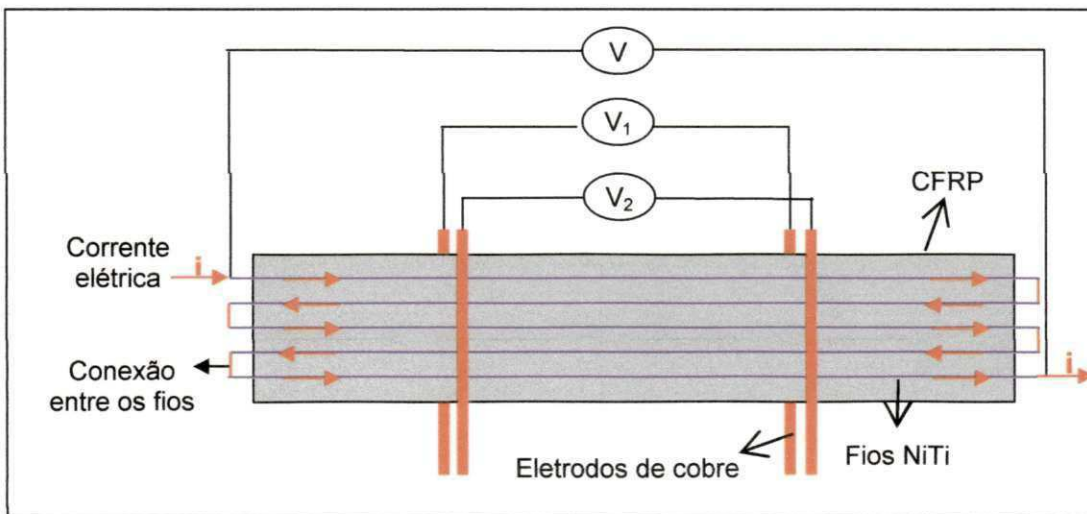


Figura 31: Esquema da montagem das amostras de CFRP-NiTi para ensaios de flexão acoplados com variação de resistência elétrica.

A medição dos sinais de tensão elétrica foi feita através de fios de cobre conectados aos quatro eletrodos embutidos entre as camadas de CFRP e aos fios NiTi, monitorando-se assim três variações de V : dos fios NiTi e das duas camadas de fibras de carbono localizadas abaixo e acima dos fios NiTi.

Após a montagem correspondentes as figuras 30 e 31, iniciou-se para a execução do ensaio de flexão cíclica, aproximando-se a ponta de carga da

maquina de ensaios à amostra a ponto de se estabelecer uma pré-carga mínima para garantir o contato com a mesma, zerando-se em seguida o deslocamento.

O ensaio foi feito utilizando-se uma velocidade de avanço e recuo da ponta de carga de 2 mm/min, chegando-se a uma fecha máxima de 3 mm e retornando para uma posição intermediaria, a 1 mm do ponto zero, ficando assim oscilando entre 1 mm e 3 mm de profundidade de flecha durante os 19 ciclos precedentes de acordo com a ilustração da figura 32.

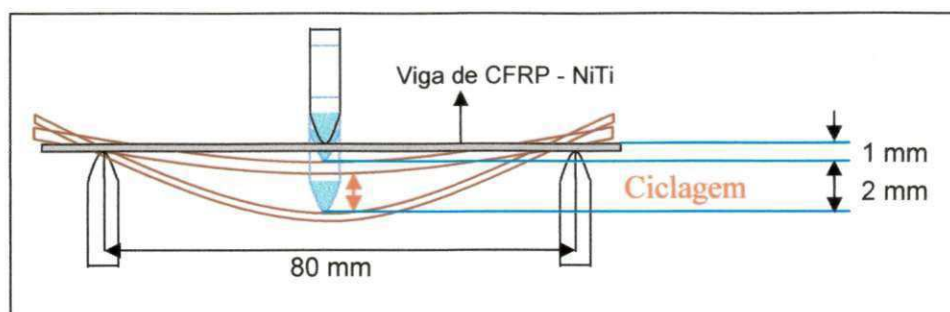


Figura 32: Esquema do ensaio de flexão a três pontos.

O ensaio foi repetido com as quatro amostras de CFRP e CFRP-NiTi a três diferentes temperaturas (30°C, 60°C e 90°C), as quais foram definidas com base nas temperaturas de transformação dos fios de NiTi no interior da matriz de CFRP.

Para o controle da temperatura instalou-se dois microtermopares, sendo um no centro da amostra e o outro na ponta de carga da maquina de ensaios, conforme mostra a figura 33.

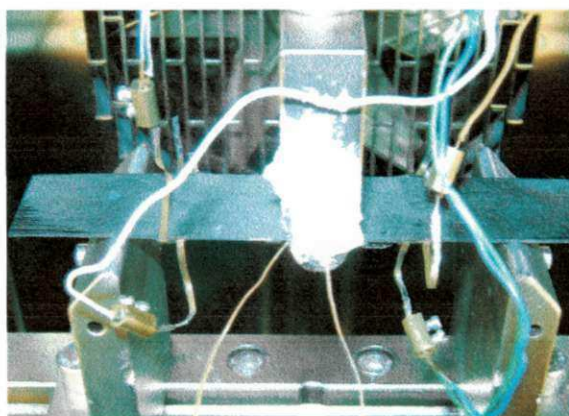


Figura 33: Amostra de CFRP – NiTi sendo ensaiada na maquina Instron.

Durante esses ensaios coletou-se valores de resistência elétrica dos fios NiTi e da matriz de CFRP em função do deslocamento imposto ao compósito.

Os mesmos procedimentos e montagens foram aplicados para determinação do módulo de elasticidade de todas as amostras de CFRP - NiTi.

5.6 - Verificação da Funcionalidade dos Compósitos CFRP-NiTi.

Para verificação da funcionalidade ou "atividade" dos compósitos desenvolvidos, as amostras foram submetidas a uma variação de temperatura através de aquecimento resistivo por passagem de corrente elétrica nos fios NiTi, suficiente para promover a transformação martensítica reversível, para assim medir possíveis variações dimensionais (expansão-contração (ϵ_x)) na superfície do CFRP ou de flambagem térmica (ϵ_y).

• Verificação do fenômeno de flambagem térmica (ϵ_y).

Para montagem desse ensaio utilizou-se uma mesa magnética, 2 bases magnéticas, a mesma instrumentação utilizada em todos os outros testes e um LVDT da marca Solartron, modelo DF 5.0. Essa montagem está esquematizada na figura 34.

Para evitar o contato elétrico entre a amostra e o engaste, já que se faz passar corrente elétrica pelo sistema, utilizou-se laminas de mica, fazendo uma espécie de sanduíche na extremidade da amostra de CFRP-NiTi que foi engastada. Em seguida, prendeu-se fios finos de cobre aos eletrodos e fios de NiTi, através de solda branca, afim de diminuir a influência dos cabos na movimentação da viga.

Para o acompanhamento da temperatura, distribuíram-se três microtermopares (dois nas extremidades e um no centro) na superfície da viga de CFRP-NiTi. Para um melhor contato térmico os microtermopares foram fixados utilizando-se laminas de mica e pasta térmica.

Conforme verifica-se na foto da figura 35, para a medida de deslocamentos na direção vertical (ϵ_y), o LVDT foi posicionado na extremidade livre da viga de compósito utilizando-se uma base magnética.

O aquecimento das vigas de CFRP – NiTi foi feito através do aquecimento resistivo dos fios de NiTi por efeito joule. Para o monitoramento da corrente aplicada e dos dados de temperatura e variação de tensão das camadas de CFRP, dos fios NiTi e do LVDT, a fonte de alimentação e o sistema de aquisição de dados foram conectados a um computador onde foram controlados através de uma macro do Microsoft Excel. Essa macro foi desenvolvida de forma a gerar uma onda trapezoidal de corrente, a qual foi aumentada com incrementos de 0,01 A a cada 1 segundo, partindo de um valor inicial de 0 A (zero) até 1,7 A e novamente voltando para 0 A. Esse ciclo foi repetido por 6 vezes consecutivas. Ao atingir o valor máximo de corrente (1,7 A), esse valor foi mantido constante por 10 segundos para que ocorresse uma melhor uniformização da temperatura.

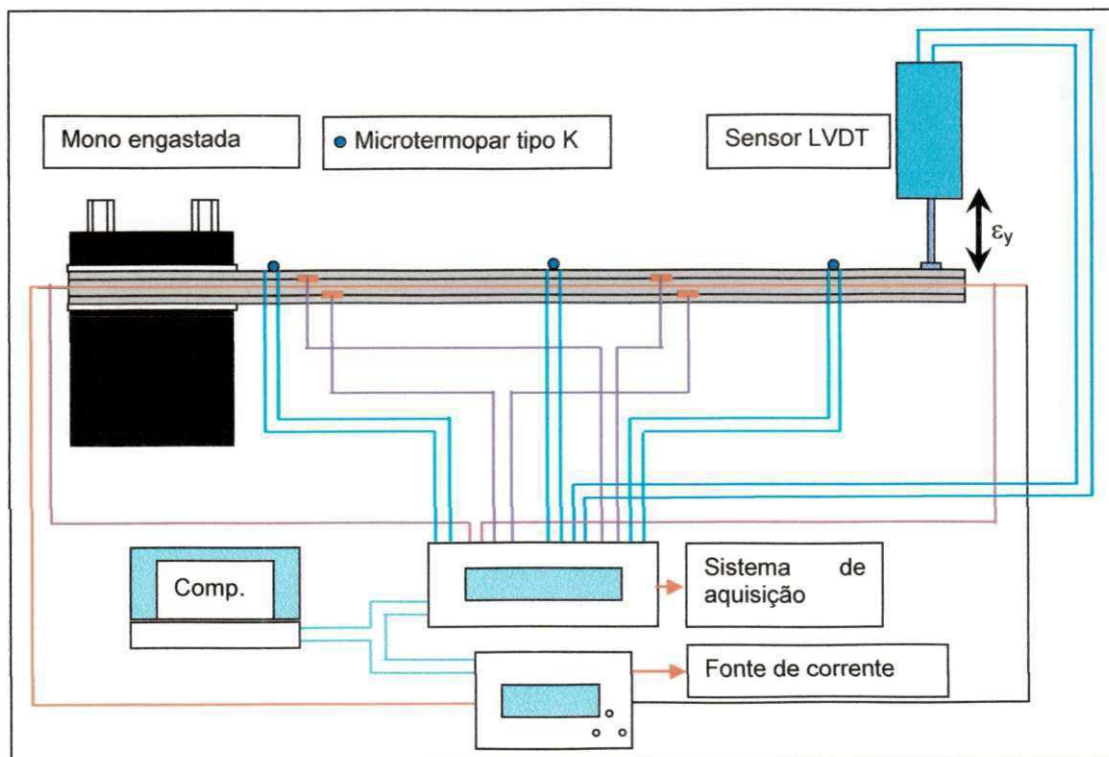


Figura 34: Esquema da montagem para verificação do nível de atividade dos compósitos CFRP – NiTi em modo de flambagem térmica.

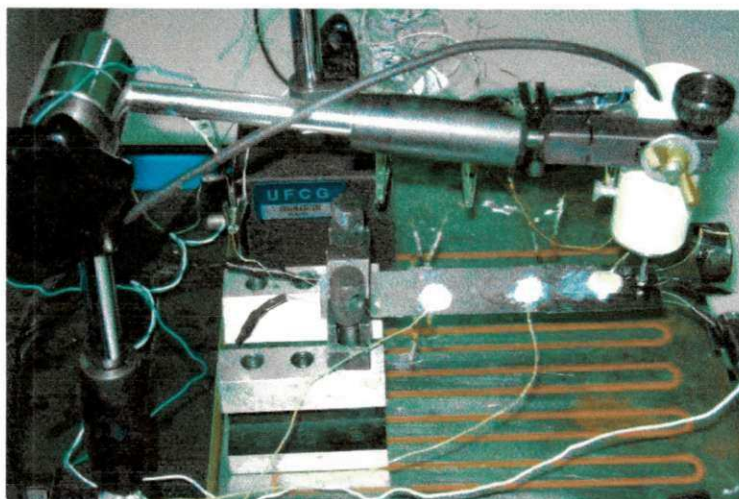


Figura 35: Amostra de CFRP – NiTi sendo ensaiada no teste de flambagem térmica.

• **Verificação do fenômeno de variações dimensionais (ϵ_x)**

Para verificação da funcionalidade quanto à variações dimensionais (ϵ_x), utilizou-se a mesma montagem e equipamentos empregados para a verificação da flambagem térmica (descrito no item anterior). No entanto o objetivo foi verificar possíveis contrações ou expansões dos compósitos, substituiu-se o sensor LVDT por um extensômetro de alta temperatura (Max. 300 °C) disponível na máquina de ensaios Instron, o qual foi preso no centro da amostra, conforme visto na figura 37 e esquematizado na figura 36. Para evitar flexão da amostra devido ao peso do extensômetro, a amostra teve sua outra extremidade apoiada em uma base metálica, ficando assim engastada em uma extremidade e apoiada na outra.

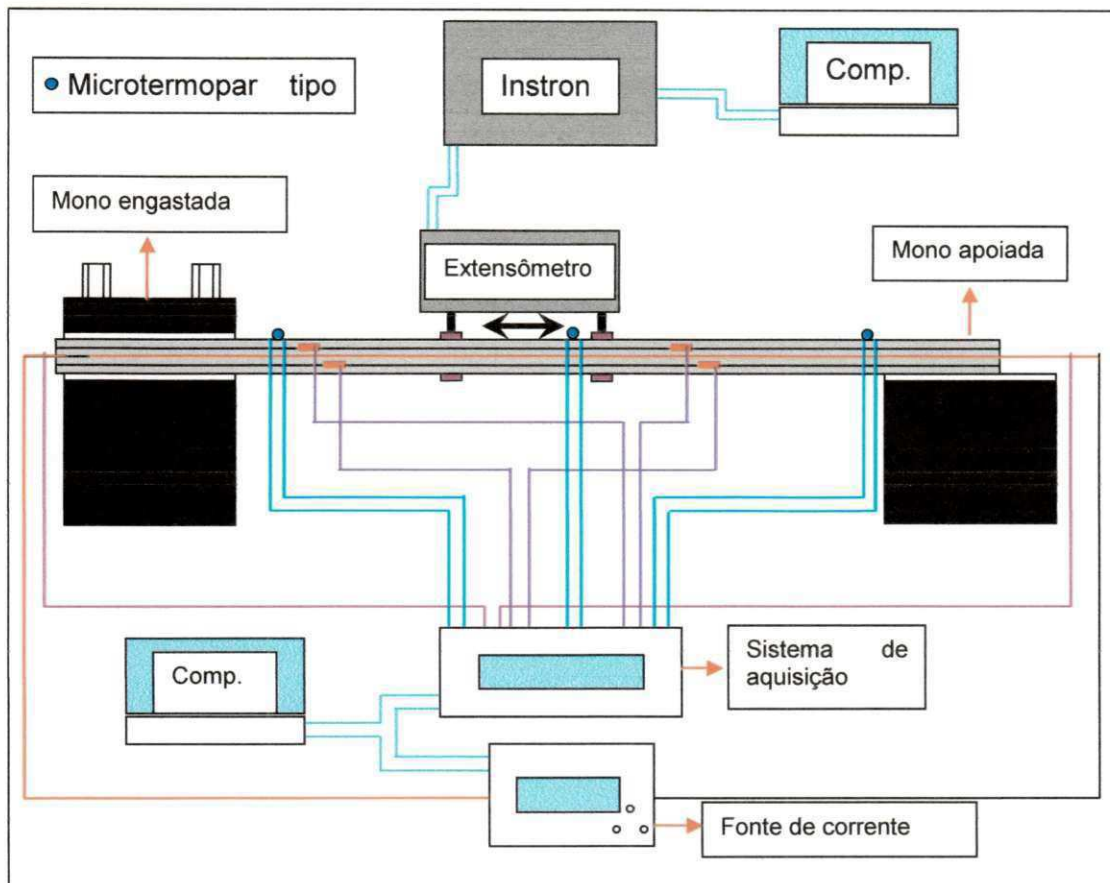


Figura 36: Esquema da montagem para verificação do nível de atividade dos compósitos CFRP – NiTi (ensaio de dilatação térmica).



Figura 37: Amostra de CFRP – NiTi sendo ensaiada no teste de dilatação térmica.

6 - RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados os resultados da caracterização prévia dos fios de NiTi, da fabricação, caracterização preliminar e testes cíclicos em modo de flexão em três pontos dos compósitos ativos CFRP-NiTi, além dos testes de funcionalidade em expansão e flambagem térmica.

6.1 - Fabricação dos compósitos ativos de CFRP-NiTi

A Figura 38 mostra as quatro amostras de vigas esbeltas de CFRP, em diferentes estados: uma sem fios de NiTi embutidos e as outras três com fios embutidos em três diferentes condições (bruto, tratado termicamente e treinado após tratamento térmico). As amostras obtidas possuem dimensões de aproximadamente 125 mm de comprimento, 24 mm de largura e 0,78 mm de espessura.

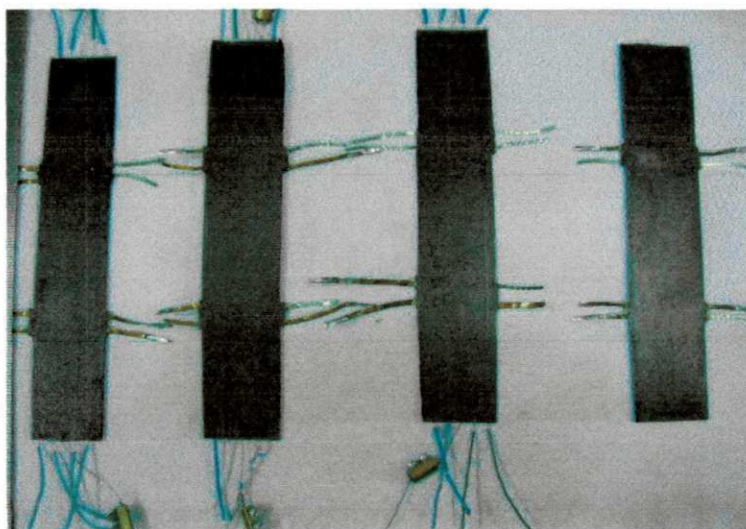


Figura 38: Vigas de compósito CFRP-NiTi produzidas.

O processo de fabricação dos compósitos foi acompanhado monitorando a evolução da temperatura e da carga aplicada pela máquina Instron com o tempo, conforme mostram respectivamente as figuras 39 e 40. Os resultados mostrados nessas figura indicam um bom controle do processo de cura sob

carga constante empregado para a fabricação dos compósitos ativos CFRP-NiTi.

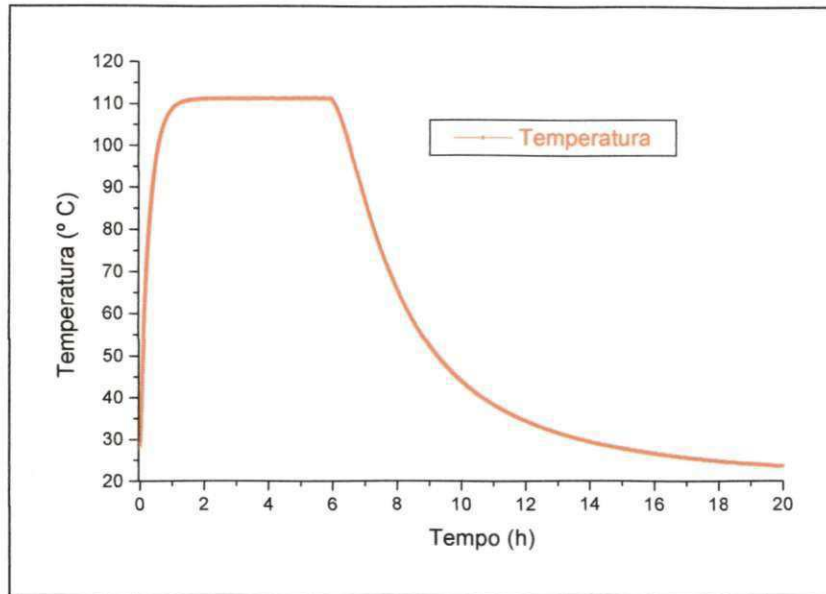


Figura 39: Ciclo de temperatura durante a cura.

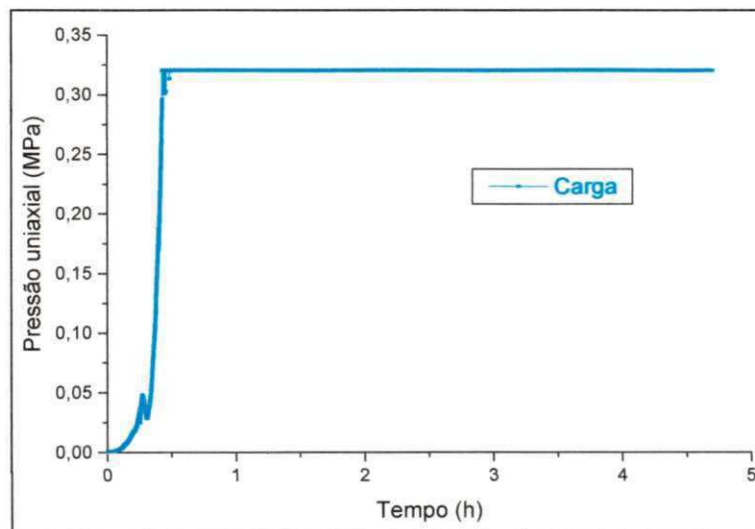


Figura 40: Pressão uniaxial durante o ciclo de cura.

6.2 - Caracterização prévia dos fios de NiTi

6.2.1- Resistência elétrica em função da temperatura

Após o tratamento térmico e treinamento dos fios de NiTi, foi realizada a caracterização térmica de amostras livres de carga mecânica usando variação de resistência elétrica em função da temperatura ($\Delta R/R$), conforme mostra a figura 41. Observa-se claramente na figura 41(a) a inexistência de transformação de fase no fio NiTi bruto, que apresenta um comportamento linear clássico de diminuição e aumento de resistência elétrica com o resfriamento e aquecimento. No caso dos fios tratados termicamente (figura 41b) e treinados após tratamento térmico (figura 41c), verificam-se os picos característicos das mudanças de fase pelas quais o material passa durante um ciclo térmico completo. Esses resultados revelam que a transformação direta austenita – martensita durante o resfriamento é precedida da formação da fase R de estrutura romboédrica. Através do método das tangentes, foi possível determinar as temperaturas de transformação R_s , R_f , M_s , A_s e A_f comumente verificadas na literatura (Otsuka e Wayman, 1998), no entanto devido a limitações dos equipamentos utilizados não foi possível a determinação do pico de temperatura correspondente a M_f por este estar em uma temperatura muito baixa. A tabela 6 sumariza essas temperaturas.

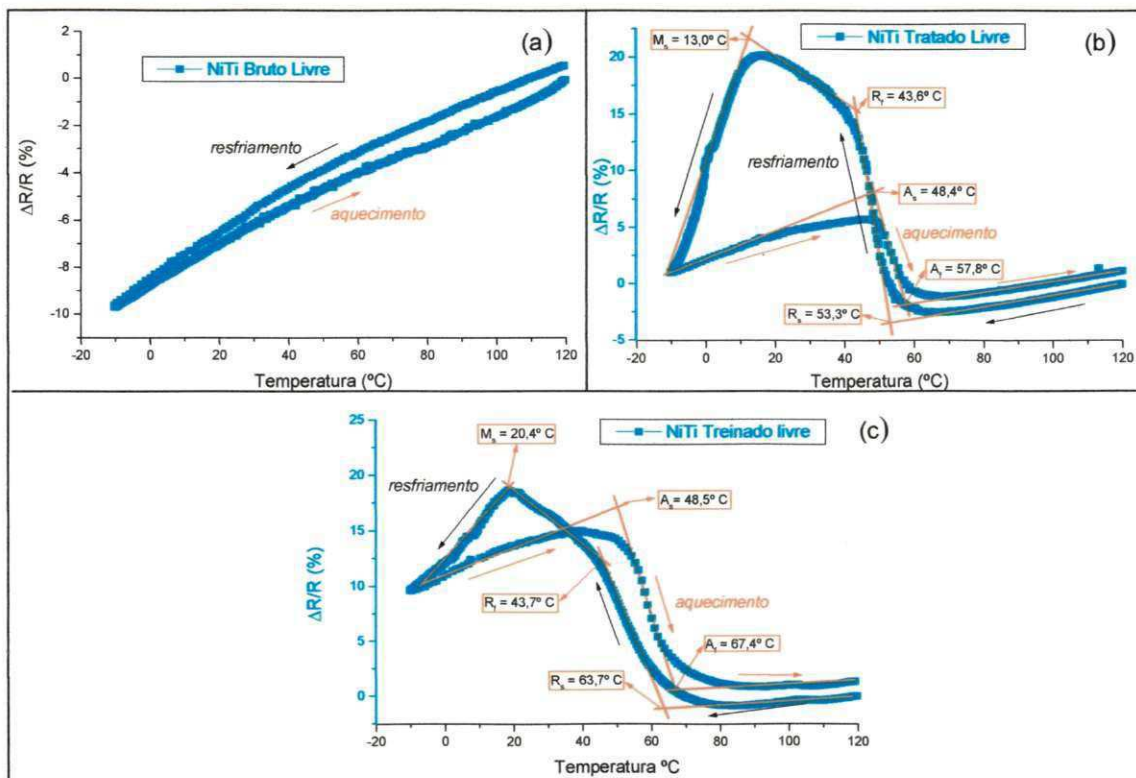


Figura 41: Curvas da resistência elétrica em função da temperatura para as amostras do fio NiTi bruto (a), tratado (b) e treinado (c).

Tabela 6: Temperaturas de transformações de fase dos fios NiTi.

Fio NiTi	R_i (°C)	R_f (°C)	M_i (°C)	A_i (°C)	A_f (°C)
Tratado	53,3	43,6	13,0	48,4	57,8
Treinado	63,7	43,7	20,4	48,5	67,4

6.2.2 - Ensaios de tração uniaxial a diferentes temperaturas

Com a finalidade de se fazer uma caracterização eletro-termomecânica inicial dos fios NiTi empregados na fabricação dos sistemas CFRP-NiTi, foram realizados ensaios de tração uniaxial até a ruptura a três temperaturas diferentes (30, 60 e 90 °C) para os fios brutos, tratados e treinados. Esses ensaios foram feitos em concomitância com o monitoramento do comportamento elétrico dos fios.

A figura 42 mostra os resultados para os ensaios de tração com medidas de $\Delta R/R$ acopladas, para os fios brutos (a), tratados (b) e treinados (c). A partir dos resultados da figura 42 (a) é possível constatar que os fios brutos apresentam um comportamento clássico, com o módulo de elasticidade e o

alongamento até a ruptura crescendo com o aumento da temperatura, caracterizando uma espécie de fluência do material. Os fios tratados e treinados apresentam um comportamento totalmente inverso quanto ao módulo de elasticidade, conforme revelam as figuras 42(b) e 42(c). Esse fenômeno acontece devido a mudança estrutural que ocorre quando uma LMF é submetida a variações de temperatura. Para o ensaio realizado a 30 °C os fios tratados e treinados encontram-se ainda com microestrutura correspondente a fase R (figuras 41b e 41c), resultando em um valor de módulo típico para essa estrutura. Quando se aumenta a temperatura essa estrutura começa a transformar-se em austenita a qual possui um módulo superior aos das estruturas de fase R e martensítica. Analisando a figura 42b para os fios tratados podemos observar que o valor do módulo de elasticidade a 90 °C (estrutura austenítica) chega a ser 4 vezes maior que a 30 °C (estrutura de fase R). Para os fios treinados nota-se que o módulo a 90 °C (estrutura austenítica) é aproximadamente o dobro daquele medido a 30 °C (estrutura de fase R). De fato essas variações são típicas e reprodutivas para as LMF em geral, conforme descrito em Otsuka & Wayman (1998). Uma comparação entre as figuras 42(b) e 42(c) revelam também que as tensões críticas para formação de martensita a partir da austenita, caracterizadas pela formação de um "plateau" de tensão constante, aumentam com a temperatura (analisando os resultados a 60 °C e 90 °C), evidenciando a lei de Clausius-Clayperon típica desses materiais. Além disso, essas tensões críticas são menores no fio NiTi treinado em função da presença de um campo de tensões internas que surge como resultado da introdução de defeitos orientados formados durante o processo de treinamento, conforme modelo físico proposto por De Araújo et al (2000). No caso da figura 42(c), essas tensões internas apóiam a transformação de fase induzida pela tensão externa, reduzindo sua intensidade comparativamente ao fio de NiTi tratado (figura 42b).

Analisando os resultados de variação da resistência elétrica em função da deformação mostrados na figura 42(a), constata-se que os fios brutos apresentaram um comportamento de $\Delta R/R$ quase linear com a deformação longitudinal aplicada. Para os fios tratados e treinados, observa-se também que inicialmente houve um comportamento linear de $\Delta R/R$ com a deformação. No entanto, quando se inicia a formação das plaquetas de martensita (fim da

região linear da curva de tensão-deformação) e durante a introdução de deformação plástica verdadeira, observam-se pequenas perturbações nesse comportamento. Para o fio tratado observa-se que no ensaio realizado a 90°C houve uma grande perturbação da resistência elétrica, esse fato deveu-se ao deslizamento do fio durante esse ensaio.

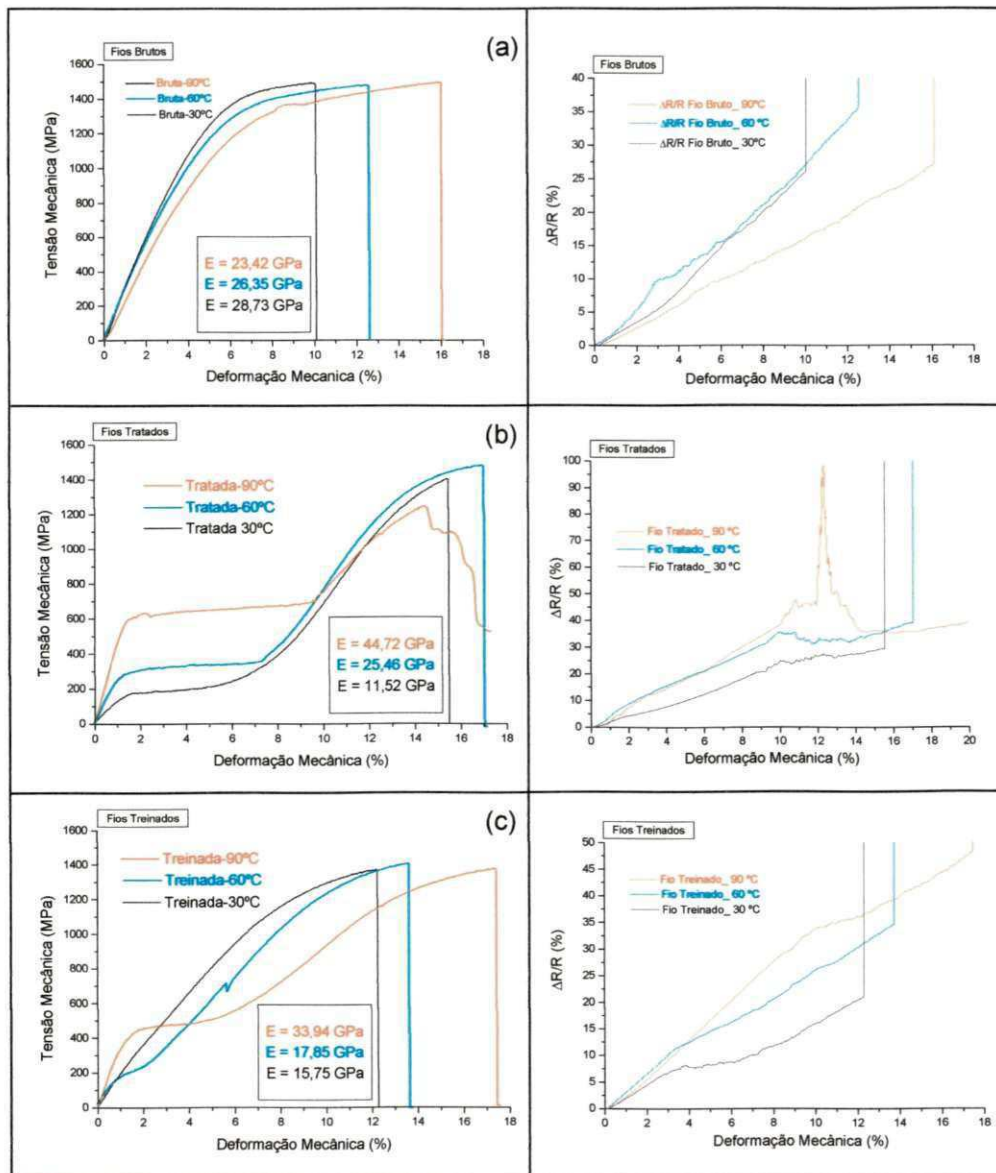


Figura 42: Gráficos do ensaio de tração com resistência elétrica para os fios NiTi brutos (a), tratados (b) e treinados (c).

6.2.3 - Ensaios de geração de força em função da temperatura para diferentes níveis de deformação imposta.

As figuras 43 e 44 apresentam os resultados da força gerada pelos fios de NiTi tratados e treinados, respectivamente, quando submetidos a ciclagem térmica na região de transformação de fase, entre 30 °C e 90 °C, para três níveis de deformação constante, correspondentes a 0,2 %, 0,3 % e 1,0 %. Esses gráficos mostram resultados característicos de ensaios de geração de força para LMF. Como foi descrito anteriormente, o EMF é a capacidade de uma LMF, após ter sido deformada em seu estado martensítico, voltar ao estado ou forma original através de aquecimento a temperaturas superiores à temperatura da transformação martensítica reversa (A_f). No entanto, como durante esses ensaios os fios NiTi tem sua movimentação restringida, sua tendência de retorno a forma original gera tensões mecânicas importantes. Os resultados da tensão mecânica gerada encontram-se sumarizados na tabela 7.

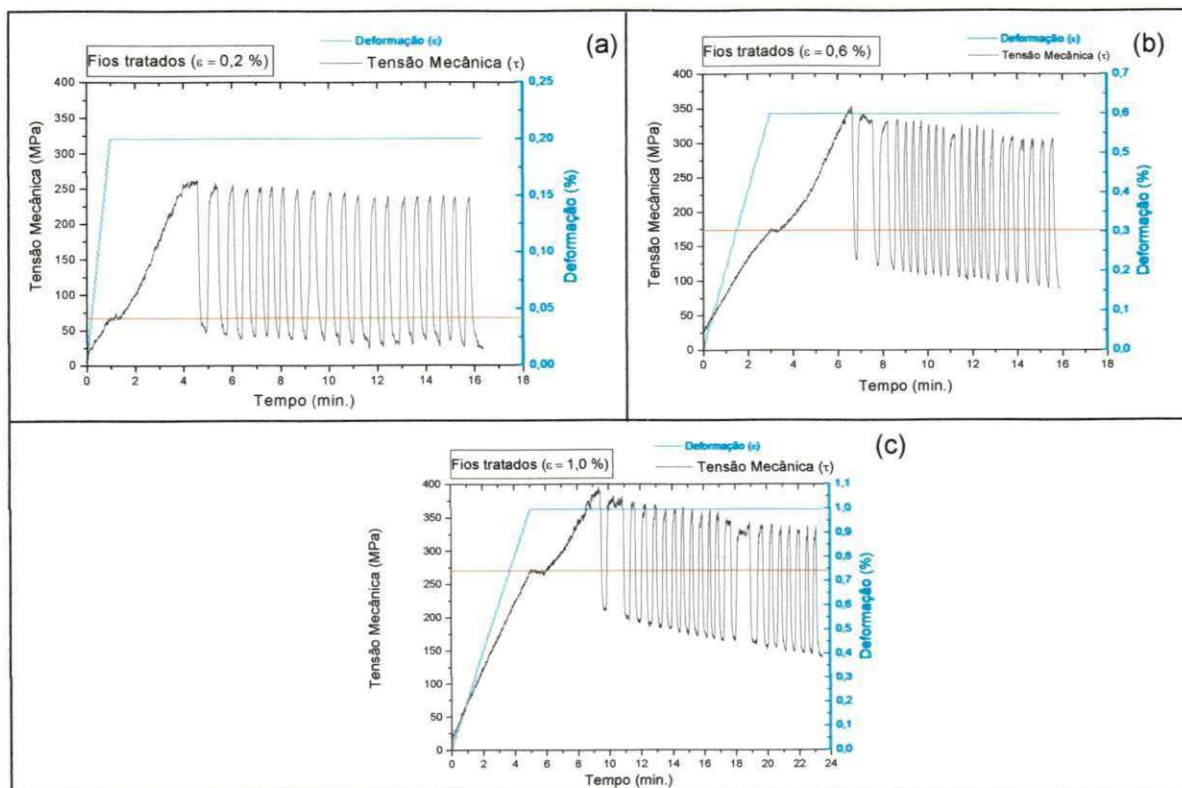


Figura 43: Geração de força nos fios NiTi tratados deformados a 0,2 % (a), 0,6% (b) e 1,0% (c).

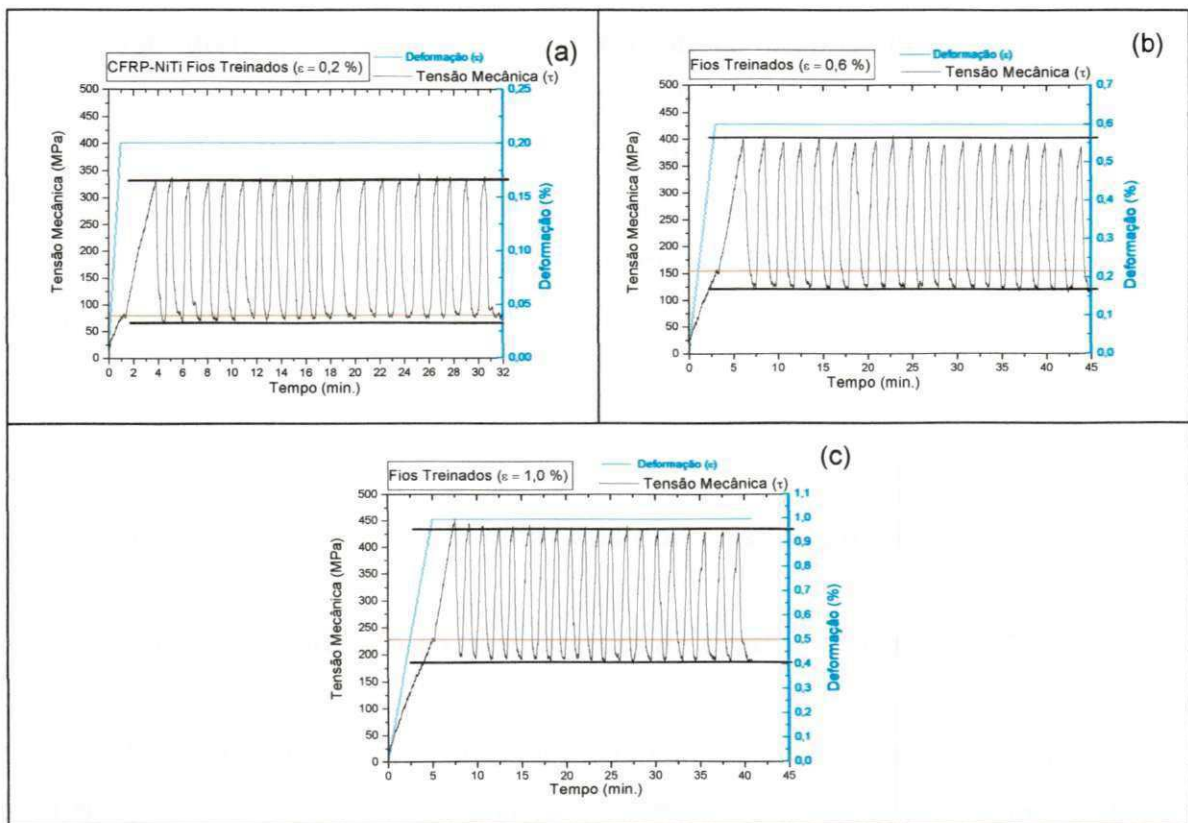


Figura 44: Geração de força nos fios NiTi treinados deformados a 0,2% (a), 0,6% (b) e 1,0% (c).

Tabela 7: Valores da tensão gerada durante o ensaio de geração de força para os fios NiTi treinados e tratados.

Fio NiTi	0,2%	0,6%	1,0%
Tratado	211 (MPa)	220 (MPa)	180 (MPa)
Treinado	260 (MPa)	275 (MPa)	242 (MPa)

Analisando os resultados obtidos para esses ensaios verifica-se que tanto os fios tratados (figura 43) como treinados (figura 44) apresentam um relaxamento da tensão mecânica durante a ciclagem térmica, ficando com valores inferiores aos utilizados para promover as devidas deformações de cada ensaio. Entretanto, após o primeiro ciclo, os fios treinados mantiveram o nível de carga máxima e mínima, enquanto os fios tratados continuaram relaxando a carga ao longo dos ciclos de aquecimento e resfriamento. Observa-se ainda que mesmo com essa relaxação de carga, a tensão gerada permanece praticamente invariáveis (fazendo-se a diferença entre o máximo e o mínimo de cada ciclo, encontra-se o mesmo nível de tensão gerada).

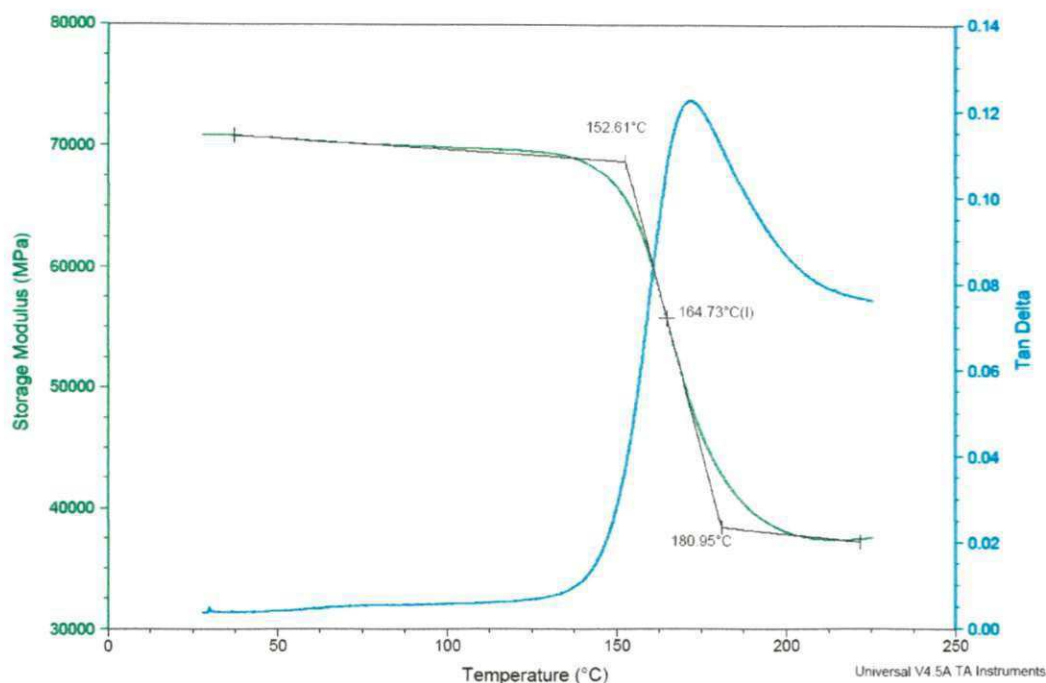


Figura 45: Resultado do ensaio de DMA para a amostra de CFRP.

6.3.2 - Resistência elétrica em função da temperatura

A Figura 46 mostra o comportamento da resistência elétrica para o CFRP e as fibras de carbono sem resina. Para o CFRP puro, sem fios NiTi, nota-se da Figura 46(a) que existe uma variação inversamente linear em resistência elétrica de aproximadamente 7%, bem como uma histerese térmica ao fim do ciclo completo. Um comportamento semelhante foi observado no ensaio feito para um maço de fibras de carbono, conforme se verifica na Figura 46(b), onde a resistência elétrica também decresce linearmente com o aumento da temperatura. Ao fim do ciclo térmico constatou-se uma variação de aproximadamente 5,6% na resistência elétrica. Um resultado semelhante foi observado por Asanuma (2006), que também verificou uma dependência linear decrescente da resistência elétrica do CFRP com a temperatura, de forma que a resistência elétrica do compósito diminui com o aumento da temperatura, ou seja, ocorre um comportamento inversamente linear.

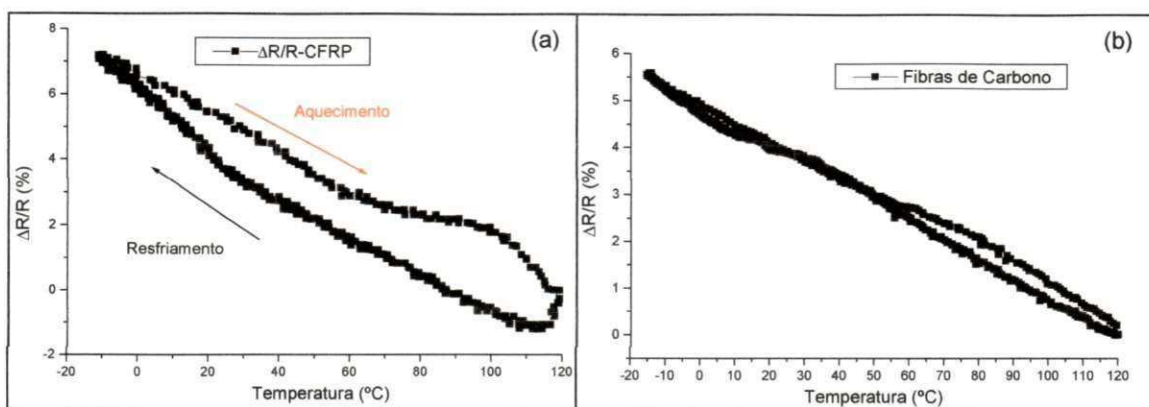


Figura 46: Curva da resistência elétrica em função da temperatura para o CFRP (a) e as fibras de carbono puras (b).

A figura 47 mostra os resultados dos ensaios de resistência elétrica em função da temperatura para os sistemas CFRP-NiTi. Pode-se constatar que para os compósitos CFRP-NiTi com fios tratados (Figura 47b) e treinados (Figura 47c) a variação da resistência elétrica com a temperatura acompanha o comportamento dos fios NiTi, apresentando também aproximadamente as mesmas temperaturas críticas de transformação de fase dos mesmos.

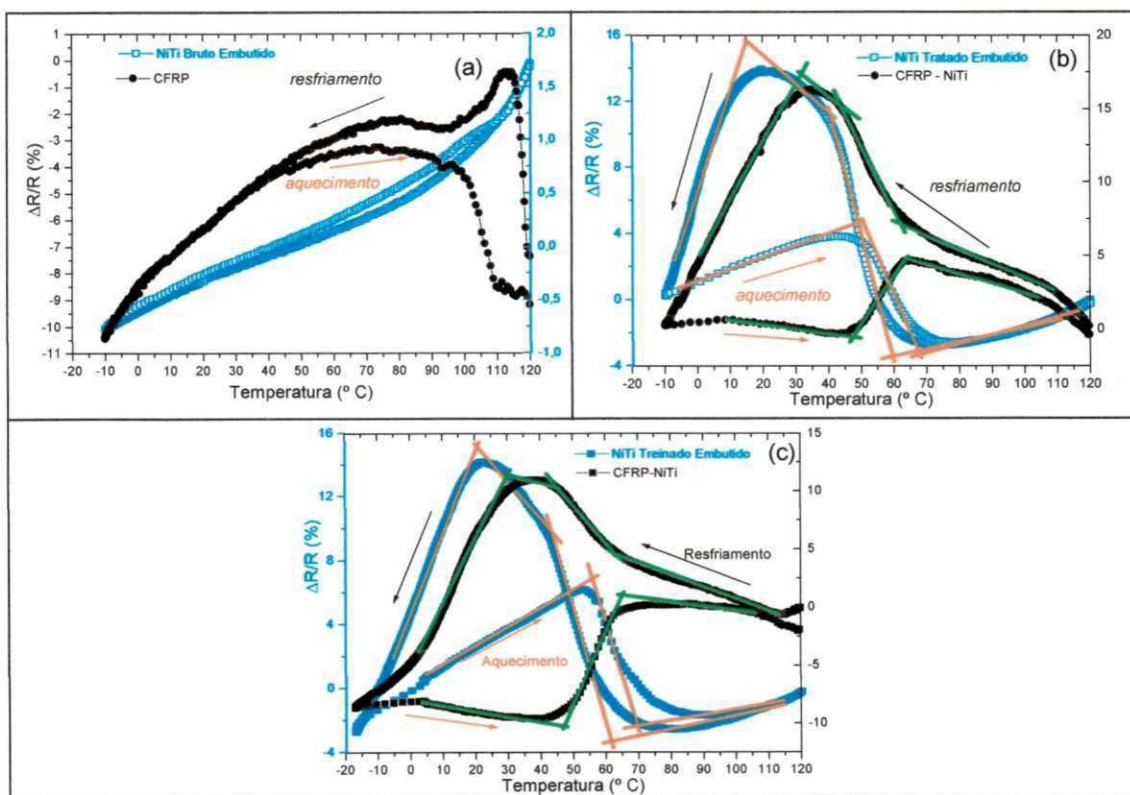


Figura 47: Curvas de resistência elétrica em função da temperatura para os compósitos CFRP-NiTi. (a) CFRP-NiTi brute. (b) CFRP-NiTi tratado. (c) CFRP-NiTi treinado.

A figura 48 mostra as curvas da resistência elétrica sobrepostas para os fios de LMF treinados (a) e tratados (b) embutidos no CFRP e livres. Através destas curvas percebe-se que há um pequeno deslocamento dos picos referentes às temperaturas de transformação. Este fato se deve muito provavelmente as tensões resultantes do processo de fabricação. Conforme mencionado anteriormente, a mudança de estrutura de uma LMF pode ocorrer através da variação da temperatura, da carga e de uma associação entre os dois fatores. Quando uma LMF é submetida a um ciclo térmico associado com a aplicação de uma carga externa há o deslocamento das temperaturas de transformação para direita, ou seja, há um aumento nessas temperaturas. As tabelas 8 e 9 resumizam as temperaturas de transformação para os fios tratados e treinados, respectivamente.

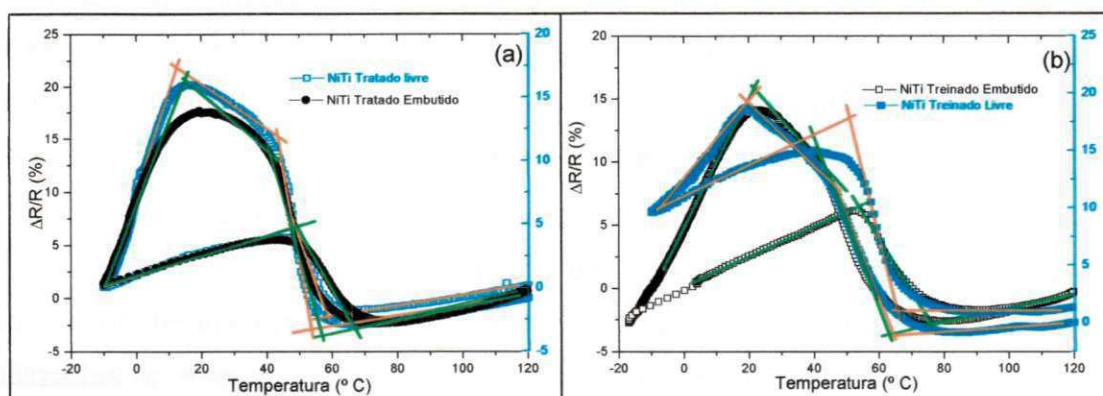


Figura 48: Curva da resistência elétrica em função da temperatura para os fios de LMF treinados (a) e tratados (b) embutidos no CFRP e livres.

Tabela 8: Temperaturas de transformação dos fios NiTi tratados embutidos na matriz CFRP e livres

Fio NiTi Tratado	R_i (°C)	R_f (°C)	M_i (°C)	A_i (°C)	A_f (°C)
Embutido	56,7	41,0	14,6	49,0	66,7
Livre	53,3	43,6	13,0	48,4	57,8

Tabela 9: Temperaturas de transformação dos fios NiTi treinados embutidos na matriz CFRP e livres

Fio NiTi Treinado	R_i (°C)	R_f (°C)	M_i (°C)	A_i (°C)	A_f (°C)
Embutido	62,8	43,3	21,3	53,6	75,7
Livre	63,7	43,7	20,4	48,5	67,4

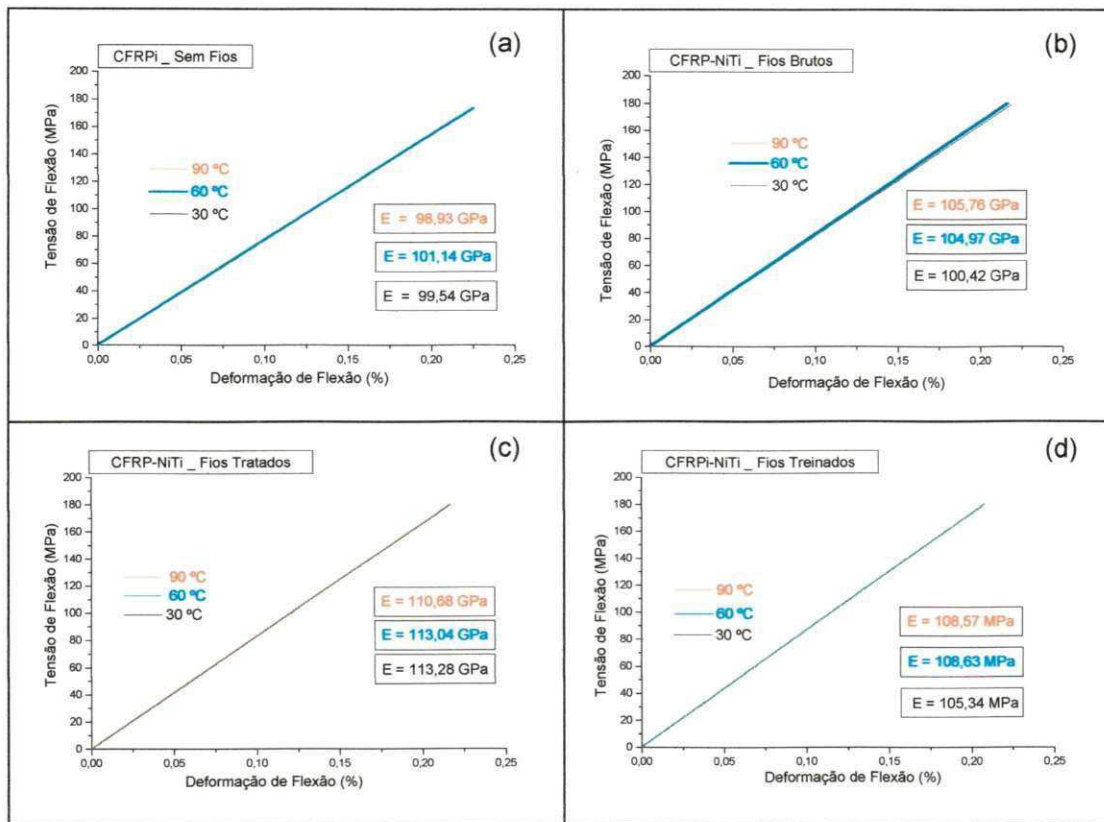


Figura 49: Comportamento mecânico dos sistemas CFRP (a) e CFRP-NiTi com fios brutos (b), com fios tratados (c) e com fios treinados (d), a 30, 60 e 90 °C, durante o ensaio de flexão três pontos.

6.4 - Comportamento eletro-termomecânico cíclico dos compósitos CFRP-NiTi em modo de flexão a três pontos

Utilizando ensaios de flexão três pontos de forma cíclica foi possível acompanhar a evolução do comportamento elétrico dos sistemas CFRP-NiTi em concomitância com o comportamento mecânico, para três temperaturas diferentes. Durante esses ensaios foram monitoradas as respostas da variação de resistência elétrica ($\Delta R/R$) das camadas inferior e superior dos compósitos, o deslocamento imposto pela ponta de carga da máquina de ensaios, assim como os valores correspondentes da carga aplicada ao longo da flexão cíclica. Esses dados foram traçados em função do tempo para vinte ciclos de flexão nos sistemas CFRP-NiTi com fios brutos, tratados termicamente e treinados após tratamento térmico, conforme pode ser visto nas figuras 50, 51 e 52. Para todos os casos é possível notar uma relação qualitativa bastante clara entre

variação de resistência elétrica e o deslocamento imposto aos compósitos CFRP-NiTi ao longo da ciclagem.

Vale lembrar que nas três temperaturas de testes, os fios NiTi tratados e treinados estarão em estados diferentes: 30 °C (fase R), 60 °C (fase R+ austenita) e 90 °C (austenita). Além disso, no caso de ensaios acima de 30 °C, os fios NiTi brutos devem tender apenas a se expandir levemente no interior da matriz de CFRP sem apresentar transformação de fase, enquanto os fios tratados e treinados podem se contrair gerando esforços internos importantes, conforme evidenciado nas figuras 43 e 44.

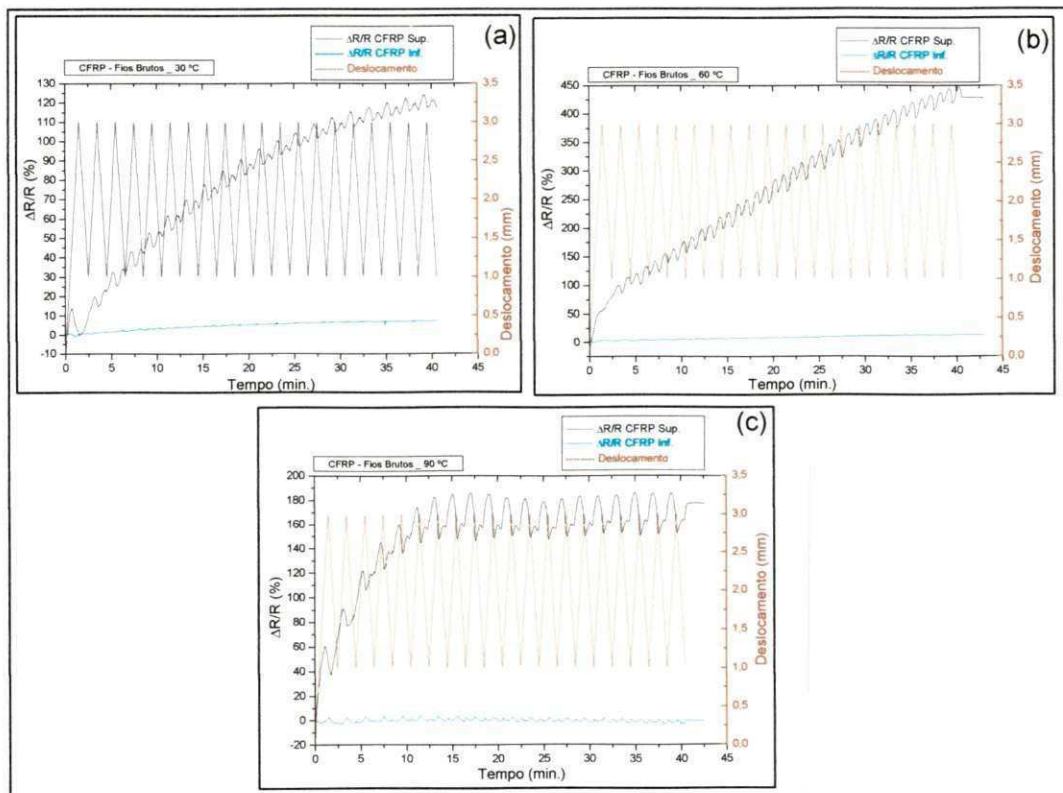


Figura 50: Comportamento de $\Delta R/R$ das camadas superior e inferior e do deslocamento em função do tempo para o sistema CFRP – NiTi com fios brutos a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).

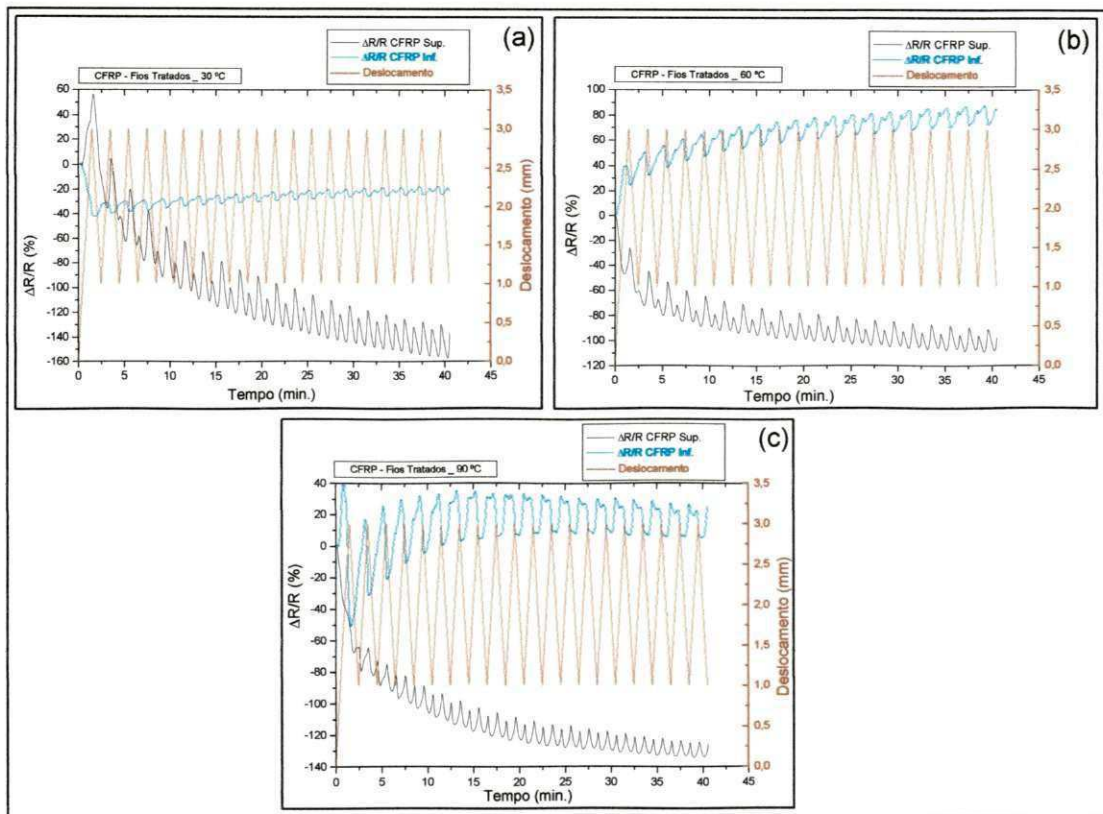


Figura 51: Comportamento de $\Delta R/R$ das camadas superior e inferior e do deslocamento em função do tempo para o sistema CFRP – NiTi com fios tratados a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).

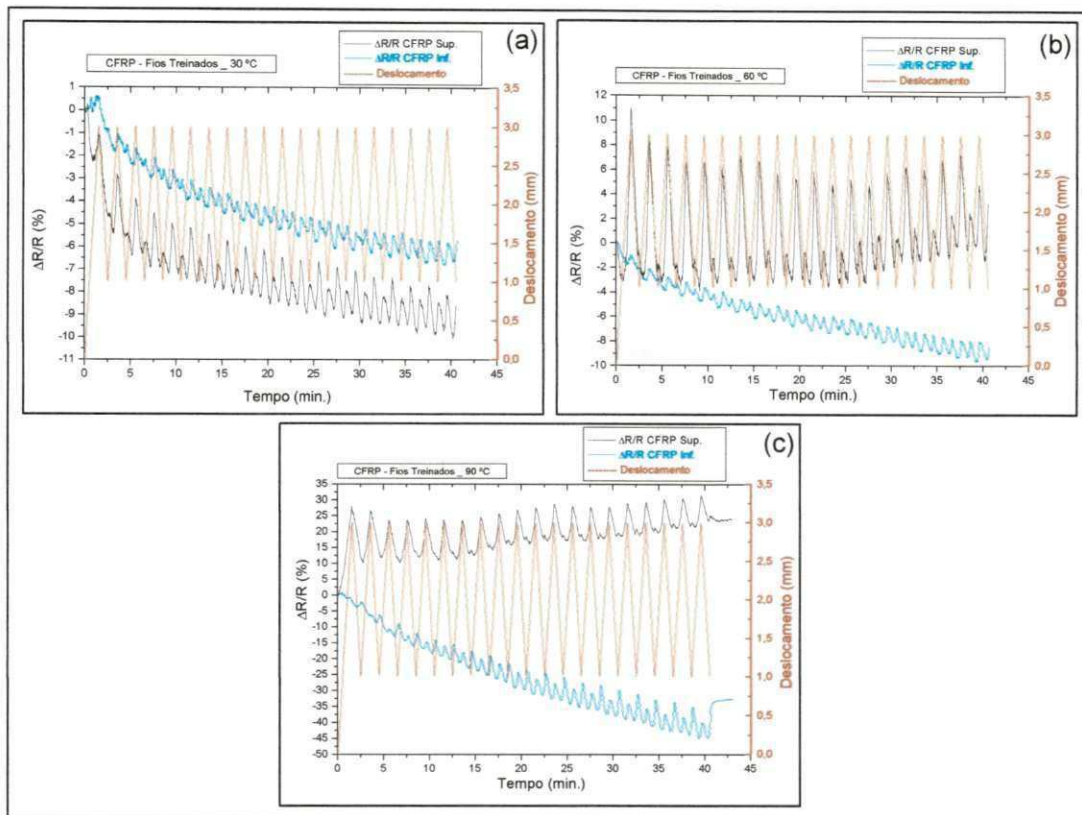


Figura 52: Comportamento de $\Delta R/R$ das camadas superior e inferior e do deslocamento em função do tempo para o sistema CFRP – NiTi com fios treinados a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).

Analisando os comportamentos mostrados nas figuras 50, 51 e 52 constata-se que para todas as amostras ocorreu uma variação de resistência elétrica irreversível, positiva ou negativa, ao final de cada ciclo, que vai se somando no decorrer da ciclagem. Ou seja, após um ciclo de carregamento e descarregamento, a variação da resistência elétrica não retorna para o valor inicial. Esses resultados estão de acordo com aqueles obtidos por Wang e Chung (1996 e 1997), Chung (2001) e Akira e Ueda (2006) quando os mesmos submeteram amostras de CFRP puras, sem incorporação de outras fibras, a ciclos de tração uniaxial. Esses autores atribuíram essa variação de resistência elétrica cumulativa a um comportamento não-linear proveniente de danos irreversíveis na estrutura, como diminuição irreversível no grau de contato do arranjo das fibras devido à sua ruptura ou outras mudanças na rede, como separação ou trincas que quebram a rede de contato diminuindo o número de contatos entre fibras de carbono de laminas diferentes.

Pode-se observar também, na maioria dos casos, que os valores de $\Delta R/R$ na camada superior dos três sistemas CFRP-NiTi analisados, apresentou valores bem superiores aos da camada inferior.

Uma análise da figura 50 permite constatar que para o sistema CFRP-NiTi com fios brutos nas três temperaturas ensaiadas, o valor de $\Delta R/R$ para a camada superior variou positivamente. Segundo Todoroki e Ueda (2006), essa variação positiva indica um bom contato elétrico entre os eletrodos de cobre e o CFRP. Nos ensaios conduzidos a 30 e 60 °C essa variação tende a aumentar gradativamente no decorrer dos ciclos, enquanto para o ensaio a 90°C, tende a se estabilizar a partir do sétimo ciclo de flexão. O aumento da temperatura, principalmente para os testes a 90°C, pode ter melhorado o nível de contato direto entre as fibras de carbono e os eletrodos de cobre devido a mudanças nas propriedades da resina. Nesse caso particular dos fios NiTi brutos, sem transformação de fase e conseqüente tendência de contração, a camada inferior apresentou uma variação de $\Delta R/R$ muito inferior quando comparada à camada superior para as três temperaturas de teste.

Contrariamente ao caso do CFRP com fios NiTi brutos, a figura 51 revela que o sistema com fios NiTi tratados apresenta uma acumulação negativa de $\Delta R/R$ para a camada superior e positiva para a camada inferior do compósito, para todas as temperaturas de teste. Nesse caso, os valores de $\Delta R/R$ na camada inferior passam a apresentar valores maiores evidenciando também uma clara relação qualitativa com o deslocamento. Estes resultados demonstram que o estado do fio NiTi, livre para se transformar de fase, também afeta o comportamento da resistência elétrica. Nos ensaios feitos a 30 e 60 °C (figuras 51a e 51b), as variações de $\Delta R/R$ foram maiores para a camada superior, no entanto a 90 °C a camada inferior passou a apresentar valores maiores. Pode-se notar também que houve um aumento nos valores de $\Delta R/R$ com o aumento da temperatura de ensaio para a camada inferior. Novamente o aumento da temperatura de ensaio pode ter provocado pequenas variações nas propriedades da resina melhorando o contato elétrico entre as fibras de carbono e os eletrodos de cobre, que se reflete em uma melhor resposta de $\Delta R/R$ na camada inferior. Para a camada superior $\Delta R/R$ variou negativamente nas três temperaturas de ensaio, já a camada inferior passou de

uma variação ligeiramente negativa no início do ensaio realizado a 30 °C para uma variação positiva a 60 °C e 90 °C.

Observando agora a figura 52, nota-se que o sistema CFRP-NiTi com fios treinados, apresentou variações de $\Delta R/R$ de intensidades bastante inferiores àquelas observadas para os outros casos (figuras 50 e 51). Contrariamente ao compósito de CFRP contendo fios NiTi apenas tratados termicamente, essas variações foram negativas na camada inferior para as três temperaturas de teste, apresentando um aumento de valor com o aumento da temperatura. Para o ensaio feito a 30 °C (figura 52a) essa variação teve um valor máximo acumulado de aproximadamente - 6 %, a 60 °C (figura 52b), que subiu para aproximadamente - 10 % e chegou próximo de - 45 % para 90 °C (figura 52c). Observando-se os valores de $\Delta R/R$ nota-se também que houve um aumento após cada ciclo de flexão. Já a camada superior apresentou variações de $\Delta R/R$ negativas para o ensaio feito a 30 °C (figura 52a) e positivas para 60 °C (figura 52b) e 90 °C (figura 52c). Observa-se também que a variação total aumenta com o aumento das temperaturas de ensaio, já que a 30 °C foi de aproximadamente - 10 %, a 60 °C ficou em torno de 8 % e a 90 °C chegou próximo de 30 %. Esses resultados indicam o efeito de uma tendência de contração mais forte dos fios de NiTi treinados, já que as temperaturas de 60 °C e 90 °C são suficientes para ativar a transformação dos fios originando esforços internos mais importantes que aqueles apresentados pelos fios tratados, conforme ilustra as figuras 43 e 44.

Em resumo, para as três amostras ensaiadas observou-se que houve variações de $\Delta R/R$ tanto positivas como negativas. De fato isso é possível devido ao nível de contato entre os eletrodos e as fibras de carbono, conforme discutido por Todoroki e Ueda (2006). Os resultados obtidos para cada amostra são reprodutivos no decorrer da ciclagem, bem como com a mudança de temperatura (para uma mesma amostra).

Com o intuito de se fazer uma melhor análise do comportamento eletrotermomecânico, ampliou-se os três primeiros ciclos de flexão de cada teste, tendo assim uma melhor visão do comportamento de $\Delta R/R$ com o nível de flexão em função do tempo. As figuras 53, 54 e 55 mostram essa ampliação para os sistemas CFRP-NiTi com fios brutos, tratados termicamente e treinados após tratamento térmico, respectivamente.

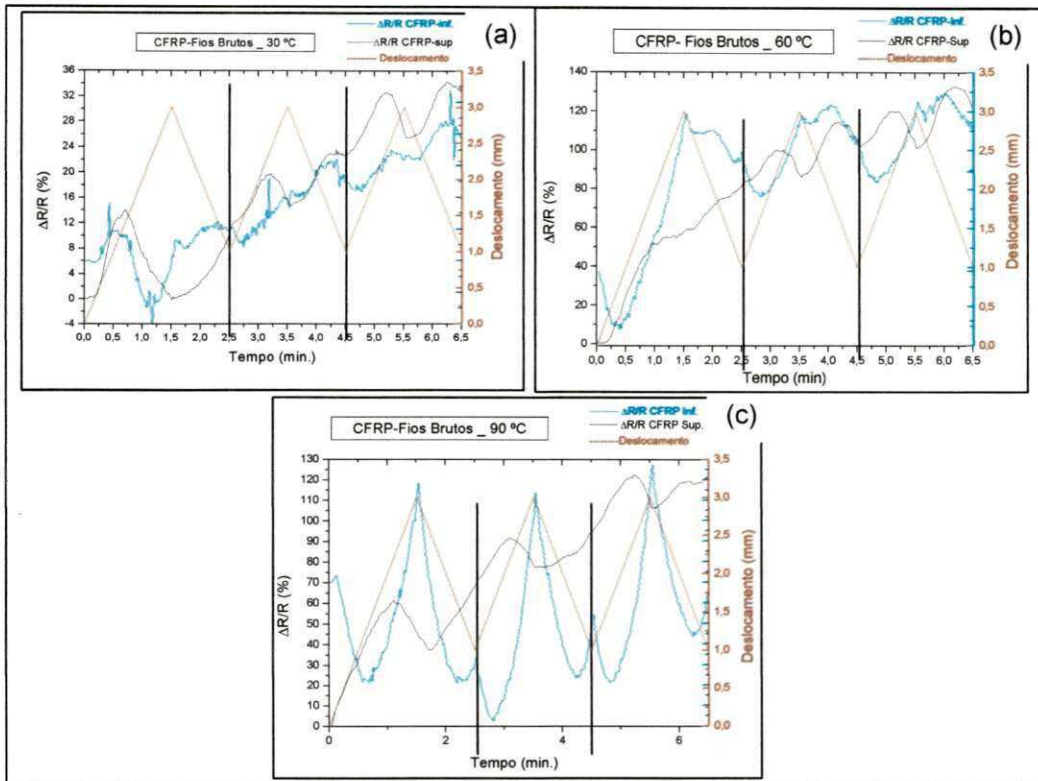


Figura 53: Ampliação dos três primeiros ciclos do ensaio de flexão para o sistema CFRP-NiTi com fios brutos a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).

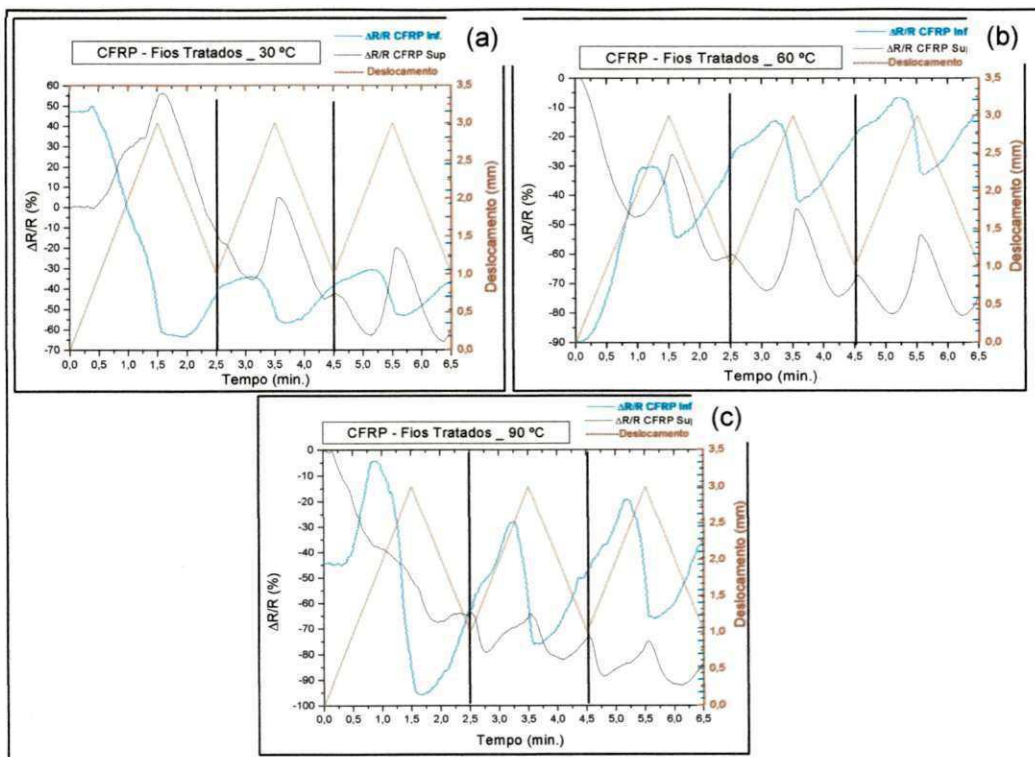


Figura 54: Ampliação dos três primeiros ciclos do ensaio de flexão para o sistema CFRP-NiTi com fios Tratados a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).

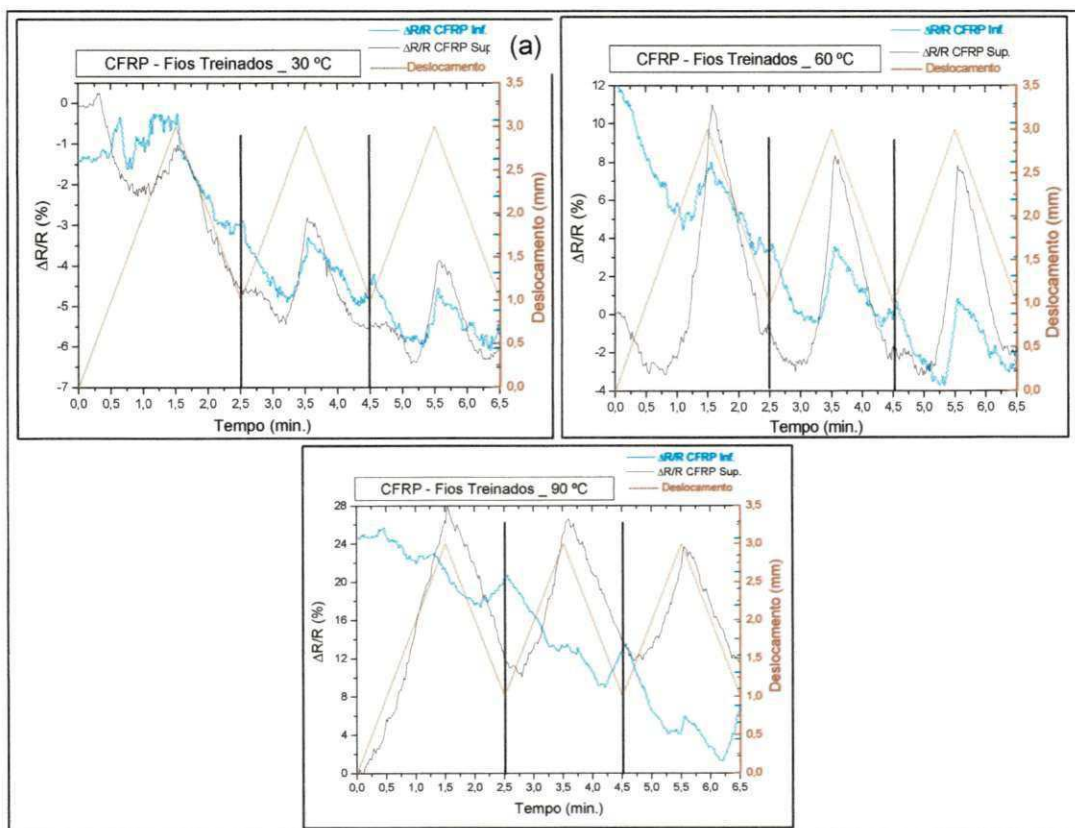


Figura 55: Ampliação dos três primeiros ciclos do ensaio de flexão para o sistema CFRP-NiTi com fios Treinados a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).

Analisando os resultados para o sistema CFRP-NiTi com fios brutos nas três temperaturas ensaiadas (figura 53), observa-se que para o primeiro ciclo, como a flecha de flexão é maior (parte de 0 mm e vai até 3 mm), houve também uma maior variação de $\Delta R/R$, o que implica já numa variação direta entre o nível de flexão e $\Delta R/R$. A partir do segundo ciclo, o comportamento de $\Delta R/R$ se repete com o nível de flexão, de forma que apresenta dois picos, máximo ou mínimo (dependendo da camada), durante o carregamento e dois durante o descarregamento.

Para a camada superior o valor de $\Delta R/R$ é mínimo quando o carregamento é zero e a partir do início do carregamento observa-se uma variação direta com o nível de flexão, em que $\Delta R/R$ aumenta com o aumento da flexão até próximo da metade do carregamento, e depois passa a ter um comportamento inverso (diminui com o aumento do carregamento) atingindo novamente um valor de $\Delta R/R$ mínimo no máximo deslocamento, menor que o do início do carregamento. Durante o descarregamento $\Delta R/R$ decresce com o

alívio da carga, passa pelo mínimo da flexão e continua caindo até um mínimo no ponto médio de deslocamento em seguida aumenta novamente e atinge um valor máximo. O comportamento da camada superior é exatamente o oposto da camada inferior. Na aplicação da carga a camada superior está em compressão e a camada inferior em tração, assim, defeitos da camada superior e a seção reta efetiva diminuem, aumentando a resistência elétrica efetiva. O contrário acontece na camada superior, ou seja, os defeitos se fecham e a seção reta aumenta devido à carga de compressão explicando, portanto o formato das curvas de $\Delta R/R$.

Em um estudo sobre o comportamento de $\Delta R/R$ em compósitos reforçados por fibras de carbono quando sujeitos a esforços de tração, Wang e Chung (1996 e 1997) também observaram resultados semelhantes, evidenciando que $\Delta R/R$ inicialmente decresce e depois aumenta com o carregamento, formando assim dois picos. Segundo os autores esse comportamento ocorre devido à variação no grau de alinhamento das fibras de carbono da amostra de CFRP. Outros autores como Chung (2001) e Akira e Ueda (2006), também obtiveram resultados semelhantes para ensaios de fadiga em CFRP, conforme já discutido no tópico 4.1.5.3 da revisão da literatura.

Para os sistemas CFRP-NiTi com fios tratados e treinados nas três temperaturas de teste (figuras 54 e 55), observa-se um comportamento inverso ao do sistema CFRP-NiTi com fios brutos, onde a camada superior apresenta uma variação de $\Delta R/R$ que inicialmente decresce com o carregamento, atingindo um pico mínimo e que se inverte atingindo um pico de $\Delta R/R$ máximo quando o carregamento é máximo. Durante o descarregamento $\Delta R/R$ cai até certo ponto, atingindo um valor mínimo e depois cresce novamente produzindo outro pico. Observa-se ainda que para a camada inferior do sistema com fios tratados a variação de $\Delta R/R$ tem um comportamento inverso ao da camada superior, semelhante ao que foi visto no sistema com fios brutos. Já para o sistema com fios treinados, a variação de $\Delta R/R$ da camada inferior apresenta um comportamento idêntico ao da camada superior para as três temperaturas. Para os sistemas com fios tratados e treinados pode-se verificar que o sinal de $\Delta R/R$ com o carregamento e descarregamento apresenta uma relação bem mais expressiva (apresenta uma linearidade maior) que para o sistema com

fios brutos, de forma que essa contribuição pode ser atribuída à liberação da transformação martensítica dos fios de NiTi.

As figuras 56, 57 e 58 apresentam o comportamento da evolução das cargas de compressão correspondentes aos ciclos de flexão nas três temperaturas (30, 60 e 90 °C) para os três sistemas de CFRP-NiTi defletidos de uma flecha central entre 1 mm e 3 mm.

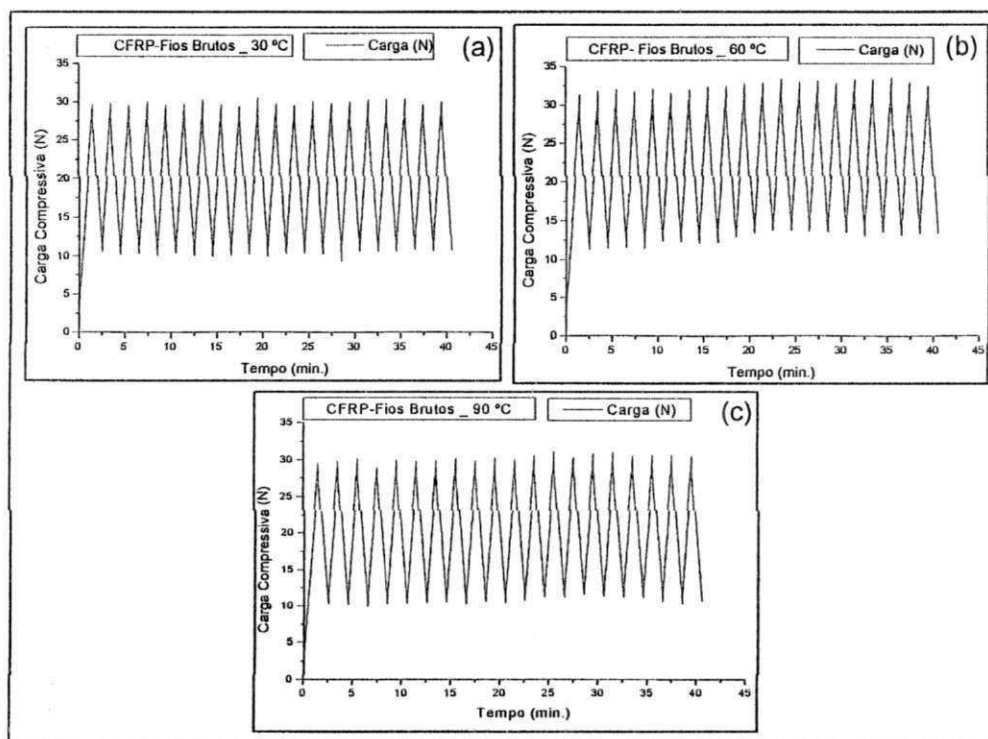


Figura 56: Evolução do carregamento mecânico durante a ciclagem do sistema CFRP-NiTi com fios brutos a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).

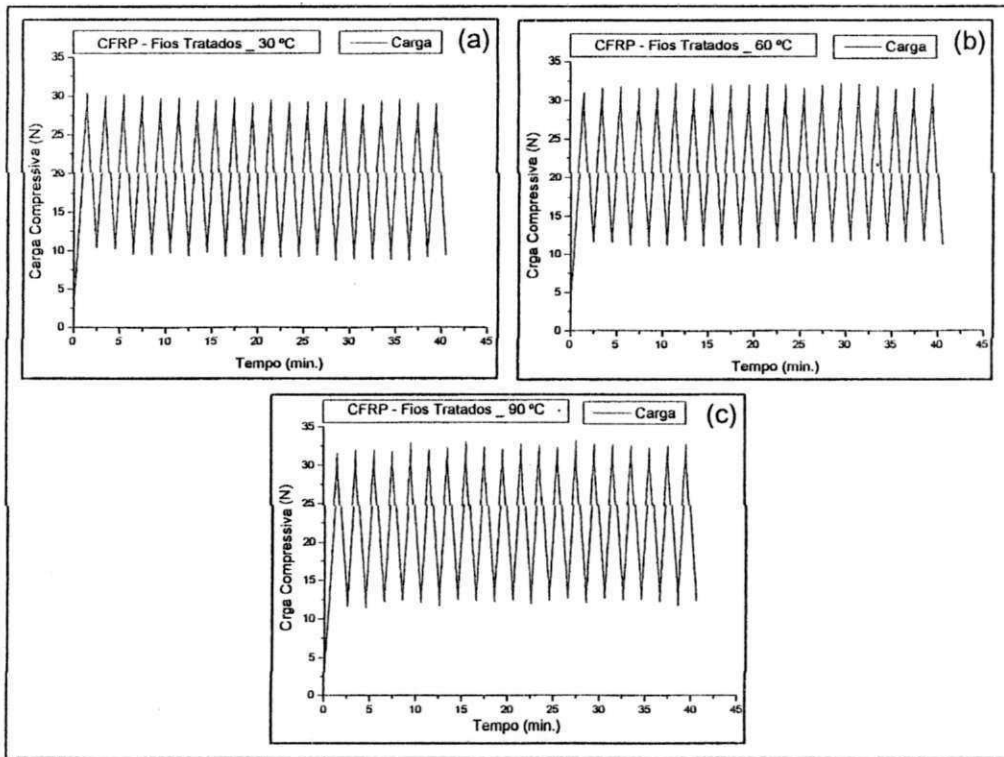


Figura 57: Evolução do carregamento mecânico durante a ciclagem do sistema CFRP-NiTi com fios tratados a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).

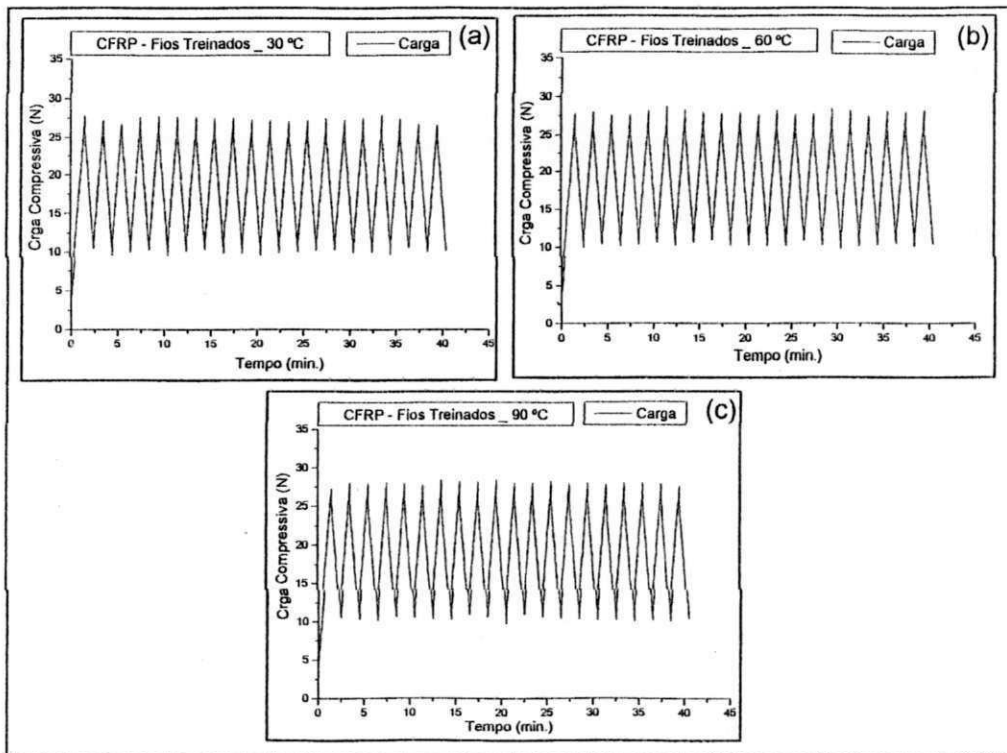


Figura 58: Evolução do carregamento mecânico durante a ciclagem do sistema CFRP-NiTi com fios treinados a 30 °C (a), 60 °C (b) e 90 °C (c).

Quando se analisa os resultados para uma mesma amostra constata-se uma carga compressiva máxima aproximadamente constante com a variação da temperatura, não havendo variações consideráveis no decorrer da ciclagem. Esse fato pode ser justificado tendo em vista a temperatura de transição vítrea (T_g) dos sistemas moldados, apresentada na figura 45. Em se tratando de amostras diferentes pode-se notar que a amostra com fios apenas tratados apresentaram os maiores valores de carga compressivas para as três temperaturas ensaiadas e que o sistema com fios treinados apresentou os menores valores. Esse comportamento pode ser atribuído as ligeiras diferenças de módulo de elasticidade mostradas na figura 49. Verifica-se ainda que para os três sistemas ensaiados nas três temperaturas, não houve relaxamento da carga. Os valores de carga compressiva mínima e máxima para os três sistemas nas três temperaturas estão dispostos nas tabelas 48 e 49.

Tabela 10: Valores mínimos da carga compressiva nas amostras CFRP-NiTi.

<i>Fio NiTi</i>	30 °C	60 °C	90 °C
Bruto	9,41 N	10,99 N	10,06 N
Tratado	9,65 N	11,49N	11,86 N
Treinado	9,84 N	10,00 N	10,41 N

Tabela 11: Valores máximos da carga compressiva nas amostras CFRP-NiTi.

<i>Fio NiTi</i>	30 °C	60 °C	90 °C
Bruto	30,32 N	30,29 N	30,03 N
Tratado	31,44 N	31,6 N	32,03 N
Treinado	27,80 N	27,97 N	28,05 N

6.5 - Verificação da atividade dos compósitos CFRP-NiTi através do controle de expansão/contração e da flambagem térmica

A verificação do controle de expansão/contração e da flambagem térmica dos compósitos ativos de CFRP-NiTi foi realizada submetendo as amostras fabricadas a ciclos térmicos através de aquecimento e resfriamento dos fios NiTi por efeito Joule. Para esse fim foi utilizada uma onda trapezoidal de corrente elétrica que parte de 0 (zero) até 1,7 A, conforme mostra a figura 59.

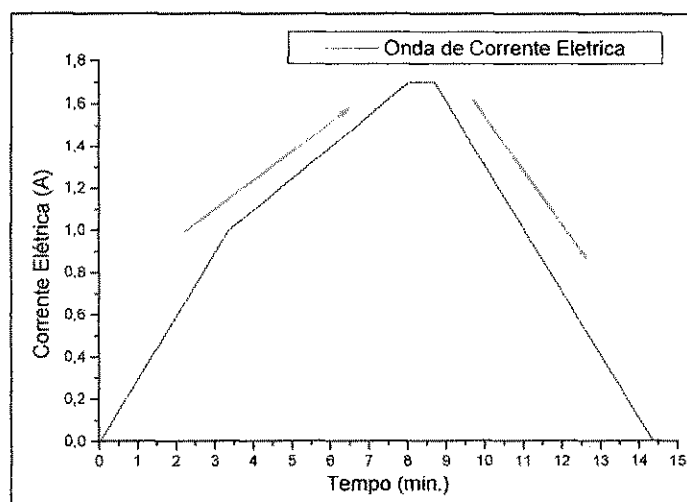


Figura 59: Onda de corrente aplicada para aquecimento dos sistemas CFRP-NiTi.

Essa onda foi criada usando incrementos de 0,01 A/s até alcançar o valor de 1 A, a partir desse valor utilizou-se incrementos de 0,005 A/s até alcançar o valor da corrente elétrica máxima, que foi mantida constante por 10 s. Durante o resfriamento utilizaram-se decrementos constantes de 0,01 A/s. Essa diferença de incrementos foi aplicada com o propósito de se obter uma melhor homogeneidade do aquecimento das amostras. A corrente elétrica máxima foi obtida manualmente, buscando-se um valor suficiente para promover a transformação dos fios NiTi dentro da matriz e que ao mesmo tempo não provocasse danos permanentes aos sistemas de CFRP-NiTi.

6.5.1- Verificação do controle de expansão/contração da matriz de CFRP-NiTi

A figura 60 apresenta os resultados da variação dimensional (expansão ou contração) assim como as temperaturas atingidas para cada sistema. A tabela 12 sumariza os valores de dilatação e de temperatura máxima alcançadas.

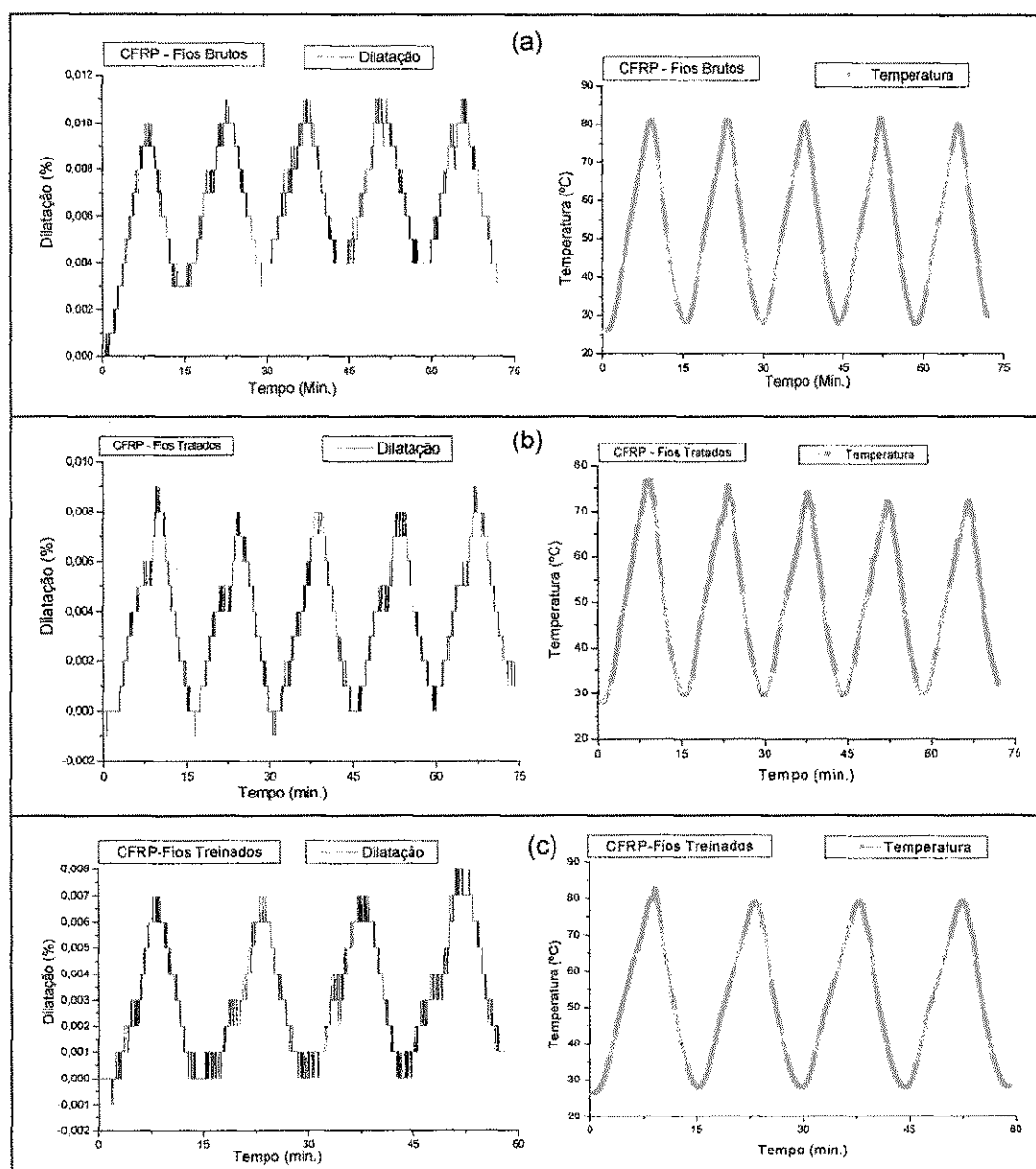


Figura 60: Dilatação térmica nos sistemas CFRP-NiTi e suas respectivas curvas de aquecimento e resfriamento para os fios brutos (a), fios tratados (b) e fios treinados (c).

Tabela 12: Valores de dilatação e temperaturas máximas alcançadas no ensaio de controle de expansão/contração.

CFRP-NiTi	Dilatação (%)	Temperatura (°C)
Fios Brutos	0,0082 (\pm 0,0007)	81
Fios Tratados	0,0082 (\pm 0,0007)	76
Fios Treinados	0,0072 (\pm 0,0003)	82

Comparando os valores de temperatura máxima alcançados, resumidos na tabela 12 com os valores de temperatura de transformação de fase dispostos na tabela 6, nota-se que essas temperaturas foram suficientes para

promover a transformação dos fios NiTi tratados e treinados embebidos na matriz de CFRP. É necessário esclarecer que essas temperaturas foram medidas na superfície das amostras de compósito e, por mais que se promova um aquecimento lento, pode haver alguma diferença de temperatura entre os fios NiTi e a superfície dos compósitos.

O fenômeno da dilatação em compósitos é bastante complexo de se prever, por que como se trata da união de dois ou mais materiais heterogêneos, o coeficiente de expansão térmica resultante depende tanto do coeficiente como da fração volumétrica de cada material. As resinas epóxis em geral apresentam coeficiente de expansão térmica positivo (dilatam-se), já as fibras de carbono e de fios NiTi (tratados e treinados) apresentam coeficientes negativos (contraem-se), sendo assim o comportamento do compósito CFRP-NiTi formado terá um coeficiente muito complexo de se prever.

Observando os valores da tabela 12, verifica-se que, para os três sistemas de CFRP-NiTi, houve expansão térmica. No entanto, o sistema CFRP-NiTi com fios treinados apresentou uma pequena controle nessa dilatação, fato esse não foi observado para o sistema com fibras tratadas. O pequeno controle ou não controle da dilatação pode ser atribuído ao fato dos fios NiTi constituírem uma fração volumétrica mínima nos sistemas CFRP-NiTi (~ 1,4 %).

6.5.2 - Verificação do controle de flambagem dos compósitos CFRP-NiTi

A figura 61 apresenta os gráficos do deslocamento e da temperatura obtidos durante os testes de verificação do controle de flambagem, para cada sistema CFRP-NiTi. A tabela 13 sumariza os valores de deslocamento e temperatura máximos alcançados.

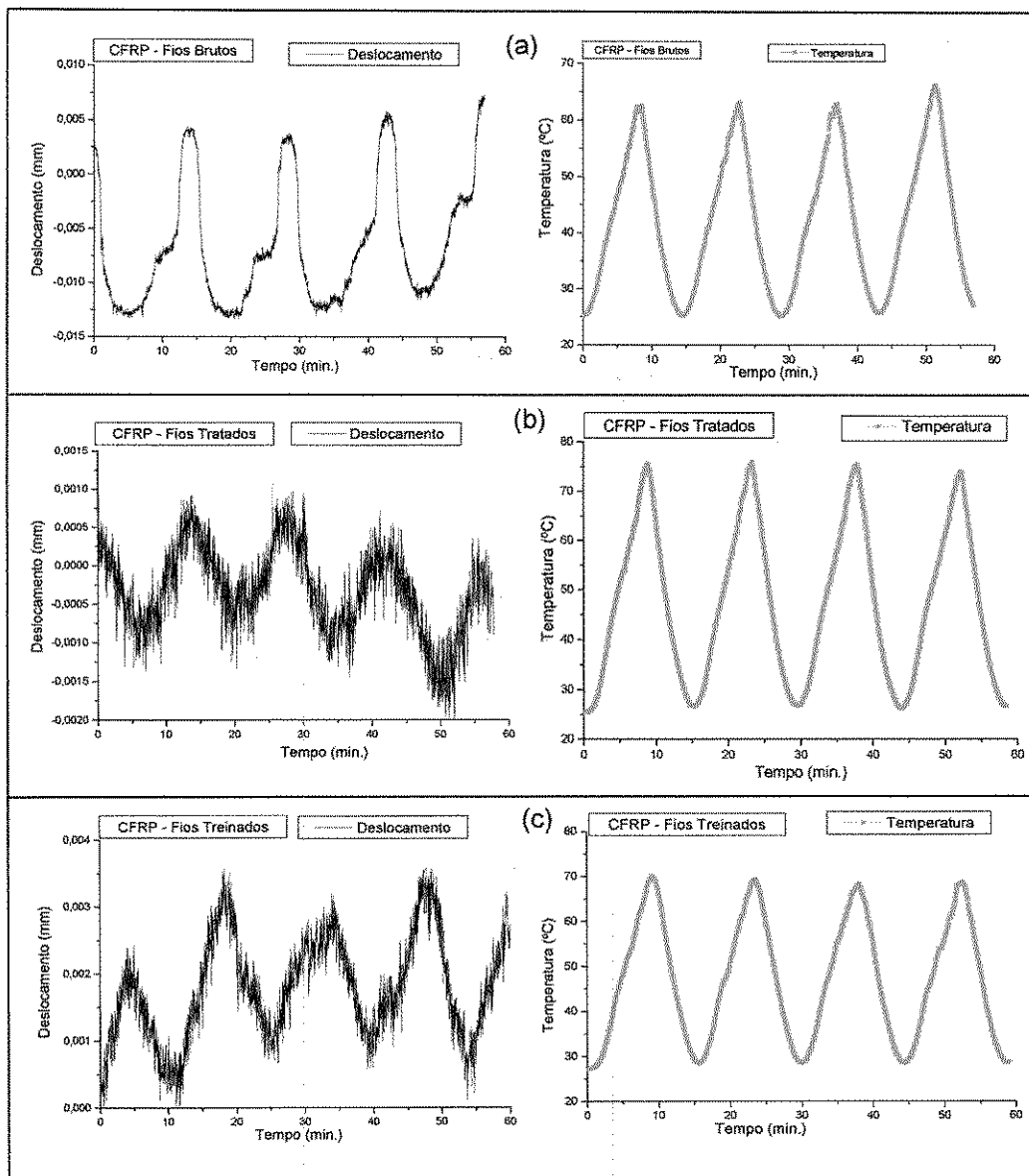


Figura 61: Flambagem térmica dos sistemas CFRP-NiTi e suas respectivas curvas de aquecimento: fios brutos (a), fios tratados (b) e fios treinados (c).

Tabela 13: Valores da flambagem térmica para os sistemas CFRP-NiTi com fios brutos, tratados e treinados.

<i>CFRP-NiTi</i>	<i>Flambagem (μm)</i>	<i>Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)</i>
Fios Brutos	17,45 (\pm 0,56)	63
Fios Tratados	1,66 (\pm 0,34)	75
Fios Treinados	2,36 (\pm 0,35)	70

Embora tenha sido empregada a mesma onda de corrente dos ensaios de controle de expansão/contração, observa-se que os valores máximos de temperatura alcançados foram inferiores. Comparando os valores de

temperatura da tabela 13 com os valores de temperatura de transformação de fase dispostos na tabela 6, nota-se que essas temperaturas também foram suficientes para promover a transformação dos fios NiTi tratados e treinados embebidos na matriz CFRP.

A figura 61(a) apresenta a resposta do sistema CFRP-NiTi com fios brutos quando submetido a onda de corrente, revelando que houve uma deflexão média da extremidade da amostra de aproximadamente 17,15 μm . Como os fios de NiTi brutos não apresentam transformação de fase, o sistema que os contém pode ser considerado como um sistema clássico, apresentando o comportamento típico de flambagem térmica. De acordo com Rodrigues et al (2007), esse comportamento foi atribuído à instabilidades mecânicas causadas pelas diferenças entre as expansões térmicas das fibras de carbono, da matriz polimérica e dos fios NiTi brutos, mesmo considerando que estes fios estejam distribuídos na linha neutra da amostra.

Para os sistemas CFRP-NiTi com fios tratados (figura 61b) e treinados (figura 61c) pode-se observar que houve um controle da flambagem térmica de modo que o sistema com fios tratados apresentou os menores valores de deflexão, ficando em torno de 1,66 μm . Com os fios treinados essa deflexão ficou numa média de 2,36 μm . Em um estudo semelhante Rodrigues et al (2007) observou também essa capacidade de controle da deflexão por flambagem térmica para os sistemas com fios NiTi tratados e treinados, entretanto o melhor controle foi obtido para os fios treinados.

A justificativa para o fenômeno de controle da flambagem apresentada pelos fios NiTi tratados e treinados, está no fato de que durante o aquecimento ocorre a transformação de fase desses fios reduzindo o efeito de diferença de expansão térmica discutido anteriormente. De acordo com a revisão da literatura feita para os fios NiTi, sabe-se que os fios treinados têm a capacidade de se contraírem quando sujeitos a elevações de temperaturas, apresentando um efeito memória de forma reversível, onde associa uma forma para cada temperatura, já os fios apenas tratados apresentam o efeito memória de forma simples, que é a capacidade de retornar a uma forma pré estabelecida após terem sido deformados. O fato da contração dos fios treinados durante o aquecimento, justifica o controle da flambagem, logo quando os mesmos são aquecidos dentro da matriz CFRP geram forças de contração por estarem

presos dentro do compósito. No entanto, só o fato dos fios tratados poderem memorizar uma determinada forma não justifica o seu controle, para isso fazendo-se uma análise nos resultados de caracterização dos fios dentro e fora da matriz de CFRP (figura 48) e nos resultados de geração de força (figuras 43 e 44) podemos encontrar subsídios para explicar esse fato.

Conforme discutido através da figura 48, os fios tratados e treinados embebidos na matriz CFRP apresentam um pequeno deslocamento dos picos referentes às temperaturas de transformação em relação aos fios livres, atribuindo-se assim esse fato a tensões resultantes do processo de fabricação bem como deformações impostas aos fios durante a moldagem do sistema. Além disso, conforme discutido através das figuras 43 e 44, quando um fio NiTi tratado ou treinado é deformado ou tensionado e aquecido, apresentam a tendência de retornar a forma original. No entanto, como estão impedidos, geram tensões mecânicas importantes.

Através desses dois fatores apresentados e discutidos, é possível esperar que os fios treinados forneçam maiores tensões de recuperação que os tratados e com isso um melhor controle de flambagem. Esse fato foi comprovado por Rodrigues et al (2007), entretanto conforme visto na tabela 13 em nosso caso houve um melhor controle para os fios tratados. Esse fato pode ser justificado, levando-se em conta a adição de resina epóxi feita pelo referido autor, e assim gerando uma melhor aderência entre os fios NiTi e a matriz CFRP e conseqüentemente melhor transferência de carregamento para a matriz de CFRP.

7 – CONCLUSÕES

Neste trabalho a fabricação e caracterização estática eletrotermomecânica de um compósito ativo baseado em uma matriz de CFRP com fios de uma liga NiTi com memória de forma embebidos em diferentes estados foi experimentalmente avaliada.

As principais conclusões estabelecidas foram:

- A adaptação da máquina de ensaios Instron 5582 para fabricação dos compósitos poliméricos ativos CFRP-NiTi, atendeu as expectativas quanto à moldagem de amostras de vigas esbeltas de boa qualidade, dentro das necessidades dos experimentos a serem realizados;
- A introdução de eletrodos de cobre mostrou-se eficiente para caracterização dos compósitos, de maneira que foi possível monitorar a resistência elétrica em função da temperatura e do carregamento mecânico tanto para o CFRP puro como para o CFRP-NiTi;
- Foi constatado que tanto o CFRP quanto as fibras de carbono puras apresentam uma variação linear inversa (negativa) da resistência elétrica com a temperatura;
- Os compósitos ativos CFRP-NiTi apresentam transformação de fase e temperaturas críticas que seguem o comportamento da LMF NiTi;
- Os eletrodos de cobre permitiram o monitoramento do comportamento elétrico dos compósitos CFRP-NiTi quando submetidos a ensaios termomecânicos, de modo a se estabelecer relações qualitativas entre a variação de resistência elétrica ($\Delta R/R$) e o nível de carga e deflexão em modo de flexão três pontos, constituindo assim uma forma de monitoramento da estabilidade destes sistemas;
- Os fios NiTi tratados e treinados podem ser usados para alimentação da corrente elétrica visando o monitoramento da integridade dos compósitos;
- Pelo fato da estrutura estar sujeita tanto a esforços de tração como de compressão, as medidas de $\Delta R/R$ em compósitos reforçados com fibras de carbono quando submetidos a carregamentos de flexão cíclica é um fenômeno bastante complexo e ainda pouco estudado;

- Em termos de funcionalidade, os compósitos contendo fios NiTi tratados e treinados apresentaram um bom nível de controle de flambagem térmica, evidenciando assim a eficiência da geração de forças internas por parte dos fios NiTi que tendem a apresentar contração por efeito memória de forma no interior da matriz de CFRP;
- Embora tenha se usado pequena fração volumétrica de fios de NiTi embebido, observou-se o controle de expansão/contração dos compósitos ativos CFRP-NiTi, comprovando a capacidade de geração de força dos fios NiTi tratados e treinados.

9 - REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

ALMEIDA, S. P. de S.; **Propriedades Mecânicas de Compósitos: Avaliação das Propriedades Mecânicas.** 101 f. Dissertação de Mestrado, Curso de Engenharia Civil, Departamento de COPPE, Universidade Federal do Rio - Rio de Janeiro, Cap. 2, 2004.

ASTROM, B. T.; **Manufacturing of Polymer Composites.** Cheltenham: Nelsonthornes Ltd, v.1, p. 469, 2002.

ASANUMA, H.; HAGA, O.; IMORE, M.; **Development of High Performance CFRP/Metal Active Laminets.** v.49, p. 5, 2006.

BAERE, I.; PAEPEGEM, W. V.; DEGRIECK J.; **The Use of Rivets for Electrical Resistance Measurement on Carbon Fibre-Reinforced Thermoplastics.** Smart Materials and Structures, v.16, pp. 1821–1828, 2007.

BARBERO, E. J.; **Introduction to Composite Materials Design.** New York: Taylor & Francis Group, v. 1, p.336, 1999.

BAKER, A. A.; DUTTON, S.; KELLY, D.; **Composite Materials Aircraft Structures.** 2. ed. Blacksburg: American Institute of Aeronautics and Astronautics, Inc, v.1, p. 599, 2004.

BENTUR, A.; MINDESS, S.; **Fibre Reinforced Cementitious Composites.** Londres: Elsevier Applied Science. 1990.

BITTENCOURT, B. C.; **Procedimento de Ensaio para Avaliar Propriedades ao Cisalhamento De Materiais Compósitos – Método da Viga com Entalhe em V.** pp. 1 – 14.

Bueno, D. D.; Franco, V. R.; **Materiais e Estruturas Inteligentes.** UNESP – Campus de Ilha Solteira, Brasil, pp. 1 – 21, 2007.

JÚNIOR, V. S.; RADE, D. A.; **Fundamentos e Aplicações de Materiais Inteligentes**. Anais do 3º Congresso Temático de Dinâmica e Controle da SBMAC, UNESP – Campus de Ilha Solteira, Brasil, pp. 1 – 10, 31-maio a 3-junho-2004.

KUMAR, A.; WU, F.; LIN, M.; BEARD, S. J.; QING, X.; ZHANG, C.; HAMILTON, M.; IKEGAMI, R.; **Potencial Applications of Smart Layer Technology for Homeland Security**. Acellent Technologies, Inc. 155 C-3 Moffett Park Drive, Sunnyvale, 2004.

LEE, J. J.; CHOI, S.; **Thermal Buckling and Post buckling Analysis of a Laminated Composite Beam with Embedded SMA Actuators**, Composite Structures. Vol. 47, pp. 695 – 703, 1999.

LEICA; **Estruturas Inteligentes**. Disponível em <<http://www.mec.ita.br/leica/ei.htm>>, Acesso em jun.2007.

LOUGHLAN, J.; THOMPSON, S.P.; SMITH, H.; **Buckling Control Using Embedded Shape Memory Actuators and the Utilization of Smart Technology in Future**; *Carbon* . v.58, pp. 319–347, 2002.

MATERIALS; **NiTi- alloys: Physical Properties of Furukawa NT Alloy**. Disponível em: < <http://www.furukawa.co.uk/nt.html> >. Acesso em: 15 maio 2008.

MICHAUD, V.; **Can Shape Memory Alloy Composites Be Smart?**. *Scripta Materialia*, Switzerland, v. 50, pp. 249-253. 2003.

MIDÉ,; **Comparison of Active Materials**. p.1, 2007

NAGAI, H.; OISHI, R.; **Shape Memory Alloys as Strain Sensors in Composites**. *Smart Materials and Structures*, v. 15, pp. 493–498, 2006.

OTSUKA, K., WAYMAN, C.M., **Shape Memory Materials**. 1ª ed. Cambridge University Press, Cambridge, UK, p. 284, 1998.

PAIVA, A.; SAVI, M. A; PACHECO, P. M. C. L.; **Modelos Constitutivos para Ligas com Memória de Forma**. 2º Congresso Temático de Aplicações de Dinâmica e Controle da Sociedade Brasileira de Matemática Aplicada e Computacional (SBMAC), São Paulo, Brasil, 2003.

PINA, S. R. O.; **Processamento de Compósitos C-SiC_xO_y Via Pirólise Polimérica Para Aplicações Termo Estruturais**. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia Espaciais/Mecânica Espacial e Controle, INPE, São José dos Campos – São Paulo, Brasil, p. 205 2000.

Queiroga, S. L. M.; **Estudo de Uma Liga Cu-Al-Ni com Memória de Forma Visando Aplicações em Sistema de Proteção Contra Sobrecargas Elétricas**. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, UFCG, Campina Grande – PB, Brasil, p. 77, 2006.

REIS, R. P. B.; DE ARAÚJO, C. J.; SILVA, L. A. R.; QUEIROGA, S. L. M.; **Desenvolvimento de um Sistema de Medição da Variação de Resistência Elétrica em Função da Temperatura: Aplicação a Caracterização de Ligas com Memória de Forma**. Anais do Quarto Congresso Nacional de Engenharia Mecânica (CONEM 2006), Recife – PE, Brasil, pp. 1 – 10, 2006.

RIVA, E.; STOCCHI, A.; NICOLETTO, G.; **The Electric Resistance Method For Fatigue Damage Detection In Woven Cfrp**. 22nd Danubia-Adria Symposium On Experimental Methods In Solid Mechanics, pp. 1- 2, 2005.

RODRIGUES, L. F. A.; COUTINHO NETO, J. F. ; REIS, R. P. B.; DE ARAÚJO, C. J.; **Fabrication and Characterization of Carbon Fiber Reinforced Polymers With Embedded Niti Shape Memory Wires**. COBEM'2007 19th International Congress of Mechanical Engineering, 2007, Brasília. Rio de Janeiro – RJ, ABCM, v. 1. pp. 1 -7, 2007

TODOROKI, A.; UEDA, M.; **Apparent Negative Piezoresistivity of Single-Ply CFRP due to Poor Electrical Contact of Four-Probe Method.** Smart Materials And Structures, pp. 1 - 6, 2006.

WANG, X.; CHUNG, D. D. L.; **Continuous Carbon Fibre Epoxy-Matrix Composite as a Sensor of Its Own Strain.** pp. 796 - 800, 1996.

WANG, X.; CHUNG, D. D. L.; **Real-Time Monitoring of Fatigue Damage and Dynamic Strain in Carbon Fiber Polymer-Matrix Composite by Electrical Resistance Measurement.** Smart Mater. Struct, v.6, pp. 504 - 508, 1997.

WAMBUA, P. J.; IVENS, I.; VERPOEST; **Natural Fibers: Can They Replace Glass in Fiber Reinforced Plastics?.** Composites Sci, and Techn, pp.1259-1264, 2003.

WIKIPEDIA; **Glass-Reinforced Plastic: Examples of GRP Use.** Disponivel em < http://en.wikipedia.org/wiki/Glass-reinforced_plastic >, Acesso em: jun. 2008.

XU, Y.; OTSUKA, K.; NAGAI, H.; YOSHIDA, H.; ASAI, M.; KISHI, T.; **A SMA/CFRP Hybrid Composite with Damage Suppression Effect at Ambient Temperature.** Scripta Materialia, v. 49, pp. 587-593, 2003.

XU, Y.; OTSUKA, K.; NAGAI, H.; YOSHIDA, H.; OISHI, R.; HORIKAWA, H.; KISHI, T.; **A New Method for Fabricating SMA/CFRP Smart Hybrid Composites.** Intermetallics, v. 10, pp. 361-369, 2002.

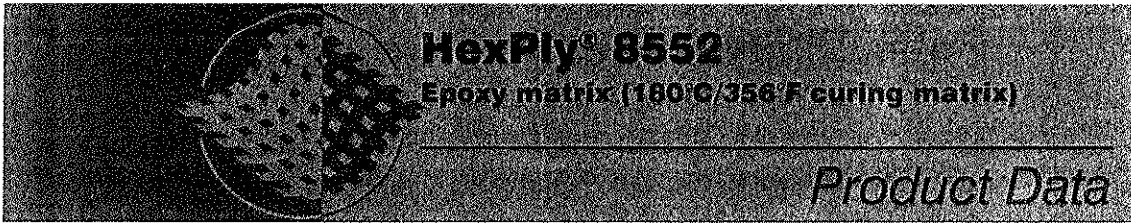
YANG, C.Q.; WU, Z.S.; HUANG, H.; **Electrical Properties of Different Types of Carbon Fiber Reinforced Plastics (CFRPs) and Hybrid Cfrps.** Carbon, v.45, pp. 3027-3035, 2007.

ZHANG, S.; MCCORMICK , P. G.; **Thermodynamic Analysis of Shape Memory Phenomena – I: Effect of Transformation Plasticity on Elastic Strain Energy.** Acta Mater, v. 48, pp. 3091-3101, 2000a.

ZHANG, S.; MCCORMICK , P. G.; **Thermodynamic Analysis of Shape Memory Phenomena – II: Modelling.** Acta Mater, v. 48, pp. 3091-3101, 2000b.

ZHENG, Y.; CUI, L.; SCHROOTEN, J.; **Thermal Cycling Behaviors of a NiTiCu Reinforced Kevlar/Epoxy Composite.** Materials letters, v. 59, pp. 3287-3290, 2005.

ANEXO I



Description

HexPly® 8552 is a high performance tough epoxy matrix for use in primary aerospace structures. It exhibits good impact resistance and damage tolerance for a wide range of applications.

HexPly® 8552 is an amine cured, toughened epoxy resin system supplied with unidirectional or woven carbon or glass fibres.

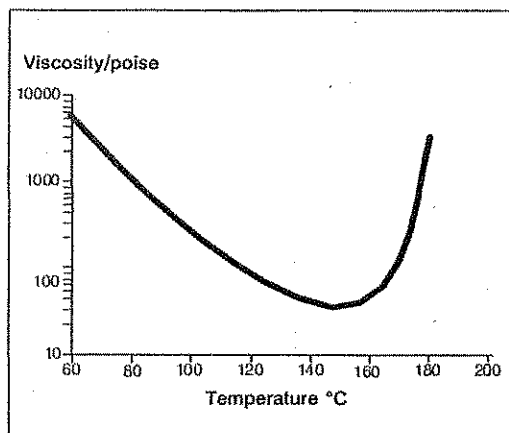
HexPly® 8552 was developed as a controlled flow system to operate in environments up to 121°C (250°F).

Benefits and Features

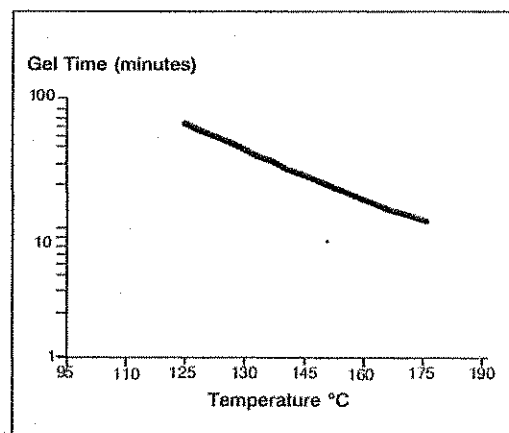
- Toughened epoxy matrix with excellent mechanical properties
- Elevated temperature performance
- Good translation of fibre properties
- Controlled matrix flow in processing
- Available on various reinforcements
- Excellent drape and tack

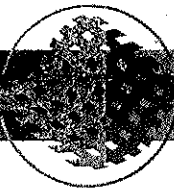
Resin Matrix Properties

Rheology



Gel Time





HexPly® 8552

Prepreg Properties - HexPly® 8552 UD Carbon Prepregs

Physical Properties

	Units	AS4	IM7
Fibre Density	g/cm ³ (lb/in ³)	1.79 (0.065)	1.77 (0.064)
Filament count/tow		12K	12K
Resin density	g/cm ³ (lb/in ³)	1.30 (0.047)	1.30 (0.047)
Nominal Cured Ply Thickness 8552 /35%/134	mm (inch)	0.130 (0.0051)	0.131 (0.0052)
Nominal Fibre Volume	%	57.42	57.70
Nominal Laminate Density	g/cm ³ (lb/in ³)	1.58 (0.057)	1.57 (0.057)

Mechanical Properties

Test	Units	Temp °C (°F)	Condition	AS4	IM7
0°Tensile Strength	MPa (ksi)	-55(-67) 25(77) 91(195)	Dry	1903 (267)	2572 (373)
			Dry	2207 (320)	2724 (395)
			Dry	-	2538 (368)*
90°Tensile Strength	MPa (ksi)	-55(-67) 25(77) 93(200)	Dry	-	174 (25.3)
			Dry	81 (11.7)	111 (16.1)
			Dry	75 (10.9)	92 (13.3)*
0°Tensile Modulus	GPa (msi)	-55(-67) 25(77) 91(195)	Dry	134 (19.4)	163 (23.7)
			Dry	141 (20.5)	164 (23.8)
			Dry	-	163 (23.7)*
90°Tensile Modulus	GPa (msi)	- 25(77) 93(200)	-	-	-
			Dry	10 (1.39)	12 (1.7)
			Dry	8 (1.22)	10 (1.5)*
0°Compression Strength	MPa (ksi)	-55(-67) 25(77) 91(195)	Dry	1586 (230)	-
			Dry	1531 (222)	1690 (245)
			Dry	1296 (184)	1483 (215)
0°Compression Modulus	GPa (msi)	-55(-67) 25(77) 91(195)	Dry	124 (18)	-
			Dry	128 (18.6)	150 (21.7)
			Dry	122 (17.7)	162 (23.5)
0° ILSS (Shortbeam shear)	MPa (ksi)	-55(-67) 25(77) 91(195)	Dry	164 (23.8)	-
			Dry	128 (18.5)	137 (19.9)
			Dry	122 (14.7)	94 (13.6)*
		25(77) 71(160) 91(195)	Wet	117 (16.9)	115 (16.7)
			Wet	84 (12.2)	80 (11.6)**
			Wet	78 (11.3)	-
In-plane Shear Strength	MPa (ksi)	25(77) 93(200)	Dry	114 (16.6)	120 (17.4)
			Dry	105 (15.2)	106 (15.4)*

Bold 93°C (200°F)

Bold* 104°C (220°F)

Bold** 82°C (180°F)

Prepreg Properties - HexPly® 8552 Woven Carbon Prepregs (AS4 Fibre)

Physical Properties

	Units	AGP193-PW	AGP 280-5H
Fibre Type	-	AS4 3K	AS4 3K
Fibre density	g/cm ³ (lb/in ³)	1.77 (0.065)	1.77 (0.065)
Weave	-	Plain	5HS
Mass	g/m ² (oz/yd ²)	193 (5.69)	286 (8.44)
Weight Ratio, Warp : Fill		50 :50	50 :50
Nominal cured ply thickness @ 37% resin content	mm (inch)	0.195 (0.0076)	0.289 (0.0114)
Nominal Fibre Volume	%	55.29	55.29
Nominal Laminate Density	g/cm ³ (lb/in ³)	1.57 (0.057)	1.57 (0.057)

Mechanical Properties

Test	Units	Temp°C (°F)	Condition	AGP193-PW	AGP280- 5H
0°Tensile Strength	MPa (ksi)	-55(-67)	Dry	766 (111)	828 (120)
		25(77)	Dry	828 (120)	876 (127)
		91(195)	Dry	-	903 (131)
90°Tensile Strength	MPa (ksi)	-55(-67)	Dry	710 (103)	752 (109)
		25(77)	Dry	793 (115)	800 (116)
		93(200)	Dry	759 (110)	772 (112)
0°Tensile Modulus	GPa (msi)	-55(-67)	Dry	66 (9.5)	70 (10.2)
		25(77)	Dry	68 (9.8)	67 (9.7)
		91(195)	Dry	-	69 (10)
90°Tensile Modulus	GPa (msi)	-55(-67)	Dry	66 (9.6)	67 (9.7)
		25(77)	Dry	66 (9.5)	66 (9.5)
		93(200)	Dry	68 (9.8)	65 (9.4)
0°Compression Strength	MPa (ksi)	-55(-67)	Dry	959 (139)	-
		25(77)	Dry	883 (128)	924 (134)
		91(195)	Dry	759 (110)	752 (109)
0°Compression Modulus	GPa (msi)	-55(-67)	Dry	60 (8.7)	-
		25(77)	Dry	60 (8.7)	64 (9.3)
		91(195)	Dry	61 (8.8)	67(9.7)
0° ILSS (Shortbeam shear)	MPa (ksi)	-55(-67)	Dry	101 (14.6)	-
		25(77)	Dry	84 (12.2)	79 (11.4)
		91(195)	Dry	70 (10.2)	-
		25(77)	Wet	75 (10.9)	69 (10)
		71(160)	Wet	72 (10.4)	-
		91(195)	Wet	59 (8.5)	-

Bold 93°C (200°F)

Bold* 104°C (220°F)

Bold** 82°C (180°F)

HexPly® 8552

Prepreg Properties - HexPly® 8552 Woven Carbon Prepregs (IM7 Fibre)

Physical Properties

	Units	SPG 196-P	SPG 370-8H
Fibre Type	-	IM7 6K	IM7 6K
Fibre density	g/cm ³ (lb/in ³)	1.77 (0.064)	1.77 (0.064)
Weave	-	Plain	8HS
Mass	g/m ² (oz/yd ²)	196 (5.78)	374 (11.03)
Weight Ratio, Warp : Fill		50 :50	49 :51
Nominal cured ply thickness @ 37% resin content	mm (inch)	0.199 (0.0078)	0.380(0.0150)
Nominal Fibre Volume	%	55.57	55.57
Nominal Laminate Density	g/cm ³ (lb/in ³)	1.56 (0.056)	1.56(0.056)

Mechanical Properties

Test	Units	Temp°C (°F)	Condition	SPG 196-PW	SPG 370-8H
0°Tensile Strength	MPa (ksi)	-55(-67)	Dry	979 (142)	965 (140)
		25(77)	Dry	1090 (158)	1014 (147)
		91(195)	Dry	-	-
90°Tensile Strength	MPa (ksi)	-55(-67)	Dry	862 (125)	903 (131)
		25(77)	Dry	945 (137)	959 (139)
		93(200)	Dry	979 (142)*	879 (130)*
0°Tensile Modulus	GPa (msi)	-55(-67)	Dry	85 (12.3)	86 (12.5)
		25(77)	Dry	85 (12.3)	86 (12.4)
		91(195)	Dry	-	-
90°Tensile Modulus	GPa (msi)	-55(-67)	Dry	80 (11.6)	81 (11.7)
		25(77)	Dry	80 (11.6)	81 (11.7)
		93(200)	Dry	79 (11.5)*	79 (11.5)*
0° ILSS (Shortbeam shear)	MPa (ksi)	-55(-67)	Dry	-	-
		25(77)	Dry	88 (12.7)	90 (13)
		91(195)	Dry	69 (10)*	74 (10.8)*
		25(77)	Wet	80 (11.6)	83 (12.1)
		71(160)	Wet	61 (8.8)**	63 (9.1)**
		91(195)	Wet	-	-

Bold 93°C (200°F) Bold* 104°C (220°F) Bold 82°C (180°F)**

Typical Neat Resin Data

Colour	Yellow
Density	1.301 g/cc (0.0470 lb/in ³)
Glass Transition Temperature, Tg dry	200°C (392°F)
Glass Transition Temperature, Tg wet	154°C (309°F)
Tensile Strength	121 MPa (17.5 ksi)
Tensile Modulus	4670 MPa (0.677 msi)



Curing Conditions

Cure cycle for monolithic components

1. Apply full vacuum (1 bar).
2. Apply 7 bar gauge autoclave pressure.
3. Reduce the vacuum to a safety value of 0.2 bar when the autoclave pressure reaches approximately 1 bar gauge.
4. Heat at 1-3°C/min (2-8°F/min) to 110°C ± 5°C (230°F ± 9°F)
5. Hold at 110°C ± 5°C (230°F ± 9°F) for 60 minutes ± 5 minutes.
6. Heat at 1-3°C/min (2-8°F/min) to 180°C ± 5°C (356°F ± 9°F)
7. Hold at 180°C ± 5°C (356°F ± 9°F) for 120 minutes ± 5 minutes.
8. Cool at 2-5°C (4-9°F) per minute
9. Vent autoclave pressure when the component reaches 60°C (140°F) or below.

Cure cycle for honeycomb sandwich components

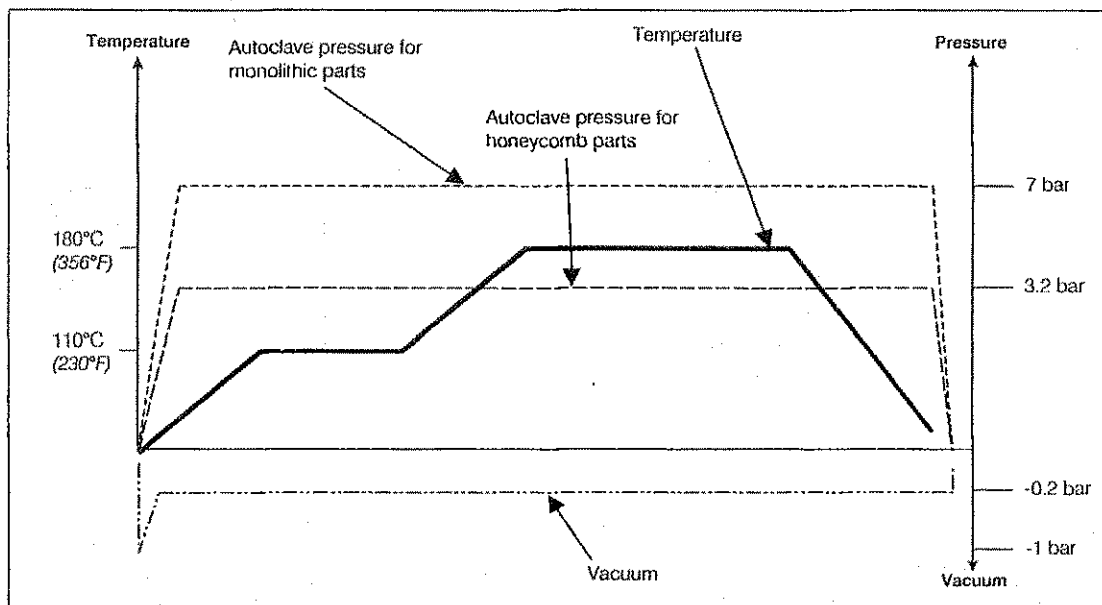
1. Apply full vacuum (1 bar).
2. Apply 3.2 bar gauge autoclave pressure.
3. Reduce the vacuum to a safety value of 0.2 bar when the autoclave pressure reaches approximately 1 bar gauge.
4. Heat at 1-3°C/min (2-8°F/min) to 110°C ± 5°C (230°F ± 9°F)
5. Hold at 110°C ± 5°C (230°F ± 9°F) for 60 minutes ± 5 minutes.
6. Heat at 1-3°C/min (2-8°F/min) to 180°C ± 5°C (356°F ± 9°F)
7. Hold at 180°C ± 5°C (356°F ± 9°F) for 120 minutes ± 5 minutes.
8. Cool at 2-5°C (4-9°F) per minute
9. Vent autoclave pressure when the component reaches 60°C (140°F) or below.

Note: For both cure cycles – at each stage, use the temperature shown by the leading thermocouple.

Heat-up rates are dependent on component thickness, eg, slow heat-up rates should be used for thicker components and large tools. Accurate temperature measurements of the component should be made during the cure cycles by using thermocouples.

Performance testing should accompany alternative cure cycles to ensure suitability for the particular application.

Curing Cycle for Honeycomb and Monolithic Components





Prepreg Storage Life

- Tack Life: 10 days at RT (23°C/73°F)
- Out Life: 21 days at RT (23°C/73°F)
- Shelf Life: 12 months at -18°C(0°F) (from date of manufacture)

Definitions:

- Shelf Life:** The maximum storage life for HexPly® Prepreg, upon receipt by the customer, when stored continuously, in a sealed moisture-proof bag, at -18°C(0°F). To accurately establish the exact expiry date, consult the box label.
- Tack Life:** The time, at room temperature, during which prepreg retains enough tack for easy component lay-up.
- Out Life:** The maximum accumulated time allowed at room temperature between removal from the freezer and cure.

Precautions for Use

The usual precautions when handling uncured synthetic resins and fine fibrous materials should be observed, and a Safety Data Sheet is available for this product. The use of clean disposable inert gloves provides protection for the operator and avoids contamination of material and components.

Important

All information is believed to be accurate but is given without acceptance of liability. Users should make their own assessment of the suitability of any product for the purposes required. All sales are made subject to our standard terms of sale which include limitations on liability and other important terms.

*Copyright Hexcel Composites
Publication FTA 072a (May 2003)

For further information, please contact your nearest sales office, or visit our website at www.hexcelcomposites.com

Australia

Suite 2, 86 Grimshaw Street
Greensborough, Victoria 3088
Tel: 61 3 9432 7100
Fax: 61 3 9432 7200

China

Room B707, Yin Hai Bldg.
250 Cao Xi Rd
Shanghai 200233
Tel: 86 21 6483 6741/2
Fax: 86 21 6483 6744

Japan - Joint Venture

DIC - Hexcel Limited
Room 603, Santsu-Mori Bldg.
2-22-1 Nishi - Shimbashi
Minato-Ku, Tokyo 105
Tel: 81 3 5401 0271
Fax: 81 3 5401 0270

USA

900 Main Street South,
Building 1, Suite 104,
Southbury, CT 06488
Tel: 1 203 267 1414
Fax: 1 203 267 1561

Austria

Industriestrasse 1
A-4061, Pasching
Tel: 43 (0)7229 7720
Fax: 43 (0)7229 772299

France

ZI La Plaine, B.P.27 Dagneux
01121 Montluel CEDEX
Tel: 33 (0)4 72 25 26 27
Fax: 33 (0)4 72 25 27 30

Spain

Bruselas, 10 - 16
Polig. ind. "Ciudad de Parla"
28980 Parla, Madrid
Tel: 34 91 664 4900
Fax: 34 91 698 4914

USA

42705 Grand River
Suite 201
Novi, MI 48375
Tel: 1 248 344 8688
Fax: 1 248 305 9760

Belgium

Rue Trois Bourdons, 54
B-4840 Weikenraedt
Tel: 32 87 882 895
Fax: 32 87 882 895

Germany

Postfach 1560
21655 Stade
Tel: 49 4141 7879-00
Fax: 49 4141 7879-01

United Kingdom

Duxford, Cambridge
CB2 4QD
Tel: 44 (0)1223 833141
Fax: 44 (0)1223 838808

USA

2350 Airport Freeway, Suite 550
Bedford, TX 76022-6027
Tel: 1 817 315 3939
Fax: 1 817 571 8629

Brazil

Av. J. Guilhermino, 474/72
S.J.Campos, SP 12210-130
Tel: 55 12 3941 2242
Fax: 55 12 3941 1186

Italy

Via San Cristoforo, 44
21047 Saronno (VA)
Tel: 39 02 96709082
Fax: 39 02 9660890

USA

11711 Dublin Blvd.
Dublin, CA 94568-2832
Tel: 1 925 551 4900
Fax: 1 925 551 4900

USA

16310 NE 80th Street, Suite 102
Redmond, WA 98052
Tel: 1 425 558 4400
Fax: 1 425 551 5847