

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

TESE DE DOUTORADO

Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibras de Carbono (CFRP)
Incorporando Fios Atuadores de NiTi com Memória de Forma: Caracterização
Termomecânica Usando Análise Mecânica dinâmica (DMA)

Zoroastro Torres Vilar
zoro.ufcg@gmail.com

Campina Grande – PB
Abril de 2013

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

Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibras de Carbono
(CFRP) Incorporando Fios Atuadores de NiTi com Memória de
Forma: Caracterização Termomecânica Usando Análise Mecânica
dinâmica (DMA)

Zoroastro Tôrres Vilar

Tese apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia
de Materiais como requisito à obtenção do
título de DOUTOR EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

(Linha de pesquisa: Materiais Avançados)

Orientador: Prof. Dr. Carlos José de Araujo

Co-orientador: Prof. Dr. Wanderley Ferreira de Amorim Júnior

Agência Financiadora: CAPES

Campina Grande
Abril de 2013

FICHACATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCG

- V697c Vilar, Zoroastro Torres.
Compósitos poliméricos reforçados com fibras de carbono (CFRP) incorporando fios atuadores de NiTi com memória de forma : caracterização termomecânica usando análise mecânica dinâmica (DMA) / Zoroastro Torres Vilar. – Campina Grande, 2013.
156 f. : il.
- Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, 2012.
- "Orientação: Prof. Dr. Carlos José de Araújo, Prof. Dr. Wanderley Ferreira de Amorim Júnior".
Referências.
1. Compósitos Poliméricos. 2. Estruturas Ativas. 3. CFRP. 4. Efeito Memória de Forma. 5. Análise Dinâmica-Mecânica. I. Araújo, Carlos José de. II. Amorim Júnior, Wanderley Ferreira de. III. Título.
- CDU 678.7(043)

**COMPÓSITOS POLIMÉRICOS REFORÇADOS COM FIBRAS DE CARBONO
(CFRP) INCORPORANDO FIOS ATUADORES DE NITI COM MEMÓRIA DE
FORMA: CARACTERIZAÇÃO TERMOMECÂNICA USANDO ANÁLISE
DINÂMICO-MECÂNICA (DMA).**

ZOROASTRO TORRES VILAR

Tese de Doutorado Aprovada em 25/04/2013 pela banca examinadora constituída dos seguintes membros:



Dr. Carlos José de Araújo
(Orientador)
UAEM/UFCG



Dr. Wanderley Ferreira de Amorim Júnior
(Co-Orientador)
UFCG



Dr.ª. Laura Hecker de Carvalho
(Examinadora Interna)
UAEMa/UFCG



Dr. Jorge Otubo
(Examinador Externo)
ITA



Dr. Raimundo Carlos Silvério Freire Júnior
(Examinador Externo)
UFRN

DEDICATÓRIA

*À mulher da minha vida **Juliana** pelo apoio incondicional em todos os momentos, principalmente nos de incerteza, muito comuns para quem tenta trilhar novos caminhos.*

*Aos meus pais **Lindonor (in memorian)** e **Salete**, que dignamente me apresentaram à importância da família e ao caminho da honestidade e persistência.*

Às minhas irmãs (Ana Letícia Torres Vilar, Andrea Torres Vilar e Angélica Torres Vilar) e meu irmão (Abraão Torres Vilar).

CURRICULUM VITAE

- Licenciado em Química pela UEPB (2006)
- Engenheiro Mecânico pela UFCG (2009).
- Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais pela UFCG (2009)

AGRADECIMENTOS

A minha esposa Juliana, por estar sempre presente, com sua paciência, compreensão e seu apoio;

A minha família, pelo incentivo e empenho na construção de minha educação, aos quais dedico todas as minhas vitórias já conquistadas e as futuras.

Ao professor Carlos Jose de Araujo, pela orientação, pela oportunidade de realizar este trabalho e por contribuir com meu crescimento pessoal e profissional;

Aos professores Jorge Otubo, Laura e Wanderley, pelas contribuições com o Seminário e Qualificação de tese;

Ao Engenheiro Edmundo Ortiz, da empresa Hexcel Composites, por ter viabilizado a doação dos pré-impregnados CFRP utilizados nesse estudo.

Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibras de Carbono (CFRP)
Incorporando Fios Atuadores de NiTi com Memória de Forma: Caracterização
Termomecânica Usando Análise Mecânica dinâmica (DMA)

RESUMO

Alguns tipos de estruturas ativas podem ser obtidas através da introdução de fios de ligas com efeito de memória de forma (LMF) em uma matriz metálica, de compósito ou polimérica. As matrizes poliméricas encontram uma grande aplicabilidade para essa finalidade por possuírem módulo de elasticidade inferior ao dos fios de LMF. Entretanto, os compósitos obtidos com a junção entre LMF e uma matriz polimérica pura, apesar de demonstrarem um excelente potencial de ativação, não apresentam propriedades mecânicas tão elevadas, a exemplo de um módulo de elasticidade inferior a 10 GPa. Uma alternativa para obtenção de um compósito ativo com melhores propriedades mecânicas que vem sendo estudada em pesquisas recentes consiste na tentativa de obtenção de compósitos ativos através da introdução de LMF em uma matriz de epóxi com fibras de carbono (CFRP) ou com fibras de vidro (GFRP). Nesse contexto, o presente estudo tem como objetivos desenvolver uma metodologia de fabricação de amostras CFRP incorporando fios LMF de NiTi e realizar a caracterização termomecânica e mecânica dinâmica detalhada através da aplicação da técnica de análise mecânica dinâmica (DMA), avaliando assim o potencial de ativação de um compósito de CFRP contendo fios de uma LMF NiTi. Para tanto, foi realizada inicialmente a caracterização previa dos constituintes a serem utilizados na confecção dos compósitos CFRP-NiTi e em seguida, através das dimensões possíveis para análise em DMA desenvolveu-se uma metodologia para a obtenção de amostras desse compósito com potencial de ativação (smart composite). Inicialmente partiu-se de uma matriz de CFRP com fibras totalmente alinhadas, o que forneceu um compósito com elevadas propriedades mecânicas (módulo de elasticidade e amortecimento). Constatando-se em seguida a necessidade de utilização de uma matriz com módulo de elasticidade mais baixo, foi feita uma análise da variação do módulo dos pré-impregnados de CFRP em função do ângulo da disposição das fibras de carbono, visando selecionar a matriz que melhor se adequasse a introdução de fios NiTi (módulo de elasticidade do CFRP próximo ao dos fios NiTi quando no estado martensítico) para obtenção de compósitos ativos. Os resultados de módulo de elasticidade em função da temperatura obtidos usando Análise Dinâmica-Mecânica (DMA) em diferentes modos de carregamento mecânico (tração e flexão simples) demonstraram que a matriz de CFRP com ângulo de fibras de 15° apresenta-se como uma opção para obtenção de compósitos potencialmente ativos, por fornecer propriedades mecânicas superiores às obtidas com as matrizes poliméricas puras e ao mesmo tempo apresentar um aumento do módulo de elasticidade e da capacidade de amortecimento consideráveis quando do aquecimento do sistema CFRP-NiTi.

Palavras-chave: Estruturas Ativas, CFRP, Efeito Memória de Forma, Análise Dinâmica-Mecânica.

Polymeric Composites Reinforced with Carbon Fiber (CFRP) Incorporating NiTi
Shape Memory Alloy Wire Actuators: Thermomechanical Characterization
Using Dynamic Mechanical Analysis (DMA)

ABSTRACT

Active structures can be obtained by incorporation of wires with shape memory effect (SME) embedded into a metal or polymeric matrix. However, have been found that polymeric matrices present better results in a wide range of applications for this kind of purposes. Nevertheless, composites obtained from shape memory alloys (SMA) and polymeric matrix in spite of exhibiting an excellent activation potential do not show high mechanical properties, an example of this is a tensile modulus below 10 GPa. Recent studies are attempting to show the possibility of obtaining an active composite with improved mechanical properties through the introduction of SMA into an epoxy matrix, as carbon fibers (CFRP) as well glass fibers (GFRP). In this context, the aim of the present study is develop a methodology for manufacture CFRP NiTi samples to characterize thermomechanical and dynamic mechanical detail by applying the technique of dynamic mechanical analysis (DMA), thus evaluating the activation potential of composite (CFRP) containing Ni-Ti SMA wires embedded. Therefore, an initial analysis to characterize the constituents expected to be used and then through the possible dimensions for analysis in DMA has developed a methodology for obtaining samples of CFRP NiTi potentially active. Initially we used fiber matrix CFRP completely aligned, thereby providing a composite with high mechanical properties (elastic modulus and damping) and there is then the need for use of a matrix with lower elastic modulus, thus made by an analysis of the modulus variation for a pre-embedded (CFRP) aeronautic according to the disposition angle of the carbon fibers in order to determinate the more adequate matrix for introducing Ni-Ti SMA wires (elastic modulus of CFRP very close to Ni-Ti wires in martensitic state) to obtain active composite Results of elastic modulus vs. temperature obtained by Dynamic Mechanical Analyzer (DMA) at different mechanical loadings showed that the matrix (CFRP) with fibers oriented at an angle of 15° has enormous possibilities to obtaining composites potentially active, beside of providing higher mechanical properties than those produced with pure polymeric matrices also present an increase in the elastic modulus and damping capacity considerable, from heating the CFRP-NiTi system.

Key-Words: *Actives Structures, CFRP, Shape memory Effect, Dynamic Mechanical Analyzer (DMA).*

PUBLICAÇÕES

VILAR, Z.T.; DOS REIS, R.P.B.; DE ARAÚJO, C.J; RODRIGUES, L.F.A.; TRAVASSOS, G.D.; Electrical Resistance measurements in CFRP composites with NITI shape memory alloy wires. 20th INTERNATIONAL CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING. Gramado- Rio Grande do Sul. November, 2009,

VILAR, Z.T.; DOS SANTOS, A.G., CAVALCANTE, M.B.A., DE ARAÚJO, C.J; AMORIM JÚNIOR, W. F.; Caracterização da funcionalidade de um compósito ativo CFRP/Ni-Ti. REVISTA ELETRÔNICA DE MATERIAIS E PROCESSOS, v.7.1.Campina Grande - Paraíba. Dezembro,2011

VILAR, Z.T.; DE ARAÚJO, C.J.; EMILIAVACA, A., LEAL, A.S.C., CAVALCANTE, M.B.A., SOUTO, C.R.; Thermomechanical characterization of a CFRP-NITI composite active. 21st BRAZILIAN CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING. Natal, Rio Grande do Norte, October , 2011.

VILAR, Z.T.; CAVALCANTE SILVA, A.F.; LEAL, A.S.C., EMILIAVACA, A., SIMÕES, J.B., DE ARAÚJO, C.J; Caracterização termomecânica de compósito ativo do tipo CFRP-NiTi. CIBIM 10, Porto-Portugal, 2011.

VILAR, Z.T.; DOS SANTOS, A.G., CARDINS, H.M.A., ROSTAND, K., EMILIAVACA, A., DE ARAÚJO, C.J; AMORIM JÚNIOR, W. F.; Efeito da Incorporação de fios de ligas NI-TI com memória de forma no comportamento termomecânico de um compósito de CFRP aeronáutico. VII CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECANICA.São Luis-Maranhão Julho, 2012.

VILAR, Z.T.; MENDOZA, E. N.; DOS REIS, R.P.B.; DE ARAÚJO, C.J; AMORIM JÚNIOR, W. F.; Effect of the incorporation of NITI shape memory alloy wires on the thermo-mechanical behavior of CFRP aeronautic composite. In: XXI INTERNATIONAL MATERIALS RESEARCH CONGRESS. Cancún-México. Novembro, 2012.

SUMÁRIO

	Pag.
DEDICATÓRIA.....	iv
CURRICULUM VITAE.....	iv
AGRADECIMENTOS.....	vi
RESUMO.....	vii
ABSTRACT.....	viii
PUBLICAÇÕES.....	ix
ÍNDICE DE FIGURAS.....	xiii
ÍNDICE DE ANEXOS.....	xviii
Símbolos e Abreviações.....	xix
1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Contextualização.....	1
1.2. Objetivo Geral.....	3
1.3. Objetivos Específicos.....	3
1.4. Justificativa.....	3
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
2.1. Materiais Compósitos e Ligas com Efeito de Memória de Forma.....	5
2.1.1. Estruturas Inteligentes.....	6
2.1.2. Ligas com Efeito de Memória de Forma (LMF).....	7
2.1.3. Efeito de Memória de Forma Unidirecional ("One-Way Shape Memory Effect").....	8
2.1.4. Efeito de Memória de Forma Bidirecional ("Two-Way Shape Memory Effect").....	9
2.1.5. Superelasticidade.....	10
2.1.6. Efeito Amortecedor.....	11
2.1.7. Compósitos Ativos.....	12
2.2. Compósitos Ativos Incorporando LMF.....	13
2.3. Fabricação de Compósitos Ativos.....	23

2.4.	Análise Mecânica dinâmica (DMA) x Compósitos com LMF	29
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	33
3.1.	Caracterização dos Constituintes	34
3.1.1.	Caracterização dos Fios NiTi	34
3.1.1.1.	Medidas do módulo de armazenamento e fator de amortecimento em DMA	34
3.1.1.2.	Caracterização térmica por Calorimetria Exploratória Diferencial – DSC	35
3.2.	Fabricação das Amostras CFRP-NiTi	37
3.2.1.	Preparação dos Fios da LMF NiTi	39
3.2.2.	Preparação das Folhas de Pré-Impregnados CFRP	40
3.2.3.	Projeto das Amostras CFRP-NiTi	40
3.2.4.	Preparação dos Compósitos CFRP - NiTi	44
3.3.	Caracterização das Amostras de CFRP-NiTi	46
3.3.1.	Teste de Arrancamento	46
3.3.2.	Caracterização das Amostras de CFRP-NiTi em DMA	47
3.3.2.1.	Caracterização Dinâmica - Medidas do módulo de armazenamento e fator de amortecimento	47
3.3.2.2.	Caracterização estática - Testes de dilatação térmica	47
3.3.3.	Caracterização das amostras de CFRP-NiTi via microscopia ótica	48
4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES	49
4.1.	Caracterização dos Constituintes das Amostras de CFRP-NiTi	49
4.1.1.	Fios LMF NiTi	49
4.1.1.1.	Caracterização dos fios em DMA	49
4.1.1.2.	Caracterização dos fios NiTi em DSC	52
4.1.1.3.	Testes de contração térmica em DMA	53
4.1.2.	Caracterização do CFRP em DMA	58
4.2.	Análise da Concepção das Amostras CFRP-NiTi	59
4.3.	Testes de Arrancamento dos Fios NiTi (arrancamento)	77
4.4.	Fixação de Parâmetros de Ensaio Dinâmico de Tração e Flexão em DMA	82
4.5.	Caracterização Termomecânica em DMA	88
4.5.1.	Amostras Produzidas para os Testes de Caracterização em Modo de Flexão e Tração	88
4.5.2.	Comportamento do Fator de Amortecimento (Tan delta)	98

4.5.3. Contração Térmica dos Compósitos CFRP-NiTi	104
4.6. Influencia da Densidade dos Fios NiTi nos Compósitos CFRP NiTi Obtidos	116
5. CONCLUSÕES.....	118
6. SUJESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	121
7. REFERÊNCIAS	122

ÍNDICE DE FIGURAS

Pag.

Figura 1: Esquemática do EMFS em uma barra de LMF. Reis (2006).....	9
Figura 2: Efeito memória de forma duplo ou bidirecional. Reis (2006)	10
Figura 3: Fotografia de uma amostra de compósito ativo do tipo matriz de compósito CFRP com fios de LMF NiTi. Xu et al (2002).....	14
Figura 4: Variação do fator de amortecimento (Tan delta) em função da temperatura para compósitos poliméricos do tipo SMA em matriz Epoxi ER3 com diferentes frações de fios LMF picotados. Ni et al (2007)	17
Figura 5: Variação do módulo de elasticidade em função da temperatura para compósitos poliméricos do tipo SMA em matriz Epoxi ER3 com diferentes frações de fios LMF picotados. Ni et al (2007).....	17
Figura 6: Frequência natural em função da temperatura para compósitos poliméricos do tipo SMA em matriz Epoxi ER3 com diferentes frações de fios LMF picotados. Ni et al (2007)	18
Figura 7: Curvas de Tan delta em função da temperatura obtidas para compósitos de resina polimérica com fios LMF NiTi e de seus constituintes isolados. Raghavan et al (2010).	19
Figura 8: Curvas dos módulos de armazenamento elástico e de perda em função da temperatura obtidas para compósitos de resina polimérica com fios NiTi e de seus constituintes isolados. Raghavan et al (2010)	19
Figura 9: Resultado do teste de tração para um compósito ativo de vinyl ester reforçado com fios de LMF NiTi e seus constituintes. Raghavan et al (2010) ..	22
Figura 10: Molde para manter os fios LMF pré-deformados durante cura de um compósito. Bettini et al (2009).....	25
Figura 11: Variação da tensão de arrancamento de fios NiTi com diferentes tratamentos superficiais. Rossi et al (2007).....	27
Figura 12: Dependência da frequência natural com a temperatura em um compósito polimérico do tipo LMF em matriz Epoxi ER3 com fios NiTi picotados. Ni et al (2006).....	28
Figura 13: Fluxograma representativo da metodologia empregada para o desenvolvimento da pesquisa.	34
Figura 14: Curva de DSC obtida para uma liga NiTi. Nagai & Oishi (2006).	36
Figura 15: Esquema ilustrativo das amostras de compósitos CFRP-NiTi confeccionadas neste trabalho. Vista superior(a) e vista lateral(b) da amostra.	37
Figura 16: Esquema da amostra CFRP-NiTi a ser fabricada –situação crítica	42
Figura 17: Esquema das amostras de CFRP-NiTi a serem fabricadas.	43
Figura 18: Ilustração esquemática do dispositivo desenvolvido para alinhar os fios NiTi.	45

Figura 19: Montagem dos constituintes para fabricação dos compósitos CFRP-NiTi.	45
Figura 20: Microtermopar tipo K soldado na placa do molde sanduíche.	46
Figura 21: Variação do módulo de elasticidade em função da temperatura para os fios NiTi em diferentes condições.	50
Figura 22: Variação do fluxo de calor em função da temperatura para os fios NiTi.	53
Figura 23: Medidas de dilatação térmica dos fios NiTi.	54
Figura 24: Variação do coeficiente de contração térmica (CCT) em função do estado de cada fio NiTi.	57
Figura 25: Variação do módulo de elasticidade em função da temperatura para o CFRP alinhado sem fios NiTi.	58
Figura 26: Variação do módulo de elasticidade em função da temperatura para os constituintes do compósito CFRP-NiTi (liga M).	60
Figura 27: (a) Simulação da variação do módulo de elasticidade em função da temperatura para o sistema CFRP com fios tratados; (b) Ganho teórico percentual de módulo do compósito CFRP-NiTi (quando ativado) em função da fração volumétrica de fios NiTi embebidos.	62
Figura 28: Compósito ativo CFRP-NiTi (a) com respectivo ciclo de cura (b). ...	64
Figura 29: Propriedades mecânica dinâmicas dos fios NiTi, do CFRP (a) e CFRP-NiTi com 14 fios NiTi (fração volumétrica de 18,7 %) (b).....	65
Figura 30: Propriedades mecânica dinâmicas dos fios NiTi da liga M tratada, do CFRP 90° (a) e CFRP90°-NiTi (b).	67
Figura 31: Imagens de microscopia ótica do compósito CFRP-NiTi com aumentos de 10X (a) e 50X (b). Fotografias realizadas após os testes em DMA.	69
Figura 32: Imagens de microscopia do CFRP90o-NiTi com aumento 10X (a) e 20X (b). Fotografias realizadas após os testes em DMA.	69
Figura 33: Variação do módulo de elasticidade para compósitos CFRP com diferentes angulações.	71
Figura 34: Variação do módulo de elasticidade para o CFRP em 15° durante aquecimento.	72
Figura 35: Variação do módulo de elasticidade em função da temperatura para os fios NiTi e o CFRP em ângulo de 15° (a) e variação teórica do módulo em função da temperatura para o compósito CFRP-NiTi (b).....	73
Figura 36. Variação do módulo de elasticidade teórico no novo sistema CFRP-NiTi M.	74
Figura 37: Desenho esquemático da nova amostra CFRP-NiTi 15°.	75
Figura 38: Módulo de elasticidade do CFRP-NiTi com as ligas H e M em flexão simples.	76
Figura 39: Imagens de microscopia ótica do CFRP-NiTi com 15° de angulação. Aumento 10X (a) e 50X (b). Fotografias realizadas após os testes em DMA. ..	77

Figura 40: Teste de arrancamento realizado para uma amostra de CFRP-NiTi com liga M na temperatura ambiente.....	78
Figura 41: Teste de arrancamento realizado para uma amostra de CFRP-NiTi liga M na temperatura de 110 °C.....	79
Figura 42: Resultados do teste de arrancamento a 110 oC com a variação da força de arrancamento em função do ângulo das fibras de carbono	80
Figura 43: Variação da tensão cisalhante de arrancamento dos fios NiTi em função do ângulo das fibras de carbono.	81
Figura 44: Avaliação da influencia da variação da amplitude sobre o comportamento do modulo elástico em função da temperatura para o compósito CFRP NiTi liga M no modo de flexão.....	83
Figura 45: Avaliação da influencia da variação da frequência sobre o comportamento do modulo elástico em função da temperatura para o compósito CFRP NiTi liga M no modo de flexão.....	84
Figura 46: Avaliação da influencia da variação da taxa de aquecimento sobre o comportamento do modulo elástico em função da temperatura para o compósito CFRP NiTi liga M no modo de flexão.....	86
Figura 47: Avaliação da influencia da variação da amplitude sobre o comportamento do modulo elástico em função da temperatura para o compósito CFRP NiTi liga M no modo de tração.	87
Figura 48: Imagens por micrografia ótica da face de algumas das amostras CFRP-NiTi produzidas.....	89
Figura 49: Comportamento da variação do módulo de elasticidade (a) e fator de amortecimento (b) em função da temperatura para uma das amostras de CFRP-NiTi liga M, testadas no modo de tração.....	90
Figura 50: Microscopia ótica de uma amostra de CFRP-NiTi com elevada fração volumétrica de fios NiTi.	92
Figura 51: Comparação do ganho percentual de aumento de módulo de elasticidade para as amostras CFRP-NiTi ensaiadas nos dois modos (tração e flexão).....	93
Figura 52: Imagem por microscopia ótica de uma amostra de CFRP-NiTi mostrando o posicionamento dos fios NiTi na linha neutra da seção do compósito.....	93
Figura 53: Imagens por microscopia ótica de uma amostra de CFRP-NiTi mostrando a contração dos fios NiTi na matriz CFRP (aumento de 5 vezes)...	94
Figura 54: Comparação do ganho percentual de módulo elasticidade para os compósitos CFRP-NiTi com fios NiTi das duas LMF.....	95
Figura 55: Comparação do ganho percentual de aumento de módulo de elasticidade para as amostras CFRP-NiTi ensaiadas nos dois modos (tração e flexão).....	96
Figura 56: Comparativo entre o ganho percentual de módulo de elasticidade teórico e experimental para o compósito CFRP-NiTi M com fios tratados.....	97

Figura 57: Variação do amortecimento (Tan delta) em função da temperatura para os constituintes isolados do compósito CFRP-NiTi.....	99
Figura 58: Simulação da variação do amortecimento (Tan delta) em função da temperatura para o sistema CFRP - NiTi com fios tratados.....	100
Figura 59: Simulação do ganho de amortecimento (Tan delta) em função da fração volumétrica de fios NiTi (liga M) para o sistema CFRP-NiTi com fios tratados.....	101
Figura 60: Comparativo do ganho percentual de Tan delta para as amostras de CFRP-NiTi testadas.	103
Figura 61: Comparativo entre o ganho de Tan delta teórico e experimental para o CFRP-NiTi tratado ensaiado no modo de flexão.	104
Figura 62: Dilatação térmica do compósito CFRP sem fios NiTi obtida no teste de dilatação térmica no equipamento DMA.	105
Figura 63: Resultados de dilatação dos compósitos CFRP-NiTi produzidos com fios da liga H tratados.....	106
Figura 64: Resultados de dilatação dos compósitos CFRP-NiTi produzidos com fios NiTi da liga H treinados.	108
Figura 65: Resultados de dilatação dos compósitos CFRP-NiTi produzidos com fios NiTi da liga M tratados.....	109
Figura 66: Resultados de dilatação dos compósitos CFRP-NiTi produzidos com fios da liga M treinados.....	111
Figura 67: Comparativo da contração a 120 oC dos compósitos CFRP-NiTi obtidos, em relação ao tratamento dos fios.	112
Figura 68: Comparativo da contração dos compósitos CFRP-NiTi obtidos, em relação à LMF NiTi utilizada.....	113
Figura 69: Comparativo dos coeficientes de dilatação térmica para os compósitos CFRP-NiTi obtidos com fios NiTi da liga H, antes e após a ativação dos fios.....	114
Figura 70: Comparativo dos coeficientes de dilatação térmica para os compósitos CFRP-NiTi obtidos com fios da liga M, antes e após a ativação dos fios.....	115
Figura 71: variação da densidade dos compósitos obtidos em função da faixa de fração volumétrica.	117

ÍNDICE DE TABELAS

Pag.

Tabela 1: Comparação comercial e potencial da atuação de alguns materiais ativos. Midé, (2007).....	15
Tabela 2: Temperaturas de transformação de fase Romboédrica para liga M tratada.....	55
Tabela 3: Temperaturas de transformação de fase martensítica para liga M tratada.....	55
Tabela 4: Temperaturas de transformação de fase austenítica para liga M tratada.....	55
Tabela 5: Valores de coeficiente de contração térmica ($^{\circ}\text{C}^{-1}$) para os fios NiTi em diferentes estados.	56
Tabela 6: Resultados do tratamento estatístico para o teste de arrancamento realizado a 110°C	79
Tabela 7: Amostras obtidas para os testes em DMA.....	88

ÍNDICE DE ANEXOS

Pag.

Figura A 1: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Tratada ensaiada no modo de Flexão simples	134
Figura A 2: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Treinada ensaiada no modo de Flexão simples	135
Figura A 3: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Tratada ensaiada no modo de Flexão simples	136
Figura A 4: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Treinada ensaiada no modo de Flexão simples	137
Figura A 5: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Tratada ensaiada no modo de Tração	138
Figura A 6: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Treinada ensaiada no modo de Tração	139
Figura A 7: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Tratada ensaiada no modo de Tração	140
Figura A 8: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Treinada ensaiada no modo de Tração	141
Figura A 9: Comportamento do Tan delta em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Tratada ensaiada no modo de flexão	142
Figura A 10: Comportamento do Tan delta em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Treinada ensaiada no modo de Flexão	143
Figura A 11: Comportamento do Tan delta em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Tratada ensaiada no modo de Flexão	144
Figura A 12: Comportamento do Tan delta em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Treinada ensaiada no modo de Flexão	145
Figura A 13: Comportamento do Tan delta em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Tratada ensaiada no modo de Tração	146
Figura A 14: Comportamento do Tan delta em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Treinada ensaiada no modo de Tração	147
Figura A 15: Comportamento do Tan delta em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Tratada ensaiada no modo de Tração	148
Figura A 16: Comportamento do Tan delta em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Treinada ensaiada no modo de Tração	149

Símbolos e Abreviações

EMF: Efeito Memória de Forma

LMF: Ligas com efeito Memória de Forma

SMA: Shape Memory Alloys

CFRP: Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibras de Carbono

DMA: Análise Mecânica Dinâmica

NiTi: Níquel Titânio

GFRP: Compósitos Poliméricos Reforçados com Fibras de Vidro

M_i : Temperatura de início de formação da martensita

M_f : Temperatura de final de formação da martensita

R_i : Temperatura de início de formação da fase romboédrica

R_f : Temperatura de final de formação da fase romboédrica

A_i : Temperatura de início de formação da austenita

A_f : Temperatura de final de formação da austenita

EMFS: Efeito memória de forma simples

TWME: Two way shape memory effect

T: Temperatura

E: Módulo de elasticidade

CHLMF: Compósito híbrido de liga com memória de forma

CCT: Coeficientes de contração térmica

NaOH: Hidróxido de Sódio

HNO₃: ácido Nítrico

T_g : Temperatura de transição vítrea

DMTA: Análise termomecânica dinâmica

DSC: Calorimetria diferencial de varredura

LaMMEA: Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas

UAEM: Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica

UFCG: Universidade Federal de Campina Grande

l: Largura da amostra de CFRP

e: espessura

l_u : Comprimento útil da amostra

d: diâmetro do fio NiTi

n: Número de fios NiTi

x: Espaçamento entre fios NiTi

Pré-preg: Preimpregnado

A: Amplitude

f: frequência

$E_{CFRP-NiTi}$: módulo de elasticidade do compósito CFRP-NiTi;

E_{CFRP} : módulo de elasticidade do compósito CFRP sem fios;

E_{NiTi} : módulo de elasticidade do fio NiTi.

1. INTRODUÇÃO

Neste capítulo apresenta-se o contexto no qual o presente trabalho se insere, bem como as motivações e objetivos para o seu desenvolvimento.

1.1. Contextualização

O controle ativo de estruturas e sistemas mecânicos em geral é um dos pilares da Engenharia moderna para o século XXI e envolve, necessariamente, a incorporação de sensores, atuadores e controladores distribuídos sobre a estrutura em análise com o objetivo de fazer com que a mesma passe a ser capaz de se auto-adaptar a uma ação indesejável produzida pelo ambiente no qual se insere (Culshaw, 1996; Srinivasan & Mc Farland, 2001). Dentre os materiais para sensores e/ou atuadores de maior potencial, e passíveis de serem empregados nessa aplicação, encontram-se as ligas com efeito de memória de forma (LMF ou SMA, do termo em inglês “Shape Memory Alloys”). As LMF são considerados materiais inteligentes com um vasto potencial de aplicações (Steffen Junior & Rade, 2004). Estes materiais metálicos que apresentam o fenômeno conhecido por efeito memória de forma (EMF) são considerados intrinsecamente como atuadores termomecânicos em virtude da capacidade que apresentam de produzir um deslocamento, associado a uma recuperação de deformação “pseudoplástica”, quando submetidos a uma variação de temperatura (Otsuka & Wayman, 1998). Este deslocamento pode corresponder a uma deformação introduzida, e recuperável por simples aquecimento, de até 8% em tração uniaxial. Essa reversibilidade da forma responsável pela produção de um deslocamento, muitas vezes contrário à dilatação térmica dos metais convencionais, pode ser acompanhada de um trabalho mecânico externo caso a LMF esteja submetida a um carregamento mecânico durante seu aquecimento. Assim, um fio de LMF, por exemplo, pode levantar um peso quando aquecido (De Araújo, 1999). Alternativamente, se a deformação recuperável por EMF é restringida de alguma forma quando o material é aquecido, uma força considerável pode ser gerada. Vale ressaltar que qualquer um dos modos de transferência de calor (condução, convecção e radiação) pode ser usado para acionar o elemento com memória de forma. Além disso, o deslocamento ou força produzida pode ser resultante de

qualquer tipo de carregamento mecânico, ou seja, um atuador de LMF responde sob carregamento axial, torção, flexão ou uma combinação destes, contrariamente aos atuadores bimetálicos, por exemplo, que respondem a temperatura trabalhando apenas em flexão (Duerig *et. al.*, 1990).

Diante do exposto, torna-se possível vislumbrar a aplicação destes atuadores à memória de forma para reforçar componentes estruturais construídos com os materiais de estrutura convencionais da Engenharia, podendo esta tecnologia representar um avanço considerável no tratamento dado a esses sistemas. A introdução de fios finos de LMF ($0.075\text{mm} < \text{diâmetro} < 0.6\text{mm}$) a uma estrutura ou matriz polimérica qualquer apresenta a vantagem de incorporar pouca massa ao sistema podendo aumentar consideravelmente a sua rigidez ou provocar uma mudança significativa na sua forma. Conforme descrito por Ni et al (2007), a adição de fios com EMF em compósitos apresenta boa resposta a partir de valores acima de 3,5% na sua fração volumétrica, sendo suficiente para provocar alterações em propriedades importantes como na rigidez, no amortecimento e frequência natural da estrutura. Portanto, o sistema pode deixar de ser completamente passivo e passar a um estado ativo em função da temperatura.

A incorporação das LMF na forma de fios finos aos compósitos poliméricos reforçados com fibras de carbono (CFRP, do inglês “Carbon Fiber Reinforced Polymer”) pode 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.

Mesmo que uma série de protótipos de compósitos ativos incorporando atuadores de LMF tenham sido concebidos e testados, trabalhos detalhados que permitam elucidar a influência de fios destas ligas, principalmente do sistema NiTi, em diferentes estados (tratados termicamente, pré-deformados ou treinados) praticamente não existem na literatura. É nesse contexto original que este trabalho de tese se insere.

1.2. Objetivo Geral

Este trabalho de tese visou a caracterização termomecânica e mecânica dinâmica detalhada de amostras de compósitos ativos constituídos de CFRP com fios atuadores de ligas com memória de forma do sistema NiTi embebidos em diferentes estados (tratados termicamente e treinados). O foco principal está na aplicação da técnica de análise mecânica dinâmica (DMA) para caracterização da resposta destes compósitos em função da temperatura.

1.3. Objetivos Específicos

Para atingir o objetivo geral proposto, os seguintes objetivos específicos foram propostos:

- Desenvolver uma metodologia de fabricação de amostras CFRP-NiTi com base nas características físicas do equipamento DMA disponível;
- Determinar a influencia da fração volumétrica de LMF NiTi nos compósitos CFRP-NiTi;
- Determinar a resposta viscoelástica dos compósitos CFRP-NiTi em função dos parâmetros amplitude de deformação, frequência de excitação e taxa de aquecimento.

1.4. Justificativa

Embora as LMF tenham sido descobertas há aproximadamente meio século, novas aplicações continuam sendo desenvolvidas. Muitas destas aplicações servem às necessidades da indústria biomédica enquanto outras são planejadas para uso em indústrias e campos da engenharia em geral. Porém, há a procura do desenvolvimento de novas tecnologias em LMF bem como incorporação destas em sistemas e estruturas já existentes.

O desenvolvimento de atuadores baseados em LMF apresentam grandes atrativos para diversos campos da engenharia, principalmente na área de robótica, substituindo os atuadores convencionais que apresentam geralmente grande peso e elevado ruído, como alguns motores elétricos e válvulas solenóides. Os atuadores constituídos de LMF apresentam uma maior

relação de carga útil por peso em relação aos atuadores convencionais. Ao aquecer um fio de LMF deformado por uma carga externa até uma determinada temperatura, ocorre uma mudança de fase na estrutura cristalina do material, que se contrai. Como na fase fria ocorre um estiramento devido à carga aplicada, deformação pseudo plástica, e no aquecimento ocorre a contração do material, pode-se utilizar esse fenômeno para construir atuadores leves e silenciosos, como verdadeiros músculos metálicos (Smart Lab, 2004).

Quando se combina uma matriz de compósito como o CFRP com os fios de LMF são criados compósitos híbridos e ativos com objetivo de melhorar propriedades de fluência, rigidez, capacidade de amortecimento ou 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).

Na literatura existe uma vasta quantidade de estudos na área de estruturas ativas a base de ligas com efeito de memória de forma. Muitos autores focam estudos no aumento de resistência a tração, na geração de força, na capacidade de fechamento de trincas, entretanto poucos estudos têm sido desenvolvidos com a exploração do potencial de ativação pelo aumento de módulo elástico que os fios de LMF podem propiciar quando aquecidos. Alguns estudos desenvolvidos nessa área abordam principalmente a utilização de matrizes com módulos de elasticidade relativamente baixos (poliméricas ou até mesmo matrizes reforçadas com fibras de vidro - GFRP), pelo fato de haver maior facilidade de obtenção de compósitos ativos. Poucos estudos nessa área utilizam como matriz para a incorporação dos fios LMF os compósitos reforçados com fibras de carbono (CFRP) devido principalmente ao seu elevado módulo elástico. **Dessa forma, a fabricação de compósitos do tipo CFRP - NiTi para a exploração do aumento de propriedades mecânicas como módulo de elasticidade e amortecimento, consistem a originalidade desse estudo.**

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Materiais Compósitos e Ligas com Efeito de Memória de Forma

Os materiais compósitos são uma classe de materiais originada de três grandes grupos (materiais metálicos, cerâmicos e poliméricos) que 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, possibilitando a obtenção de propriedades específicas para determinadas aplicações.

Define-se material compósito como sendo o resultado da combinação de dois ou mais materiais distintos em suas propriedades físicas e composição, que após o seu processamento eventualmente fornecem propriedades específicas 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, dentre outras.

A utilização de compósitos poliméricos avançados em partes estruturais de aeronaves, por exemplo, cresce a cada ano, devido às excelentes propriedades mecânicas que estes materiais conferem ao componente que está sendo projetado e por permitir flexibilidade no projeto de peças complexas e com propriedades locais específicas. Esse crescente uso deve-se também ao constante desafio que esta indústria possui na obtenção de componentes que exibam os maiores valores de resistência mecânica e de rigidez específicas entre os materiais disponíveis.

2.1.1. Estruturas Inteligentes

Uma estrutura inteligente, como introduzido primeiramente por Rogers et. al, (1989), deve propiciar funções múltiplas como de sensor, atuador e processador. Estas estruturas 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 no interior da estrutura ou sistema mecânico (Tebaldi *et. al*, 2007). A função dos atuadores é realizar as intervenções no sistema de forma que a variável de controle responda adequadamente aos estímulos externos ou aos sinais de controle. Os sensores são responsáveis pela percepção do comportamento real da variável de controle e sua transmissão aos controladores, que por sua vez tem como função comparar o valor real da variável de controle, ao valor desejado para esta variável e determinar a ação a ser executada pelo atuador, de forma a minimizar a diferença entre o comportamento real e o desejado (Janocha, 1999; Utku, 1998).

Segundo Wadhawan (2005), uma estrutura inteligente é aquela que tem a habilidade de se adaptar de maneira útil e eficiente às mudanças, dentro das circunstâncias ambientais pré-projetadas, incluindo algumas mudanças em suas próprias condições. As estruturas inteligentes podem alternativamente ser definidas como aqueles que possuem características próximas, e se possível, excedentes àquelas encontradas em estruturas biológicas.

Na literatura científica, estruturas inteligentes freqüentemente são chamadas de estruturas inteligentes ou estruturas adaptáveis, e todos os autores parecem concordar que não há nenhuma restrição destes termos. Dessa forma, outra definição relativamente consensual é que uma estrutura inteligente consiste de um material estrutural que contenha inerente em sua microestrutura as potencialidades de detectar, atuar e controlar, sendo 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, frequências naturais, viscosidade, dentre outras características físicas e mecânicas, mediante a imposição de campos elétricos, eletromagnéticos ou de temperatura. Para atender aos requisitos fortemente restritivos impostos em diversas aplicações, o emprego de materiais ativos ou funcionais como atuadores e/ou sensores para o desenvolvimento de estruturas adaptativas tem sido intensamente pesquisado (Wang & Kang, 1998; Park & Shrout, 1997). Exemplos de materiais funcionais são os materiais piezoelétricos, os fluidos eletroreológicos e magnetoreológicos, os materiais eletroestrutivos e magnetoestrutivos e as ligas com efeito de memória de forma (Janocha, 1999; Gordon, 1988; 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. 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.

2.1.2. Ligas com Efeito de Memória de Forma (LMF)

Conforme mencionado anteriormente, dentre os materiais funcionais 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 sofrem transformações de fase no estado sólido, induzidas por apropriado ciclo de temperatura ou de tensões mecânicas. Essas ligas têm a capacidade de recuperar a sua geometria original após sofrer uma deformação “pseudoplástica” com subsequente imposição de um campo de temperatura que causa transformações de fase induzidas no material. Basicamente, as LMF apresentam duas fases cristalográficas distintas denominadas de austenita e martensita. 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 austenítica), retomam a forma inicial. Esta

transformação reversível austenita – martensita – austenita está relacionada a 4 temperaturas características associadas ao início e final da transformação direta austenita – martensita durante o resfriamento (M_i e M_f) e ao início e final da transformação reversa martensita – austenita durante aquecimento (A_i e A_f). Como $A_i \neq M_f$ e $A_f \neq M_i$ essa transformação é acompanhada de uma histerese em temperatura característica desses materiais (Otsuka e Wayman, 1998)

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, simplesmente conhecido por superelasticidade.

2.1.3. Efeito de Memória de Forma Unidirecional ("*One-Way Shape Memory Effect*")

O efeito memória de forma simples (EMFS) é a capacidade que as LMF apresentam de recuperarem uma deformação “pseudoplástica” através do aquecimento 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 LMF é extremamente dúctil, e recuperada com um aquecimento acima da temperatura crítica A_i 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 reversa, de austenita para martensita. Quando a LMF é submetida a um grau de deformação plástica, esta persiste até que o material seja aquecido, conduzindo a uma recuperação da forma anterior à deformação. A figura 1 mostra esquematicamente o EMFS, ilustrando um elemento que inicialmente está completamente na fase martensita, a uma temperatura inferior a M_f em que é aplicada uma força responsável por originar

a deformação. 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 transformar a LMF para a fase austenita e recuperar completamente a forma original anterior a deformação.

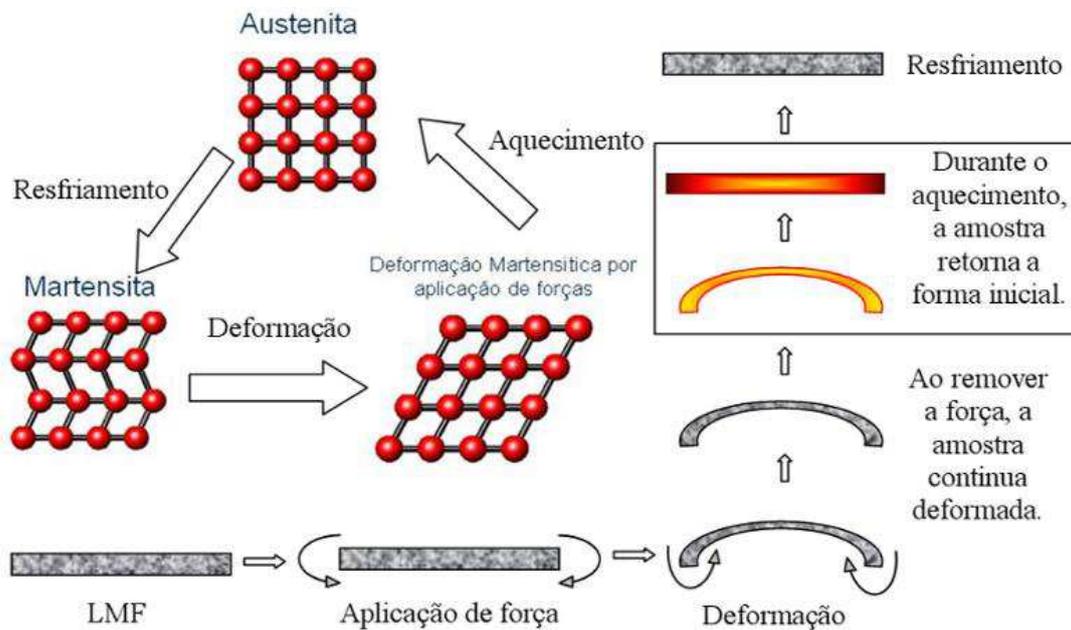


Figura 1: Esquemática do EMFS em uma barra de LMF. Reis (2006).

2.1.4. Efeito de Memória de Forma Bidirecional ("Two-Way Shape Memory Effect")

O efeito memória de forma bidirecional 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 externas, ou seja, depende apenas da temperatura. A figura 2 ilustra o mecanismo desse fenômeno, onde ocorre uma mudança espontânea da forma do material em função da temperatura e sem aplicação de carga que resulte em deformação externa. De início a LMF encontra-se com uma forma associada a uma dada temperatura correspondente a fase martensita (forma "fria") e após ser aquecida assume outra forma que está associada à estrutura austenítica (forma "quente"). Após ser resfriada novamente até a temperatura da fase martensítica a LMF volta assumir novamente a forma dita "fria" e o fenômeno de mudança de forma espontânea entre as 2 formas pode ser repetido inúmeras vezes.

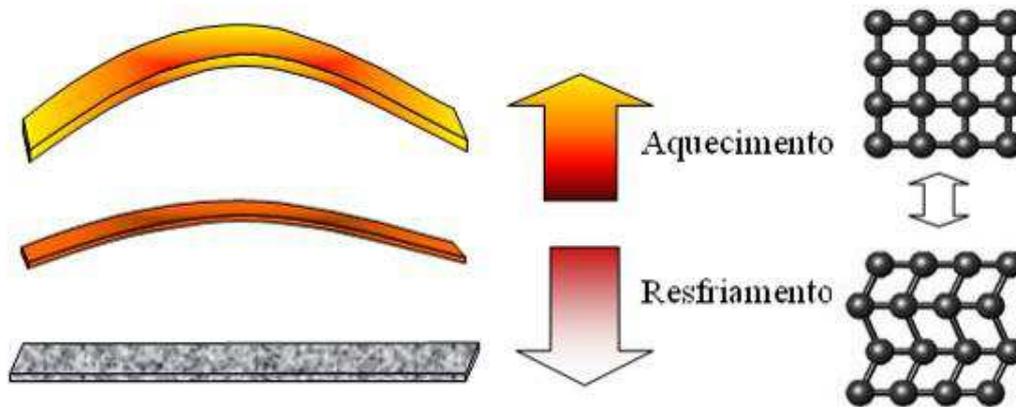


Figura 2: Efeito memória de forma duplo ou bidirecional. Reis (2006)

Esse fenômeno é conseguido através de um método conhecido como treinamento ou “educação” da LMF, 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. (Otsuka e Wayman, 1998).

O treinamento termomecânico pode ser realizado, por exemplo, submetendo 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).

2.1.5. 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 superelástico é associado com a formação e reversão da martensita induzida por tensão a partir da austenita 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 da austenita em martensita acontecer (Zhang e McCormick, 2000b).

Em princípio, tanto a superelasticidade como o EMF, podem ocorrer em uma mesma amostra de LMF, dependendo da temperatura do ensaio e da história termomecânica do material, desde que a tensão crítica para o escorregamento de planos seja suficientemente elevada (Otsuka e Wayman, 1998).

2.1.6. Efeito Amortecedor

O amortecimento mecânico dos materiais é o resultado de uma transformação irreversível de energia mecânica em energia térmica que é dissipada pelo sistema por atrito interno.

O atrito interno depende da temperatura, da frequência, da amplitude de deformação e, evidentemente, do material e do seu estado estrutural. No caso das LMF, considerando-se o estado do material e a deformação, observam-se três situações para as quais o atrito interno assume valores muito diferentes:

- no estado austenítico, o atrito interno devido ao movimento reversível das discordâncias e defeitos pontuais é baixo, com isso, simultaneamente com a diminuição da amplitude das oscilações associada ao atrito interno, observa-se uma variação do módulo de rigidez resultante do mesmo fenômeno;
- no estado martensítico, o atrito interno está associado ao movimento reversível das interfaces entre variantes de martensita, o que resulta em um alto atrito interno e conseqüentemente maior amortecimento;
- durante a transformação de fase, o atrito interno assume um valor mais elevado, pois está associado ao movimento de interfaces austenita/martensita.

Dessa forma as LMF, especificamente as de base NiTi possuem alta capacidade de amortecimento durante a transformação de fase e na fase martensítica, mas sua fase austenítica apresenta uma dissipação de energia bem mais baixa (Lu et. al, 2003).

Essa capacidade de amortecimento que as LMF possuem é atribuída à mobilidade das interfaces martensita/martensita e martensita/austenita, e também dos contornos de maclas apresentados por essas ligas.

Esse comportamento das LMF diante a excitação mecânica é bastante peculiar visto que apresenta um alto grau de amortecimento, podendo levar a um melhor comportamento de atenuação de vibração e aumentar consideravelmente o tempo de vida útil dos produtos fabricados a partir desses materiais ativos.

Enquanto ligas convencionais como aços, ligas de base cobre e alumínio têm uma capacidade específica de amortecimento de 0,5 a 1,5%, e o ferro fundido cinzento apresenta valores de amortecimento na faixa de 10 a 12%, as LMF normalmente podem alcançar valores de capacidade de amortecimento específico de 40% (Shahinpoor & Schneider, 2008). O amortecimento nessas LMF é dependente da tensão, visto que o carregamento mecânico que causa o movimento dos contornos das variantes precisa estar acima de determinado valor crítico para cada sistema de liga. Portanto, grande parte dos estudos de LMF por técnicas de análise mecânica dinâmica (DMA) dizem respeito à habilidade de absorção de energia que esses materiais apresentam.

O controle de vibrações é um campo de estudo bastante relevante dentro da engenharia mecânica cujo principal objetivo reside na atenuação das vibrações de um sistema primário. Nesse campo, as LMF têm sido utilizadas para o controle passivo de estruturas devido à sua alta capacidade de amortecimento, consequência de seu comportamento histerético relacionado com as transformações de fase sofridas pelo material. Uma característica importante desse comportamento é que o amortecimento aumenta conforme a amplitude da vibração aumenta.

2.1.7. Compósitos Ativos

A evolução dos materiais estruturais desenvolveu-se na busca de propriedades específicas e maximizadas, 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 compósitos avançados de hoje oferecem em relação às propriedades que são difíceis de obter com os materiais estruturais tradicionais tais como o aço, o alumínio ou a madeira.

Neste contexto surgiram também os chamados 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 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, tais como estruturas multifuncionais ou estruturas adaptativas (Leica, 2007).

2.2. Compósitos Ativos Incorporando LMF

Desde a década de 1960, as LMF têm sido bastante usadas como atuadores para muitas aplicações, por exibirem propriedades proeminentes tais como dimensões reduzidas e grande esforço de recuperação (Rogers, 1990; Brinson, 1993; Ratna e Kocsis, 2008). Dessa forma, uma nova aplicação para LMF foi desenvolvida quando Rogers *et. al*, (1989) introduziram a ideia de incorporar atuadores de LMF em compósitos para controle estrutural. Este tipo de material foi denominado como compósito híbrido de liga com memória de forma (CHLMF).

Uma forma de obtenção de compósitos ativos, que vem sendo bastante difundida no meio científico 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 apresentam qualidade elevada com diâmetros situados entre 0,07 e 0,5 mm, permitindo a sua integração direta em compósitos reforçados com fibra em matriz polimérica, sem perder a integridade estrutural do material. A Figura 3 mostra um compósito de CFRP numa matriz polimérica com fio de LMF NiTi embebido.

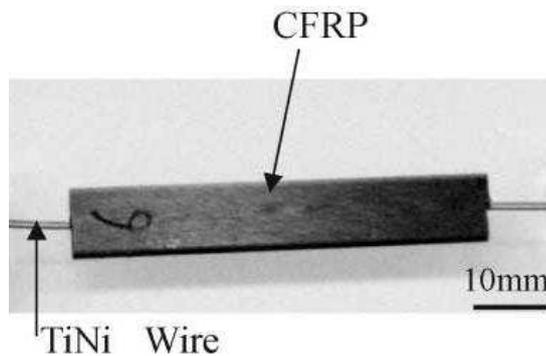


Figura 3: Fotografia de uma amostra de compósito ativo do tipo matriz de compósito CFRP com fios de LMF NiTi. Xu et al (2002).

As LMF vêm ganhando grande destaque entre os materiais usados na fabricação de compósitos ativos, que passam a apresentar propriedades mecânicas, em sua maioria, superiores às dos outros materiais empregados. Um dos grandes diferenciais que esses materiais oferecem em comparação aos demais é sua possibilidade de inserção dentro da matriz sem provocar degradações nas propriedades mecânicas do compósito. (Compositesworld, 2009)

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 diferenciadas quando se toma por base o comportamento termomecânico (Tsoi *et. al*, 2005).

A Tabela 1 apresenta algumas propriedades dos principais materiais empregados para produção de estruturas ativas.

Tabela 1: Comparação comercial e potencial da atuação de alguns materiais ativos. Midé, (2007)

	PZT 5H	PVDF	PMN	Terfenol D	NiTi	PowerAct
Mecanismo de atuação	Cerâmicas Piezelétricas	Filme Pieso	Eletro-estritivo	Magneto-estritivo	Ligas com memória de forma	Compósitos Piezelétricos
Deformação máxima	0,13%	0,07%	0,1%	0,2%	2%-8%	-
Modulo de elasticidade, GPa	60,6	2	64,5	29,7	28 (m), 90 (a)	-
Densidade, Kg/m ³	7500	1780	7800	9250	7100	-
Energia de atuação,	6,83	0,275	4,13	6,42	252-4032	-
Histerese	10%	>10%	<1%	2%	alta	-
Faixa de temperatura	-20 a 200 °C	-70 a 70 °C	0 a 40 °C	-20 a 180 °C	-100 a 200 °C	0 a 200 °C
Faixa de frequência	100 KHz	100 KHz	100 KHz	< 10KHz	< 5 KHz	> 10KHz

O conceito básico do compósito híbrido de LMF/CFRP da Figura 3 consiste em fios finos de LMF como atuadores que são embutidos entre as camadas de pré-impregnado (Pré-preg) de CFRP. O efeito da supressão de dano é obtido aquecendo os fios de LMF acima das temperaturas de transformação reversa, quando os danos micromecânicos são detectados pelos sensores (Xu *et. al*, 2003). Conforme mencionado anteriormente, a ideia é simples, a nível estrutural, um sistema integrado de sensores fornece dados da estrutura e de seu carregamento a um processador e a um sistema de controle que comunica por sua vez os atuadores para modificar as propriedades da estrutura para uma condição mais apropriada, fornecendo imensos benefícios em aplicações estruturais (Barret, 1995). Os compósitos ativos podem utilizar funções ou propriedades originais dos materiais individuais para conseguir respostas múltiplas e propriedades ótimas, ou, para ajustar suas propriedades para adaptar-se às mudanças ambientais.

Muito trabalho foi feito para desenvolver compósitos ativos através da incorporação de vários materiais ativos tais como a LMF, nos materiais estruturais. Estas estruturas usam tipicamente um compósito polimérico reforçado com fibra de carbono (CFRP) ou de vidro (GFRP) como matriz. O grande atrativo desses compósitos consiste no seu alto módulo de elasticidade, e de algumas propriedades inerentes às fibras, como propriedades elétricas (CFRP), que permitem um melhor monitoramento da estrutura, além da

capacidade de exercer grandes forças de aderência sobre os fios de LMF permitindo um bom comportamento da atuação resultante de grandes forças compressivas que ocorrem durante a transformação reversa martensita-austenita (Jang & Kishi, 2005).

Trabalhos recentes desenvolvidos por Yuse e Kikushima (2005), Ni et al (2006), Bettini et al (2009), Raghavan et al (2010), Faiella et al. (2011), Bassani et al (2013), apresentam estudos sobre os compósitos de CFRP-GFRP incorporando LMF enfocando a suas potencialidades de ativação que podem proporcionar controle de vibração e estrutural através da mudança de uma ou mais propriedades, como rigidez e fator de amortecimento. Outras possibilidades que vêm sendo bastante estudadas envolvem a supressão de danos estruturais como controle do surgimento de trincas transversais e/ou delaminações, propagação de trincas originadas por fadiga, controle de forma (expansão/contração térmica), reforço da estrutura, propriedades de flambagem e de fadiga.

A aplicação de LMF em matrizes diversas para controle de vibração estrutural é baseado em dois conceitos: i) os elementos com memória de forma são simplesmente embebidos numa matriz compósita. Uma vez que o módulo de elasticidade dessas ligas aumenta com a temperatura, controlando-se o aquecimento torna-se possível controlar a rigidez da estrutura como um todo. ii) Os elementos com memória de forma são embebidos pré-deformados na matriz. Dessa forma, têm-se mais um parâmetro que é a tensão de recuperação de forma gerada durante o aquecimento.

Schetky (1992) considera ainda o controle ativo de forma. Neste caso, elementos com memória de forma pré-deformados são montados a certa distância do eixo neutro da estrutura do tipo viga ou placa. Quando aquecidos os momentos gerados na recuperação de forma dos atuadores de LMF deformam a estrutura. Desta forma, pode-se controlar a forma da estrutura controlando-se o aquecimento dos atuadores. Faiella *et al.* (2011)

Um estudo bem representativo foi desenvolvido por Ni et al (2007), ao introduzir fios NiTi picotados em uma resina epóxi. As amostras obtidas por este autor tiveram suas propriedades termomecânicas caracterizadas por DMA, obtendo-se o comportamento de propriedades como frequência natural, módulo de armazenamento e fator de amortecimento (amortecimento), entre outras, em

função da variação de temperatura e conseqüentemente da transformação de fase dos fios NiTi embutidos na matriz polimérica. As Figuras 4, 5 e 6 apresentam alguns dos resultados obtidos por esses autores, comprovando o potencial de ativação dos compósitos obtidos.

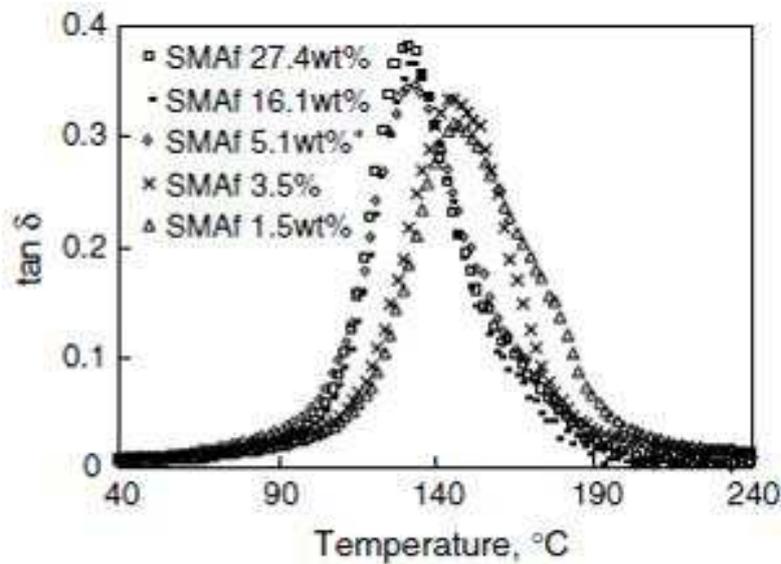


Figura 4: Variação do fator de amortecimento (Tan delta) em função da temperatura para compósitos poliméricos do tipo SMA em matriz Epoxi ER3 com diferentes frações de fios LMF picotados. Ni et al (2007)

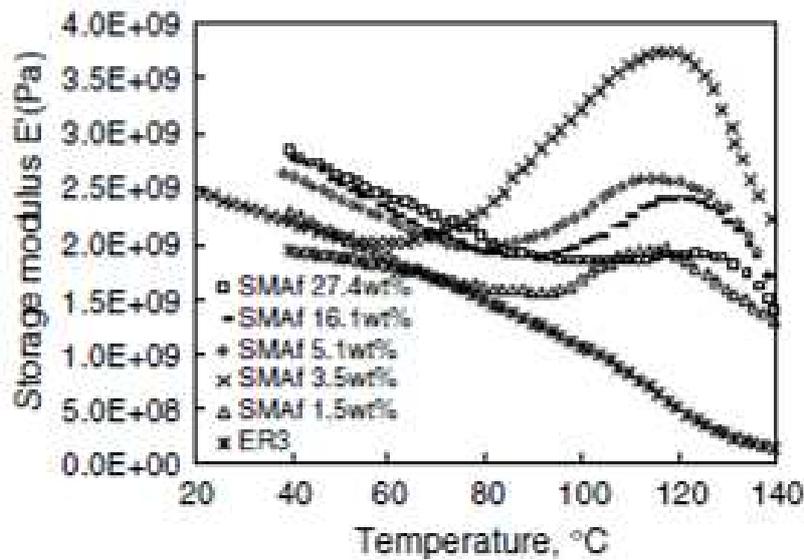


Figura 5: Variação do módulo de elasticidade em função da temperatura para compósitos poliméricos do tipo SMA em matriz Epoxi ER3 com diferentes frações de fios LMF picotados. Ni et al (2007)

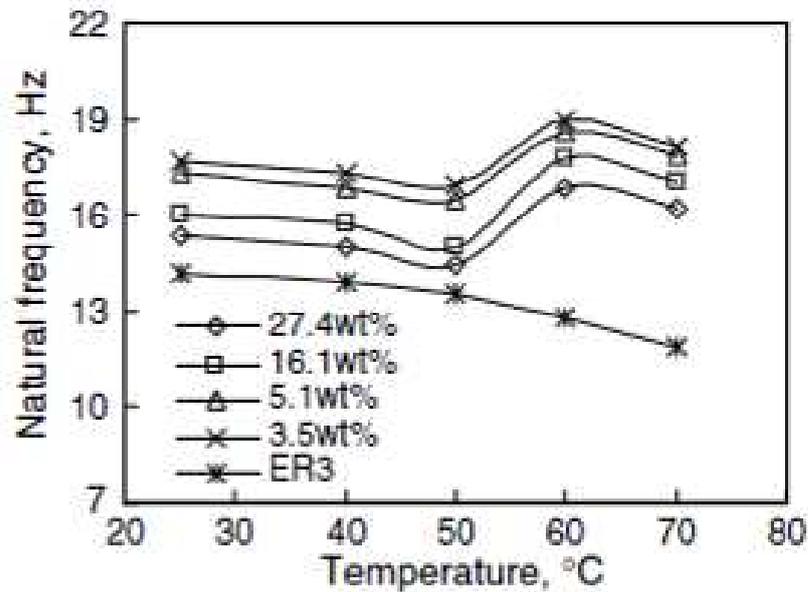


Figura 6: Freqüência natural em função da temperatura para compósitos poliméricos do tipo SMA em matriz Epoxi ER3 com diferentes frações de fios LMF picotados. Ni et al (2007)

Esse autor pôde observar através de seus estudos que os compósitos obtidos apresentam variações consideráveis de suas propriedades mecânicas quando os fios LMF NiTi sofrem transformação de fase, permitindo assim a utilização desse tipo de compósito em estruturas ativas. Um estudo com o mesmo propósito foi desenvolvido por Raghavan et al (2010), ao introduzir fios de uma liga NiTi em uma matriz polimérica (Ester Vinil). Estes autores trabalharam com frações volumétricas de fios NiTi consideradas bastante elevadas (20 %), o que possibilitou a obtenção de compósitos com bom potencial de ativação quando comparado com os obtidos por Ni et al (2007) (Figura 5). Nas Figuras 7 e 8 observa-se a variação das propriedades de módulo de armazenamento, de perda e do fator de amortecimento (*Tan delta*) com a temperatura.

Em um contexto semelhante, Turner et. al (2001) e Rey et. al (2001) relataram seus estudos para aplicar atuadores de LMF à estruturas reais. Outros investigadores, também descreveram o conceito do sistema estrutural inteligente com atuadores de LMF para introduzir o esforço da recuperação para o controle de danos em alguns materiais (Taya & Furuya, 1996; Shimamoto & Taya, 1997; Kobayashi et. al,1999; Ogisu et. al,2005 e Xu et. al,2002).

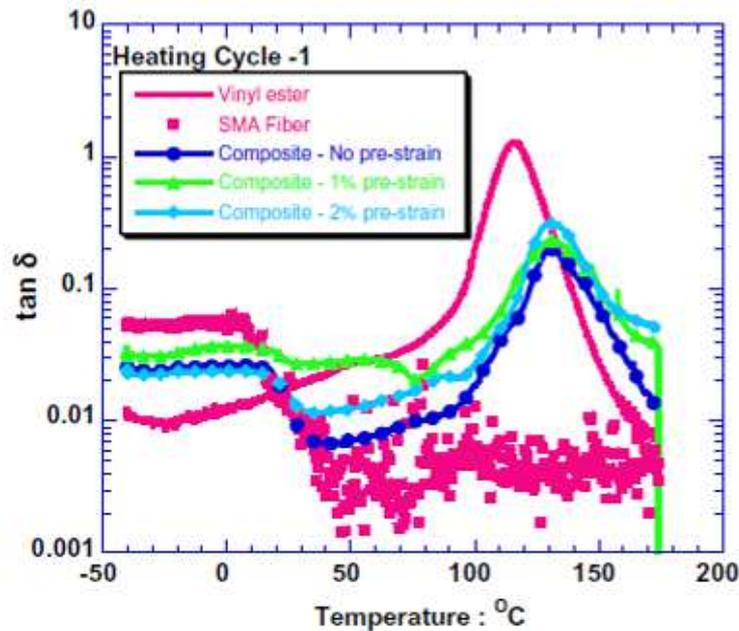


Figura 7: Curvas de *Tan delta* em função da temperatura obtidas para compósitos de resina polimérica com fios LMF NiTi e de seus constituintes isolados. Raghavan et al (2010).

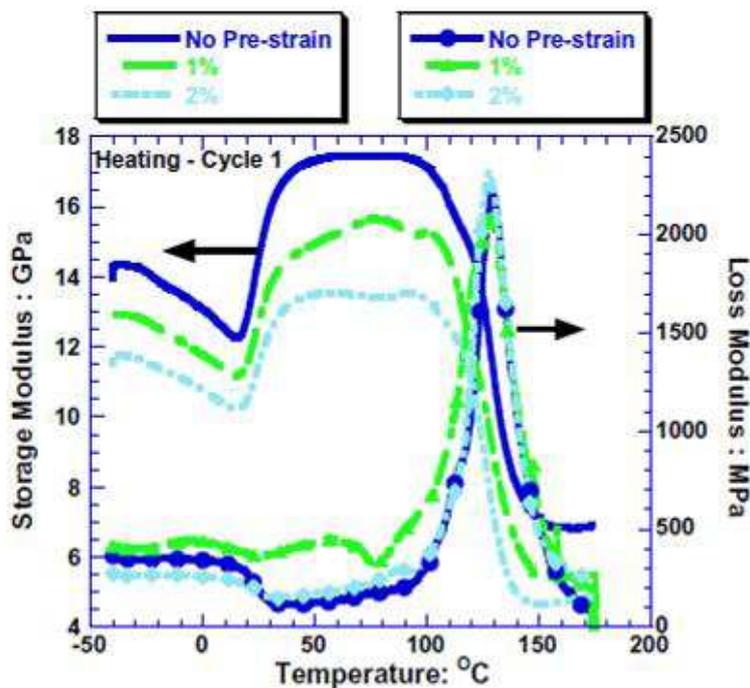


Figura 8: Curvas dos módulos de armazenamento elástico e de perda em função da temperatura obtidas para compósitos de resina polimérica com fios NiTi e de seus constituintes isolados. Raghavan et al (2010)

Na década de 90, trabalhos feitos por Singh et. al (1997) em rotores produzidos com materiais compósitos, abriram grandes possibilidades de desenvolver rotores inteligentes embutindo fios de LMF em eixos compósitos reforçados por fibra. Essa possibilidade já havia sido analisada anteriormente

por meios teóricos e experimentais por Baz & Chen (1993), que comprovaram a redução em amplitudes de vibração quando da ativação dos fios de LMF, mostrando claramente o efeito dominante da atuação dos fios na frequência natural de um rotor. Já Nagaya (1987) propôs o uso de LMF nas sustentações de um rotor para atuar durante as suas velocidades críticas. Gupta (2000) fez estudos relativos ao efeito da variação da rigidez devido à ativação da LMF em rotores, estimando a quantidade de fios com efeito de memória de forma necessários para alterar suficientemente a velocidade crítica do rotor a fim de evitar a ressonância. Gupta (2000) também analisou a frequência natural fundamental de um compósito com os fios LMF embebidos, onde o efeito de três fatores, na velocidade crítica do rotor foi estudado: (i) aumento da fração volumétrica dos fios LMF e do módulo de Young quando ativado, (ii) tensão nos fios LMF por causa dos esforços da recuperação devido a transformação de fase, e (iii) variação da rigidez dos apoios do rotor (mancal) em devido a ativação da LMF. Mostrou-se por exemplos numéricos que a variação substancial nas velocidades críticas do rotor podem ser obtidas por uma combinação destes fatores, que podem eficazmente ser usados para evitar a ressonância no rotor.

Uma aplicação que vem ganhando bastante atenção de pesquisadores, diz respeito à aplicação de LMF para a supressão de danos, tais como o controle do início/crescimento de trincas e/ou de delaminações. Alguns investigadores conduziram análises do crescimento de dano em materiais compósitos. Por exemplo, Highsmith & Reifsnider (1982), Hashin (1985), Narin (1989), e Takeda & Ogihara (1994) descreveram principalmente os resultados analíticos e experimentais em trincas transversais. Além disso, Pagano (1971), Kim & Soni (1984), e Crossman & Wang (1982) descreveram principalmente os resultados analíticos e experimentais na delaminação. Baseado nestes resultados, Ogisu et. al, (2005 e 2006) também conduziram estudos experimentais e analíticos nessa área apresentando resultados bastante significativos. Seus estudos foram desenvolvidos através da fabricação de um sistema de CFRP com fios de LMF embutidos. O sistema desenvolvido por esses autores e as técnicas de ensaios para caracterizar o comportamento da supressão de danos, seguiram as mesmas técnicas empregadas por Ogisu, (1999, 2000a,b, 2001a) a qual fez uso de um tratamento superficial dos fios

LMF para melhorar a ligação das propriedades entre os fios LMF e o compósito CFRP. Os resultados apresentados por esses autores mostraram que os fios de LMF geraram esforços de recuperação quando induzidos pelo aquecimento, apresentando-se como uma alternativa eficiente para suprimir danos em compósitos do tipo CFRP, tais como trincas transversais e delaminações.

Yuse & Kikushima (2005) avaliaram a possibilidade do uso de atuadores LMF para o controle de vibração, controle de forma e/ou controle de fechamento de micro trincas na matriz de CFRP. Nagai & Oishi, (2006) fizeram estudos em compósitos com LMF para suprimir a propagação de dano de uma matriz de CFRP usando o fio LMF como um atuador e como sensor da tensão mecânica de recuperação. Jang & Kishi (2005) fizeram uma caracterização termomecânica de compósitos com fios pré-deformados de TiNi em matriz CFRP. As trincas transversais podem ser diminuídas pela força compressiva de recuperação. Ogisu et. al (2006) realizaram estudos experimentais e analíticos do comportamento da supressão do início/crescimento de dano, onde foi possível perceber que os compósitos estudados tiveram resultados excelentes na supressão do início/crescimento de dano, em comparação com as composições convencionais do CFRP. Ogisu et. al (2005) também avaliaram o comportamento de dano e de fadiga em CFRP com LMF baseado nos efeitos da recuperação de LMF, em testes de fadiga, assim como a relação entre a tensão aplicada e a densidade de trincas transversais, em que observaram que os compósitos desenvolvidos alcançaram uma melhoria na tensão de iniciação das trincas transversais e das delaminações.

Para esse tipo de estudo é muito comum o uso do método de fechamento de trincas baseado em conceitos básicos da mecânica da fratura para a supressão de trincas transversais e crescimento da delaminação. Este método de análise foi apresentado por Ribicki et. al (1977). Além disso, Wang & Crossman (1980) e O'Brien (1982) descreveram principalmente resultados analíticos e experimentais da delaminação. Posteriormente, Shimamoto & Taya (1997) confirmaram de forma experimental a redução do fator de intensidade do esforço, usando resina epóxi com fios de LMF em seu interior. Ogawa et. al (1998) propuseram um modelo de análise por elementos finitos para explicar o melhor desempenho desse tipo de compósito.

Outro estudo foi desenvolvido por Raghavan et al (2010) no sentido de se avaliar o potencial de reforço das LMF. Esse autor pôde observar através de resultados experimentais que a introdução de fios NiTi em compósitos, além de produzirem estruturas ativas, promovem o reforço dessa estrutura tornando-as capazes de resistir a maiores esforços e deformações. A figura 9 apresenta alguns dos resultados obtidos por estes autores, onde se pode observar o aumento da tensão e deformação de ruptura do compósito.

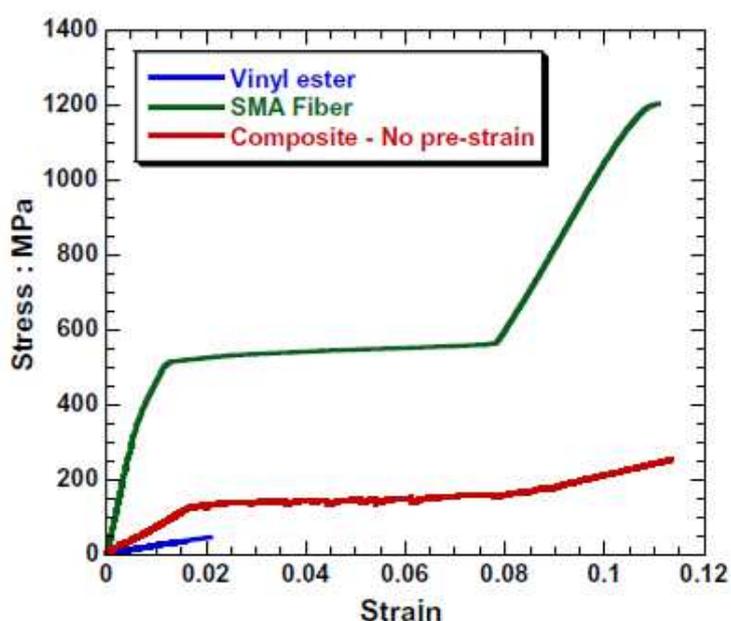


Figura 9: Resultado do teste de tração para um compósito ativo de vinyl ester reforçado com fios de LMF NiTi e seus constituintes. Raghavan et al (2010)

Outra aplicação das LMF em compósitos consiste no controle do fenômeno de flambagem térmica em placas. Zhong et. al (1984) analisaram de forma teórica a flambagem térmica de placas compósitas com introdução de fibras de LMF, usando o método de elementos finitos. Loughlan et. al (2002), avaliaram o controle de flambagem através de testes experimentais em compósitos com LMF. Resultados práticos significativos foram encontrados também por Vilar et. al (2009) e Rodrigues et. al (2007) quando esses autores produziram e testaram amostras de CFRP com fios NiTi embutidos. Através do estudo realizado por esses autores pode-se constatar o grande potencial de controle de flambagem térmica que os compósitos incorporando fios NiTi desenvolvem. Constatou-se que mesmo com a introdução de uma pequena

fração volumétrica dos fios NiTi já é possível observar efeito na resposta macromecânica do compósito.

Na maior parte dos estudos realizados com a incorporação de fios de LMF em uma matriz qualquer para obtenção de estruturas ativas, faz-se a análise das propriedades mecânicas de interesse (módulos de amortecimento, armazenamento, frequência natural, tensão e deformação de ruptura, entre outras) em função das variáveis temperatura e fração de fios utilizada. Estes estudos apontam para a melhoria de propriedades e o aumento do potencial de ativação com o aumento da fração volumétrica dos fios LMF, geralmente de NiTi. Entretanto, aparentemente existe um valor limite de fração volumétrica de fios NiTi que quando ultrapassado gera falhas no compósito provocadas pelo comprometimento das propriedades de interface.

Os compósitos ativos ideais devem exibir desempenho mecânico elevado e boas propriedades funcionais que se mantêm ao mesmo tempo com poucas discontinuidades dos fios atuadores embebidos na matriz. Portanto, a heterogeneidade dos fios dentro do material anfitrião é uma propriedade que deve ser analisada durante o projeto de compósitos ativos.

Para melhorar a eficiência da ativação ao manter um baixo nível de invasão, novas tecnologias estão sendo desenvolvidas orientadas para o aumento da fração volumétrica de LMF na composição substituindo parte das fibras de reforço com fios finos de NiTi. A adesão dos fios LMF a matriz é uma exigência essencial para assegurar a congruência e a capacidade de transferência elevada de carga (Bettini et. al 2009). Entretanto, a eficácia dessas aplicações é limitada pelo problema do descolamento interfacial. Muitas pesquisas mostram que quanto mais elevada a fração volumétrica de LMF nessas estruturas maior é o nível da atuação, devido a mais elevada força da recuperação dos fios. No entanto, aumentam-se os problemas de aderência e delaminação da matriz (Poon et. al, 2004).

2.3. Fabricação de Compósitos Ativos

Diversas atividades de pesquisa, no campo dos processos de manufatura de estruturas ativas, foram feitas para desenvolver estruturas ativas que pudessem combinar a elevada eficiência mecânica, devido aos materiais

compósitos anfitrião, com as boas propriedades funcionais dos sensores e dos atuadores embebidos. Comumente estas estruturas são fabricadas com fios LMF presos no exterior da estrutura ou através da incorporação de fios LMF em uma matriz geralmente polimérica. A introdução de materiais atuadores nas estruturas pode levar a algumas vantagens se comparada com a sua ligação no exterior da estrutura. A técnica de embutimento destes componentes dentro da estrutura suportando a carga é ainda uma área que deve ser muito estudada. As atividades de pesquisa orientam-se para o desenvolvimento de técnicas de fabricação, caracterização de sensores embutidos e avaliação do caráter invasivo dos atuadores no desempenho da estrutura ativa (Bettini *et al.* 2008). Conforme já discutido anteriormente, o primeiro conceito de compósito ativo a base de uma liga com efeito de memória de forma foi introduzido e desenvolvido por Rogers *et. al* (1989) através da introdução de fios finos de uma liga NiTi em uma matriz polimérica. Com o desenvolvimento tecnológico varias outras formas e técnicas foram desenvolvidas melhorando esse método e dando um maior potencial de ativação para os compósitos produzidos. Em todo caso, o acoplamento entre os fios LMF e o material anfitrião levanta um número de aspectos críticos que devem ser levados em consideração durante o processo de embutimento (Bettini *et al*, 2008)

Estes compósitos usam tipicamente uma matriz polimérica reforçada por fibras (de carbono - CFRP e de vidro – GFRP, entre outras), por seu módulo de elasticidade mais alto. A utilização de matrizes poliméricas para a fabricação de compósitos ativos a base de LMF é apontada hoje como uma grande alternativa devido à facilidade de processamento e do embutimento das LMF, entretanto vários problemas que dificultavam essa técnica tiveram que ser estudados e superados. Um grande problema enfrentado na fabricação dos primeiros compósitos ativos em matriz polimérica foi o fato de que os fios LMF deveriam permanecer no estado martensítico durante o processamento, entretanto a temperatura de cura do compósito geralmente excede a temperatura de transformação de fase reversa do NiTi fazendo com que o mesmo passe pelo processo de contração dentro da matriz diminuindo a capacidade de ativação do compósito obtido (Ya *et al.*, 2002 e Bettini *et al.*, 2008) . Para minimizar e contornar esse problema, vários estudos foram desenvolvidos. Um dos primeiros métodos que tornou possível superar esta

limitação consistiu em usar canais especiais onde os fios poderiam passar após a etapa de cura da resina (os fios eram conectados externamente a um painel para dar-lhes a capacidade de transferência de carga) (Thompson & Loughlan, 2001). Entretanto, esta solução apresenta mais inconvenientes do que benefícios: heterogeneidade muito elevada, necessidade de um dispositivo externo para a conexão dos fios na estrutura, entre outras. Paine e Rogers (1994) e Ogisu et al. (2000) propuseram um novo método para fabricação de compósitos em que os fios LMF eram primeiramente deformados no estado martensítico para obter uma pré-tensão, em seguida eram vinculados em um molde a fim de mantê-la, de forma que durante o ciclo de cura do compósito os fios LMF não se contraíssem dentro da matriz. Procedimento semelhante foi desenvolvido por Bettini et al (2008) onde os fios LMF são embutidos diretamente na matriz e mantidos deformados por um molde desenvolvido para impedir a contração dos fios pela transição reversa. A adesão entre fios introduzidos e a matriz anfitriã resulta na capacidade de transferência mútua de carga sem a necessidade de usar dispositivos externos. A figura 10 mostra a fotografia de um dispositivo e molde empregado para essa técnica de fabricação.



Figura 10: Molde para manter os fios LMF pré-deformados durante cura de um compósito. Bettini et al (2009).

Em trabalho anterior, Xu et al (2002) desenvolveram outro método para evitar esse tipo de problema, que consiste em usar fios LMF com temperaturas de transformação reversas superiores à temperatura de cura do compósito. Este método simplifica extremamente o processo de fabricação de compósitos ativos com LMF evitando o uso de moldes especiais (Xu et al., 2003). Outra

forma é o desenvolvimento de novas resinas poliméricas que curem em temperaturas mais baixas e inferior à temperatura de transformação reversa dos fios LMF (cura a frio) e que tenham estabilidade térmica para não se degradar durante o aquecimento para ativação dos fios.

Outro fator importante à melhoria da produção de compósitos ativos com fios LMF embutidos é a capacidade de transferência de carga do fio LMF para a matriz que depende da aderência entre as frações. Para um bom potencial de ativação é necessário que a tensão gerada durante a ativação dos fios LMF seja transferida para a matriz, que depende da aderência entre as partes. Conseqüentemente, uma adesão forte entre o fio de LMF (NiTi, por exemplo) e a matriz (CFRP ou outra) é conseqüentemente muito importante. A adesão interfacial entre os fios LMF e a matriz geralmente é fraca devido a falta de ligação química entre ambos. Além disso, esse fato contribui diretamente para a degradação do material compósito formado, levando a falhas prematuras e gerando uma resposta de atuação insuficiente em compósitos com fios LMF embutidos.

Em geral, a melhora das propriedades da ligação entre metal e resina é feita das seguintes maneiras: (i) efeitos de ancoragem pela rugosidade da superfície do metal, (ii) ligação química entre o metal e resina (principalmente ligação hidrogênio) e (iii) melhorias de propriedade de molhamento entre metal e resina. Aponta-se o fator (i) como sendo a maneira mais simples e eficaz de promover melhorias nas propriedades de ligação entre LMF e matriz CFRP, por exemplo. Assim, muitos autores centraram-se na rugosidade da superfície e na película de óxido para melhorar as propriedades da ligação entre os fios e a matriz. Ogisu et al, (2001). Recentemente muitos trabalhos com o intuito de promover melhorias na força adesiva entre as LMF e a matriz anfitriã vêm sendo desenvolvidos focando-se principalmente em tratamentos superficiais, tanto nas fibras de reforço da matriz quanto nas LMF embebidas.

Nesse contexto, Jang & kishi (2005) fizeram um estudo para avaliar o efeito do tratamento de superfície de fios LMF TiNi quando atacados quimicamente por soluções ácidas(1Molar) de HCl - 36%, HNO₃ - 15%, H₂SO₄ - 97% e HNO₃ - 3% + HF -15%. Para esse estudo fez-se a limpeza dos fios NiTi em um banho ultra-sônico antes do ataque ácido e imergiu-se os fios na solução ácida por 10 minutos, enxaguando-os em acetona para remover todas

as impurezas da superfície. A pesquisa constatou um aumento de 3 a 18 % na força adesiva interfacial das amostras, obtendo-se melhores valores para o ataque com a solução HNO_3 - 3% + HF - 15%. A razão para esta melhoria é atribuída ao fato de que a rugosidade da superfície do fio NiTi é aumentada pelo ataque químico. Seguindo a mesma linha de estudos, Ogisu et al. (2005) desenvolveram um tratamento anódico aplicado após a decapagem por solução ácida (HNO_3 - 3% + HF - 15%) usando uma solução de NaOH – 10% a qual aumenta ainda mais a aderência entre o fio LMF e a matriz. Rossi et al (2007) desenvolveram outro estudo comparativo entre estas diferentes técnicas de melhoramento das propriedades de ligação entre os fios e a matriz. A Figura 11 apresenta graficamente os resultados obtidos por estes autores. Verifica-se que os fios NiTi da composição M (Ni-44.62Ti wt.%) apresentam os melhores resultados e que há uma melhoria quando se aplica os tratamentos em solução básica de Hidróxido de Sódio (NaOH) e em solução aquosa de ácido Nítrico (A). Já para a liga NiTi de composição H (Ni-45.23Ti wt.%) os melhores resultados foram obtidos com o tratamento de polimento, em que são introduzidas ranhuras que aumentam o ancoramento dos fios na matriz.

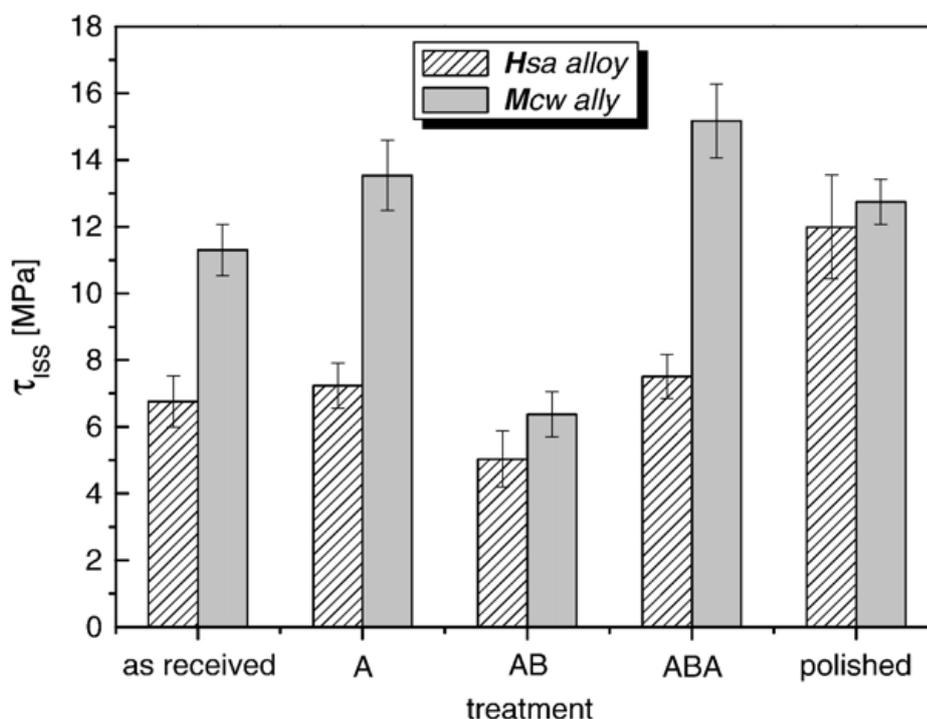


Figura 11: Variação da tensão de arrancamento de fios NiTi com diferentes tratamentos superficiais. Rossi et al (2007).

Estudos desenvolvidos por Bettini et al (2009) relatam que a orientação dos fios LMF embutidos na matriz de compósito devem seguir a mesma orientação das fibras de reforço para minimizar o potencial invasivo. Por outro lado, esta configuração conduz, geralmente, para um baixo poder de ativação devido a elevada rigidez do material anfitrião. Para melhorar a eficiência da ativação e manter baixo nível de heterogeneidade, novas tecnologias estão sendo desenvolvidas orientadas para o aumento da fração volumétrica de LMF no compósito. Em estudo desenvolvido por Ni et al. (2006), observou-se que existe uma fração volumétrica mínima de fios LMF (próxima de 3,5 % para matriz polimérica) para que seja possível a obtenção de um compósito ativo. Esses autores observaram ainda que para frações volumétricas de LMF muito elevadas a capacidade de ativação do compósito é afetada, principalmente pela presença de tensões térmicas e pelo alto nível de heterogeneidade gerada com conseqüente diminuição da transferência de carga entre os constituintes do compósito. A figura 12 apresenta alguns resultados obtidos por estes autores, em que se observa a dependência da frequência natural de compósitos com diferentes frações volumétricas, em função da temperatura. Esses resultados mostram também que o potencial de ativação do compósito aumenta com o aumento da fração de fios embutidos na estrutura, até um determinado ponto já que para valores de fração volumétrica elevada (16,1 %) o potencial ativo diminui.

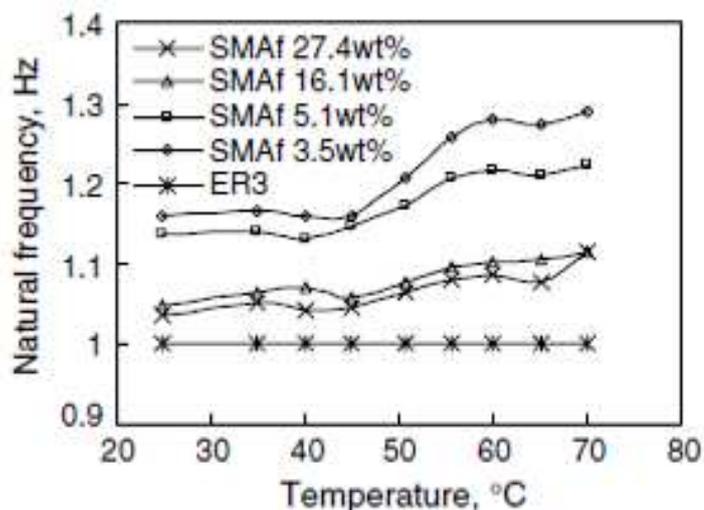


Figura 12: Dependência da frequência natural com a temperatura em um compósito polimérico do tipo LMF em matriz Epoxi ER3 com fios NiTi picotados. Ni et al (2006).

De modo geral, pode-se afirmar que a escolha do material a ser usado na fabricação do compósito é extremamente importante, necessitando haver uma compatibilidade termomecânica entre os atuadores e a matriz anfitriã (comumente resina Epóxi usada em CFRP). Em particular, deve-se usar LMF com a temperatura A_f mais baixa do que a temperatura T_g da resina para evitar a redução da rigidez do compósito obtido durante o aquecimento para ativação dos fios LMF, assim como uma temperatura M_f maior do que a temperatura ambiente para evitar a necessidade do uso de sistemas refrigeração (Bettini et al., 2008). A resina polimérica utilizada como matriz no compósito deve ter também estabilidade térmica na faixa de temperatura em que o compósito é aquecido para ativação dos fios LMF.

2.4. Análise Mecânica dinâmica (DMA) x Compósitos com LMF

A caracterização por Análise Térmica (AT) abrange um grupo de técnicas através das quais uma propriedade física de uma substância e/ou de seus produtos de reação é medida em função da temperatura, enquanto a substância é submetida a uma programação controlada de temperatura. Dentre esse grupo, a análise mecânica dinâmica (*Dynamical Mechanical Analysis* - DMA) é uma das técnicas empregadas para obtenção de propriedades térmicas e mecânicas de materiais viscoelásticos que apresentam certa sensibilidade a variação da temperatura e frequência de aplicação de carregamento mecânico, como é o caso dos materiais isotrópicos e compósitos.

A análise mecânica dinâmica (DMA) ou a análise termomecânica dinâmica (DMTA) - termo também empregado por alguns autores - é uma técnica utilizada para o estudo e caracterização de materiais sendo muito útil para observar a sua natureza viscoelástica. Esse método foi desenvolvido para a caracterização do comportamento mecânico de um material quando este é submetido a forças dinâmicas (frequência – carga oscilante) e a um programa controlado de temperatura. Dessa forma, a DMA é uma técnica na qual as respostas elástica e mecânica de uma amostra sob carga oscilante são monitoradas em relação à temperatura, tempo e frequência (Ornaghi Junior, 2009). Essa técnica permite a determinação quantitativa das propriedades

mecânicas da amostra ao submetê-la a uma carga oscilante, em uma dada frequência, temperatura e durante um tempo determinado.

Há vários estudos sobre a aplicação da DMA para caracterização de compósitos reforçados com fibras. Pothan et al (2003) estudaram o papel da interação fibra/matriz em compósitos poliéster/fibra de banana modificados quimicamente. Estes autores observaram que a modificação química promove mudanças nos módulos de armazenamento e de perda dos compósitos estudados e que estas mudanças estão relacionadas com uma melhor interação fibra/matriz. Gu (2009) estudou compósitos poliméricos de resina poliéster com fibra de vidro imersa em água do mar. O autor observou que ocorre um decréscimo do módulo de armazenamento e da temperatura de transição vítrea com o aumento do tempo de imersão, devido à umidade absorvida pela matriz através da sua plastificação e hidrólise.

Compósitos reforçados com fibras estão sendo utilizados cada vez mais como alternativos ao uso de materiais tradicionais principalmente por sua alta resistência e rigidez específicas. A característica viscoelástica dos compósitos permite que sejam utilizados em aplicações que exijam alto desempenho estrutural, como no setor aeroespacial, náutico e automotivo. No entanto, estes materiais são bem diferentes em relação aos metais visto que o compósito exhibe distintas maneiras de falha (fissura da matriz, delaminação, fratura da fibra e fratura interfacial devido ao descolamento) e interações micromecânicas. Muitas teorias e modelos estão disponíveis para o comportamento micromecânico, macromecânico e estrutural relativo ao desempenho dos compósitos (Ornaghi, 2009).

O amortecimento (*Damping*) é um importante fator relatado no estudo do comportamento dinâmico dos compósitos reforçados com fibra e diferem totalmente dos metais e ligas convencionais. As fontes de dissipação de energia em compósitos reforçados com fibras são:

(a) natureza viscoelástica da matriz e/ou da fibra: a maior contribuição para o amortecimento dos compósitos é devido à matriz;

(b) amortecimento devido à interface: A interface possui uma espessura considerável e suas propriedades são diferentes da fibra embebida e da matriz. A natureza da interface (fraca, ideal ou forte) está de acordo com a respectiva propriedade mecânica ou amortecimento;

(c) amortecimento devido ao dano: neste caso existem praticamente dois tipos - amortecimento friccional ou por atrito, devido ao deslizamento nas regiões de contorno entre a interface fibra/matriz ou delaminação e o amortecimento devido à dissipação de energia na área de fissuras da matriz, fibras quebradas, entre outros. O aumento do amortecimento devido ao deslizamento da interface fibra/matriz é reportado em muitos trabalhos e é mais sensível ao dano do que a rigidez.

Já ocorre a algum tempo a investigação das propriedades mecânica dinâmicas como módulo de armazenamento e módulo de perda sob uma faixa ampla de temperatura para compósitos poliméricos com somente um tipo de fibra. Recentes pesquisas centraram-se sobre os compósitos poliméricos incorporando LMF devido ao significativo potencial para controle vibracional e estrutural. No entanto, existem poucos registros de pesquisas sobre materiais compósitos com LMF em DMA. Apenas um estudo foi encontrado na literatura, talvez pela complexidade desses sistemas (Ni et. al, 2007).

Ni et. al (2007) investigaram o comportamento mecânico dinâmico em um compósito de matriz polimérica (epóxi) com fibras descontínuas de LMF embebidas. No estudo foram analisadas as propriedades mecânica dinâmicas como o potencial de amortecimento desses compósitos após a ativação dos fios LMF NiTi. Constatou-se que o módulo de armazenamento dos compósitos com LMF são afetados pela variação da fração volumétrica das fibras de NiTi, em que a adição dessas fibras na matriz epóxi (ER3) produziu um aumento considerável do módulo de armazenamento dos compósitos obtidos, após o aumento da temperatura devido à transformação de fase (martensita-austenita) dos fios picotados de NiTi. Esses autores observaram a existência de um pico no módulo de armazenamento na faixa de temperatura em que ocorre a transformação de fase da LMF, atribuindo esse aumento ao fato de que a rigidez dos fios NiTi torna-se maior após a transformação da fase martensita para austenita, contribuindo também para o módulo do armazenamento dos compósitos com LMF. Foi observado também que o módulo de armazenamento dos compósitos aumenta com o aumento da fração volumétrica de LMF. A partir de valores de 3,5 % de LMF observa-se um aumento significativo próximo da temperatura de transformação de fase. A Figura 5, já apresentada anteriormente, mostra o comportamento do módulo de

amortecimento com o aumento da fração volumétrica de LMF, obtidos em ensaio de DMA para esse compósito produzido com fios NiTi picotados em uma matriz polimérica.

Através do gráfico já apresentado na Figura 4, que mostra a variação do módulo de armazenamento com a temperatura em função da fração mássica dos fios de LMF, observa-se que a quantidade de 3,5 % em fios LMF é um ponto chave para a mudança no módulo de armazenamento durante a transformação de fase.

Poucos trabalhos foram desenvolvidos até o momento sobre a aplicação da técnica de DMA para a caracterização termomecânica de LMF. Um dos poucos trabalhos encontrados na literatura foi desenvolvido por Batalu et al, (2006), em que foi feito um estudo sobre a relação entre o fluxo de calor medido por calorimetria DSC e o amortecimento ($\text{tg } \delta$) em função da temperatura para uma LMF NiTi, observando a existência de uma diferença entre a estabilização das propriedades mecânicas, em que as temperaturas de transformação de fase coletadas pelo DSC e o pico de amortecimento não coincidem. Outro trabalho encontrado na literatura, diz respeito ao estudo do comportamento do amortecimento em LMF do sistema NiTi com relação ao tempo de tratamento térmico a 500°C (Cai et. al, 2005). Nesse trabalho os autores variaram o tempo de recozimento de 1 a 16 horas, concluindo que a partir de 2 horas os resultados coletados dos picos de amortecimento relativos à transformação martensítica exibiram comportamento semelhante.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho de pesquisa analisa o efeito da incorporação de fios finos de uma liga NiTi com efeito de memória de forma em pré-impregnados de epóxi com fibras de carbono de uso aeronáutico, conhecidos como CFRP. A grande maioria das atividades experimentais deste trabalho foram conduzidas no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA) da Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Campina Grande (UAEM/CCT/UFCG).

Durante a realização da pesquisa foi efetuado um estudo bibliográfico sobre atuadores de materiais funcionais, principalmente aqueles baseados em LMF do sistema NiTi, visando um entendimento do mecanismo físico que rege o fenômeno de memória de forma e sua influência sobre as propriedades termomecânicas destes materiais funcionais. O *estado da arte* relativo à aplicação de atuadores de LMF em compósitos ativos foi estabelecido na seção 2.5 visando conferir originalidade aos experimentos desenvolvidos usando o equipamento DMA instalado no LaMMEA. As amostras de CFRP-NiTi foram produzidas por prensagem uniaxial a quente e caracterizadas quanto ao seu comportamento termomecânico usando os equipamentos DMA Q 800 e DSC Q20, ambos da TA Instruments A metodologia experimental aplicada para o desenvolvimento do trabalho está resumida no fluxograma da figura 13.

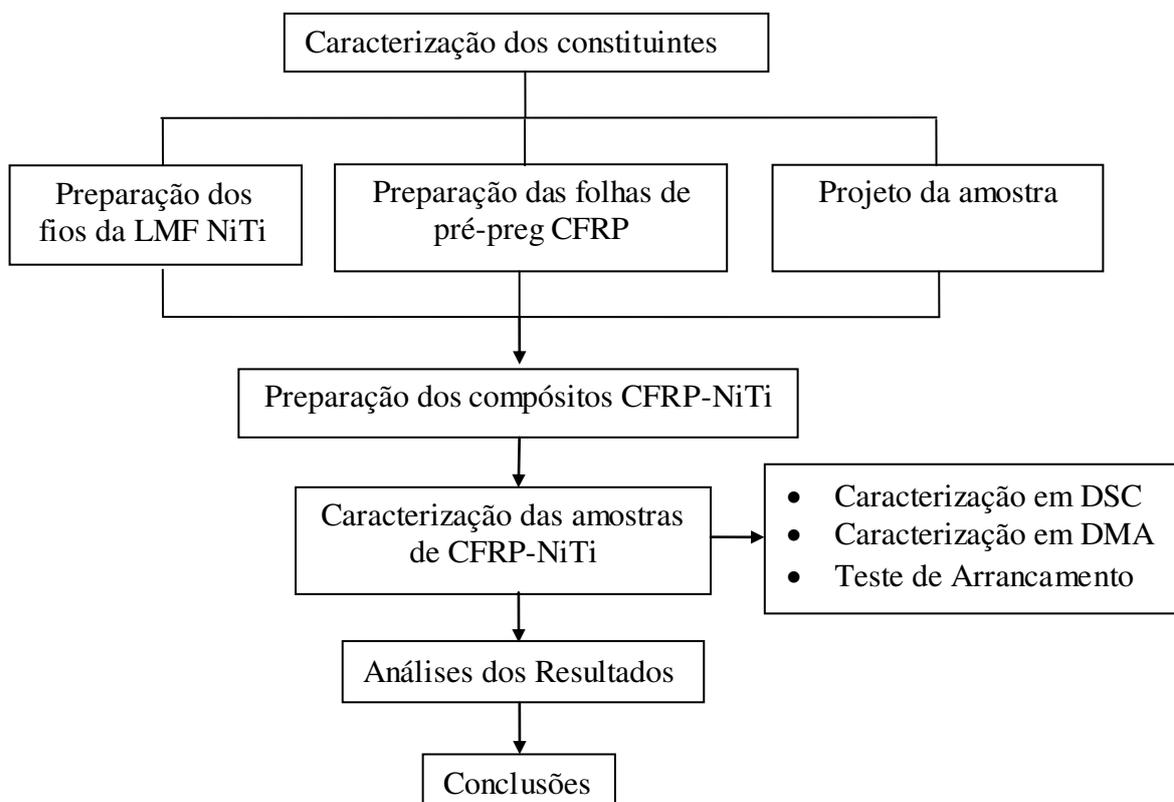


Figura 13: Fluxograma representativo da metodologia empregada para o desenvolvimento da pesquisa.

3.1. Caracterização dos Constituintes

Os fios NiTi, o compósito CFRP e os compósitos CFRP-NiTi foram caracterizados por DMA e DSC, verificando o comportamento do módulo de armazenamento (E), do fator de amortecimento ($Tan\ delta$) e as temperaturas de transformação de fase. Para os ensaios em DMA as amostras foram testadas em modo de viga simplesmente engastada (*single cantilever*) e tração uniaxial, utilizando-se uma frequência de 1 Hz com uma amplitude de 10 μm e taxa de aquecimento de 2 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Para as análises em DSC utilizou-se a mesma taxa de aquecimento.

3.1.1. Caracterização dos Fios NiTi

3.1.1.1. Medidas do módulo de armazenamento e fator de amortecimento em DMA

Para determinação do módulo de elasticidade (E) dos fios NiTi em DMA, recortou-se amostras de fios NiTi nos três estados em que serão utilizados (como recebido, tratado termicamente e treinado após tratamento térmico). As

amostras foram ensaiadas em modo de tração sendo submetidas a uma rampa de aquecimento que partiu da temperatura ambiente até 150 °C com uma taxa de aquecimento de 2 °C/min., com concomitante aplicação de uma deformação senoidal. Na caracterização em DMA não foi possível fazer ciclos completos com o resfriamento das amostras, devido à falta de nitrogênio líquido para uso no equipamento, responsável pelo resfriamento. A amplitude e frequência de ensaio foram determinadas através de uma varredura desses parâmetros. Durante esse ensaio mediu-se dados dos módulos de armazenamento e perda (E' e E''), além do fator de amortecimento (amortecimento, *Tan delta*), tornando possível acompanhar o comportamento da amostra com relação a variações de temperatura.

3.1.1.2. Caracterização térmica por Calorimetria Exploratória Diferencial – DSC

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 do fluxo de calor envolvido durante as transformações de fase. A calorimetria DSC é uma técnica muito eficaz para o registro das temperaturas de transformação de fase em LMF. A vantagem dessa técnica é a possibilidade de medida da energia envolvida no processo, a partir da medida da área do pico endotérmico no aquecimento e do pico exotérmico no resfriamento. Mostra-se na Figura 14 uma curva característica obtida na análise de uma LMF NiTi em DSC, ilustrando a determinação das temperaturas de transformação típicas desse material.

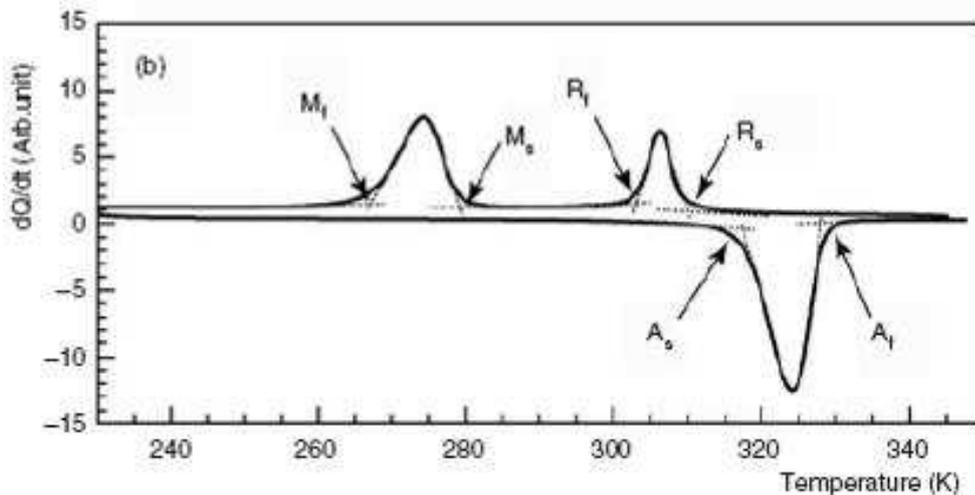


Figura 14: Curva de DSC obtida para uma liga NiTi. Nagai & Oishi (2006).

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);

Para algumas LMF da família NiTi, dependendo da composição química, pode haver a presença 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, a partir do qual se pode determinar mais 2 temperaturas críticas:

R_i - Temperatura de início de formação da fase romboédrica;

R_f - Temperatura de final da formação da fase romboédrica.

Para a caracterização dos fios NiTi em DSC, cortou-se amostras com tamanho aproximado de 5 mm os quais foram submetidos a um ciclo de aquecimento e resfriamento para a determinação das temperaturas de transformação de fase. O ensaio teve início na temperatura de 150 °C, com um patamar de 2 minutos (isoterma), para estabilização da temperatura. Após a isoterma, resfriou-se a amostra até - 50 °C com uma taxa de 2 °C/minutos (mesma taxa usada no ensaio de DMA). Ao atingir a temperatura de - 50 °C a amostra foi submetida a aquecimento até a temperatura de 150 °C, em que se fechou o ciclo aquecimento. A taxa de aquecimento também foi de 2 °C/minutos.

3.2. Fabricação das Amostras CFRP-NiTi

As amostras de compósito CFRP-NiTi concebidas para este trabalho são compostas de 4 camadas de pré-impregnados de resina epóxi de alta resistência com fibras de carbono unidirecionais (HexPly 8552), fabricados pela Hexcel Composites (UK), contendo fios de NiTi uniformemente distribuídos no plano neutro da mini viga formada, conforme ilustra a figura 15. Suas dimensões são baseadas nas dimensões máximas de teste do equipamento de DMA (modelo Q 800) da TA Instruments.

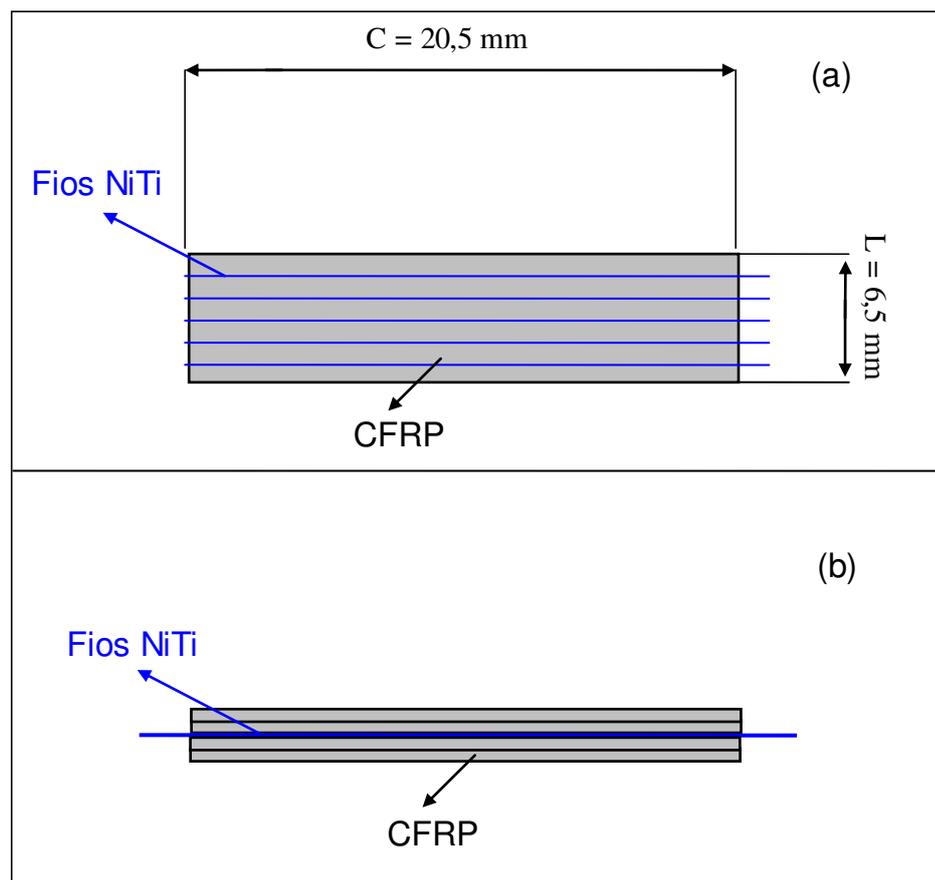


Figura 15: Esquema ilustrativo das amostras de compósitos CFRP-NiTi confeccionadas neste trabalho. Vista superior (a) e vista lateral (b) da amostra.

Para os dois modos de ensaios empregados, as medidas aplicáveis para as amostras no DMA são:

- *Single Cantilever*

l - até 15 mm (comprimento)

e - até 5 mm (largura)

c - 17,5 mm (comprimento útil)
(Dual Cantilever - 35 mm; comprimento útil)

• *Tração*

l - até 6,5 mm

e - até 2 mm

c - de 5 a 30 mm

Dessa forma as dimensões de uma amostra que possibilite a execução de ensaios nos três modos são:

l - até 6,5 mm

c - até 20,5 mm

A espessura (e) é um parâmetro determinado pelo processo de cura e empilhamento das laminas de CFRP, que fica em torno de 0,7 mm após a cura do compósito.

As amostras concebidas conforme a ilustração da figura 15 foram confeccionadas seguindo as etapas previstas no fluxograma da figura 13 e descritas abaixo.

Inicialmente as amostras foram confeccionadas com os fios NiTi totalmente alinhados com a direção das fibras de carbono do CFRP. Entretanto, com o andamento do trabalho observou-se a necessidade do embutimento dos fios NiTi em um ângulo diferente. Assim sendo, foi feito um estudo das propriedades mecânica dinâmicas de compósitos CFRP produzidos com as fibras de carbono em diferentes ângulos em relação ao eixo longitudinal da amostra para estabelecer uma angulação das fibras de carbono que seria ideal para a obtenção de compósitos com potencial ativo otimizado. De início, testou-se as 2 condições extremas (0° e 90°) e após observar a tendência do comportamento, confeccionou-se amostras de CFRP variando-se a angulação das fibras de carbono de 0° até 45°, com incrementos de 5°.

Após a escolha do melhor ângulo para inclinação das fibras de carbono, que fornece amostras com melhor potencial de ativação (módulo de elasticidade do CFRP próximo ao dos fios NiTi), produziu-se amostras de CFRP-NiTi com fios NiTi no estado tratado termicamente e com fios NiTi “treinados” após tratamento térmico, para duas LMF selecionadas (Liga M e liga H, Memory-Metalle). Para cada tipo de amostra variou-se a fração volumétrica dos fios NiTi, com o intuito de se obter amostras suficientes para,

através de análises em DMA, caracterizar a influencia da incorporação dos fios NiTi em diferentes condições e ao mesmo tempo a influencia da fração volumétrica dos mesmos nas propriedades termomecânicas dos compósitos obtidos.

3.2.1. Preparação dos Fios da LMF NiTi

Os fios da LMF binária NiTi empregados neste trabalho foram fornecidos pela empresa alemã Memory-Metalle no estado encruado (como recebido), com diâmetro de 0,29 mm (liga M) e 0,305 mm (liga H). Esses fios foram embebidos no pré-impregnado de CFRP em duas diferentes condições: tratado termicamente e submetido à ciclagem termomecânica após tratamento térmico (processo de treinamento).

O tratamento térmico dos fios de NiTi consistiu de um recozimento por 20 minutos a 450 °C em forno elétrico, 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.

O processo de treinamento após o tratamento térmico de recozimento consistiu em submeter às 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 se expanda repetidamente sob carga. O tempo de aquecimento e resfriamento depende das dimensões do fio e do ambiente em que está sendo treinado, devendo ser determinado experimentalmente para cada caso. Para o caso deste trabalho, utilizou-se 8 segundos para aquecimento e 12 segundos para o resfriamento.

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-impregnados de CFRP.

3.2.2. Preparação das Folhas de Pré-Impregnados CFRP

Para a confecção das amostras de compósitos ativos CFRP–NiTi, foram utilizadas folhas de pré-impregnados de fibra de carbono 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 armazenadas em um congelador a aproximadamente - 2 °C e posteriormente cortadas nas dimensões de 20,5 mm por 6,5 mm, de acordo com as especificações definidas na figura 15.

3.2.3. Projeto das Amostras CFRP-NiTi

Através das propriedades obtidas com a caracterização dos constituintes, fixou-se um ângulo ótimo de inclinação das fibras de carbono para a produção das amostras de CFRP-NiTi. Com as dimensões possíveis e utilizando uma analogia a regra das misturas, projetou-se as amostras com fração volumétrica de fios NiTi suficientes para provocarem aumentos no módulo de elasticidade dos compósitos obtidos. Inicialmente o projeto das amostras foi realizado utilizando-se fios NiTi da liga M.

Conforme já mencionado, as dimensões das amostras CFRP-NiTi foram de 20,5 x 6,5 x 0,7 mm.

Com base nesses dados calculou-se o volume da amostra de mini viga CFRP sem fios (V_{CFRP}), o qual corresponde a 93,27 mm³.

O volume dos fios NiTi foi calculado através do comprimento útil dentro da amostra CFRP-NiTi, que é de 20,5 mm e do seu diâmetro que é de 0,29 mm. Com isso, o volume de um fio NiTi (V_{NiTi}) corresponde a 1,35 mm³.

Através dos volumes do compósito sem fios e do fio NiTi, estabeleceu-se uma relação entre a fração volumétrica do CFRP e dos fios NiTi empregados. Essa relação é dada por:

$$V_{\%NiTi} = \frac{V_{NiTi} * 100\%}{V_{CFRP} + nV_{NiTi}} \quad \text{Eq. 13}$$

em que $V_{\%NiTi}$ é a fração volumétrica de fios NiTi e n é o número de fios.

Logo para n fios NiTi, a fração volumétrica para o CFRP será dada por:

$$V_{\%NiTi} = n * V_{NiTi} \quad \text{Eq. 14}$$

$$V_{\%CFRP} = (100 - (n * V_{\%NiTi}))\% \quad \text{Eq. 15}$$

em que $V_{\%CFRP}$ é a fração volumétrica de CFRP.

A determinação do número de fios a serem incorporados é feita teoricamente através analogia com regra das misturas:

$$E_{CFRP-NiTi}(T) = \frac{[E(T) * V_{\%}]_{CFRP} + [E(T) * V_{\%}]_{NiTi}}{100\%} \quad \text{Eq. 16}$$

em que:

$E_{CFRP-NiTi}$ = módulo de elasticidade do compósito CFRP-NiTi;

E_{CFRP} = módulo de elasticidade do compósito CFRP sem fios;

E_{NiTi} = módulo de elasticidade do fio NiTi.

Substituindo as equações (14) e (15) na (16) tem-se:

$$E_{CFRP-NiTi}(T) = \frac{E_{CFRP}(T) * [100 - (n * V_{\%NiTi})] + [E(T) * nV_{\%}]_{NiTi}}{100\%} \quad \text{Eq. 17}$$

O módulo de elasticidade do CFRP sem fios foi determinado em DMA através de amostras confeccionadas nas dimensões mencionadas e ensaiadas no modo de flexão simples aplicando-se uma amplitude de deslocamento de 15 μm a uma frequência de 1 Hz e um intervalo de temperatura que vai da temperatura ambiente até 140°C com uma taxa de aquecimento de 2°C/min. O módulo de armazenamento dos fios nos três estados diferentes também foi determinado em DMA (modo de tração) aplicando-se o mesmo tipo de ensaio.

Para a determinação do número de fios NiTi a ser utilizado na confecção das amostras de CFRP-NiTi partiu-se do fato de que a quantidade de fios a serem incorporados deve ser suficiente para promover algum aumento do módulo de elasticidade do compósito final e ao mesmo tempo não afetar as outras propriedades mecânicas do mesmo.

Inicialmente, considerou-se a concepção de uma amostra com o maior número de fios possíveis. Dessa forma, como o diâmetro dos fios NiTi a serem utilizados situa-se em torno de 0,29 mm, o número máximo de fios que poderá ser embebido nas amostras de CFRP (no sentido paralelo as fibras da matriz) será:

$$n = \frac{L}{D}$$

em que l é a largura da amostra e d é o diâmetro do fio NiTi.

Substituindo os valores de l e d , tem-se:

$$n = \frac{6,5}{0,29} \quad n = 22 \text{ fios}$$

A figura 16 mostra esquematicamente uma amostra de CFRP-NiTi, considerando essa situação ($n=22$ fios).

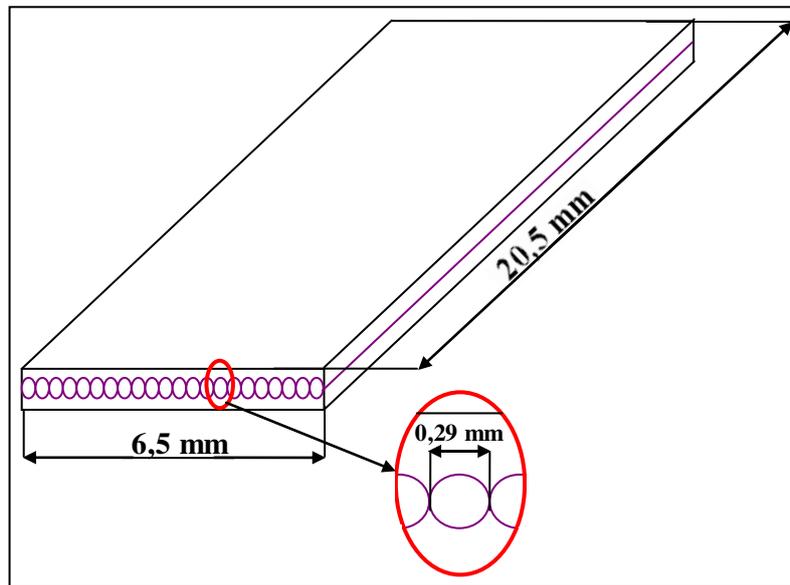


Figura 16: Esquema da amostra CFRP-NiTi a ser fabricada – situação crítica.

Para uma amostra de mini viga confeccionada com esse número de fios, verifica-se que consistiria em uma situação crítica, que não proporciona um contato entre a camada superior e inferior da matriz de CFRP. Assim, esse compósito terá suas propriedades de interface afetadas. Dessa forma, essa situação crítica (com $n= 22$ fios) deve ser evitada.

As amostras de CFRP-NiTi a serem fabricadas devem ter o maior número de fios de NiTi, mas ao mesmo tempo evitar a situação crítica citada acima. Uma forma para tentar se evitar essa situação e manter uma melhor molhabilidade e aderência entre os componentes do compósito, envolve:

- deixar uma distância sem fios NiTi nas bordas do compósito (equivalente a duas vezes o diâmetro do fio);
- distribuir os fios NiTi de maneira que se deixe um maior espaço entre cada fio.

Ao obedecer ao primeiro ponto tem-se que a distância útil para distribuir os fios NiTi deve ser de:

$$l_u = l - 4 * d$$

em que l_u é o comprimento útil da amostra e D é o diâmetro do fio NiTi.

Substituindo os valores, tem-se:

$$l_u = 6,5 - 4 * 0,29 \qquad l_u = 5,34 \text{ mm}$$

Após essa consideração, as amostras de CFRP-NiTi a serem confeccionadas devem ter a configuração esquematizada na figura 17.

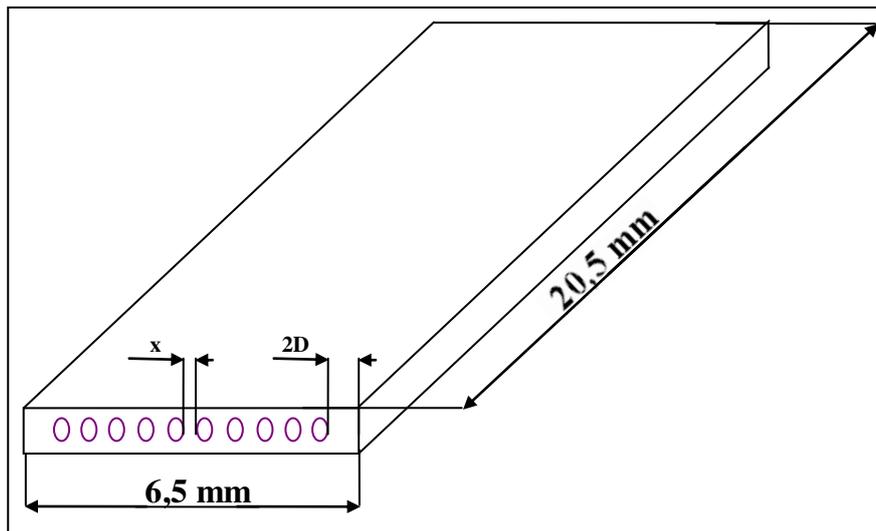


Figura 17: Esquema das amostras de CFRP-NiTi a serem fabricadas.

Para a determinação do número de fios NiTi e conseqüentemente do espaçamento (x) entre eles, e obter um compósito ativo onde o número de fios incorporados seja capaz de promover variação nas propriedades mecânicas do conjunto quando ativados, fez-se uso de uma analogia com a regra das misturas para compósitos. Através desta analogia, simulou-se o número de fios NiTi capaz de promover a ativação do compósito. Para tanto, fez-se necessário algumas considerações, como aderência perfeita entre os fios NiTi e a matriz CFRP utilizada, implicando em um não deslizamento dos fios NiTi dentro da matriz, assim como em uma total transferência de carga entre os constituintes do compósito.

Deseja-se fabricar amostras CFRP-NiTi para as quais suas propriedades sofram variações consideráveis com a adição de um número de fios NiTi, a ser determinado. Para tanto, escreveu-se a equação análoga a lei das misturas em

função do número de fios, o que possibilitou a análise do comportamento do módulo do compósito (E) em função do número de fios NiTi (n). Alguns parâmetros como módulo de elasticidade da matriz (CFRP) e dos fios NiTi (nos três estados) foram obtidos experimentalmente em DMA. Pelo fato da ativação dos fios NiTi e do compósito obtido ocorrer através de aquecimento, esses parâmetros foram obtidos em função da variação da temperatura, possibilitando avaliar os seus valores ponto a ponto com a temperatura.

Com isso, através dos parâmetros obtidos em DMA e dos parâmetros obtidos das dimensões da amostra, tornou-se possível a previsão do número de fios suficientes para promover variações significativas no módulo de elasticidade do compósito obtido e assim confeccionar amostras com frações volumétricas diferentes, para cada estado de fios NiTi.

3.2.4. Preparação dos Compósitos CFRP - NiTi

As amostras de compósitos ativos concebidas foram fabricadas por um processo de prensagem uniaxial a quente, de forma semelhante ao descrito no trabalho de Xu et. al (2002).

Para a fabricação dos compósitos em modo sanduíche, os fios de NiTi foram uniformemente alinhados em um molde com aproximadamente a mesma distância de separação, porém variando-a de acordo com a fração volumétrica utilizada. Os fios NiTi foram alinhados e presos antes de serem inseridos entre as camadas de CFRP com o auxílio do dispositivo ilustrado na figura 18.

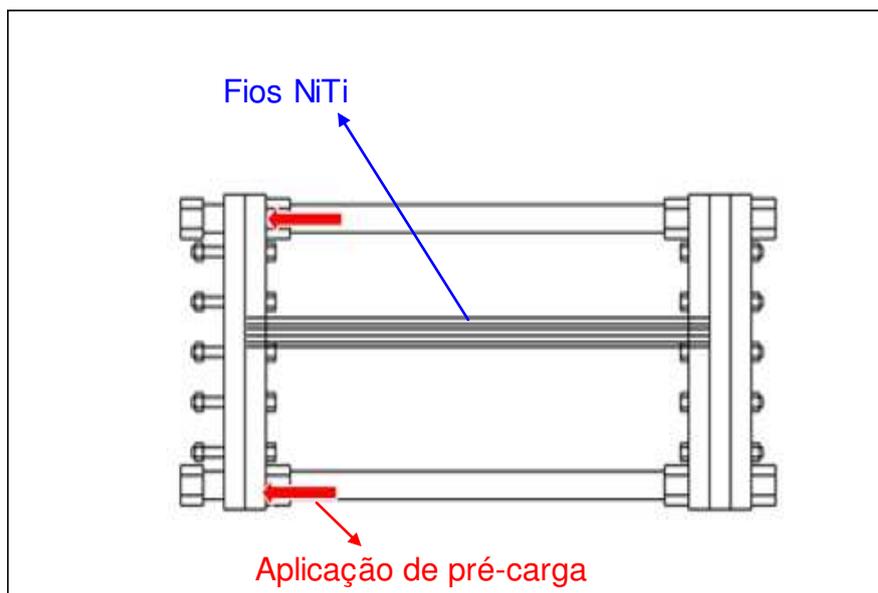


Figura 18: Ilustração esquemática do dispositivo desenvolvido para alinhar os fios NiTi.

Em seguida duas camadas do pré-impregnado de CFRP foram acomodadas acima e abaixo dos fios de NiTi. A figura 19 mostra em detalhes a montagem utilizada nesse processo, mostrando o pré-preg de CFRP e os fios de NiTi alinhados sobre a placa de aço inox do molde.



Figura 19: Montagem dos constituintes para fabricação dos compósitos CFRP-NiTi.

Após a montagem, o sistema CFRP-NiTi conforme mostrado na figura 19, o conjunto molde - constituintes foi instalado em uma máquina de ensaios universal INSTRON 5582 com câmara térmica, onde seguiu-se o ciclo de cura

proposto por Xu et. al (2002). Este autores propõe como ciclo de cura a prensagem a quente por quatro horas, a uma temperatura de 120 °C e uma pressão de 0,32 MPa, seguido de um resfriamento. A evolução da temperatura durante o ciclo de cura foi acompanhada utilizando microtermopares (tipo K, com diâmetro de 100 µm) distribuídos na base do molde sanduíche, conforme mostra o detalhe da figura 20.



Figura 20: Microtermopar tipo K soldado na placa do molde sanduíche.

Posteriormente, para a produção futura de amostras CFRP-NiTi com as fibras de carbono em ângulo em relação aos fios NiTi procedeu-se da mesma forma. Entretanto, neste caso as placas de pré-preg CFRP foram cortadas com a angulação desejada (15°) e assim, ao serem montadas juntamente com os fios NiTi, ficaram em ângulo.

3.3. Caracterização das Amostras de CFRP-NiTi

3.3.1. Teste de Arrancamento

As amostras utilizadas para o teste de arrancamento dos fios LMF NiTi da matriz CFRP foram produzidas seguindo a mesma metodologia empregada para a fabricação das amostras para testes em DMA, divergindo apenas quanto às suas dimensões, que seguiram a metodologia proposta por Bettini et al (2008). Para realização desse ensaio produziu-se amostras com diferentes angulações das fibras de carbono em relação aos fios NiTi. A angulação variou

de 0° até 45° com incrementos de 5°, totalizando 10 amostras de CFRP-NiTi para arrancamento. Cada amostra foi produzida com 6 fios NiTi da liga M com uma distância de 5 mm entre eles, possibilitando a reprodutividade do ensaio para amostras produzidas nas mesmas condições.

O teste de *arrancamento* foi realizado em duas temperaturas diferentes: na temperatura ambiente (onde os fios NiTi encontram-se em uma região de transformação intermediária Martensita – fase R) e a 110 °C onde os fios estão no estado austenítico. Dessa forma realizou-se o arrancamento de três fios para cada temperatura.

Todos os testes foram realizados com uma máquina de ensaios Universal (INSTRON 5582) no modo de controle de deslocamento do travessão com velocidade de 0,5 mm/min. A máquina foi equipada com uma célula de carga 5 KN e uma câmara térmica.

3.3.2. Caracterização das Amostras de CFRP-NiTi em DMA

3.3.2.1. Caracterização Dinâmica - Medidas do módulo de armazenamento e fator de amortecimento

As propriedades viscoelásticas dos compósitos ativos CFRP-NiTi (desenvolvidos neste trabalho) foram caracterizadas utilizando um equipamento DMA Q 800 da TA Instruments com amostras retangulares definidas anteriormente. Inicialmente foi realizada uma varredura de frequência, amplitude e taxa de aquecimento para a verificação da existência de variação de propriedades com esses parâmetros e para determinação dos valores ideais a serem utilizados no decorrer do estudo. Após a fixação dos parâmetros, a análise das amostras foi feita aquecendo-se da temperatura ambiente até uma temperatura próxima da T_g do CFRP. Durante estes ensaios foram analisados o módulo de armazenamento e o fator de amortecimento ($\tan \delta$) que é fisicamente associado ao amortecimento do material.

3.3.2.2. Caracterização estática - Testes de dilatação térmica

Para a realização do teste de expansão/contração térmica dos compósitos CFRP-NiTi em DMA, utilizaram-se as mesmas amostras da caracterização dinâmica garantindo-se assim as mesmas frações volumétricas.

O teste foi realizado no modo de ensaio de tração com a fixação das amostras e aplicação de uma pré-carga mínima da ordem de 10 MPa, que é mantida constante durante todo o ensaio. A variação do comprimento foi monitorada através do aquecimento das amostras da temperatura ambiente até uma temperatura próxima a T_g da matriz CFRP, com uma taxa de aquecimento de 2 °C/min.

3.3.3. Caracterização das amostras de CFRP-NiTi via microscopia ótica

Para análise da interface entre os fios e o CFRP foram feitas fotografias em um microscópio ótico, da marca OLYMPUS, modelo BX51, após os testes em DMA. Para esse ensaio, cortaram-se pequenas partes das amostras já utilizadas nos testes de DMA. As amostras cortadas foram embutidas com a face da seção transversal posicionada para cima e polidas para planificação da face a ser analisada.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. Caracterização dos Constituintes das Amostras de CFRP-NiTi

4.1.1. Fios LMF NiTi

A pré-caracterização dos constituintes dos compósitos CFRP-NiTi a serem obtidos foi relevante para a concepção desse trabalho, por fornecer resultados que possibilitaram a determinação de estratégias a serem seguidas para se alcançar os objetivos propostos.

Conforme já mencionado, o objetivo principal desse estudo é a obtenção e caracterização de amostras de um compósito ativo, constituído de pré-impregnados de CFRP de resina epóxi e fios de LMF NiTi, via análise mecânica dinâmica (DMA). O equipamento DMA empregado permite a obtenção de várias propriedades em um único ensaio, entretanto nesse trabalho as propriedades exploradas pela técnica foram a variação das componentes do módulo de elasticidade e a capacidade de dilatação térmica que, tanto os compósitos obtidos como os constituintes, apresentam em função da variação da temperatura e da fração volumétrica dos constituintes. Para esse estudo o módulo de armazenamento foi tratado simplesmente como sendo módulo de elasticidade (E) e o amortecimento como sendo o fator de amortecimento *Tan delta*.

4.1.1.1. Caracterização dos fios em DMA

A figura 21 apresenta os resultados da caracterização termomecânica em DMA, com a variação do módulo de elasticidade em função da temperatura, para os fios NiTi (liga M e H) no estado apenas tratado e treinado após tratamento térmico, utilizados para a obtenção das amostras de CFRP NiTi.

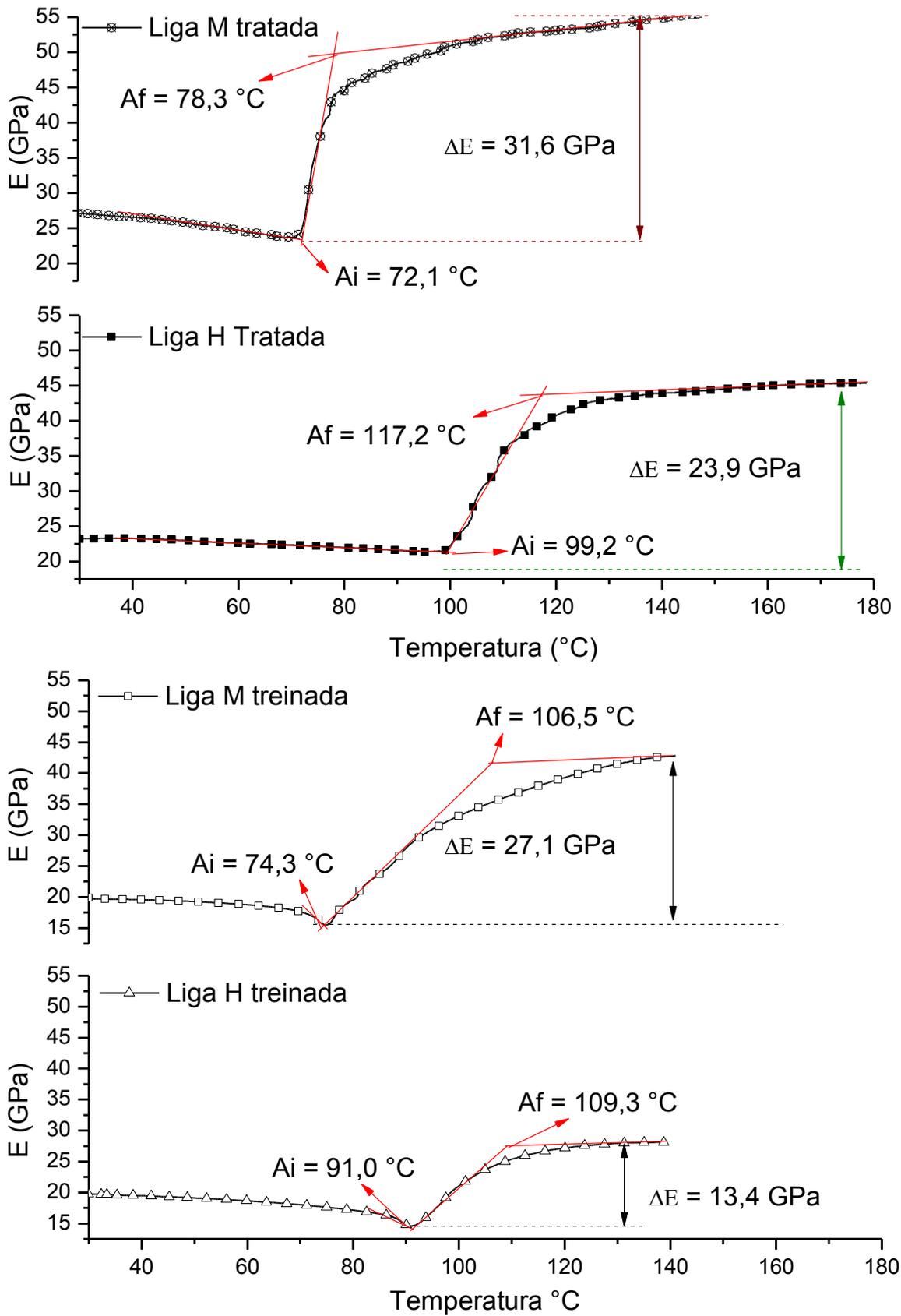


Figura 21: Variação do módulo de elasticidade em função da temperatura para os fios NiTi em diferentes condições.

Através dos resultados obtidos no ensaio de DMA, constata-se que ambas as LMF apresentam grandes variações de propriedades mecânicas quando aquecidos até uma temperatura suficientemente alta para promover a transformação de fase. Esse aumento de módulo de elasticidade dos fios NiTi lhes confere um grande potencial para serem utilizados para obtenção de estruturas ativas. Os resultados apresentados na figura 19 revelam ainda que os fios apenas tratados termicamente apresentaram maiores aumentos de módulo de elasticidade do que os fios treinados. Esses aumentos foram ainda maiores para os fios NiTi da liga M. Os fios NiTi simplesmente tratados termicamente apresentaram o maior aumento do módulo de elasticidade durante a transformação de fase. Esse módulo, na liga H, cresce de 21 GPa para aproximadamente 45 GPa quando totalmente austenítico e de 22 GPa para 52 GPa para os fios da liga M. Para ambos os fios obteve-se um aumento de módulo superior a 100%. Para os fios treinados de ambas as ligas, também se observaram aumentos de módulo de elasticidade, entretanto inferiores aos dos fios NiTi apenas tratados. Esse comportamento pode ser atribuído ao efeito da distribuição de defeitos internos gerados durante o processo de treinamento (ciclagem sob carga de 200 MPa) dos fios NiTi.

Outro parâmetro fornecido pelo ensaio em DMA que também se faz bastante útil são as temperaturas de transformação de fase. Através da aplicação do método das tangentes as curvas $E(T)$ da figura 23, é possível a determinação das temperaturas em que os fios NiTi iniciam e terminam as transformações de fase reversa martensita – austenita (A_i e A_f). Estas temperaturas de transformação se constituem em propriedades de extrema importância para o projeto de estruturas ativas, pois as suas condições de utilização dependem fortemente desse parâmetro. Para os fios NiTi estudados observa-se que a liga M (tratada e treinada) apresenta temperaturas de transformação de fase inferiores aos fios da liga H, conforme previsto pela empresa fornecedora Memory-Metalle. (Memory-Metalle, 2013).

Analisando os parâmetros de temperatura de mudança de fase e aumento de rigidez (módulo de elasticidade) dos fios NiTi utilizados nesse estudo, aqueles da liga M no estado tratado apresentam-se como melhor opção para obter estruturas ativas. Além de apresentarem maiores valores de aumento de módulo em uma faixa de temperatura pequena, esse aumento

acontece em temperaturas relativamente baixas, facilitando a sua incorporação em matrizes poliméricas por não haver a necessidade de submeter à matriz a altas temperaturas que possam causar a sua instabilidade térmica.

Apesar da análise mecânica dinâmica constituir a principal técnica a ser empregada nesse estudo, enfrentou-se algumas limitações para a sua utilização, devido a necessidade de usar nitrogênio líquido para o resfriamento das amostras até uma temperatura suficientemente baixa para promover a transformação direta dos fios NiTi para a fase martensítica. Dessa forma, não foi possível realizar a caracterização durante o resfriamento.

4.1.1.2. Caracterização dos fios NiTi em DSC

Através da análise em DSC foi possível a determinação de todas as temperaturas de transformação de fase dos fios NiTi, de ambas as ligas. A figura 22 apresenta os resultados obtidos através dessa técnica com a variação do fluxo de calor em função da temperatura para as quatro amostras de fios NiTi utilizadas (Liga H e Liga M, tratada e treinada).

Aplicando o método das tangentes aos gráficos obtidos em DSC, determinaram-se as temperaturas de transformação de fase para os dois fios nos dois estados.

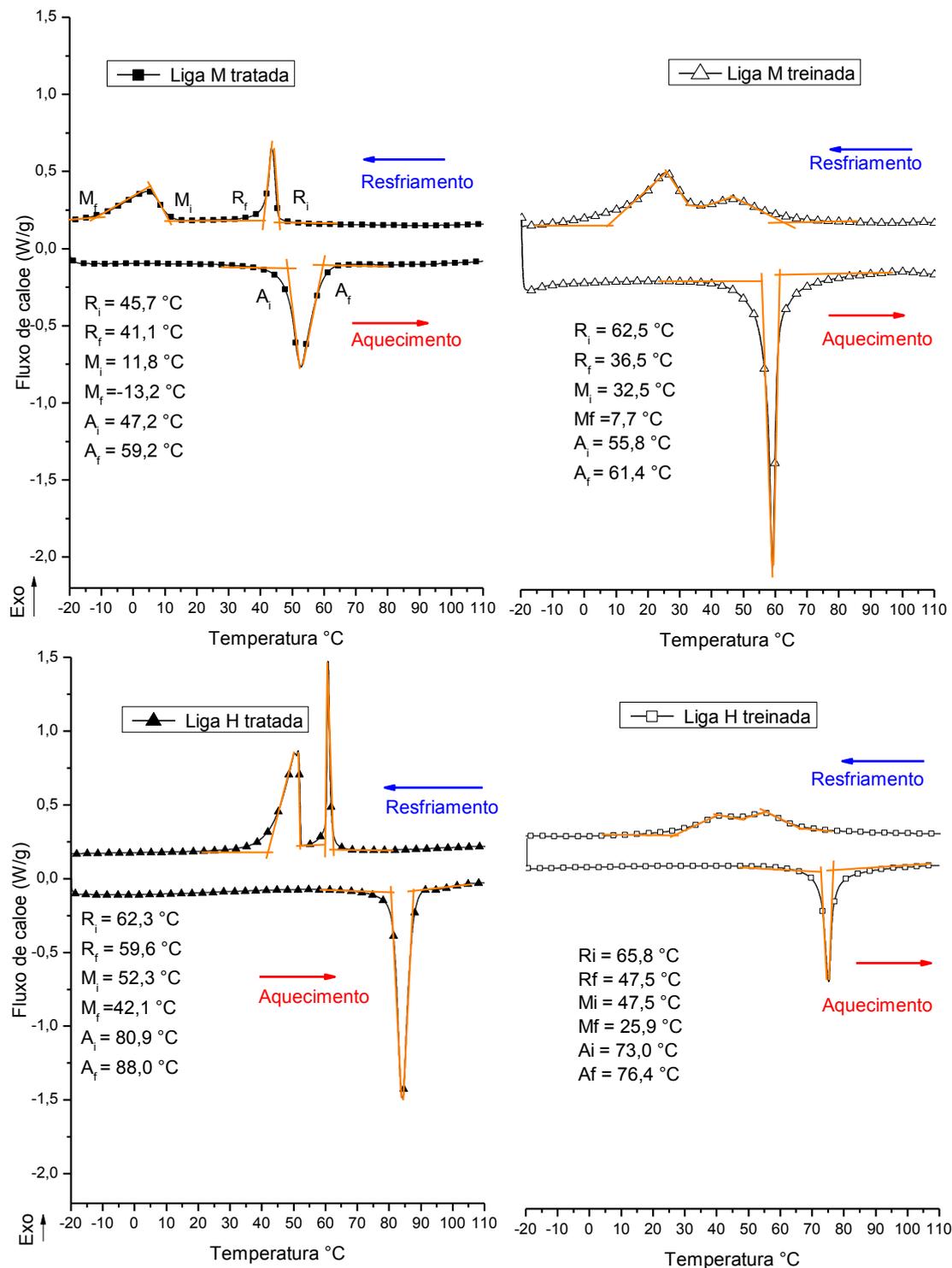


Figura 22: Variação do fluxo de calor em função da temperatura para os fios NiTi.

4.1.1.3. Testes de contração térmica em DMA

Uma propriedade que também é bastante explorada na utilização de ligas com efeito de memória de forma é a sua capacidade de expansão e contração em função da temperatura. Ao contrário das ligas metálicas clássicas, as LMF apresentam grande potencial de contração quando

deformadas e aquecidas. Essas ligas, ao terem seu deslocamento restringido tem a capacidade de gerar forças que se opõem a essas restrições. Na figura 23 mostra-se os resultados do deslocamento em função da temperatura, obtidos em DMA para as quatro amostras de fios LMF NiTi, quando submetidos ao aumento da temperatura.

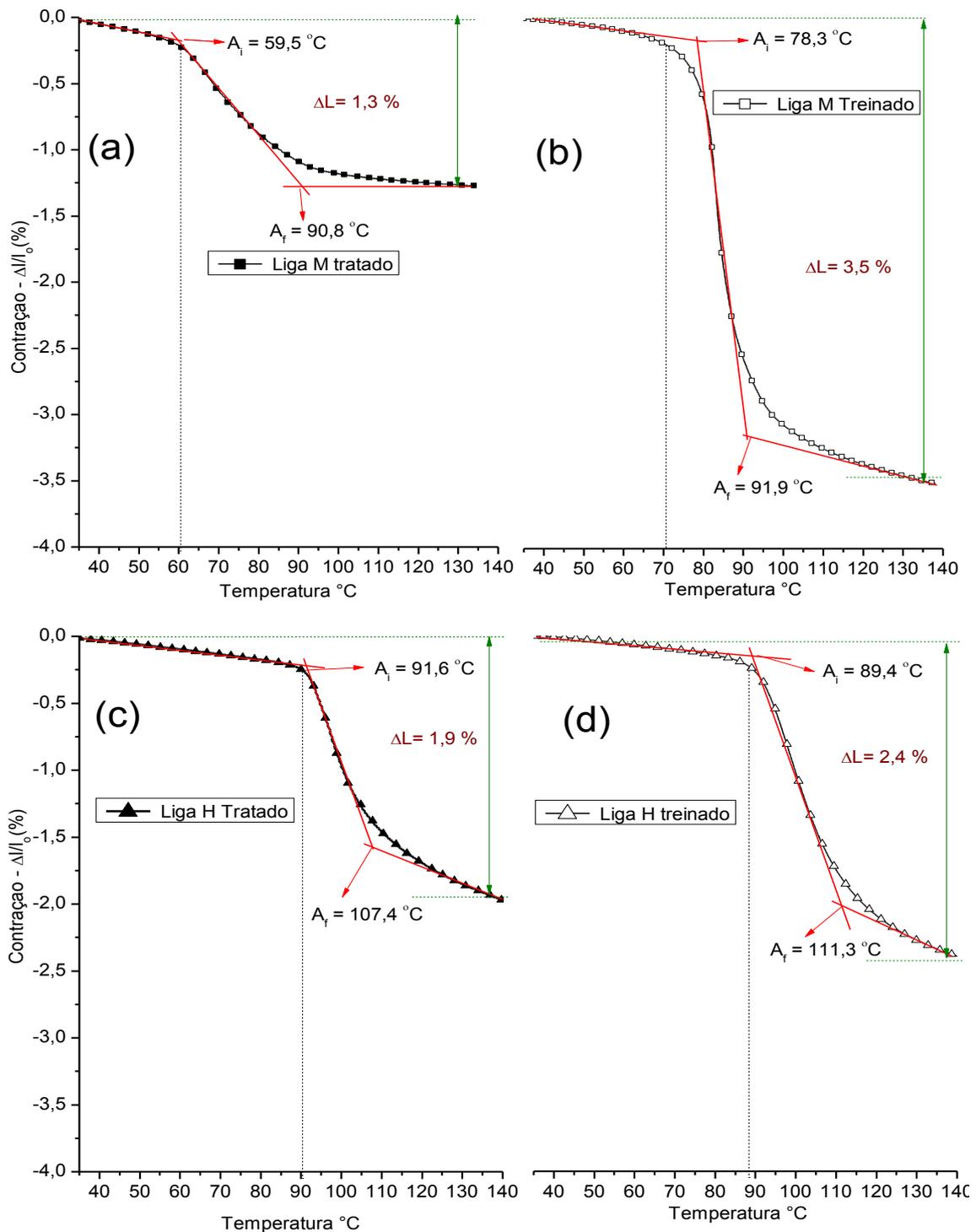


Figura 23: Medidas de dilatação térmica dos fios NiTi.

Esse tipo de ensaio também é muito útil para determinação das temperaturas de transformação de fase.

Os valores das temperaturas de transformação de fase obtidas em DMA (Variação de Módulo e Dilatação) e em DSC encontram-se sumarizadas nos tabelas 2, 3 e 4.

Tabela 2: Temperaturas de transformação de fase Romboédrica para liga M tratada.

Fios NiTi	R_i (°C)	R_f (°C)
	DSC	DSC
Liga M Tratada	45,7	41,1
Liga M Treinada	62,5	36,5
Liga H Tratada	62,4	59,6
Liga H Treinada	65,8	47,5

Tabela 3: Temperaturas de transformação de fase martensítica para liga M tratada.

Fios NiTi	M_i (°C)	M_f (°C)
	DSC	DSC
Liga M Tratada	11,8	-13,2
Liga M Treinada	32,5	7,8
Liga H Tratada	52,3	42,1
Liga H Treinada	47,5	25,9

Tabela 4: Temperaturas de transformação de fase austenítica para liga M tratada

Fios NiTi	A_i (°C)			A_f (°C)		
	DMA	DSC		DMA	DSC	
Liga M Tratada	72,1	59,5	47,2	78,3	90,8	59,2
Liga M Treinada	74,3	78,3	55,9	106,5	91,9	61,4
Liga H Tratada	99,2	91,6	80,9	117,2	107,4	88,0
Liga H Treinada	91,0	89,4	73,0	109,3	111,3	76,4
	Módulo	Dilatação		Módulo	Dilatação	

Comparando os valores de temperaturas obtidos em DMA durante o aquecimento (tabela 4) com os obtidos em DSC observa-se a existência de diferenças entre as temperaturas medidas. Esse fato é associado a fenômenos de transferência de calor que amostras metálicas sofrem quando ensaiadas em DMA, de forma que a temperatura da amostra é inferior à temperatura medida na câmara de aquecimento do DMA. Isso ocorre devido à transferência de calor da amostra metálica para a garra do DMA, que por possuir uma massa relativamente mais alta, se comparada com a amostra, acaba demorando mais a aquecer e dessa forma sua temperatura real é inferior a temperatura medida

pelo equipamento. Dessa forma como a transferência de calor da amostra para a garra é elevada, a amostra (metálica) também estará a uma temperatura inferior a medida pelo equipamento, havendo assim diferença entre essas duas temperaturas (Vilar *et al*, 2011).

Analisando as temperaturas de transformação de fase reversa (martensita para austenita), observa-se que os fios NiTi da liga H apresenta-se totalmente martensítico na temperatura ambiente, enquanto que o fio NiTi proveniente da liga M encontra-se em uma fase intermediária conhecida como Romboédrica (fase R). Diante disso, como as amostras de compósitos ativos (CRFP-NiTi) produzidas são testadas em DMA da temperatura ambiente (próximo de 30°C) até uma temperatura que permita a total transformação de fase dos fios NiTi dentro da matriz CFRP, os fios da liga M não terão sua transformação martensítica completamente atingida e sua total eficiência não será alcançada.

Através dos resultados obtidos nos testes de dilatação em DMA (figura 23) observa-se que os fios NiTi no estado treinado apresentaram maiores valores de contração térmica. Enquanto os fios das ligas M e H apenas tratadas apresentaram uma contração de 1,3 e 1,9 %, respectivamente, os fios no estado treinado destas ligas apresentaram valores de contração de aproximadamente 3,48 e 2,4 %, sendo o maior valor observado para a liga M.

Fazendo uma analogia em termos de coeficiente de dilatação térmica observa-se, através de aplicações de retas tangentes aos resultados da figura 23, que cada fio NiTi apresenta três regiões com diferentes inclinações. Assim, por essa analogia, é possível afirmar que cada fio NiTi apresenta três coeficientes de contração térmica (CCT) de acordo com o estado em que se encontram (martensítico, austenítico ou misto). A tabela 5 resume os valores encontrados para esses coeficientes após o tratamento dos dados da figura 23.

Tabela 5: Valores de coeficiente de contração térmica ($^{\circ}\text{C}^{-1}$) para os fios NiTi em diferentes estados.

Fios NiTi	CCT ($^{\circ}\text{C}^{-1}$)/Fase dos Fios		
	Martensítica	Intermediária	Austenítica
Liga M Tratada	-0,00371	-0,04001	-0,00211
Liga M Treinada	-0,00187	-0,09824	-0,01121
Liga H Tratada	-0,00277	-0,08801	-0,01891
Liga H Treinada	-0,00269	-0,92401	-0,13061

A figura 24 apresenta a variação do coeficiente de contração térmica em função do estado em que cada fio NiTi se encontra.

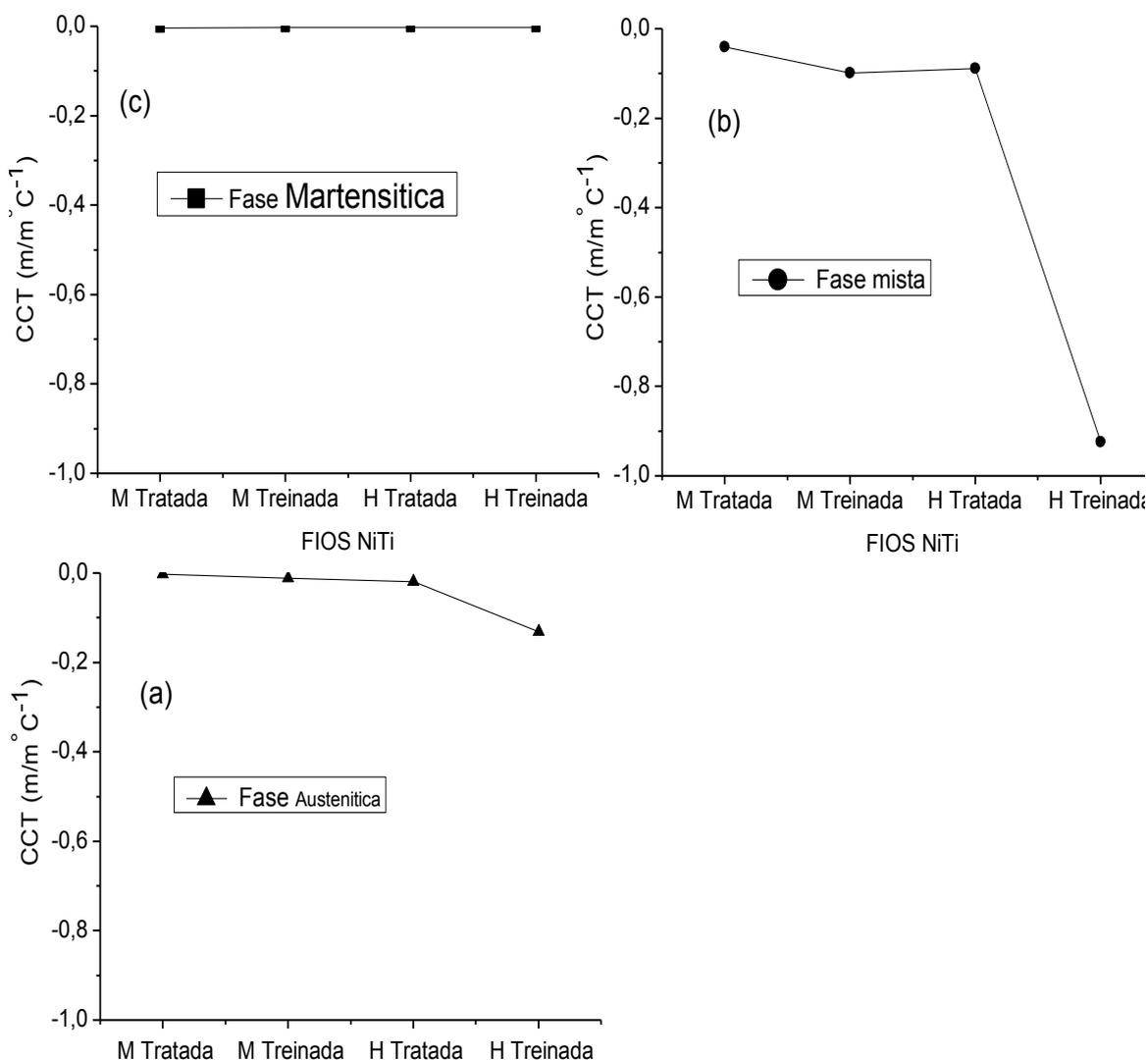


Figura 24: Variação do coeficiente de contração térmica (CCT) em função do estado de cada fio NiTi.

Através dos resultados da figura 24 constata-se que os maiores valores em módulo do coeficiente de contração térmica ocorrem para os fios NiTi quando no estado misto, durante a transformação reversa (Martensita - Austenita). Ambos os fios NiTi (H e M) apresentaram maiores valores de CCT, quando treinados ($0,09824 \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, Liga M e $0,92401 \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, Liga H), ocorrendo o maior valor para fios NiTi da liga M treinada. Na fase martensítica observou-se praticamente o mesmo comportamento, onde ambos os fios (liga M e H) no estado treinado tem coeficiente de contração térmica superiores aos fios apenas tratados. Já para a fase austenítica, que é estável durante o

aquecimento, verificaram-se valores bem próximos de CCT para todos os fios, independente de estarem tratados ou treinados.

Na realidade, para os fios NiTi treinados, os resultados de contração da figura 24 correspondem ao efeito memória de duas vias ou de duplo sentido (*two way shape memory effect – TWME*). (Otsuka & Wayman, 1998).

4.1.2. Caracterização do CFRP em DMA

A caracterização das propriedades termomecânicas em DMA do compósito CFRP a ser usado como matriz para a incorporação dos fios NiTi foi uma etapa importante no desenvolvimento do trabalho, pois forneceu dados sobre o comportamento de propriedades mecânicas, como módulo de elasticidade e fator de amortecimento (*Tan delta*), em função da temperatura. Nesse estudo o CFRP foi tratado com duas nomenclaturas: CFRP alinhado (as fibras de carbono estão alinhadas no mesmo sentido dos fios NiTi - 0°/0°/0°/0°) e CFRP em ângulo (as fibras de carbono estão dispostas em ângulo em relação a direção dos fios NiTi - 0°/90°/90°/0°). A figura 25 apresenta os resultados obtidos para a caracterização do CFRP alinhado e sem fios NiTi.

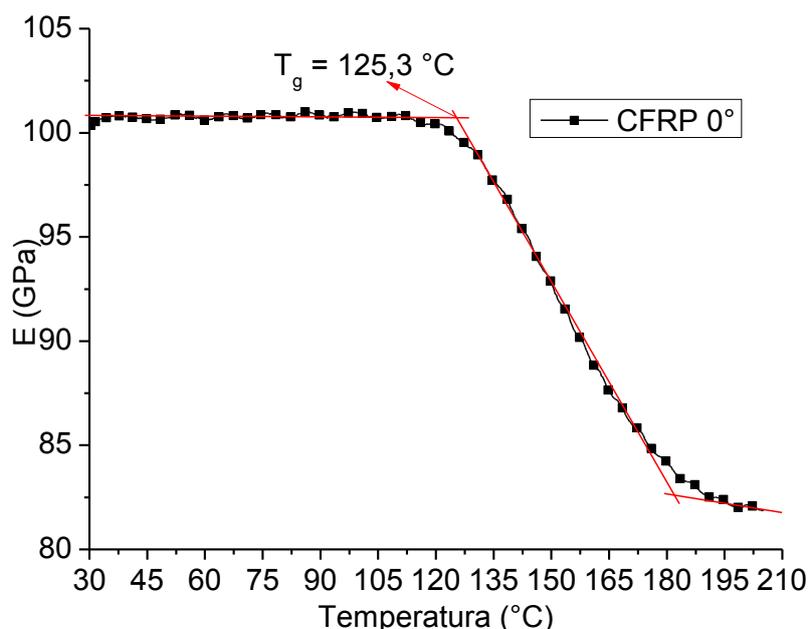


Figura 25: Variação do módulo de elasticidade em função da temperatura para o CFRP alinhado sem fios NiTi.

Através dos resultados obtidos para amostras de CFRP alinhado, constataram-se as suas excelentes propriedades mecânicas assim como a estabilidade térmica dessas propriedades até temperaturas da ordem de 120°C, suficiente para ativação dos fios NiTi. O módulo de elasticidade inicial do CFRP está em torno de 100 GPa e manteve-se praticamente constante até a temperatura de 125 °C. Esse valor de temperatura corresponde à temperatura de início da transição vítrea, ou seja, temperatura onde o CFRP tem sua viscosidade alterada fortemente, provocando perda de propriedades mecânicas. Dessa forma a temperatura de aquecimento máxima para os compósitos CFRP-NiTi obtidos com esse tipo de matriz foi determinada tendo-se em vista esse valor de temperatura T_g do CFRP, por se tratar de um limite em que o material passa por uma grande diminuição de sua rigidez devido a diminuição da viscosidade da resina. Conseqüentemente, acima dessa temperatura deve ocorrer também diminuição das propriedades de aderência que fazem com que o carregamento seja transferido para as fibras de reforço e fios NiTi.

Os resultados obtidos em DMA evidenciam que o CFRP apresenta estabilidade térmica até aproximadamente 125 °C, temperatura que é próxima a temperatura final de ativação dos fios NiTi (A_f). Dessa forma, os fios NiTi podem sofrer transformação martensítica reversa sem que a integridade do compósito CFRP seja comprometida.

4.2. Análise da Concepção das Amostras CFRP-NiTi

Para o uso da analogia a regra das mistura desenvolvida (eq. 17), fez-se uso dos resultados da pré-caracterização dos fios NiTi e do CFRP, obtidos em DMA. Mostra-se na figura 26, em conjunto, os resultados de módulo de elasticidade dos ensaios de DMA feitos para os fios NiTi (liga M) em três condições (como recebido, tratado termicamente e treinado após tratamento térmico) e de CFRP alinhado.

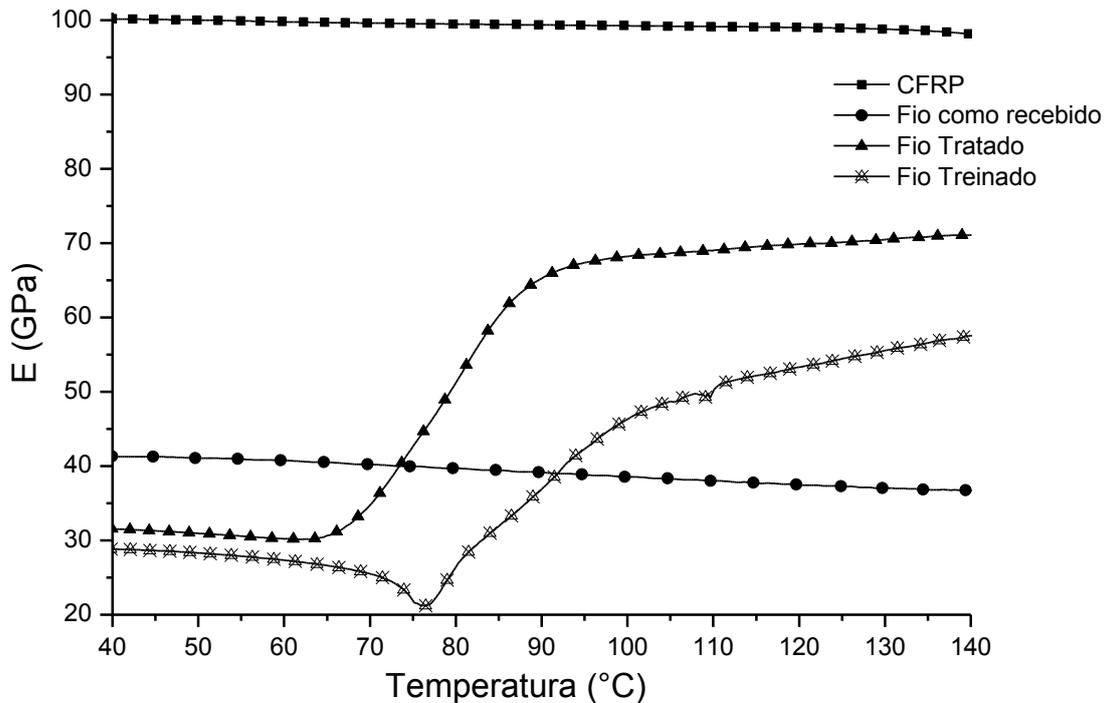


Figura 26: Variação do módulo de elasticidade em função da temperatura para os constituintes do compósito CFRP-NiTi (liga M).

Através do resultado da figura 28 é possível observar o comportamento dos módulos de elasticidade em função da temperatura para todos os constituintes, evidenciando-se fatores bem importantes para o projeto da amostra CFRP-NiTi, tais como:

- a matriz de CFRP apresenta uma ótima estabilidade térmica em uma faixa de temperatura que permite ser aquecida para ativação dos fios NiTi, sem que haja comprometimento de suas propriedades, devido ao fato de sua temperatura T_g situar-se bem acima da temperatura de transformação A_f dos fios;
- o módulo de elasticidade da matriz CFRP apresenta um valor expressivo (~ 100 GPa), chegando a ser muito superior ao módulo dos fios NiTi nos três estados (antes da ativação);
- analisando os valores do módulo de elasticidade dos fios NiTi-M e do compósito CFRP alinhado, nota-se que há uma grande diferença de valores de forma que mesmo após a transformação de fase, os fios NiTi apresentam valores de módulo inferiores ao do CFRP. Estudos relatados por Vilar et al (2011) mostram que a introdução de fios NiTi em matrizes com módulo elevado, não produzem compósitos com potencial de ativação, visto que o

aumento do módulo de elasticidade dos fios NiTi promovido pela sua ativação não é suficiente para promover variações no módulo do compósito gerado e que a fração volumétrica dos fios é relativamente pequena se comparada à matriz CFRP;

- O fio NiTi-M no estado tratado apresentou um módulo de elasticidade bem inferior ao da matriz CFRP (aproximadamente 32 GPa), na faixa de temperatura antes de sua transformação (até próximo de 70 °C). Apesar de ter apresentado um importante aumento de seu módulo, esse fio não chegou a superar o valor do módulo de elasticidade da matriz CFRP (aproximadamente 100 GPa), acima dessa temperatura;

- O fio NiTi-M no estado treinado após tratamento térmico, assim como o fio apenas tratado, também apresentou um módulo de elasticidade bem inferior ao da matriz CFRP (aproximadamente 28 GPa) na faixa de temperatura antes de sua transformação (até próximo de 75°C). Após atingir a temperatura de transformação de fase (martensítica-austéutica), apresentou um grande aumento de seu módulo, atingindo um valor de aproximadamente 60 GPa. Esse fio, mesmo após a sua mudança de fase, apresenta um módulo também inferior ao da matriz CFRP, e assim como o fio bruto, como recebido, provocaria uma diminuição no módulo de elasticidade do compósito CFRP-NiTi obtido.

Após essa análise, constata-se que os melhores resultados de obtenção de compósitos ativos do tipo CFRP-NiTi serão alcançados através da incorporação de fios NiTi no estado tratado, devido ao seu maior aumento de módulo de elasticidade após a transformação de fase.

A figura 27(a) mostra os resultados da simulação da variação do módulo de elasticidade de um compósito de matriz CFRP alinhada com fios NiTi tratados (utilizando-se a eq. 17), em função da temperatura, para diferentes quantidades de fios NiTi embebidos. A figura 27(b) apresenta o comportamento do ganho teórico de rigidez (módulo de elasticidade) do compósito CFRP-NiTi (quando ativado) em função da fração volumétrica de fios NiTi embebidos.

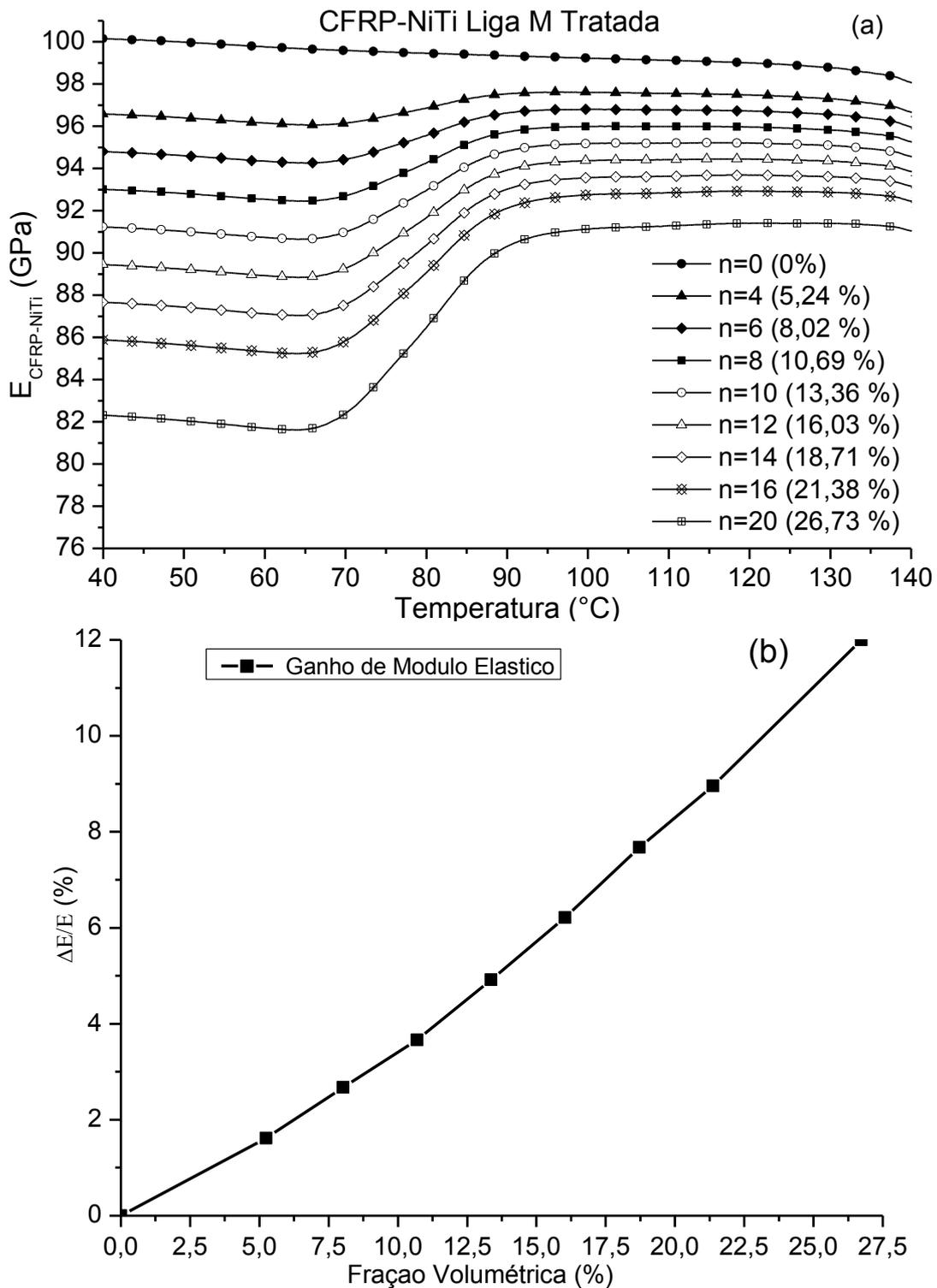


Figura 27: (a) Simulação da variação do módulo de elasticidade em função da temperatura para o sistema CFRP com fios tratados; (b) Ganho teórico percentual de módulo do composto CFRP-NiTi (quando ativado) em função da fração volumétrica de fios NiTi embebidos.

Através dessas figuras, nota-se que mesmo para pequenas quantidades de fios NiTi ($n = 4$), pode ocorrer variação do módulo do composto CFRP-NiTi, representativa de sua ativação. Observa-se ainda que a incorporação dos fios

NiTi no estado tratado na matriz CFRP, produz um compósito com módulo de elasticidade inferior ao da matriz CFRP pura. No entanto, após a sua ativação esse módulo tende a aumentar proporcionalmente ao número de fios NiTi incorporados. Teoricamente, quanto maior o número de fios NiTi embebidos na matriz CFRP menor será o módulo de elasticidade do compósito obtido, no entanto maior será a variação desse módulo (ΔE) e portanto o seu potencial de ativação.

Vale lembrar que deve ser escolhido um compósito com número de fios NiTi capaz de promover a ativação do compósito, mas ao mesmo tempo esse número deve ser mínimo, para não provocar uma demasiada perda de módulo assim como perda da aderência provocada pela diminuição da distância entre os fios NiTi.

Constata-se que, teoricamente seria possível a obtenção de compósitos ativos com pequenas quantidades de fios NiTi, já que para $n = 4$ fios observa-se a existência de mudanças significativas nas propriedades dos compósitos obtidos. No entanto, pelo fato de se tratar de um modelo teórico e ideal para o qual se considerou que há a perfeita aderência entre os constituintes, deve ser considerada a necessidade da incorporação de um maior número de fios.

As amostras de compósitos CFRP-NiTi desenvolvidas para este estudo consistem de quatro camadas de pré-impregnados de resina epóxi de alta resistência com fibras de carbono unidirecionais (HexPly 8552), fabricados pela Hexcel Composites (UK), contendo fios NiTi (ligas M e H) distribuídos uniformemente ao longo do plano neutro da viga. A figura 28(a) mostra o aspecto de uma das amostras de CFRP-NiTi fabricadas, enquanto a figura 28(b) mostra as curvas de temperatura e pressão aplicada em função do tempo durante o processo de cura dos compósitos CFRP-NiTi na máquina de ensaios Instron 5582. Estes resultados indicam um bom controle do processo de cura do tipo sanduíche sob pressão constante.

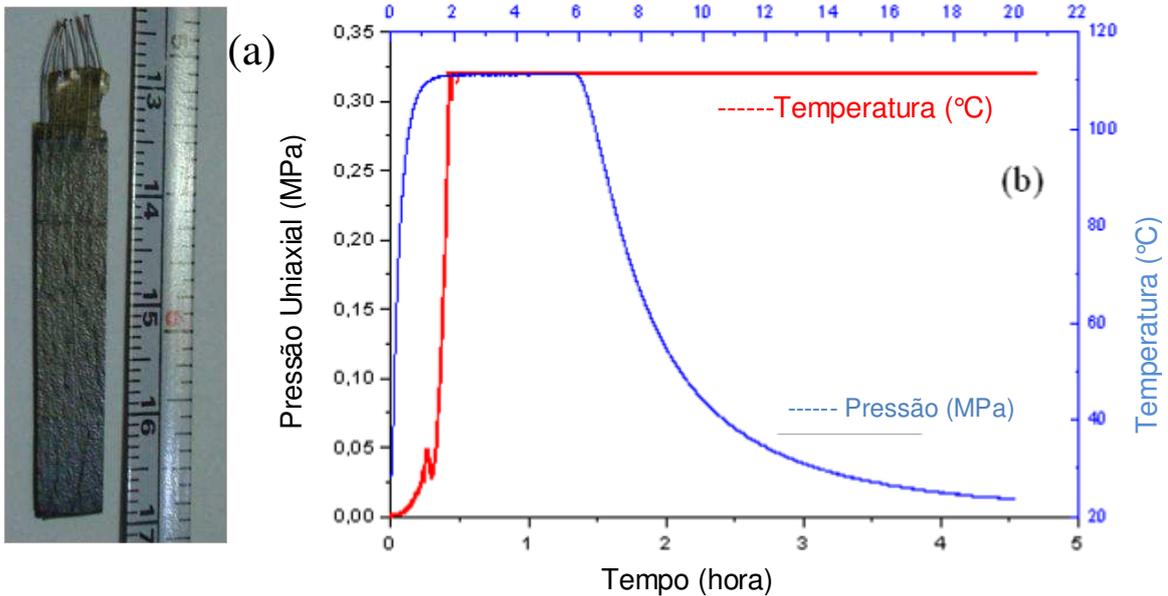


Figura 28: Compósito ativo CFRP-NiTi (a) com respectivo ciclo de cura (b).

Para estas condições de fibras de carbono alinhadas com os fios NiTi foram produzidas amostras de CFRP-NiTi com 14 fios NiTi (fração volumétrica de 18,7 %) da liga M no estado tratado. A figura 29(a) apresenta os resultados do comportamento do módulo de elasticidade e do amortecimento (*Tan delta*) em função da temperatura para os constituintes isolados, enquanto a figura 29(b) apresenta os resultados para o CFRP-NiTi produzido.

Pode ser observado da figura 29(a) que o compósito CFRP (fibras alinhadas) obtido possui um módulo de elasticidade bem superior ao dos fios NiTi mesmo os fios estando na fase austenítica. O CFRP apresenta uma boa estabilidade térmica para faixa de temperatura necessária para o aquecimento até a transformação dos fios. Dessa forma, o fio NiTi pode ser totalmente transformado de martensita para austenita sem que a integridade do compósito CFRP seja comprometida. O fator de amortecimento do CFRP é praticamente nulo na região abaixo da temperatura T_g , enquanto o fio NiTi apresenta grandes valores durante a transformação de fase martensita-austenita.

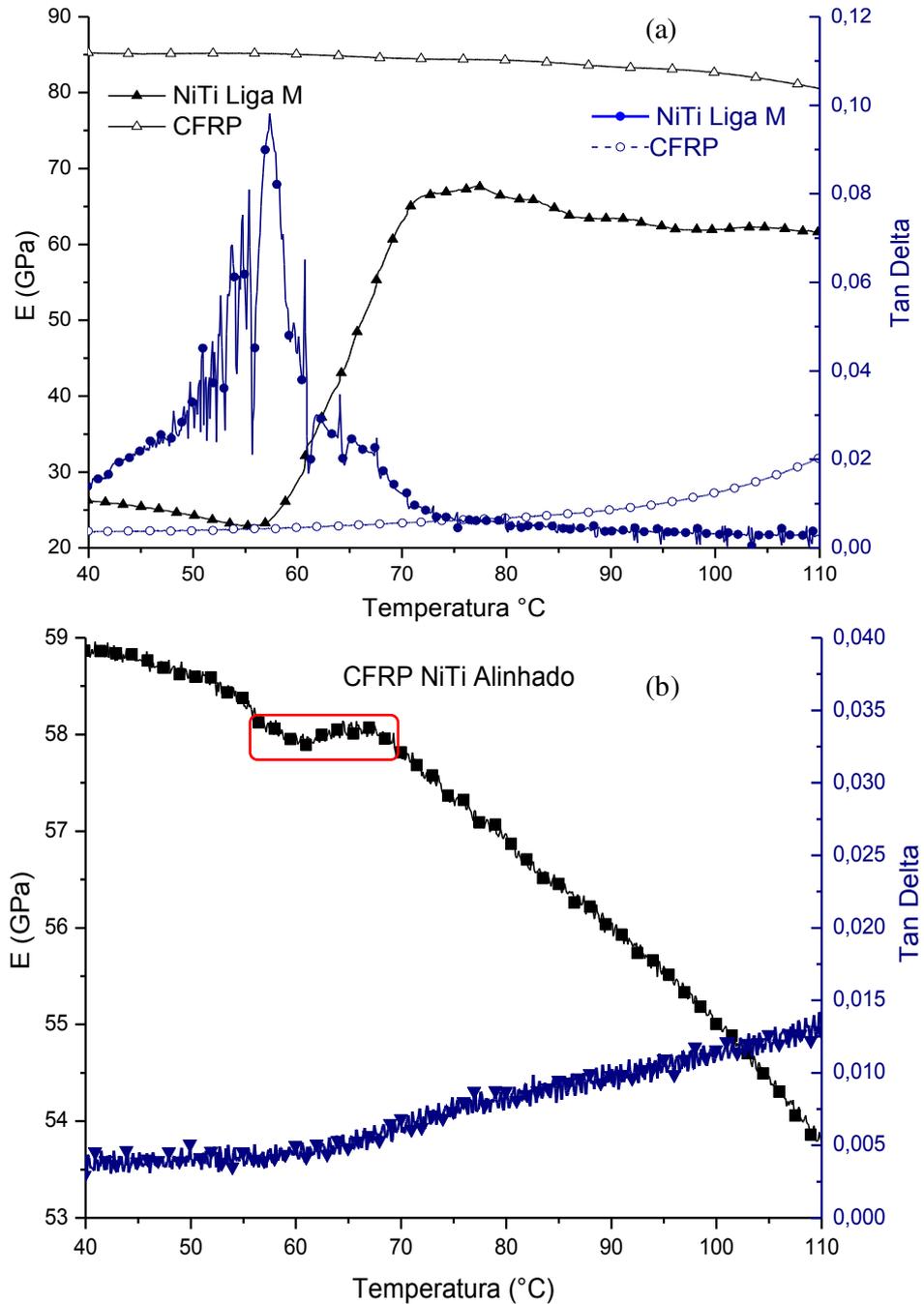


Figura 29: Propriedades mecânica dinâmicas dos fios NiTi, do CFRP (a) e CFRP-NiTi com 14 fios NiTi (fração volumétrica de 18,7 %) (b).

Por outro lado, da figura 29(b) observa-se que a introdução dos fios NiTi faz com que o módulo de elasticidade do compósito CFRP-NiTi seja reduzido. Este resultado é esperado e explicável por se tratar da introdução de um elemento de módulo inferior ao da matriz CFRP, concordando com os resultados obtidos através da simulação apresentada na figura 29(a). Porém, durante o aquecimento para ativação dos fios NiTi, não se observou-se variações significativas das propriedades analisadas que possam ser

associadas ao potencial de ativação do compósito CFRP-NiTi obtido. Verificou-se apenas uma pequena anomalia em torno da temperatura de transformação de fase dos fios NiTi. O comportamento do módulo de elasticidade é praticamente decrescente linear com o aumento da temperatura. Este fato é atribuído principalmente ao alto módulo de elasticidade do CFRP face ao fio NiTi. Uma situação semelhante foi reportada por Bettini et al. (2008), que afirmam que para uma orientação dos fios NiTi no sentido das fibras de reforço ocasiona uma maior aderência entre os fios NiTi e a matriz, porém esta configuração conduz geralmente para um baixo poder de ativação devido a elevada rigidez do material anfitrião, sendo necessário frações volumétricas elevadas para se obter uma estrutura com potencial de ativação. De forma semelhante ao módulo de elasticidade, não se observou variações significantes do *Tan delta*.

Pelo fato do módulo de elasticidade da matriz de CFRP ser elevado, e muito superior ao dos próprios fios NiTi utilizados, observa-se a necessidade de se trabalhar com uma matriz que possua uma rigidez menor ou mais próxima daquela dos fios NiTi antes de sua ativação, para assim possibilitar um maior potencial de ativação do compósito obtido.

Uma alternativa a essa necessidade consiste na utilização de uma matriz com módulo de elasticidade inferior ou próximo ao dos fios NiTi antes da ativação. Dessa forma pode-se fazer uso de uma matriz de epóxi com fibras de vidro (GFRP), que conforme a literatura apresenta boas propriedades mecânicas associadas à baixa massa específica, tornando-a um material de grande interesse, ou alterar a configuração da angulação das camadas de CFRP para obtenção de um compósito com menor rigidez na direção dos fios NiTi. Estudos desenvolvidos por Leitão et al. (2006) mostram a possibilidade de diminuição da rigidez do CFRP através da variação do ângulo das fibras. Dessa forma, foram produzidas novas amostras de CFRP-NiTi com as fibras de carbono orientadas em ângulo ($0^\circ/90^\circ/90^\circ/0^\circ$) com relação aos fios NiTi. Para um primeiro teste, optou-se por uma amostra em uma condição crítica, em que as duas camadas em contato com os fios estão a 90° em relação aos fios NiTi e as outras duas camadas (externas) estão na mesma direção dos fios. As novas amostras foram produzidas com uma fração volumétrica em torno de 11,5 % (n=9 fios) de fios NiTi da liga M no estado tratado.

A figura 30(a) apresenta os resultados do comportamento do módulo de elasticidade e do amortecimento em função da temperatura, para os fios NiTi tratados e o novo CFRP (fibras a 90°). Já a figura 30(b) apresenta os resultados para o compósito CFRP-NiTi produzido com as fibras de carbono em ângulo de 90°.

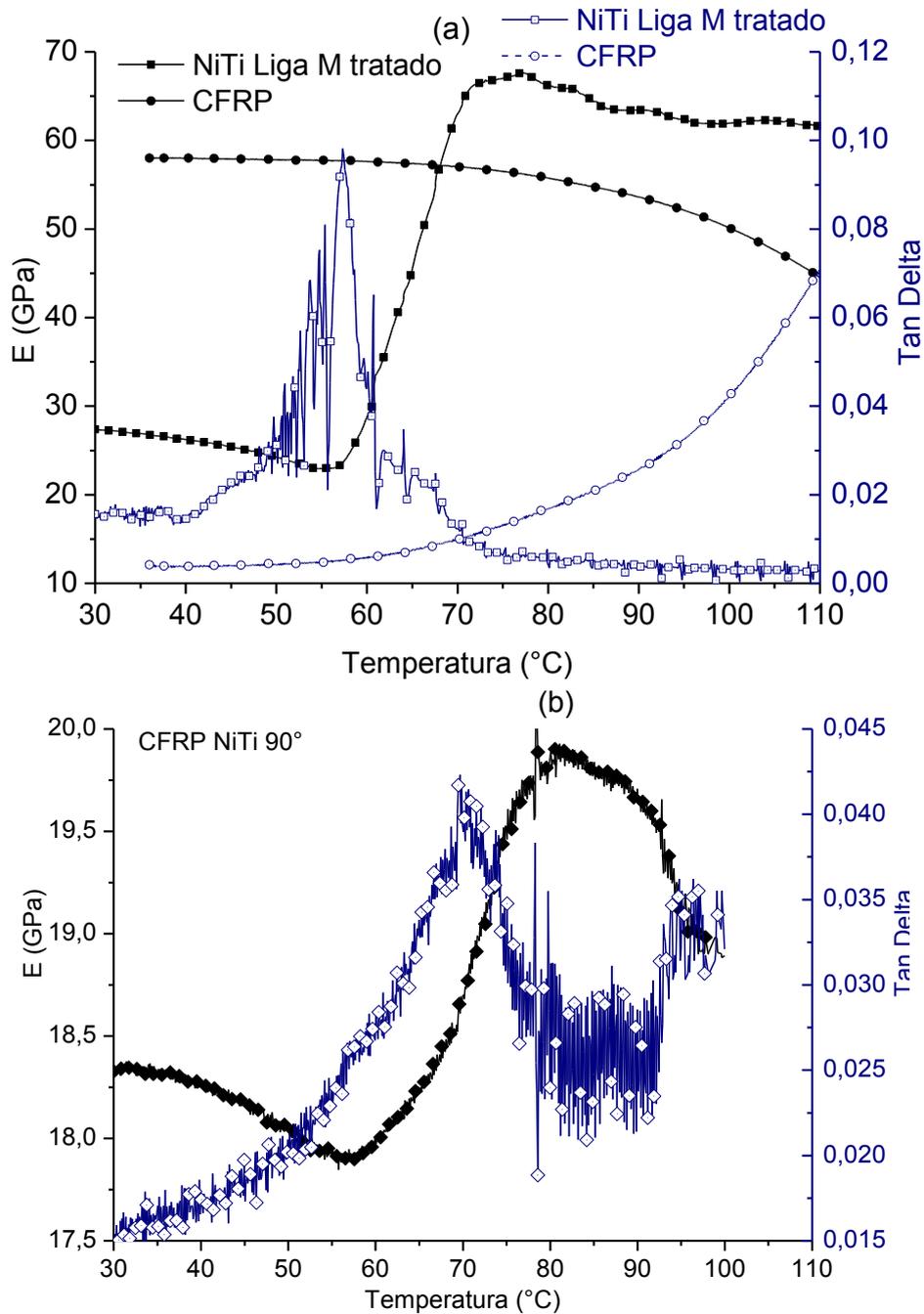


Figura 30: Propriedades mecânica dinâmica dos fios NiTi da liga M tratada, do CFRP 90° (a) e CFRP90°-NiTi (b).

A partir da figura 30(a) verifica-se que a introdução das camadas de pré-impregnados de CFRP em ângulo de 90° em relação aos fios NiTi, promoveu uma redução no módulo do compósito CFRP obtido, chegando a um valor máximo de 58 GPa que é inferior ao módulo do fio NiTi quando na fase de maior rigidez (austenita). A introdução dos fios NiTi no CFRP reduz ainda mais o módulo de elasticidade do compósito obtido, passando para um valor próximo de 18 GPa. Essa grande diminuição de módulo é atribuída principalmente ao grande nível de descontinuidades, como vazios e falta de aderência, provocados pelos fios NiTi que se encontram a 90° das fibras de carbono, gerando uma baixa aderência entre as camadas de CFRP. Durante o aquecimento foi observado um aumento de aproximadamente 10% no valor do módulo de elasticidade do compósito CFRP-NiTi, em torno da temperatura de transformação de fase dos fios NiTi. Da mesma forma, observou-se um importante aumento no amortecimento (*Tan delta*) nesta mesma faixa.

Comparando os dois compósitos obtidos inicialmente, observa-se que a introdução de fios NiTi em uma matriz totalmente alinhada (0° em relação aos fios) gera um compósito com um baixo nível de descontinuidades e com uma boa interface entre as camadas de CFRP e os fios NiTi. Em consequência, como mostrado na figura 30(a), o seu módulo de elasticidade é relativamente elevado quando comparado ao dos fios NiTi e com isso o compósito gerado acaba não tendo um bom potencial de ativação.

A figura 31 apresenta fotos de microscopia ótica, realizadas após os testes em DMA, de uma amostra CFRP-NiTi com as fibras alinhadas na direção dos fios NiTi ($0^\circ/0^\circ/0^\circ/0^\circ$). Através dessas imagens foi observado um baixo nível de heterogeneidade dos fios NiTi dentro do compósito, com o fio fazendo parte das camadas de pré-pregs (figura 31a). Foi observado ainda uma boa interface entre os fios NiTi e a matriz CFRP (figura 31b).

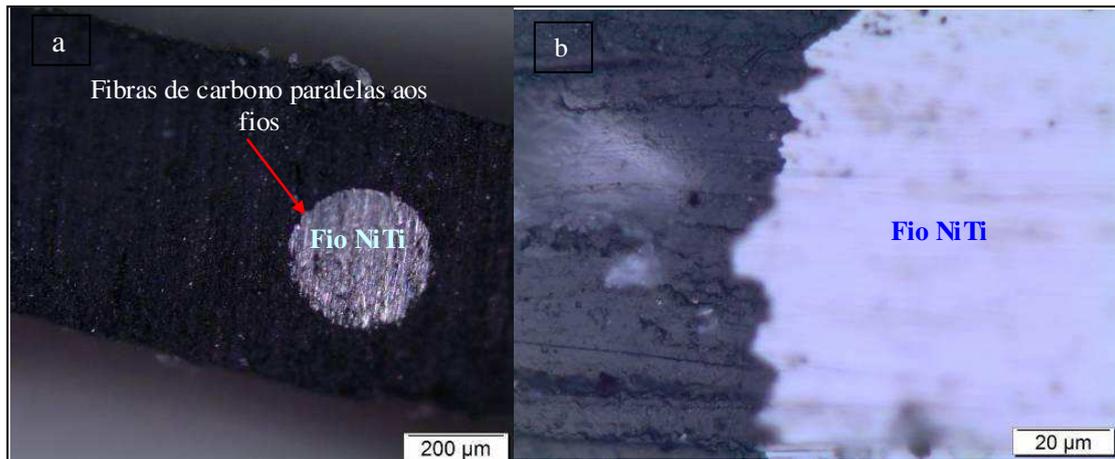


Figura 31: Imagens de microscopia ótica do compósito CFRP-NiTi com aumentos de 10X (a) e 50X (b). Fotografias realizadas após os testes em DMA.

Para o compósito em que os fios NiTi foram introduzidos em uma matriz com fibras de carbono no sentido perpendicular ($0^\circ/90^\circ/90^\circ/0^\circ$), constata-se pela figura 32 um alto nível de descontinuidades (defeitos provocadas por vazios) entre os fios e o CFRP com uma interface defeituosa, com vazios e baixa aderência entre as camadas de pré-preg CFRP. Verifica-se claramente que os fios NiTi acabam não fazendo parte das camadas de pré-preg e que grande parte de sua área superficial não está em contato direto com as fibras de reforço, mas sim com a resina epóxi. As fibras de carbono da camada superior aos fios não têm contato direto com a camada inferior sendo unidas por uma interface polimérica. Em consequência foi obtido um compósito com um baixo módulo de elasticidade (inferior ao dos fios NiTi) e com um bom potencial de ativação.

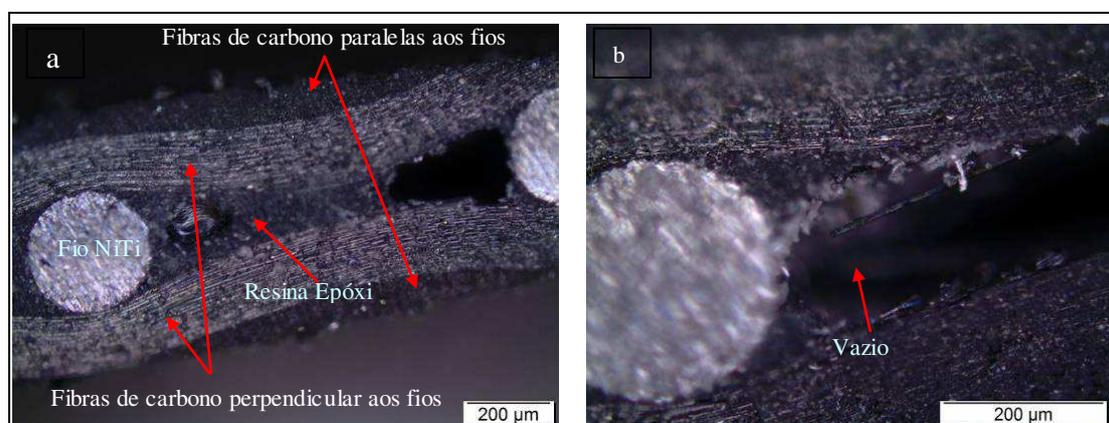


Figura 32: Imagens de microscopia do CFRP90°-NiTi com aumento 10X (a) e 20X (b). Fotografias realizadas após os testes em DMA.

Comparando as imagens apresentadas nas figuras 31 e 32 observa-se que no CFRP-NiTi com parte das fibras em ângulo de 90° , o fio está circundado pela matriz polimérica, enquanto as fibras estão afastadas do mesmo. Já no caso do CFRP com as fibras totalmente alinhadas, foi observado um contato direto entre as fibras e fios NiTi em toda a circunferência do fio. Conforme discutido por Faiella et al (2011), a presença desse contato direto leva à ocorrência de uma ação constritiva das fibras unidirecionais sobre o fio NiTi de forma a promover uma elevada transferência de carga entre os fios NiTi e o CFRP, sendo menor no caso das fibras perpendiculares. Dessa forma deve-se aperfeiçoar o sistema de forma a se produzir um compósito com poucos defeitos relativamente baixo e ao mesmo tempo com um módulo de elasticidade próximo aos fios NiTi e com uma boa aderência entre as camadas de pré-preg CFRP, bem como entre estas camadas e os fios. Esse fato levou a necessidade de estudos em CFRP-NiTi com as fibras de carbono em diferentes ângulos em relação aos fios.

A figura 33 apresenta o comportamento do módulo de elasticidade dos compósitos CFRP puros, com as fibras de carbono unidirecionais dispostas em diferentes ângulos (45° , 40° , 35° , 30° , 25° , 20° , 15° , 10° , 5° e 0°).

Os ensaios em DMA foram realizados no modo de flexão simples. Para essas amostras todas as camadas foram dispostas na mesma angulação.

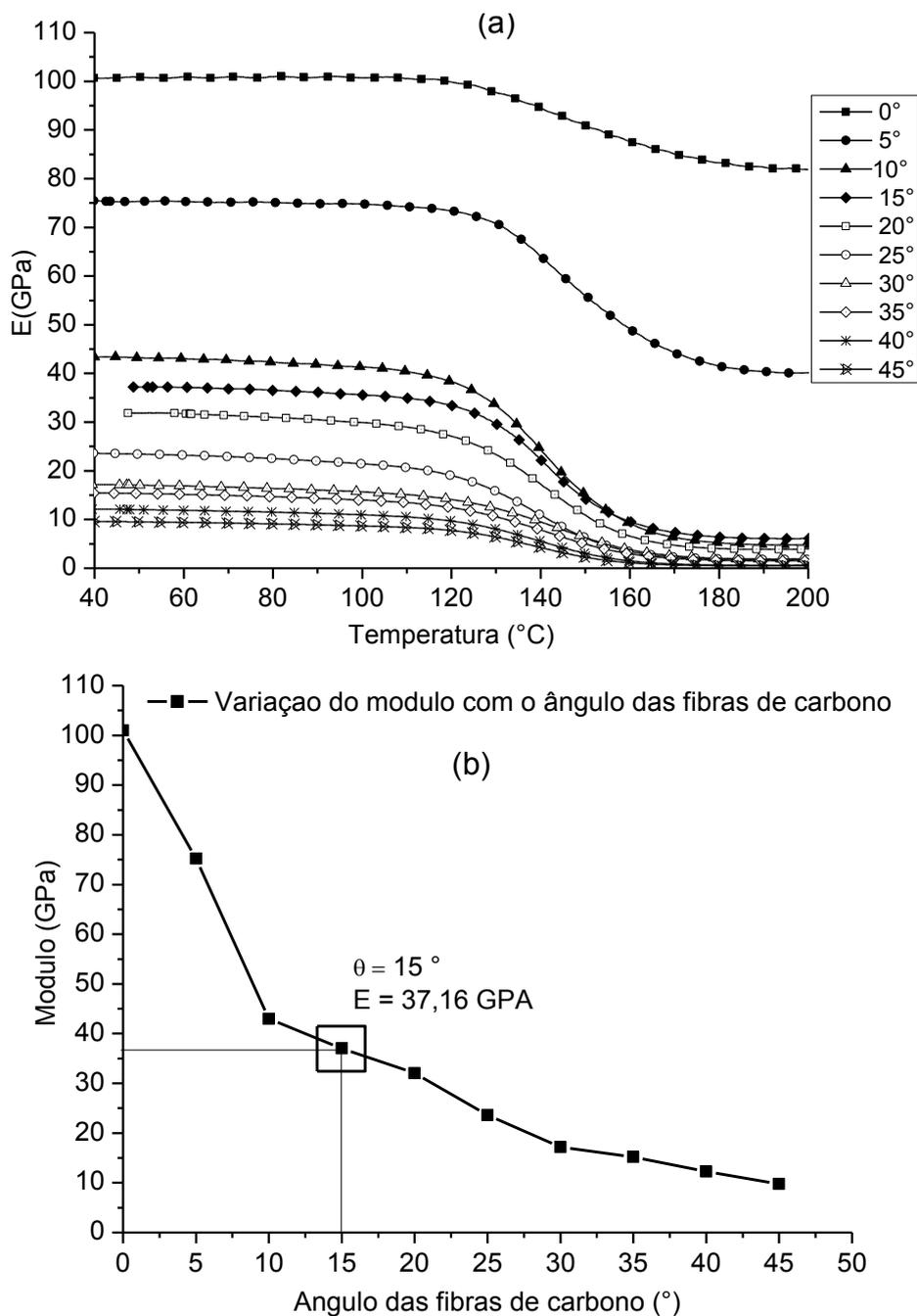


Figura 33: Variação do módulo de elasticidade para compósitos CFRP com diferentes angulações.

É possível observar da figura 33(a) que o módulo de elasticidade do CFRP sofre uma grande diminuição com o aumento do ângulo das fibras de carbono em relação aos fios NiTi e que a estabilidade térmica é mantida independente da angulação utilizada. Assim sendo, espera-se que o CFRP com as fibras alinhadas em 15° possa representar uma boa opção para confecção de compósitos CFRP-NiTi. Nesse caso, estima-se que não haveria grandes discontinuidades entre os fios NiTi e o CFRP por estarem dispostos a

um ângulo relativamente pequeno em relação às fibras de carbono. Ao mesmo tempo, esse compósito apresenta um módulo de elasticidade próximo ao dos fios NiTi antes da sua transformação de fase, devendo conferir ao compósito ativo CFRP-NiTi assim formado, um certo grau de funcionalidade, superior a aquele visualizado no comportamento da figura 30.

Dessa forma, a partir desses resultados, produziu-se dois tipos de amostras de CFRP-NiTi com angulação das fibras de carbono em relação aos fios NiTi de 15°. Utilizou-se dois fios NiTi diferentes: o fio proveniente da liga M (D = 0,29mm) e outro proveniente da liga H (D = 0,305 mm). Essas novas amostras foram denominadas de CFRP-NiTi M e CFRP-NiTi H respectivamente.

A figura 34 apresenta o resultado do módulo de elasticidade para o CFRP 15° sem fios NiTi em função da temperatura. Observa-se que o valor inicial de seu módulo (37,16 GPa) é menor que o dos fios NiTi quando no estado austenítico e que esse compósito apresenta estabilidade térmica até temperaturas superiores às necessárias para promover a transformação dos fios NiTi. A temperatura T_g não muda com a variação da angulação das fibras de reforço pois é uma propriedade intrínseca do sistema epóxi em uso.

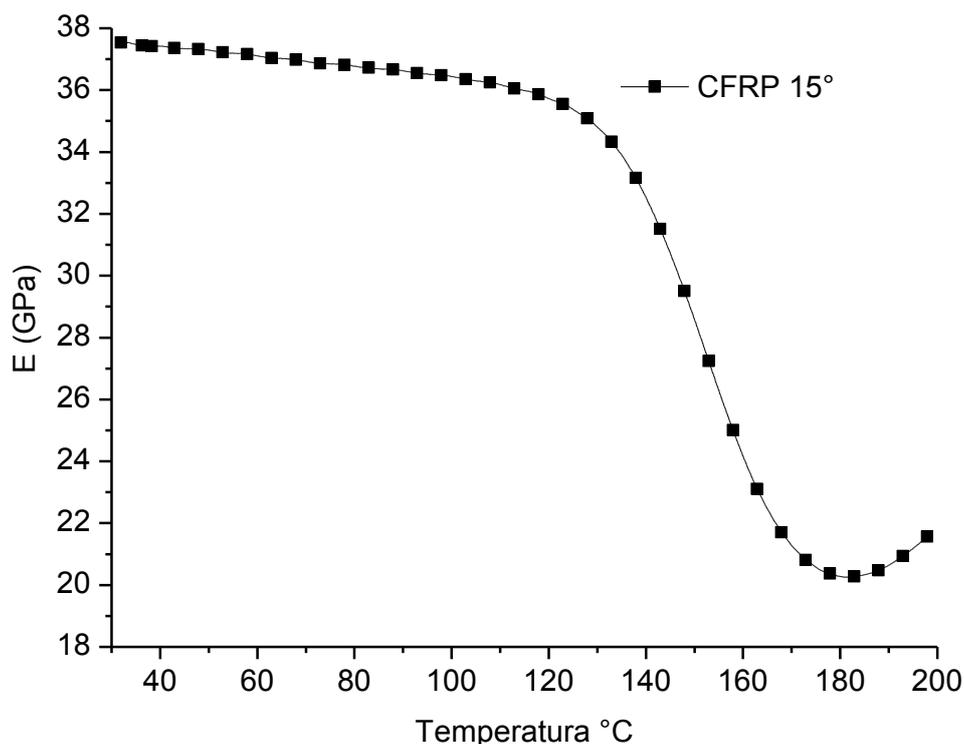


Figura 34: Variação do módulo de elasticidade para o CFRP em 15° durante aquecimento.

Através dos resultados de módulo de elasticidade obtidos para a nova configuração de CFRP, fez-se novamente a simulação utilizando-se a analogia a regra das misturas (eq. 17). O resultado mostrado na figura 35(a) permite verificar o comportamento do módulo dos constituintes do compósito separados e a figura 35(b) os resultados obtidos com a simulação para o caso dos fios NiTi da liga M tratada termicamente.

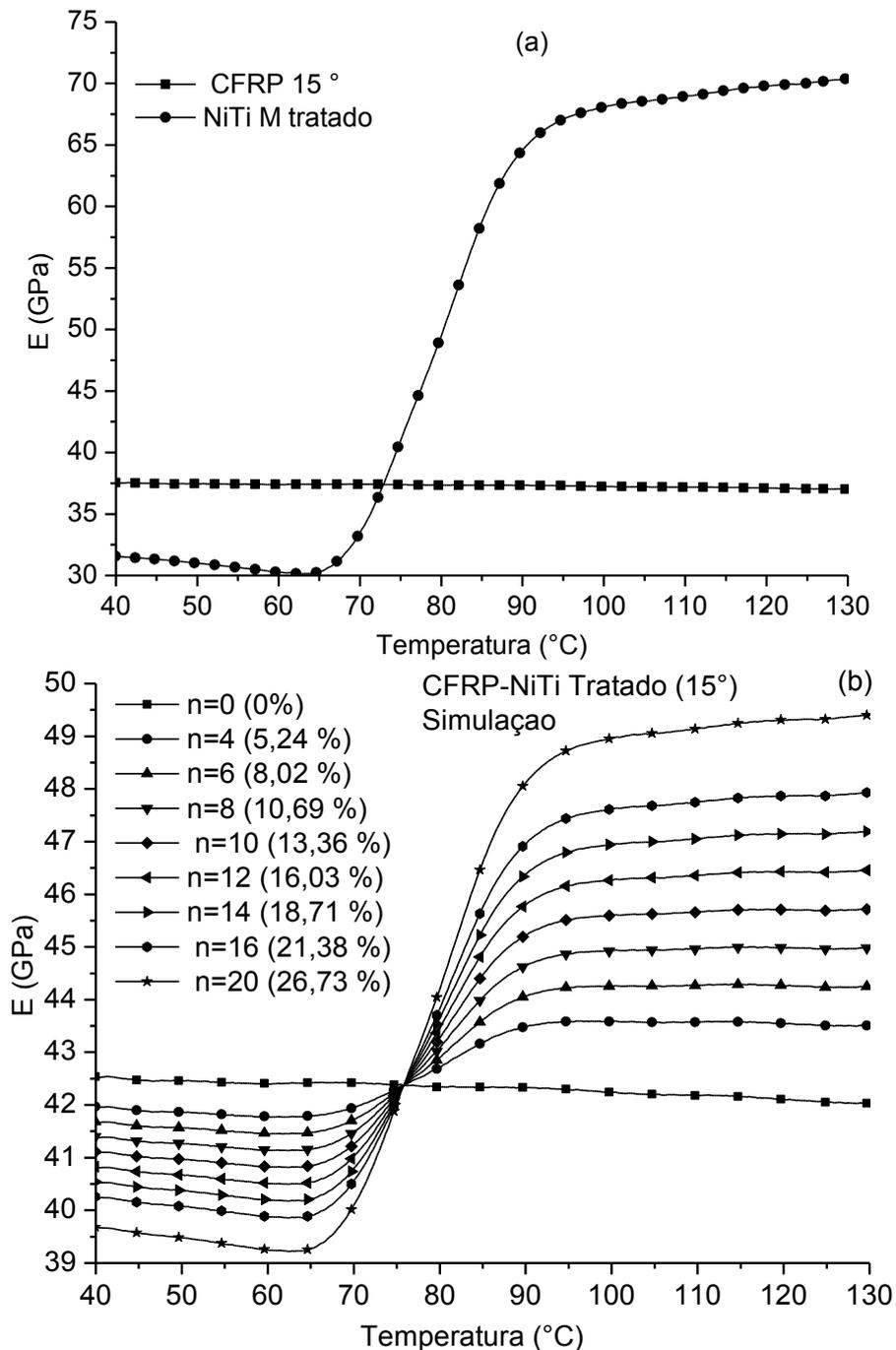


Figura 35: Variação do módulo de elasticidade em função da temperatura para os fios NiTi e o CFRP em ângulo de 15° (a) e variação teórica do módulo em função da temperatura para o compósito CFRP-NiTi (b)

Através dessa figura, nota-se que para uma matriz CFRP com módulo menor, ocorrem maiores variações de rigidez durante a transformação dos fios NiTi, possibilitando assim a obtenção de compósitos com um maior potencial de ativação.

A figura 36 apresenta o ganho de módulo de elasticidade teórico obtido pela ativação dos fios NiTi pela simulação apresentada.

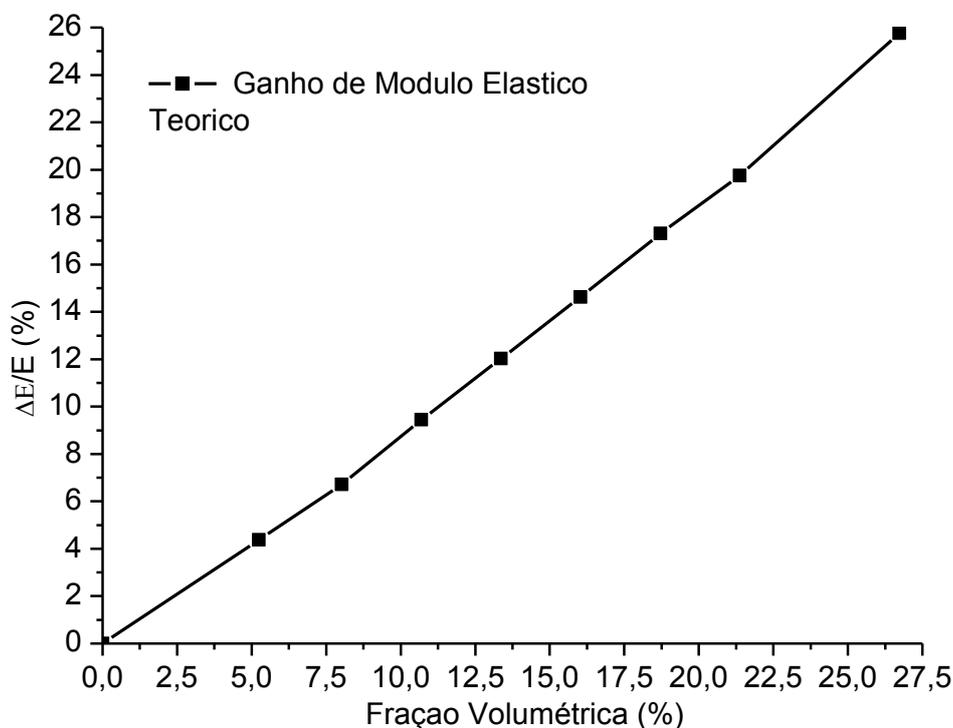


Figura 36. Variação do módulo de elasticidade teórico no novo sistema CFRP-NiTi M.

Comparando os resultados de ganho de módulo de elasticidade teórico entre as amostras obtidas sem angulação com as amostras em ângulo de 15°, observa-se que os valores em porcentagem de aumento para a simulação do CFRP-NiTi 15° são bem superiores, o que deve conferir um maior potencial de ativação para os compósitos obtidos.

Para testar esta nova condição de matriz produziu-se 2 amostras de CFRP-NiTi com fios das diferentes ligas: liga M ($D = 0,29$ mm) e liga H ($D = 0,305$ mm) com uma fração volumétrica em torno de 11% de fios NiTi no estado tratado, por se apresentar como melhor condição para produção de compósitos ativos.

A figura 37 apresenta de forma esquemática a configuração das novas amostras de CFRP-NiTi obtidas com as fibras de carbono em ângulo de 15° em relação aos fios NiTi.

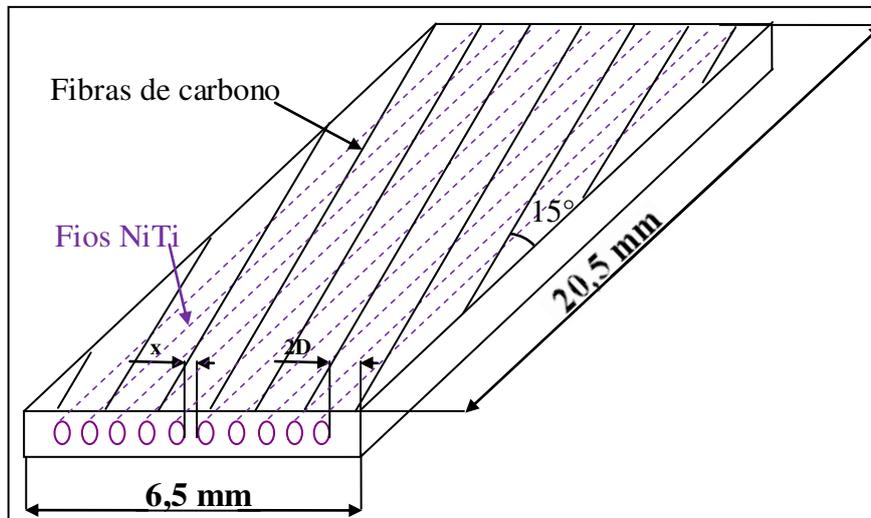


Figura 37: Desenho esquemático da nova amostra CFRP-NiTi 15° .

Com a configuração da amostra com fibras de carbono em ângulo em relação à direção dos fios NiTi, obtém-se propriedades mecânicas inferiores nessa direção, entretanto na direção longitudinal das fibras de carbono, o compósito continua com propriedades próximas às da configuração de fibras de carbono na mesma direção dos fios.

A figura 38 apresenta os resultados do comportamento do módulo de elasticidade em função da temperatura para o CFRP-NiTi H e o CFRP-NiTi M com 11 % de fios NiTi ensaiados no modo de flexão simples.

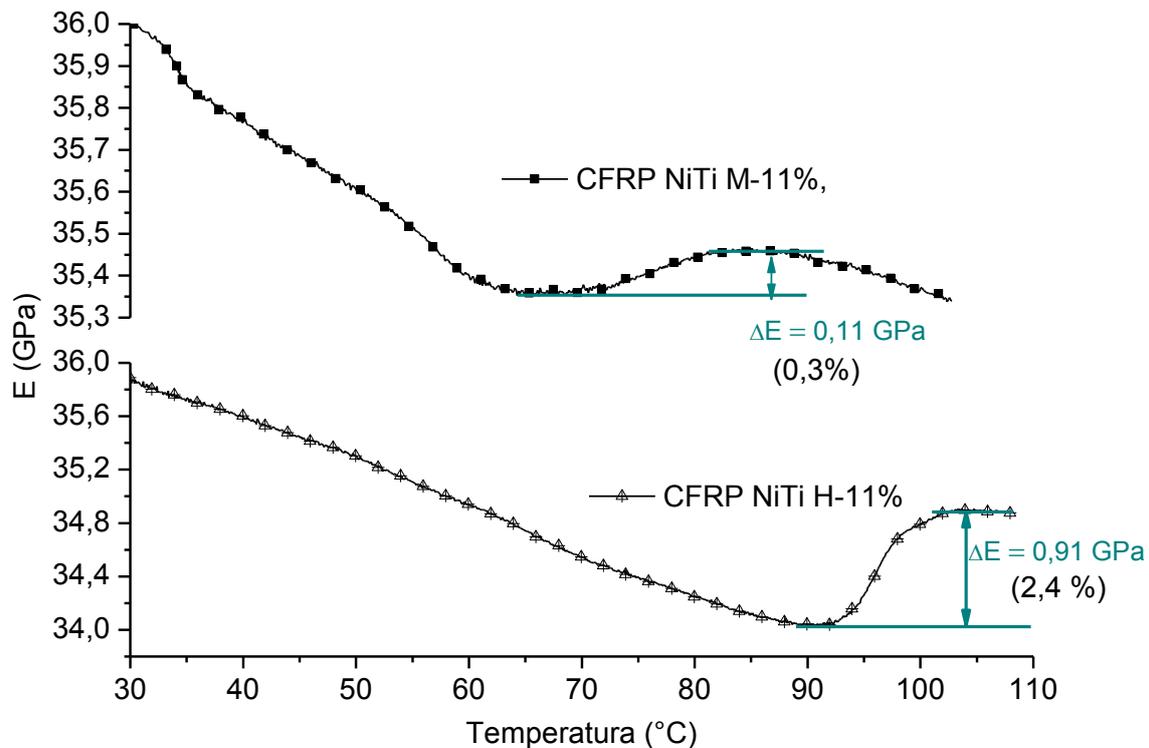


Figura 38: Módulo de elasticidade do CFRP-NiTi com as ligas H e M em flexão simples.

Pelos resultados dos ensaios de DMA (figura 38) observa-se que a introdução dos fios NiTi no CFRP causa uma redução inicial no módulo de elasticidade, que passa de 37 GPa para de 35,8 GPa na temperatura ambiente. Os novos compósitos obtidos apresentam o comportamento ativo esperado de forma que nas temperaturas em torno da ativação dos fios NiTi (próximo de 60 °C para liga M e próximo a 90 °C para a liga H) verifica-se um aumento no módulo de elasticidade. O compósito que contem os fios NiTi da liga H apresenta uma maior potencialidade para ativação visto que, apesar de ambas as amostras possuírem uma fração volumétrica aproximadamente idêntica, a variação do valor de seu módulo é bem maior se comparado com o CFRP com os fios da liga M. Esse fenômeno é justificado pelo fato de que os fios NiTi da liga M não se encontram totalmente no estado martensítico e sim em um estado misto, como já foi discutido anteriormente, não tendo o seu potencial totalmente utilizado, já que a transformação de fase acontece da fase intermediária (fase R) para a austenita. Esse comportamento pode ser melhorado propiciando o resfriamento da estrutura até uma temperatura que garanta a transformação do compósito a partir da fase martensítica dos fios NiTi.

Os compósitos obtidos com as fibras de carbono com angulação de 15° apresentaram propriedades mecânicas superiores as obtidas quando se utilizou uma configuração com parte das fibras de carbono a 90° em relação aos fios NiTi (0°/90°/90°/0°), fato este devido principalmente a diminuição das descontinuidades por vazios entre os fios e o CFRP. Conforme podemos observar nas micrografias óticas, feitas após os testes em DMA, da figura 39, não existem vazios visíveis na interface entre os fios NiTi e o CFRP.

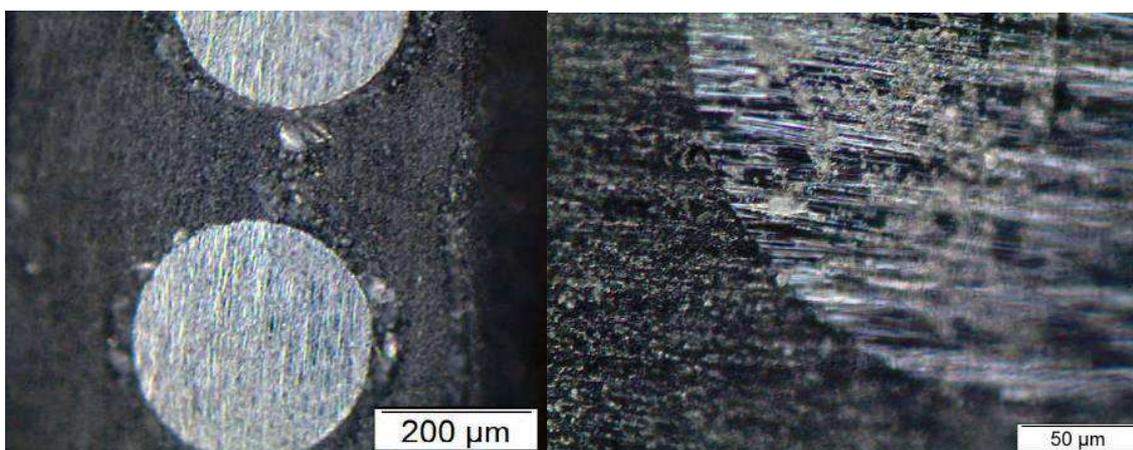


Figura 39: Imagens de microscopia ótica do CFRP-NiTi com 15° de angulação. Aumento 10X (a) e 50X (b). Fotografias realizadas após os testes em DMA.

4.3. Testes de Arrancamento dos Fios NiTi (arrancamento)

Com a decisão de se utilizar as fibras de carbono em ângulo de 15° em relação aos fios NiTi, surgiu a necessidade de se avaliar a influência dessa angulação no que diz respeito a força de aderência entre a matriz CFRP e os fios NiTi. Para isso realizou-se o teste de *arrancamento*. Sua realização deu-se em duas temperaturas: na temperatura ambiente, em que os fios da liga M encontram-se em uma fase intermediária (Romboédrica-Martensítica) e a 110 °C (superior a temperatura final de formação da austenita na liga M) por ser uma situação crítica de utilização dos compósitos produzidos, em que a resina se encontra com a viscosidade alterada. A figura 40 apresenta um dos resultados obtidos para este ensaio, realizado na temperatura ambiente com as fibras de carbono do CFRP alinhadas com os fios NiTi.

Conforme evidenciado nessa figura, não houve arrancamento dos fios NiTi, de forma que a força de aderência entre os fios e a matriz CFRP foi

superior à força necessária para o rompimento dos fios, implicando em boa aderência entre os constituintes.

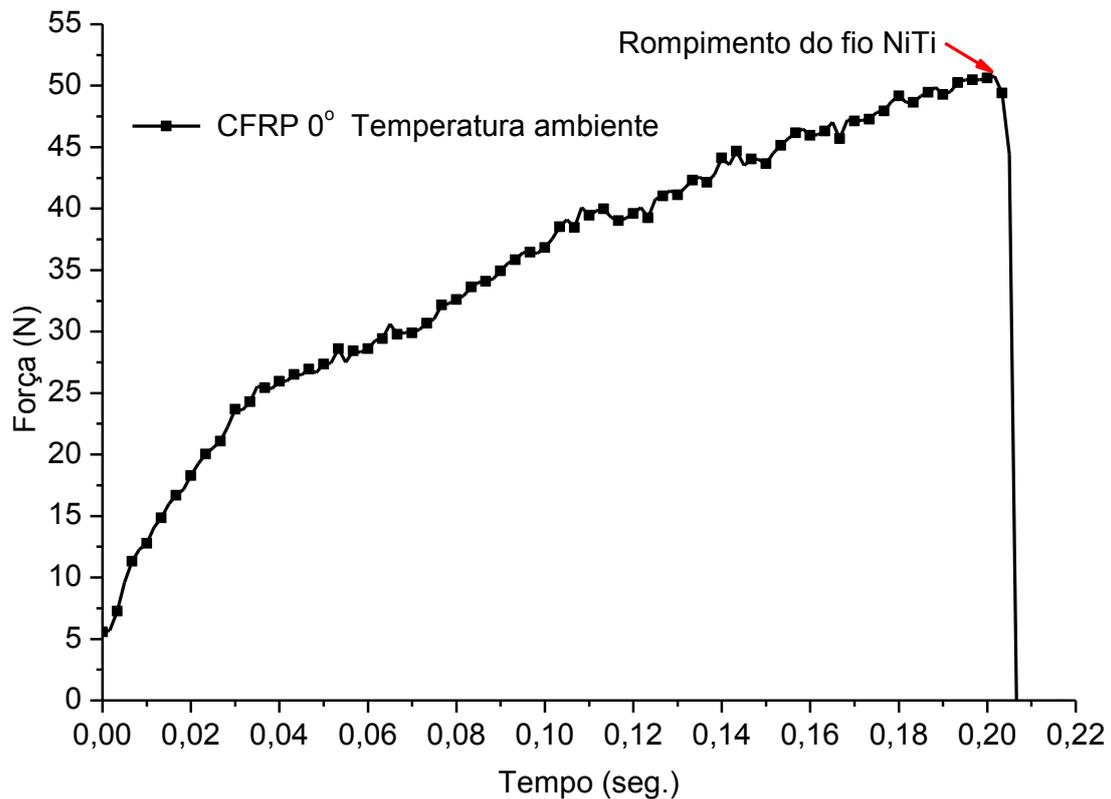


Figura 40: Teste de arrancamento realizado para uma amostra de CFRP-NiTi com liga M na temperatura ambiente.

A figura 41 apresenta um dos resultados obtidos para o ensaio de arrancamento realizado a 110 °C, onde se verifica o comportamento clássico do arrancamento de fibras com a identificação da força máxima de arrancamento bem como a região serrilhada após o descolamento dos fios NiTi da matriz.

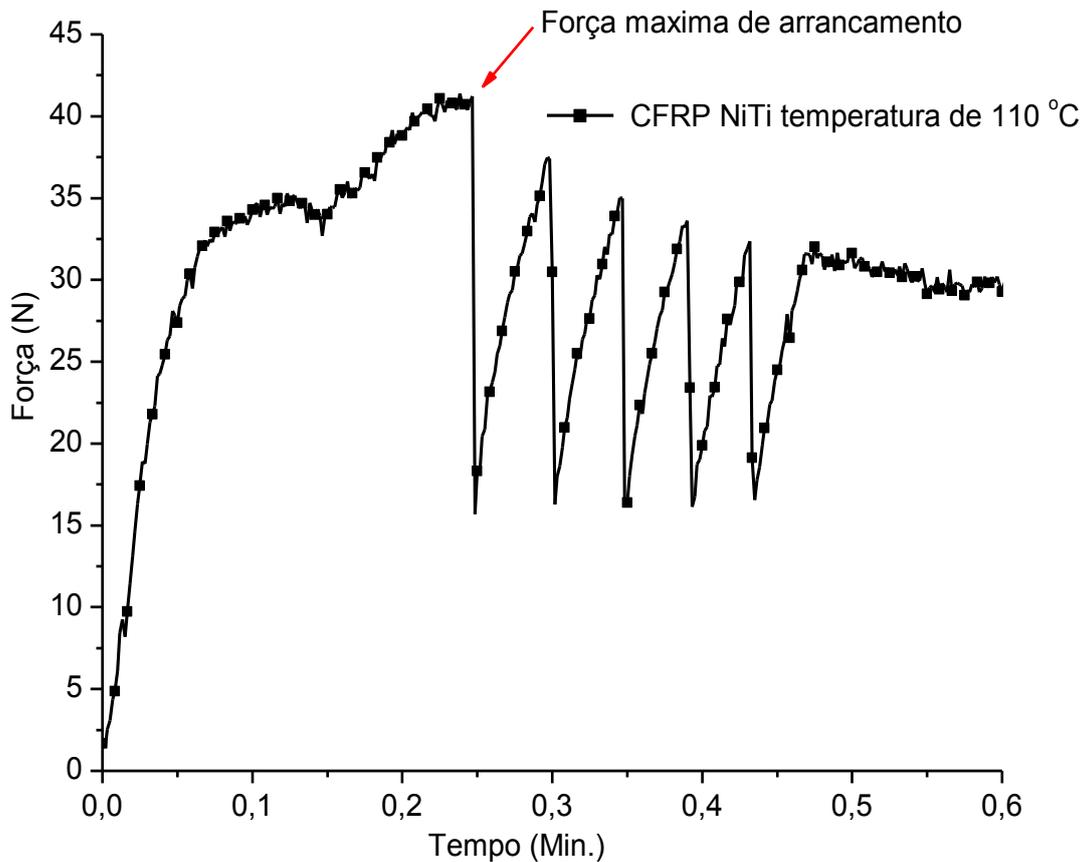


Figura 41: Teste de arrancamento realizado para uma amostra de CFRP-NiTi liga M na temperatura de 110 °C

A Tabela 6 sumariza os resultados obtidos e o tratamento estatístico para o teste de *arrancamento* realizado a 110 °C. Já a figura 42 apresenta o comportamento da força média de arrancamento em função do ângulo das fibras de carbono.

Tabela 6: Resultados do tratamento estatístico para o teste de arrancamento realizado a 110 °C

Ângulo (°)	Teste 1	Teste 2	Teste 3	Média	Desvio Padrão
0	35,94	37,57	36,75	36,75	0,82
5	38,29	41,18	40,15	39,87	1,46
10	39,87	42,55	40,35	40,92	1,43
15	46,52	45,13	44,49	45,38	1,04
20	48,71	47,45	46,31	47,49	1,20
25	48,33	47,07	47,31	47,57	0,67

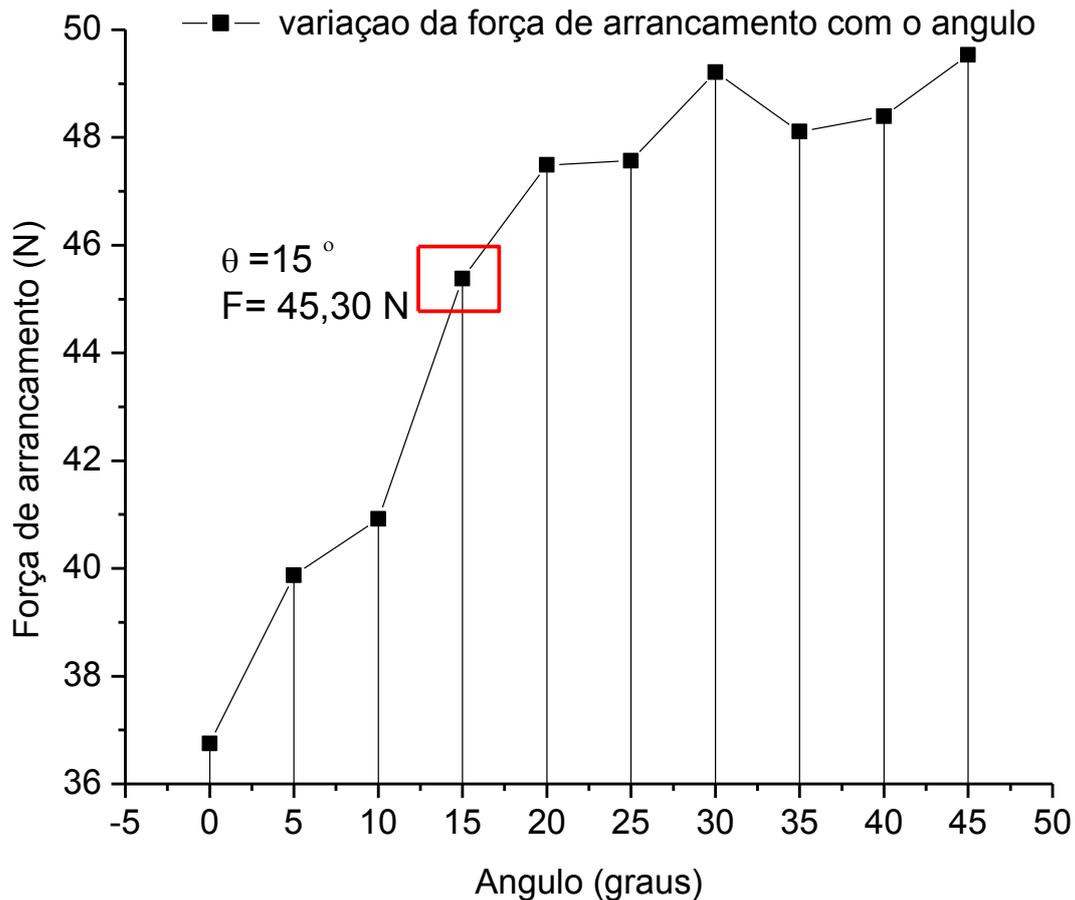


Figura 42: Resultados do teste de *arrancamento* a 110 °C com a variação da força de arrancamento em função do ângulo das fibras de carbono

Através da figura 42 observa-se que a força necessária para o arrancamento dos fios NiTi a 110 °C cresce com a inclinação das fibras de carbono em relação aos fios NiTi, ou seja, a medida que se aumenta o ângulo ocorre aumento da força de arrancamento. Verifica-se ainda uma tendência de estabilização da força necessária para o arrancamento dos fios NiTi a partir de ângulos superiores a 20°. Dessa forma a utilização das fibras de carbono em ângulos de 15° apresentou-se também como uma opção para melhorar as propriedades de adesão entre os fios NiTi e a matriz CFRP, já que quando utilizadas a 0° a força de arrancamento ficou em torno de 36,7 N e quando utilizadas a 15° essa força passou para 45,30 N, o que consistiu em um aumento de 23,4 %. Esse resultado pode ser justificado pelo aumento da propriedade de ancoramento que as fibras de carbono propiciam com o aumento do ângulo em relação aos fios NiTi embutidos assim como o maior contato entre esses dois constituintes. De acordo com Faiela (2011) o contato

direto entre as fibras de reforço e os fios NiTi aumentam as propriedades de ancoramento em relação ao contato entre a matriz polimérica e os Fios NiTi.

Aplicando os valores de força máxima de arrancamento obtida para cada ângulo na equação da tensão de cisalhamento (Rossi et al, 2008) (equação 18) obtém-se a variação da tensão de adesão na superfície do fio NiTi em função do ângulo das fibras de carbono (figura 43).

$$\tau_{m\acute{a}x} = \frac{F}{\pi LD} \quad \text{Eq. 18}$$

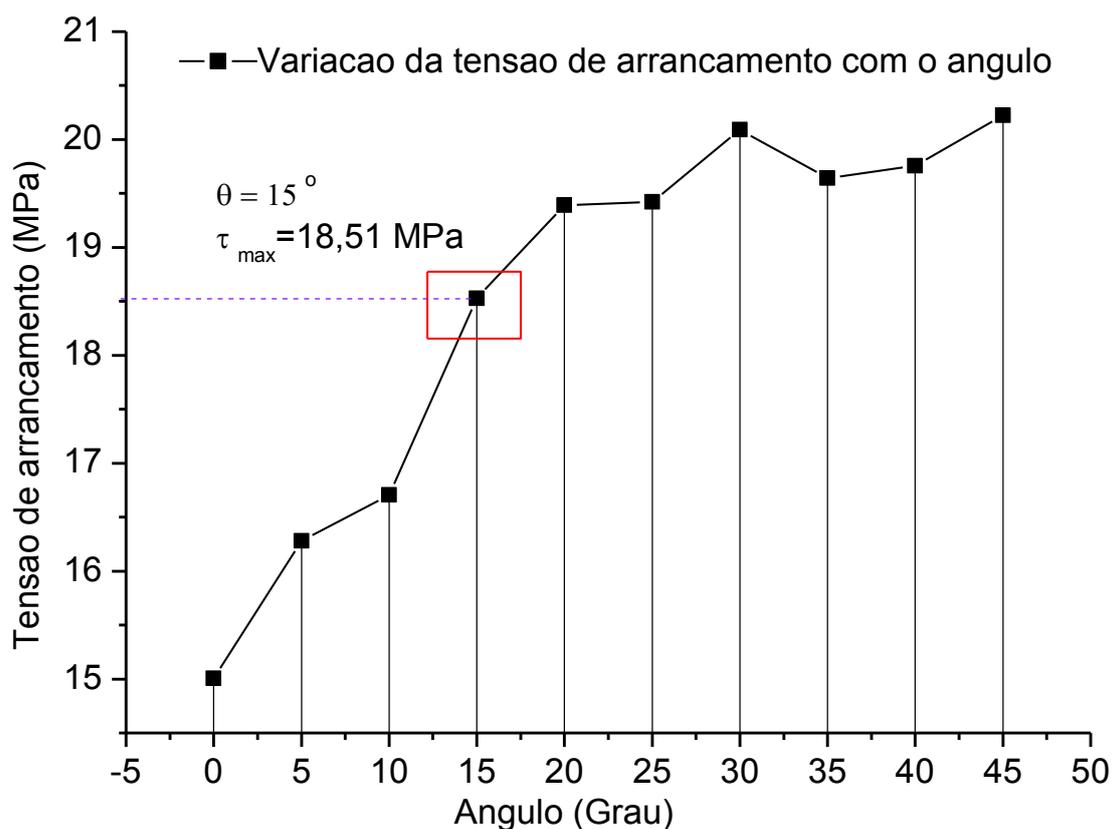


Figura 43: Variação da tensão cisalhante de arrancamento dos fios NiTi em função do ângulo das fibras de carbono.

Através desses resultados verifica-se que são necessários elevados valores de tensão para o arrancamento dos fios NiTi o que implica em uma boa adesão entre os fios e a matriz. Em um comparativo com resultados obtidos por Rossi et al (2008), constata-se os melhores valores de adesão deste trabalho quando comparados com o mesmo processamento utilizado por estes autores (tratamento químico dos fios NiTi em solução ácida e básica).

4.4. Fixação de Parâmetros de Ensaio Dinâmico de Tração e Flexão em DMA

Após a definição da composição e formato das amostras CFRP-NiTi partiu-se para a fixação dos parâmetros de ensaios dinâmicos a serem empregados nos testes em DMA. Essa fixação de parâmetros foi feita através de varreduras de amplitude e frequência de deformação e da taxa de aquecimento para os modos de ensaio em flexão simples e tração. A figura 44 apresenta os resultados da variação do módulo de elasticidade em função da temperatura para as amostras de CFRP-NiTi com fios das ligas H e M embebidas e testadas no modo de flexão simples a diferentes amplitudes de deformação. A realização desses ensaios deu-se se mantendo a taxa de aquecimento constante em 2°C/min e frequência de 1 Hz. A designação das amostras representa os parâmetros utilizados no ensaio de forma que: A – Amplitude, f - frequência e T - taxa de aquecimento.

Através desses resultados observou-se que o ganho de módulo de elasticidade permaneceu praticamente constante para as amplitudes de deformação aplicadas. Entretanto, para os menores valores empregados (5 e 10 μm) a resposta a excitação apresenta-se de forma relativamente ruidosa enquanto que para maiores valores verifica-se um bom sinal de resposta. A amplitude fixada para esse tipo de ensaio foi então de 15 μm de deslocamento na extremidade da amostra pelo fato de fornecer um bom sinal de resposta e ao mesmo tempo se tratar de uma amplitude pequena, que não introduz deformações permanentes durante o ensaio.

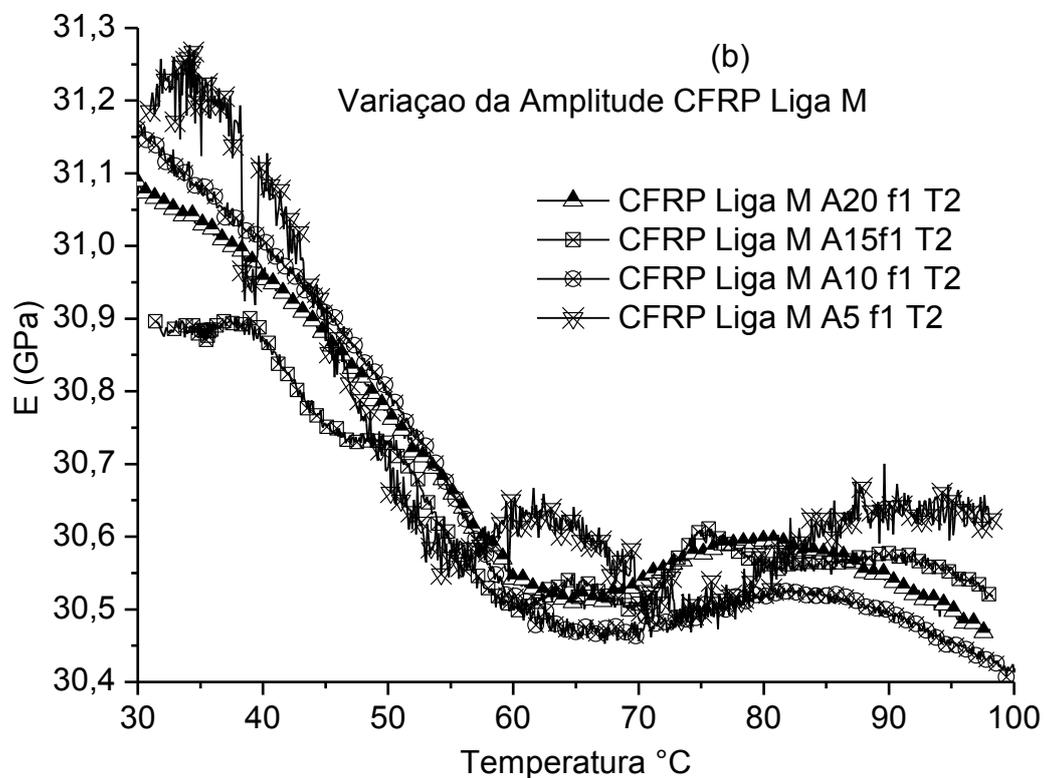
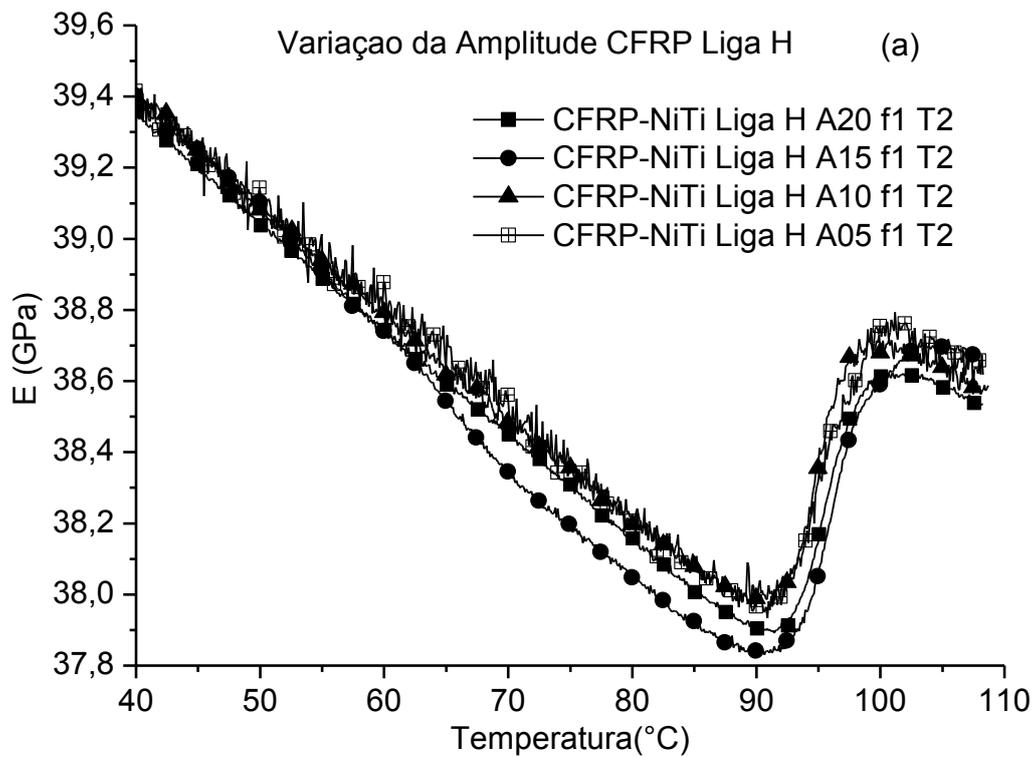


Figura 44: Avaliação da influencia da variação da amplitude sobre o comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o compósito CFRP NiTi liga M no modo de flexão.

A figura 45 apresenta os resultados obtidos para a varredura de frequência aplicada nas amostras de CFRP-NiTi com fios NiTi de liga H e M, testadas no modo de flexão simples. Para esses ensaios manteve-se a

amplitude constante de deslocamento em 15 μm e utilizou-se uma taxa de aquecimento de 2 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

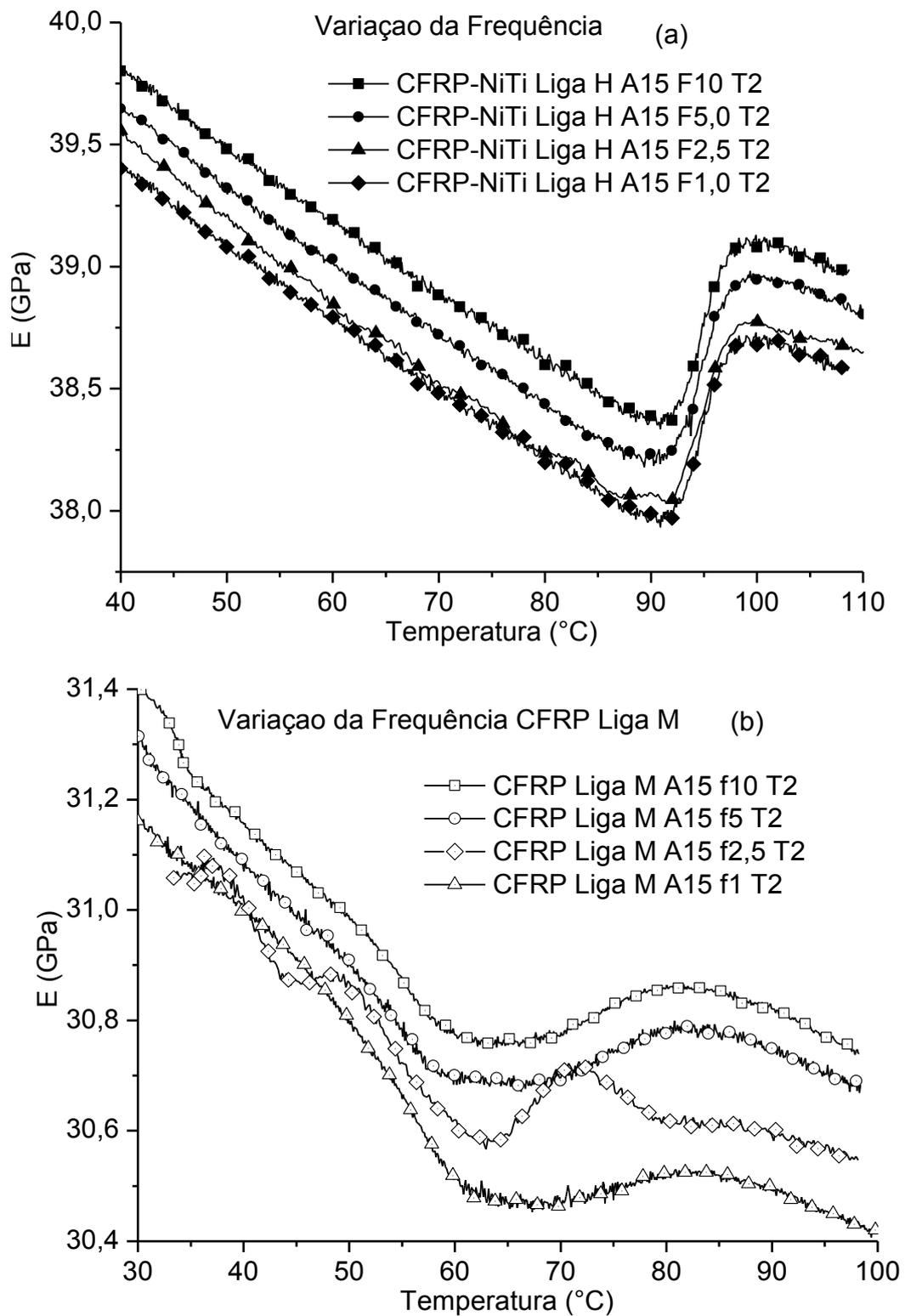


Figura 45: Avaliação da influência da variação da frequência sobre o comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o compósito CFRP NiTi liga M no modo de flexão.

Os resultados obtidos pela variação da frequência de aplicação da amplitude de deslocamento de 15 μm (figura 45) demonstram que assim como na variação de amplitude, o ganho de módulo de elasticidade permanece praticamente o mesmo, ou seja, independe da frequência aplicada, entretanto observou-se que para as frequências de 1 e 2,5 Hz, a resposta obtida apresenta-se com alguns ruídos. Dessa forma, a frequência fixada para a realização dos próximos ensaios foi de 5 Hz.

A figura 46 apresenta os resultados obtidos para os ensaios realizados a uma amplitude fixa de 15 μm , frequência de 5 Hz e variando-se a taxa de aquecimento.

Observando-se os resultados obtidos para a varredura de taxa de aquecimento verifica-se que há uma dependência do módulo de elasticidade com a taxa de aquecimento aplicada. Para taxas de aquecimento elevadas houve um deslocamento da faixa de temperatura, para temperaturas mais elevadas, em que ocorre a ativação dos fios NiTi, bem como ruídos nos resultados obtidos. Esse deslocamento de temperatura é um fenômeno esperado e já avaliado anteriormente por Vilar et al (2011), tendo sido associado a fenômenos de transferência de calor da amostra para as garras do equipamento. Embora na prática desejam-se estruturas capazes de serem ativadas de forma rápida, ou seja, com taxas de aquecimento elevadas, para efeito de estudo será considerada uma taxa de aquecimento relativamente baixa (2 $^{\circ}\text{C}/\text{min.}$) por fornecer resultados mais precisos da resposta do compósito CFRP-NiTi.

A partir dos ensaios anteriores foram fixados os valores de amplitude, frequência e taxa de aquecimento a serem utilizados nos ensaios subsequentes de flexão simples, os quais ficaram estabelecidos em: 15 μm de amplitude de deslocamento, 5 Hz de frequência e 2 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ de taxa de aquecimento.

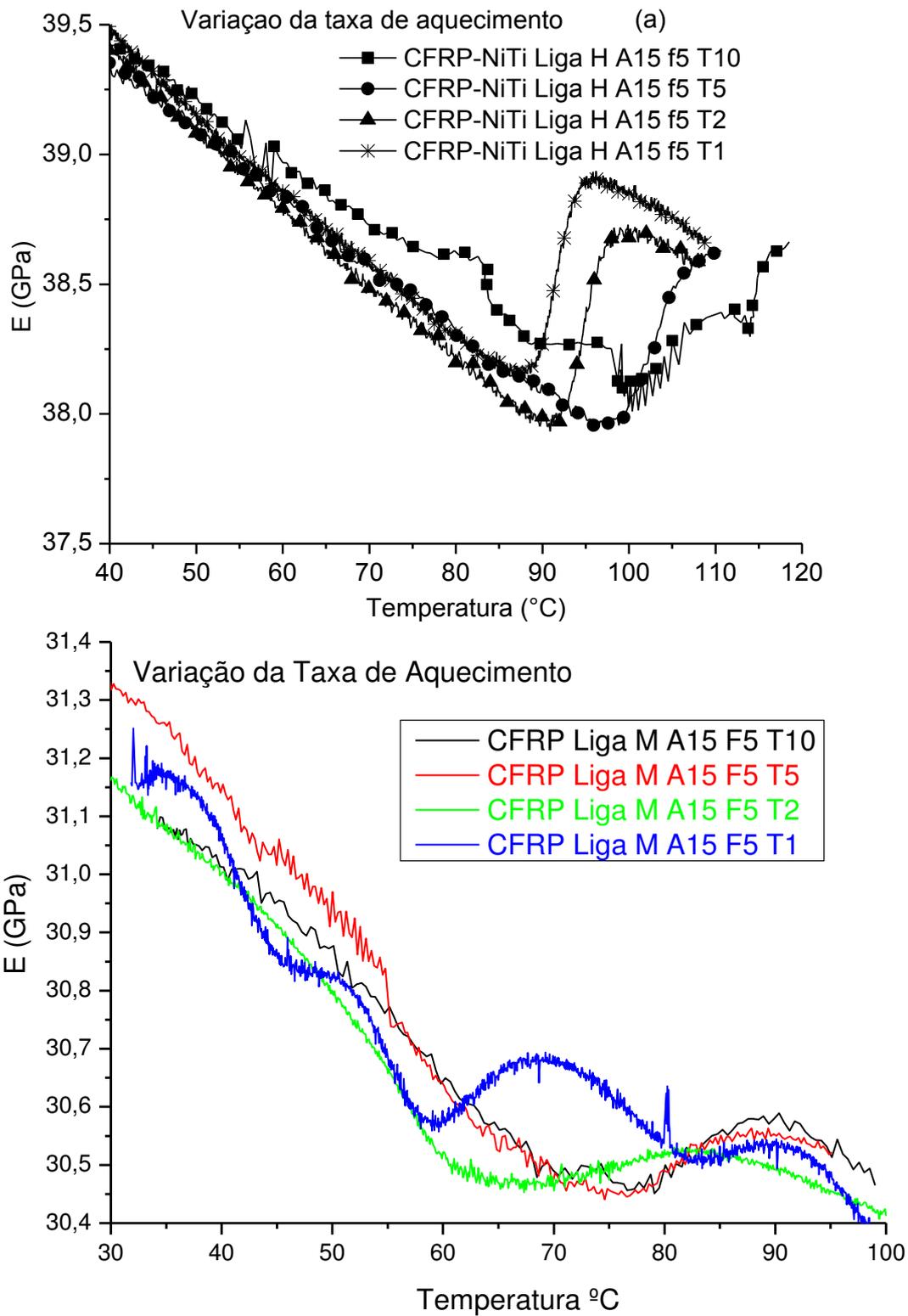


Figura 46: Avaliação da influência da variação da taxa de aquecimento sobre o comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o compósito CFRP NiTi liga M no modo de flexão.

A mesma varredura de parâmetros foi aplicada para os ensaios realizados no modo de tração, observando-se que para a frequência e taxa de

aquecimento o comportamento foi semelhante ao apresentado no modo de flexão, já a amplitude apresentou grandes variações de resultados conforme pode ser observado na figura 47.

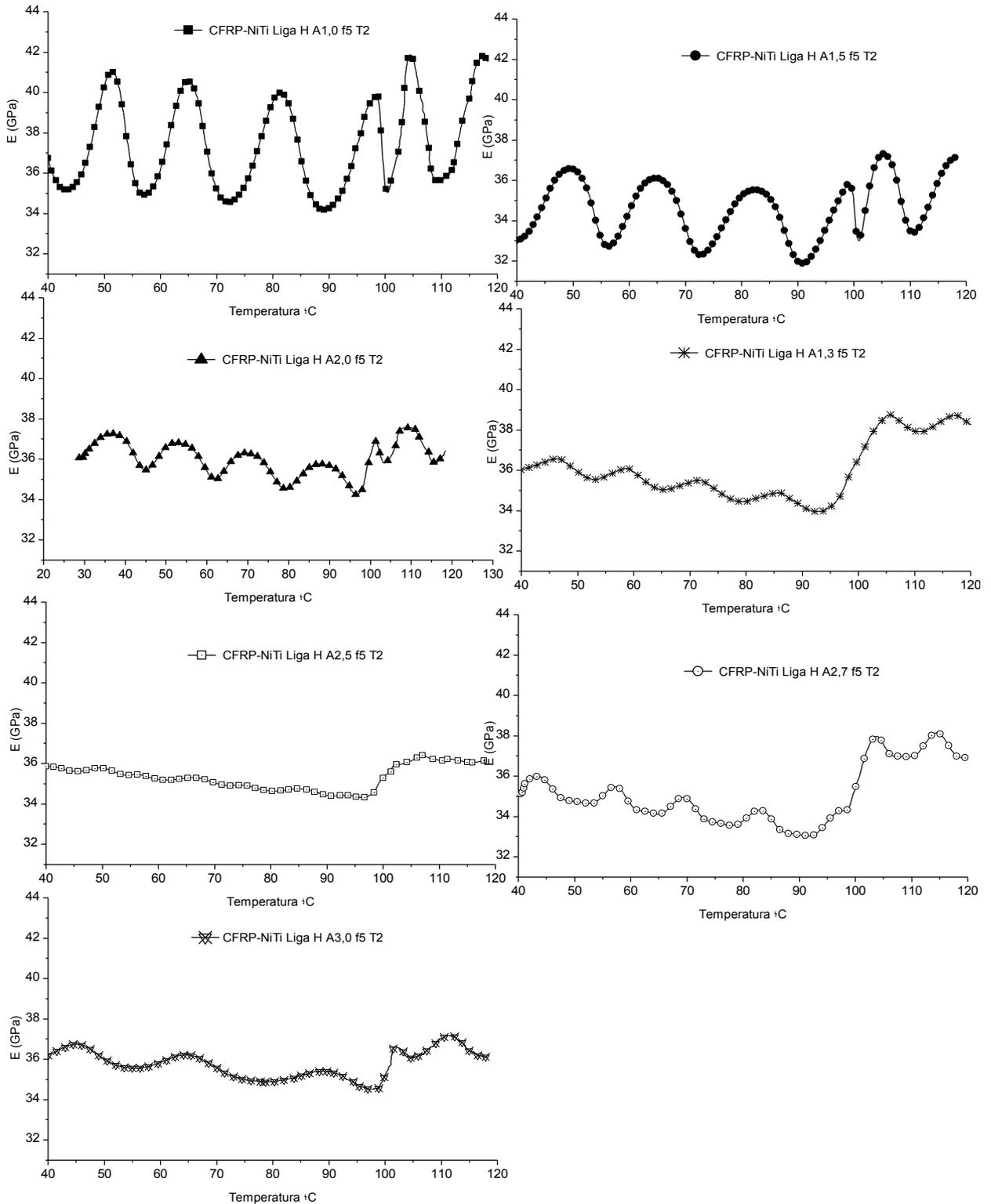


Figura 47: Avaliação da influência da variação da amplitude sobre o comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o compósito CFRP NiTi liga M no modo de tração.

A partir dos resultados mostrados na figura 47, observa-se que o ensaio em que se empregou o valor de amplitude de 2,5 μm apresentou a melhor resposta. Dessa forma, para os ensaios de tração subsequentes empregou-se o valor em porcentagem de comprimento útil da amostra correspondente a 0,015 % (2,5 μm).

4.5. Caracterização Termomecânica em DMA

4.5.1. Amostras Produzidas para os Testes de Caracterização em Modo de Flexão e Tração

Para os testes de caracterização em DMA produziu-se em média 7 corpos de provas com fração volumétrica de fios NiTi diferentes, para cada tipo de amostra. A tabela 6 sumariza as amostras obtidas com suas respectivas frações volumétricas de fios NiTi e especificação.

Tabela 7: Amostras obtidas para os testes em DMA.

Amostras	Fração Volumétrica (%)						
CFRP NiTi M Tratada Flexão	12,54	13,85	14,50	16,61	17,16	18,21	19,02
CFRP NiTi M Tratada Tração	10,32	12,04	15,58	17,31	19,14	19,79	20,04
CFRP NiTi M Treinada Flexão	12,39	13,20	15,64	17,83	18,76	19,29	19,73
CFRP NiTi M Treinada Tração	8,73	14,68	16,36	17,31	18,38		

Amostras	Fração Volumétrica (%)						
CFRP NiTi H Tratada Flexão	10,56	11,28	11,88	13,07	15,20	17,21	17,70
CFRP NiTi H Tratada Tração	9,52	13,32	14,27	15,58	17,03	17,99	18,93
CFRP NiTi H Treinada Flexão	13,30	14,21	15,58	17,23	18,21	18,62	19,03
CFRP NiTi H Treinada Tração	12,79	14,37	16,06	17,04	17,91	19,52	20,49

Conforme observado através dos valores de fração volumétrica sumarizados na tabela 6, a metodologia empregada para a fabricação das amostras não possibilitou um bom controle da fração volumétrica dos fios NiTi,

logo não se obteve amostras frações volumétricas idênticas. A figura 48 apresenta imagens de micrografias óticas da face de algumas amostras dos compósitos obtidos.

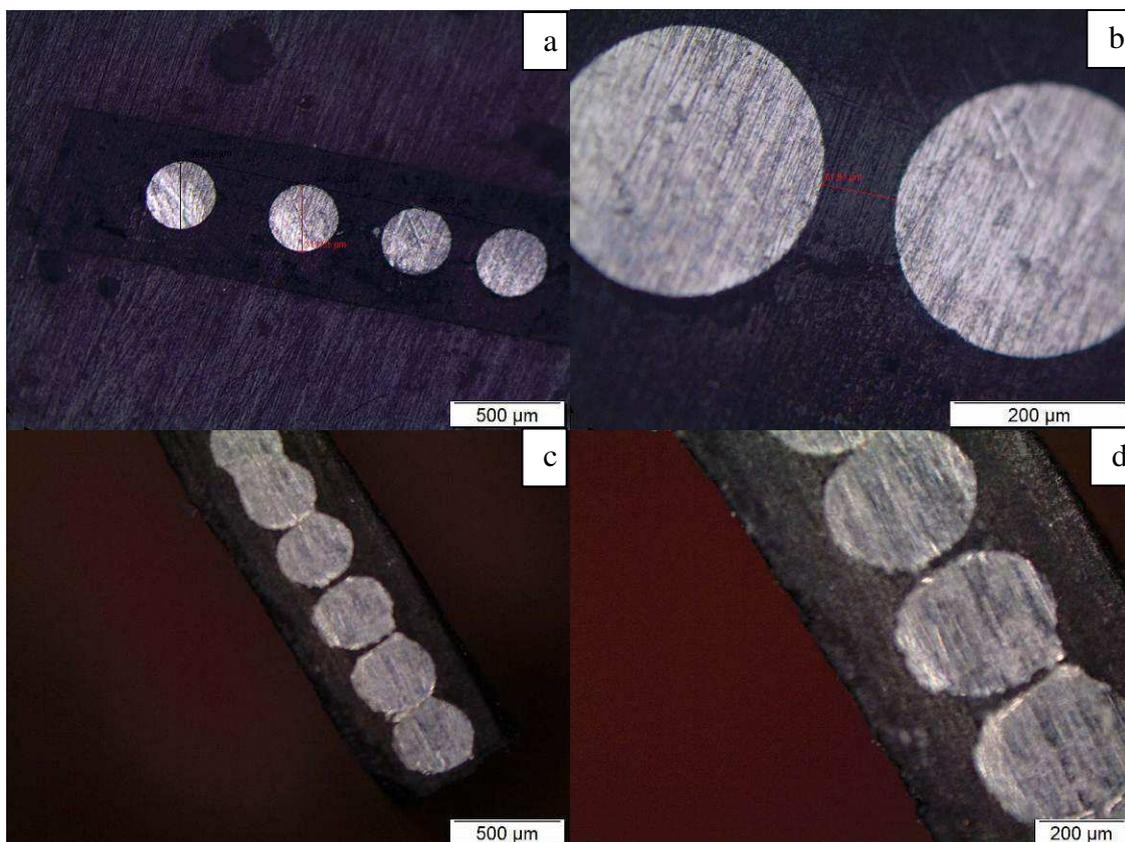


Figura 48: Imagens por micrografia ótica da face de algumas das amostras CFRP-NiTi produzidas.

Através dessas imagens observa-se que para amostras em que a fração volumétrica de fios NiTi não é tão elevada (figura 48a e 48b), houve uma distribuição mais homogênea dos fios NiTi no CFRP e ao mesmo tempo observa-se que não há heterogeneidade elevada dos fios. Já para maiores frações (figuras 48c e 48d) essa homogeneidade não é observada e a interface é comprometida devido a grandes discontinuidades entre os fios NiTi e o CFRP. Observa-se claramente pela figura 48(d) que para os fios NiTi muito próximos, praticamente não há interface entre as camadas de fibras de carbono inferior e superior, ou seja, a camada superior não tem muito contato com a camada inferior.

Durante a caracterização termomecânica em DMA coletou-se dados do módulo de elasticidade e fator de amortecimento (*Tan delta*). A figura 49

apresenta o resultado desse teste obtido para uma das amostras CFRP-NiTi M com o comportamento do módulo em função da temperatura. Os gráficos com todos os resultados obtidos para todas as amostras encontram-se no **Anexo A**.

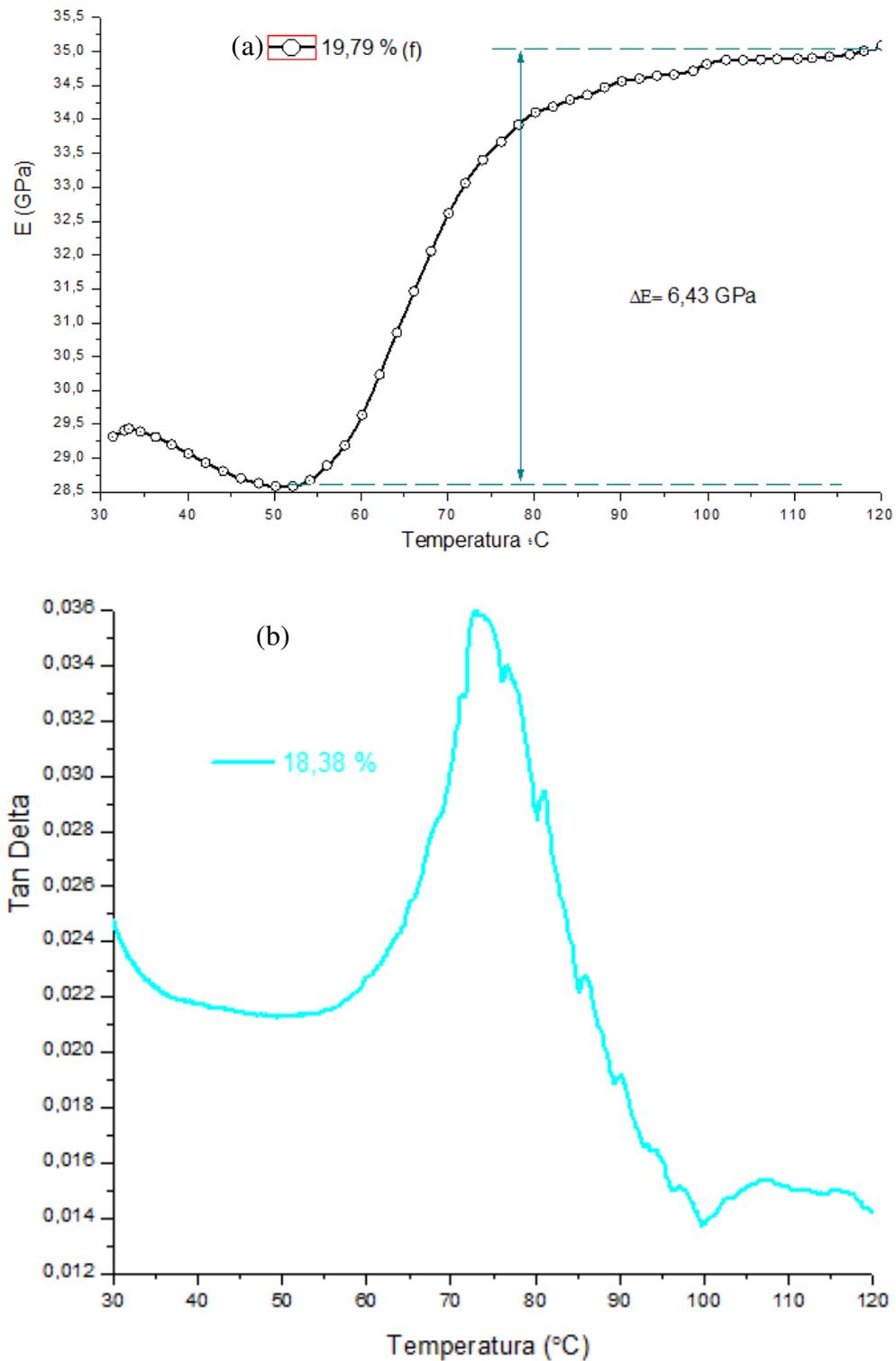


Figura 49: Comportamento da variação do módulo de elasticidade (a) e fator de amortecimento (b) em função da temperatura para uma das amostras de CFRP-NiTi liga M, testadas no modo de tração.

Da figura 49 observa-se que o comportamento das propriedades mecânicas obtidas se assemelha qualitativamente a resultados por autores como Ni et al (2007), Raghavan et al (2010) e com os resultados esperados através da simulação (figuras 27 e 57), com um aumento do módulo de elasticidade na faixa de temperatura onde ocorre a transformação de fase dos fios NiTi.

Observando-se o conjunto dos resultados apresentados nas figuras colocadas em anexo (A1-A8), verifica-se que houve uma pequena diminuição do módulo de elasticidade inicial com o aumento da fração volumétrica de fios NiTi introduzidos, ou seja, a introdução de um novo constituinte de módulo menor faz com que o módulo elástico do compósito obtido seja levemente reduzido. Esse comportamento era previsto conforme observado através dos resultados teóricos obtidos através da simulação com a analogia a regra das misturas para compósitos. Verificou-se ainda que a ativação dos fios NiTi propicie uma recuperação da estabilidade térmica dos compósitos manufacturados, até mesmo para as menores frações volumétricas utilizadas nesse estudo. As propriedades termomecânicas dos compósitos acima da temperatura de transformação de fase se igualam e até mesmo aumentam em relação às propriedades na temperatura antes da transformação, o que possibilita a utilização dessas estruturas em temperaturas elevadas (menores que a T_g) sem comprometimento das propriedades termomecânicas do sistema.

Para todos os casos observou-se que o ganho de módulo de elasticidade aumenta com o aumento da fração volumétrica dos fios NiTi até um valor limite em que mesmo aumentando a fração desses fios o ganho começa a decrescer. Este fenômeno deve-se a descontinuidades entre os fios NiTi e o CFRP. O CFRP suporta até certa percentagem de fios NiTi sem que sua estrutura seja comprometida. A partir de um dado valor a heterogeneidade fica elevada e a transferência de carga entre a matriz e os fios torna-se fraca comprometendo a integridade e assim as propriedades do compósito. Com o aumento do número de fios chega-se a uma situação em que as camadas de CFRP (inferior e superior) quase não se tocam fazendo com que haja uma fraca interface entre os constituintes. A figura 50 apresenta uma imagem de microscopia ótica de uma amostra de CFRP-NiTi onde a fração volumétrica de

fios é elevada. Para este caso verifica-se que quase não há contato entre a camada de CFRP superior e a Inferior.

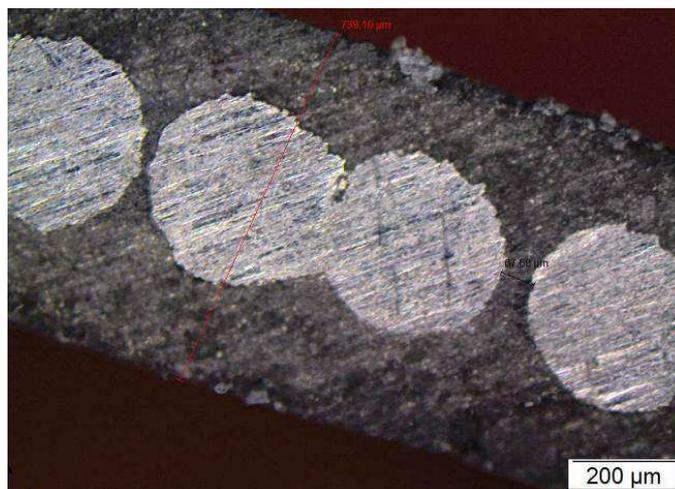


Figura 50: Microscopia ótica de uma amostra de CFRP-NiTi com elevada fração volumétrica de fios NiTi.

As amostras ensaiadas no modo de tração apresentaram maiores ganhos de rigidez em função da fração volumétrica, quando os fios NiTi são ativados, do que os testes realizados no modo de flexão, mesmo utilizando frações volumétricas aproximadamente iguais. A figura 51 apresenta os ganhos percentuais de aumento de módulo de elasticidade para as amostras ensaiadas nos dois modos (tração e flexão).

Os resultados apresentados na figura 49 indicam que houve maiores ganhos percentual de módulo de elasticidade para os testes realizados no modo de tração. Apenas a amostra CFRP-NiTi com fios da liga H treinados divergiu desse comportamento para frações volumétricas elevadas (maiores que 16 %). Atribuiu-se esse fenômeno deve-se provavelmente ao fato de que os fios NiTi estão posicionados ao longo da linha neutra dos compósitos e durante a flexão a linha neutra de uma estrutura permanece inalterada (Hibbeler, 2010), ou seja, não participa da sujeição de esforços. Já para o teste de tração a carga é aplicada no sentido axial aos fios NiTi e os mesmos participam inteiramente.

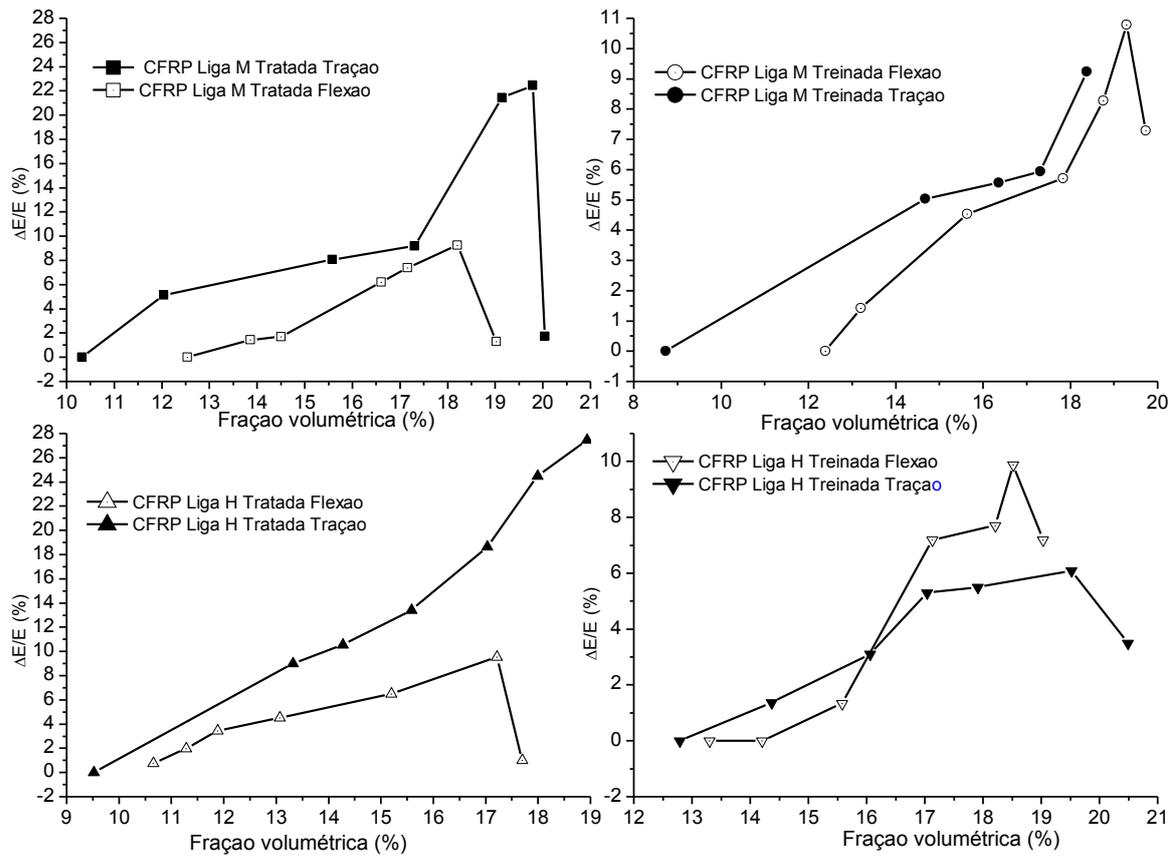


Figura 51: Comparação do ganho percentual de aumento de módulo de elasticidade para as amostras CFRP-NiTi ensaiadas nos dois modos (tração e flexão).

A figura 52 apresenta uma imagem de microscopia ótica da face das amostras produzidas, onde se percebe que os fios NiTi embutidos estão posicionados praticamente na linha neutra dos compósitos.

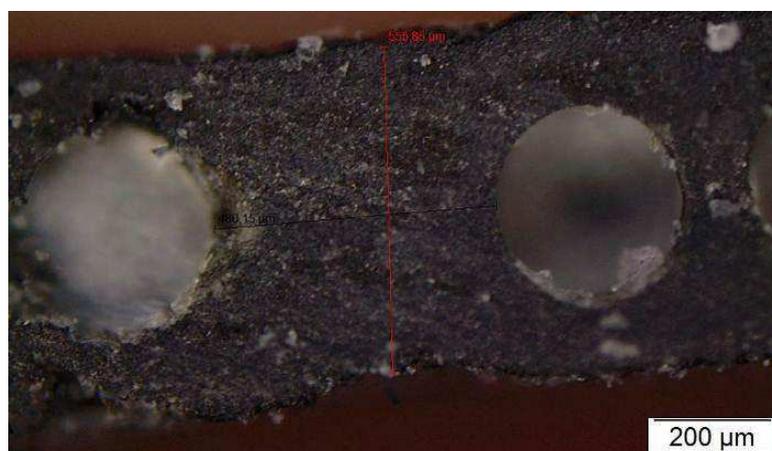


Figura 52: Imagem por microscopia ótica de uma amostra de CFRP-NiTi mostrando o posicionamento dos fios NiTi na linha neutra da seção do compósito.

Fazendo um comparativo entre os testes realizados em tração e em flexão, observa-se ainda que os compósitos produzidos com os fios treinados apresentaram sempre menores valores de ganho em relação aos compósitos com fios tratados, sendo esse comportamento mais acentuado para os testes realizados em tração. Esse fenômeno foi atribuído a hipótese de que como os fios NiTi treinados passam por maiores contrações quando aquecidos, conforme observado nos testes de contração apresentados na Figura 23. A interface entre os constituintes não é suficiente para manter a transferência de carga dos fios para matriz e dessa forma pode provocar sua ruptura. Isso é justificado pelo fato de que a resina quando aquecida fica menos viscosa e assim o fio NiTi pode acabar deslizando dentro da matriz CFRP danificando as propriedades de fronteira. A figura 53 apresenta imagens de microscopia ótica de um compósito CFRP-NiTi com fios treinados onde se observa, através de desníveis entre o fio NiTi e o CFRP, que após o aquecimento houve contração dos fios dentro da matriz CFRP.

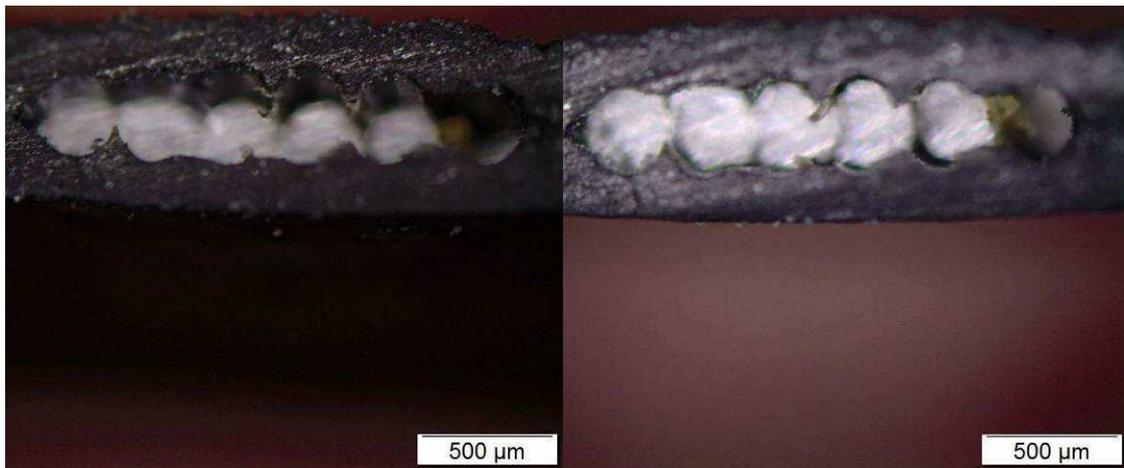


Figura 53: Imagens por microscopia ótica de uma amostra de CFRP-NiTi mostrando a contração dos fios NiTi na matriz CFRP (aumento de 5 vezes).

Para a comprovação dessa hipótese foram realizados ainda testes de *arrancamento* adicionais em amostras de CFRP-NiTi com fios treinados antes da ciclagem térmica e após, esperando-se assim que as amostras que passam pela ciclagem térmica em DMA apresentem menor força de aderência no teste de *arrancamento*.

Para menores frações volumétricas de fios NiTi da liga H obteve-se maiores aumentos de módulo de elasticidade do que para a liga M, sendo esse fenômeno observado para os dois modos de ensaios (flexão e tração). A figura 54 apresenta os ganhos percentuais de módulo sobrepostos para os compósitos contendo os fios NiTi das duas ligas (M e H).

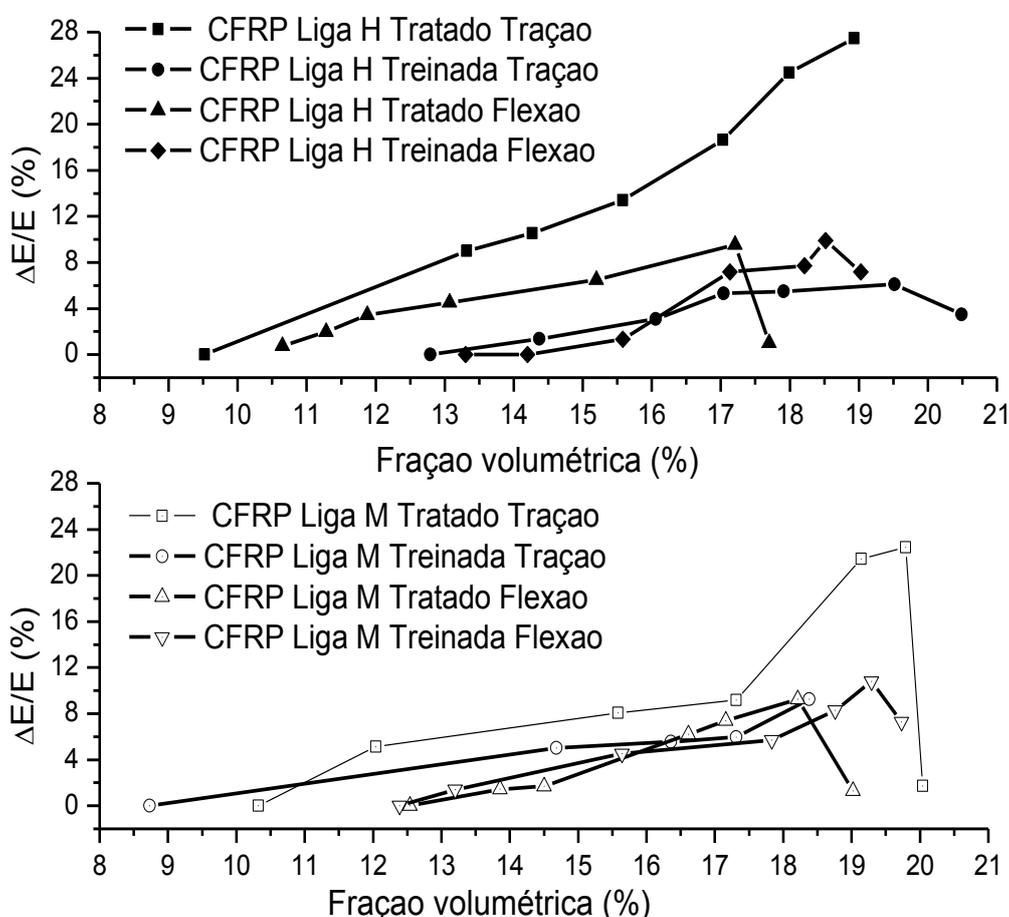


Figura 54: Comparação do ganho percentual de módulo elástico para os compósitos CFRP-NiTi com fios NiTi das duas LMF.

Através desses resultados observa-se que os compósitos com fios NiTi da liga H apresentam maiores valores de ganho de módulo do que os compósitos com fios da liga M. Os maiores valores foram observados para o compósito com a liga H apenas tratada, quando ensaiada no modo de tração uniaxial. Para o compósito obtido com fios NiTi da liga M, o melhor resultado de ganho também foi observado para a amostra em que os fios estavam apenas tratados termicamente e com a amostra sendo ensaiada no modo de tração.

Os compósitos com fios da liga H apenas tratados, apresentaram potencial de ativação maior para menores frações volumétricas do que os com fios NiTi treinados. Esse resultado pode ser atribuído ao fato de que a variação de propriedades para os fios NiTi apenas tratados é superior do que aquela observada nos fios treinados, devido a defeitos internos que são introduzidos durante o processo de treinamento dos fios (deformação pseudoplástica não recuperada). Apresenta-se na figura 55 um comparativo do comportamento das amostras ensaiadas nos dois modos de ensaios.

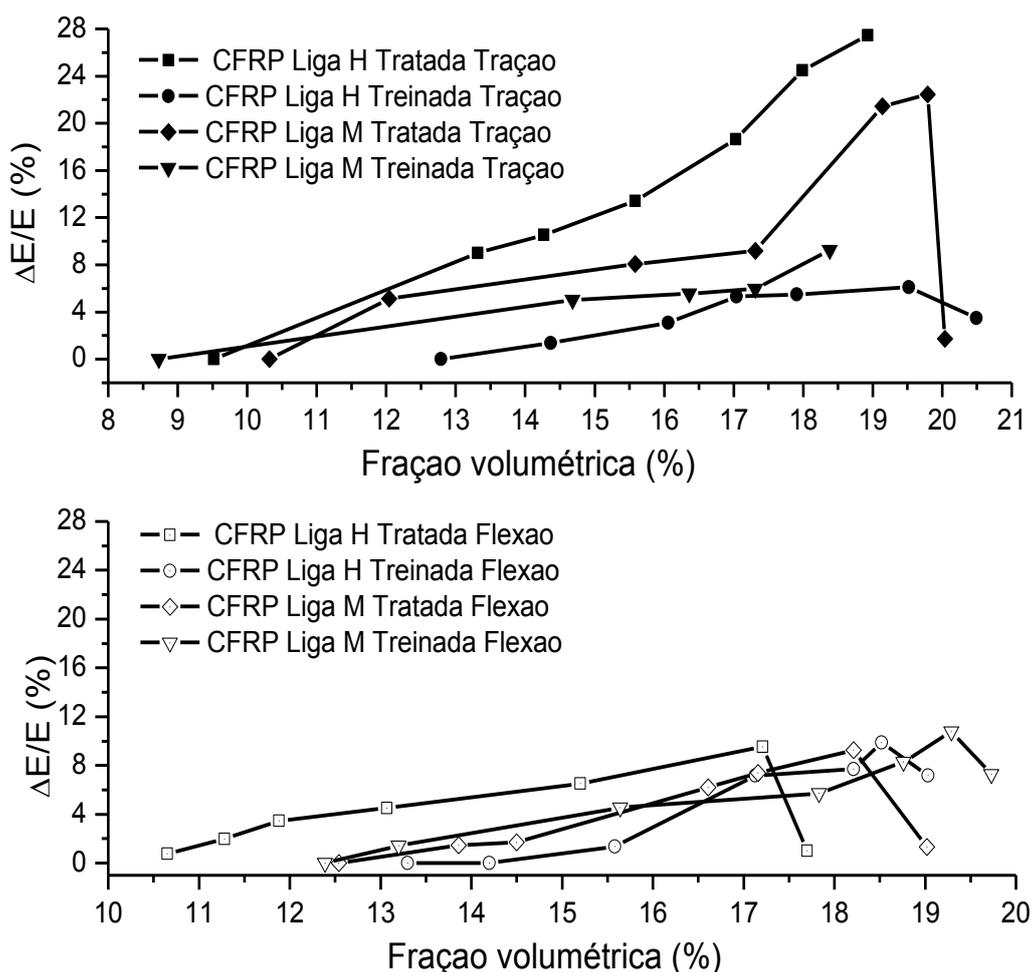


Figura 55: Comparação do ganho percentual de aumento de módulo de elasticidade para as amostras CFRP-NiTi ensaiadas nos dois modos (tração e flexão).

Através desse comparativo nota-se que para o modo de ensaio de tração as amostras CFRP-NiTi com fios NiTi tratados (M e H) apresentaram maiores resultados de ganho do que aquelas com fios treinados. Para o ensaio realizado em flexão, observa-se que a amostra com fios da liga H tratado

apresentou resultados com menores frações volumétricas, entretanto, verifica-se que foi necessário a introdução de maior fração volumétrica para obtenção de compósitos ativos. Conforme já discutido, isso se deve ao maior acréscimo de módulo de elasticidade que ocorre para os fios NiTi apenas tratados.

A figura 56 apresenta um comparativo entre o ganho percentual de módulo de elasticidade teórico e experimental, obtidos para a amostra de CFRP-NiTi com fios da liga M no estado tratado.

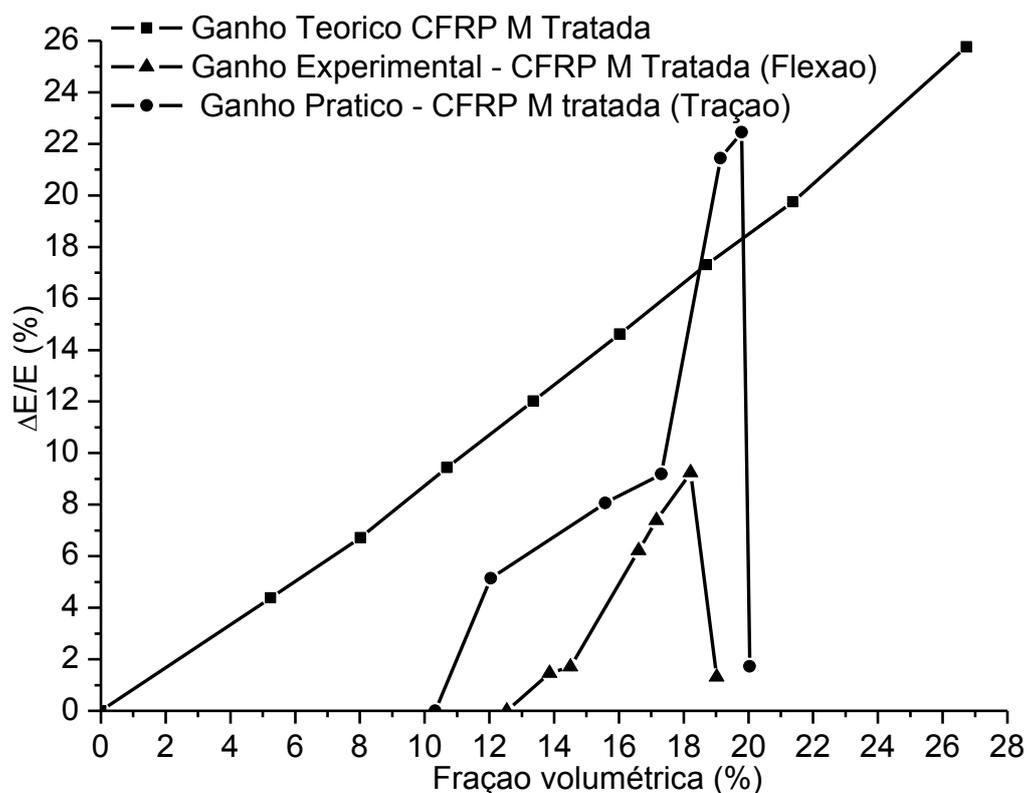


Figura 56: Comparativo entre o ganho percentual de módulo de elasticidade teórico e experimental para o compósito CFRP-NiTi M com fios tratados.

Através dessa figura observa-se que, apesar da analogia a regra das misturas aqui aplicada para a simulação das propriedades mecânicas ter simplificações como interface perfeita, ausência de vazios, ausência de descontinuidades, entre outras, os compósitos obtidos apresentaram um comportamento qualitativamente semelhante aos previstos teoricamente, de forma que o potencial de ativação, ou seja, o ganho percentual de módulo de elasticidade, aumentou com o aumento da fração volumétrica dos fios NiTi, divergindo apenas para casos em que essa fração volumétrica é muito elevada

e há o comprometimento do compósito obtido. A analogia a regra das misturas aqui empregada não é capaz de prever a perda de propriedades mecânicas dos compósitos quando a matriz é comprometida pela alta fração de fios NiTi.

Em termos quantitativos as amostras CFRP-NiTi com fios tratados ensaiadas no modo de flexão apresentaram resultados bem mais distantes dos resultados teóricos, já para as amostras testadas no modo de tração os resultados experimentais se aproximam um pouco mais dos teóricos.

4.5.2. Comportamento do Fator de Amortecimento (*Tan delta*)

Grande parte dos estudos de LMF pela técnica de DMA diz respeito à habilidade de absorção de energia que esses materiais apresentam. Dessa forma, outra propriedade que foi avaliada nos ensaios realizados com as amostras de fios LMF NiTi e com a matriz CFRP, consistiu na avaliação do potencial de amortecimento desses materiais.

A figura 57 apresenta os resultados do comportamento do amortecimento em função da temperatura para os fios NiTi nos três estados e para a matriz de CFRP.

Da figura 57 é possível observar que, assim como descrito por Silva et al (2009) os fios com efeito de memória de forma apresentaram três patamares de amortecimento. No primeiro os fios NiTi (treinado e tratado) no estado martensítico apresentam um amortecimento relativamente alto para um metal, e ao iniciar a transição de fase de martensita para austenita esses fios apresentam um grande aumento no seu potencial de amortecimento. Conforme Fernandes (2006), esse fato é devido a dissipação de energia pelo atrito interno entre as maclas de martensita. Considerando que durante a transformação de fase ocorre um deslocamento entre essas maclas, a propriedade de amortecimento acaba atingindo valores ainda muito maiores. O ultimo patamar pode ser observado após o termino da transformação de fase, onde ocorre uma queda brusca do amortecimento, chegando a valores inferiores ao da fase martensita.

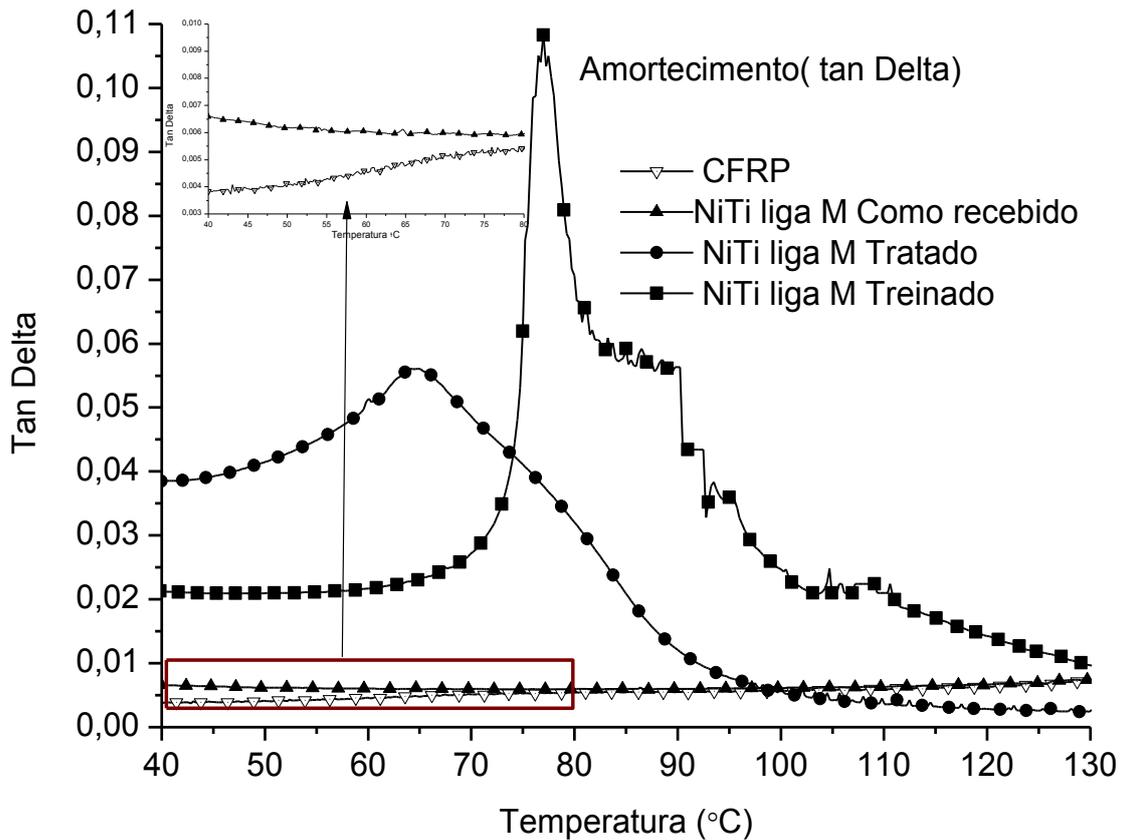


Figura 57: Variação do amortecimento (Tan delta) em função da temperatura para os constituintes isolados do compósito CFRP-NiTi.

Constata-se ainda que os fios NiTi no estado treinado apresentam um maior potencial de amortecimento que os fios apenas tratados, pois apresenta maior ganho dessa propriedade quando aquecido, e que tanto os fios NiTi como recebidos e a matriz de CFRP apresentam valores de amortecimento bem inferiores. Apesar de os fios NiTi apenas tratados não apresentarem grande ganho na propriedade de amortecimento quando aquecidos, representam uma ótima alternativa pois mostram elevados valores de amortecimento no seu estado martensítico. Inicialmente, os fios NiTi da liga M tratada apresentam um valor inicial de *Tan delta* de 0,03895 e quando aquecido atinge um valor máximo de 0,05597, o que representa em termos percentuais, um aumento de 43 %. Já os fios treinados apresentaram um valor inicial de 0,02060 (inferior aos fios tratados) e quando aquecidos atingem o valor máximo de 0,10842.

O valor máximo de *Tan delta* ocorre antes do máximo do módulo de elasticidade, ou seja, o máximo valor de amortecimento ocorre em temperaturas inferiores às temperaturas finais de transformação de fase.

Simulando o potencial de amortecimento através da analogia a regra das misturas para compósitos CFRP-NiTi obtidos foi possível traçar os comportamentos do amortecimento em função da temperatura.

A figura 58 apresenta os resultados da simulação da variação do amortecimento de um compósito de matriz CFRP com fios NiTi tratados, em função da temperatura, para diferentes quantidades de fios NiTi embutidos.

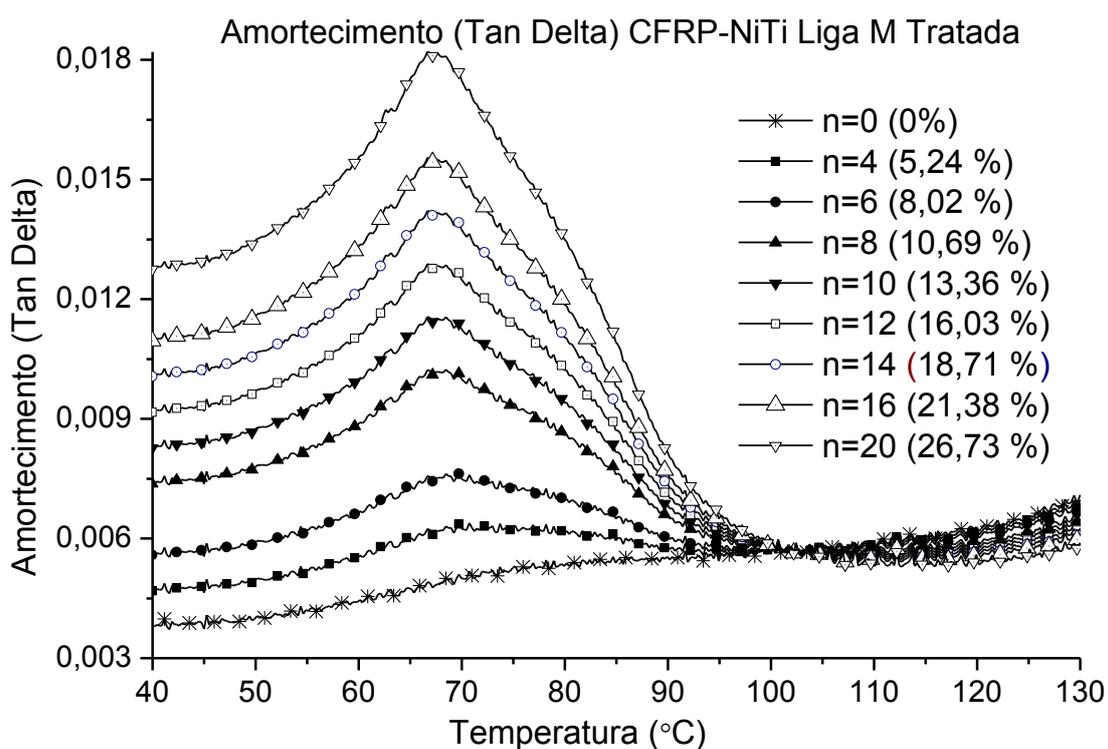


Figura 58: Simulação da variação do amortecimento (*Tan delta*) em função da temperatura para o sistema CFRP - NiTi com fios tratados.

Pelos resultados teóricos apresentados na figura 58, observa-se que os compósitos obtidos apresentam valores iniciais de *Tan delta* superior ao valor inicial do CFRP, e isso se deve ao fato de que tanto os fios NiTi no estado tratado como treinado apresentaram maiores valores iniciais de *Tan delta* que o da matriz CFRP (valor de 0,0038). Assim, o simples fato de incorporar esses fios no CFRP já promove um aumento da capacidade de amortecimento do compósito obtido, de forma proporcional à fração volumétrica de fios NiTi. O

aquecimento do compósito promove a ativação dos fios NiTi e com isso há o aumento do *Tan delta* conferindo aos compósitos o potencial de ativação pela variação do seu amortecimento.

A figura 59 apresenta os resultados teóricos do ganho percentual de amortecimento (*Tan delta*) com o aumento da fração volumétrica de fios NiTi da liga M.

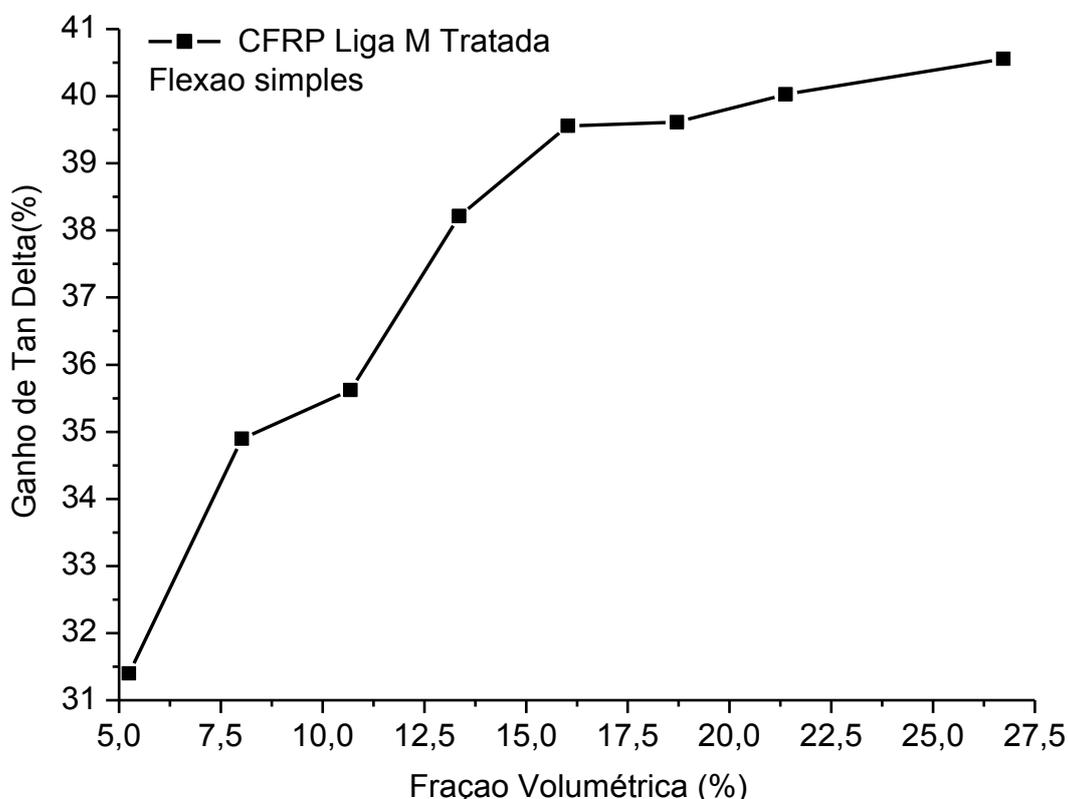


Figura 59: Simulação do ganho de amortecimento (*Tan delta*) em função da fração volumétrica de fios NiTi (liga M) para o sistema CFRP-NiTi com fios tratados.

Através dos resultados apresentados na figura 59 constata-se um aumento não linear do ganho percentual teórico de *Tan delta* em função da fração volumétrica de fios NiTi utilizada.

As figuras da sequência de Anexos A9-A16 apresentam os resultados do comportamento do amortecimento (*Tan delta*) em função da temperatura para as amostras de CFRP-NiTi com fios das ligas M e H nos dois modos de ensaios (tração e flexão).

Assim como os resultados obtidos para a variação do módulo de elasticidade, observa-se que as amostras ensaiadas aumentam a capacidade

de amortecimento com o aumento da fração volumétrica dos fios NiTi. Por esses resultados, confirmou-se também a instabilidade dos compósitos obtidos com frações elevadas, gerada pela heterogeneidade causada pelo excesso de fios NiTi. A partir de certos valores de fração volumétrica, as amostras de CFRP-NiTi perdem a sua estabilidade térmica, de forma que o seu módulo de elasticidade é reduzido mesmo com a ativação dos fios NiTi e o *Tan delta* aumenta, devido a queda na viscosidade da matriz polimérica.

O aumento da capacidade de um material dissipar energia é algo fundamental para algumas aplicações mecânicas, entretanto busca-se esse aumento sem que outras propriedades mecânicas sejam comprometidas. Nesse sentido, as amostras de CFRP-NiTi obtidas apresentam-se como grande alternativa, pois a ativação dos fios NiTi além de propiciarem o aumento do módulo de elasticidade, aumentam também essa capacidade de dissipação de energia.

A figura 60 apresenta um comparativo da variação percentual do *Tan delta* para as amostras CFRP-NiTi testadas nos dois modos de ensaios (tração e flexão). Através dessa figura verifica-se que as amostras ensaiadas no modo de flexão apresentaram maiores valores de ganho de *Tan delta*, ou seja, apresentam um maior potencial de amortecimento quando estão sujeitas a esforços que provocam flexão. Os melhores valores de ganho foram obtidos para amostra de CFRP-NiTi com fios NiTi treinadas quando ensaiada em flexão. De acordo com os resultados de amortecimento obtidos para os fios NiTi, esse resultado é esperado, já que os fios no estado treinado apresentam maior variação de *Tan delta* quando são aquecidos do que os fios apenas tratados. Já para os testes realizados em tração, observa-se um resultado não esperado através da simulação, já que o compósito com fios tratados apresentaram os maiores valores de ganho.

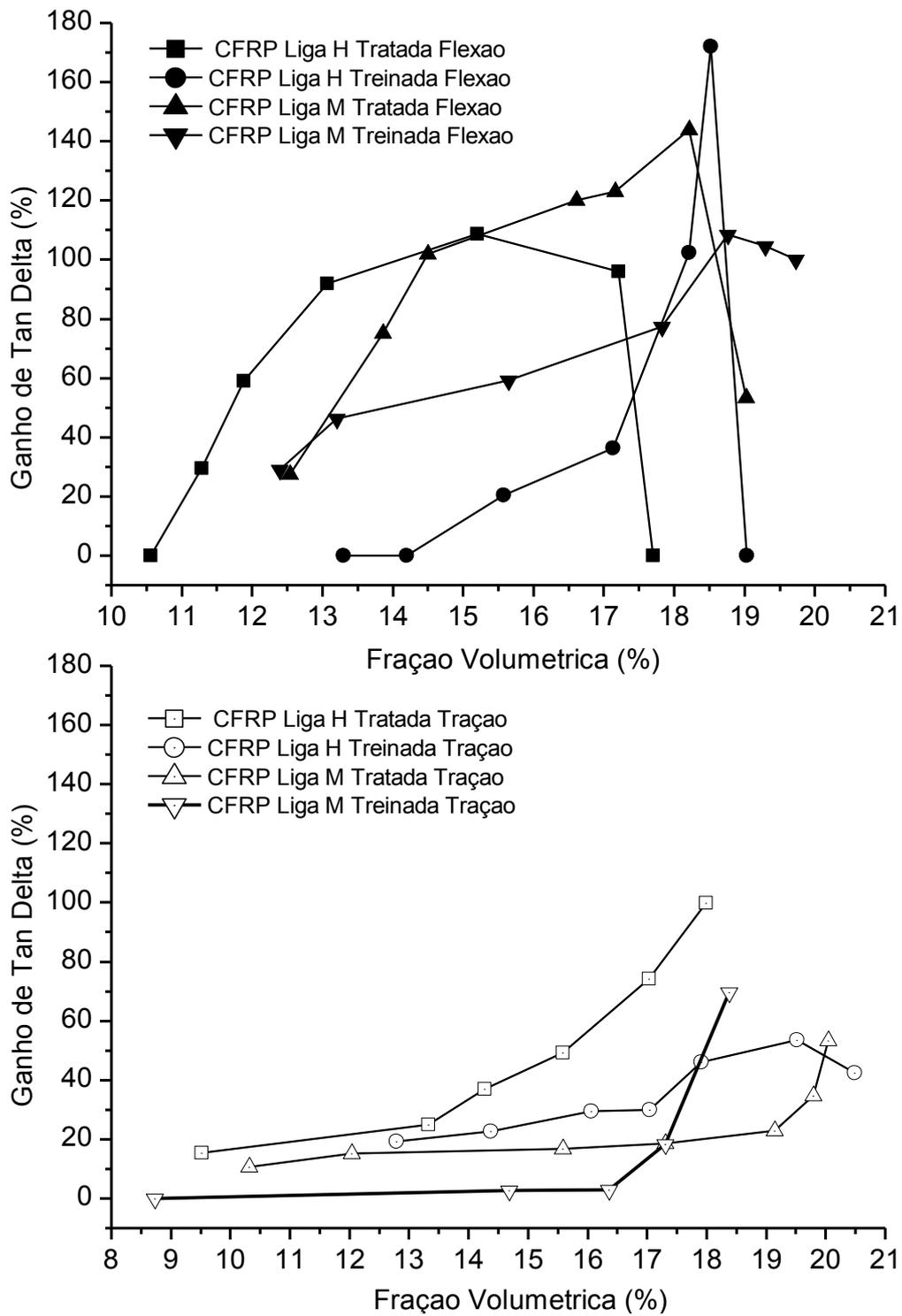


Figura 60: Comparativo do ganho percentual de $Tan\ delta$ para as amostras de CFRP-NiTi testadas.

A figura 61 apresenta um comparativo entre o ganho de $Tan\ delta$ teórico e o experimental, obtidos para as amostras de CFRP NiTi da liga M tratados ensaiadas no modo de flexão

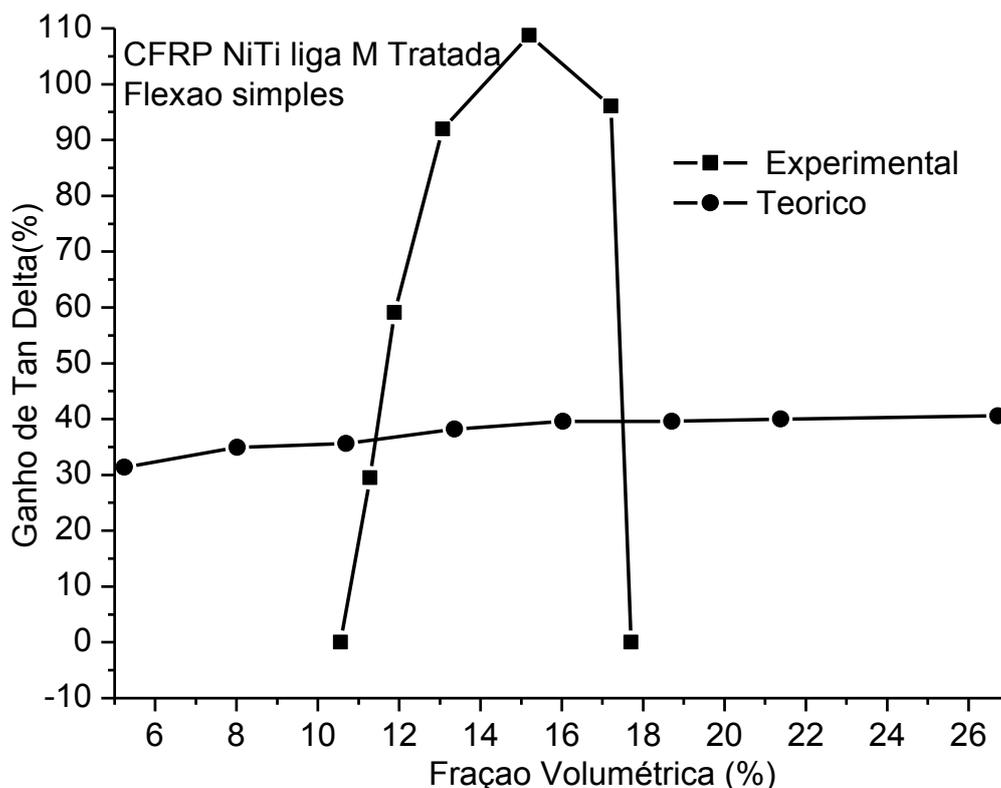


Figura 61: Comparativo entre o ganho de Tan delta teórico e experimental para o CFRP-NiTi tratado ensaiado no modo de flexão.

Através desse comparativo constata-se que os ganhos de *Tan delta* experimentais são muitas vezes superiores aos ganhos previstos pela abordagem teórica.

O modelo utilizado para fazer a simulação das propriedades dos compósitos gerou melhores resultados para a propriedade de modulo de elasticidade, apresentando resultados qualitativos e quantitativos mais próximos àqueles obtidos experimentalmente. Já para os resultados de *Tan delta* esse modelo representou apenas de forma qualitativa os resultados obtidos na prática, onde houve o aumento do ganho teórico com o aumento da fração volumétrica. Observou-se ainda que para amostras CFRP-NiTi com elevadas frações volumétrica e com elevada heterogeneidade, esse modelo não prevê a deterioração das propriedades mecânicas.

4.5.3. Contração Térmica dos Compósitos CFRP-NiTi

Outra propriedade que foi avaliada durante a caracterização dos compósitos CFRP-NiTi obtidos foi a estabilidade dimensional durante

aquecimento. Como já discutido anteriormente, os fios NiTi apresentam a capacidade de se contraírem quando aquecidos. Esse fato os torna atrativos para serem utilizados em controle de expansão térmica de estruturas e até mesmo como sensores de deslocamento e temperatura. Já o coeficiente de expansão/contração térmica de um compósito é uma propriedade que, assim como as demais, tem uma forte dependência dos constituintes e suas respectivas frações volumétricas, da interface entre os constituintes, entre outros fatores. Dessa forma, o resultado final de um compósito pode gerar um produto com coeficiente de dilatação térmica positivo ou negativo.

O fato de serem utilizados materiais com diferentes coeficientes de expansão térmica direciona para cuidados em relação às tensões térmicas originadas nos materiais devido aos diferentes coeficientes de dilatação, o que exige excelentes propriedades de interface para evitar o descolamento relativo entre o reforço e a matriz.

A figura 62 mostra o resultado obtido durante o teste de dilatação térmica para o compósito CFRP sem fios NiTi.

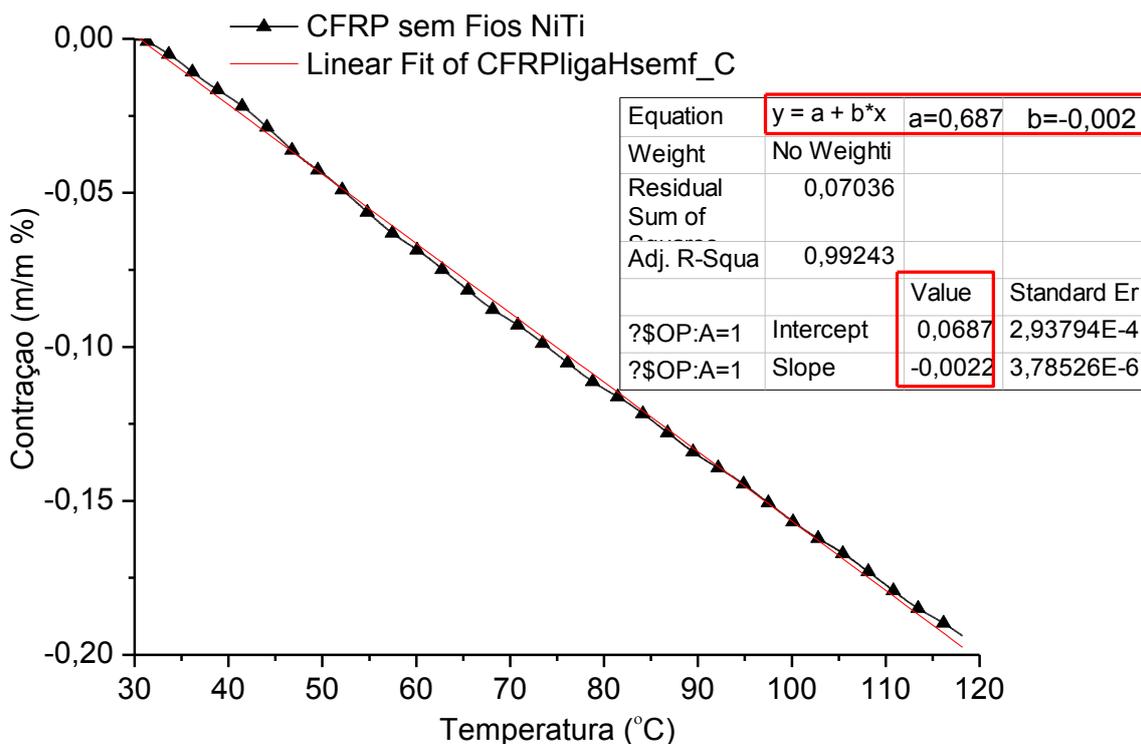


Figura 62: Dilatação térmica do compósito CFRP sem fios NiTi obtida no teste de dilatação térmica no equipamento DMA.

Através desse resultado verifica-se um comportamento linear da dilatação térmica com a temperatura, de forma que o compósito CFRP sem fios apresenta um deslocamento negativo (contração) à medida que é aquecido, apontando assim para um coeficiente de dilatação térmica também negativo da ordem de $-0,0022 \text{ m/m}^\circ\text{C}^{-1}$. Com o aquecimento do compósito até 120°C verificou-se uma contração de aproximadamente $0,2\%$ em seu comprimento.

Os valores de CCT foram obtidos através da inclinação de cada parte linear do gráfico.

O conjunto das figuras 63 a 65 apresentam os resultados da dilatação dos compósitos CFRP NiTi obtidos com diferentes frações volumétricas de fios da liga H tratada, quando aquecidos.

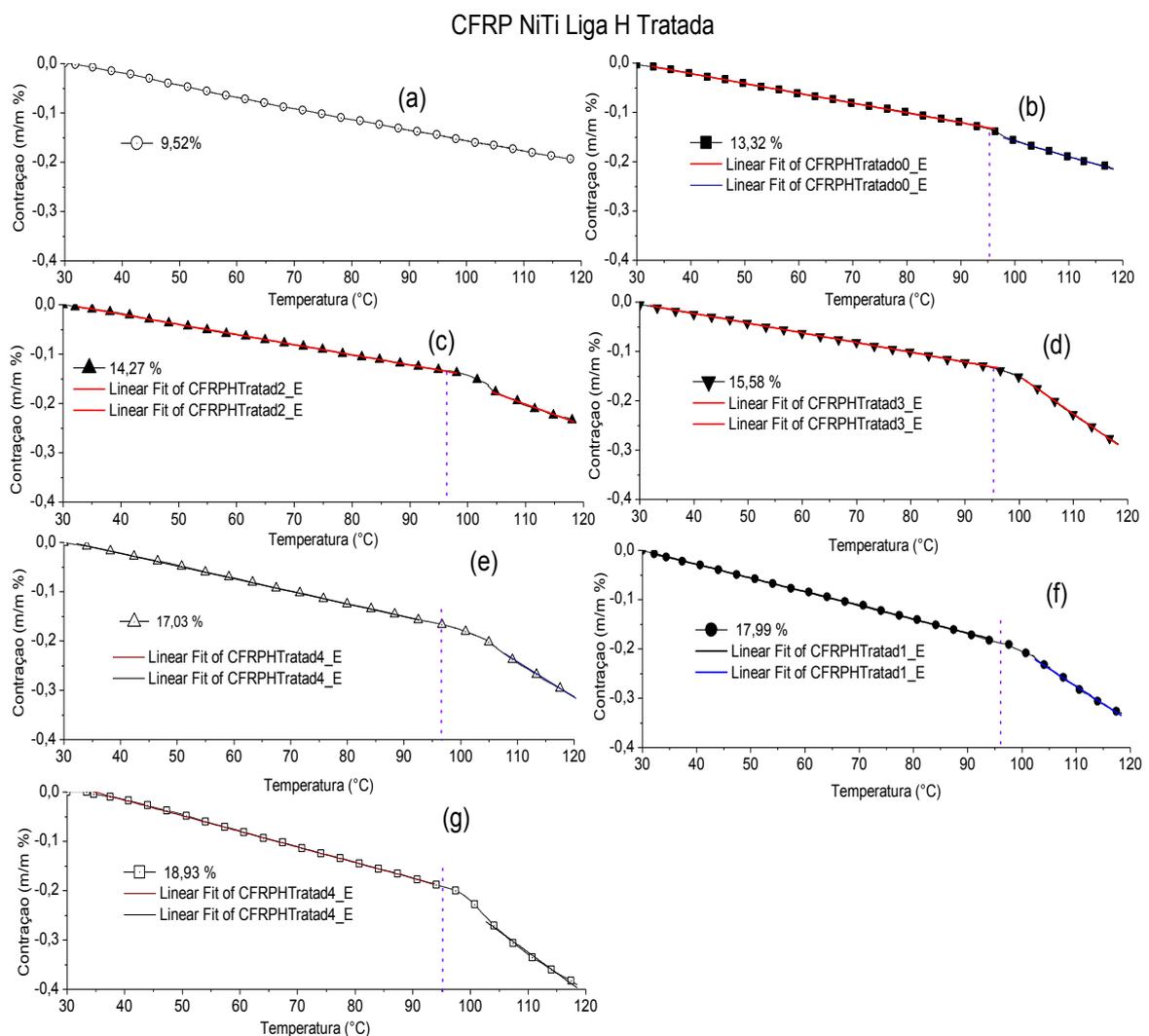


Figura 63: Resultados de dilatação dos compósitos CFRP-NiTi produzidos com fios da liga H tratados.

O compósito CFRP-NiTi obtido com fração volumétrica de 9,52 % de fios da liga H apenas tratados (figura 63a), não apresenta variações em seu comportamento dimensional quando comparado com o CFRP sem fios, apresentando uma relação praticamente linear entre a dilatação e a temperatura e valores de contração térmica aproximadamente iguais aos apresentados pelo compósito sem fios NiTi (-0,22 e 0,2 %). Para os compósitos obtidos com frações volumétricas maiores observa-se que existe um comportamento bi-linear entre a contração e a temperatura. Até temperaturas inferiores a aproximadamente 96 °C observa-se uma determinada inclinação da reta e para temperaturas superiores verifica-se outra inclinação, o que demonstra que os compósitos CFRP-NiTi obtidos apresentam dois coeficientes de contração térmica. Esse fenômeno é atribuído ao fato de que quando os fios NiTi iniciam a transformação de fase apresentam uma diminuição considerável do seu comprimento conferindo assim uma maior capacidade de contração ao compósito obtido.

Observando-se a faixa de temperatura em que os compósitos CFRP-NiTi apresentam a mudança de inclinação, verifica-se que ocorre em temperaturas maiores do que a mudança de inclinação que ocorre nos fios NiTi (figura 23c). Esse fato pode ser atribuído ao fato de que o compósito CFRP pode retardar a transferência de calor da câmara de aquecimento para os fios NiTi embebidos em seu interior. Os fios NiTi da liga H tratados apresentaram mudança da inclinação em uma temperatura próxima de 91,61 °C (figura 23c) enquanto os compósitos com esses fios apresentaram essa mudança em uma temperatura próxima de 96 °C.

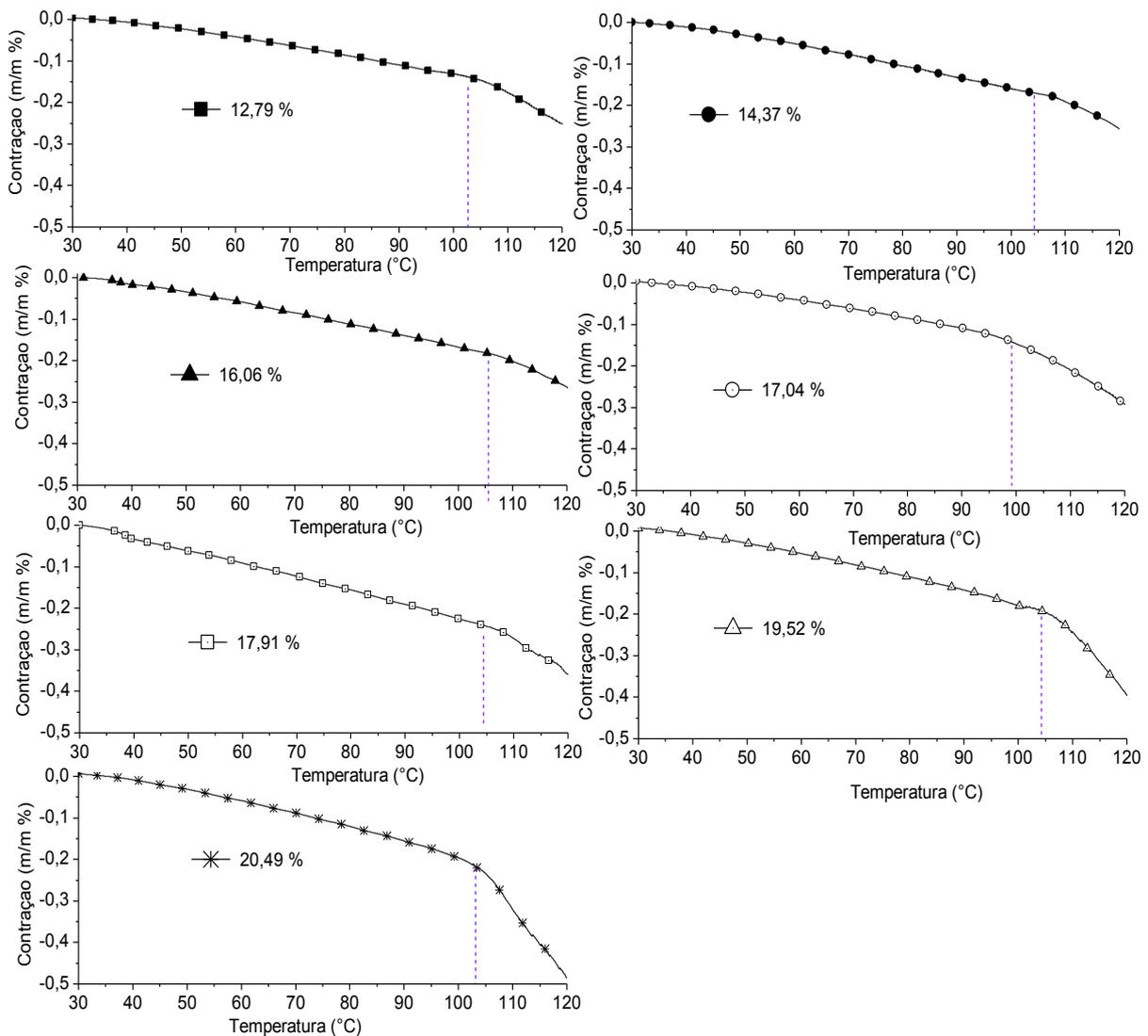


Figura 64: Resultados de dilatação dos compósitos CFRP-NiTi produzidos com fios NiTi da liga H treinados.

Na figura 64 verifica-se que os compósitos obtidos com fios NiTi da liga H treinados, apresentaram um comportamento semelhante ao dos compósitos com fios da liga H apenas tratados. O compósito obtido com a menor fração volumétrica de fios NiTi para esta configuração já apresentou comportamento bi-linear, apontando assim para o fato de que os fios conseguiram influenciar quando aquecidos, fato este que não foi observado para o compósito de menor fração obtido com os fios da liga H apenas tratados. Entretanto, a menor fração de fios da liga H treinados é superior a menor fração de fios da liga H apenas tratados (enquanto a menor fração dos compósitos com a liga H tratados foi 9,52 % para os compósitos com fios liga H treinados foi 12,79 %). Verificou-se ainda que a segunda inclinação do comportamento bi-linear obtido para os

compósitos com fios da liga H treinados ocorreu em uma temperatura ligeiramente superior aos obtidos com fios tratados (no CFRP com fios da liga H tratados ocorreu próximo de 96°C enquanto no CFRP com estes fios treinados ocorreu próximo de 105 °C).

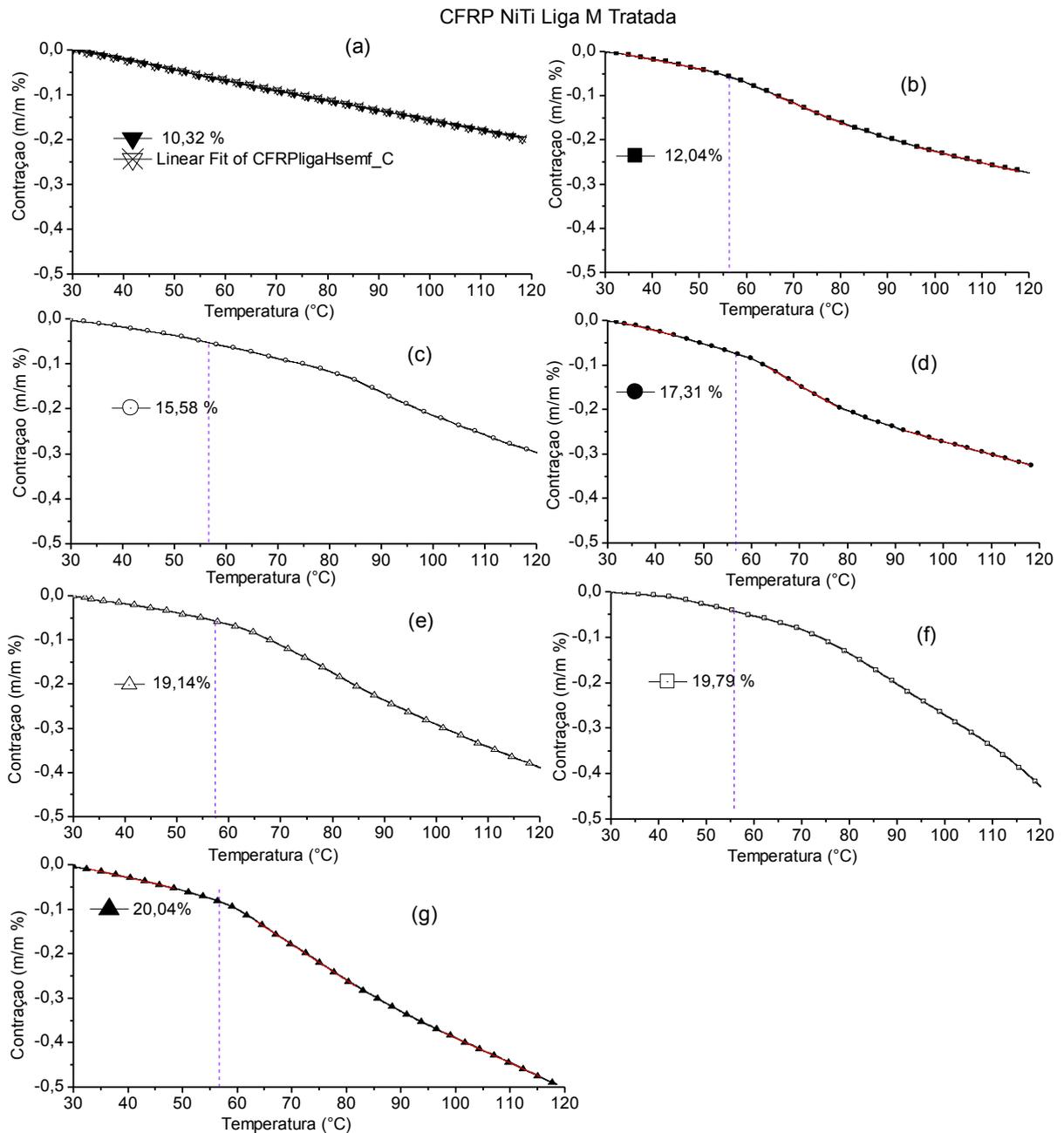


Figura 65: Resultados de dilatação dos compósitos CFRP-NiTi produzidos com fios NiTi da liga M tratados.

Observando a figura 65 verifica-se que os compósitos obtidos com os fios NiTi da liga M apenas tratados apresentaram comportamento diferente daquele apresentado pelos compósitos obtidos com fios da liga H. Nota-se que

para algumas amostras (figura 65b até f) houve um comportamento com três inclinações diferentes. Esse comportamento é atribuído ao fato de que como a temperatura de final de formação da austenita nos fios NiTi da liga M ocorre em temperaturas mais baixas (90,85 °C) foi possível atingir a transformação total dos fios na faixa de temperatura em que os compósitos foram ensaiados. Dessa forma, os compósitos obtidos com fios NiTi desta liga apresentaram um comportamento qualitativamente semelhante ao dos próprios fios. Espera-se que o mesmo comportamento seja observado para os compósitos obtidos com fios NiTi da liga H, entretanto o aquecimento para se chegar a esse comportamento leva a temperaturas superiores a faixa de temperatura avaliada.

Assim como nos compósitos obtidos com fios NiTi da liga H, o início da mudança de inclinação devido a transformação dos fios (aproximadamente 57 °C) ocorreu em temperaturas ligeiramente mais altas que nos fios da liga M tratados.

A amostra de CFRP-NiTi obtida com a menor fração volumétrica de fios (10,32%) para essa configuração (figura 65a) não apresentou influencia visível dos fios NiTi durante sua transformação de fase.

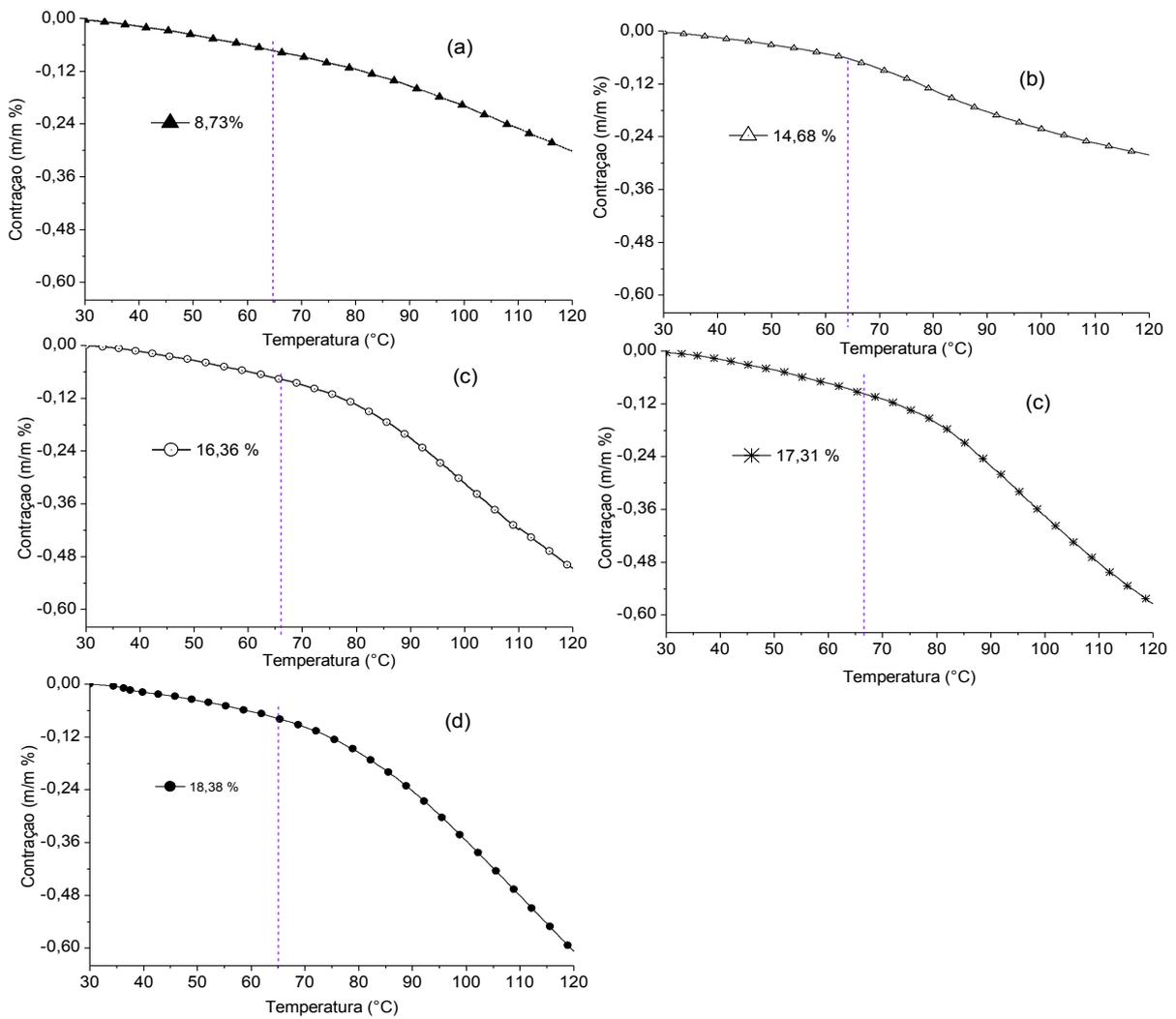


Figura 66: Resultados de dilatação dos compósitos CFRP-NiTi produzidos com fios da liga M treinados.

Os compósitos CFRP-NiTi obtidos com fios NiTi da liga M treinados apresentaram comportamento semelhante aos compósitos com estes fios apenas tratados, apresentando em alguns casos um comportamento também com três inclinações diferentes. O início da mudança de inclinação ocorre em temperaturas superiores (próximas de 65 °C) às observadas para os compósitos com fios da liga M apenas tratados e maiores também aquelas observadas para os fios NiTi livres, não embutidos no compósito (figura 23). Mesmo para a amostra CFRP-NiTi com menor fração volumétrica (8,7 %), verificou-se a influência dos fios quando iniciaram a transformação de fase.

A figura 67 mostra um comparativo da contração dos compósitos obtidos, após o aquecimento até 120 °C, para as diferentes frações

volumétricas de fios NiTi utilizados, permitindo fazer uma análise do comportamento dessa propriedade quanto ao diferente estado dos fios (tratados ou treinados).

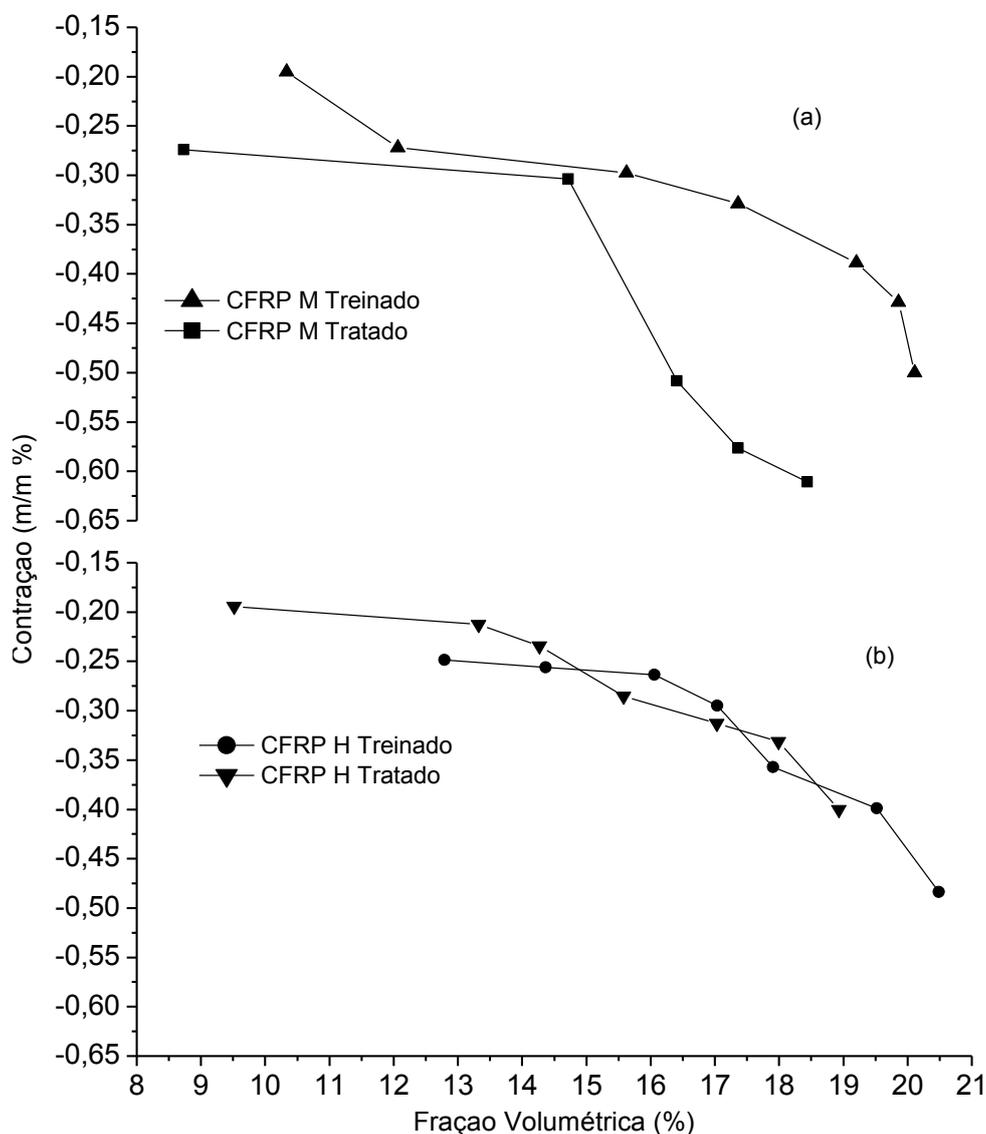


Figura 67: Comparativo da contração a 120 °C dos compósitos CFRP-NiTi obtidos, em relação ao tratamento dos fios.

Analisando o comportamento dos compósitos CFRP-NiTi obtidos com fios da liga M (figura 67a) observa-se que ambas as amostras apresentaram contração crescente com o aumento da fração volumétrica de fios. Entretanto, as amostras com fios NiTi treinados apresentaram valores levemente superiores, sendo isso atribuído ao fato de que os fios quando no estado

treinado apresentam maiores contrações, conforme visto na figura 23. Ao observar o comportamento das amostras obtidas com fios NiTi da liga H (tratados e treinados) verifica-se que esse fato não acontece mesmo com os fios treinados tendo apresentado maiores contrações. As amostras com fios da liga M apresentem comportamento praticamente equivalente.

A figura 68 apresenta um comparativo da contração dos compósitos obtidos, após o aquecimento até 120 °C, para as diferentes frações volumétricas de fios NiTi utilizados, permitindo fazer uma análise do comportamento dessa propriedade quanto as diferentes LMF utilizadas (M ou H).

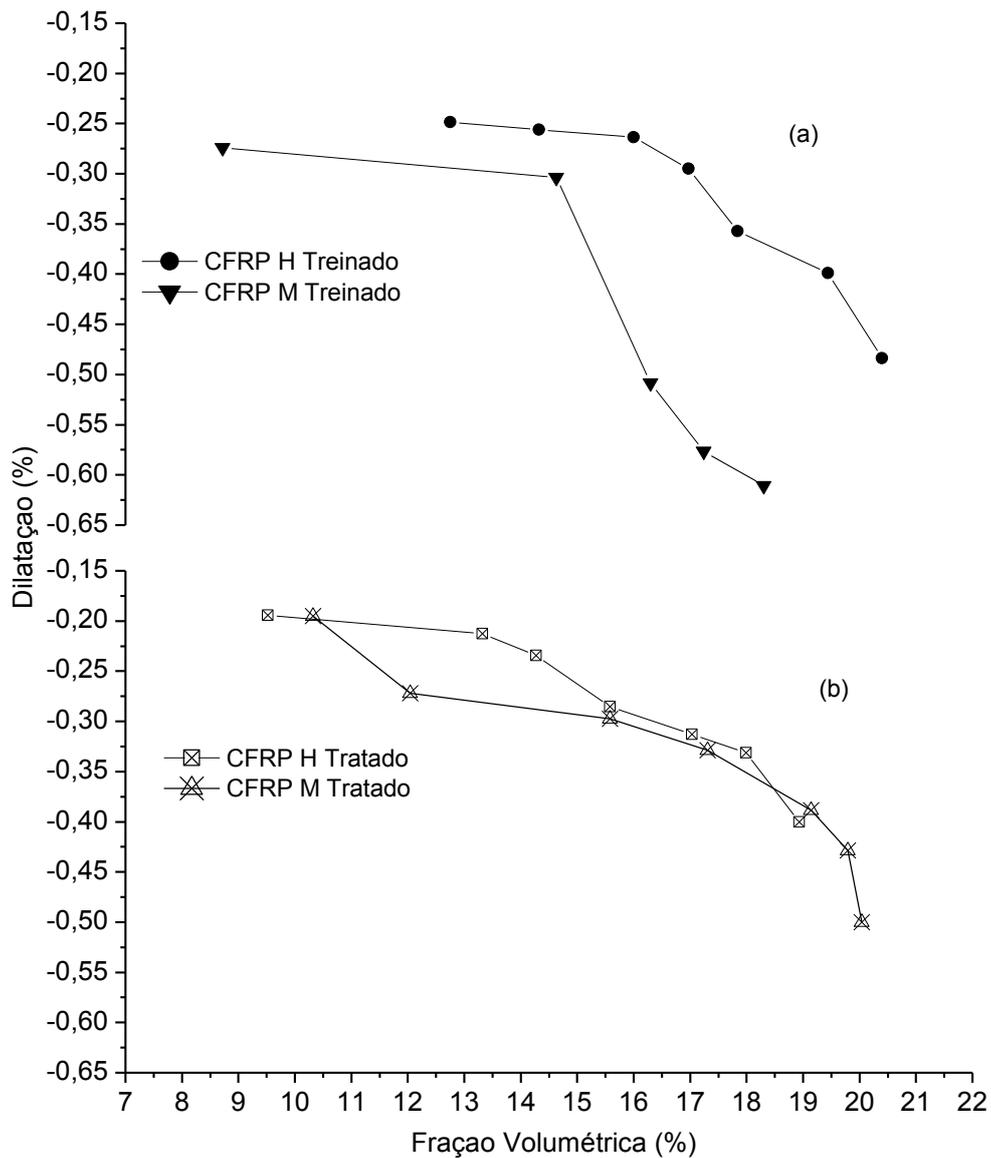


Figura 68: Comparativo da contração dos compósitos CFRP-NiTi obtidos, em relação à LMF NiTi utilizada.

Analisando o comportamento dos compósitos obtidos em relação ao estado do fio NiTi (tratado ou treinado) observa-se que os compósitos com os fios da liga M apresentaram maiores valores de contração do que os compósitos produzidos com a liga H, para valores de fração volumétrica mais elevados. Apesar de o parâmetro contração ser uma propriedade de grande interesse a ser avaliado, para esse estudo é mais pertinente se fazer uma análise em relação aos coeficientes de contração térmica, pelo fato de que os compósitos produzidos com fios NiTi da liga M, ter seu potencial totalmente explorado já que a faixa de temperatura do ensaio permite a total transformação dos fios dessa liga, fato este que não ocorre para os compósitos obtidos com a liga H. Dessa forma a figura 69 apresenta uma comparação dos coeficientes de dilatação térmica, antes e após a ativação dos fios NiTi, para os compósitos produzidos com fios da liga H tratados e treinados.

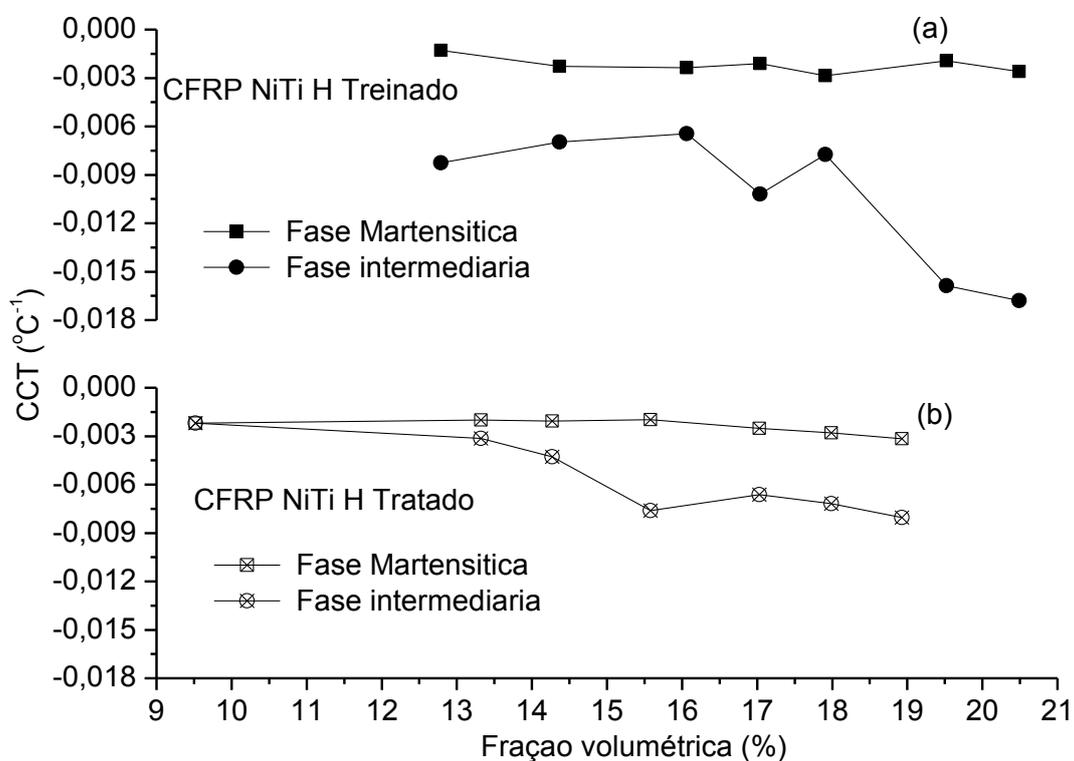


Figura 69: Comparativo dos coeficientes de dilatação térmica para os compósitos CFRP-NiTi obtidos com fios NiTi da liga H, antes e após a ativação dos fios.

Através dos resultados apresentados na figura 69 nota-se que praticamente não há variação do coeficiente de dilatação térmica com a fração volumétrica, quando os fios NiTi estão no estado martensítico. Esse

comportamento é um fato esperado já que o coeficiente de dilatação térmica dos fios no estado martensítico ($0,003 \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$) é muito semelhante ao do compósito sem fios NiTi ($-0,0022 \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$).

Com o aquecimento e conseqüente ativação dos fios NiTi observa-se que o coeficiente de dilatação dos compósitos obtidos aumenta tanto para os fios da liga H tratados como treinados, ou seja, os valores de coeficiente de dilatação (em módulo) quando os compósitos encontram-se com os fios no estado misto, são maiores do que quando no estado martensítico.

Observou-se que há um aumento (em módulo) do coeficiente de dilatação térmica com o aumento da fração de fios NiTi nos compósitos. Entretanto, os compósitos com fios treinados apresentam maiores aumentos desse coeficiente do que os compósitos com fios apenas tratados, alcançando valores próximos de $-0,018 \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$, enquanto que para os fios tratados alcançou-se apenas $0,009 \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$.

A figura 70 mostra um comparativo dos coeficientes de contração térmica, antes e após a ativação dos fios NiTi, para os compósitos CFRP-NiTi produzidos com fios NiTi da liga M tratados e treinados.

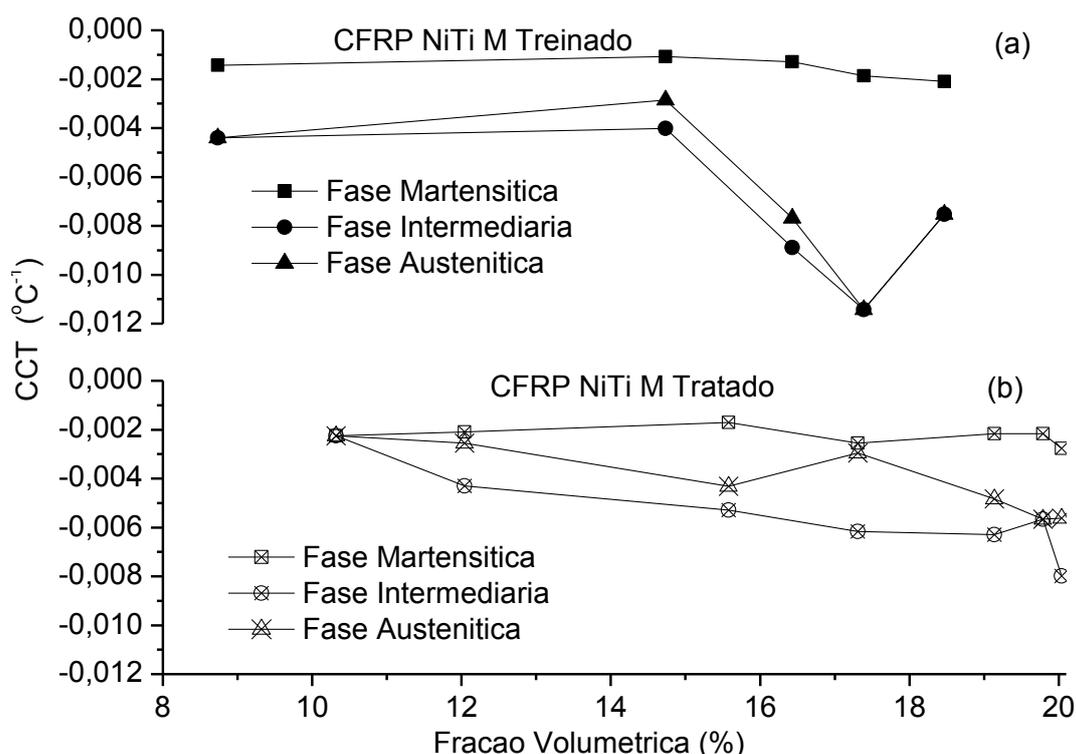


Figura 70: Comparativo dos coeficientes de dilatação térmica para os compósitos CFRP-NiTi obtidos com fios da liga M, antes e após a ativação dos fios.

Conforme já discutido anteriormente, pelo fato de os fios NiTi da liga M apresentarem temperatura de transformação de fase (martensita – austenita) na faixa de temperatura em que os compósitos foram ensaiados, foi possível observar o coeficiente de dilatação térmica em três estados diferentes (martensítico, intermediário e austenítico) e conseqüentemente foi possível analisar o seu comportamento com o aumento da fração volumétrica de fios NiTi em cada estado de transformação.

Através dos resultados da figura 70 nota-se que, assim como para os compósitos com fios NiTi da liga H, o coeficiente de dilatação térmica praticamente não varia com a fração volumétrica, quando os fios estão no seu estado martensítico, ficando com valores próximos a $-0,002 \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$. Durante a transformação de fase (estado intermediário) o coeficiente de dilatação térmica aumenta (em módulo) com o aumento da fração volumétrica de fios NiTi, tanto para os fios da liga M tratados como treinados. Porém, esse aumento é maior para os compósitos com fios treinados, onde se alcança valores próximos de $-0,012 \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ para frações volumétricas de fios em torno de 17,5%.

Comparando os compósitos obtidos com os dois tipos de fios, nota-se que os maiores valores (em módulo) do coeficiente de Contração térmica foram obtidos para os compósitos com fios NiTi da liga H treinados. Dessa forma, há uma maior potencialidade de controle de dilatação para os compósitos obtidos com fios da liga H, muito embora a temperatura necessária para se alcançar esse grande potencial ultrapasse a temperatura de trabalho recomendada para o compósito.

4.6. Influencia da Densidade dos Fios NiTi nos Compósitos CFRP NiTi Obtidos

Um dos principais motivos que impulsionam a utilização de compósitos do tipo CFRP em estruturas aeronáuticas consiste no fato de as estruturas produzidas com esse material apresentarem elevadas propriedades mecânicas associadas a uma baixa densidade. Assim, é necessário realizar uma avaliação da influência da introdução de fios NiTi em compósitos desse tipo.

Os compósitos CFRP sem fios NiTi obtidos apresentaram uma densidade média de $1,37 \text{ g/cm}^3$. Já os fios NiTi apresentam densidade em

torno de $6,45 \text{ g/cm}^3$ (Otsuka & Wayman, 1998). Os fios NiTi das ligas M e H apresentam densidades praticamente idênticas, entretanto quando comparadas com a densidade do compósito sem fios, representam mais de 4,7 vezes a densidade do CFRP. Dessa forma, a introdução de fios NiTi em compósitos do tipo CFRP representam aumento de densidade do compósito obtido. A figura 71 apresenta a variação da densidade dos compósitos obtidos em função da fração volumétrica de fios NiTi utilizadas nesse estudo.

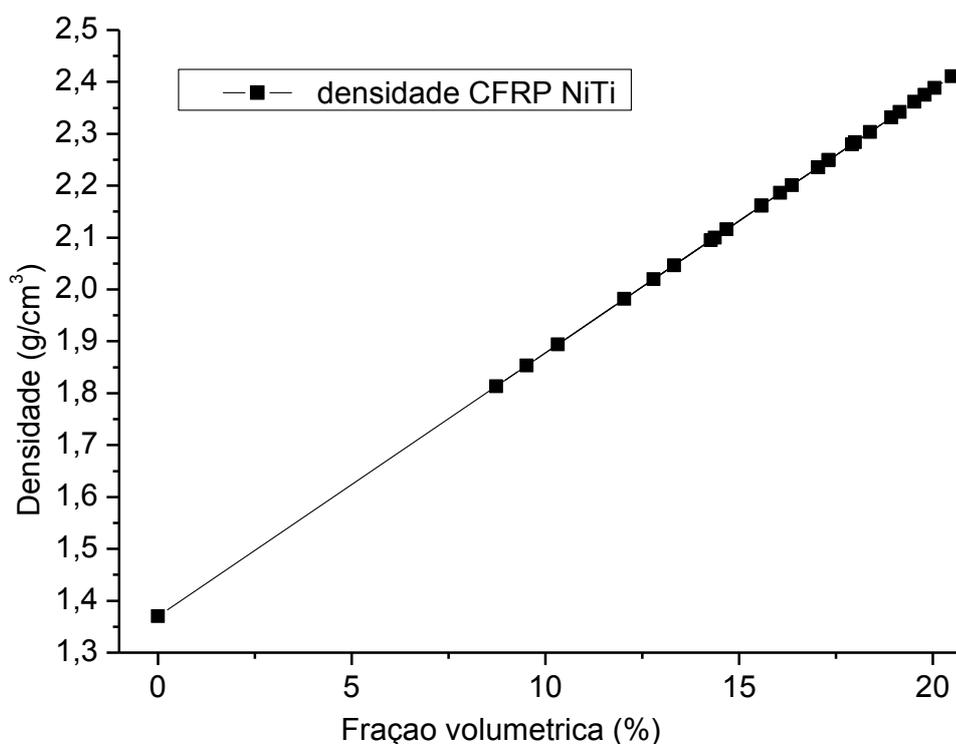


Figura 71: variação da densidade dos compósitos obtidos em função da faixa de fração volumétrica.

Através do resultado apresentado na figura 71, verifica-se o aumento da densidade do compósito CFRP-NiTi obtido com o aumento da fração volumétrica dos fios NiTi. Os compósitos obtidos apresentam densidades relativamente baixas quando comparadas a materiais como aço ($7,5 \text{ g/cm}^3$) e alumínio ($2,7 \text{ g/cm}^3$), mesmo para as maiores frações volumétricas de fios NiTi utilizadas nesse estudo. Dessa forma, além da nova propriedade conferida com a introdução dos fios NiTi (potencial de ativação), os compósitos ativos de CFRP-NiTi permanecem com a boa propriedade de baixa densidade.

5. CONCLUSÕES

A metodologia de fabricação proposta para as amostras do compósito CFRP-NiTi possibilitou a obtenção de compósitos com diferentes frações volumétricas de fios NiTi, atendendo as necessidade desse trabalho. Apesar disso, observou-se a necessidade de melhorias no dispositivo utilizado para alinhamento dos fios NiTi, para que se possa atingir um controle mais preciso das frações volumétricas dos constituintes.

Apesar das restrições e hipóteses simplificadas, a modelagem aplicada através da utilização da analogia a regra das misturas, para os compósitos CFRP-NiTi foi de grande importância no estudo, fornecendo informações teóricas iniciais suficientes para direcionar e concentrar os estudos experimentais.

A analogia com a regra das misturas utilizada para fazer a simulação das propriedades dos compósitos CFRP-NiTi gerou melhores resultados para a propriedade de módulo de elasticidade, apresentando resultados qualitativos e quantitativos mais próximos aos obtidos experimentalmente. Já para os resultados de amortecimento (*Tan delta*) esse modelo simplificado representou apenas de forma qualitativa os resultados obtidos nos experimentos, prevendo aumento do ganho teórico com o aumento da fração volumétrica. Confirmou-se ainda que, para amostras CFRP-NiTi com maiores frações volumétricas e com elevadas descontinuidades, esse modelo não prevê a degradação das propriedades mecânicas.

Constatou-se que os compósitos obtidos com as fibras de carbono dispostas em ângulo de 15° apresentaram um módulo de armazenamento superior ao obtido quando se utiliza uma configuração com duas camadas posicionadas a 90°. Além disso, houve um aumento na potencialidade de ativação dos compósitos CFRP-NiTi obtidos com esse ângulo, alcançando-se variações de propriedades mecânicas bem superiores quando os fios NiTi são ativados. A disposição das fibras de carbono em ângulo reduz consideravelmente os valores de módulo de elasticidade do CFRP no sentido do fio NiTi. Entretanto, os compósitos obtidos possuem propriedades mecânicas elevadas quando comparadas com os de matrizes poliméricas

contendo fibras de vidro, por exemplo. Além disso, na direção longitudinal das fibras de carbono o compósito continua com propriedades próximas às da configuração de fibras de carbono na mesma direção dos fios NiTi. Dessa forma, com essa configuração de CFRP em ângulo produziram-se compósitos ativos e ao mesmo tempo as propriedades mecânicas da matriz no sentido longitudinal das fibras de carbono são mantidas

A realização de ensaios de DMA nos modos de tração e flexão demonstrou que compósitos com a mesma fração volumétrica de fios NiTi apresentam um maior potencial de ativação quando analisados em tração.

Os fios NiTi no estado simplesmente tratado termicamente apresentam-se como melhor alternativa para a obtenção de compósitos ativos do tipo CFPR-NiTi. O seu grande aumento de módulo com o aumento da temperatura (chega-se a dobrar de valor) associado a uma pequena variação de temperatura (de aproximadamente 15 °C) lhes confere excelentes propriedades que são procuradas em elementos atuadores. Além disso, a utilização de fios NiTi da liga H (mais quente, pois a transformação de fase ocorre em temperaturas mais altas) possibilita a fabricação de compósitos CFRP-NiTi com maior potencial de ativação por estarem completamente no estado martensítico e dessa forma ocorre uma transformação total quando o compósito é aquecido.

Foi constatado que, para um melhor resultado, tanto de ativação como de melhoria de propriedades mecânicas, é necessário a utilização de uma matriz com módulo de elasticidade inferior ou próximo ao dos fios NiTi antes da ativação, para assim já se ter uma melhoria de propriedades mecânicas, mesmo antes da ativação dos fios.

A otimização da produção dos compósitos CFRP com o estudo de angulação das fibras de carbono, possibilitou a escolha de uma matriz com módulo de elasticidade do CFRP próximo ao dos fios NiTi e ao mesmo tempo os fios NiTi não se tornaram invasivos a ponto de produzir uma interface fraca entre as camadas de CFRP e os fios NiTi, de modo a se alcançar um máximo desempenho na capacidade de atuação do compósito obtido.

A obtenção de compósitos CFRP-NiTi com configurações diferentes mostrou que a utilização de uma matriz CFRP em ângulo fornece um compósito com menor módulo de elasticidade tornando possível observar a capacidade de atuação dos fios NiTi.

Um estudo das densidades dos compósitos obtidos mostrou que apesar da maior densidade dos fios NiTi, os compósitos obtidos apresentam densidades relativamente baixas quando comparadas a outros materiais estruturais, o que lhes confere além da nova propriedade de potencial ativo a boa propriedade de baixa densidade.

Finalmente, este estudo permitiu constatar que os compósitos ativos obtidos utilizando o CFRP como matriz para incorporação dos fios atuadores NiTi, representam uma excelente opção de material para aplicação em projetos aeronáuticos, apresentando propriedades mecânicas e potencial ativo bem superiores às já observadas em compósitos que utilizam resinas poliméricas e de alumínio como matriz de embutimento, podendo ser aplicados como sensores de dilatação e de temperatura, para controles de rigidez, amortecimento e conseqüentemente de vibração, entre outras aplicações específicas que podem requerer o potencial ativo que estas estruturas podem fornecer.

6. SUJESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Os conhecimentos produzidos a partir deste trabalho representam o ponto de partida para vários outros estudos possíveis de serem realizados. Assim sendo, algumas recomendações de estudos futuros podem ser:

- Avaliar a utilização de LMF na forma de fitas para obtenção de compósitos com potencial ativo;
- Estudar o comportamento de compósitos GFRP-NiTi aplicando uma metodologia semelhante a desenvolvida neste trabalho.
- Desenvolver e avaliar métodos para melhorar as propriedades de barreira entre os fios atuadores de LMF e a matriz receptora.

7. REFERÊNCIAS

BAIARDO, M., LOUBENS, J., **DMA Characterization of Ni-Ti Shape Memory Alloys (SMA)**, TA Instruments, RS044, Vimodrone, Italy, 2008.

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

BARRET, C.; **Launch Vehicle Flight Control Augmentation Using Smart Materials and Advanced Composites**. Alabama: NASA Technical, pp. 1-62; 1995.

BATALU, D., GUOQIU, H., ALOMAN, A., XIAOSHAN, L., ZHIHUA, Z., **Determination of Some Mechanical Properties of NiTi (50.6 at. % Ni) Shape Memory Alloy Using Dynamic Mechanical Analysis and Tensile Tests**. Journal of Optoelectronics and Advanced Materials, Vol. 8, No. 2, p. 694 – 698, April 2006.

BASSANI, P.; BIFFI, C.A.; CARNEVALE, M.; LECIS, N.; PREVITALI, B.; LO CONTE, A.; **Passive Damping of Slender and Light Structures**. Materials and Design, pp. 88-95, 2013.

BAZ, A.; CHEN, T.; **Performance of NITINOL Reinforced Drive Shafts**, Smart Structures and Intelligent Systems, Vol. 30, pp. 791-808, 1993.

BAZ, A., IMAN, K., MCCOY, J.; **Active Vibration Control of Flexible Beams Using Shape Memory Actuators**. Journal of Sound and Vibration, Vol.3, pp. 437-456, 1990.

BETTINI, P.; RIVA, M.; SALA, G.; DI LANDRO, L.; AIROLDI, A.; CUCCO, J.; **Carbon Fiber Reinforced Smart Laminates With Embedded Sma Actuators—Part I: Embedding Techniques and Interface Analysis**.

JMEPEG, Vol. 18; pp. 664–671; 2009.

BRINSON L.C., LAMMERING R.; **Finite Element Analysis of the Behavior of Shape Memory Alloys and Their Applications.** International Journal of Solids and Structures. Vol. 30, pp.3261-3341, 1993

CAI, W., LU, X. L., ZHAO, L. C., **Damping Behavior of Tini-Based Shape Memory Alloys.**, Materials Science and Engineering, A 394, p. 78–82, 2005.

Crossman, F.W. and Wang, A.S.D. “**The Dependence of Transverse Cracking and Delamination on Ply Thickness in Graphite/Epoxy Laminates,**” In: Reifsnider K.L. (ed.), Damage in Composite Materials, ASTM STP 775, pp. 118–139, 1982.

COMPOSITES WORLD; **PZTs Energize Active Composites.** Disponível em < <http://www.compositesworld.com/articles/pzts-energize-active-composites.aspx> >, Acesso em maio de 2009.

CULSHAW, B.; **Smart Structures and Materials.** Artech House Inc., p. 207, 1996.

DE OLIVEIRA, S. M.; **Estudo de Interatividade de Cargas de Látex Para Uso Em Material de Linha Viva.** Dissertação de mestrado, CURITIBA, pp. 1-91, 2004.

DUERIG, T. W., STOCKEL, D., KEELEY, A.; **Actuator and Work Production Devices.** Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Edited by T. W. Duerig, London, Butterworth-Heinemann, pp.369-393, 1990.

FAIELLA, G., ANTONUCCI, V., DAGHIA, F., FASCIA, S., GIORDANO, M., **Fabrication and Thermo-Mechanical Characterization of a Shape Memory Alloy Hybrid Composite.** Journal of Intelligent Material Systems and Structures, Vol. 0-201, pp 1-8, 2011

- FERNANDES, F. M. B.; **Ligas com Memória de Forma**. Departamento de Ciência dos Materiais / CENIMAT, Universidade Nova de Lisboa, pp. 1-35, 2006.
- GORDON, J. E.: **The Science of Structures and Materials**. Science American Library, Distributed by Freeman, New York, 1988.
- GU, H.; **Dynamic mechanical analysis of the seawater treated glass/polyester composites**. Materials and Design, v. 30, pp. 2774-2777, 2009.
- GUPTA, K.; **Critical Speed Analysis of Fibre Reinforced Composite Rotor Embedded with Shape Memory Alloy Wires**. International Journal of Rotating Machinery, Vol. 6, pp. 201-213; 2000.
- HASHIN, Z.; **'Analysis of Cracked Laminates: A Variational Approach.'** Mechanics of Materials, Vol. 4, pp. 121–136, 1985.
- HIBBELER, R. C.; **Resistencia dos Materiais**. Pearson Prentice Hall, 7^a ed, pp. 181-251, 2010.
- HIGHSMITH, A. L.; REIFSNIDER, K. L.; **Stiffness-Reduction Mechanism in Composite Laminates**. Damage in Composite Materials, ASTM STP 775, pp 103-114, 1982.
- JANOCHA, H.; **Adaptronics and Smart Structures Basics**. Materials, Design and Application, 1999.
- JANG, B.; KISHI, T.; **Thermomechanical Response of TiNi Fiber-Impregnated CFRP Composites**. Materials Letters, v.59, pp. 2472-2475, 2005.
- KIM, R.Y.; SONI, S.R.; **Experimental and Analytical Studies on Onset of**

- Delamination in Laminates Composites.** J. of Composite Materials, Vol. 18; pp. 70–80, 1984.
- KOBAYASHI, A., OGIHARA, S., YOSHINARI, H. and TAKEDA, N. “**Damage Development in Composite Laminates with Embedded SMA Wires,**” In: Proc. of Japan SAMPE Symposium, pp. 65–68, 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.
- LU, X. L.; CAI, W.; ZHAO, L. C.; **Damping behavior of a Ti₄₄Ni₄₇Nb₉ shape memory alloy.** Journal of Materials Science Letters, Vol. 22, p. 1243-1245, 2003.
- Menard, K.; **Dynamic Mechanical Analysis: A Practical Introduction.** 2nd ed. CRC Press, Boca Raton, 2007.
- Memory-Metalle,** Disponível em < <http://www.memory-metalle.de/>>, Acesso em Abril de 2013.
- MICHAUD, V.; **Can Shape Memory Alloy Composites Be Smart?.** Scripta Materialia, Switzerland, v. 50, pp. 249-253. 2003.
- NAGAI, H.; OISHI, R.; **Shape Memory Alloys as Strain Sensors in Composites.** Smart Materials and Structures, v. 15, pp. 493–498, 2006.
- NAGAYA, K.; **Active control method for passing through critical speeds of rotating shafts by changing stiffness of the supports with use of memory metals.** Jnl. of Sound and Vibration. Vol. 113, pp. 307-315, 1987.

- NARIN, J.A.; **The Strain Energy Release Rate of Composite Microcracking: A Variational Approach.** J. of Composite Materials, Vol. 23, pp.1106–1129, 1989.
- NI, Q.; ZHANG, R.; NATSUKI, T.; IWAMOTO, M.; **Stiffness and vibration characteristics of SMA/ER3 composites with shape memory alloy short fibers.** Composite Structures; Vol. 79, pp. 501–507; 2007.
- OGAWA, K.; SUEMASU, H.; TAYA, M.; **A finite element analysis of toughening mechanism of composites material with shape memory alloy fiber.** *40th Proc. Symp. On Structural Strength*, p. 213, 1998.
- OGISU T., SHIMANUKI M.; KİYOSHIMA S.; TAKAKI, J.; TAKETA, I.; TAKEDA N.; **Damage behavior analysis of smart composites with embedded pre-strained SMA foils.** Smart Mater. Struct. Vol. 15; pp. 41–50; 2006.
- OGISU, T., SHIMANUKI, M., KİYOSHIMA, S., TAKEDA, N. **A Basic Study of CFRP Laminates with Embedded Prestrained SMA Foils for Aircraft Structures.** Journal of Intelligent Material Systems and Structures, Japan, Vol. 16, pp. 1-11; 2005
- OGISU, T.; NOMURA, M.; KIKUKAWA, H.; TAKEDA, N.; **Development of health monitoring system using embedded SMA foils in CFRP laminates.** *Proc. 2nd Int. Workshop on Structural Health Monitoring*, p. 317, 1999.
- OGISU, T.; NOMURA, M.; ANDO, N.; TAKAKI, J.; SONG, D. Y.; TAKEDA, N.; **Development of damage suppression system using embedded SMA foil sensor and actuator.** *Proc. 7th SPIE Smart Struct. Mater.*, Vol. 3991, (Bellingham, WA: SPIE Optical Engineering Press), p. 62, 2000a.
- OGISU, T.; ANDO, N.; TAKAKI, J.; OKABE, T.; TAKEDA, N.; **Improved surface treatment of SMA foils and damage suppression of SMA-foil**

- embedded CFRP laminates.** *J. Intell. Mater. Syst. Struct*, Vol. 12, p. 265, 2000b.
- OGISU, T.; NOMURA, M.; ANDO, N.; TAKAKI, J.; TAKEDA, N.; **Development of damage suppression system using embedded SMA foil in CFRP laminates.** Proc. 8th SPIE Smart Struct, Mater, Vol. 4333, (Bellingham,WA: SPIE Optical Engineering Press), pp. 343–54, 2001a
- ORNAGHI JUNIOR, H. L.; **Caracterização Mecânica e Mecânica dinâmica de Compósitos Híbridos Vidro/Sisal Moldados por RTM.** Porto Alegre, pp. 1-80, 2009. Dissertação de mestrado
- OTSUKA, K.; WAYMAN, C.M.; **Shape Memory Materials.** Edited by K. Otsuka and C. M. Wayman, Cambridge University Press, Cambridge, England, p. 284, 1998.
- PAGANO, N.J.; PIPES, R.B.; **The Influence of Stacking Sequence on Laminates Strength.** *J. of Composite Materials*, Vol. 5; pp. 50–57. 1971.
- PARK, S. E.; SHROUT, T.: *J. Mat. Res. Innov.*, 1, pp. 20-25, 1997.
- POON, C.; ZHOU, L.; YAM, L.; **Size effect on the optimum actuation condition for SMA-composites.** *Composite Structures*, Vol. 66, pp. 503–511; 2004.
- POTHAN, L. A., THOMAS, S., GROENINCKX, G.; **The role of fibre/matrix interactions on the dynamic mechanical properties of chemically modified banana fibre/polyester composites.** *Composites part A: Applied Science and Manufacturing*, v. 37, p.1260-1268, 2006.
- Raghavan, J., Bartkiewicz, T., Boyko, S., Kupriyanov, M., Rajapakse, N., Yu, B; **Damping, tensile, and impact properties of superelastic shape memory alloy (SMA) fiber-reinforced polymer composites.** *Composites: Part B*, V. 41, pp. 214–222, 2010.

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.

REY, N.M.; TILLMAN, G.; MILLER, R.; **Shape Memory Alloy Action for Variable Area Fan Nozzle.** Proc. 8th SPIE Smart Structures and Materials, pp. 371–382, 2001.

RIBICKI, E. F.; SCHMUESER, D.W.; FOX, J.; **An energy release rate approach for stable crack growth in the free-edge delamination problem.** *J. Compos. Mater.* Vol. 11, pp. 470–87, 1977.

RODRIGUES, L. F. A.; **Concepção e Montagem de um Sistema de Processamento de Compósitos por Prensagem Uniaxial a Quente.** Trabalho de Conclusão de Curso (TCC), Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande (UFCG), Campina Grande – PB, pp. 16, 2008.

ROGERS, C. A., **Intelligent Materials**, Scientific American, pp.122 - 127, 1995.

ROGERS, C.A.; **Active vibration and structural acoustic control of shape memory alloy hybrid composites: Experimental results.** *Jnl. of Acoustical Society of America*, Vol. 88, p. 2803, 1990.

ROGERS, C.A.; LIANG, C.; BARKER, D.K.; **Dynamic control concepts using shape memory alloy reinforced plates.** Smart Materials Structures and Mathematical Issues. Technomic Publishing Company Inc, 1989.

ROSSI, S.; DEFLORIAN, F.; PEGORETTI, A.; D'ORAZIO, D.; GIALANELLA, S.; **Chemical and mechanical treatments to improve the surface properties**

of shape memory NiTi wires. Scienccdirect, Surface & Coatings Technology, pp.202 2214–2222, 2008.

SHAHINPOOR, M.; SCHNEIDER, H.J.; **Intelligent Materials**, Edited by M. Shahinpoor and H.J. Schneider, RSC Publishing, Cambridge, England. , 2008,

SCHETKY, L.; MCD.; LIANG, C.; ROGERS, C. A.; **Hybrid Composite Materials Using Shape Memory Alloy Actuators to Provide Vibration and Acoustic Control.** Proceedings SPIE, Vol. 2190, pp. 422-433, 1991.

SHIMAMOTO, A.; TAYA, M.; **Reduction in K1 by Shape Memory Effects in a TiNi Shape–Memory Fiber Reinforced Epoxy Matrix Composite.** Transaction of JSME, vol. 63, Edition A, pp. 26–31, 1997.

SINGH, S.P.; GUBRAN, H.B.H.; GUPTA, K.; **Developments in dynamics of composite material shafts.** Int. Jnl. of Rotating Machinery; Vol. 3, pp. 189-198. 1997.

Silva Leitão, E.; MARINUCCI, G.; CARVALHO, O.; ANDRADE, A. H. P.; **Caracterização Mecânica de Compósito Polimericos Bobinados em diversas Orientações do Reforço.** 17° CBECIMat, Foz do Iguaçu-Pr, p. 10, 2006.

SILVA, N. J., GRASSI, E. N. D., SIMOES, J. B., DE ARAUJO, C. J., **Dynamic mechanical analysis of a NiTi shape memory alloy: an experimental study.** 20th International Congress of Mechanical Engineering (COBEM 2009), Gramado-RS, Brazil, p. 1-10, 2009. aceito

SRINIVASAN, A. V.; MCFARLAND, D. M.; **Smart Structures: Analysis and Design.** Cambridge, UK: Cambridge University Press, p. 227, 2001.

STEFFEN JÚNIOR, V.; RADE, D. A.; **Fundamentos e Aplicações de Materiais Inteligentes.** Anais do 3º Congresso Temático de Dinâmica e

Controle da SBMAC (DINCON 2004), pp. 1 – 27, 2004.

TA INSTRUMENTS., **Thermal analysis**, Utah, USA, 104 p., 2008.

TAYA, M.; FURUYA, Y.; **Enhancement of Mechanical Strength and Fatigue Resistance of TiNi Fiber/Al Composites by Shape Memory Effect**. In: Proc. of Smart Structural System Symposium, pp. 101–111, 1996

TAKEDA, N.; OGIHARA, S.; **Composite Sci. & Tech.**, Vol. 52, pp. 183–195, 1994.

TEBALDI, A.; COELHO, L. dos S.; JUNIOR, V. L.; **Detecção De Falhas Em Estruturas Inteligentes Usando Otimização por Nuvem de Partículas: Fundamentos e Estudo de Casos**. Revista Controle & Automação, v.17, pp. 1 – 19, 2007.

Technical note; **Dynamic Mechanical Analysis Basics: Part 1 How DMA Works**. Disponível em: www.perkinelmer.com, acesso em 08/02/2010.

Smart Lab. (2004). **Definition of Shape Memory Alloy**. Disponível em <<http://smart.tamu.edu/overview/smaintro/simple/definition.html>>. Acesso em 18 out. 2009.

THOMPSON, S. P.; LOUGHLAN, J.; **Enhancing de Post-buckling Response of a Composite Panel Structure Utilizing Shape Memory Alloys Actuators – A Smart Structural Concept**. Composite Structures, Vol. 51, pp. 21-36. 2001.

TSOI, K. A.; SCHROOTEN, J; ZHENG, Y; STLMANS, R; **Thermomechanical Response of TiNi Fiber-Empregnated CFRP Composites**. Materials Letters; v. 59, pp. 2472 – 2475, 2005.

TURNER, T.L.; LACH, C.L.; CANO, R.J.; **Fabrication and Characterization of SMA Hybrid Composites**. Proc. 8th SPIE Smart Structures and Materials

pp. 343–354, 2001.

UTKU, S.; **Theory of Adaptive Structures-Incorporating Intelligence into Engineered Products.** New York: CRC Press, 269p. 1998.

Vilar, Z. T., Cavalcante Silva, A. F., Leal, A. S. C., Emiliavaca, A., Simões, J. B., de Araújo C. J., “**Caracterização Termomecânica de composto ativo do tipo CFRP-Niti**”. CIBEM 10, Porto, Portugal. p. 8. 2011.

WADHAWAN, V. K.; **Smart Structures and Materials.** Resonance, Índia; pp. 1-15; 2005

WANG, A. S. D.; CROSSMAN, F. W.; **Initiation and growth of transverse crack and edge delamination in composite laminates.** Part I *J. Compos. Mater. Suppl.* Vol. 14, pp. 71–87, 1980.

WANG, Z. L.; KANG, Z. C. **Functional and Smart Materials.** Plenum Press, New York, 1998.

YAMASHITA, J.; FURMAN, B.R.; RAWLS, H.R.; WANG, X.; AGRAWAL, CM. **The use of dynamic mechanical analysis to assess the viscoelastic properties of human cortical bone.** *Journal of Biomedical Material Research*, v. 58, pp. 47-53. 2001.

YUSE, K., KIKUSHIMA, Y.; **Development and experimental consideration of SMA/CFRP actuator for vibration control.** *Sensors and Actuators A*, Vol. 122, pp. 99–107 (2005)

XU, Y.; OTSUKA, K.; NAGAI, H.; YOSHIDA, H.; ASAI, M.; KISHI, T.; **A new method for fabricating SMA/CFRP smart hybrid composites.** *Intermetallics*, v.10, pp 361–369, 2002

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.

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.

ZHONG, Z.W.; CHEN, R.R.; MEI, C.; **Buckling and postbuckling of shape memory alloy Fiber reinforced composite plates.** Buckling and Postbuckling of Composite Structures. ASME AD-41/PVP, p. 233, 1984.

Anexo A

Comportamento do Modulo de elasticidade (Armazenamento) e tan Delta (Amortecimento)

Ensaio realizados no Modo de flexão simples

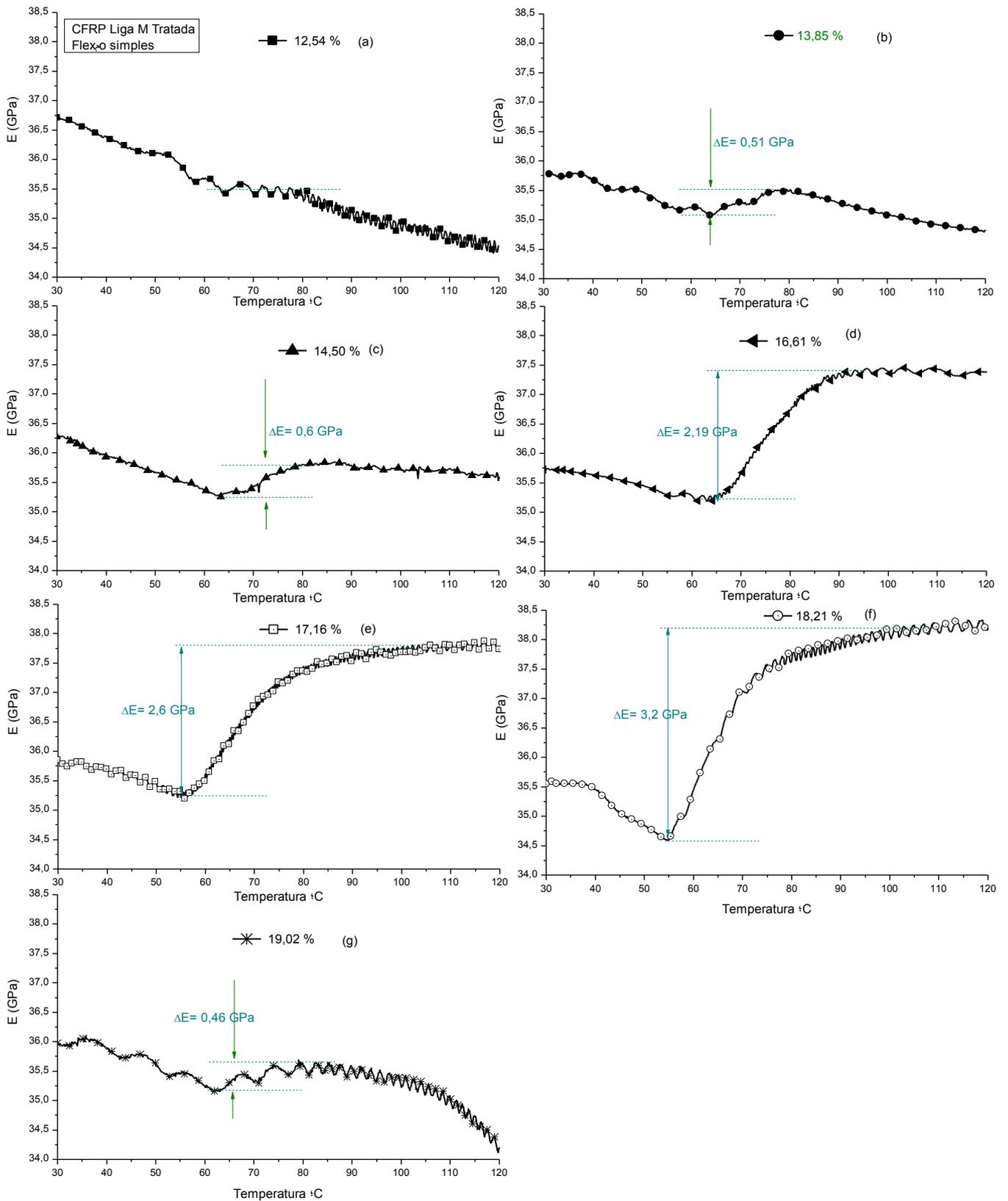


Figura A 1: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Tratada ensaiada no modo de Flexão simples

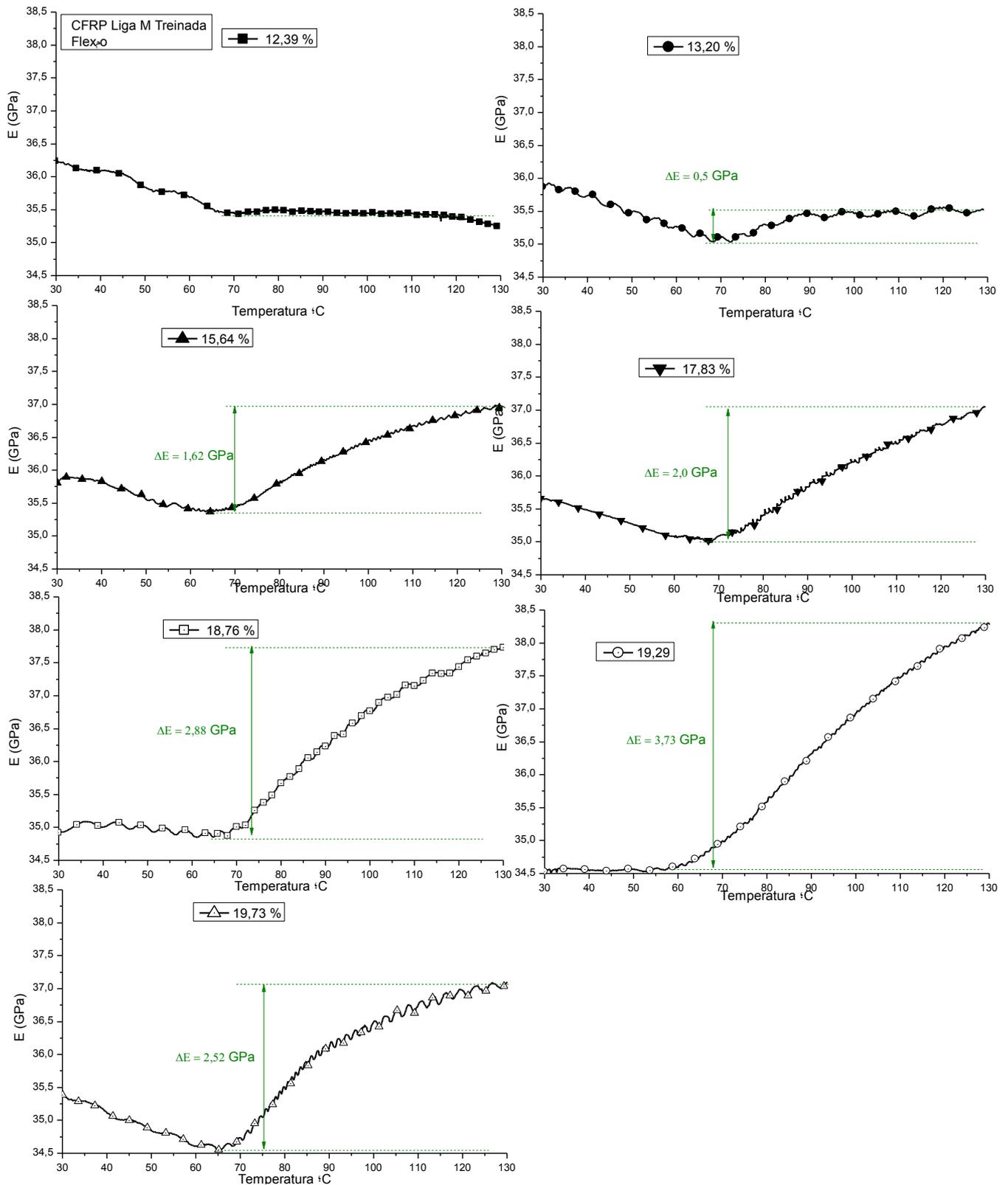


Figura A 2: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Treinada ensaiada no modo de Flexão simples

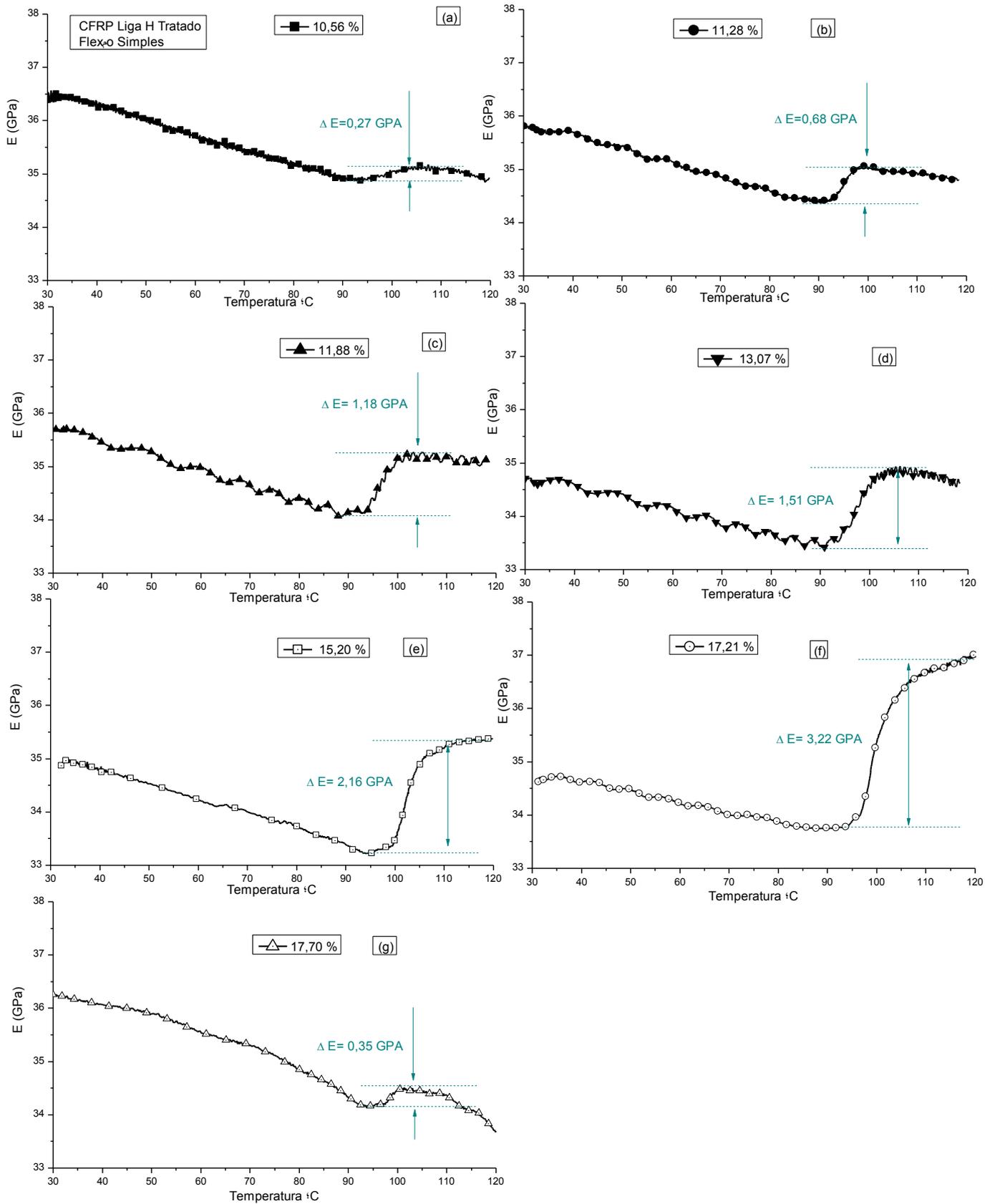


Figura A 3: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Tratada ensaiada no modo de Flexão simples

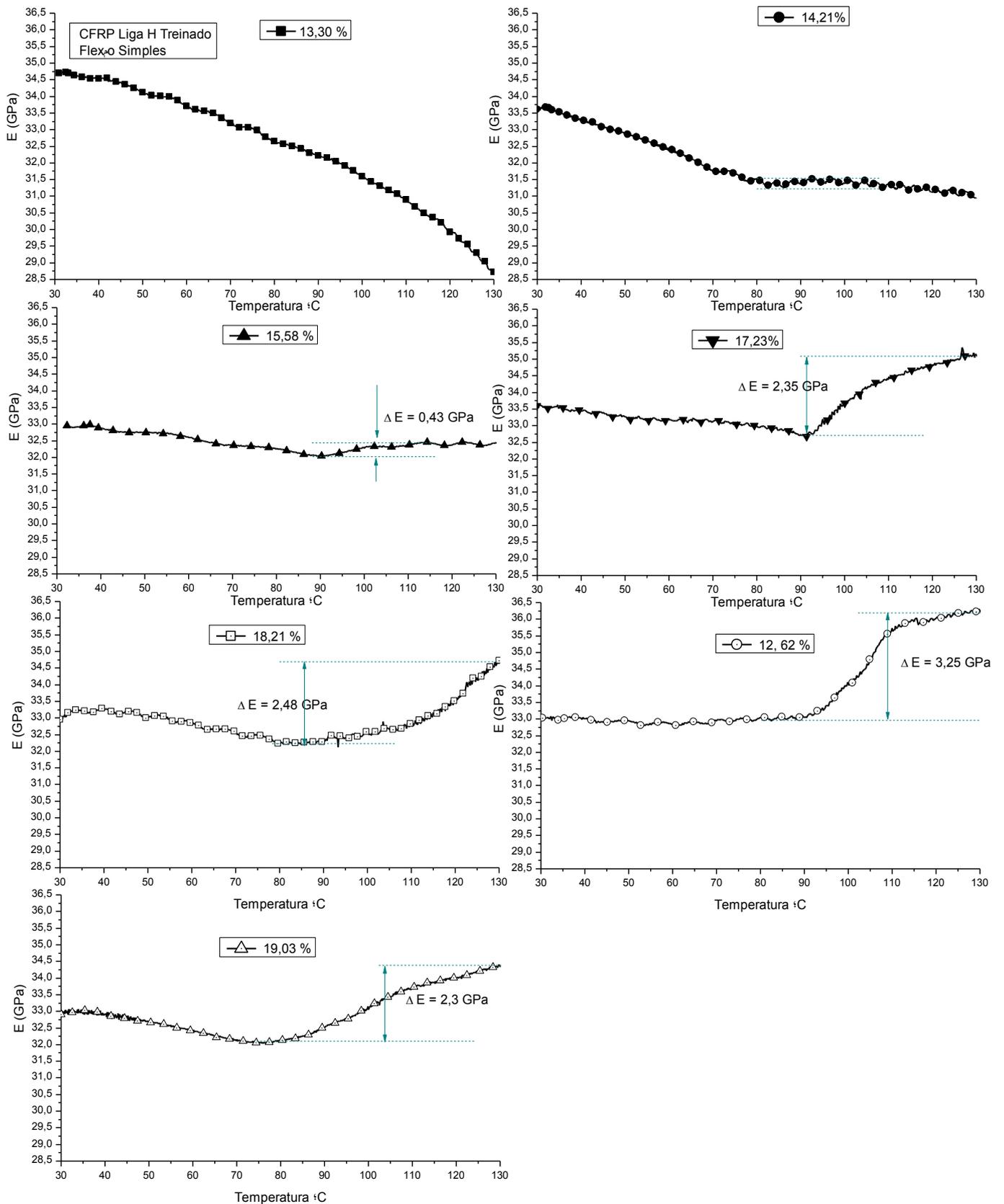


Figura A 4: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Treinada ensaiada no modo de Flexão simples

Ensaio realizado no Modo de tração

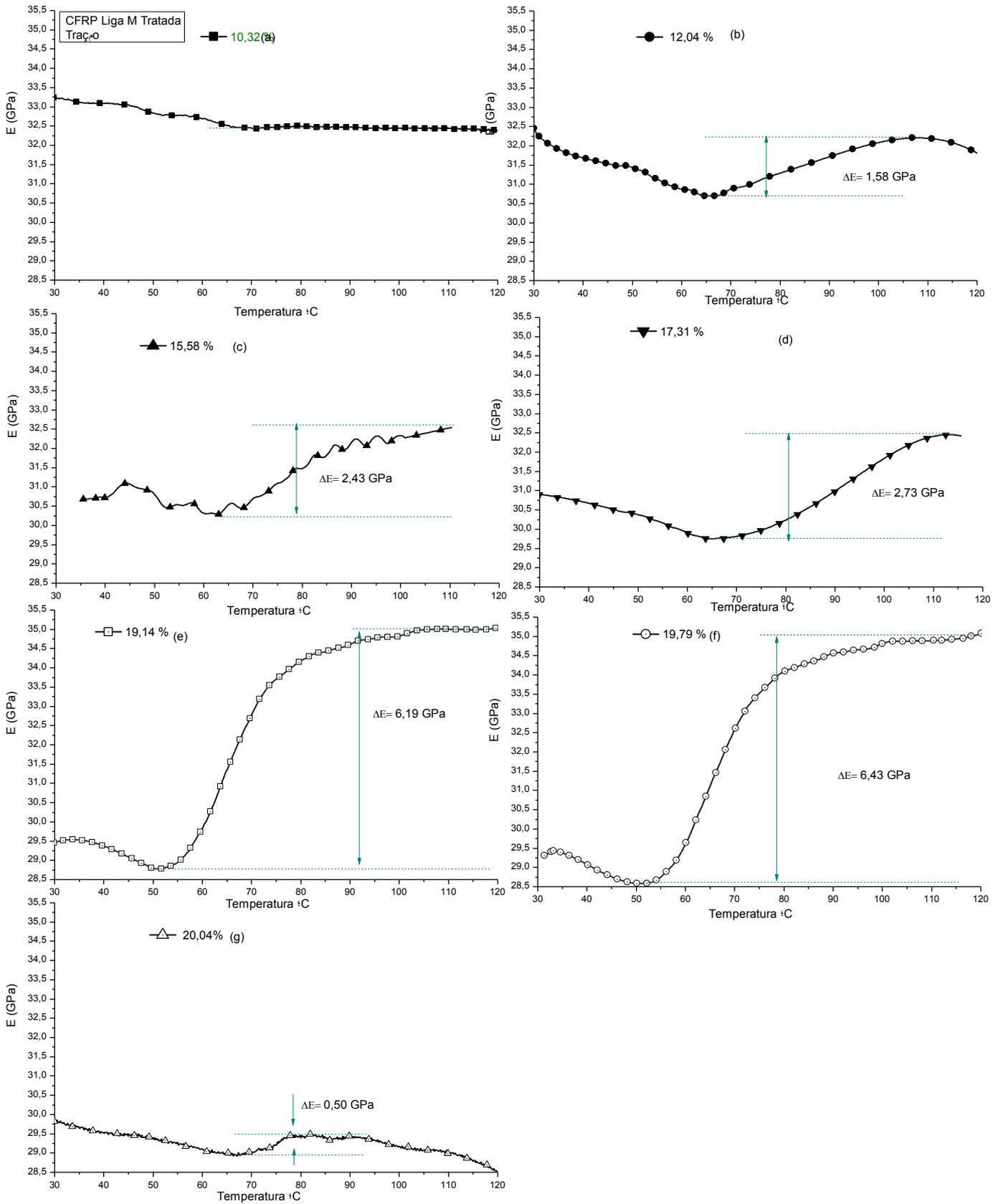


Figura A 5: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Tratada ensaiada no modo de Tração

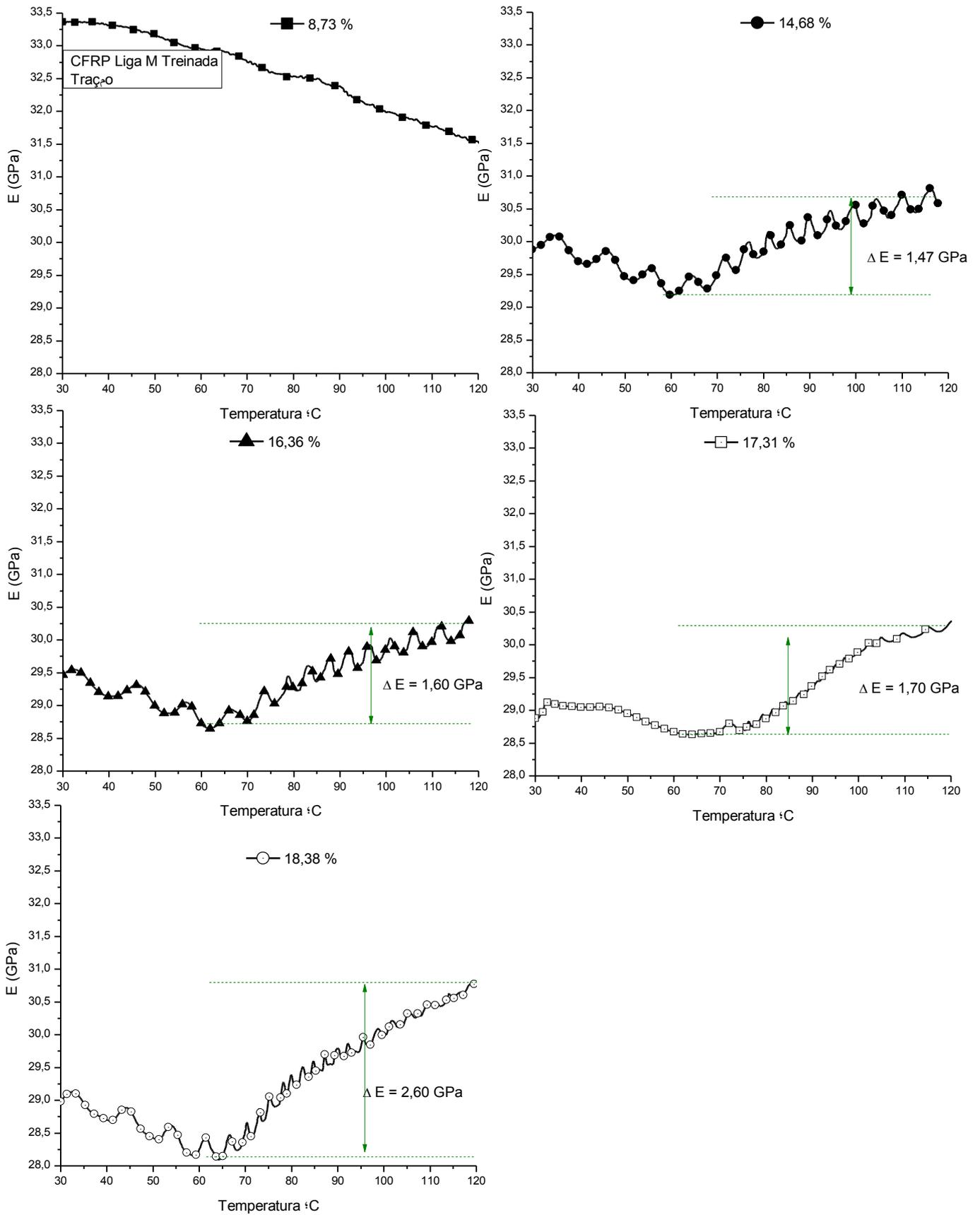


Figura A 6: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Treinada ensaiada no modo de Tração

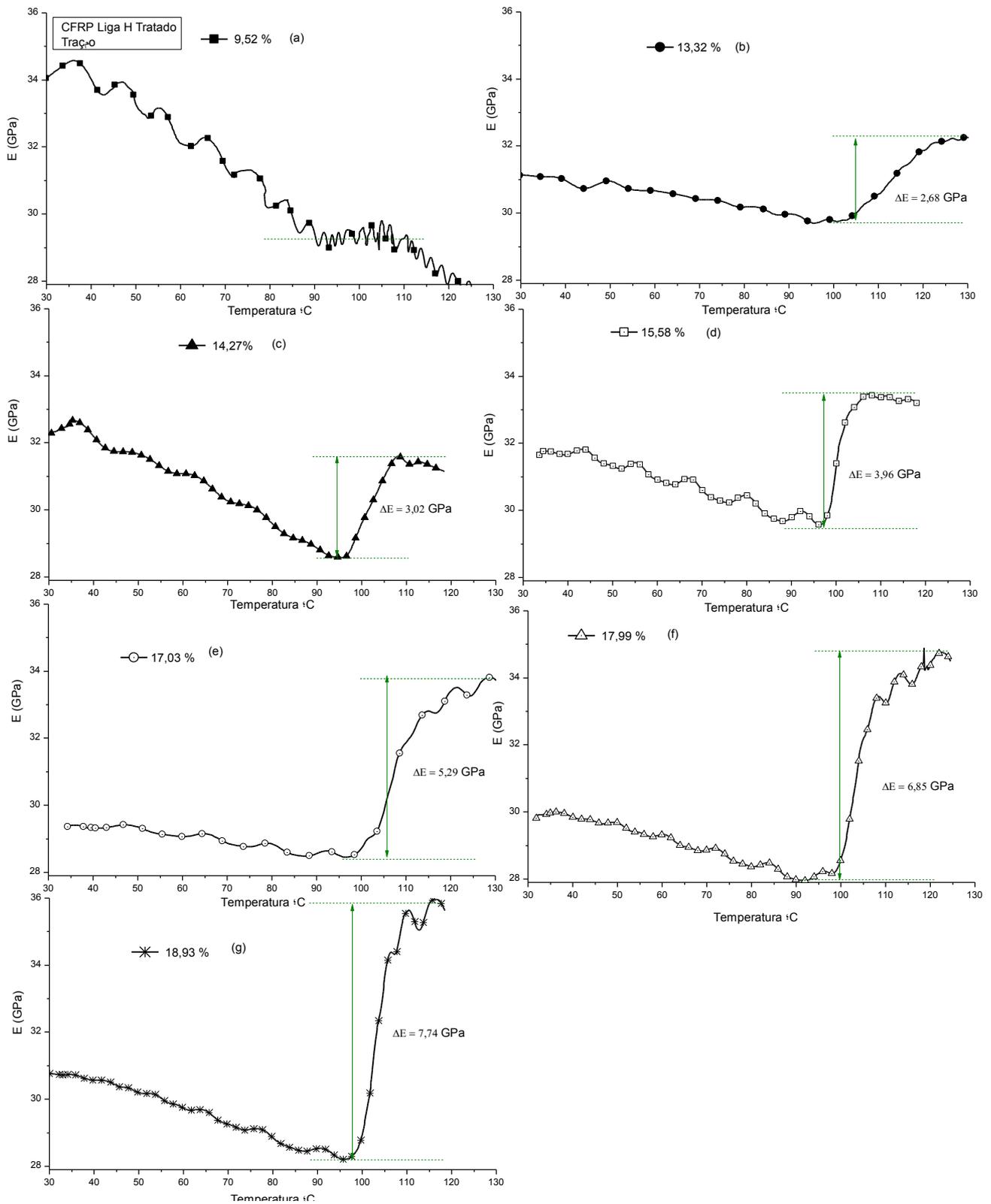


Figura A 7: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Tratada ensaiada no modo de Tração

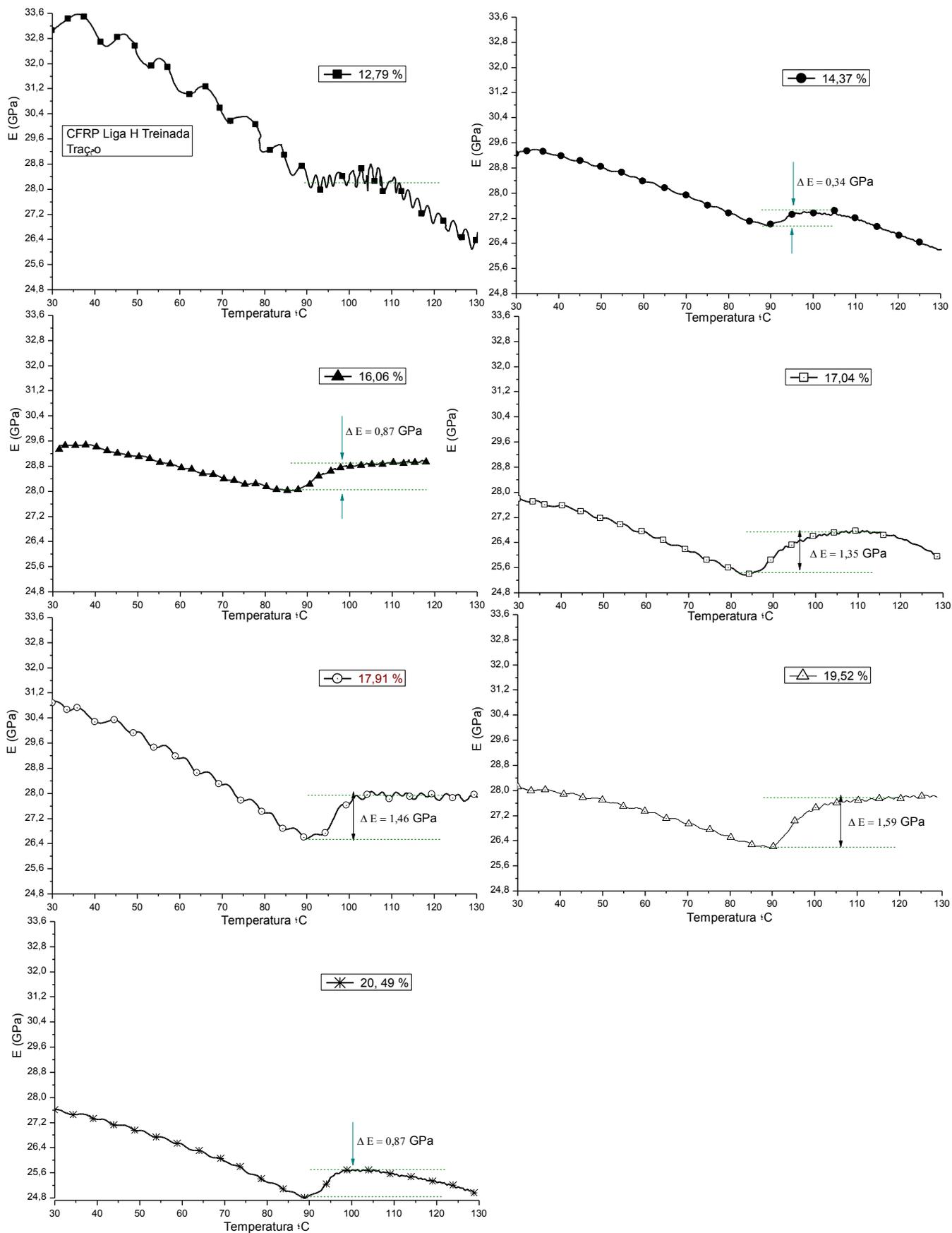


Figura A 8: Comportamento do módulo elástico em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Treinada ensaiada no modo de Tração

Ensaio realizado no Modo de flexão simples

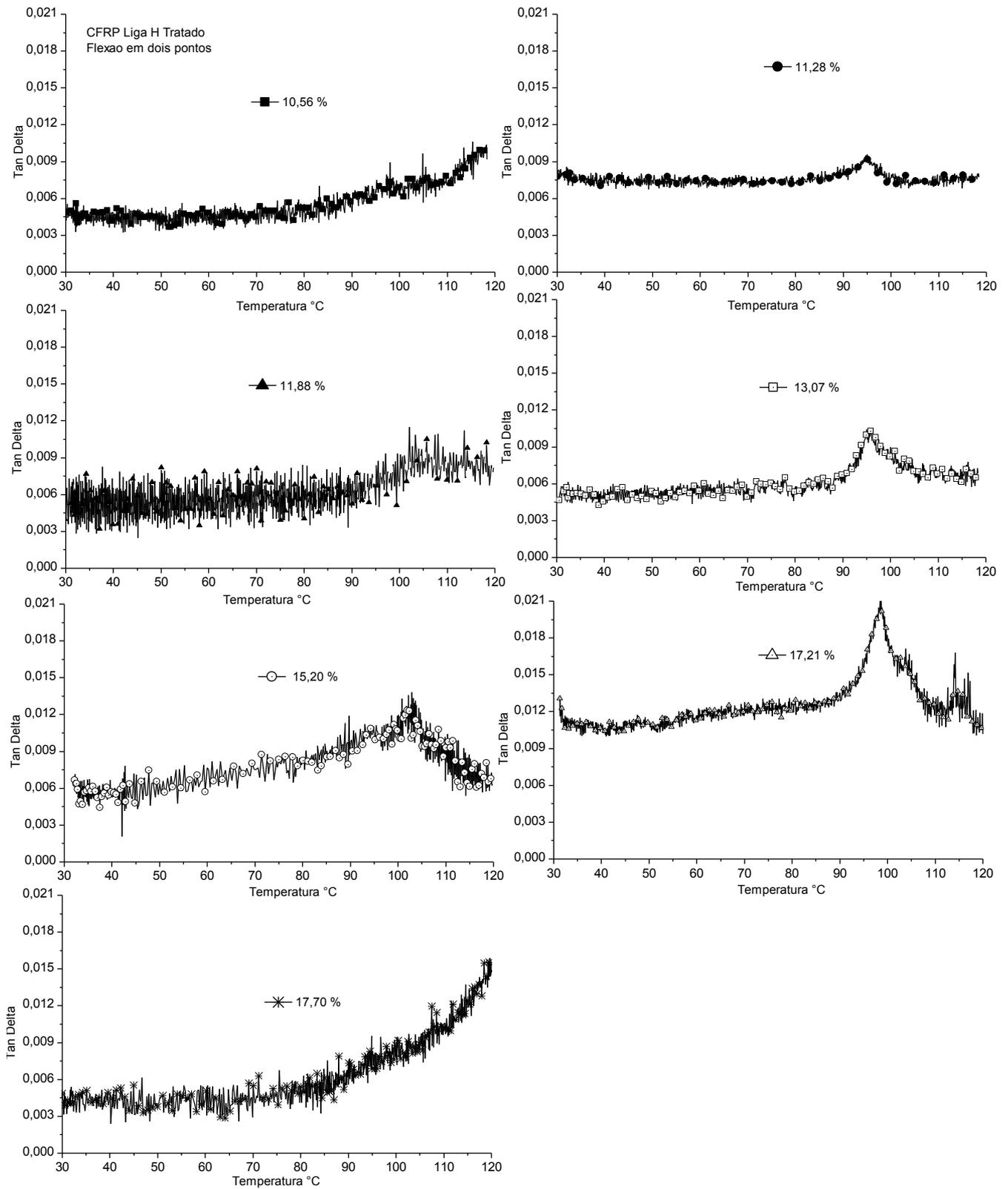


Figura A 9: Comportamento do *Tan delta* em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Tratada ensaiada no modo de flexão

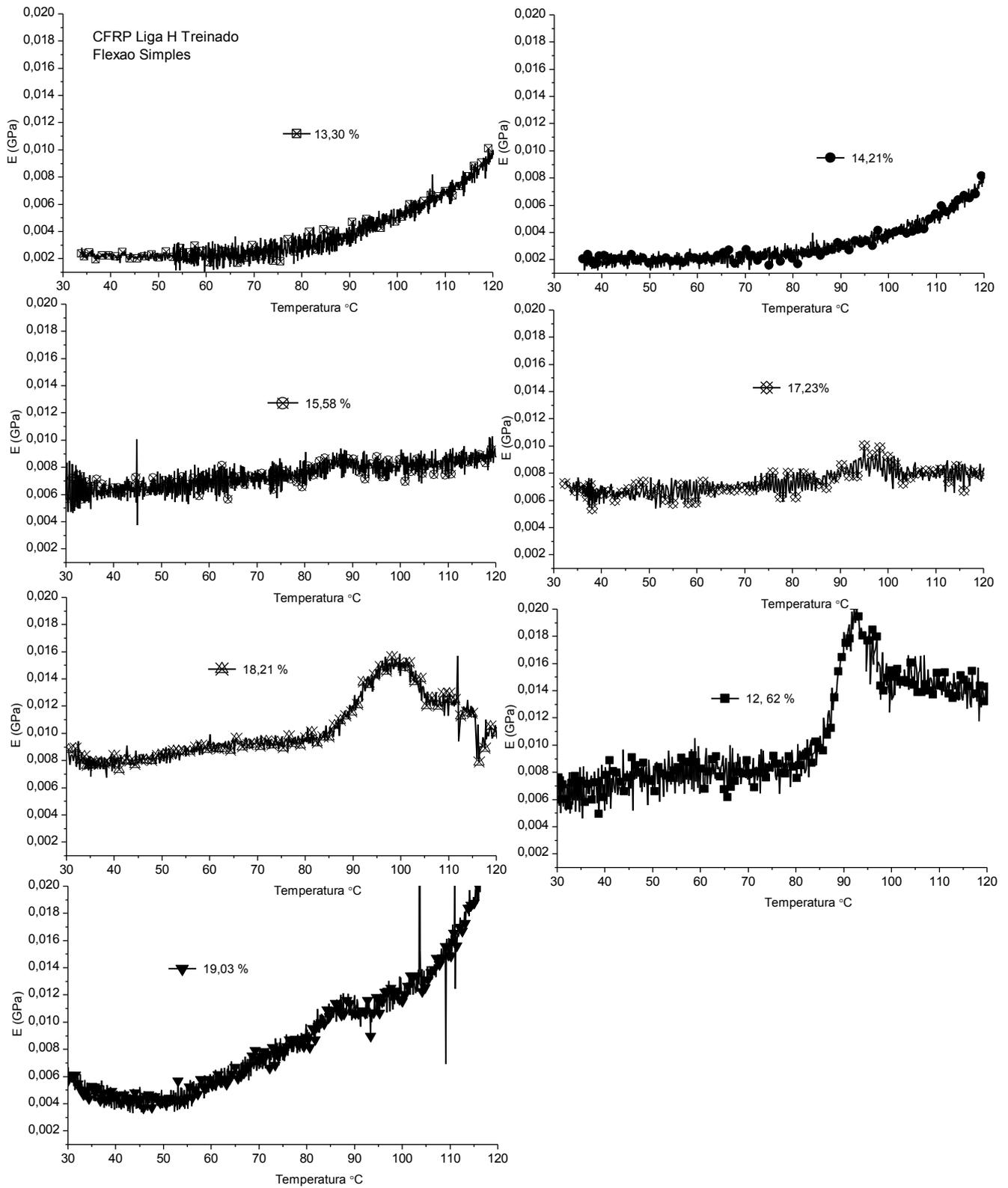


Figura A 10: Comportamento do *Tan delta* em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Treinada ensaiada no modo de Flexão

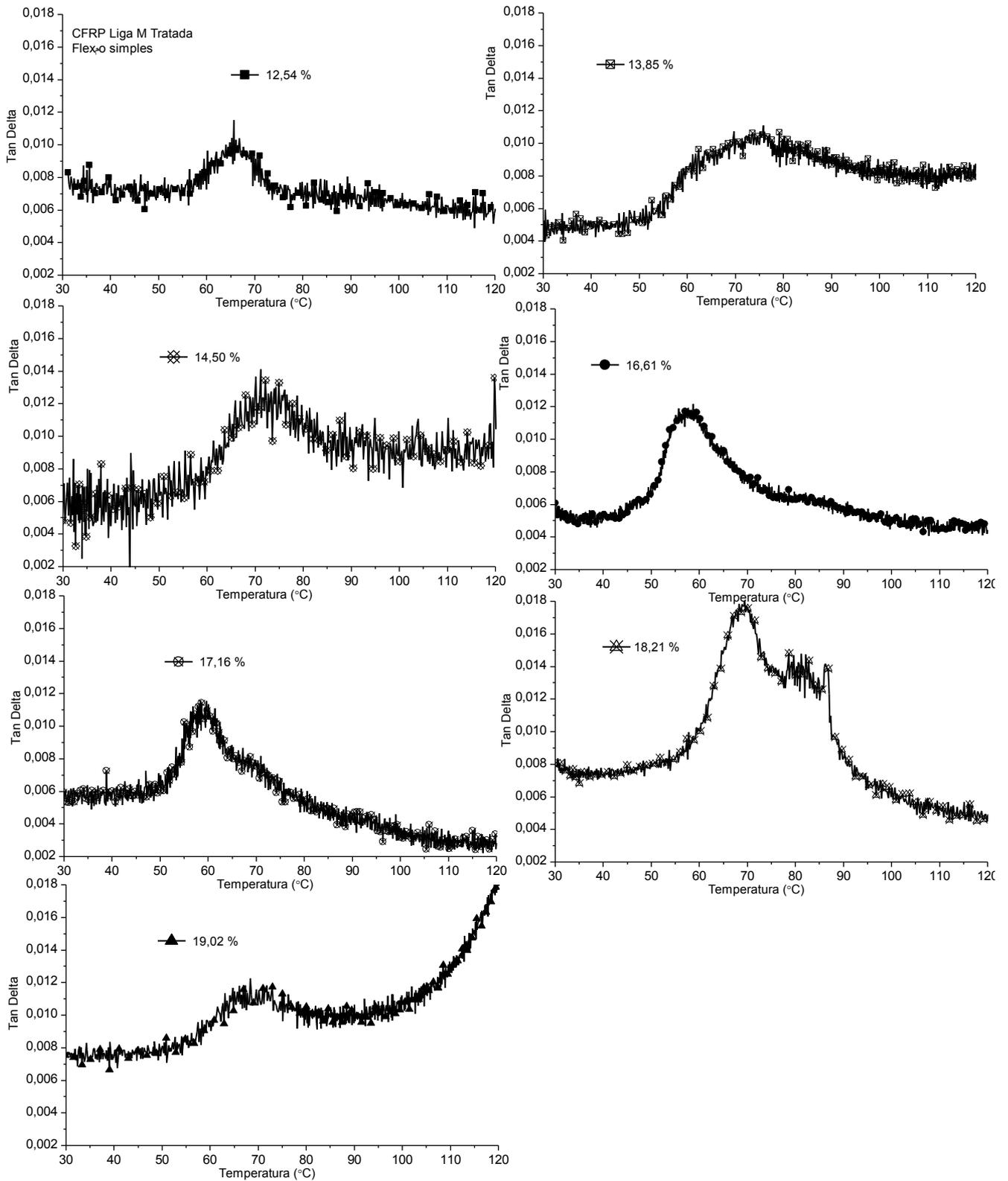


Figura A 11: Comportamento do *Tan delta* em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Tratada ensaiada no modo de Flexão

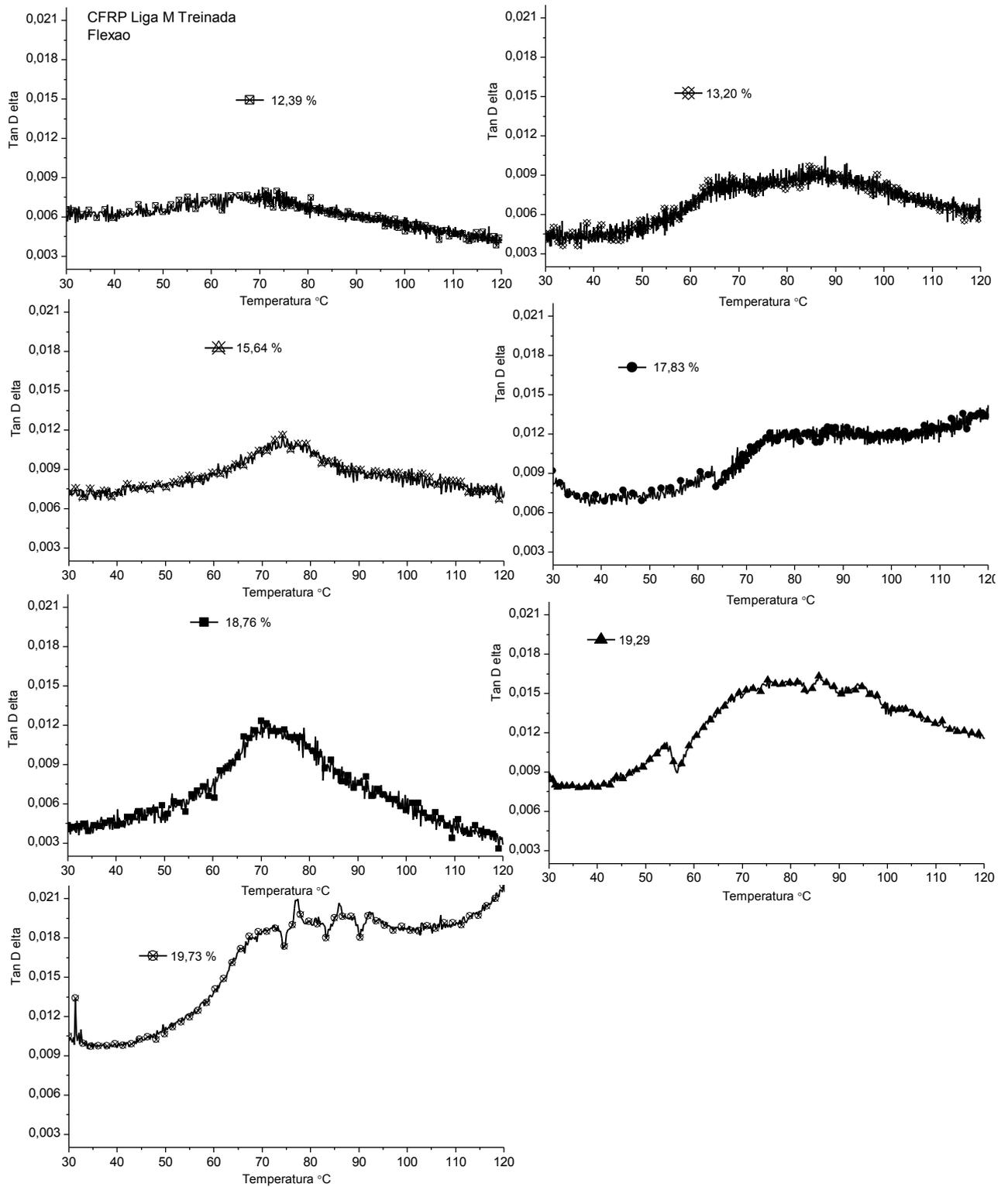


Figura A 12: Comportamento do *Tan delta* em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Treinada ensaiada no modo de Flexão

Ensaio realizado no Modo de tração

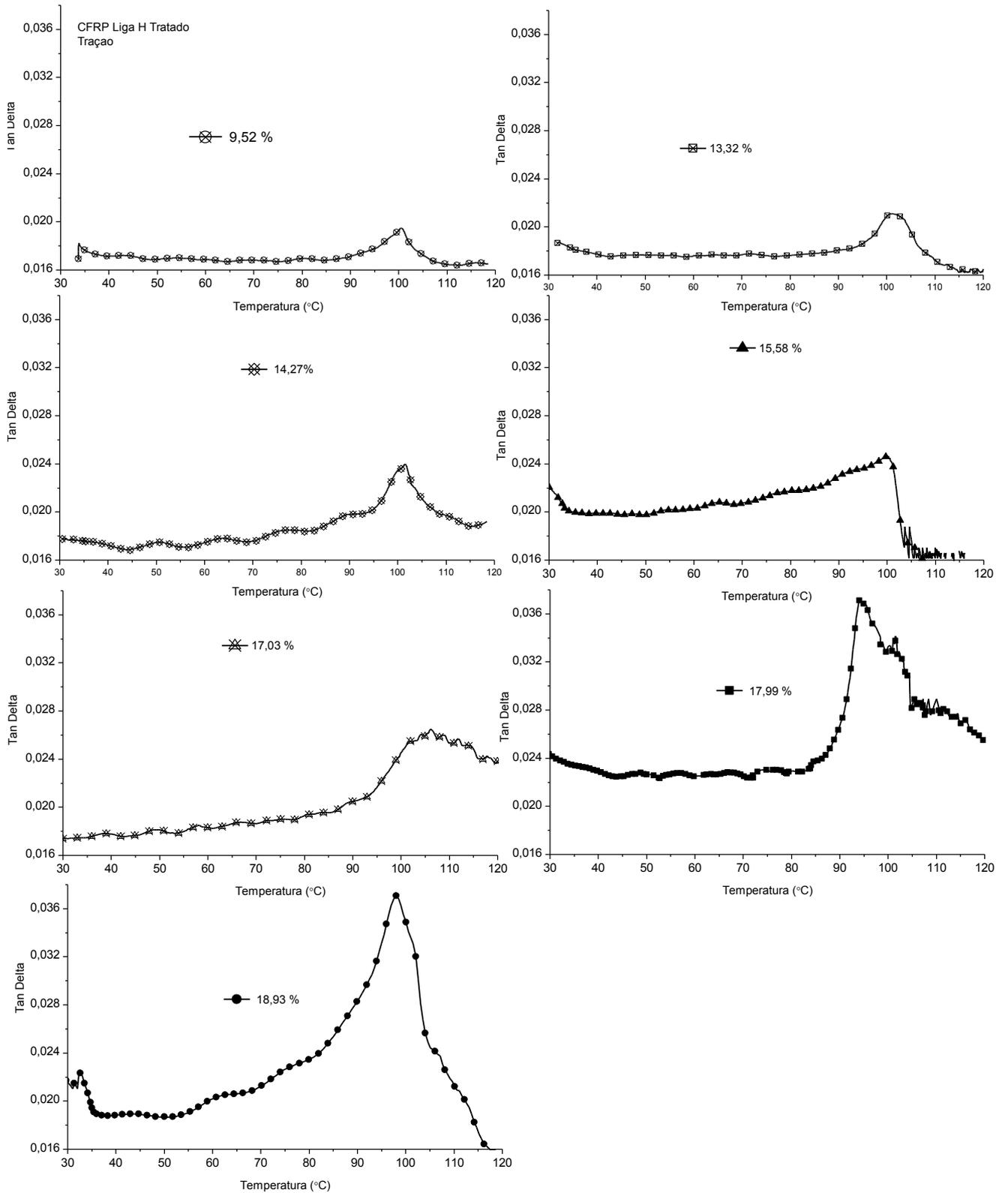


Figura A 13: Comportamento do $Tan\ delta$ em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Tratada ensaiada no modo de Tração

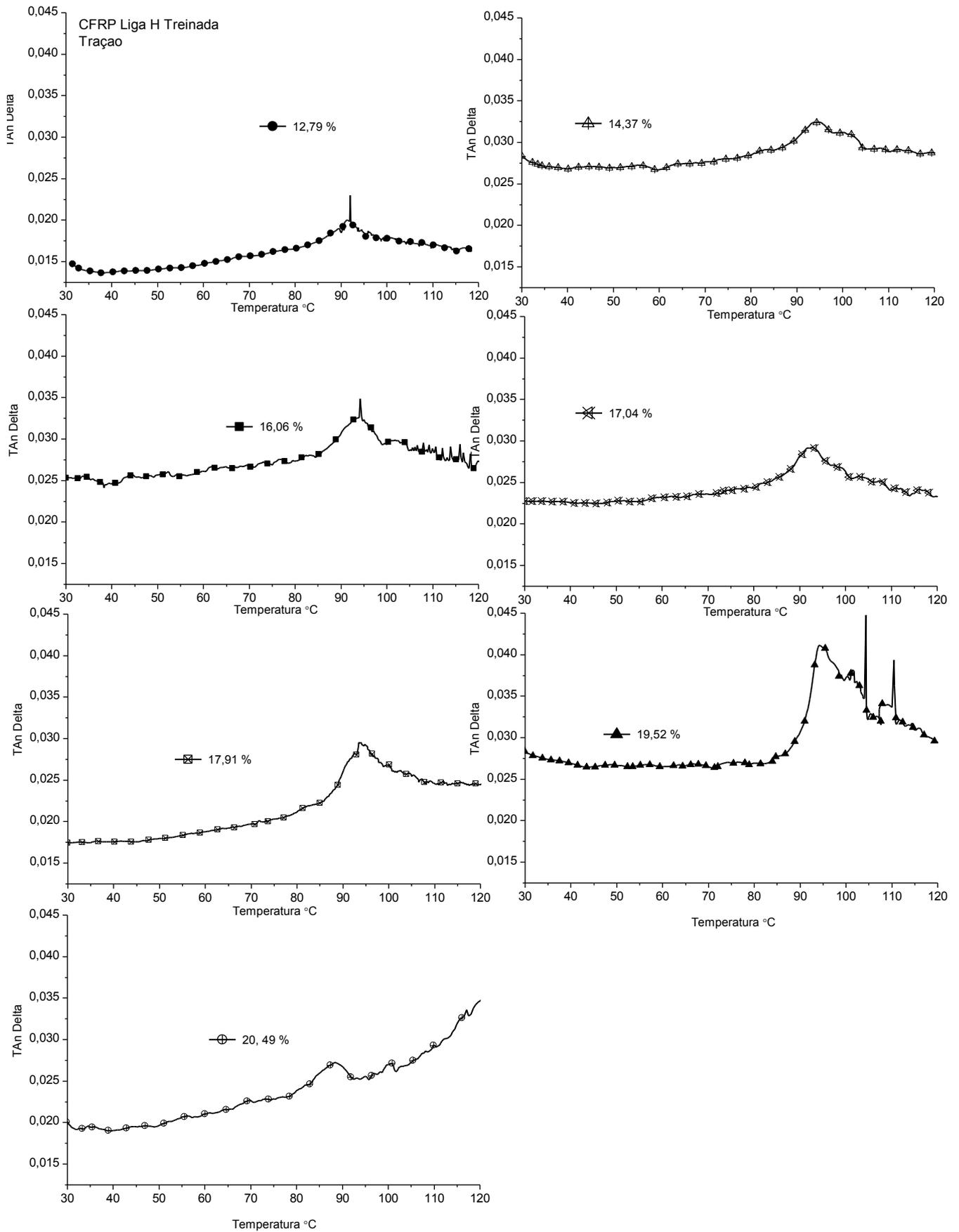


Figura A 14: Comportamento do $Tan\ delta$ em função da temperatura para o CFRP NiTi liga H Treinada ensaiada no modo de Tração

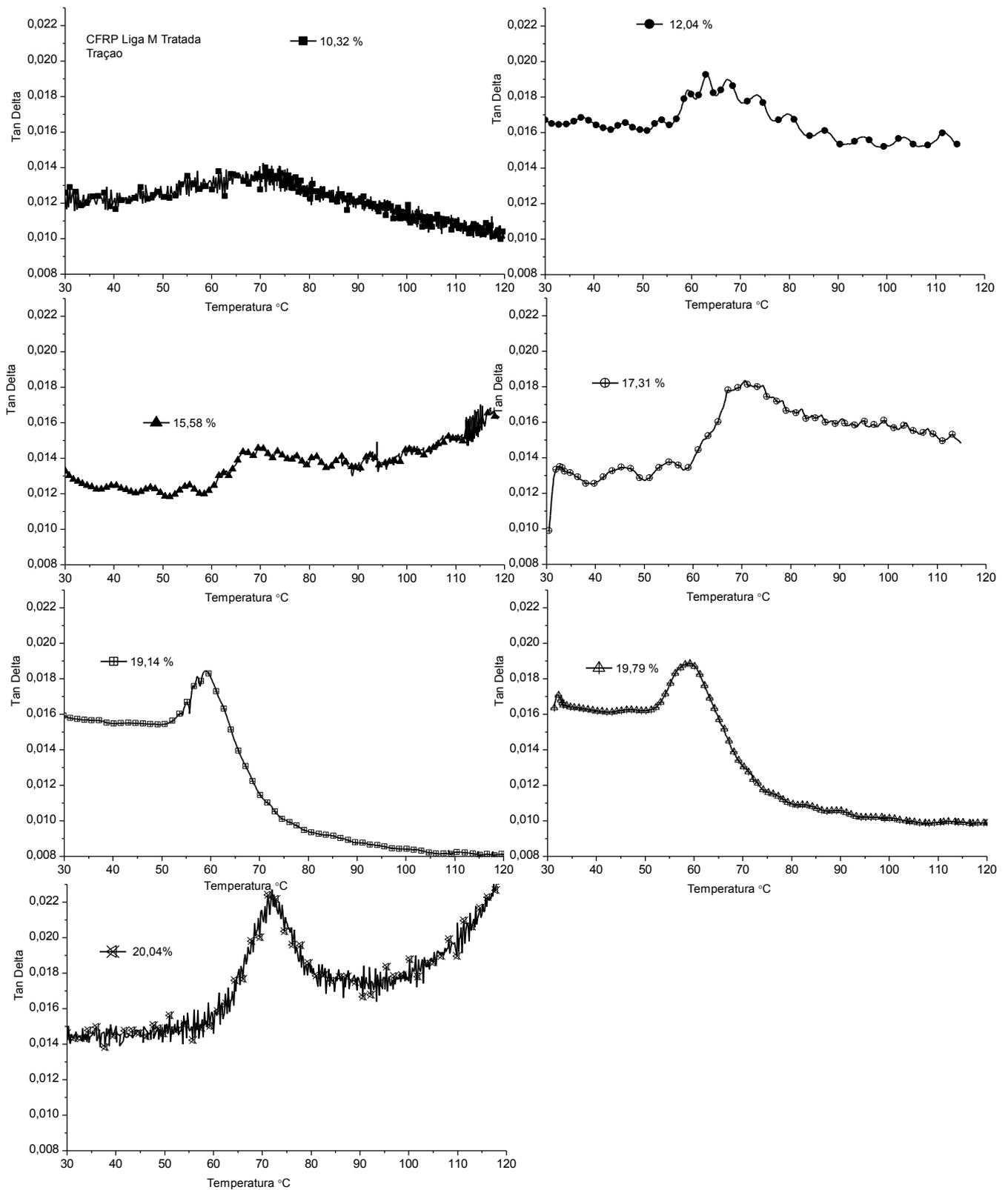


Figura A 15: Comportamento do *Tan delta* em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Tratada ensaiada no modo de Tração

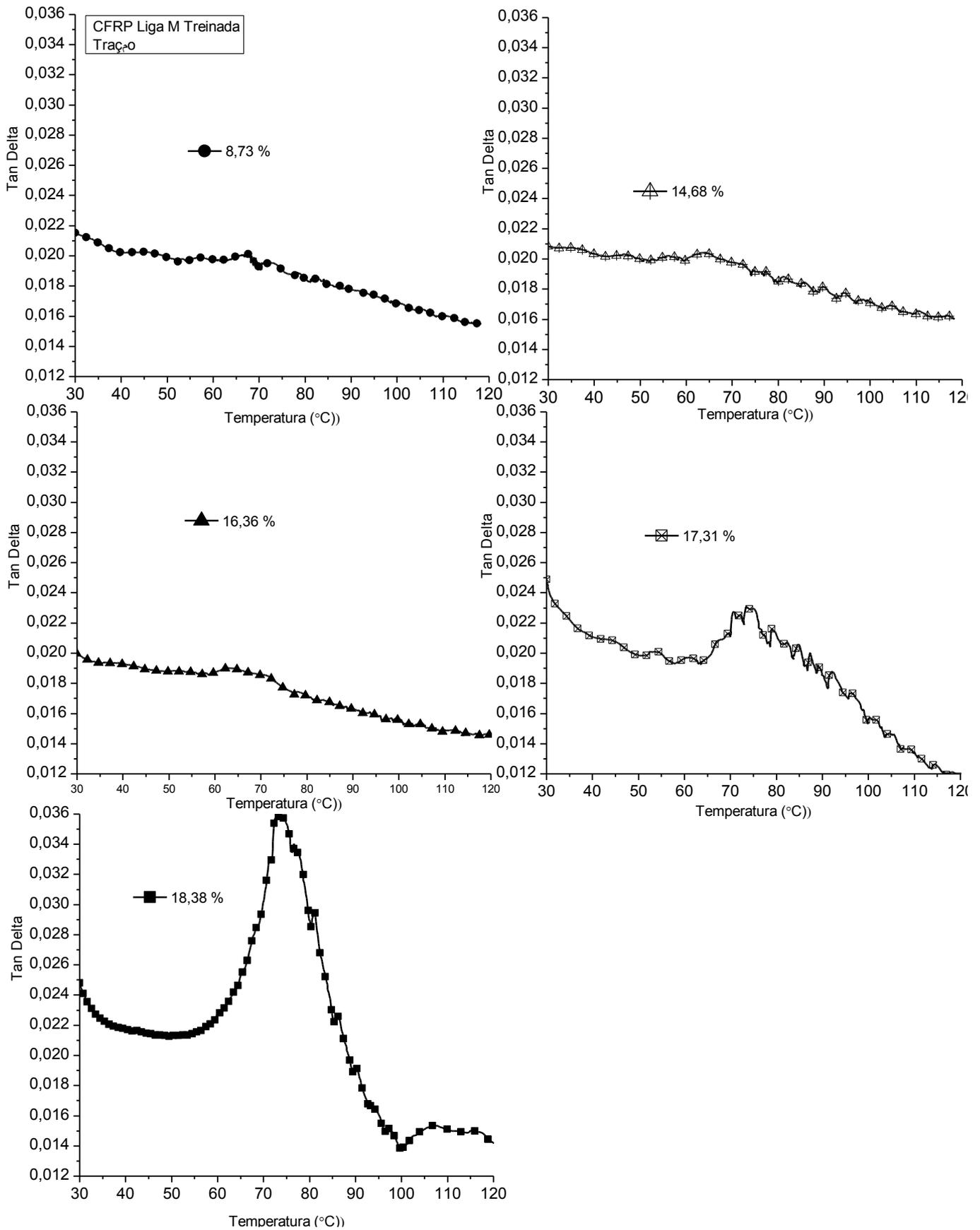
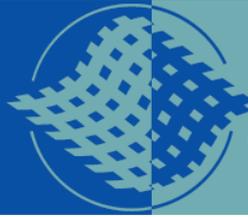


Figura A 16: Comportamento do *Tan delta* em função da temperatura para o CFRP NiTi liga M Treinada ensaiada no modo de Tração

Anexo B

Propriedades do Pré-preg utilizado



HexPly® 8552

Epoxy matrix (180°C/356°F curing matrix)

Product Data

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.

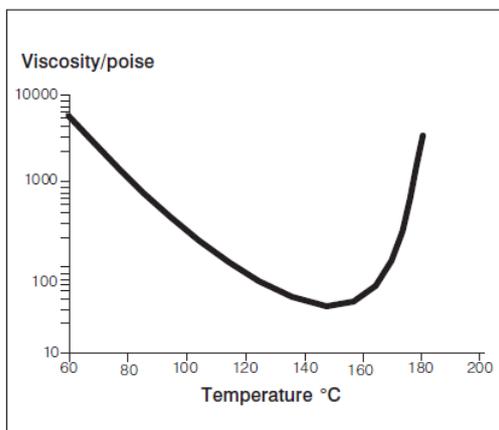
HexPly® 8552 was developed as a controlled flow system to operate in environments up to 121°C (250°F).

Benefits and Features

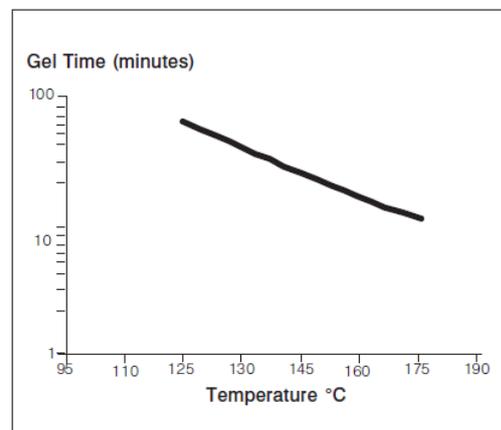
- Toughened epoxy matrix with excellent mechanical properties
- Elevated temperature performance
- Good translation of fibre properties
- Controlled matrix flow in processing
- Available on various reinforcements
- Excellent drape and tack

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

Bold 93°C (200°F)

Bold* 104°C (220°F)

Bold** 82°C (180°F)

Epoxy matrix (180°C/356°F curing matrix)

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)



Epoxy matrix (180°C/356°F curing matrix)

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

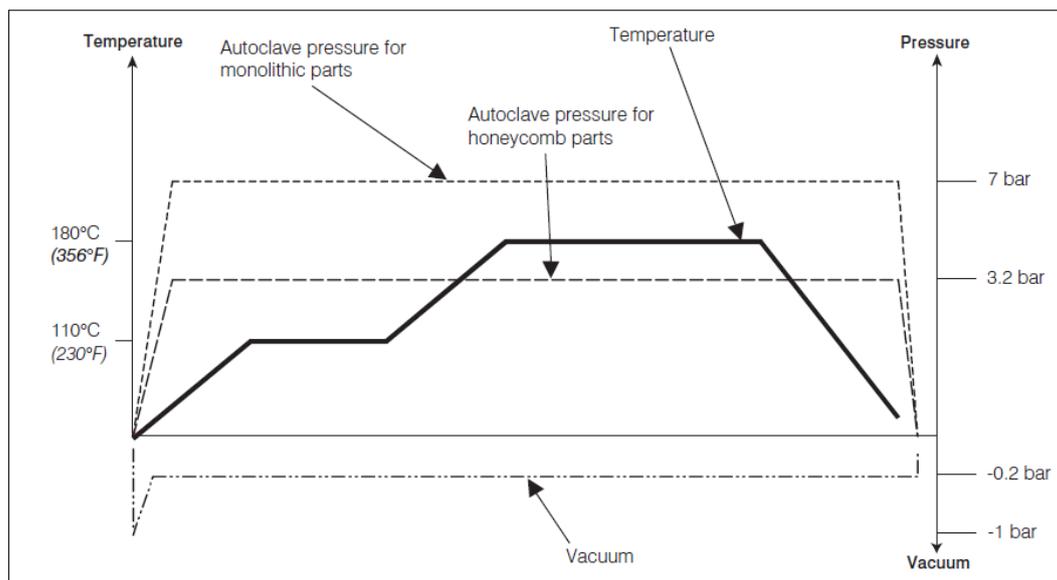
1. Apply full vacuum (1 bar).
2. Apply 3.2 bar gauge autoclave pressure.
3. Reduce the vacuum to a safety value of 0.2 bar when the autoclave pressure reaches approximately 1 bar gauge.
4. Heat at 1- 3°C/min (2-8°F/min) to 110°C ± 5°C (230°F ± 9°F)
5. Hold at 110°C ± 5°C (230°F ± 9°F) for 60 minutes ± 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





HexPly® 8552 Product Data

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 Welkenraedt
Tel: 32 87 307 411
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 3923 1186

Italy

Via San Cristoforo, 44
21047 Saronno (VA)
Tel: 39 02 96709082
Fax: 39 02 9600809

USA

11711 Dublin Blvd.
Dublin, CA 94568-2832
Tel: 1 925 551 4900
Fax: 1 925 828 9202

USA

16310 NE 80th Street, Suite 102
Redmond, WA 98052
Tel: 1 425 558 4400
Fax: 1 425 861 5847