

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

FRANCISCO PROCÓPIO BATISTA NETO

**DESENVOLVIMENTO DE MATERIAL COMPÓSITO MULTIFUNCIONAL
INCORPORANDO TELAS DE LIGA COM MEMÓRIA DE FORMA Ni-Ti-Cu
OBTIDAS POR FUNDIÇÃO DE PRECISÃO**

Campina Grande - PB

2020

FRANCISCO PROCÓPIO BATISTA NETO

**DESENVOLVIMENTO DE MATERIAL COMPÓSITO MULTIFUNCIONAL
INCORPORANDO TELAS DE LIGA COM MEMÓRIA DE FORMA Ni-Ti-Cu
OBTIDAS POR FUNDIÇÃO DE PRECISÃO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Universidade Federal de Campina Grande como requisito a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientadores: Prof. Dr. Carlos José de Araújo.

Prof. Dr. Wanderley Ferreira de Amorim Júnior

Campina Grande - PB

2020

B333d

Batista Neto, Francisco Procópio.

“Desenvolvimento de material compósito multifuncional incorporando telas de liga com memória de forma Ni-Ti-Cu obtidas por fundição de precisão” / Francisco Procópio Batista Neto. - Campina Grande, 2020.

164 f. il. : color.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, 2020.

"Orientação: Prof. Dr. Carlos José de Araújo.

Referências.

1. Ligas com Memória de Forma. 2. Material Compósito Multifuncional. 3. Fundição de Precisão. 4. Ligas Ni-Ti-Cu. 5. Material Compósito GFRP. I. Araújo, Carlos José de. II. Título.

CDU 621.3(43)

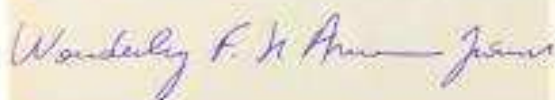
“DESENVOLVIMENTO DE MATERIAL COMPÓSITO MULTIFUNCIONAL
INCORPORANDO TELAS DE LIGA COM MEMÓRIA DE FORMA Ni-Ti-Cu
OBTIDAS POR FUNDIÇÃO DE PRECISÃO”.

FRANCISCO PROCÓPIO BATISTA NETO

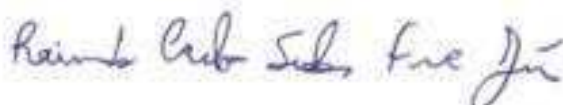
Dissertação Aprovada em 28/08/2020 pela Banca Examinadora constituída dos seguintes
membros:



Dr. Carlos José de Araújo
Orientador
PPGEM/UAEM/CCT/UFCG



Dr. Wanderley Ferreira de Amorim Junior
Orientador
PPGEM/UAEM/CCT/UFCG



Dr. Raimundo Carlos Silverio Freire Junior
Examinador Externo
DEM/CT/UFRN



Dra. Laura Hecker de Carvalho
Examinadora Externa
UAEM/CCT/UFCG

Dedico este trabalho aos meus pais, Isis e Francisco, e a minha noiva, Itaiara, por todo o apoio, amor e carinho demonstrado durante a trajetória. Dedico também a minha avó Carmelita (*In Memoriam*) por todo o apoio e atos de sabedoria que tivera comigo.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a DEUS, pelo dom da vida e da sabedoria. Sem as suas bênçãos, eu não teria chegado até aqui, então devo a Ele a oportunidade que tive de chegar onde cheguei.

Agradeço aos Profs. Carlos José de Araújo e Wanderley Ferreira de Amorim Júnior, por toda a orientação e pelos conselhos dados durante o tempo de convivência, além disso agradeço pela disponibilidade de todos os materiais e equipamentos para o desenvolvimento deste trabalho.

Agradeço ao Prof. João Baptista da Costa Agra de Melo, por todos os ensinamentos, apoio, conselhos e pela amizade construída nos anos de convivência.

Agradeço a todos os colegas do LaMMEA e do LVI, em especial a Antônio Cláudio, Estephanie, Diego, Yann, Leonardo, Paulo César, Ronaldo, Ricardo, Vinicius, Magna, Railson e Anderson por todas as conversas, ajudas e companheirismo durante esta caminhada.

Agradeço aos amigos que fiz no PPGEM (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica) da UFCG, em especial ao Felipe Silva pelos momentos descontraídos.

Agradeço aos demais Professores do PPGEM e da Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica (UAEM), em especial ao Prof. Dr. Jonatas Araújo de Lacerda Júnior, pelo apoio e amizade construída com o tempo de convivência.

Agradeço a minha família, em especial aos meus pais, Isis e Francisco, a minha noiva Itaiara por todo o companheirismo, confiança e amor demonstrado a cada dia.

Agradeço aos amigos do período 2012.2, em especial a Marcos de Araújo, Diogo, Francisco Wanderley, Geraldo, Hugo Lira, Luiz Bonfim, Luan e Ricardo Soares pelos momentos de brincadeira e de apoio.

Agradeço a todos que contribuíram de forma direta e indiretamente para a realização deste trabalho.

PROCÓPIO, F. B. N. **Desenvolvimento de Material Compósito Multifuncional Incorporando Telas de Liga com Memória de Forma Ni-Ti-Cu obtidas por fundição de precisão.** 164 pag. 2020. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, PB, 2020.

RESUMO

Por séculos, os metais e as suas ligas desempenharam funções de extrema importância na categoria dos materiais estruturais, porém atualmente o desenvolvimento e aplicação de materiais híbridos está crescendo significativamente. A grande maioria dos materiais compósitos de matriz polimérica são aplicados em temperatura próxima à ambiente, visto que temperaturas mais elevadas causam perda significativa nas propriedades mecânicas desses materiais. Nesse contexto, o objetivo deste trabalho é o desenvolvimento de um material compósito multifuncional com a inserção de telas de LMF Ni-Ti-Cu obtidas por fundição de precisão em um material compósito convencional (GFRP), no qual as telas atuem como reforço “ativo” ou “inteligente”. Neste trabalho foi analisada desde a fabricação do material compósito multifuncional desenvolvido até a caracterização termomecânica nas suas diferentes configurações. Os resultados obtidos mostraram que as telas LMF obtidas por fundição apresentam transformação de fase e aumento de rigidez próxima a temperatura ambiente, contrariamente ao que ocorre com o GFRP utilizado que atinge a temperatura de T_g em temperaturas pouco acima da temperatura ambiente. Os ensaios de flexão isotérmicos permitiram constatar que a inserção da tela LMF no material compósito levou a um aumento significativo nas propriedades mecânicas avaliadas nas duas configurações desenvolvidas (com a tela na linha neutra e fora da linha neutra). Por fim, foi concluído que a inserção da tela LMF na linha neutra do material compósito se mostrou ser a melhor configuração para hibridização multifuncional do material compósito.

Palavras-chave: Ligas com memória de forma. Material compósito multifuncional. Fundição de precisão. Ligas Ni-Ti-Cu. Material compósito GFRP.

PROCÓPIO, F. B. N. **Development of Multifunctional Composite Material incorporating Mesh of Shape Memory Alloy Ni-Ti-Cu obtained by precision casting.** 164 pages. 2020. Master's degree - Graduate Program in Mechanical Engineering, Federal University of Campina Grande, Campina Grande, PB, 2020.

ABSTRACT

For centuries, metals and their alloys have played an extremely important role in the category of structural materials, but currently the development and application of hybrid materials is growing significantly. Most polymer composite materials are used at temperatures close to ambient temperature, since at higher temperatures a significant loss in mechanical properties of this kind of material is observed. Thus, the aim of this work is the development of a multifunctional composite material with SMA Ni-Ti-Cu meshes, obtained by precision casting, added in a conventional composite material (GFRP), in which the meshes act as an "active" or "smart" reinforcement. In this work the multifunctional composites having different configurations are analyzed from their manufacture up to their thermomechanical characterization. The results obtained showed that the SMA meshes showed phase transformation and increased stiffness close to room temperature, in contrast to what happens to the GFRP used whose glass transition temperature (T_g) is just above room temperature. Isothermal bending tests showed that the insertion of the SMA mesh in the composite material led to a significant increase in the mechanical properties evaluated in the two configurations developed (with the mesh in the neutral line and outside the neutral line). Finally, we conclude that the insertion of the SMA mesh in the neutral line of the composite material proved to be the best configuration for multifunctional hybridization of the composite material.

Keywords: Shape memory alloys. Multifunctional composite material. Precision casting. Ni-Ti-Cu alloys. Composite material GFRP.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Categorias dos materiais e as suas relações. As categorias destacadas em vermelho demonstra6m as categorias de materiais utilizadas neste trabalho.....	15
Figura 2	Descrição cronológica das diversas ligas com memória de forma desenvolvidas a partir de 1950, com o destaque das ligas que apresentam maior utilização em diversas aplicações	22
Figura 3	Representação esquemática das estruturas de baixa e alta temperatura das LMF.	24
Figura 4	Alteração microestrutural da LMF durante aquecimento e resfriamento, determinada a partir de um teste de DSC padrão.	25
Figura 5	Representação esquemática do efeito memória de forma de uma LMF a partir da aplicação de um carregamento mecânico.	26
Figura 6	Representação esquemática do efeito memória de forma de uma LMF mostrando o descarregamento e subseqüente aquecimento.	26
Figura 7	Representação esquemática da transformação de fase induzida por temperatura na presença de carregamento aplicado.	27
Figura 8	Transformações na estrutura cristalina	28
Figura 9	Gráfico tensão-deformação-temperatura exibindo o efeito memória de forma típico de uma LMF.	30
Figura 10	Representação ilustrativa do efeito memória de forma em uma tela de LMF.....	31
Figura 11	Curva ilustrativa de tensão-deformação de uma LMF em regime superelástico.	32
Figura 12	Representação ilustrativa do efeito superelástico em uma tela de LMF.....	33
Figura 13	Ilustração da relação entre o teor de Cu e as estruturas formadas na transformação de fase.	35
Figura 14	Ilustração das etapas da fundição de precisão.	37
Figura 15	Ilustração do resultado de DSC e o método de análise.	39
Figura 16	Exemplo de curva tensão x deformação do efeito superelástico.	41
Figura 17	Demonstração do efeito memória de forma sob aplicação de carregamento mecânico. .	42
Figura 18	Linha do tempo do desenvolvimento dos materiais compósitos modernos.	44
Figura 19	Ilustração da disposição dos constituintes de um material compósito reforçado.	46
Figura 20	Esquematização da classificação dos materiais compósitos.	48
Figura 21	Formas das fibras disponibilizadas comercialmente, a) Roving contínuo, b) Tecido bidirecional, c) Fios cortados dispersos, d) Manta de fibras.	52
Figura 22	Principais fibras sintéticas de alta performance.	53
Figura 23	Métodos de fabricação de materiais compósitos.	58
Figura 24	Ilustração do processo de laminação manual.	59
Figura 25	Ilustração do processo de laminação manual de uma geometria relativamente complexa.	60
Figura 26	Exemplos de diferentes tipos de materiais compósitos reforçados com LMF, (a) Matriz de resina epóxi reforçada com fibras curtas de Ni-Ti (b) Matriz fibra de carbono/resina epóxi reforçada com fios de Ni-.....	61

Figura 27	Imagens de MEV da interface entre o compósito polimérico reforçado por fibra de carbono (CFRP) e o fio NiTi.....	62
Figura 28	Imagens de MEV da interface Compósito-LMF, sendo: (a) Sem a presença da camada de óxido (b) Com a presença da camada de óxido.....	64
Figura 29	Micrografia de MEV da interface entre as fibras Ni-Ti e a matriz CFRP. (a) Amostra de fibra Ni-Ti / CFRP não atacada quimicamente e (b) Amostra de fibra Ni-Ti / CFRP atacada quimicamente.....	65
Figura 30	Curva esquemática de um MC-LMF e seus componentes na temperatura ambiente e em temperaturas elevadas.	66
Figura 31	Micrografias de MEV da interface entre LMF e o material compósito de base: (a) ampliação de 100x e (b) ampliação de 500x.	67
Figura 32	Análise termográfica do material compósito multifuncional com inserção de LMF.	69
Figura 33	Energia de absorção de impacto para vários materiais compósitos distintos. (a) testes de impacto de baixa velocidade, (b) testes de impacto de alta velocidade	72
Figura 34	Esquema geral do processo de fabricação das telas de LMF Ni-Ti-Cu.....	75
Figura 35	Esquema geral do processo de fabricação do material compósito GFRP e do HC-LMF.	76
Figura 36	Esquema geral da caracterização térmica e mecânica das telas LMF Ni-Ti-Cu.	77
Figura 37	Esquema geral da caracterização termomecânica do material compósito GFRP.	78
Figura 38	Processo de fabricação a plasma da LMF Ni-Ti-Cu.....	80
Figura 39	Equipamento Anycubic Photon® de impressão 3D em resina e os modelos de tela fabricados.	82
Figura 40	Montagem do modelo de tela em resina para a fabricação do molde cerâmico.....	83
Figura 41	Processo de obtenção do molde cerâmico. (a) modelo em resina montado no interior do anel metálico; (b) Introdução do revestimento cerâmico no anel metálico; (c) Cura do molde; (d) Molde após cura em forno.....	84
Figura 42	Processo de fusão por indução com moldagem por centrifugação das telas LMF Ni-Ti-Cu	85
Figura 43	Tela bruta de fundição após a retirada dos canais de alimentação.	86
Figura 44	Tela após a realização da laminação a frio.	87
Figura 45	Ilustração do esquema de corte utilizado nas telas LMF Ni-Ti-Cu.....	88
Figura 46	Configurações dos materiais compósitos fabricados; (a) Material compósito convencional; (b) MC-LMF com tela na linha neutra; (c) MC-LMF com tela fora da linha neutra.....	90
Figura 47	Esquema de corte da placa compósita fabricada por laminação manual	91
Figura 48	Placa de material compósito convencional após cura total de 7 dias.	92
Figura 49	Corte dos corpos de prova em uma fresadora CNC. (a) Material compósito convencional; (b) MC-LMF.	93
Figura 50	Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) com EDS acoplado.	95
Figura 51	Equipamento EDX-720 da marca Shimadzu®.	96
Figura 52	Equipamento utilizado para análise geométrica e dimensional, microscópio ótico BX-51	97
Figura 53	Calorímetro DSC da Shimadzu® modelo DSC-60.	98
Figura 54	Processo utilizado para a realização do ensaio de flexão.....	99

Figura 55	Máquina Universal de Ensaios Instron® 5582 com montagem para ensaio de flexão 3 pontos.	100
Figura 56	Procedimento de medição da densidade de amostras de compósito; (a) Pesagem ao ar, (b) Pesagem da amostra submergida em água.	102
Figura 57	Equipamento de DMA; (a) DMA Q-800, TA Instruments®; (b) Montagem do corpo de prova no equipamento de DMA.	104
Figura 58	Montagem para ensaio de tração com utilização do AVE.	105
Figura 59	Esquema do ensaio de flexão isotérmico do material compósito convencional e do MC-LMF.	106
Figura 60	Corpos de prova utilizados nos ensaios de flexão isotérmicos.	108
Figura 61	Resultado qualitativo da tela LMF utilizando EDS.	109
Figura 62	Comparativo da composição por elemento químico.	111
Figura 63	Microscopia óptica da tela LMF bruta de fundição; (a) Parede da tela transversal a laminação; (b) Parede da tela no sentido da laminação; (c) Interseção das paredes da tela; (d) Célula quadrada da tela.	112
Figura 64	Microscopia óptica da tela LMF laminada; (a) e (b) Parede da tela no sentido da laminação; (c) Parede da tela transversal a laminação; (d) Célula retangular após laminação.	113
Figura 65	Gráficos de DSC para as telas LMF Ni-Ti-Cu.	116
Figura 66	Comparativo entre os gráficos de DSC de resfriamento e aquecimento.	117
Figura 67	Gráfico do comportamento da Entalpia de transformação do resfriamento e do aquecimento das diferentes condições da tela LMF Ni-Ti-Cu.	119
Figura 68	Gráficos dos Ensaios Isotérmicos de Flexão nas telas LMF Ni-Ti-Cu.	120
Figura 69	Gráfico comparativo dos ensaios de flexão até 1,5 mm das telas LMF Ni-Ti-Cu.	121
Figura 70	Gráfico da variação da rigidez em função da temperatura do ensaio de flexão das telas LMF.	122
Figura 71	Resultados dos ensaios de DMA para resina epóxi e para material compósito reforçado por fibra de vidro (GFRP)	124
Figura 72	Ensaio de Tração do GFRP e da Resina Epóxi.	126
Figura 73	Ensaio de flexão destrutivo do GFRP e da resina epóxi.	128
Figura 74	Imagens de microscopia óptica da seção longitudinal do GFRP.	130
Figura 75	Composição de esforços durante o carregamento de flexão.	130
Figura 76	Seção longitudinal do GFRP antes da realização do ensaio de flexão isotérmico.	131
Figura 77	Gráficos dos Ensaios Isotérmicos de Flexão no material compósito GFRP.	132
Figura 78	Comparativo dos gráficos do ensaio de flexão do GFRP sob temperaturas distintas. ...	134
Figura 79	Relação entre as propriedades mecânicas e temperatura nos ensaios de flexão isotérmicos no GFRP; (a) Relação de rigidez x temperatura, (b) Relação de Carga Máxima x Temperatura.	135
Figura 80	Comparativo da variação de rigidez entre a tela LMF e o GFRP.	136
Figura 81	Seção longitudinal do GFRP após realização do ensaio de flexão em T = 50 °C.	137
Figura 82	Seção longitudinal do MC-LMF com a tela LMF na linha neutra antes da realização do ensaio de flexão isotérmico.	138

Figura 83	Gráficos dos Ensaios Isotérmicos de Flexão no MC-LMF com telas LMF na linha neutra.	140
Figura 84	Comparativo dos gráficos do ensaio de flexão do MC-LMF com a tela posicionada na linha neutra sob temperaturas distintas.	142
Figura 85	Relação entre rigidez e temperatura nos ensaios de flexão isotérmicos no MC-LMF com a tela posicionada na linha neutra; (a) Relação de rigidez x temperatura, (b) Relação de Carga Máxima x Temperatura.	143
Figura 86	Seção longitudinal do MC-LMF com a tela LMF posicionada na linha neutra após realização do ensaio de flexão em $T = 50\text{ }^{\circ}\text{C}$; (a) Região central do corpo de prova ensaiado, (b) Região lateral do corpo de prova ensaiado.	144
Figura 87	Seção longitudinal do MC-LMF com a tela LMF fora da linha neutra antes da realização do ensaio de flexão isotérmico.	146
Figura 88	Gráficos dos Ensaios Isotérmicos de Flexão no MC-LMF com telas LMF fora da linha neutra.	147
Figura 89	Comparativo dos gráficos do ensaio de flexão do MC-LMF com a tela posicionada na linha neutra sob temperaturas distintas.	148
Figura 90	Relação entre rigidez e temperatura nos ensaios de flexão isotérmicos no MC-LMF com a tela posicionada fora da linha neutra; (a) Relação de rigidez x temperatura, (b) Relação de Carga Máxima x Temperatura.	149
Figura 91	Seção longitudinal do MC-LMF com a tela LMF posicionada fora da linha neutra após realização do ensaio de flexão em $T = 50\text{ }^{\circ}\text{C}$; (a) Região central do corpo de prova ensaiado, (b) Região lateral do corpo de prova ensaio.	151
Figura 92	Relação de rigidez em função da temperatura para as condições de ensaio analisadas.	152
Figura 93	Relação de rigidez em função da temperatura para as condições de ensaio analisadas.	153
Figura 94	Ilustração da disposição da tela LMF no interior do compósito; (a) Na linha neutra, (b) Fora da linha neutra.	155
Figura 95	Imagens dos corpos de prova após realização do ensaio de flexão a $50\text{ }^{\circ}\text{C}$; (a) GFRP, (b) MC-LMF com a tela posicionada na linha neutra, (c) MC-LMF com a tela posicionada fora da linha neutra.	156
Figura 96	Mecanismo flambagem-delaminação sob compressão.	157

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Vantagens e desvantagens dos materiais compósitos.	17
Tabela 2	Passes de Laminação aplicados às telas tratadas termicamente.....	87
Tabela 3	Resultado da análise quantitativa por EDS da tela LMF Ni-Ti-Cu.	110
Tabela 4	Resultado da análise quantitativa por EDX da tela LMF Ni-Ti-Cu	110
Tabela 5	Medições realizadas em microscópio óptico nas telas brutas de fundição e telas laminadas	114
Tabela 6	Resultados das propriedades térmicas obtidas via DSC das telas Ni-Ti-Cu.	118
Tabela 7	Resultados da densidade e fração dos constituintes do material compósito convencional e do HC-LMF.	123
Tabela 8	Resultados das propriedades mecânicas dos ensaios de tração realizados na resina epóxi e no GFRP.	126
Tabela 9	Resultados das propriedades mecânicas dos ensaios de flexão realizados na resina epóxi e no GFRP.	129
Tabela 10	Tabela das propriedades mecânicas do ensaio de flexão do GFRP em função da temperatura de ensaio.	135
Tabela 11	Tabela das propriedades mecânicas do ensaio de flexão do MC-LMF com a tela posicionada na linha neutra em função da temperatura de ensaio.....	143
Tabela 12	Tabela das propriedades mecânicas do ensaio de flexão do MC-LMF com a tela posicionada fora da linha neutra em função da temperatura de ensaio.	150
Tabela 13	Tabela da relação de resultados da variação de rigidez em função das temperaturas das condições de ensaio, material compósito convencional (GFRP), material compósito com inserção de tela na linha neutra (MC-LMF-LN) e material compósito com inserção de tela fora da linha neutra (MC-LMF-FLN).	153
Tabela 14	Tabela da relação de resultados da variação do carregamento máximo em função da temperaturas das condições de ensaio, material compósito convencional (GFRP), material compósito com inserção de tela na linha neutra (MC-LMF-LN) e material compósito com inserção de tela fora da linha neutra (MC-LMF-FLN).....	154

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
2	OBJETIVO	19
2.1	GERAL	19
2.2	ESPECÍFICOS.....	19
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1	CONTEXTO HISTÓRICO DAS LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA (LMF)	20
3.2	ASPECTOS GERAIS DAS LMF	22
3.2.1	Efeito Memória de Forma (EMF)	29
3.2.2	Superelasticidade (SE)	31
3.3	LMF Ni-Ti-Cu	33
3.4	FUNDIÇÃO DE PRECISÃO	36
3.5	CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL DE LMF	38
3.5.1	Técnicas puramente térmicas.....	39
3.5.2	Técnicas termomecânicas	40
3.6	MATERIAIS COMPÓSITOS	43
3.6.1	Contexto Histórico	43
3.6.2	CONCEITOS E DEFINIÇÕES	45
3.6.3	Classificação dos Materiais compósitos	47
3.6.4	Materiais Compósitos poliméricos reforçados por fibras (GFRP – Glass Fiber Reinforced Polymer)	49
3.6.4.1	A Fase Fibra	50
3.6.4.2	A Fase Matriz	54
3.6.4.3	A Interface Fibra/Matriz	56
3.6.5	Processamento de Materiais Compósitos	56
3.6.5.1	Laminação Manual (Hand Lay-up).....	58
3.7	MATERIAIS COMPÓSITOS COM INSERÇÃO DE LMF (MC-LMF).....	60
3.7.1	Fabricação de MC-LMF	61
3.7.2	Caracterização Mecânica de MC-LMF	63
3.7.3	Estado da arte de Materiais Compósitos Multifuncionais	69
4	MATERIAIS E MÉTODOS	74
4.1	METODOLOGIA	74
4.2	FABRICAÇÃO DAS TELAS LMF.....	79

4.2.1	Fabricação da LMF Ni-Ti-Cu	79
4.2.2	Fabricação do Molde Cerâmico	81
4.2.3	Fusão por Indução com Moldagem por Centrifugação (FIC)	84
4.2.4	Processo de Conformação Mecânica	86
4.2.5	Processo de corte dos corpos de prova para ensaios mecânicos	88
4.3	FABRICAÇÃO DE MATERIAIS COMPÓSITOS CONVENCIONAIS E MC-LMF	89
4.3.1	Componentes de fabricação dos materiais compósitos	89
4.3.2	Processo de Laminação Manual	90
4.4	CARACTERIZAÇÃO DAS TELAS LMF NI-TI-CU	93
4.4.1	Análise da Composição Química	94
4.4.1.1	Ensaios de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS)	94
4.4.1.2	Espectroscopia de raios-X por dispersão em energia (EDX)	95
4.4.2	Análise Geométrica/Dimensional	96
4.4.3	Caracterização térmica por varredura diferencial de calorimetria (DSC)	97
4.4.4	Caracterização por Ensaios de Flexão	98
4.5	CARACTERIZAÇÃO DO COMPÓSITO CONVENCIONAL E DO MC-LMF100	
4.5.1	Análise da densidade e fração dos constituintes	101
4.5.2	Caracterização Termomecânica por DMA	103
4.5.3	Caracterização Mecânica por Ensaio de Tração	104
4.5.4	Caracterização Mecânica por Ensaio de Flexão	105
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	109
5.1	ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS TELAS LMF NI-TI-CU	109
5.2	ANÁLISE GEOMÉTRICA/DIMENSIONAL	111
5.2.1	Telas brutas de fundição	111
5.2.2	Telas Laminadas	113
5.2.3	Análise das dimensões das telas brutas e laminadas	114
5.3	CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA POR CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)	115
5.4	CARACTERIZAÇÃO POR ENSAIO DE FLEXÃO ISOTÉRMICO DAS TELAS LMF	119
5.5	ANÁLISE DA DENSIDADE E FRAÇÃO DOS CONSTITUINTES DO MATERIAL COMPÓSITO CONVENCIONAL E DO MC-LMF	123

5.6	CARACTERIZAÇÃO TERMOMECÂNICA DOS MATERIAIS COMPÓSITOS POR ANÁLISES DINÂMICO-MECÂNICA (DMA)	124
5.7	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA POR ENSAIO TRAÇÃO.....	125
5.8	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA POR ENSAIO DE FLEXÃO	127
5.8.1	Ensaio de flexão destrutivo na temperatura ambiente.....	128
5.8.1	Ensaio de flexão isotérmico	131
5.8.1.1	Material compósito convencional (GFRP)	131
5.8.1.1	Material Compósito com inserção de telas LMF na linha neutra (MC-LMF-Linha Neutra)	137
5.8.1.2	Material Compósito com inserção de telas LMF fora da linha neutra (MC-LMF-Fora da Linha Neutra)	145
5.9	COMPARATIVO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS NOS ENSAIOS DE FLEXÃO ISOTÉRMICOS.....	152
6	CONSIDERAÇÕES FINAIS	159
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	162

1. INTRODUÇÃO

Por séculos, os metais e as suas ligas desempenharam funções de extrema importância na categoria dos materiais estruturais. Aliado às técnicas de desenvolvimento de materiais, foram desenvolvidos métodos de fabricação mais eficientes e menos onerosos, tornando assim os materiais estruturais cada vez mais adequados às diversas aplicações, com melhores propriedades mecânicas específicas e com o custo agregado sendo cada vez menor. Segundo Lagoudas (2008), com o avanço da ciência e da tecnologia, e um melhor entendimento dos efeitos da estrutura e das técnicas de processamento no comportamento dos materiais, o campo da ciência dos materiais tem melhorado radicalmente nas últimas décadas. De uma forma geral, o desenvolvimento de novos materiais é realizado a partir de duas abordagens descritas por Ashby & Cebon (2005): (I) o desenvolvimento de novas ligas e materiais ou (II) a criação de materiais híbridos que combinem características de materiais já existentes. A Figura 01 ilustra as categorias de materiais existentes e suas relações.

Figura 1 - Categorias dos materiais e as suas relações. As categorias destacadas em vermelho demonstram as categorias de materiais utilizadas neste trabalho.



Fonte: Adaptado de Ashby & Cebon, (2005).

De acordo com a Figura 01 nota-se que existem 5 grandes grupos de materiais e a combinação de dois ou mais desses grupos de materiais vem a formar um material híbrido, ou material compósito. Segundo Rao, Srinivasa, & Reddy (2015), a combinação de um ou mais materiais, sendo pelo menos um deles considerado “ativo” ou “inteligente”, pode levar a um nível de projeto que pode combinar múltiplas funções em um sistema de material único.

Por outro lado, a grande demanda por materiais mais leves e mais resistentes com propriedades ajustáveis tem impulsionado o desenvolvimento de materiais compósitos e/ou materiais compósitos híbridos, podendo apresentar propriedades multifuncionais. Partindo de tal pensamento, neste trabalho se propõe o desenvolvimento de um material compósito híbrido com características multifuncionais a partir da inserção de elementos de liga com memória de forma em um material compósito polimérico reforçado por fibra de vidro.

As ligas com memória de forma (LMF) são metais diferentes dos materiais metálicos convencionais devido principalmente à habilidade de recuperar a sua forma inicial mesmo após grandes deformações, o que significa que a LMF pode recuperar deformações que ultrapassem o seu limite elástico. Assim, em tais materiais é possível recuperar deformações aparentemente plásticas por intermédio de elevação da temperatura (aquecimento), e esse efeito é chamado de Efeito Memória de Forma (EMF). Além disso, tais ligas apresentam um outro efeito chamado de Superelasticidade (SE), o qual consiste na recuperação elástica de alta magnitude de deformação após a retirada do carregamento mecânico. O que definirá se a LMF apresentará o EMF ou a SE será a sua composição química e a temperatura de aplicação. Segundo Otsuka & Wayman (1998) e Rao et al. (2015), as LMF estão cada vez mais sendo empregadas nos mais diversos campos da engenharia, como nos setores biomédico, automotivo, aeroespacial, petróleo e gás, dentre outros. As LMF mais utilizadas são as ligas à base de níquel-titânio (Ni-Ti, Ni-Ti-Cu, Ni-Ti-Nb, entre outras).

Para este trabalho a LMF Ni-Ti-Cu foi utilizada para a fabricação de telas a serem inseridos em um material compósito polimérico reforçado por fibra de vidro (GFRP, sigla do termo em inglês) devido à maior estabilidade das temperaturas de transformação dessa LMF com a ciclagem térmica e à possibilidade de ajustar tais temperaturas de acordo com a necessidade. Foi escolhida a geometria de tela como

elemento a ser inserido no GFRP por ser uma estrutura que apresenta menor densidade, maior rigidez, além da pequena espessura após todo o processo de fabricação.

Atualmente, o processo de fabricação para elementos de LMF mais empregado é a manufatura aditiva devido à alta qualidade do produto obtido, além da obtenção de um produto praticamente acabado. O alto custo de fabricação por manufatura aditiva é um fator limitante para a utilização dessa tecnologia. Nesse contexto, a técnica de fundição de precisão se mostra como uma boa opção, pois possibilita a fabricação dos elementos de LMF com uma boa qualidade a um custo atrelado relativamente baixo. Contudo, a fundição de precisão pode necessitar de processamento pós fabricação até se alcançar o produto desejado. Assim, baseando-se na metodologia desenvolvida por Simões (2017), que avaliou diversos elementos de LMF Ni-Ti fabricados por fundição de precisão e na metodologia descrita por Montenegro (2016), que fabricou e caracterizou telas de LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu, foram fabricadas telas de LMF Ni-Ti-Cu. O objetivo principal na fabricação de tais telas foi de posteriormente inseri-las em um material compósito do tipo GFRP.

Segundo Mallick (2007), o material compósito GFRP consiste de fibras de alta resistência embebidas ou coladas em uma matriz polimérica, com interfaces distintas entre tais. A adição de elementos de tela LMF no material compósito consiste na incorporação de mais um reforço, e assim passa a ser chamado de material compósito híbrido, já que de acordo com Lester, Baxevanis, Chemisky, & Lagoudas (2015) um material compósito híbrido apresenta pelo menos dois reforços distintos, podendo ser pelo menos um deles funcional. Nesse contexto, se projetou um material compósito multifuncional no qual um dos reforços é a fibra de vidro e o outro é a tela de LMF Ni-Ti-Cu, sendo nomeado de MC-LMF.

A temperatura de transição vítrea (T_g), fator importante nas análises termomecânicas realizadas neste trabalho, é a temperatura na qual um material polimérico torna-se deformável, perdendo assim às suas principais propriedades mecânicas.

Nesse cenário, o objetivo principal deste trabalho foi fabricar e caracterizar um material compósito híbrido multifuncional com inserção de elementos de tela LMF Ni-Ti-Cu obtidas por fundição de precisão em um compósito do tipo GFRP.

2. OBJETIVO

2.1 GERAL

Desenvolver um material compósito híbrido multifuncional com inserção de telas de LMF de Ni-Ti-Cu obtidas por fundição de precisão em uma matriz GFRP.

2.2 ESPECÍFICOS

- Projetar e fabricar por fundição de precisão telas de LMF Ni-Ti-Cu com transformação de fase na faixa de 30 °C a 80 °C;
- Avaliar o comportamento mecânico em flexão 3 pontos das telas de LMF Ni-Ti-Cu em função da temperatura (30 °C a 80 °C);
- Desenvolver um processo de fabricação para o material compósito de GFRP com elemento de tela Ni-Ti-Cu embebido;
- Avaliar o comportamento mecânico em flexão 3 pontos do compósito GFRP puro (sem tela) e com elementos de tela Ni-Ti-Cu em função da temperatura (30 °C a 80 °C);
- Analisar o comportamento da rigidez e do carregamento máximo dos materiais compósitos em flexão 3 pontos em função da temperatura (30 °C a 80 °C).

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo será apresentado uma revisão teórica acerca dos principais fundamentos, conceitos e definições sobre as ligas com memória de forma (LMF), materiais compósitos e por fim um estado-da-arte descrevendo a tecnologia atual referente aos materiais compósitos híbridos e aos materiais compósitos com propriedades multifuncionais, principalmente com inserção de LMF na sua estrutura, tal estudo teórico se mostra necessário para o desenvolvimento do trabalho proposto.

3.1 CONTEXTO HISTÓRICO DAS LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA (LMF)

O primeiro grande passo para a descoberta das LMF foi dado por Adolf Martens em 1890 com a descoberta da martensita nos aços, sendo talvez a transformação martensítica reversível o fenômeno metalúrgico mais largamente estudado durante o início dos anos 1900 (LAGOUDAS, 2008). Anos após a descoberta de Adolf Martens, o físico sueco Ölander descobriu a transformação de fase em meio sólido nas ligas de Ouro-Cádmio (Au-Cd), no qual tais ligas poderiam ser deformadas plasticamente quando resfriadas e retornariam a sua forma original quando aquecidas (JANI, LEARY, SUBIC, & GIBSON, 2014).

Anos mais tarde, em 1938, Greninger e Mooradian descobriram o efeito memória de forma nas ligas Cobre-Zinco (Cu-Zn) e nas ligas Cobre-Estanho (Cu-Zn) (GRENINGER & MOORADIAN, 1938), já o conceito da transformação martensítica termoelástica, o qual explica a transformação reversível martensítica, foi introduzido por Kurdjumov e Khandros (KURDJUMOV & KHANDROS, 1949) baseado em observações experimentais da estrutura martensítica termicamente reversível nas ligas de CuZn e CuAl (LAGOUDAS, 2008). Em 1951, Chang e Read descreveram de forma mais detalhada, através de observações metalográficas e medições de resistência elétrica, as transformações de fase ocorrente nas ligas de Au-Cd (CHANG & READ, 2019).

Na década de 1950 descobertas similares foram feitas com as ligas Índio-Tálio (In-Tl) e Cobre-Alumínio-Níquel (Cu-Al-Ni), além da descoberta dos efeitos pseudoelásticos. Tais descobertas capturaram o interesse de muitos pesquisadores e

inventores, mas sem a presença de aplicações práticas industriais devido ao alto custo dos materiais, complexidade na manufatura e propriedades mecânicas pouco atrativas (JANI et al., 2014). Assim, a transformação martensítica reversível e, sobretudo as ligas que apresentavam tal fenômeno, se mantiveram inutilizadas até meados de 1963.

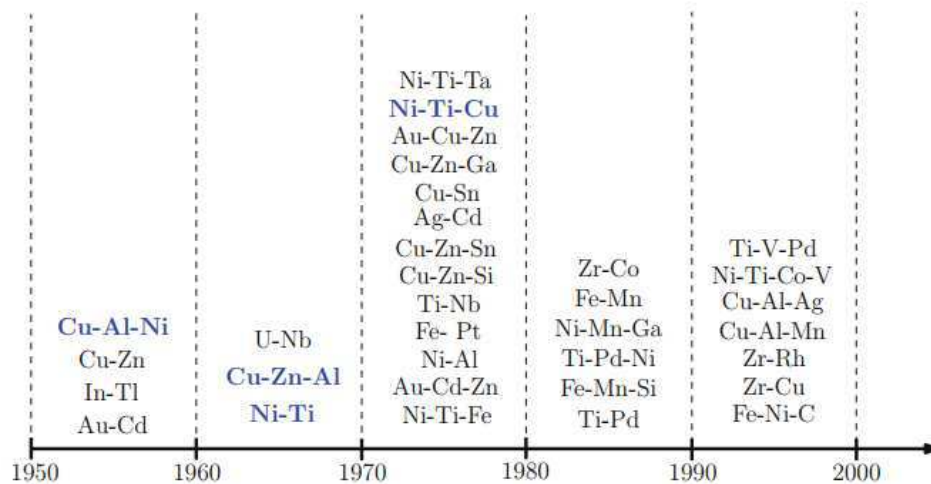
O grande marco no desenvolvimento das LMF ocorreu em 1962 com a descoberta das propriedades de memória de forma da liga Níquel-Titânio (Ni-Ti) por Buehler, Gilfrich e Wiley enquanto investigavam a utilidade de tal material para blindagem térmica (LAGOUDAS, 2008). Aqueles pesquisadores procuravam uma liga metálica com alto ponto de fusão e alta resistência ao impacto para ser aplicado em um míssil da Marinha Americana e, acidentalmente, descobriram o efeito memória de forma em uma barra de Ni-Ti através da sonoridade apresentada pela mesma em diferentes temperaturas (SANTIAGO, 2018).

A liga Ni-Ti, também conhecida por Nitinol, em homenagem ao laboratório da marinha americana no qual tal liga foi descoberta, mostrou ter um menor custo de produção, ser mais fácil e segura de se manusear e ter melhores propriedades mecânicas que outras LMF existentes naquele tempo (W. J. Buehler, Gilfrich, & Wiley, 1963; William J Buehler & Wang, 1968). O desenvolvimento de tal liga resultou na primeira aplicação comercial com sucesso das LMF em 1969: uma luva tubular denominada Cryofit[®] que foi empregada em aeronaves F-14 construídas pela Grumman Aerospace Corporation. Uma segunda aplicação de sucesso foi a utilização de fios ortodônticos fabricados com a liga Ni-Ti por George B. Andreasen em 1971 (KAUFFMAN & MAYO, 1997).

Em 1965, estudos mostraram que a adição de um terceiro elemento de liga no sistema binário Ni-Ti causaria uma redução drástica nas temperaturas de transformação da LMF, levando ao desenvolvimento da liga ternária Níquel-titânio-nióbio (Ni-Ti-Nb) em 1989 (LAGOUDAS, 2008). Enquanto isso, Melton e Mercier, enquanto estudavam as propriedades de fadiga do NiTi em 1978, mostraram que a adição do elemento cobre (Cu) ao sistema binário não ocasionava grandes mudanças nas temperaturas de transformação mas alterava significativamente a histerese mecânica do material (N. Melton & Mercier, 1978). Mais tarde em 1999, Miyazaki mostrou a vida em fadiga melhorada da LMF Ni-Ti-Cu, devido à adição do elemento cobre (LAGOUDAS, 2008), e o baixo custo associado fez tal material desejável para

uma larga variedade de aplicações em engenharia. Desde então houve um grande desenvolvimento de outras ligas intermetálicas que apresentam o efeito memória de forma. A Figura 02 ilustra o desenvolvimento de tais ligas desde os seus primórdios até o início dos anos 2000.

Figura 2 - Descrição cronológica das diversas ligas com memória de forma desenvolvidas a partir de 1950, com o destaque das ligas que apresentam maior utilização em diversas aplicações.



Fonte: Rao, Srinivasa, & Reddy, (2015)

Desde a década de 1980, a grande demanda por atuadores mais leves e compactos, especialmente no setor biomédico (JANI et al., 2014), fez com que a aplicação comercial de ligas NiTi fosse desenvolvida em muitas áreas. Porém, nos anos seguintes, as LMF encontraram aplicações adicionais como: saídas de ar condicionado, conectores de cabo eletrônico, válvulas e mais uma variedade de produtos.

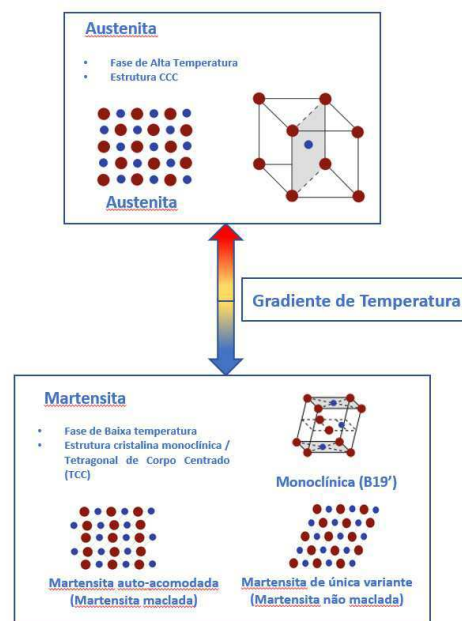
3.2 ASPECTOS GERAIS DAS LMF

As LMF são materiais metálicos distintos dos materiais convencionais devido à sua habilidade de recuperar sua forma após grandes deformações, podendo assim exceder significativamente o conceito de deformação elástica dos materiais. Tal efeito de recuperação de forma é conhecido como efeito memória de forma (EMF) (ELAHINIA, 2016), como citado anteriormente e foi primeiro observado em 1932 na liga de Au-Cd.

A aplicação básica destes materiais, é de forma simples, onde o material pode ser prontamente deformado pela aplicação de uma força externa e posteriormente irá recuperar sua forma original quando aquecido além de uma certa temperatura. Tal aquecimento pode ser a partir de uma fonte externa ou interna (efeito Joule). Existem outras formas de estímulo do efeito memória de forma, como a aplicação de campos magnéticos (JANI et al., 2014).

A razão fundamental para este comportamento único destas ligas é devido a transformação de fase martensítica, se caracterizando por ser um tipo específico de transformação de fase cristalográfica no estado sólido (ELAHINIA, 2016), ou seja, tais materiais quando em respostas térmicas, apresentam uma transformação de fase termoelástica adifusional, reversível e de caráter sólido-sólido entre uma fase estável em altas temperaturas denominada austenita e uma fase estável em baixas temperaturas denominada martensita. A Figura 03 ilustra as estruturas cristalinas das LMF em altas e baixas temperaturas. A fase austenita tem uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (B2) que apresenta alta simetria, enquanto a fase martensita apresenta estrutura cristalina tetragonal, ortorrômbica (B19) ou monoclinica (B19') de baixa simetria. A transformação martensítica é uma transformação de fase adifusional ocorrente em sólidos, no qual átomos se movem cooperativamente (OTSUKA & WAYMAN, 1999) devido ao mecanismo de cisalhamento.

Figura 3 - Representação esquemática das estruturas de baixa e alta temperatura das LMF.

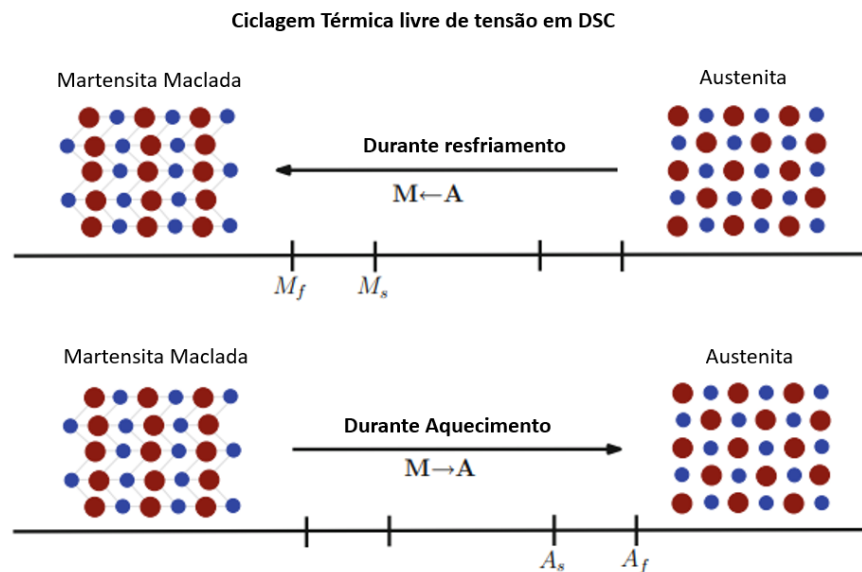


Fonte: Adaptado de Rao et al., (2015).

A Figura 03 ilustra a estrutura cúbica de corpo centrado da Austenita, estável em altas temperaturas, enquanto em baixas temperaturas são ilustradas diferentes variantes de martensita. Sob uma condição livre de carregamentos mecânicos, a martensita em LMF's , em geral, é auto acomodada e conhecida por martensita maclada (WAYMAN, 1992). Todas essas transformações de fase ocorrem sob temperaturas de transformação características nomeadas de acordo com o início e o final da transformação, sendo: (M_s) – Início da transformação martensítica, (M_f) – Final da transformação martensítica, (A_s) – Início da transformação austenítica e por fim, (A_f) – Final da transformação martensítica.

A Figura 04 ilustra as alterações microestruturais ocorrentes durante a transformação de fase direta (Austenita -> Martensita) e transformação de fase inversa (Martensita -> Austenita).

Figura 4 - Alteração microestrutural da LMF durante aquecimento e resfriamento, determinada a partir de um teste de DSC padrão.



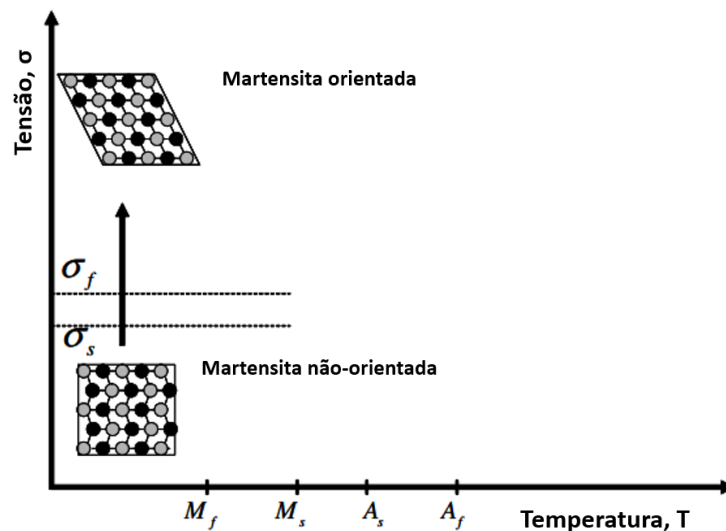
Fonte: Adaptado de Rao et al., 2015.

A Figura 04 representa esquematicamente as estruturas cristalinas da martensita e da austenita livres de tensão, no qual durante o resfriamento a austenita se transformará em martensita maclada ou não orientada através da transformação direta e analogamente, durante o aquecimento a martensita irá se transformar em austenita através da transformação inversa. O processo de transformação começa a ser realizado na temperatura de início (M_s ou A_s) e é finalizado após a temperatura

final (M_f ou A_f), ou seja, o material apresenta completamente uma estrutura, seja a austenita em temperaturas mais altas ou martensita em temperaturas mais baixas somente após a temperatura final de transformação. Em regiões intermediárias haverá uma mistura entre martensita e austenita.

Se um carregamento mecânico é aplicado no material na fase martensítica não-orientada, é possível orientar a martensita por consequente reorientação de um certo número de variantes (LAGOUDAS, 2008), como demonstrado na Figura 05.

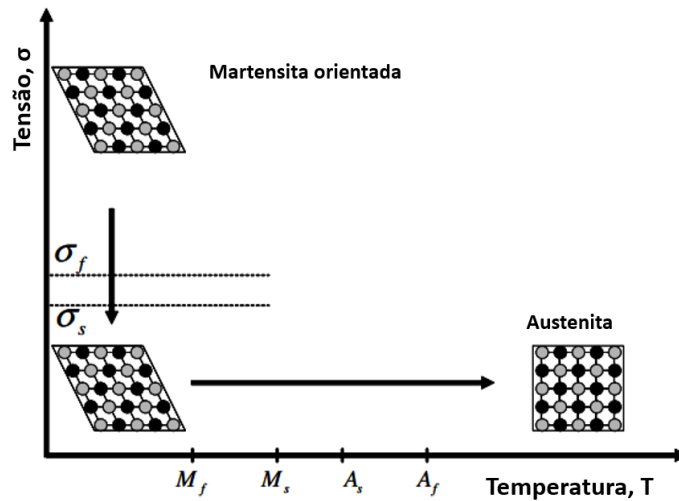
Figura 5 - Representação esquemática do efeito memória de forma de uma LMF a partir da aplicação de um carregamento mecânico.



Fonte: Adaptado de Lagoudas, 2008.

O processo de orientação da fase martensítica resulta em uma mudança de forma macroscópica, onde a configuração deformada é retida quando a carga é liberada, semelhante ao processo de deformação plástica. Um subsequente aquecimento da LMF para uma temperatura acima de A_f vai resultar na transformação de fase reversa, sendo transformada de martensita orientada para austenita e assim levando a completa recuperação de forma, como demonstrado na Figura 06.

Figura 6 - Representação esquemática do efeito memória de forma de uma LMF mostrando o descarregamento e subsequente aquecimento.

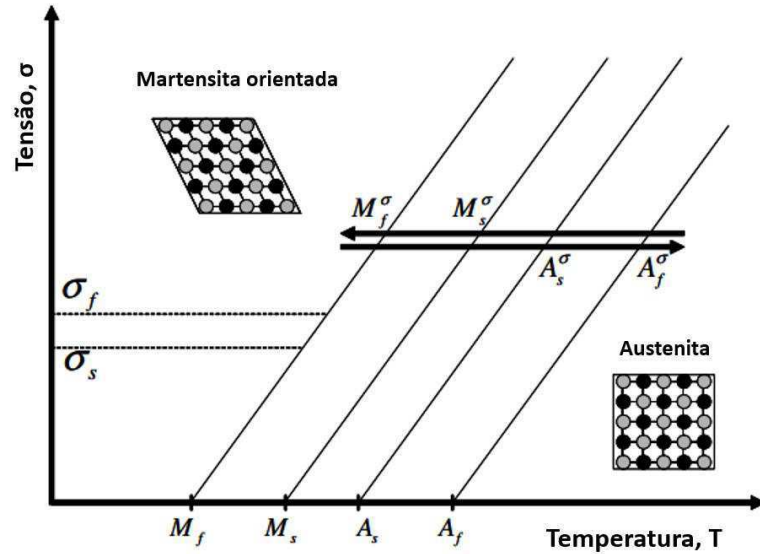


Fonte: Adaptado de Lagoudas, 2008.

Caso a LMF seja novamente resfriada para uma temperatura abaixo de M_f através de uma transformação direta, haverá a formação da martensita não orientada novamente sem qualquer mudança de forma associada. O processo descrito acima é conhecido como Efeito Memória de Forma (EMF). Para haver a orientação da martensita, o carregamento aplicado deve ser suficientemente grande para iniciar o processo de orientação das variantes (LAGOUDAS, 2008). Como esboçado nas Figuras 05 e 06, a tensão mínima requerida para iniciar a orientação é nomeada por tensão de início da orientação (σ_s) enquanto que um nível de carregamento suficientemente alto que resulte em uma completa orientação da martensita é nomeado por tensão final de orientação (σ_f).

Toda a análise feita anteriormente levou em conta o aquecimento ou resfriamento livre de tensões, porém quando o material é resfriado com um carregamento mecânico maior do que σ_s , aplicado na fase austenítica, a transformação de fase vai resultar na formação direta de martensita orientada, produzindo assim uma mudança de forma e, reaquecendo o material, a forma será recuperada enquanto a carga ainda é aplicada. O processo descrito com aplicação de carregamento está ilustrado na Figura 07.

Figura 7 - Representação esquemática da transformação de fase induzida por temperatura na presença de carregamento aplicado.

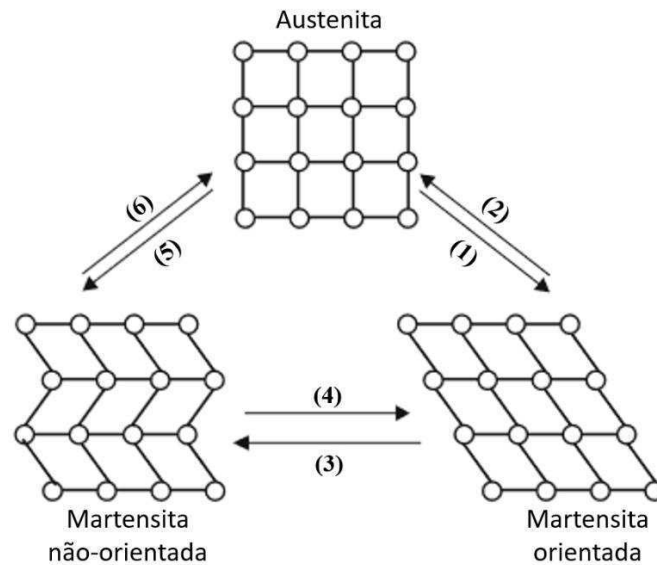


Fonte: Adaptado de Lagoudas, 2008.

Como pode ser observado na Figura 07, as temperaturas de transformação dependem fortemente da magnitude do carregamento aplicado. Altos valores de carregamento aplicados levam a maiores temperaturas de transformação, de modo que as temperaturas de transformação aumentam com um aumento na magnitude da carga.

Sintetizando as ideias apresentadas anteriormente, LMF's podem existir em duas fases diferentes com três estruturas cristalinas distintas (martensita não orientada, martensita orientada e austenita) e conseqüentemente, seis transformações são possíveis entre essas estruturas cristalinas (MIHÁLCZ, 2001; L. SUN & HUANG, 2009), conforme ilustrado na Figura 08.

Figura 8 - Transformações na estrutura cristalina



Fonte: Adaptado de Sun & Huang, 2009.

As três estruturas cristalinas diferentes e suas seis possíveis transformações são descritas e se relacionam da seguinte forma:

- (1) - Transformação da Austenita em Martensita orientada através da aplicação de carregamento ou resfriamento sob aplicação de carregamento;
- (2) - Transformação da Martensita orientada em Austenita através da remoção do carregamento mecânico previamente aplicado ou aumento da temperatura acima de A_f sob aplicação de carregamento;
- (3) - Transformação da Martensita orientada em Martensita não orientada através da remoção do carregamento mecânico sob temperaturas abaixo de M_f ;
- (4) - Transformação da Martensita não orientada em Martensita orientada através da aplicação de carregamento mecânico sob temperaturas abaixo de M_f ;
- (5) - Transformação de Austenita em Martensita não orientada através de resfriamento sem aplicação de carregamento mecânico;
- (6) - Transformação de Martensita não orientada em Austenita através de aquecimento sem aplicação de carregamento mecânico;

Um outro efeito característicos das LMF's é o Efeito Superelástico, caracterizado pela habilidade da LMF em recuperar grandes deformações (aproximadamente 8%), com histerese mecânica associada devido ao carregamento-

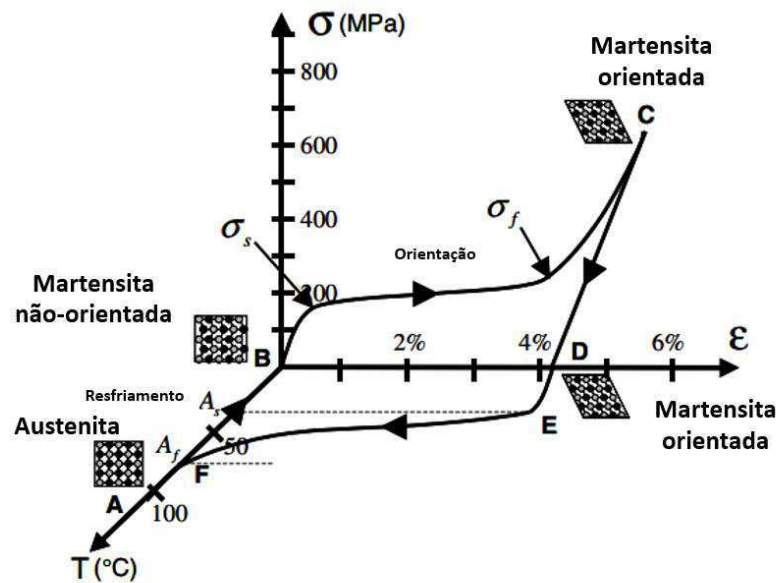
descarregamento mecânico sob condições isotérmicas (RAO et al., 2015). Enquanto o EMF está diretamente relacionado a gradientes de temperatura e de carregamento mecânico, a SE está relacionada apenas à aplicação de um gradiente de carregamento mecânico.

3.2.1 Efeito Memória de Forma (EMF)

Por definição, o efeito memória de forma é a habilidade das LMF's de recuperar uma certa quantidade de deformação aparentemente irreversível sob aquecimento (ELAHINIA, 2016). Tal deformação pode ser de vários tipos, como tração, compressão, flexão, torção ou uma combinação entre tais (OTSUKA & WAYMAN, 1999).

Uma LMF irá exibir o efeito memória de forma quando ela for carregada mecanicamente enquanto estiver na fase martensítica não-orientada e então descarregada, sempre em temperaturas abaixo de A_s . Quando a liga é subsequentemente aquecida acima de A_f , a LMF vai resgatar sua forma inicial pela transformação na fase austenítica (LAGOUDAS, 2008). A Figura 9 ilustra o efeito memória de forma através de um gráfico tri-axial, no qual o eixo das abscissas representa a deformação do elemento ensaiado, o eixo das ordenadas representa a tensão aplicada no elemento e o eixo cota representa a temperatura utilizada durante o ensaio.

Figura 9 - Gráfico tensão-deformação-temperatura exibindo o efeito memória de forma típico de uma LMF.



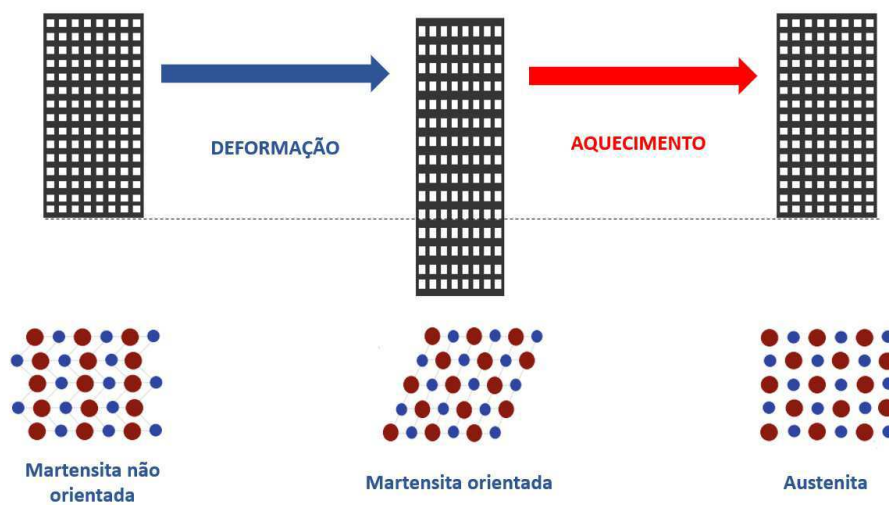
Fonte: Adaptado Lagoudas, 2008.

Iniciando na fase austenítica (ponto A), o resfriamento livre de tensão abaixo das temperaturas de transformação martensítica (M_s e M_f) resulta na formação da martensita não-orientada (ponto B). Quando a martensita não-orientada é sujeita a aplicação de uma tensão que excede o nível de tensão inicial (σ_s), o processo de orientação da martensita é iniciado, resultando no crescimento de certas variantes martensíticas favoravelmente orientadas que crescem à custa de outras variantes menos favoráveis. O nível de tensão para orientação das variantes é bem abaixo da tensão de escoamento para deformação plástica da martensita. O processo de orientação é completado quando a tensão atinge o nível de tensão final (σ_f), que é caracterizado pelo fim do platô do gráfico tensão x deformação. O material é então elasticamente descarregado do ponto C até o ponto D e o estado martensítico orientado é mantido. Sob aquecimento na ausência de tensão, a transformação reversa é iniciada quando a temperatura alcança A_s (ponto E) e é completada na temperatura A_f (ponto F), acima da qual somente a fase austenítica existe, assim, na ausência de deformação plástica gerada durante o carregamento mecânico, a forma original da LMF é recuperada (ponto A).

O efeito memória de forma pode ser visualizado de forma simplificada com auxílio de uma tela de célula quadrada na Figura 10. Nessa figura têm-se uma tela

que se encontra originalmente na fase martensítica ($T < M_f$) sem a presença de qualquer carregamento mecânico ou deformação, após a posterior aplicação do carregamento mecânico, gerando assim uma deformação aparentemente permanente. Após a retirada do carregamento mecânico, a tela é aquecida a uma temperatura maior que a de término de formação da austenita ($T > A_f$), assim recuperando a forma original da tela e voltando às suas dimensões iniciais.

Figura 10 - Representação ilustrativa do efeito memória de forma em uma tela de LMF.



Fonte: Autoria Própria.

3.2.2 Superelasticidade (SE)

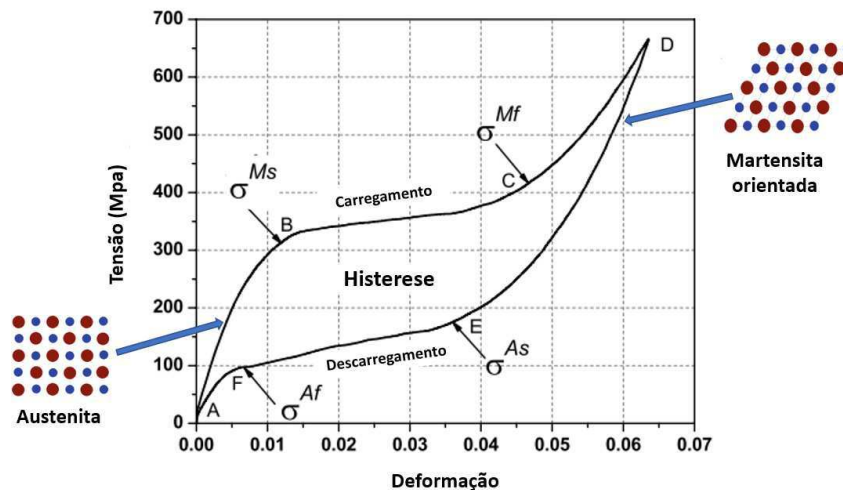
O comportamento superelástico, também conhecido por comportamento pseudoplástico, é associado com a transformação induzida por tensão, o qual leva à geração de deformação durante carregamento mecânico e subsequente recuperação desta deformação sob descarregamento (LAGOUDAS, 2008). A LMF apresenta comportamento superelástico em temperaturas acima da temperatura A_f , no qual quando a fase austenítica é sujeita a uma tensão mecânica se transforma em uma fase martensítica orientada (YaMAUCHI, OHKATA, TSUCHIYA, & MIYAZAKI, 2011). As LMF's apresentam a habilidade de recuperar grandes deformações, em torno de 8%, com histerese mecânica associada devido ao carregamento-descarregamento mecânico sob condições isotérmicas (RAO et al., 2015a).

Detalhadamente, assim como demonstrado na Figura 11, o material inicialmente (ponto A) na fase austenítica ($T > A_f$) é carregado mecanicamente até

alcançar a tensão crítica inicial de formação da martensita orientada (σ_{Ms}) (ponto B) finalizando a transformação quando é alcançada a tensão crítica final de formação da martensita orientada (σ_{Mf}) (ponto C), originando assim o platô de carregamento mecânico e constituindo um material totalmente martensítico. A aplicação de maiores carregamentos deformará elasticamente a martensita orientada até um determinado limite (ponto D). Da mesma forma durante o descarregamento, quando o material atingir a tensão crítica inicial de formação da austenita (σ_{As}) (ponto E), será iniciada a formação da fase austenítica até alcançar a tensão crítica final de formação da austenita (σ_{Af}) (ponto F), valor no qual todo o material estará na fase austenítica.

Ainda de acordo com a Figura 11, pode-se notar que o ciclo de carregamento e descarregamento mecânico percorrem diferentes caminhos, gerando assim uma histerese mecânica, o que pode ser interpretado como uma dissipação de energia mecânica. A região linear anterior ao platô de carregamento é correspondente ao módulo de elasticidade da austenita, enquanto que a região linear posterior ao platô de carregamento é correspondente ao módulo de elasticidade da martensita orientada.

Figura 11 - Curva ilustrativa de tensão-deformação de uma LMF em regime superelástico.

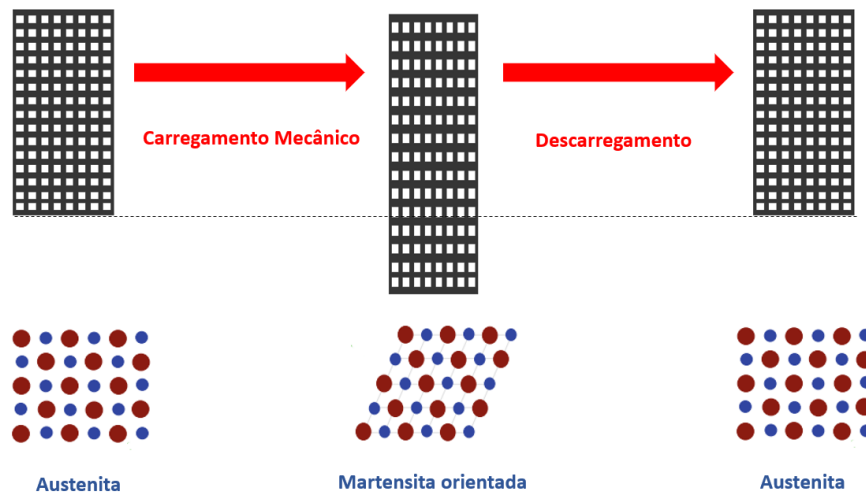


Fonte: Adaptado de Lagoudas, 2008.

O efeito superelástico pode ser visualizado de forma simplificada com auxílio de uma tela de malha quadrada na Figura 12. Na figura têm-se uma tela que se encontra inicialmente no estado austenítico ($T > A_f$) sem a aplicação de qualquer carregamento mecânico, a partir da aplicação de um determinado carregamento

mecânico, a estrutura em forma de tela será deformada e conseqüentemente se tornando martensítica orientada, com a posterior retirada do carregamento a deformação será recuperada e a tela retorna ao seu estado austenítico.

Figura 12 - Representação ilustrativa do efeito superelástico em uma tela de LMF.



Fonte: Autoria Própria.

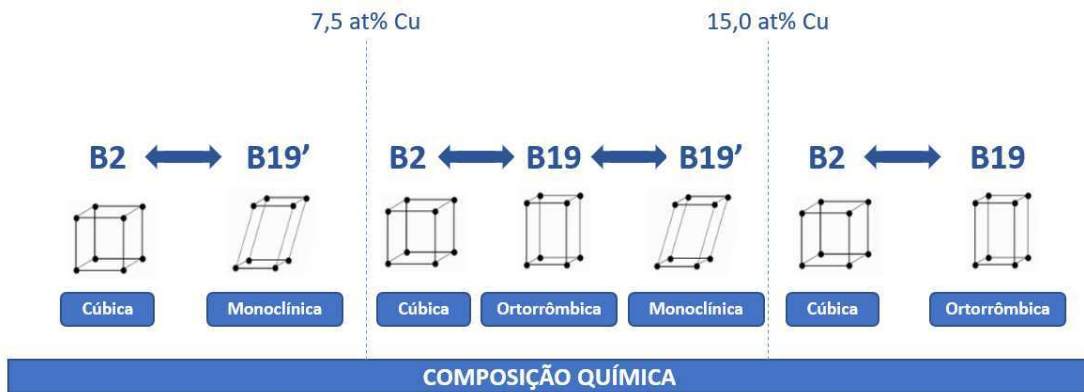
3.3 LMF Ni-Ti-Cu

Dentre as ligas com memória de forma mais conhecidas, as ligas do sistema Ni-Ti tem sido as mais estudadas e utilizadas em um alto número de aplicações comerciais (LAGOUDAS, 2008). Atualmente, mais do que 90% de todas as aplicações comerciais de memória de forma são baseadas em ligas binárias Ni-Ti ou ligas ternárias Ni-Ti-Cu, devido às suas excelentes propriedades estruturais e funcionais, permitindo deformações reversíveis de até 8%, adicionado a boa resistência ao desgaste, à corrosão e boas propriedades de biocompatibilidade apresentadas por tais materiais, fazendo-os candidatos bastante atrativos para várias aplicações médicas, tais como ferramentas cirúrgicas, *stents* ou fios ortodônticos (ELAHINIA, 2016). Comparado com ligas menos utilizadas, a cristalografia e a resposta termomecânica de ligas do sistema Ni-Ti são bem compreendidas, tais como os efeitos dos tratamentos térmicos e a variação das temperaturas de transformação com as mudanças na composição (LAGOUDAS, 2008).

A adição de cobre (Cu) substituindo o níquel (Ni) em ligas do sistema Ni-Ti para formar a liga ternária Ni-Ti-Cu gera uma liga com propriedades únicas, principalmente quanto à histerese da LMF. A primeira grande diferença das ligas Ni-Ti-Cu das ligas Ni-Ti é que a fase R intermediária não ocorre (DE ARAÚJO, SILVA, SILVA, & GONZALEZ, 2011). Além disso, a adição de Cu no sistema Ni-Ti tem a capacidade de reduzir a sensibilidade composicional nas temperaturas de transformação martensítica (NAM, SABURI, & SHIMIZU, 1990), ou seja, grandes alterações na composição química da LMF Ni-Ti-Cu geram uma pequena alteração nas temperaturas de transformação. A adição de Cu também reduz a histerese mecânica e térmica (LAGOUDAS, 2008), além de prevenir a formação de precipitados (NAM et al., 1990), como por exemplo Ti_3Ni_4 .

Estudos referentes ao comportamento das transformações de fase da liga Ni-Ti-Cu mostraram que o tipo de transformação está relacionado à composição da liga, mais precisamente ao teor de Cu presente na liga. Teores de Cu abaixo de 7,5 at% ocasionam uma transformação direta em dois estágios, partindo de uma estrutura cúbica (B2), característica da fase austenítica, para uma estrutura monoclinica (B19') (FABREGAT-SANJUAN, GISPERT-GUIRADO, FERRANDO & DE LA FLOR, 2018). Já com teores de Cu entre 7,5 e 15,0 at%, o material sofrerá uma transformação direta em três estágios, sendo a primeira de uma estrutura cúbica (B2) para uma estrutura ortorrômbica (B19) e em seguida para uma estrutura monoclinica (B19') (LO, WU, & HORNG, 1993). Por fim, para teores de Cu superiores a 15,0 at%, o material sofrerá uma transformação direta em dois estágios da estrutura cúbica (B2) para uma estrutura ortorrômbica (B19). É importante ressaltar que a adição de Cu acima de 10,0 at% torna o material extremamente frágil e com trabalhabilidade mecânica muito reduzida. A Figura 13 ilustra a transformação de fase do Ni-Ti-Cu de acordo com a composição química.

Figura 13 - Ilustração da relação entre o teor de Cu e as estruturas formadas na transformação de fase.



Fonte: Autoria Própria.

De Araújo et al. (2011) realizaram um estudo comparativo das propriedades físicas e funcionais entre as LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu processadas através da fusão por plasma e posterior injeção em molde metálico. As propriedades funcionais analisadas naquele estudo envolvem a resposta do material sob ciclagem térmica e a capacidade de geração de força em função da temperatura, além das propriedades mecânicas e micro dureza de ambas as ligas. Seguindo tal linha, Dilibal & Adanir (2013) também realizaram uma comparação entre as LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu a partir da caracterização térmica e análise microestrutural dos materiais, focando nos efeitos da adição de Cu nas propriedades térmicas apresentadas por tais materiais.

Nam et al. (1990) descreveram a dependência do teor de Cu nas características de memória de forma na LMF Ni-Ti-Cu, tais como as temperaturas, deformação e histerese de transformação. No referido trabalho, os autores analisaram termomecânicamente diversas composições da LMF Ni-Ti-Cu sendo todas fabricadas pelo método de fusão por indução a vácuo. Gil & Planell (1999) trataram do efeitos ocasionados pela adição de Cu no comportamento superelástico da LMF Ni-Ti para aplicações ortodônticas e concluíram que a adição do elemento Cu na LMF Ni-Ti gera uma grande estabilidade nas temperaturas de transformação e na força aplicada.

Visando analisar os efeitos puramente térmicos apresentados pela LMF Ni-Ti-Cu, Nespoli, Villa, & Besseghini (2011) realizaram a caracterização térmica da transformação martensítica de diversas LMF Ni-Ti-Cu, variando apenas o teor de Cu na liga. Foram feitas medições de resistividade elétrica (RET) e de calorimetria

exploratória diferencial (DSC) sob condições livre da aplicação de carregamento mecânico.

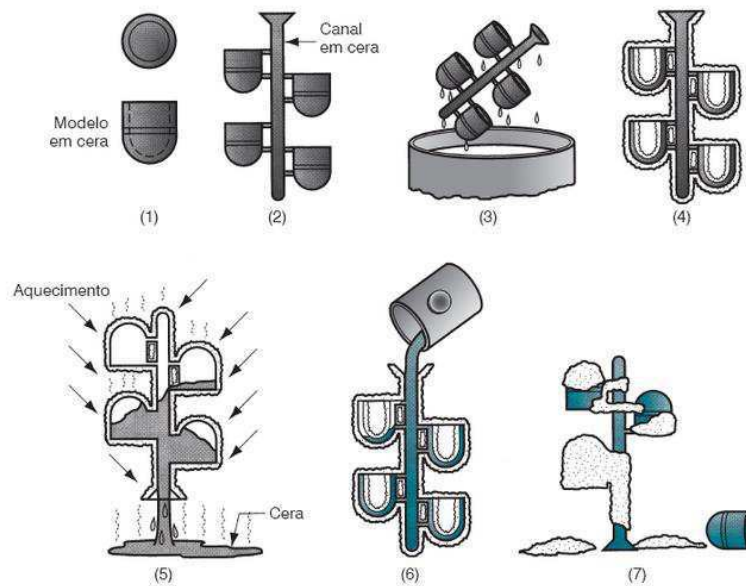
Os resultados apresentados por tais trabalhos permitiram o maior entendimento da LMF Ni-Ti-Cu a partir dos efeitos da adição do Cu no sistema Ni-Ti, podendo-se observar o comportamento térmico e mecânico de tal material sob diversas condições de análise.

3.4 FUNDIÇÃO DE PRECISÃO

O processo de fundição de precisão, também conhecido como microfusão ou fundição por cera perdida (KIMINAMI, DE CASTRO, & DE OLIVEIRA, 2013) utiliza um molde obtido pelo revestimento de um modelo consumível com uma pasta ou argamassa refratária que endurece à temperatura ambiente ou mediante um adequado aquecimento (CHIAVERINI, 1986). A argamassa refratária utilizada é também conhecida como revestimento cerâmico e quando ele é endurecido espontaneamente após o tempo de cura, o modelo da peça desejada é consumido ou inutilizado no interior do revestimento com aquecimento a temperaturas pré-definidas.

Um molde precisa ser confeccionado para cada peça fundida fabricada. Entretanto, em operações de elevada produção, vários modelos são fixados num canal, também feito em cera para formar uma *árvore-modelo* (GROOVER, 2018), visto que geralmente o molde deve ser quebrado para a retirada da peça. A Figura 14 ilustra as etapas geralmente seguidas na fundição de precisão.

Figura 14 - Ilustração das etapas da fundição de precisão.



Fonte: GROOVER, 2018.

Os processos para a fundição de precisão foram simplificados em 7 etapas, consistindo em:

- (1) Confeção dos modelos das peças desejadas em cera;
- (2) Fixação dos modelos produzidos em cera num canal também produzido em cera para formar uma árvore-modelo;
- (3) A árvore-modelo é coberta por uma camada de revestimento cerâmico;
- (4) Após a aplicação de diversas camadas de revestimento cerâmico, o molde é formado com uma rigidez suficientemente alta;
- (5) O molde é aquecido em temperaturas pré-definidas para fundir a cera no seu interior e permitir que ela esorra para fora do molde, permitindo a formação da cavidade;
- (6) O metal fundido é vazado no interior do molde, escoando no seu interior e preenchendo todo os vazios deixados pelo escoamento da cera;
- (7) O molde é separado da peça fundida e após a retirada de todo revestimento cerâmico, as peças são separadas do canal.

A etapa de remoção completa do revestimento cerâmico da superfície da peça se mostra bastante complexo e constituído de longos períodos, insalubres, perigosos e por vezes, onerosos, no qual podem ser utilizados jateamento, vibração mecânica ou banho químico (CHIAVERINI, 1986). Após a retirada do revestimento cerâmico, as

peças fundidas podem ser submetidas a operações subseqüentes, dentre tais pode-se citar tratamento térmico, usinagem, acabamento superficial, inspeção, ensaios não destrutivos e tratamentos químicos, com o objetivo de aprimorar as diversas propriedades apresentadas pelos materiais pós fundição.

De acordo com Kiminami et al (2013) e Groover (2018) as principais vantagens para a utilização da fundição de precisão, são: (1) Possibilidade da produção de peças de grande complexidade; (2) Alto controle dimensional; (3) Bom acabamento superficial, de acordo com o acabamento do modelo em cera; (4) Todos os tipos de metais, incluindo aços e outras ligas resistentes a altas temperaturas, podem ser fundidos por esse processo; (5) As peças podem ser produzidas praticamente acabadas, necessitando de pouca ou nenhuma usinagem posterior; (6) Tal processo permite um controle rigoroso da microestrutura do material final; (7) O processo pode adotar fusão sob atmosfera protetora ou sob vácuo, permitindo a fundição de ligas que são reativas na presença de oxigênio.

Entretanto, segundo Chiaverini (1986), o processo de fundição de precisão apresenta algumas desvantagens sendo suas principais limitações as dimensões e o peso de fundição limitados. Recomenda-se esse processo para sdo fundições com peças de até 5 kg pois o investimento para peças maiores do que 5 kg, geralmente, é muito elevado.

3.5 CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL DE LMF

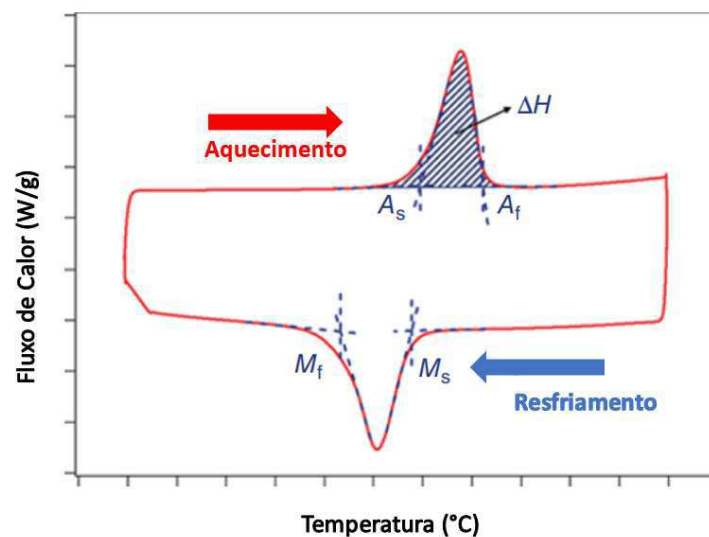
A caracterização da microestrutura e do comportamento de memória de forma de LMF é uma parte essencial do entendimento do comportamento destes materiais (ELAHINIA, 2016), pois fornece uma demonstração qualitativa das características comportamentais do material e ainda assim, permite a investigação de propriedades quantitativas do mesmo (LAGOUDAS, 2008). De acordo ao que foi descrito nas seções anteriores, as LMF apresentam propriedades distintas em diferentes temperaturas e assim, para quantificar tais propriedades são utilizadas técnicas térmicas e termomecânicas.

3.5.1 Técnicas térmicas

Dentre as técnicas térmicas, se destaca a Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC).

DSC é a técnica mais conhecida para determinar o calor latente, entalpia e as temperaturas de transformação (ASTM F-2004, 2017) dos materiais. O princípio básico da operação do DSC é a medição da taxa na qual a energia calorífica é fornecida para a amostra em comparação ao material de referência mantendo uma razão constante de aquecimento (LAGOUDAS, 2008). As temperaturas de transformação e a entalpia podem ser determinadas a partir dos gráficos gerados de acordo com as medições obtidas pelo equipamento, sendo ilustrado um exemplo de resultado na Figura 15.

Figura 15 - Ilustração do resultado de DSC e o método de análise.



Fonte: Adaptado de Elahinia, 2016.

No gráfico de calorimetria, as transformações de fase são representadas como picos e a área sob esses picos, região hachurada na Figura 15, indica a energia de transformação, seja na sua forma exotérmica ou na sua forma endotérmica.

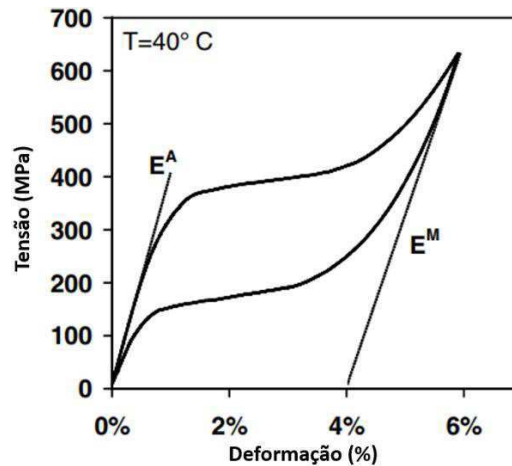
3.5.2 Técnicas termomecânicas

Como visto anteriormente, os métodos térmicos fornecem informações úteis sobre as temperaturas de transformação, entretanto não fornecem qualquer informação a respeito das propriedades de memória de forma tais como: deformação de transformação e tensão crítica de transformação (ELAHINIA, 2016). Assim, se mostra necessária a realização de ensaios termomecânicos para quantificar a mudança de forma em termos de tensão e deformação durante a transformação de fase.

A maioria dos ensaios termomecânicos realizados em LMF's envolvem carregamentos axiais de tração (LAGOUDAS, 2008), podendo ainda contemplar métodos de ensaio bem específicos para tais materiais, como a ciclagem térmica sob aplicação de tensão constante e ciclagem do carregamento sob temperatura constante. Os ensaios citados têm como objetivo determinar as temperaturas de transformação com respeito à tensão aplicada, quantificar a deformação recuperável e não recuperável, além de determinar as histereses mecânica e térmica (ELAHINIA, 2016).

Analisando as propriedades termoelásticas das LMF e assumindo que tais materiais são isotrópicos, pode-se dizer que a rigidez elástica pode ser representada pelo módulo de Young da referida estrutura. Caso o material se encontre em temperaturas abaixo de M_f ou sob aplicação de tensão acima da tensão crítica de transformação, a rigidez do material estará relacionada com o módulo de Young da martensita (E^M). Analogamente, caso o material se encontre em temperaturas acima de A_f , a rigidez do material estará relacionada com o módulo de Young da austenita (E^A). A Figura 16 demonstra o módulo de elasticidade tanto da austenita quanto da martensita em uma curva tensão-deformação.

Figura 16 - Exemplo de curva tensão x deformação do efeito superelástico.

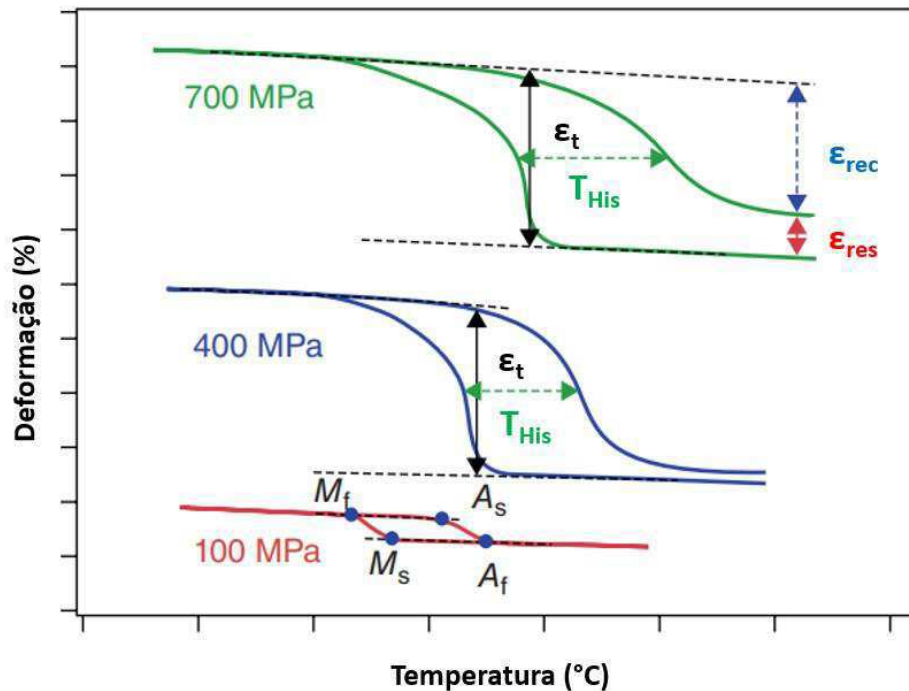


Fonte: Adaptado de Lagoudas, 2008.

Embora o método apresentado na Figura 16 seja comumente utilizado, pela sua simplicidade, em definir o módulo de Young das distintas estruturas apresentadas pela LMf, ele não é o mais correto. Isto porque o módulo de Young é uma propriedade puramente elástica, e quando existem outros fenômenos de deformação, como transformação de fase ou plasticidade, a medição do módulo de Young não é tão precisa. Uma técnica mais apropriada para se medir o módulo de Young seria o DMA – *Dynamic-Mechanical Analyzer*.

Para a análise do efeito memória de forma é utilizado um método de ensaio que consiste na aplicação de um determinado carregamento constante e varia-se a temperatura, medindo-se assim a variação de deformação sofrida pelo material em função da variação de temperatura. Em tal método de ensaio, podem ser medidas as temperaturas de transformação, além da deformação do material, seja ela recuperável ou residual. A Figura 17 demonstra alguns exemplos de curvas deformação-temperatura sob aplicação de diferentes carregamentos.

Figura 17 - Demonstração do efeito memória de forma sob aplicação de carregamento mecânico.



Fonte: Adaptado de Elahinia, 2016.

De acordo com a Figura 17, o comportamento da LMF será diferente sob carregamentos mecânicos distintos, no qual quanto maior for a tensão aplicada, maior será a deformação total (ϵ_t) resultante na ciclagem térmica. Como consequência da maior deformação total (ϵ_t), maior também será a deformação recuperável (ϵ_{rec}) até um determinado limite e maior será a deformação residual (ϵ_{res}) quando se ultrapassa o limite da ϵ_{rec} . Em outras palavras, ϵ_t será o somatório de ϵ_{rec} e ϵ_{res} , destacando que ϵ_{res} caracteriza-se por ser a deformação plástica e/ou martensita orientada remanescente. O aquecimento e o resfriamento percorrem caminhos distintos, demonstrando assim uma histerese térmica (T_{His}) que representa a dissipação de energia na forma de calor.

Como dito anteriormente, a curva deformação-temperatura pode ser utilizada para determinar as temperaturas de transformação da LMF sob aplicação de carregamento, tal como demonstrado na curva a 100 MPa, porém nota-se que, com a aplicação de diferentes carregamentos, as temperaturas de transformação sofrem alterações, ou seja, são dependentes do carregamento aplicado.

Além da realização convencional dos ensaios termomecânicos, existem equipamentos que auxiliam e aumentam a precisão na medição dos ensaios, como

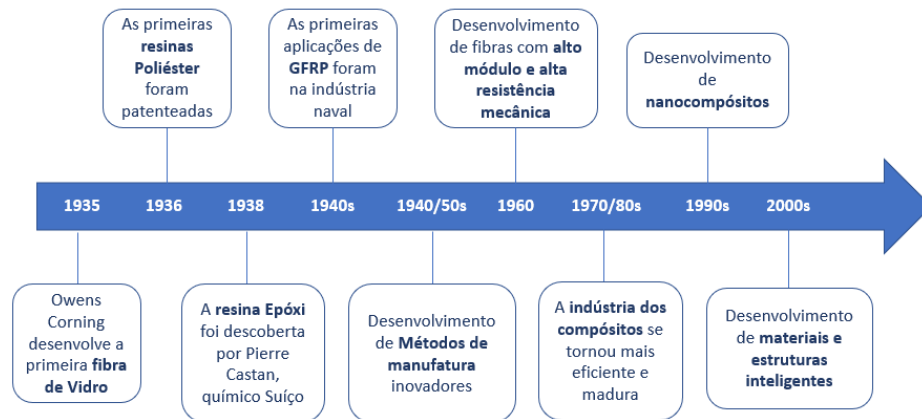
no caso de medições sem contato, por vídeo ou extensômetro a laser, utilizados para medir a deformação durante o ensaio. Em particular, os vídeo extensômetros são de grande utilidade para testar amostras de alta complexidade e quando se têm a necessidade de medição da deformação em duas direções: na direção de carregamento e na direção transversal ao carregamento.

3.6 MATERIAIS COMPÓSITOS

3.6.1 Contexto Histórico

Os materiais compósitos passaram a ser considerados uma classe de materiais, distinta das demais, na metade do século XX, a partir do amplo desenvolvimento e fabricação dos mais diversos compósitos multifásicos, principalmente os materiais poliméricos reforçados com fibras de vidro. Mesmo com a consideração dos materiais compósitos como sendo uma classe de materiais relativamente nova, a ideia de combinar intimamente diferentes tipos de materiais é aparentemente tão antiga quanto a civilização, como no caso dos antigos egípcios que utilizavam em todas as suas construções urbanas um tipo de tijolo construído por barro reforçado por palha vegetal picotada (MENDONÇA, 2005). O surgimento dos materiais compósitos modernos se deu com o desenvolvimento de polímeros sintéticos, particularmente com as resinas termofixas, tais como as resinas epóxi, fenólicas e poliéster e maiores desenvolvimentos se deram com o advento de fibras de alta performance (AKAY, 2015), como as fibras de vidro e posteriormente, as fibras de carbono. A Figura 18 ilustra uma linha do tempo descrevendo os principais pontos históricos no desenvolvimento dos materiais compósitos modernos.

Figura 18 - Linha do tempo do desenvolvimento dos materiais compósitos modernos.



Fonte: Autoria própria.

De acordo com a Figura 18, os materiais compósitos em sua fase moderna tiveram um grande desenvolvimento na década de 1930, primeiramente com a descoberta da primeira fibra de vidro por Owens Corning e nos anos seguintes com o desenvolvimento das resinas Poliéster e Epóxi. Na década de 1940 houveram as primeiras aplicações de compósitos poliméricos reforçados por fibra de vidro na indústria naval, sendo, segundo Akay (2015), a fibra de vidro o componente de maior importância até hoje na fabricação de barcos e navios. Mais precisamente em 1942 houve um grande avanço no desenvolvimento de novos tipos e métodos de fabricação de materiais compósitos, tais como a produção de *prepeg* de fibra de vidro e desenvolvimento do *filamento winding*.

O final da década de 1940 e durante a década de 1950 houve o desenvolvimento de métodos de manufaturas inovadores, dentre tais houve o desenvolvimento da Pultrusão, moldagem for infusão a vácuo e *filament winding* de alta escala. Em 1960 houve o desenvolvimento de fibras de vidro, denominada *s-glass*, e fibras de boro de alta resistência e alto módulo, ampliando as possibilidades de aplicação dos materiais compósitos para estruturas de alta resistência mecânica.

Já entre as décadas de 1970 e 1980, a indústria dos materiais compósitos se tornou mais madura e eficiente quanto à fabricação, desenvolvendo assim melhores resinas plásticas e melhorando as propriedades mecânicas das fibras utilizadas como reforço, aumentando a gama de aplicações do âmbito da construção civil enquanto as demandas militares e aeroespaciais reduziram significativamente. Segundo Akay

(2015) foi nesse período que os setores de esportes e lazer se tornaram mercados bastante significativos para a aplicação de materiais compósitos. A década de 1990 foi marcada pelo início do desenvolvimento de nanocompósitos através da miniaturização e mistura de componentes orgânicos e inorgânicos em escala molecular. No início dos anos 2000 se iniciou o desenvolvimento de materiais e estruturas inteligentes, classe de materiais que está em alta até os dias de hoje, com a inserção de materiais com memória de forma em materiais compósitos poliméricos, tornando-os, em muitos casos, materiais multifuncionais.

3.6.2 CONCEITOS E DEFINIÇÕES

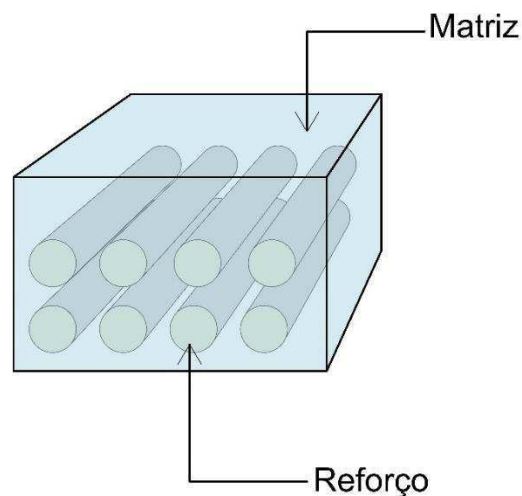
Os materiais compósitos são geralmente empregados como materiais estruturais, possuindo muitas propriedades físicas e químicas relevantes, sendo pelo menos duas delas de principal importância. As principais características que devem ser analisadas em materiais estruturais são a rigidez e a resistência mecânica, relacionada com a habilidade de manter as formas e dimensões sob carregamento mecânico ou outra ação externa qualquer (VASILIEV & MOROZOV, 2007).

Geralmente define-se os materiais compósitos como uma mistura de dois ou mais componentes de fase distintas, originando assim um terceiro material com propriedades melhoradas. Porém, tal definição se mostra superficial e incompleta, visto que segundo Callister Jr & Rethwisch (2012), um compósito pode ser considerado como qualquer material multifásico que exibe uma proporção significativa das propriedades de ambas as fases constituintes, tal que é obtida uma melhor combinação de propriedades. Uma outra definição é dada por Mendonça (2005), dizendo que um material composto é um conjunto de dois ou mais materiais diferentes, combinados em escala macroscópica para funcionarem como uma unidade, visando obter um conjunto de propriedades que nenhum dos componentes individualmente apresenta. A ASTM D3878 (2007) descreve uma definição mais técnica, dizendo que o material compósito consiste da mistura de dois ou mais materiais, insolúveis entre si, no qual são combinados para formar um material de engenharia útil possuindo certas propriedades que os seus constituintes não possuem.

Em suma, um compósito é um material multifásico feito artificialmente, que apresenta as fases constituintes quimicamente diferentes e são separadas por uma interface (CALLISTER JR & RETHWISCH, 2012). A distinção entre materiais compósitos e ligas é justamente a escala da mistura, em materiais compósitos a escala da mistura é macroscópica, enquanto que em ligas a escala é atômica, como no caso da mistura entre ferro e manganês para haver a formação do aço.

Os materiais compósitos consistem basicamente em uma mistura de um material de reforço ou fase dispersa, com outro material compatível que serve de união, comumente conhecido como matriz. Tal grupo de materiais compósitos é conhecido por “materiais reforçados”, sendo longas e finas fibras, que possuem alta resistência e rigidez mecânicas, os componentes básicos na formação destes materiais (VASILIEV & MOROZOV, 2007). A Figura 19 ilustra a disposição dos constituintes de um material compósito reforçado.

Figura 19 - Ilustração da disposição dos constituintes de um material compósito reforçado.



Fonte: Autoria Própria.

O reforço, também chamado de fase dispersa, fornece propriedades mecânicas como rigidez, resistência à tração, resistência ao cisalhamento, dentre outras, aos materiais compósitos. A matriz tem como função distribuir as fibras homogeneamente no volume, transmitir o carregamento aplicado externamente entre as fibras, proteger as fibras contra ambientes corrosivos, manter as fibras juntas em uma organização desejada e fornecer bom acabamento superficial ao produto. Segundo Gay, Hoa, & Tsai (2003), uma terceira fase é formada na interface entre as fibras e a matriz, sendo

criada durante o processamento do material compósito e apresentando uma grande influência nas propriedades mecânicas do material compósito.

Segundo Hull (1995), as principais vantagens dos materiais compósitos estão relacionadas com suas propriedades específicas, principalmente considerando o módulo de elasticidade específico (módulo por unidade de peso) e resistência mecânica específica (resistência mecânica por unidade de peso). Na aplicação de projetos estruturais, alto módulo específico e alta resistência específica dos materiais compósitos significa que o peso dos componentes pode ser reduzido em comparação com materiais de propriedades específicas inferiores, sendo justamente por conta das propriedades mecânicas específicas dos materiais compósitos que Deborah (2010) conclui que tais materiais satisfazem as necessidades tecnológicas relacionadas às indústrias aeroespacial, automobilística, eletrônica, construção civil, geração de energia, biomédica, dentre outras. Por esses motivos, os materiais compósitos constituem a classe de materiais de engenharia de maior comercialização atualmente. A Tabela 01 demonstra algumas vantagens e desvantagens dos materiais compósitos de uma forma geral, além das descritas anteriormente.

Tabela 1 - Vantagens e desvantagens dos materiais compósitos.

Vantagens	Desvantagens
Baixa Densidade	Grande variação de propriedades
Boa resistência a fadiga	Sensibilidade ao processo de fabricação
Boa resistência a fluência	Análise de alta complexidade
Boa resistência ao desgaste	Fratura e sensibilidade ao dano
Alta resistência química	Reparação complexa
Amortecimento de vibrações	Material de difícil descarte
Estabilidade térmica	Alto custo de fabricação

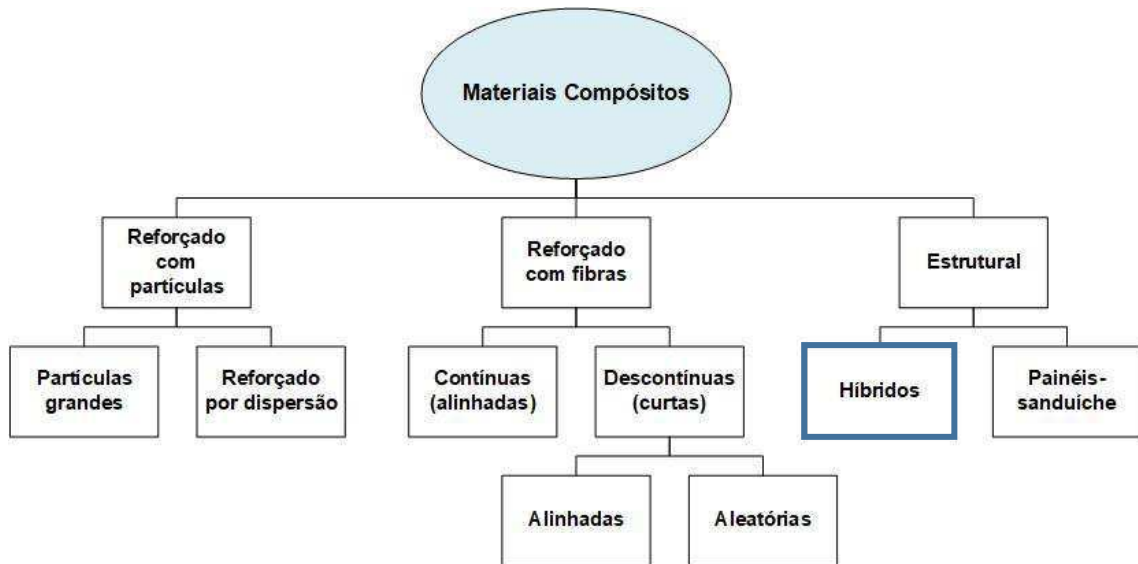
Fonte: Adaptado de Miranda, 2015.

3.6.3 Classificação dos Materiais compósitos

A direção e a geometria do reforço influenciam de forma substancial o desempenho dos materiais compósitos, gerando assim uma classificação no que se refere às características dos reforços e a sua eventual atuação no interior do material. De uma forma geral, os compósitos podem ser classificados de acordo com o reforço

em: compósitos reforçados com partículas, compósitos reforçados com fibras e os compósitos estruturais, havendo também subclassificações em cada uma dessas divisões. A Figura 20 esquematiza a classificação dos vários tipos de compósitos.

Figura 20 - Esquematização da classificação dos materiais compósitos.



Fonte: Adaptado de Callister Jr & Rethwisch, 2012.

Segundo Callister Jr & Rethwisch (2012) o reforço nos compósitos reforçados com partículas é equiaxial, ou seja, as dimensões das partículas são aproximadamente as mesmas em todas as direções gerando assim um material de características isotrópicas. Nos compósitos reforçados com fibras, o reforço apresenta uma geometria de uma fibra no qual é definida como uma relação relativamente grande entre o comprimento e o diâmetro, ou seja, o comprimento do elemento é muitas vezes maior do que o diâmetro e, dependendo da orientação das mesmas, o sistema é anisotrópico. Os compósitos estruturais são anisotrópicos e constituídos pela combinações de materiais distintos, em geral materiais compósitos com materiais homogêneos, como no caso de painéis-sanduiche para uso aeronáutico que combinam placas de material compósito polimérico reforçado por fibras de carbono com chapas de alumínio aeronáutico.

Os compósitos poliméricos reforçados por fibras são os tipos de material compósito mais importante na aplicação estrutural devido à sua alta resistência e/ou rigidez em relação ao peso. De acordo com a Figura 20, os compósitos reforçados por fibras são subclassificados de acordo com o comprimento das fibras. Analisando os compósitos reforçados por fibras descontínuas, as fibras são demasiadamente curtas

para produzir uma melhora significativa na resistência mecânica, enquanto que as fibras contínuas apresentam uma área de contato com a matriz muito maior, gerando assim uma melhora realmente significativa na resistência mecânica do material compósito como um todo, particularmente se orientadas e testadas na direção longitudinal do reforço.

Os compósitos estruturais são os materiais compósitos que relacionados com outros tipos de materiais, geralmente materiais homogêneos, geram materiais de excelentes propriedades estruturais, apresentando geralmente baixo peso específico com altas propriedades mecânicas. Dentre os compósitos estruturais, encontra-se os compósitos híbridos, classe de materiais relativamente nova que se caracteriza por utilizar dois ou mais tipos de fibras diferentes em uma única matriz. Segundo Callister Jr & Rethwisch (2012) os híbridos apresentam melhor combinação geral de propriedades que os compósitos que contêm apenas um único tipo de fibra. Além de fibras, pode-se utilizar como reforço em materiais compósitos híbridos elementos metálicos de diversas geometrias que permitam agregar melhores propriedades mecânicas no material final, porém para que seja considerado um material híbrido, os materiais dos reforços devem ser distintos.

Os dois ou mais reforços distintos podem ser combinados de diversas maneiras, o que segundo Callister Jr & Rethwisch (2012) afetará significativamente as propriedades gerais finais. Devido às inúmeras combinações realizadas, os materiais compósitos híbridos são geralmente considerados anisotrópicos. Ainda segundo Callister Jr & Rethwisch (2012), quando os compósitos híbridos são tensionados em tração, geralmente a falha é não catastrófica, ou seja, não ocorre repentinamente.

3.6.4 Materiais Compósitos poliméricos reforçados por fibras (GFRP – *Glass Fiber Reinforced Polymer*)

Materiais compósitos poliméricos reforçados por fibras (GFRP) consistem em materiais reforçados por fibras de vidro que apresentam alto módulo de elasticidade e alta resistência, embebidos em uma matriz menos resistente e com interfaces distintas entre tais. Dessa forma, tanto as fibras quanto as matrizes mantêm suas propriedades físicas e químicas (MALLICK, 2007).

É possível utilizar reforços de fibra de vidro unidirecionais no GFRP, porém a utilização de reforços em forma de fibras Bi- ou multidirecionais produz um conjunto de propriedades mais balanceado em diferentes direções. Segundo Mallick (2007), as propriedades longitudinais de compósitos reforçados por fibras multidirecionais são menores do que as propriedades longitudinais de compósitos unidirecionais, porém mesmo assim ainda apresentam uma vantagem considerável quando comparado as propriedades específicas a metais estruturais comuns utilizados na engenharia. Contudo a natureza anisotrópica dos GFRP permite a configuração do reforço da forma desejada de modo a obter compósitos com propriedades mecânicas de acordo com os requisitos do projeto.

Geralmente os GFRP são bastante frágeis, o que pode ser observado em curvas tensão x deformação a partir da aplicação de carregamento de tração, no qual a curva apresenta um comportamento quase que completamente linear-elástico antes da fratura do material. Contudo, segundo Mallick (2007), a natureza heterogênea destes materiais fornece mecanismos para absorção de energia em uma escala microscópica, que pode ser comparado ao processo de escoamento, tal efeito proveniente da natureza heterogênea do GFRP está relacionado com a alta capacidade de amortecimento de tais materiais, podendo ser interessante para aplicações automobilísticas e aeronáuticas.

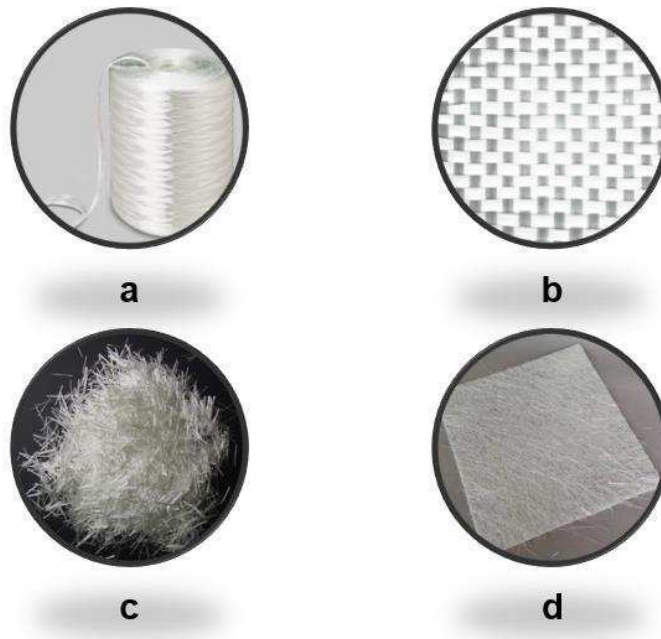
3.6.4.1 A Fase Fibra

As fibras consistem em centenas ou até milhares de filamentos, no qual cada filamento têm um diâmetro médio entre 5 e 15 micrometros, permitindo que elas sejam produzidas utilizando máquinas têxteis. Segundo Akay (2015), a classificação de fibras pode ser feita em termos do comprimento da fibra e seu alinhamento: Os sistemas compósitos com fibras descontínuas incluem fibras curtas (comprimento $< 7,5$ mm), fibras longas (comprimento $\geq 7,5$ mm) e mantas que apresentam fibras cortadas aleatoriamente com comprimento entre 25 e 50 mm, já os sistemas compósitos com fibras contínuas incluem fibras longas alinhadas unidirecionalmente, tecidos bidirecionais, além das misturas entre fibras alinhadas unidirecionalmente e tecidos bidirecionais.

A forma básica comercial das fibras contínuas são fios, sendo caracterizado por um conjunto de filamentos paralelos entre si, já um “roving” é um conjunto de fios paralelos sem torção enrolados em uma embalagem de forma cilíndrica, sendo geralmente utilizada em operações de moldagem contínua, tais como *filament winding* e pultrusão. “Chopped strands” ou fios cortados são produzidos pela operação de corte de fios contínuos em comprimentos curtos, no qual segundo Mallick (2007), a habilidade dos filamentos individuais se manterem juntos durante e após o processo de corte depende principalmente do tipo das fibras e da quantidade de filamentos no fio. Os fios cortados podem ser utilizados na sua forma dispersa ou na sua forma aglomerada, também conhecida como manta de fibras.

As fibras são também disponíveis na forma de tecidos bidirecionais, caracterizadas por malhas grosseiras compostas por mechas ou “rovings” contínuas tecidas em duas direções mutuamente perpendiculares (quando tramados), fornecendo assim propriedades idênticas nas duas direções planares, caracterizando o material como sendo ortotrópico. A Figura 21 exemplifica cada tipo de fibra descrito anteriormente, a fim de exemplificação todas as formas são de fibra de vidro.

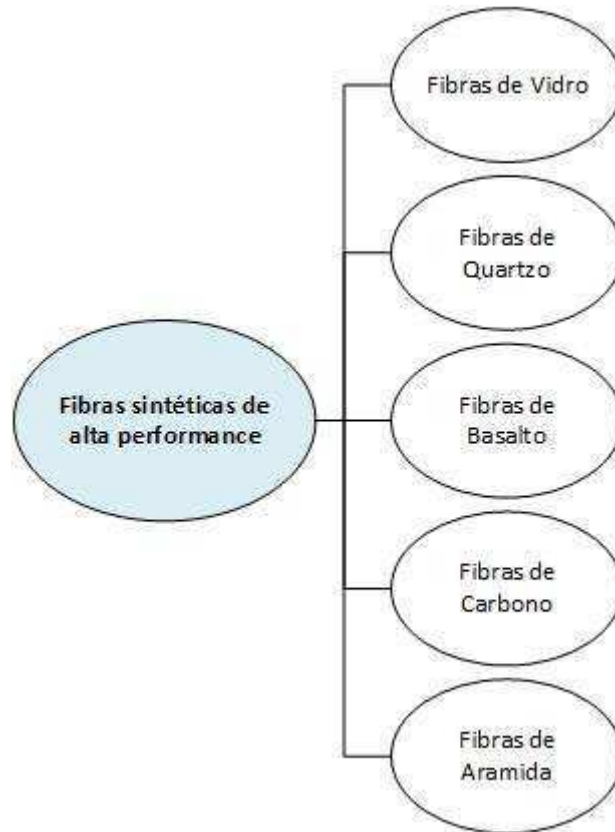
Figura 21 - Formas das fibras disponibilizadas comercialmente, a) Roving contínuo, b) Tecido bidirecional, c) Fios cortados dispersos, d) Manta de fibras.



Fonte: Autoria Própria.

A Figura 22 esquematiza as principais fibras sintéticas de alta performance produzidas e conseqüentemente são as mais utilizadas em materiais compósitos estruturais.

Figura 22 - Principais fibras sintéticas de alta performance.



Fonte: Autoria Própria.

As fibras de vidro são os reforços fibrosos mais utilizados em materiais compósitos de matriz polimérica, segundo Mallick (2007), as principais vantagens das fibras de vidro são seu baixo custo, alta resistência a tração e em alguns tipos, alta resistência química. Já as desvantagens encontradas em tais fibras são: baixo módulo de elasticidade e alta densidade em comparação com outros tipos de fibras sintéticas comerciais, além da sensibilidade a abrasão, baixa resistência a fadiga e alta dureza, fazendo com que o compósito que utiliza tais fibras tenha características frágeis nas suas propriedades.

As fibras de vidro são produzidas por extrusão de vidro fundido através de feiras a 1200 °C, seguido de passos de trefilação para alcançar o diâmetro desejado (AKAY, 2015). O vidro fundido para a fabricação das fibras de vidro é constituído por sílica fundida com diversos tipos de óxidos, sendo que a utilização desses óxidos

define o tipo de fibra de vidro fabricada. Existem três tipos de fibras de vidro amplamente utilizadas comercialmente, que são: fibras de vidro tipo E formada pela adição de alumina e silicato de boro, fibras de vidro tipo S formada pela adição de silicato de boro e magnésio e fibras de vidro tipo C formada pela adição de silicato de boro e sódio.

Segundo Hull (1995), as fibras de vidro tipo E são as fibras mais utilizadas devido a sua boa trabalhabilidade, boa resistência mecânica, boa rigidez, além de propriedades elétricas destacadas. As fibras de vidro do tipo C se destacam pela maior resistência a corrosão química em comparação às do tipo E, porém são mais caras e apresentam menores propriedades de resistência. Segundo Mallick (2007), as fibras de vidro do tipo S foram originalmente desenvolvidas para componentes aeronáuticos e carcaças de mísseis e, apesar de apresentarem a maior resistência à tração dentre todas as fibras de vidro, as diferenças de composição e os maiores custos de manufatura as tornam dispendiosas para aplicações estruturais.

3.6.4.2 A Fase Matriz

Conforme visto nos tópicos anteriores, a fase matriz tem diversas funções de suma importância, sendo as principais: manter as fibras na posição e na orientação desejada, transferência de tensão entre as fibras, fornecer uma barreira protetora contra o meio externo, além de proteger a superfície das fibras de degradação mecânica por abrasão. Apesar das diversas funções apresentadas pela matriz no interior do material compósito, Segundo Callister Jr & Rethwisch (2012), é tal fase que determina a temperatura máxima de serviço, uma vez que ela normalmente amolece, funde ou degrada em uma temperatura muito mais baixa que a fibra de reforço. Diante de todos os fatores descritos anteriormente, Mallick (2007) cita que a qualidade de fabricação e os defeitos presentes no material compósito depende fortemente da qualidade e das características da matriz e das condições e tipo de processamento.

Existem basicamente dois tipos de matrizes poliméricas, as resinas termoplásticas e as resinas termofixas. Segundo Mallick (2007), as resinas termoplásticas se caracterizam por serem moléculas individuais que não são quimicamente unidas, elas são mantidas nas suas posições por ligações secundárias

fracas ou forças intermoleculares, como as ligações de Van der Waals e ligações de hidrogênio. Com aplicação de calor as ligações secundárias do polímero termoplástico sólido podem ser temporariamente quebradas e as moléculas podem se mover entre si ou até fluir para uma nova configuração se houver aplicação de tensões para que tal evento ocorra, com uma posterior redução de temperatura as moléculas podem ser resfriadas na sua nova configuração e as ligações secundárias são restauradas, resultando em uma nova forma sólida. De forma geral, um polímero termoplástico, como o polipropileno e as poliamidas, pode ser amolecido pelo calor, fundido e remoldado quantas vezes se desejar (GAY et al., 2003). Segundo Aranha (2017), tais resinas se destacam por possuírem boas características mecânicas como elevada tenacidade e baixa densidade.

As resinas termofixas, por outro lado, apresentam suas moléculas unidas quimicamente por ligações cruzadas, formando uma estrutura em rede tridimensional e bastante rígida. As ligações cruzadas são formadas durante a reação de polimerização da resina termofixa, também conhecida como reação de cura. Dessa forma, o polímero termofixo não pode ser refundido pela aplicação de calor, podendo em casos extremos da pequena presença de ligações cruzadas apenas amolecer e reduzir a fragilidade dela em elevadas temperaturas. O processo de solidificação das resinas termofixas é um processo complexo onde há uma grande mudança nas propriedades químicas e físicas da formulação inicial, sendo geralmente reações irreversíveis acompanhada da liberação de calor (reação exotérmica).

A resina epóxi é uma das resinas termofixas mais conhecidas e mais utilizadas no processamento de materiais compósitos poliméricos, visto que segundo Hull (1995), a resina epóxi é geralmente superior às demais resinas devido as suas propriedades mecânicas mais elevadas e por serem mais estáveis em maiores temperaturas. O estágio de baixa viscosidade anterior ao início do processo de cura é uma característica de suma importância na utilização de tal termofixo em vários métodos de fabricação, dentre tais, o método que mais se utiliza desta característica das resinas epóxi é o processo de moldagem por transferência de resina (RTM).

Após a resina epóxi, a resina termofixa mais utilizada para o processamento de materiais compósitos é a resina poliéster insaturado.

3.6.4.3 A Interface Fibra/Matriz

Quando se está analisando a qualidade e integridade de um material compósito, deve-se considerar a interface fibra/matriz, visto que segundo Hull (1995), a estrutura e as propriedades da interface fibra/matriz desempenham um papel importante nas propriedades físicas e mecânicas do material compósito como um todo, já que as tensões atuantes na matriz são transmitidas para as fibras através da interface. Em outras palavras, quanto maior for a adesão proporcionada pela interface fibra/matriz, maiores serão as propriedades e o desempenho mecânico do material compósito. A qualidade da interface é um fator dominante na tenacidade à fratura do material compósito, visto que materiais compósitos com interfaces fracas apresentam baixa resistência mecânica e baixa rigidez mas apresentam alta resistência à fratura enquanto materiais com interfaces fortes têm alta resistência mecânica e alta rigidez, porém se mostram extremamente frágeis, ou seja, a qualidade da interface é inversamente proporcional à resistência à fratura do material em questão.

Existem vários métodos para se obter uma boa interface fibra/matriz nos compósitos durante o processamento (Aranha, 2017). Os métodos mais eficientes e comuns utilizados para a melhora da interface fibra/matriz são: tratamento químico na superfície das fibras antes do processamento do material compósito, modificação química da matriz (menos utilizada) e aplicação de pressão durante o processamento para assim garantir uma maior adesão da fibra com a matriz e vice-versa.

3.6.5 Processamento de Materiais Compósitos

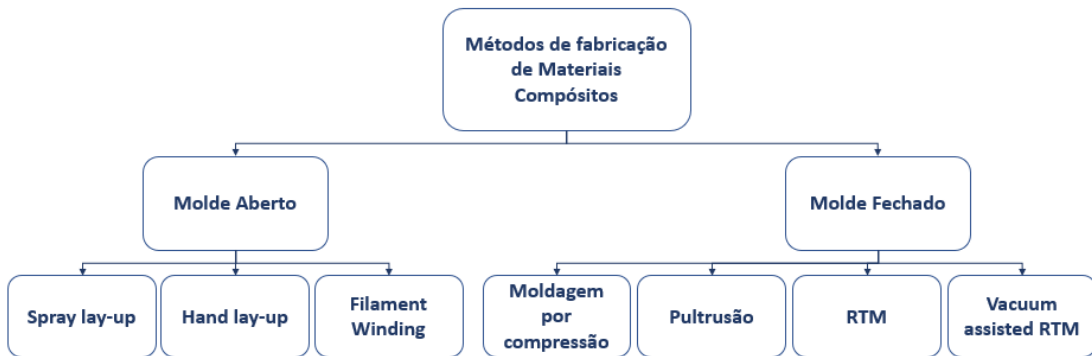
A tecnologia e custo dos materiais compósitos dependem largamente do tipo de processamento aplicado (DEBORAH, 2010), ou seja, como os componentes individuais são combinados para formar um material compósito com propriedades suficientemente altas que justifiquem a sua fabricação. Ainda segundo Deborah (2010), os materiais compósitos termofixos reforçados por fibras são mais comumente fabricados pela impregnação, ou infiltração, da matriz no estado líquido em fibras com uma pré-forma definida. Tais processos geralmente são acompanhados da aplicação

de altas pressões e temperaturas elevadas, porém não é excluída a possibilidade de realizar a fabricação de materiais compósito. Sem a aplicação de temperatura e pressão, apenas serão alteradas as propriedades termomecânicas do material compósito final, um exemplo para esse caso é a temperatura de processamento da resina epóxi, que pode variar entre a temperatura ambiente até cerca de 200 °C.

Para a fabricação de polímeros reforçados com fibras contínuas que atendem às especificações de projeto, as fibras devem estar distribuídas uniformemente na matriz plástica (CALLISTER JR & RETHWISCH, 2012), além disso, as fibras devem ter uma orientação bem definida. Geralmente as fibras de reforço são orientadas na direção do carregamento pretendido. O processo de fabricação não deve causar danos às fibras e deve garantir que elas estejam satisfatoriamente distribuídas no interior da matriz, estando o material compósito após o processamento, segundo Dutton et al. (2004), livre de vazios significativos em grande áreas que não apresentem as fibras bem distribuídas.

Segundo Akay (2015), existem dois principais métodos de fabricação de produtos e componentes de materiais compósitos termofixos: os processos de molde aberto e de molde fechado. A principal diferença entre tais método está na qualidade e nas propriedades mecânica alcançadas após o processamento. No processo de molde aberto, apenas as faces que estão em contato com o molde terão uma boa qualidade superficial e as propriedades mecânicas serão um pouco menores do que as alcançadas pelo processo por molde fechado, visto que a única força atuante durante o processamento por molde aberto é a força gravitacional. Já o processo por molde fechado terá uma boa qualidade superficial em todas as suas faces, visto que todo o material a ser produzido está no interior de um molde, além do que durante a fabricação forças extras inerentes ao processo de fabricação poderão ser aplicadas, gerando assim uma pressão maior no material compósito fabricado e por consequência, serão alcançadas melhores propriedades mecânicas. A Figura 23 descreve uma classificação dos métodos de fabricação de materiais compósitos.

Figura 23 - Métodos de fabricação de materiais compósitos.



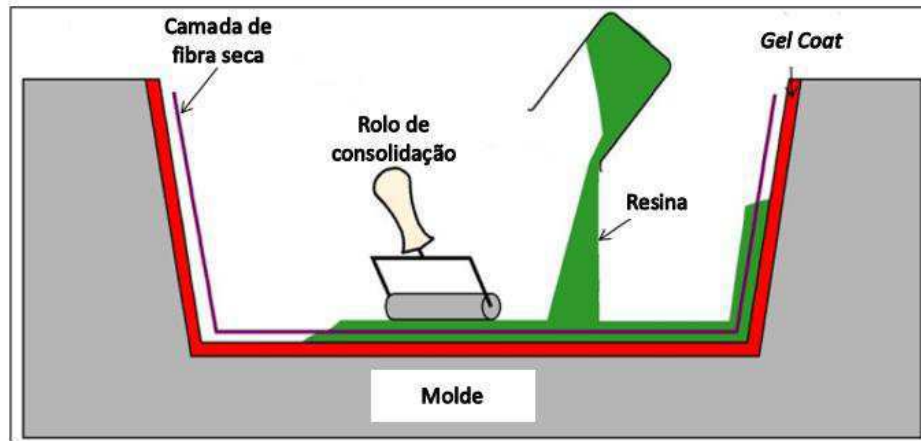
Fonte: Autoria Própria

3.6.5.1 Laminação Manual (*Hand Lay-up*)

Diversos componentes aeroespaciais ainda são fabricados com a utilização de métodos de fabricação manual, também conhecidos como métodos de fabricação laboratoriais, como o método de laminação manual que, segundo Dutton et al. (2004), é um método muito versátil, de baixo custo e que depende quase que totalmente da habilidade do operador para produzir componentes de diferentes geometrias com alta qualidade mecânica.

Como dito anteriormente, a fabricação de compósitos de alto desempenho consiste em uma matriz reforçada por camadas de fibras de reforço alinhadas ou distribuídas aleatoriamente. A inserção do reforço em uma matriz pode ser feita de várias formas, sendo a mais simples e disseminada mundialmente o processo conhecido como Laminação Manual, ou *Hand Lay-up*. Segundo Elkington, Bloom, Ward, Chatzimichali, & Potter (2015) tal processo de manufatura envolve o posicionamento manual de camadas individuais ou “laminas” de reforço, embebidas na matriz polimérica, conhecidas como “Prepreg”. Após a impregnação, o sistema é curado (reticulado) na temperatura ambiente ou em autoclave, em molde aberto. A processo de fabricação de compósitos por laminação manual está ilustrado na Figura 24.

Figura 24 - Ilustração do processo de laminação manual.

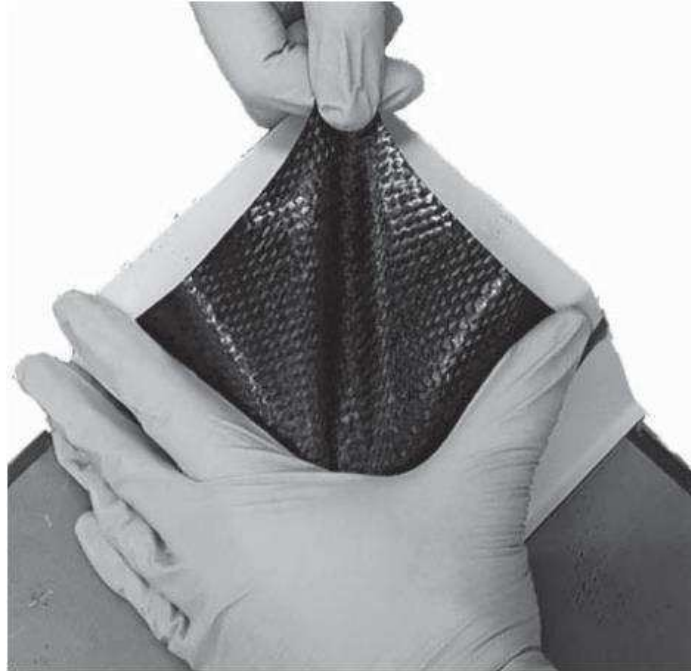


Fonte: Adaptado de Akay (2015).

No processo de laminação manual descrito na Figura 24 a resina é impregnada manualmente em fibras inicialmente secas com auxílio de um pincel ou um rolo, sendo mais interessante a utilização de um rolo porque além de espalhar e impregnar a resinas nas fibras, atua também retirando as bolhas de ar do interior do compósito, garantindo assim uma menor quantidade de vazios no material compósito final. Segundo Akay (2015), uma resina termofixa necessita apresentar uma baixa viscosidade para ser trabalhada manualmente e as fibras, geralmente fibras de vidro, podem ser utilizadas na forma de tecidos ou mantas.

Uma grande vantagem na utilização do método de laminação manual é a possibilidade de se fabricar componentes com as formas mais complexas, no qual as camadas de reforço irão acompanhar a geometria do molde utilizado, a Figura 25 exemplifica justamente a reprodução de uma geometria complexa em material compósito com a utilização de prepegs de fibra de carbono.

Figura 25 - Ilustração do processo de laminação manual de uma geometria relativamente complexa.



Fonte: Elkington et al. (2015).

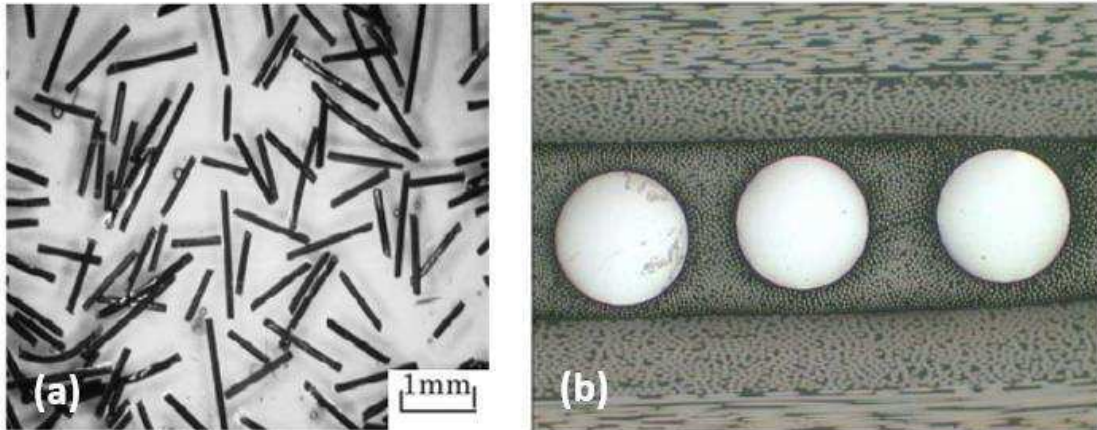
Apesar de todas as vantagens apresentadas por tal método de fabricação, o mesmo apresenta algumas desvantagens, segundo Balasubramanian, Sultan, & Rajeswari (2018) a qualidade do material final pode ter uma grande variação visto que é extremamente dependente das habilidades do operador, além do que esse método apresenta uma produção limitada quando se produz peças complexas geralmente utilizadas na indústria aeronáutica.

3.7 MATERIAIS COMPÓSITOS COM INSERÇÃO DE LMF (MC-LMF)

Desde a sua descoberta, as LMF tem sido cada vez mais aceitas como uma solução de engenharia utilizada em uma larga variedade de problemas, de modo que esses materiais vêm sendo cada vez mais estudados para expandir seu potencial de aplicação. Ashby & Bréchet (2003) identificaram duas possíveis abordagens para a utilização de LMF: (I) desenvolvimento de novas ligas e materiais e (II) a criação de materiais híbridos que combinem características de materiais já existentes. A segunda abordagem mostra a estreita relação entre o desenvolvimento de materiais compósitos híbridos, com a inserção de LMF, e a criação de um sistema materiais

com propriedades otimizadas ou com funções específicas. A Figura 26 exemplifica diferentes tipos de materiais compósitos com inserção de LMF.

Figura 26 - Exemplos de diferentes tipos de materiais compósitos reforçados com LMF, (a) Matriz de resina epóxi reforçada com fibras curtas de Ni-Ti (b) Matriz fibra de carbono/resina epóxi reforçada com fios de Ni-Ti



Fonte: Adaptado de Lester, Baxevanis, Chemisky, & Lagoudas (2015).

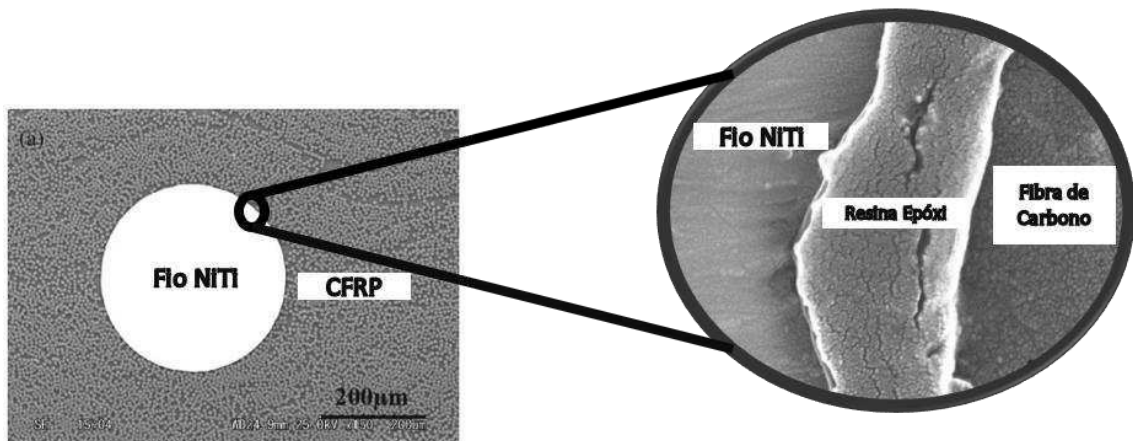
Segundo Wei, Sandstrom, & Miyazaki (1998), as LMF podem ser facilmente fabricadas na forma de fibras, fios, fitas, partículas e filmes finos, e posteriormente utilizadas como reforço em uma grande diversidade de MC-LMF que utilizam métodos de manufatura convencionais. Porém, na literatura, não foi encontrado qualquer trabalho que tenha utilizado a geometria de telas para reforçar esse tipo de material compósito. Michaud (2004) faz uma interessante discussão sobre a possibilidade de compósitos, com inserção de LMF, serem considerados materiais “inteligentes” ou “adaptativos”. De toda forma, materiais e estruturas consideradas “inteligentes” são uma subclasse do vasto campo dos materiais funcionais.

3.7.1 Fabricação de MC-LMF

Os métodos de fabricação de MC-LMF são bastante parecidos com os métodos para fabricação de materiais compósitos convencionais, apenas com o detalhe de que para os MC-LMF pode-se utilizar mais do que um reforço, sendo no caso aqui estudado, um reforço convencional (fibra de vidro) e um reforço avançado (tela de Ni-Ti-Cu).

Xu et al (2002) aborda uma nova metodologia para a fabricação de MC-LMF, no qual o método consiste no resfriamento dos fios de LMF antes da fabricação e, após a fabricação por laminação convencional, os fios são aquecidos novamente. O método tem por objetivo evitar a formação de tensões residuais na interface compósito-LMF, melhorando a qualidade de adesão entre a matriz compósita e os fios de LMF, como pode ser visto na Figura 27.

Figura 27 - Imagens de MEV da interface entre o compósito polimérico reforçado por fibra de carbono (CFRP) e o fio NiTi.



Fonte: Adaptado de Xu et al. (2002).

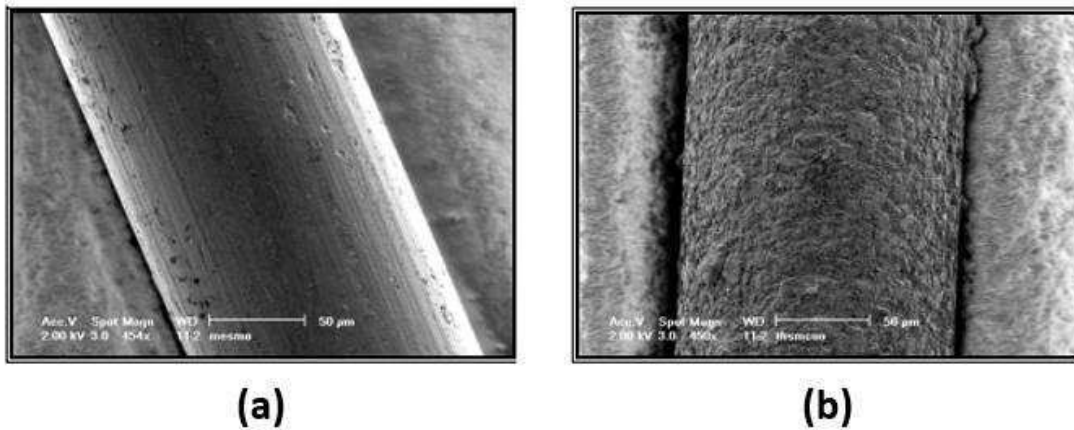
Por sua vez, Faiella, Antonucci, Daghia, Fascia, & Giordano (2011) e Turner, Lach, & Cano (2001) tratam da fabricação e caracterização termomecânica de MC-LMF, permitindo o desenvolvimento de estruturas adaptativas, no qual o controle da rigidez estrutural do material desenvolvido permite modificar as propriedades da estrutura como um todo. Para que o controle da rigidez seja eficiente, é necessário o desenvolvimento de métodos de fabricação igualmente eficientes, visto que uma adesão pobre entre o compósito de base e a LMF pode ocasionar baixas propriedades termomecânicas do material final. Nos trabalhos em questão, os autores concluem que as propriedades de atuação são pobres devido à fraca adesão dos elementos de reforço do compósito. Uma forma de mitigar tal problema, além do possível ataque químico a ser realizado na superfície do reforço, seria a aplicação de uma pré-deformação nos fios de LMF, garantindo uma alta tensão residual entre o compósito de base e os fios de LMF.

3.7.2 Caracterização Mecânica de MC-LMF

Diversos trabalhos têm focado na caracterização mecânica de MC-LMF. Zhang, Ni, Natsuki, & Iwamoto (2007) que analisaram as propriedades mecânicas de materiais compósitos preenchidos com partículas e fibras curtas de LMF e concluíram que a falha interfacial entre a LMF e a resina que reduz significativamente a resistência mecânica do sistema e que essas falhas são decorrentes do processo de fabricação utilizado que pode resultar em altas tensões residuais na interface. Ainda, de acordo com os resultados, os autores sugerem que as LMF apresentam um comportamento frágil, visto que a deflexão sob flexão do compósito com LMF diminui com o aumento do teor de LMF no material. Em outro trabalho, Ni, Zhang, Natsuki, & Iwamoto (2007), analisaram a rigidez e as características vibracionais de um compósito polimérico com a utilização de fibras curtas e descontínuas de LMF como reforço. Concluíram que a utilização de fibras curtas e descontínuas pode elevar a resistência de *pull-out* e evitar falhas interfaciais precoces, além da fácil fabricação para esse tipo de MC-LMF.

O trabalho de Balta-Neumann, Michaud, Parlinska, Gotthardt, & Manson (2001) descreve a fabricação e a caracterização dos chamados compósitos adaptativos com os fios de Ni-Ti-Cu embebidos em uma matriz polimérica. O principal enfoque do estudo foi a caracterização da resistência interfacial utilizando técnicas de *pull-out* de compósitos com a adição de uma camada de óxido superficial na LMF, com a finalidade de se obter uma união mais forte com a matriz epóxi. Os autores evidenciaram que a qualidade da superfície do fio de LMF pode gerar diferenças significativas na resistência da interface, conforme ilustrado na Figura 28 que mostra o efeito da utilização de tratamento superficial com óxido na interface compósito-LMF.

Figura 28 - Imagens de MEV da interface Compósito-LMF, sendo: (a) Sem a presença da camada de óxido de titânio (b) Com a presença da camada de óxido de titânio.

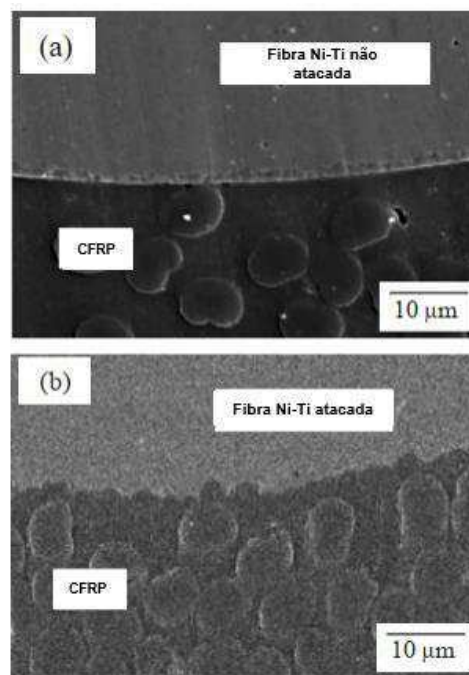


Fonte: Adaptado de Balta-Neumann et al. (2001).

Diversos ensaios mecânicos em materiais compósitos são realizados para mensurar a qualidade da interface entre a matriz e o(s) reforço(s), como no caso do estudo desenvolvido por Jang & Kishi (2005), que trata da resistência de adesão entre as fibras de Ni-Ti embebidas em um material compósito polimérico reforçado por fibras de carbono. Os autores concluíram que uma maior rugosidade na superfície do reforço aumenta a resistência de adesão da interface, concordando com o que foi concluído por Balta-Neumann et al. (2001). A Figura 29 descreve uma nova perspectiva da superfície de adesão do HC-LMF.

Dos Reis, Rodrigues, da Silva, & de Araújo (2007) trataram da caracterização quase-estática de uma viga de material compósito ativo que consiste de uma matriz de resina epóxi reforçada por fios de LMF Ni-Ti, mostrando que a inserção de um número limitado de fios atuadores no interior do compósito de base é suficiente para alcançar a deflexão máxima de atuação após ativação elétrica e a utilização de mais do que o número ideal de fios LMF Ni-Ti pode causar uma expansão térmica excessiva na resina epóxi, reduzindo drasticamente a força resultante na viga e consequentemente reduzindo a deflexão total. Os autores concluem que a utilização de 3 fios Ni-Ti ativados na configuração utilizada se mostra ser o ideal.

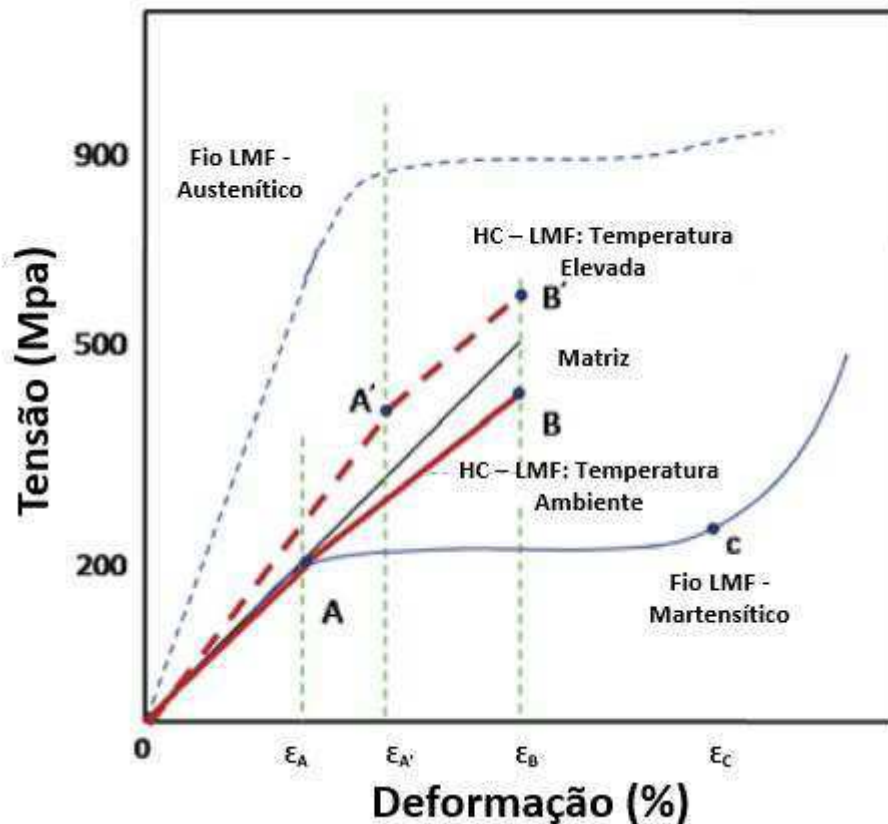
Figura 29 – Micrografia de MEV da interface entre as fibras Ni-Ti e a matriz CFRP. (a) Amostra de fibra Ni-Ti / CFRP não atacada quimicamente e (b) Amostra de fibra Ni-Ti / CFRP atacada quimicamente.



Fonte: Adaptado de Jang & Kishi (2005).

Da mesma forma, Taheri-Behrooz, Taheri, & Hosseinzadeh (2011) abordaram a caracterização mecânica de um compósito híbrido reforçado por fibra de vidro com inserção de LMF. A finalidade em adicionar uma LMF em forma de fios no trabalho desenvolvido é mitigar a redução de rigidez e perda de propriedades mecânicas devido à degradação da matriz em elevadas temperaturas, visto que a rigidez da fase austenítica é quase 3 vezes maior do que a rigidez da fase martensítica. O autor conclui que o uso de uma LMF em um material compósito pode ser bastante viável em aplicações onde elevadas temperaturas poderiam diminuir significativamente a rigidez do compósito de base clássico. A Figura 30 ilustra o comportamento em tensão-deformação dos constituintes e do MC-LMF sob diferentes temperaturas.

Figura 30 – Curva esquemática de um MC-LMF e seus componentes na temperatura ambiente e em temperaturas elevadas.



Fonte: Adaptado de Taheri-Behrooz et al. (2011).

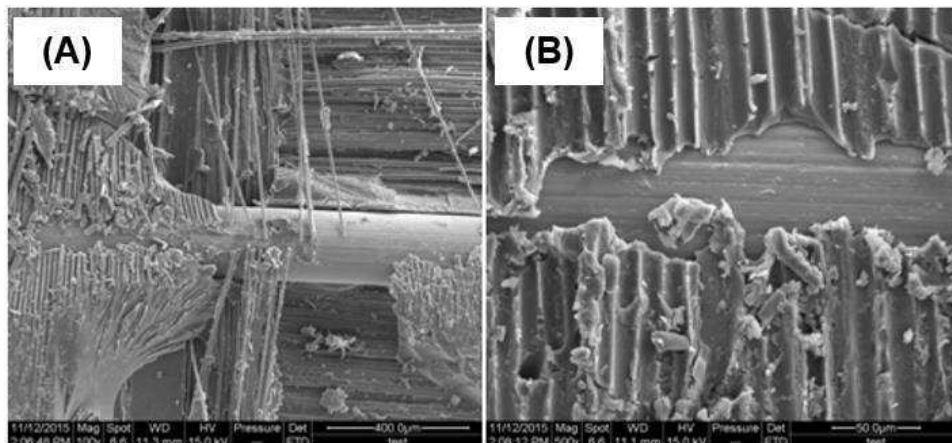
Outro efeito importante das LMF como reforço nos materiais compósitos é a sua influência na aplicação de ensaios dinâmicos de impacto. Kang & Kim (2009) analisaram o efeito da LMF no comportamento ao impacto e nas propriedades mecânicas estáticas de laminados de fibra de vidro/kevlar com fios de Ni-Ti sob baixas temperaturas. Os autores mostraram que é possível aumentar a resistência ao impacto em estruturas compósitas com a utilização de LMF como reforço e enfatizaram que o principal dano de impacto foi a delaminação, muito provavelmente devido aos problemas de interface entre a matriz compósita e a LMF utilizada como reforço.

M. Sun, Chang, Wang, Li, & Sun (2018) realizaram um estudo experimental e numérico de esforços de impacto em MC-LMF com camadas em diferentes posições, visto que as propriedades mecânicas dos laminados compósitos variam significativamente com o posicionamento das camadas. Verificaram que, a estabilidade estrutural dos laminados diminui para o caso de carregamento de impacto

de baixa velocidade e que a resistência ao impacto e a capacidade de absorção de energia do material compósito podem ser melhoradas com a adição de LMF.

Além da análise de esforços dinâmicos nos MC-LMF, Zhao, Teng, Wang, Sun, & Yang (2018) realizaram uma ampla investigação das propriedades mecânicas de MC-LMF constituídos de resina epóxi como matriz e fibras de vidro e LMF como reforços, tendo por objetivo do trabalho analisar as propriedades em flexão, impacto e o desempenho do cisalhamento interfacial daqueles sistemas. Os autores concluíram que a adição de fios LMF em um compósito epóxi/fibra de vidro tem a habilidade de elevar as propriedades mecânicas estáticas e dinâmicas do conjunto como um todo, mas que a melhora de tais propriedades devido à inclusão da LMF é limitada pela fraca ligação interfacial entre a LMF e o compósito de base, concordando com os trabalhos descritos anteriormente. Micrografias da interface entre os fios de LMF e o compósito de base são ilustradas na Figura 31 e mostram a quantidade de defeitos e a falta de união na interface dos elementos.

Figura 31 – Micrografias de MEV da interface entre LMF e o material compósito de base: (a) ampliação de 100x e (b) ampliação de 500x.



Fonte: Adaptado de Zhao et al. (2018).

O comportamento termomecânico de MC-LMF foi estudado por Vilar, de Araújo, & Dos Reis (2010), que investigaram a ativação térmica de um compósito polimérico reforçado por fibra de carbono que utilizou fios de LMF Ni-Ti como reforço ativo. A capacidade funcional do MC-LMF foi verificada através da detecção e redução de flambagem durante a aplicação de esforços e efeitos de contração e expansão térmica por aquecimento por efeito *Joule* dos fios Ni-Ti no interior da matriz CFRP. Os autores concluíram que o controle da instabilidade térmica (flambagem durante contração) é

possível de ser realizado a partir da ativação dos fios de LMF. Verificaram que compósitos CFRP contendo fios Ni-Ti recozidos e treinados apresentam um bom nível de controle de flambagem térmica.

Shimamoto, Ohkawara, & Nogata (2004) desenvolveram compósito LMF/resina epóxi e investigaram as propriedades mecânicas e o efeito memória de forma em regiões de temperaturas superiores à T_g desses materiais compósitos. Os autores concluíram que a adição de Ni-Ti no compósito reduziu a concentração de tensões na ponta de trincas presentes no material evitando sua propagação, o que foi atribuído às altas forças de contração características das LMF Ni-Ti.

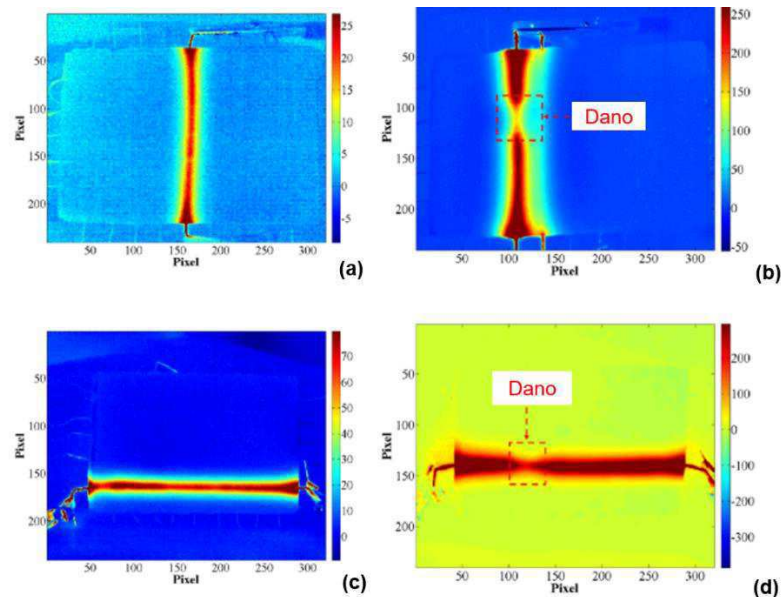
Tsoi, Schrooten, Zheng, & Stalmans (2004) analisam as características termomecânicas de HC-LMF, visando aplicações estruturais, particularmente no controle de vibrações em função da temperatura. Dos Reis, Souto, de Araújo, Silva, & Da Silva (2010) trataram da atenuação de vibração imposta por vigas de compósito epóxi reforçado por fios de LMF Ni-Ti, e demonstraram experimentalmente que a ativação dos fios LMF no interior da matriz epóxi reduziu a frequência natural do material compósito para qualquer modo de ativação. Além disso, foi demonstrado que a variação na frequência natural pela ativação dos fios LMF pode ajustar a viga para se afastar ou se aproximar da frequência de ressonância de uma maneira controlada, sendo bastante atrativo em algumas situações práticas.

3.7.3 Estado da arte de Materiais Compósitos Multifuncionais

Nos últimos anos, os materiais compósitos multifuncionais vêm recebendo cada vez mais atenção devido às inúmeras possibilidades de aplicação dadas a tais materiais, como demonstrado no trabalho de Pinto, Ciampa, Meo, & Polimeno (2012) que tratou do desenvolvimento de um material compósito multifuncional com a inserção de fios de LMF. Este trabalho apresentou três principais aplicações para o material compósito multifuncional, sendo elas: a) utilização do material compósito multifuncional como dispositivo de sensoriamento, analisando a relação entre o aumento da resistência elétrica interna do compósito com o aumento da deformação, obtendo uma relação linear; b) aplicação do material compósito multifuncional como meio termográfico, a partir do aquecimento dos fios LMF no interior do compósito, com

a finalidade de evidenciar possíveis danos presente no material, assim como demonstrado na Figura 32 e c) utilização como meio para degelo em superfícies de controle de aeronaves a partir do aquecimento dos fios LMF no interior do compósito por efeito Joule, capaz de atingir a temperatura mínima para fundir o gelo e fazê-lo escoar das superfícies.

Figura 32 - Análise termográfica do material compósito multifuncional com inserção de LMF.



Fonte: Adaptado de Pinto et al. (2012).

Além das interessantes aplicações demonstradas no trabalho, os autores mostram que é possível criar um material que, além de atuar como elemento estrutural, tem a capacidade de atuar como sensor e monitor de defeitos internos, sem a necessidade de utilizar dispositivos e/ou técnicas complexas para tratamento de dados.

Ainda pensando nas possíveis aplicações estruturais em aeronaves, Deshpande (2004) descreveu um estudo teórico do desenvolvimento de um material compósito reforçado com telas metálicas usadas para a proteção contra raios em uma aeronave. O principal objetivo da inserção de telas metálicas no interior de um material compósito é proteger aeronaves de possíveis descargas elétricas que podem vir a resultar em danos estruturais. Logo, a inserção destas telas metálicas fornece um caminho alternativo para a passagem da corrente elétrica induzida pelos raios, evitando danos aos componentes da aeronave.

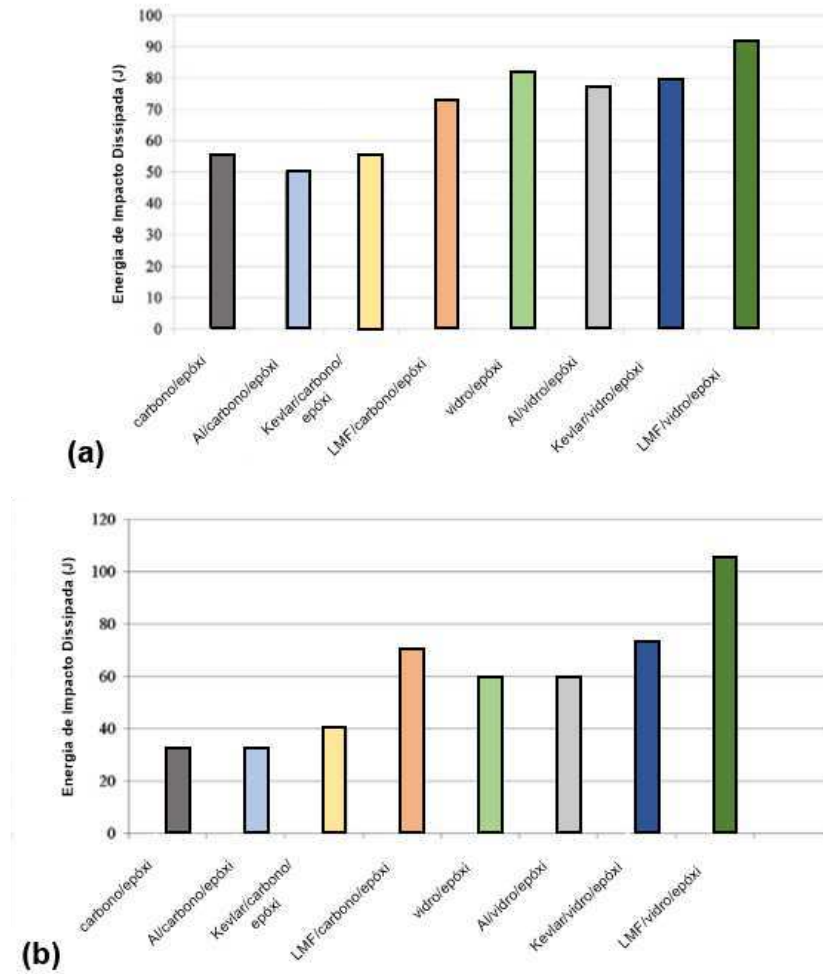
Em que pese que a aplicação das telas metálicas em materiais compósitos aeronáuticos se mostra ser uma interessante solução para mitigar os efeitos de descargas elétricas, sua presença na proximidade das antenas da aeronave afetaria a performance eletromagnética das antenas. Assim, Deshpande (2004) desenvolveu um estudo teórico com o objetivo de projetar um material compósito com inserção de uma tela metálica que forneça uma completa proteção para os componentes da aeronave enquanto apresenta um efeito mínimo na performance eletromagnética das antenas da aeronave na faixa de frequência de interesse.

O estudo experimental desenvolvido por Qiu, Yao, Yuan, & Soutis (2006) analisou principalmente a capacidade de monitoramento de deformação de placas compósitas que utilizam fios LMF como reforços, assim como descrito por Pinto et al. (2012) em uma das suas aplicações. Entretanto a proposta de tal estudo é apresentada de maneira mais complexa no qual a aquisição de dados paralelos e um processamento dos dados por um método de rede neural pode concluir com grande precisão o grau e a localização dos danos na estrutura. Além da aplicação de monitoramento, os autores concluem que a adição de elementos de LMF como reforço em estruturas compósitas reduz a gravidade dos danos causados por impactos de baixa velocidade, condição na qual materiais compósitos comumente apresenta baixa resistência mecânica. Os autores definiram os principais fatores que influenciam o aumento de resistência ao impacto destas estruturas é a fração volumétrica de elementos LMF inseridos no material compósito.

Angioni, Meo, & Foreman (2011) realizaram uma ampla revisão referente ao desenvolvimento de compósitos híbridos com inserção de LMF com a finalidade de aumentar a resistência ao dano de impacto do material de uma forma geral e assim, melhorar as características de supressão de danos. Diante dos diversos trabalhos descritos pelos autores, a principal justificativa para se adicionar LMF como segundo reforço é que estes materiais são capazes de absorver a energia de impacto através da deformação superelástica ou através da recuperação de tensão.

A Figura 33 apresenta o nível de absorção de energia por materiais compósitos de constituições distintas, demonstrando a influência da adição de diferentes reforços na resistência ao impacto destes materiais.

Figura 33 - Energia de absorção de impacto para vários materiais compósitos distintos. (a) testes de impacto de baixa velocidade, (b) testes de impacto de alta velocidade



Fonte: Adaptado de Angioni et al. (2011).

De acordo com a Figura 33, é evidente o efeito positivo da inserção de LMF como segundo reforço em materiais compósitos, tanto para impactos de baixa velocidade quanto para impactos de alta velocidade. Diante dos materiais compósitos analisados no trabalho de revisão de Angioni et al. (2011), o material constituído por LMF/fibra de vidro/ resina epóxi foi o material que apresentou os melhores resultados em relação a absorção de energia de impacto, mostrando assim que a inserção de LMF em um material compósito gera um aumento considerável na resistência ao impacto do material como um todo. O aumento da resistência ao dano de impacto ocasionado pela inserção de LMF no compósito é devido a alta deformação com uma relativa alta resistência desses materiais, além do que tais materiais podem absorver e dissipar uma grande quantidade de energia de deformação através da histerese mecânica.

Além do ganho em propriedades mecânicas, o reforço LMF também pode ser utilizado como sensor, visto que as duas principais fases da LMF apresentam diferentes resistências elétricas e a transformação de fase que ocorre na LMF é também associada a uma mudança de resistência elétrica. Devido a essa relação direta entre fases da LMF e resistência elétrica, é possível analisar a situação da integridade do material como um todo a partir da resistência elétrica mensurada da LMF, como também demonstrado por Pinto et al. (2012).

O trabalho desenvolvido por Paine, Rogers, & Smith (1995) descreve o desenvolvimento de um material compósito dito adaptativo, mas que também pode ser visto como um material multifuncional. Tal material compósito adaptativo se utiliza da inserção de LMF como sensores e atuadores em vasos de pressão utilizados em aplicações espaciais. A grande problemática em questão é a dificuldade em se fabricar tubos de parede grossa de material compósito convencional que possa suportar altas tensões, assim projetou-se um material compósito adaptativo com a inserção de camadas de LMF em tubos de parede fina com a finalidade de suportar as tensões requeridas. O estudo demonstrou que a adição de camadas de LMF na superfície exterior dos tubos de material compósito pôde aumentar a capacidade de tensões suportadas pelo vaso de pressão e que a utilização de LMF permite um controle sensível das tensões externas aplicadas durante a atuação. De acordo com os resultados apresentados pelos autores, a adição de camadas de LMF em tubos de material compósito são capazes de melhorar a resistência dos tubos quanto a danos e fraturas de uma forma geral. Além disso, a característica dúctil apresentada no estado martensítico das fibras LMF pode evitar fraturas catastróficas no tubo proveniente de impactos, visto que a ductilidades do reforço LMF deverá equilibrar a fragilidade da matriz termofixa, já a ativação das fibras LMF embebidas poderá aumentar a resistência e a rigidez do material compósito de uma forma geral, devido às características apresentadas pela LMF na fase austenítica. Além de todo o ganho de resistência estrutural, as fibras LMF poderão apresentar a função de sensoriamento a partir do monitoramento em tempo real da condição global dos tubos de compósito.

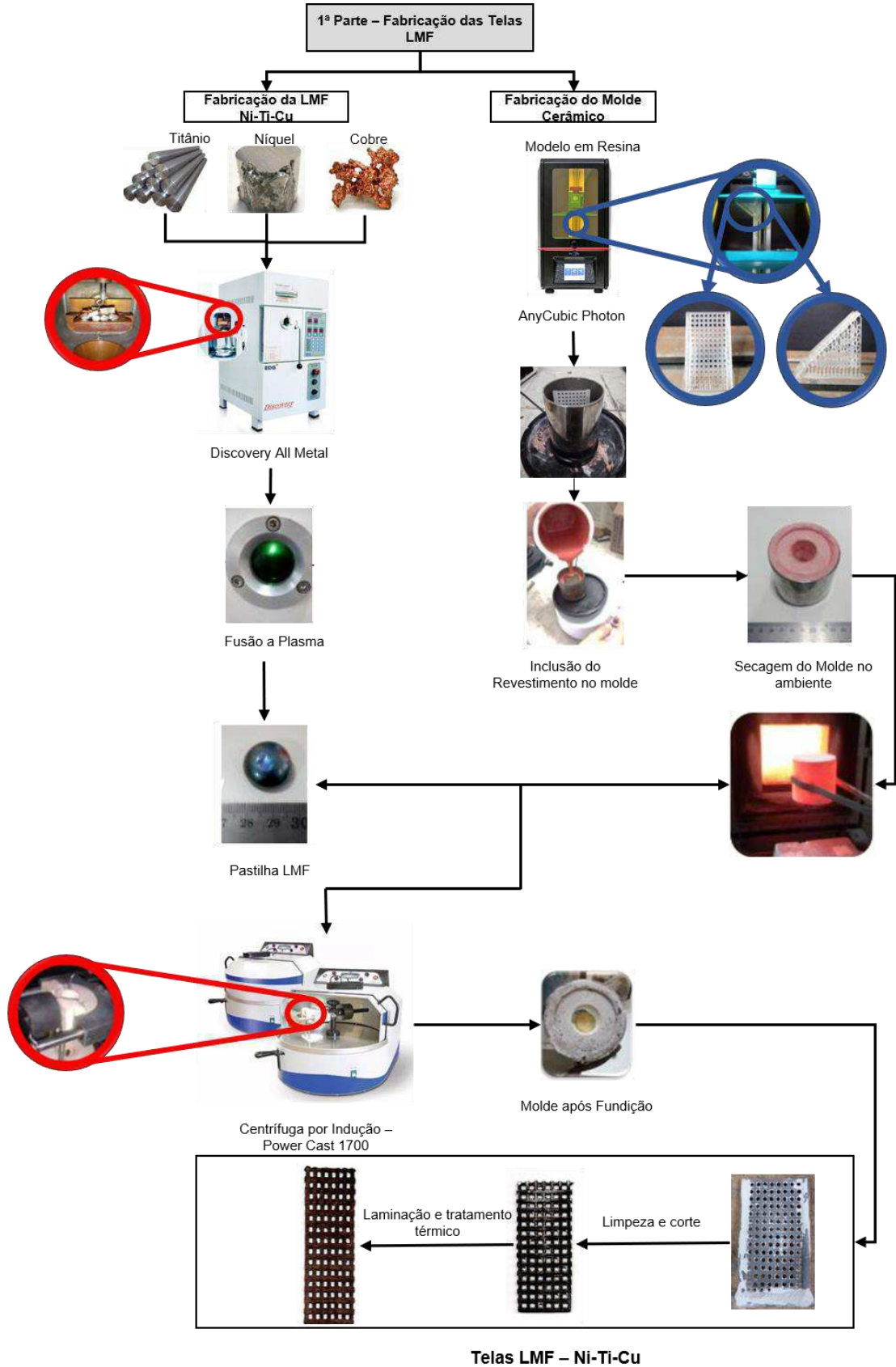
4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 METODOLOGIA

Este trabalho foi desenvolvido nas instalações do Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA), vinculado à Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica (UAEM) da Universidade Federal de Campina Grande (UFCG). Apenas os ensaios de Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC) foram realizados no Laboratório de Solidificação Rápida (LSR), vinculado ao Departamento de Engenharia Mecânica (DEM) da Universidade Federal da Paraíba (UFPB).

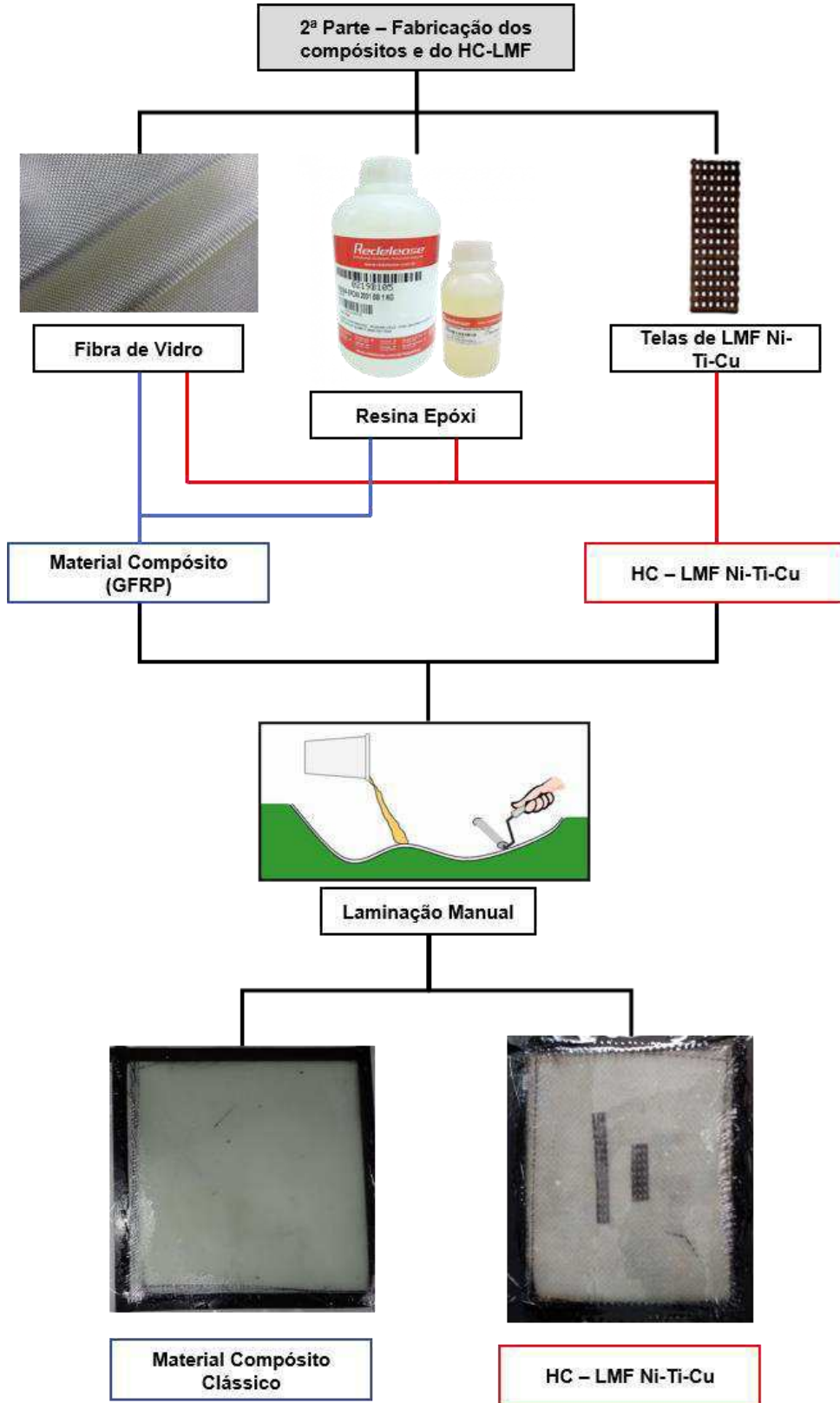
A metodologia adotada para o desenvolvimento desse trabalho foi dividida em quatro partes. A primeira parte consiste na fabricação das telas de uma LMF do sistema Ni-Ti-Cu por meio do processo de fundição de precisão descrito na Figura 34. A segunda parte consiste na fabricação dos materiais compósitos convencionais e dos MC-LMF por meio do processo de laminação manual (ou *Hand Lay-up*) descrito na Figura 35. A terceira parte consiste na caracterização termomecânica das telas de LMF do sistema Ni-Ti-Cu descrito na Figura 36. A quarta e última parte consiste na caracterização termomecânica dos compósitos e dos MC-LMF, conforme ilustrado na Figura 37.

Figura 34 - Esquema geral do processo de fabricação das telas de LMF Ni-Ti-Cu.



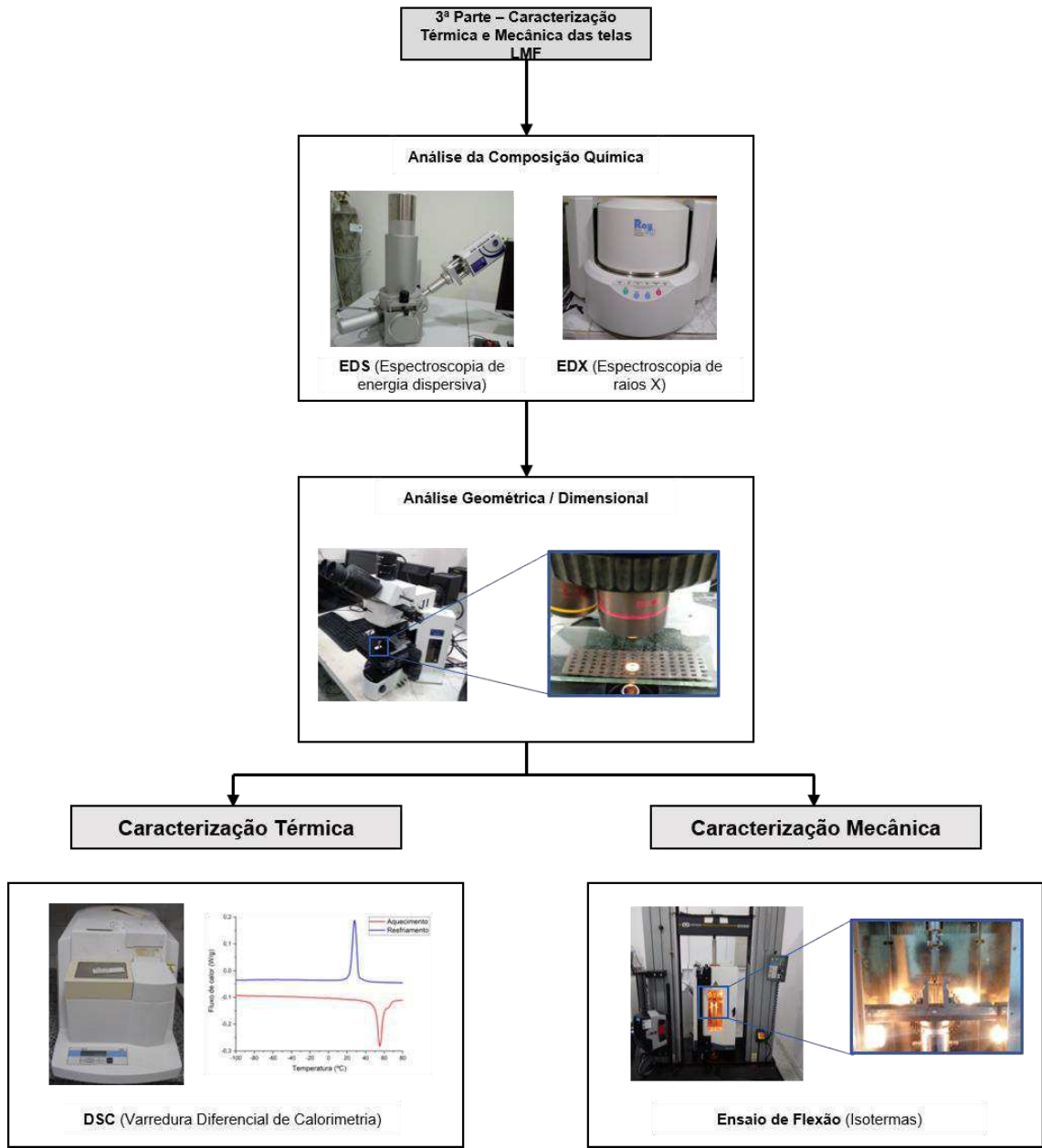
Fonte: Autoria Própria.

Figura 35 - Esquema geral do processo de fabricação do material compósito GFRP e do HC-LMF.



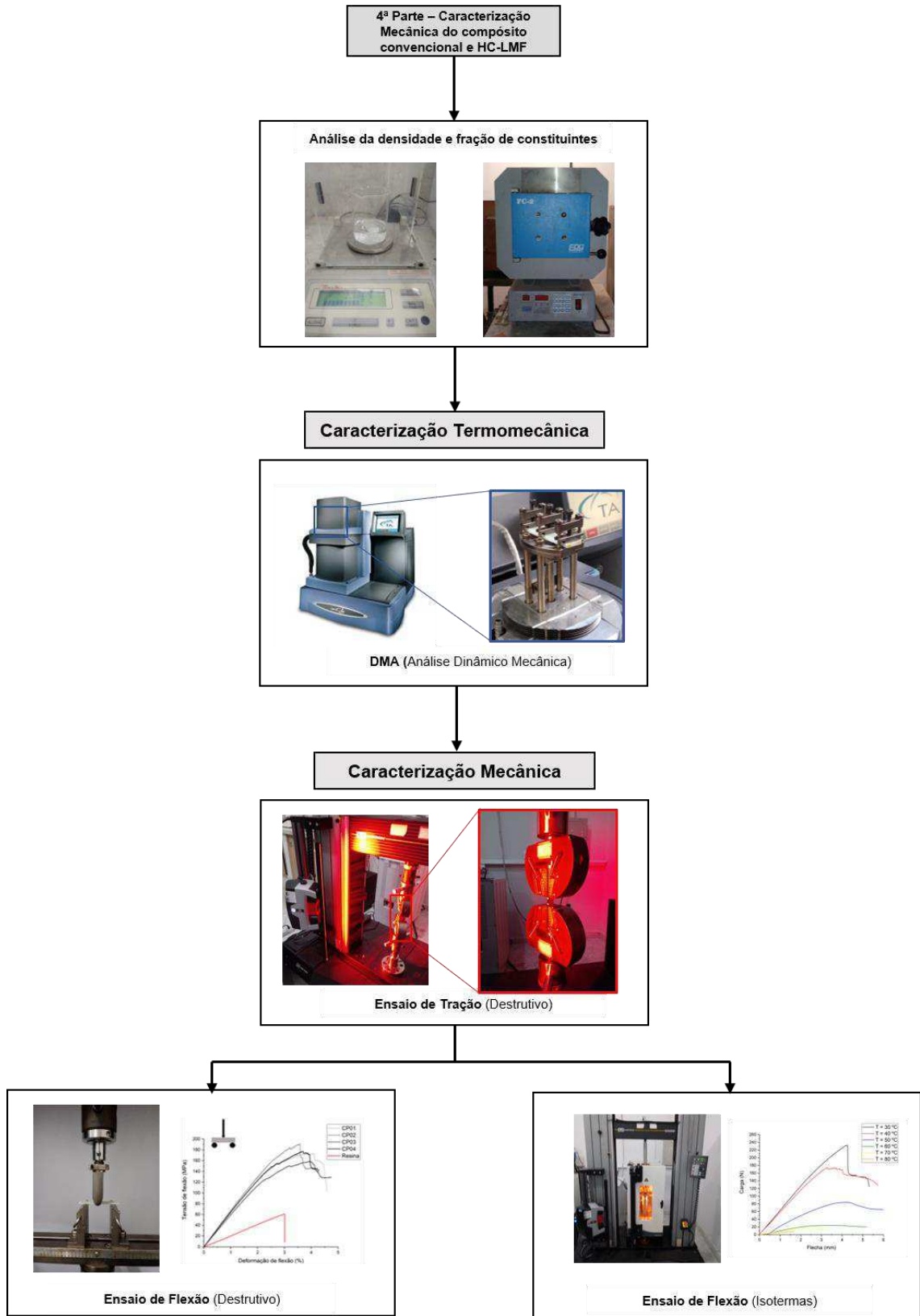
Fonte: Autoria Própria.

Figura 36 - Esquema geral da caracterização térmica e mecânica das telas LMF Ni-Ti-Cu.



Fonte: Autoria Própria.

Figura 37 - Esquema geral da caracterização termomecânica do material compósito GFRP.



Fonte: Autoria Própria.

4.2 FABRICAÇÃO DAS TELAS LMF

O processo de fabricação das telas LMF por fundição de precisão está dividido em duas etapas, conforme ilustrado na Figura 34. A primeira etapa consiste na fabricação da LMF Ni-Ti-Cu, enquanto que a segunda etapa consiste do processo de obtenção do molde cerâmico utilizado na fundição de precisão. Após a fabricação da LMF Ni-Ti-Cu e da fabricação do molde cerâmico, é realizada a fundição de precisão que consiste em um processo de fusão por indução com uma moldagem por centrifugação. Após a fundição ocorre a desmoldagem e limpeza do material fundido. Para reduzir a espessura da tela LMF inicialmente obtida por fundição de precisão (de 1,1 mm para aproximadamente 0,5 mm), um processo de laminação a frio com múltiplos passes foi realizado.

4.2.1 Fabricação da LMF Ni-Ti-Cu

Para o desenvolvimento deste trabalho, selecionou-se uma LMF do sistema Ni-Ti com inserção de Cu. A composição nominal da liga utilizada foi: 50Ti-45Ni-5Cu (at.%) (que equivale aproximadamente a 49,34% Ni, 44,72% Ti e 5,94% Cu em massa). Essa liga foi selecionada para que o seu comportamento EMF ou SE possam ser observados em temperaturas próximas à ambiente. Além disso, a adição do elemento Cu em um sistema binário Ni-Ti garante maior estabilidade nas temperaturas de transformação da liga quando submetida a ciclagens térmicas Otsuka & Wayman (1998).

O processo de fundição de precisão utilizado neste trabalho foi baseado no trabalho desenvolvido por Simões (2017), que utilizou a técnica de fundição de precisão para a fabricação de componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti. Tal como no trabalho de Simões (2017), neste trabalho a fabricação da LMF foi realizado por meio do processo a Plasma *Skull Push-Pull* (PSPP), inicialmente descrito por de Araújo et al. (2009).

Para a fabricação de cada tela LMF houve a utilização de uma massa única de LMF Ni-Ti-Cu com cerca de 22 gramas. Essa quantidade de material foi definida a

partir do volume da tela a ser fabricada e da massa específica da LMF selecionada, com o objetivo de garantir o total preenchimento da cavidade do molde cerâmico e ainda haver um excesso para a formação do *massalote*, além das possíveis perdas de material inerentes ao processo utilizado.

As massas elementares de Ni, Ti e Cu foram pesadas em uma balança de precisão, modelo AL 200C do fabricante Marte, com uma sensibilidade de 0,001 gramas e capacidade máxima de 200 gramas.

Após a pesagem das massas elementares para a formação de um botão de LMF Ni-Ti-Cu, estas foram imersas em um recipiente de aço inox com Acetona P.A. 99% e o recipiente colocado em uma base vibratória para realizar a limpeza, visando remover eventuais impurezas e outros elementos que possam vir a reduzir a obtenção da composição projetada para a LMF Ni-Ti-Cu.

Após a devida limpeza, as massas elementares foram levadas para a fusão a plasma, utilizando o processo PSPP, por meio do equipamento de modelo Discovery All Metals, da marca EDG Equipamentos e Controles, de acordo com a Figura 38.

Figura 38 – Processo de fabricação a plasma da LMF Ni-Ti-Cu



Fonte: Autoria Própria

A disposição das massas elementares no interior do equipamento de fusão a plasma seguiu as recomendações descritas por Rao, Srinivasa, & Reddy (2015). Os autores indicam que em contato direto com o cadinho de cobre deve-se colocar o titânio, visto que esse material é menos reativo com o cobre do que os demais. Assim

na base do empilhamento foi colocado o titânio e por cima dele foi colocado o níquel e o cobre. Para a obtenção dos botões de LMF, foram realizados quatro ciclos de fusão e re-fusão para assim garantir homogeneidade da composição química do material, obtendo no final do processo uma massa de aproximadamente 22 gramas de LMF.

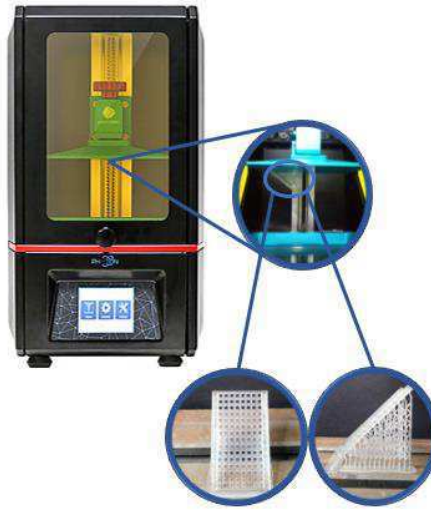
4.2.2 Fabricação do Molde Cerâmico

A fabricação do molde cerâmico para ser utilizado na fundição de precisão por cera perdida é dividida em duas principais etapas: a confecção do modelo em resina com a geometria que se deseja fabricar, montado com seus canais de alimentação, e a preparação do composto cerâmico que irá moldar o modelo em resina e possibilitar a formação de uma cavidade vazia para a posterior realização da fundição por centrifugação.

O projeto do modelo em resina com os canais de alimentação foi feita no ambiente *Autodesk Inventor*[®], no qual se desenhou o modelo da tela a ser fabricada de acordo com as limitações geométricas impostas pelo equipamento de fundição por centrifugação.

Baseado nos resultados de Montenegro (2016), foi utilizada um tipo de tela com estrutura celular quadrada, fabricada em resina usando uma impressora 3D de alta performance de modelo *Photon*, da marca *Anycubic*, que se destaca pela alta precisão e qualidade na impressão de diversas geometrias, baseada em um *slice* de fótons que é incidido em uma resina fotopolimerizante, gerando então a geometria desejada a partir da polimerização da resina. A Figura 39 ilustra o equipamento utilizado na fabricação e os respectivos modelos de tela fabricados.

Figura 39 - Equipamento *Anycubic Photon*[®] de impressão 3D em resina e os modelos de tela fabricados.

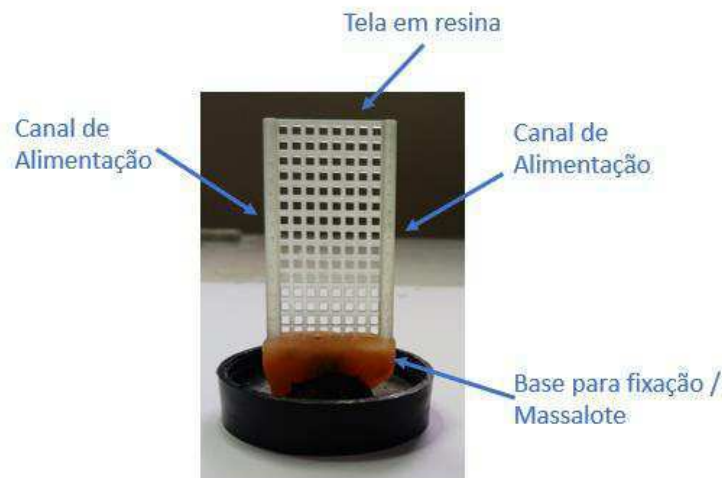


Fonte: Autoria Própria.

Segundo Montenegro (2016), as telas de geometria quadrada apresentam a maior resistência mecânica, em comparação às telas de geometria circular e hexagonal e por isso, a tela de geometria quadrada foi escolhida para o desenvolvimento do trabalho aqui proposto.

As telas em resina têm aproximadamente 26 x 53 x 1,10 mm e são impressas com os canais de alimentação, com a finalidade de simplificar a fabricação e garantir uma boa qualidade na transição entre o canal de alimentação e a tela durante a fundição. A Figura 40 ilustra a montagem do modelo em resina na base de borracha para a posterior fabricação do molde cerâmico.

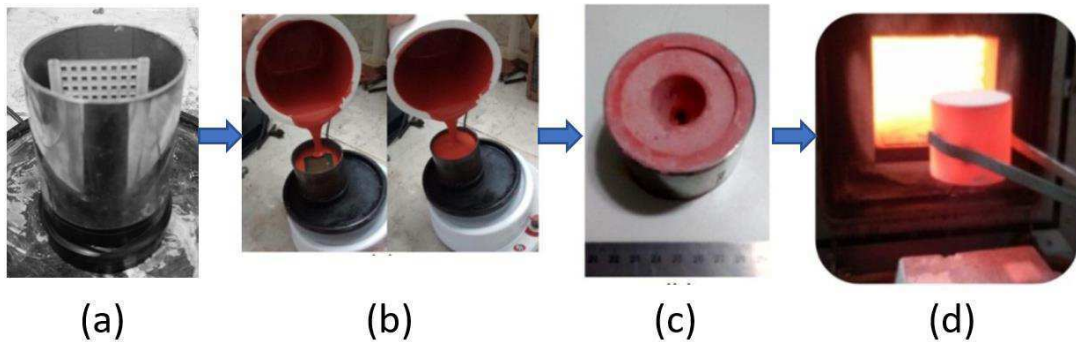
Figura 40 - Montagem do modelo de tela em resina para a fabricação do molde cerâmico



Fonte: Autoria Própria

Para a obtenção dos moldes cerâmicos a partir dos modelos em cera, foi utilizado o revestimento cerâmico Micro Fine 1700 do fabricante Talmax, indicado para a fabricação de elementos de ligas de titânio em aplicações odontológicas. A preparação do revestimento cerâmico consiste na homogeneização do revestimento bruto na forma de pó com um determinado volume de água destilada e uma solução específica de cura do revestimento. O revestimento é misturado manualmente e com o auxílio de um *shaker* durante cerca de dois minutos até que o revestimento esteja completamente homogêneo. Na sequência a mistura homogeneizada é vertida sobre o molde metálico de maneira a encobrir todo o modelo de resina. Durante o derramamento da pasta cerâmica, o molde foi colocado sobre um equipamento vibratório, para assim facilitar a retirada das bolhas provenientes do processo de preparação e posto em sequência para curar por pelo menos 30 minutos. A Figura 41 ilustra o processo de obtenção do molde cerâmico.

Figura 41 - Processo de obtenção do molde cerâmico. (a) modelo em resina montado no interior do anel metálico; (b) Introdução do revestimento cerâmico no anel metálico; (c) Cura do molde; (d) Molde após cura em forno.



Fonte: Adaptado de Montenegro (2016).

Com o molde cerâmico curado, foi realizado um tratamento térmico em forno, como ilustrado na Figura 41. O molde cerâmico foi mantido a 300 °C durante 40 minutos e posteriormente foi aquecido em uma razão de 20 °C/min até 900 °C e mantido por mais 40 minutos. Esse procedimento foi realizado de acordo com as indicações da fabricante do revestimento cerâmico. Tal tratamento térmico tem como objetivo principal evaporar o modelo em resina, deixando assim a cavidade no molde para posteriormente ser preenchido pelo metal fundido, além de garantir a cura completa do molde.

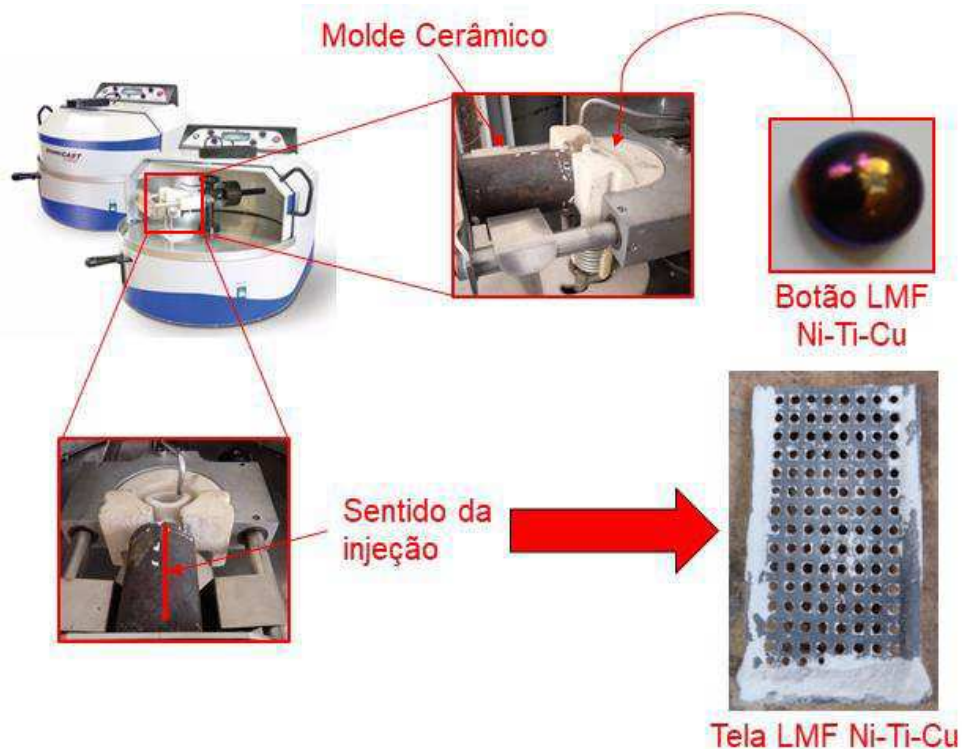
4.2.3 Fusão por Indução com Moldagem por Centrifugação (FIC)

Com os botões de 22 gramas da LMF Ni-Ti-Cu e o molde cerâmico das telas fabricados, foi realizada a fundição de precisão utilizando o equipamento PowerCAST 1700, da marca EDG Equipamento e Controles. Na realização do processo de fundição, o botão de LMF é colocado no interior de um cadinho cerâmico e na sua superfície é soprado gás argônio a um fluxo constante para evitar eventuais reações de oxidação devido ao contato do metal fundido com o ar ambiente. O primeiro passo da fundição é a fusão por indução gerada por correntes parasitas, também conhecidas por correntes de Foucault, no metal. Quando se atinge a fusão completa da LMF Ni-Ti-Cu, que pode ser verificada por inspeção visual, é iniciado o segundo passo da fundição que é a moldagem por centrifugação, no qual todo o conjunto (LMF + molde

cerâmico) é rotacionado e por atuação da força centrífuga, o material fundido é distribuído o interior do molde cerâmico, preenchendo toda a cavidade no seu interior.

Na Figura 42 são ilustradas as principais etapas do processo de fundição de precisão utilizando a moldagem por centrifugação, utilizando os botões de LMF e os moldes cerâmicos.

Figura 42 - Processo de fusão por indução com moldagem por centrifugação das telas LMF Ni-Ti-Cu.

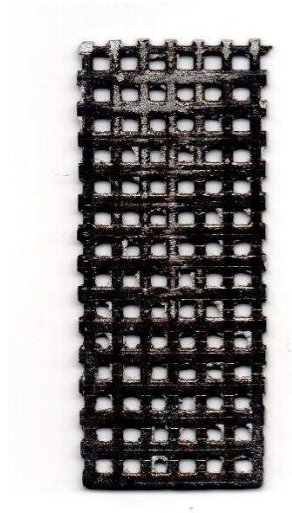


Fonte: Autoria Própria.

Após a realização da fundição de precisão e a obtenção das telas brutas, foi realizado um procedimento de remoção da tela dos seus canais de alimentação, utilizando uma micro retífica da marca *Dremel*[®].

A tela após a retirada dos canais de alimentação apresentou cerca de 26 mm de largura, 53 mm de comprimento e 1,10 mm de espessura. Na Figura 43 é possível visualizar a tela após a retirada dos canais de alimentação.

Figura 43 - Tela bruta de fundição após a retirada dos canais de alimentação.



Fonte: Autoria Própria.

Após a retirada dos canais de alimentação, as telas foram tratadas termicamente com os seguintes parâmetros: primeiramente foi realizado um tratamento térmico de homogeneização a 850 °C durante 30 minutos, seguido por um tratamento de envelhecimento a 500 °C durante 2 horas, ambos com resfriamento ao ar. O objetivo principal para a realização de tais tratamentos foi aliviar as tensões de solidificação e obter a transformação de fase na LMF.

4.2.4 Processo de Conformação Mecânica

As telas tratadas termicamente passaram por um processo de conformação mecânica a frio, através de laminação, com a finalidade de ajustar as dimensões das telas para as dimensões mínimas suficientes para a realização da posterior inserção na matriz de GFRP. As telas tratadas termicamente foram submetidas à laminação a frio que envolveu vários passes em um laminador do tipo duo. Segundo Szurman, Kocich, & Kursá (2011), passes acima de 20% de redução da espessura podem gerar micro trincas e fratura precoce do material laminado. Assim, para o presente trabalho, foi aplicado um passo de redução da espessura em torno de 15%, com exceção do primeiro passe de laminação que foi aplicada uma redução de 9%, garantindo assim uma boa redução com poucos passes e tentando evitar a formação de defeitos nas

telas laminadas. A Tabela 02 detalha os passes realizados da espessura inicial até a espessura final.

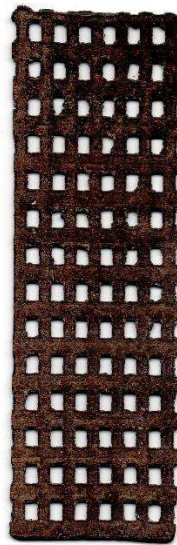
Tabela 2 - Passes de Laminação aplicados às telas tratadas termicamente

Número do Passe	Espessura Inicial (mm)	Espessura Final (mm)	Redução (%)
1º	1,10	1,00	9,09
2º	1,00	0,85	15,00
3º	0,85	0,72	15,29
4º	0,72	0,60	16,67

Fonte: Autoria Própria

Ao final do quarto passe de laminação, as telas ficaram com as seguintes dimensões: 72 mm de comprimento, 28,5 mm de largura e 0,60 mm de espessura. A Figura 44 ilustra uma tela após a realização da conformação mecânica a frio.

Figura 44 - Tela após a realização da laminação a frio.



Fonte: Autoria Própria.

Após os três primeiros ciclos de redução, as telas foram submetidas a tratamentos térmicos intermediários de recristalização a 800 °C durante 30 minutos. Após o último ciclo de redução, ao obter a espessura final, foram realizados quatro tratamentos térmicos distintos com a finalidade de se analisar qual seria o de melhor aplicabilidade para as telas em questão. As temperaturas aplicadas em cada amostra de tela foram: 400 °C, 450 °C, 500 °C e 600 °C por 30 minutos em uma atmosfera de

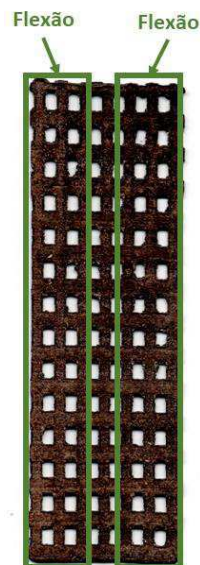
ar ambiente. Segundo Otsuka & Wayman (1998), o tratamento térmico precisa ser feito em temperatura apropriada, inferior à temperatura de recristalização (que é de aproximadamente 650 °C para as LMF de base Ni-Ti) para que uma mínima densidade de discordâncias introduzida no material por trabalho a frio seja mantida.

4.2.5 Processo de corte dos corpos de prova para ensaios mecânicos

As telas devidamente laminadas e tratadas passaram por um processo de corte com as dimensões pré-definidas para a fabricação dos MC-LMF e posterior caracterização mecânica sob flexão. O corte dos corpos de prova foi realizado utilizando uma micro retífica da marca *DremeI*[®]. Durante o corte as telas foram constantemente submergidas em água para evitar o superaquecimento localizado no ponto de corte e consequentes alterações significativas na microestrutura da tela.

A Figura 45 ilustra o esquema de corte utilizado nas telas LMF Ni-Ti-Cu. Ressalta-se que de cada tela foram retirados dois corpos de prova para flexão.

Figura 45 - Ilustração do esquema de corte utilizado nas telas LMF Ni-Ti-Cu.



Fonte: Autoria Própria.

4.3 FABRICAÇÃO DE MATERIAIS COMPÓSITOS CONVENCIONAIS E MC-LMF

A metodologia utilizada para a fabricação dos materiais compósitos convencionais é a mesma utilizada para a fabricação dos MC-LMF, apenas com a diferença de que durante a fabricação por laminação manual, as telas de LMF Ni-Ti-Cu são adicionadas entre as camadas de fibra de vidro, como demonstrado na Figura 35.

4.3.1 Componentes de fabricação dos materiais compósitos

O reforço convencional utilizado para a fabricação dos materiais compósitos e materiais compósitos híbridos foi um tecido de fibra de vidro do tipo E com uma gramatura de 160 g/m².

A matriz utilizada foi uma resina Epóxi 2001, composto resultante da reação da Epicloridrina com o Bisfenol A, com um endurecedor Epóxi 3154, composto por uma Poliamina modificada à base de álcool Benzílico, fabricado e distribuído pela Redelease®. A proporção de mistura para a formação do composto epóxi é de 100 partes de peso de resina para 50 partes de peso de endurecedor. Após a cura do sistema epóxi, segundo o fornecedor, a resina apresenta resistência máxima à tração entre 20,70 - 42,75 MPa e alongação máxima de 2,8 %.

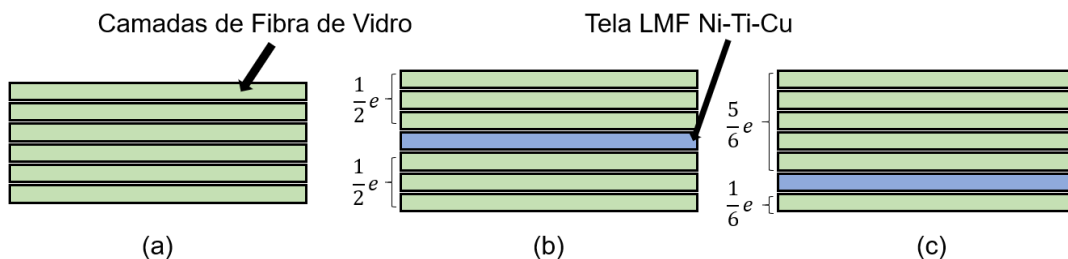
As telas utilizadas como reforço ativo na fabricação dos MC-LMF foram fabricadas de acordo com o item 4.2. descrito anteriormente.

Além dos materiais descritos anteriormente, foram utilizados materiais que auxiliaram na fabricação manual, como a utilização da cera de carnaúba como desmoldante e álcool isopropílico para a limpeza das superfícies nas quais seria fabricado o compósito.

4.3.2 Processo de Laminação Manual

O processo de laminação manual se iniciou com a definição da quantidade de camadas de fibra de vidro a serem utilizadas na fabricação do material compósito. Com a finalidade de se obter um compósito de baixa espessura, mas que ao mesmo tempo suporte um carregamento relativamente alto, foram utilizadas seis camadas de fibra de vidro na fabricação do material compósito, o que totalizou em uma espessura média da ordem de 1,90 mm. Para a fabricação do material compósito híbrido com inserção das telas LMF (MC-LMF), foi adicionada uma tela LMF Ni-Ti-Cu no material compósito, no qual se variou o posicionamento da tela em relação a espessura no interior do MC-LMF fabricado. Em uma determinada configuração de MC-LMF, a tela LMF foi adicionada na linha neutra do material compósito enquanto que em outra configuração de MC-LMF, a tela LMF foi adicionada fora da linha neutra do compósito, mais precisamente à $1/6$ da espessura. A Figura 46 ilustra o material compósito convencional e as diferentes configurações de MC-LMF fabricados.

Figura 46 - Configurações dos materiais compósitos fabricados; (a) Material compósito convencional; (b) MC-LMF com tela na linha neutra; (c) MC-LMF com tela fora da linha neutra.



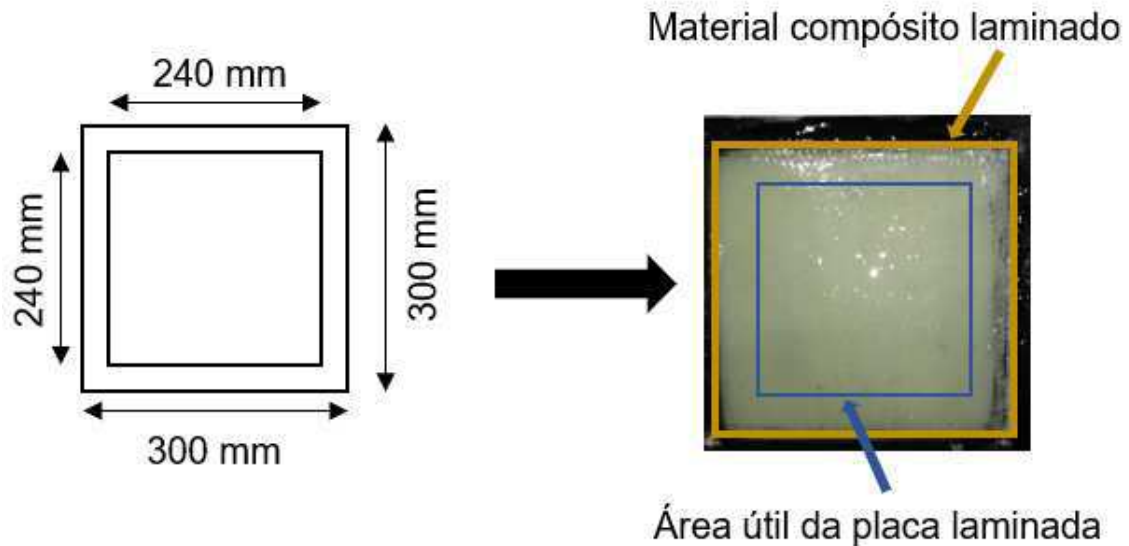
Fonte: Autoria Própria.

A justificativa para o posicionamento da tela LMF no material compósito advém do trabalho de Cohades & Michaud (2018), que concluiu que a inserção dos elementos de LMF na linha neutra do material compósito resulta em um melhor amortecimento de vibrações. Para efeitos comparativos sobre a atuação da LMF durante carregamento, também foi fabricado um compósito MC-LMF com as telas fora da linha neutra.

As placas compósitas laminadas manualmente foram definidas com as seguintes dimensões: 300 mm de largura e 300 mm de comprimento. Após a laminação da placa, retirou-se 30 mm de cada borda para descartar a região que mais

apresenta defeitos de fabricação. A Figura 47 demonstra o esquema de corte da placa compósita fabricada por laminação manual.

Figura 47 - Esquema de corte da placa compósita fabricada por laminação manual



Fonte: Autoria Própria.

As seis camadas de fibra de vidro foram cortadas com as dimensões apresentadas anteriormente e em seguida pesadas. As fibras cortadas apresentaram em média uma massa de 90 gramas e a massa da resina epóxi utilizada durante a laminação foi de 1,6 vezes a massa das fibras. Assim, a massa da resina epóxi utilizada na laminação foi de 144 gramas. A quantidade total da resina epóxi foi dividida por 7 (molhamento inicial + 6 camadas de fibra de vidro) e assim, foi aplicado cerca de 20 gramas de resina epóxi entre cada camada.

Antes do início da laminação, a resina epóxi devidamente misturada com o endurecedor e pesada em uma balança de precisão foi colocada em uma mesa vibratória com a finalidade de se retirar qualquer aprisionamento de ar presente no interior da resina.

A laminação do material compósito foi realizada em uma placa de vidro polida com cera de carnaúba, com a finalidade de atuar como um desmoldante. As camadas de fibra de vidro foram posicionadas sobre a placa de vidro e em seguida aproximadamente 20 gramas de resina epóxi foi aplicada sobre cada camada de fibra

de vidro. A resina epóxi foi espalhada uniformemente na superfície das fibras de vidro com auxílio de um rolo metálico que apresenta a superfície rosqueada. Esse rolo, além de espalhar a resina na fibra de vidro, tem a função de retirar bolhas de ar que possam ter se formado durante a aplicação da resina epóxi e garantir uma espessura homogênea do compósito.

Após a laminação, o material compósito permaneceu por 7 dias em uma sala com temperatura em torno de 30 °C para haver a cura total do material, de acordo com o informativo técnico, da resina Epóxi disponibilizado pela *Redelease*®. A Figura 48 mostra a placa de material compósito após a cura total de 7 dias.

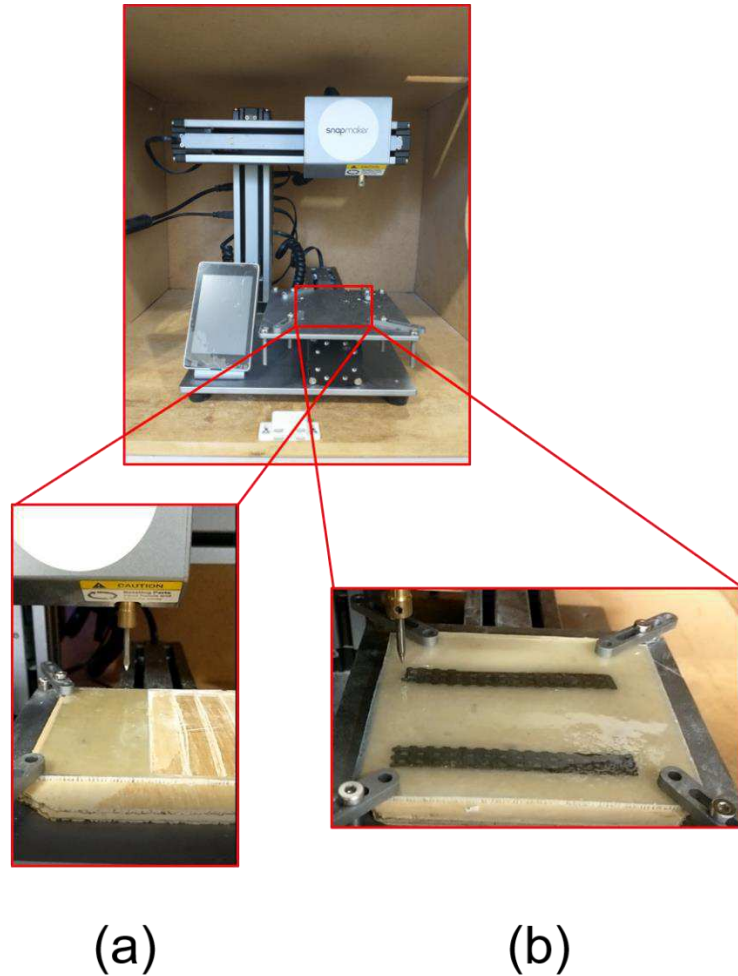
Figura 48 - Placa de material compósito convencional após cura total de 7 dias.



Fonte: Autoria Própria.

Com a placa de material compósito devidamente curada após 7 dias, foi realizado o corte das bordas com a utilização de uma serra de fita, como indicado na Figura 47. Em seguida foram cortados os corpos de prova para tração e flexão utilizando uma fresadora CNC de bancada da marca *Snapmaker*® 1.0. A Figura 49 ilustra o processo de corte dos corpos de prova do material compósito convencional e do MC-LMF.

Figura 49 - Corte dos corpos de prova em uma fresadora CNC. (a) Material compósito convencional; (b) MC-LMF.



Fonte: Autoria Própria.

Foi possível realizar os cortes dos corpos de prova com uma boa precisão dimensional sem qualquer influência significativa na qualidade dos materiais.

4.4 CARACTERIZAÇÃO DAS TELAS LMF NI-TI-CU

De acordo com a Figura 36 do tópico 4.1., foi realizada a caracterização de composição química, térmica e mecânica dos elementos de tela LMF Ni-Ti-Cu. Como caracterização química foram realizados ensaios de EDS (Espectroscopia de Energia Dispersiva) e EDX (Espectroscopia de Raios X). Já a caracterização térmica foi realizada utilizando a técnica de DSC (Varredura Diferencial de Calorimetria), enquanto a caracterização mecânica foi realizada a partir de ensaios de tração e

flexão com diferentes objetivos. O propósito da realização destes ensaios foi conhecer o comportamento geral (térmico e mecânico) das telas LMF Ni-Ti-Cu fabricadas por fundição de precisão.

4.4.1 Análise da Composição Química

Foram utilizadas técnicas de análise quantitativa e qualitativa com a finalidade de quantificar e qualificar a composição química das telas LMF Ni-Ti-Cu. Os resultados obtidos nas técnicas de análise química foram comparados com a composição química de referência e assim, pode-se concluir se o processo de fabricação das telas não causou grandes variações na composição química. A análise da composição química foi realizada através de ensaios de EDS e EDX.

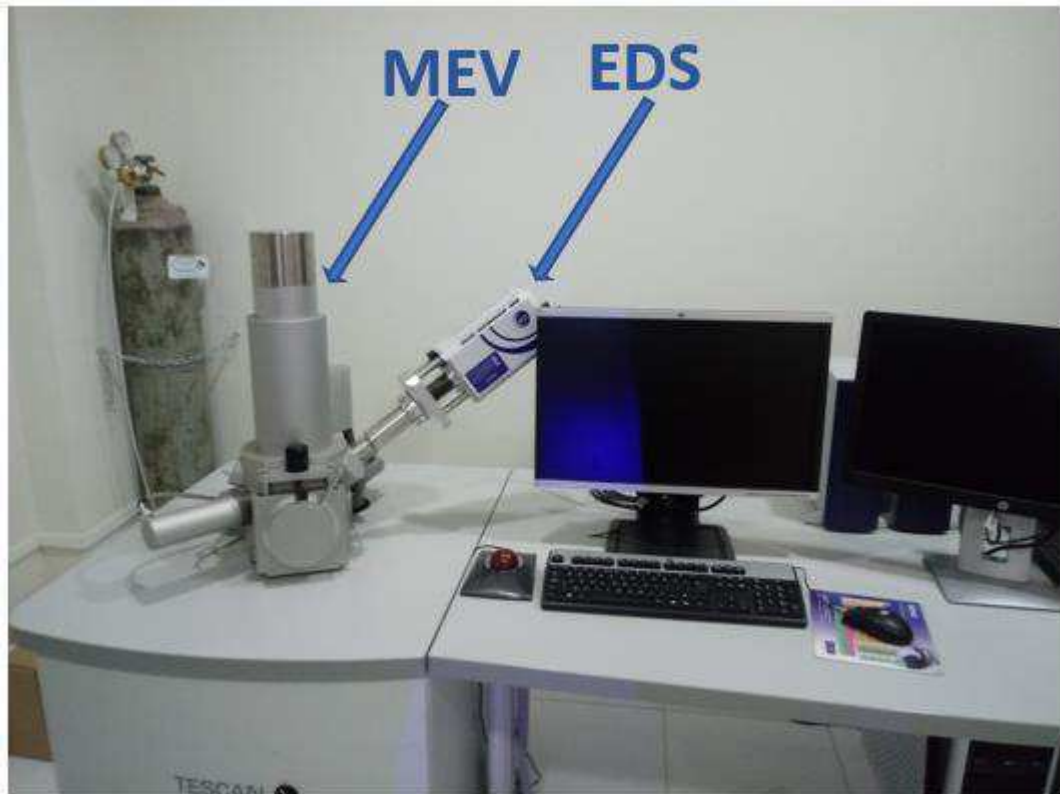
A utilização de dois equipamentos de análise química foi feita com o objetivo de comparar os resultados entre tais e assim, obter uma maior precisão da composição real das telas LMF Ni-Ti-Cu.

4.4.1.1 Ensaios de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS)

A primeira técnica utilizada para análise da composição química foi o EDS que é caracterizado por um equipamento acoplado a um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). A técnica de EDS, assim como o EDX, consiste na medição de raios-X característicos emitidos de uma região microscópica da amostra que é bombardeada por um feixe de elétrons. A medida dos raios-X característicos é relacionado com um determinado número atômico, sendo que o comprimento de onda ou a energia dispersada pode ser utilizado para identificar o elemento que está emitindo tal radiação, assim identificando o elemento químico a partir do bombardeamento de uma pequena amostragem do material por feixe de elétrons.

O equipamento utilizado foi um EDS da marca *Oxford Instruments*[®] acoplado a um MEV da marca *Tescan*[®]. A Figura 50 a seguir ilustra o equipamento utilizado para a realização dos ensaios de espectroscopia de energia dispersiva.

Figura 50 - Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) com EDS acoplado.



Fonte: Autoria Própria.

Tanto os ensaios qualitativos quanto os ensaios quantitativos foram feitos com a análise em área. A potência de incidência do feixe de elétrons foi de 20 kV.

4.4.1.2 Espectroscopia de raios-X por dispersão em energia (EDX)

O equipamento de ensaio EDX é uma das variantes da espectroscopia por fluorescência de raio-X que se baseia na investigação de uma amostra através de interações entre a incidência de uma determinada radiação eletromagnética e o material a ser analisado, com princípio semelhante ao EDS.

Para a realização da análise química foi utilizado um equipamento EDX-720 da marca *Shimadzu*[®]. A Figura 51 a seguir destaca o equipamento de EDX utilizado.

Figura 51 - Equipamento EDX-720 da marca *Shimadzu*[®].



Fonte: Autoria Própria.

4.4.2 Análise Geométrica/Dimensional

Após a análise da composição química, foi realizada uma análise geométrica e dimensional para avaliar comparativamente as principais dimensões das células das telas LMF brutas de fundição e das telas LMF laminadas.

As análises dimensionais foram realizadas com o auxílio de um microscópio ótico de modelo BX-51, da marca *Olympus*[®]. No microscópio ótico foi utilizado um aumento de 50 vezes com o objetivo de avaliar comparativamente as dimensões do modelo em resina e da tela bruta de fundição, além de avaliar as mudanças dimensionais nas células quadradas pela laminação das telas. Na Figura 52 está demonstrado o equipamento utilizado para a análise geométrica e dimensional.

Figura 52 - Equipamento utilizado para análise geométrica e dimensional, microscópio ótico BX-51.



Fonte: Autoria Própria.

A partir dos resultados obtidos, foi possível analisar o grau de precisão do processo de fabricação por fundição, comparando as dimensões da tela bruta de fundição com as dimensões da tela laminada.

4.4.3 Caracterização térmica por varredura diferencial de calorimetria (DSC)

As temperaturas de transformação de fase das telas LMF Ni-Ti-Cu foram determinadas utilizando um equipamento de modelo DSC-60, da marca *Shimadzu*[®]. Os ensaios foram realizados segundo a norma ASTM F2004-05 utilizando uma taxa de 10 °C/min durante o aquecimento e resfriamento, com intervalo de temperatura entre -100 °C e 80 °C. As amostras para realizar os ensaios de DSC foram retiradas das próprias telas, com massa em torno de 30 mg. Na Figura 53 é apresentado o equipamento utilizado para a realização dos ensaios de DSC.

Figura 53 - Calorímetro DSC da *Shimadzu*[®] modelo DSC-60.



Fonte: Autoria Própria.

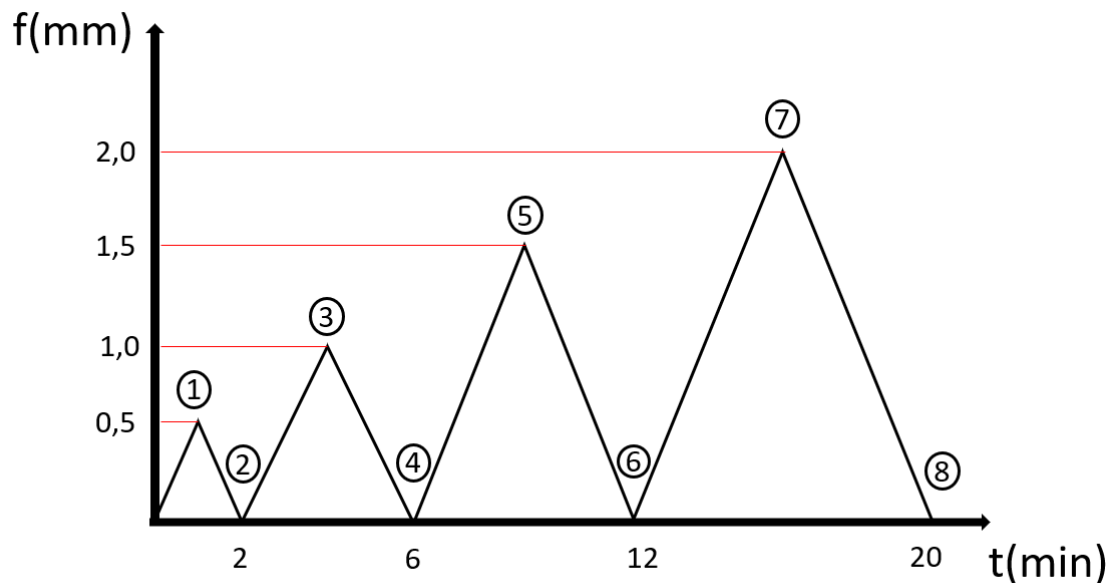
4.4.4 Caracterização por Ensaios de Flexão

Os ensaios de flexão em 3 pontos foram realizados com dimensões de flecha máxima pré-definidas e sob temperaturas distintas (*Isotermas*) em uma máquina de ensaios modelo 5582 da marca *Instron*[®]. A máquina de ensaio estava equipada com uma célula de carga de 5 kN e resolução de 0,02 N.

O ensaio de flexão foi realizado se baseando na norma ASTM D7264/D7264M - 15. Mesmo tal norma sendo referente a realização de ensaios de flexão em materiais compósitos, ela foi utilizada por dois motivos: devido a não existência de uma norma padrão para a realização de ensaios de flexão em LMF e para realizar a comparação dos resultados do ensaio de flexão das telas LMF Ni-Ti-Cu com o MC-LMF.

As flechas de flexão pré-definidas foram: 0,5 mm, 1,0 mm, 1,5 mm e 2,0 mm. A Figura 54 esquematiza o processo utilizado para a realização do ensaio de flexão sob uma temperatura fixa.

Figura 54 - Processo utilizado para a realização do ensaio de flexão.



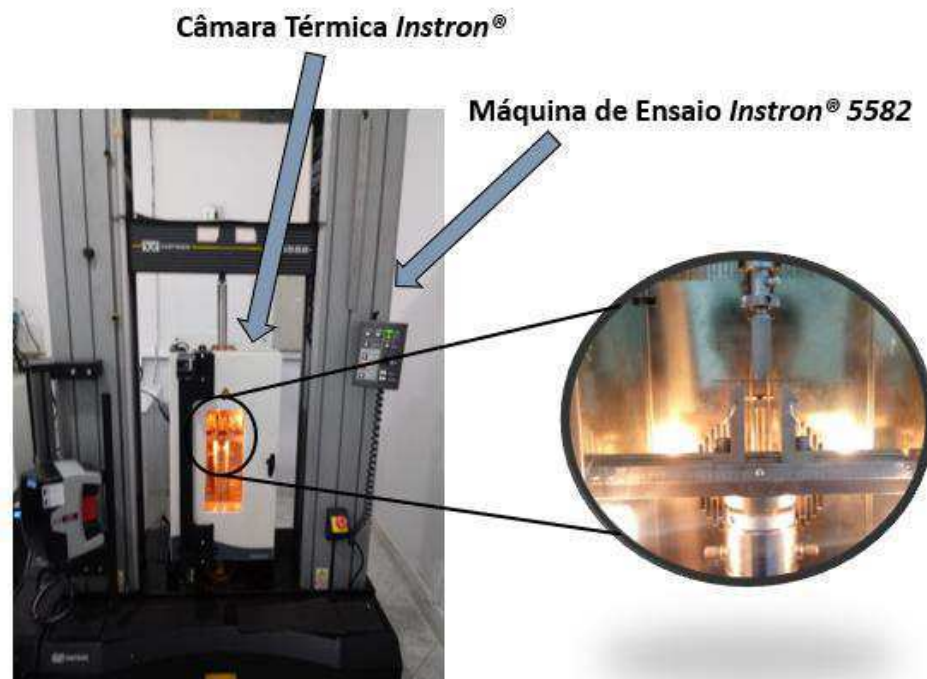
Fonte: Autoria Própria.

O processo para a realização do ensaio de flexão foi dividido em 8 etapas, sendo:

- (1) - Carregamento até flecha de 0,5 mm;
- (2) - Descarregamento até 0 N e final do primeiro ciclo;
- (3) - Carregamento até flecha de 1,0 mm;
- (4) - Descarregamento até 0 N e final do segundo ciclo;
- (5) - Carregamento até flecha de 1,5 mm;
- (6) - Descarregamento até 0 N e final do terceiro ciclo;
- (7) - Carregamento até flecha de 2,0 mm;
- (8) - Descarregamento até 0 N e final do quarto ciclo;

Todo o processo foi realizado em uma única temperatura. Além disso, tal processo foi repetido em cada uma das temperaturas definidas previamente, que foram: 30 °C, 40 °C, 50 °C, 60 °C, 70 °C e 80 °C. O aumento e controle da temperatura foi feito com auxílio de uma câmara térmica da marca *Instron*[®]. Antes da realização de cada ensaio em temperatura fixa, os corpos de prova foram aquecidos acima da temperatura A_f para haver a recuperação de possíveis deformações e em seguida resfriado em nitrogênio líquido para que toda microestrutura do material fosse transformada em martensita. A montagem do ensaio está apresentada na Figura 55.

Figura 55 - Máquina Universal de Ensaio *Instron*® 5582 com montagem para ensaio de flexão 3 pontos.



Fonte: Autoria Própria.

O corpo de prova utilizado foi definido na seção 4.2.5. e o espaçamento entre os apoios foi de 36 mm. A taxa de carregamento utilizado foi de 0,5 mm/min, de acordo com a norma ASTM D7264/D7264M - 15 que indica a utilização de taxa de carregamento igual ou inferior a 1,0 mm/min.

4.5 CARACTERIZAÇÃO DO COMPÓSITO CONVENCIONAL E DO MC-LMF

De acordo com a Figura 37 da seção 4.1., foi realizada a caracterização mecânica do compósito convencional. Primeiramente foi realizada a análise da densidade dos materiais desenvolvidos e o cálculo da fração de constituintes. Em seguida foi realizada a caracterização termomecânica por análise dinâmico-mecânica da resina epóxi e do material compósito convencional. Posteriormente foi realizada a caracterização mecânica do material compósito convencional, mais especificamente usando ensaios de tração e ensaios de flexão. A caracterização mecânica definida anteriormente foi realizada tanto para o material compósito convencional quanto para o MC-LMF. O propósito da realização destes ensaios foi conhecer o comportamento

geral (térmico e mecânico) dos materiais compósitos fabricados por laminação manual, com e sem a inserção das telas LMF Ni-Ti-Cu.

4.5.1 Análise da densidade e fração dos constituintes

Primeiramente foi realizada a análise de densidade do material compósito convencional e do MC-LMF. Os resultados dessa análise serão necessários para a avaliação da fração de constituintes.

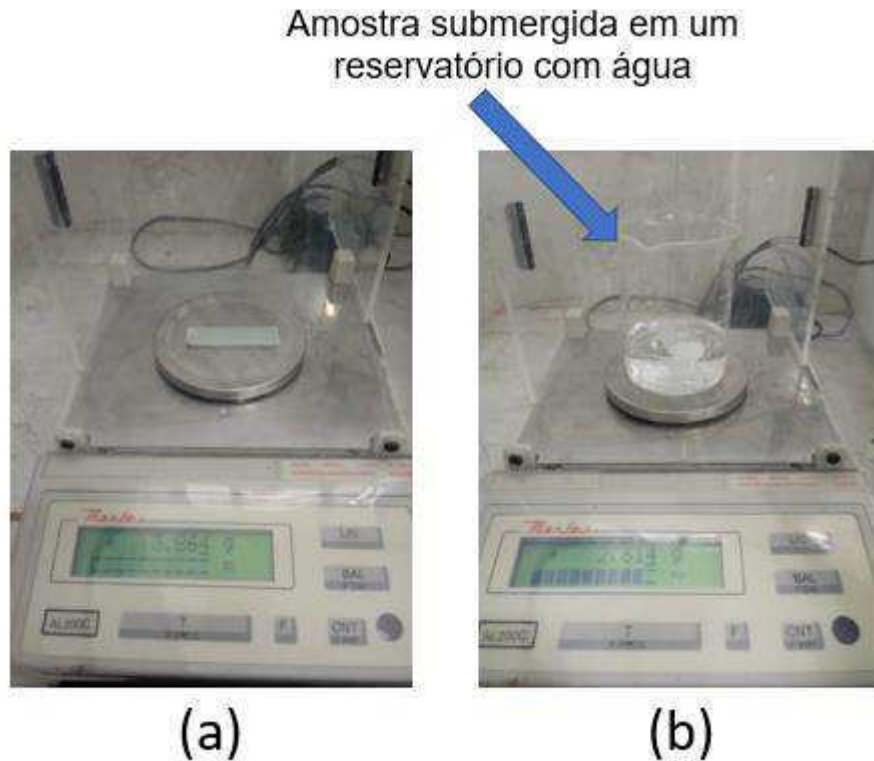
A densidade foi medida de acordo com a norma ASTM D792 – 13, método de teste padrão para densidade e gravidade específica de materiais com base polimérica por deslocamento de fluido. A amostra utilizada na medição da densidade apresentou as seguintes dimensões: 60,00 mm x 25,00 mm x 1,90 mm (comprimento x largura x espessura), resultando em um volume de 2,85 cm³. Segundo a norma, a amostra deve ter pelo menos 1 cm³.

O procedimento realizado para a medição da densidade, de acordo com a norma, foi:

- (1) Medir e considerar a temperatura da água;
- (2) Pesar a amostra em uma balança de precisão ao ar;
- (3) Montar um reservatório no interior da balança de precisão com água suficiente para submergir a amostra de material compósito e tarar a balança com o reservatório;
- (4) Pesar a amostra submergida no reservatório no interior da balança de precisão;
- (5) Realizar o cálculo da densidade a partir da massa da amostra pesada ao ar e do volume de água deslocada pela amostra submergida no reservatório;

As medições de densidade foram realizadas a 25 ± 2 °C e conseqüentemente foi considerada a densidade da água a 25 °C. A Figura 56 ilustra a pesagem da amostra de material compósito ao ar e imersa no reservatório preenchido por água no interior da balança de precisão.

Figura 56 – Procedimento de medição da densidade de amostras de compósito; (a) Pesagem ao ar, (b) Pesagem da amostra submergida em água.



Fonte: Autoria Própria.

Após a medição da densidade dos compósitos com e sem a inserção das telas LMF Ni-Ti-Cu, foi realizada a medição da fração dos constituintes de acordo com a norma ASTM D3171 – 15, método de teste padrão para fração de constituintes de materiais compósitos.

O método utilizado consiste na remoção física da matriz do material compósito por digestão, combustão ou carbonização, deixando apenas o reforço essencialmente não afetado pelo processo de remoção da matriz e assim, permitindo o cálculo de fração (mássica ou volumétrica) do(s) reforço(s) ou da matriz, além do cálculo do volume de vazios.

Como o material compósito desenvolvido neste trabalho é constituído por uma matriz polimérica, a norma indica que a retirada dela seja por combustão em um forno com temperatura controlada.

O procedimento realizado para a medição da densidade seguiu a norma ASTM D3171 – 15:

- (1) - Pesar cada amostra em uma balança de precisão;
- (2) - Colocar a amostra em um cadinho seco e pesado previamente;
- (3) - Colocar o cadinho com a amostra no seu interior no forno pré-aquecido a 500 °C;
- (4) - Aquecer o forno até 550 ± 30 °C e manter a temperatura por no máximo 6 horas para que toda a matriz seja queimada e evaporada;
- (5) – Pesar o(s) reforço(s) que ficou no cadinho em uma balança de precisão;

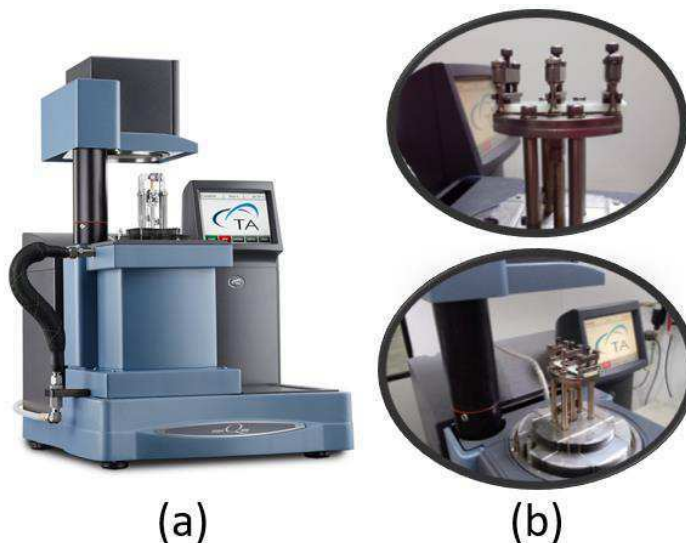
Após o procedimento, foi possível estimar as frações (mássicas e volumétricas) de constituintes do material compósito, com o objetivo de analisar a qualidade do processamento por laminação manual.

4.5.2 Caracterização Termomecânica por DMA

Foram realizadas análises dinâmico-mecânicas com o objetivo de medir a temperatura de transição vítrea (T_g) da Resina Epóxi e do material compósito convencional de acordo com a norma ASTM D7028 – 15, correspondente ao método de teste padrão para temperatura de transição vítrea (DMA T_g) de materiais compósitos de matriz polimérica utilizando análise dinâmico-mecânica (DMA).

O ensaio de DMA foi realizado no modo *Dual Cantilever* sob oscilação de flexão em um equipamento DMA de modelo Q-800, da marca *TA Instruments*®. O equipamento utilizado no ensaio e a montagem dos corpos de prova no equipamento de DMA estão ilustrados na Figura 57.

Figura 57 – Equipamento de DMA; (a) DMA Q-800, TA Instruments®; (b) Montagem do corpo de prova no equipamento de DMA.



Fonte: Autoria Própria.

O ensaio foi configurado de acordo com a norma ASTM D7028 – 15, com uma frequência nominal de 1 Hz, taxa de aquecimento e resfriamento de 5 ± 1 °C/min e amplitude de 15 μm .

Para determinar a T_g da Resina Epóxi e do material compósito foi utilizado o método das tangentes na curva do módulo de armazenamento, no qual a interseção das tangentes representa a temperatura de transição vítrea.

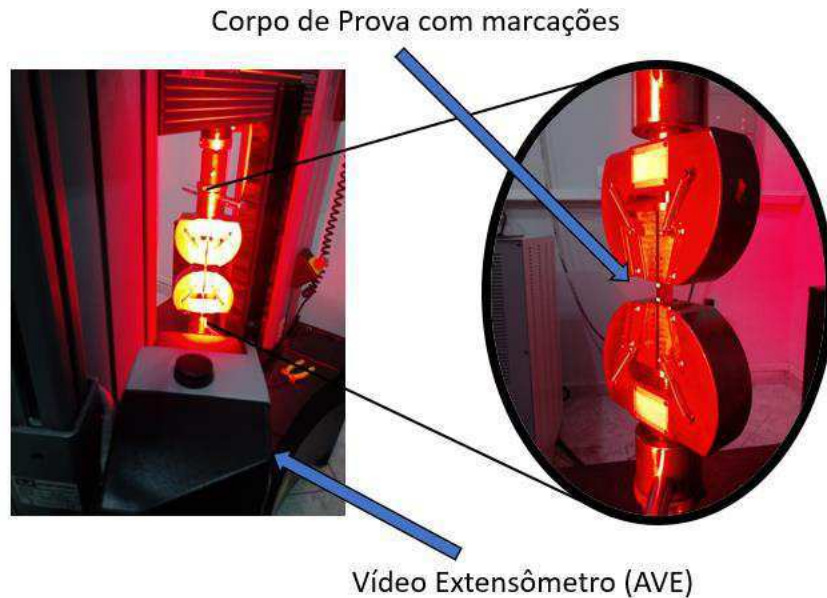
4.5.3 Caracterização Mecânica por Ensaio de Tração

Foram realizados ensaios destrutivos em tração sob temperatura ambiente em corpos de prova da resina epóxi utilizada como matriz e em corpos de prova de material compósito convencional (sem a inserção das telas LMF), com o objetivo de caracterizar as propriedades mecânicas sob tração e analisar a eficiência do método de fabricação por laminação manual.

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM D3039/D3039M – 17, sendo o método de teste padrão para propriedades de tração de materiais compósitos com matriz polimérica. Apenas as dimensões dos corpos de prova que variaram em comparação a norma. Estas dimensões dos corpos de prova

foram: 60 mm x 25 mm x 1,90 mm (comprimento x largura x espessura). Para a execução dos ensaios de tração foi utilizada uma máquina universal de ensaios modelo 5582, da marca *Instron*[®] equipada com um vídeo extensômetro (AVE). A montagem para os ensaios de tração pode ser visualizada na Figura 58.

Figura 58 – Montagem para ensaio de tração com utilização do AVE.



Fonte: Autoria Própria.

Como mostrado na Figura 58, foram feitas duas marcações nos corpos de prova para que o AVE tenha tais pontos como referência para a medição da deformação dos compósitos. Além disso, as marcações foram feitas na lateral do corpo de prova para que fosse possível acompanhar a deformação das 6 camadas de fibra de vidro e não somente a camada externa caso as marcações fossem feitas na superfície frontal do corpo de prova.

Estes ensaios foram realizados a temperatura ambiente, com uma velocidade de deslocamento de 0,5 mm/min.

4.5.4 Caracterização Mecânica por Ensaio de Flexão

Foram realizados ensaios destrutivos de flexão sob temperatura ambiente em corpos de prova da resina epóxi utilizada como matriz e em corpos de prova de material compósito convencional (sem a inserção das telas LMF). Estes ensaios foram

isotérmicos a diferentes temperaturas, com o objetivo de se analisar o comportamento mecânico do material compósito convencional e do MC-LMF com variação da temperatura.

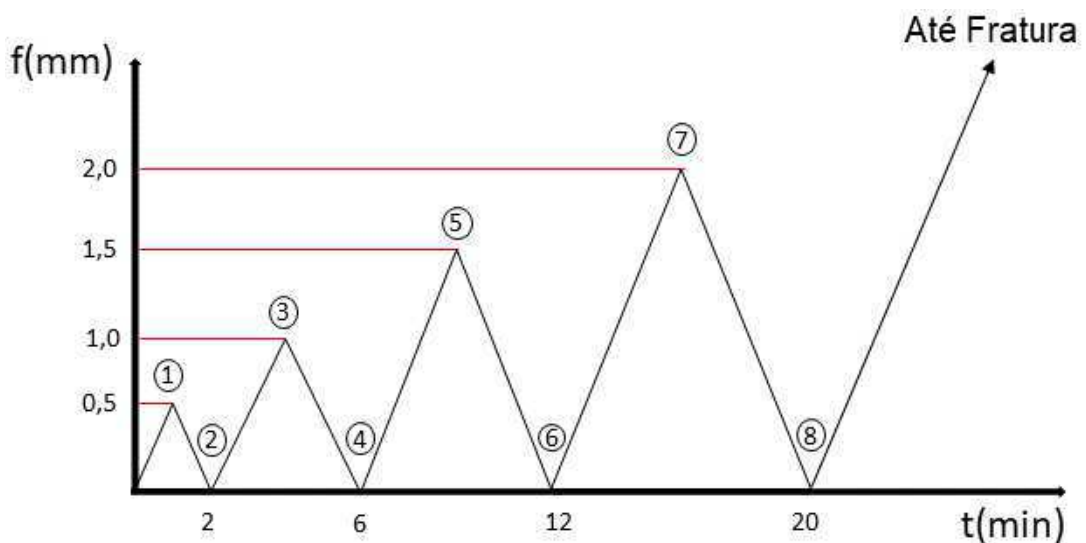
Os ensaios de flexão foram do tipo 3 pontos e executados de acordo com a norma ASTM D7264/D7264M – 15.

Para a realização dos ensaios de flexão foi utilizada a máquina universal de ensaios de modelo 5582, da marca *Instron*[®]. A montagem utilizada para os ensaios de flexão destrutivos se assemelha à montagem para os ensaios de flexão nas telas LMF Ni-Ti-Cu da seção 4.4.4.

O corpo de prova utilizado foi instalado com um espaçamento entre os apoios de aproximadamente 36 mm. A taxa de carregamento utilizado foi de 0,5 mm/min, de acordo com a norma ASTM D7264/D7264M - 15 que indica a utilização de taxa de carregamento igual ou inferior a 1,0 mm/min.

O ensaio de flexão isotérmico foi realizado de acordo com a metodologia utilizada na seção 4.4.4. para o ensaio de flexão das telas LMF Ni-Ti-Cu. A Figura 59 apresenta o esquema de ensaio utilizado no ensaio de flexão isotérmicos do material compósito convencional e do MC-LMF.

Figura 59 – Esquema do ensaio de flexão isotérmico do material compósito convencional e do MC-LMF.



Fonte: Autoria Própria.

O processo para a realização do ensaio de flexão foi dividido em 9 etapas, sendo:

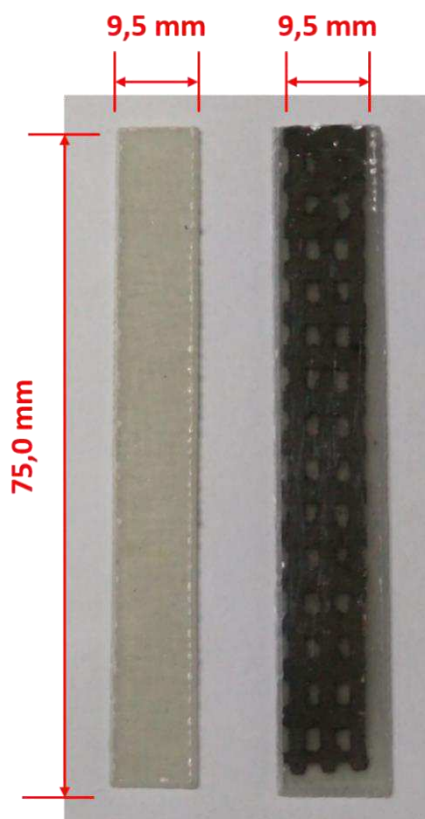
- (1) Carregamento até flecha de 0,5 mm;
- (2) Descarregamento até 0 N e final do primeiro ciclo;
- (3) Carregamento até flecha de 1,0 mm;
- (4) Descarregamento até 0 N e final do segundo ciclo;
- (5) Carregamento até flecha de 1,5 mm;
- (6) Descarregamento até 0 N e final do terceiro ciclo;
- (7) Carregamento até flecha de 2,0 mm;
- (8) Descarregamento até 0 N e final do quarto ciclo;
- (9) Carregamento até fratura do corpo de prova;

Todo o processo foi realizado em uma única temperatura, sendo repetido em cada uma das temperaturas definidas previamente, que foram: 30 °C, 40 °C, 50 °C, 60 °C, 70 °C e 80 °C. O aumento e controle da temperatura foi feito com auxílio de uma câmara térmica da marca *Instron*[®].

No caso dos ensaios do MC-LMF, os corpos de prova foram previamente mergulhados em nitrogênio líquido para que a estrutura cristalina da tela LMF adicionada ao material compósito se torne totalmente martensítica e assim, a transformação reversa ocorra de acordo com a temperatura de ensaio.

As dimensões dos corpos de prova utilizados para a realização dos ensaios de flexão isotérmicos, tanto para o material compósito convencional quando para o MC-LMF, estão representados na Figura 60.

Figura 60 - Corpos de prova utilizados nos ensaios de flexão isotérmicos.



Fonte: Autoria Própria

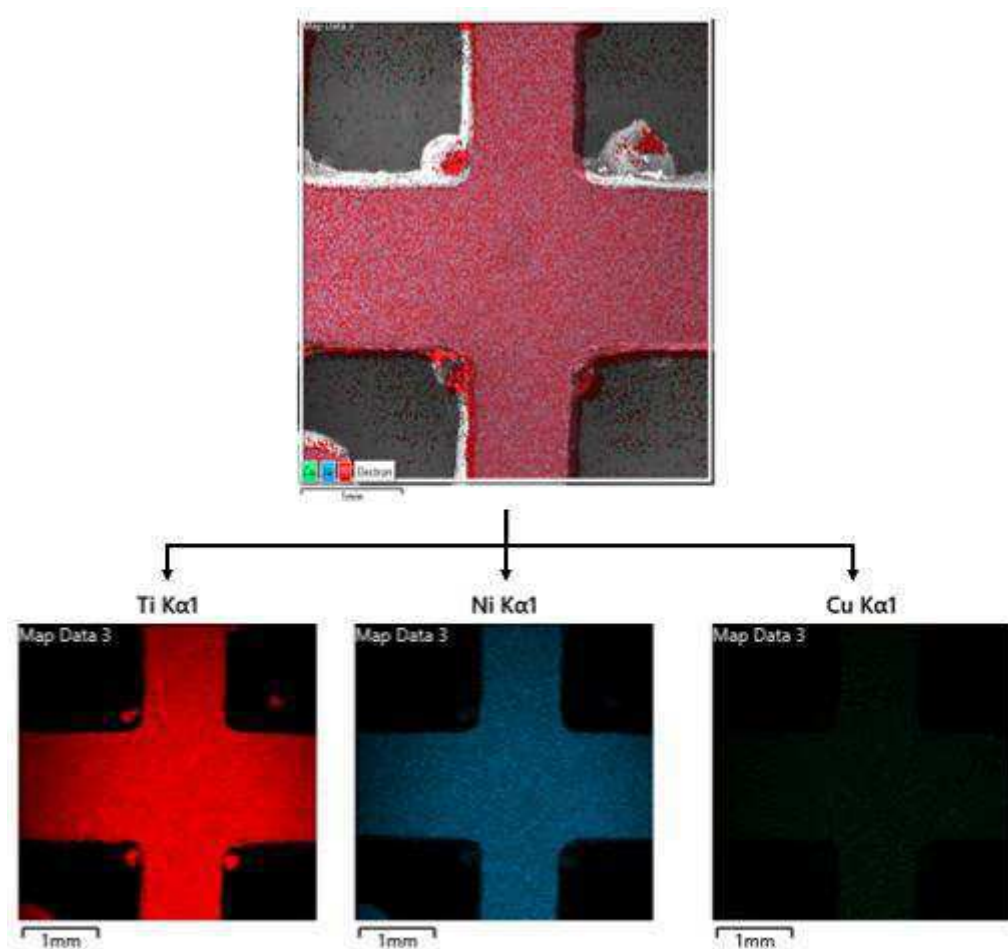
Os corpos de prova do material compósito convencional e do MC-LMF foram produzidos com as mesmas dimensões para que fosse possível realizar a comparação entre os resultados obtidos em tais.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 ANÁLISE DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS TELAS LMF NI-TI-CU

O EDS, fornece resultados qualitativos e quantitativos enquanto o EDX, apenas resultados quantitativos. A Figura 61 ilustra o resultado qualitativo do método EDS.

Figura 61 – Resultado qualitativo da tela LMF utilizando EDS.



Fonte: Autoria Própria.

A Figura 61 indica homogeneidade da tela fabricada com a liga Ni-Ti-Cu por fundição de precisão, pois é possível ver que toda a imagem apresenta uma mesma coloração. Conclui-se que os três elementos da liga (Ni,Ti,Cu) estão distribuídos igualmente na região analisada e por consequência estima-se que tal homogeneidade está presente em todo o elemento de tela fabricado. Nas imagens individuais de Ni, Ti e Cu é possível ver uma maior intensidade na cor dos elementos Ni e Ti devido a

maior concentração de tais elementos na liga, enquanto que a imagem do Cu apresenta uma baixa intensidade na sua cor, sendo quase não visível, devido a menor concentração do elemento Cu na liga. Assim, pode-se concluir que qualitativamente a tela LMF fabricada apresenta uma composição homogênea.

De forma quantitativa, foram realizadas análises utilizando EDS e EDX para avaliar a real composição do material fabricado. Nas Tabelas 03 e 04 estão descritos os resultados obtidos pelos métodos EDS e EDX, respectivamente.

Tabela 3 – Resultado da análise quantitativa por EDS da tela LMF Ni-Ti-Cu.

Composição Mássica Ni-Ti-Cu (EDS)			
	Ni (%)	Ti (%)	Cu (%)
Experimental	48,300	45,600	6,100
Teórico	49,340	44,720	5,940
Variação	1,040	0,880	0,160

Fonte: Autoria Própria.

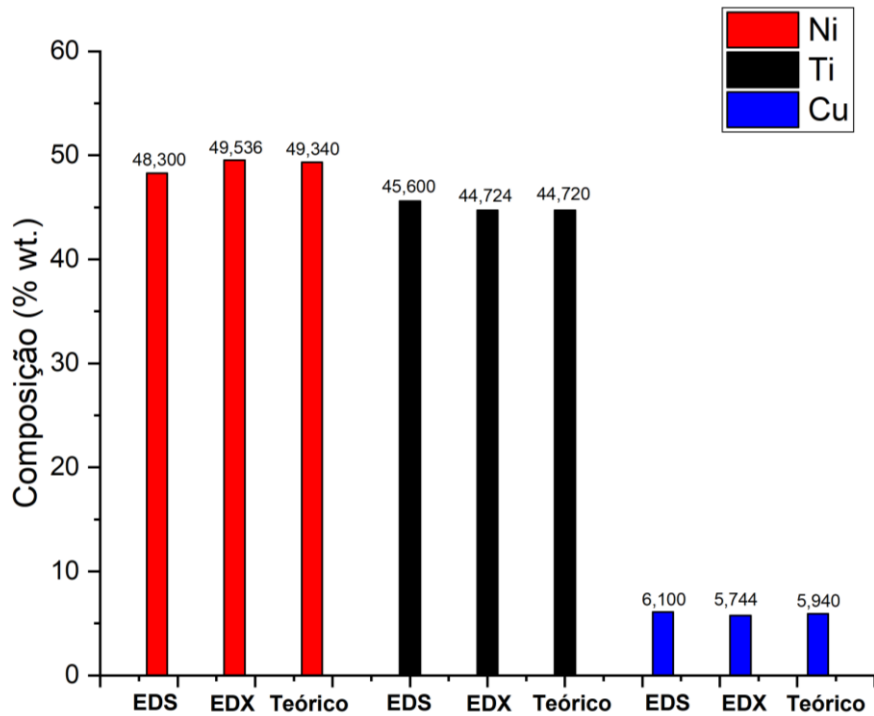
Tabela 4 – Resultado da análise quantitativa por EDX da tela LMF Ni-Ti-Cu

Composição Mássica Ni-Ti-Cu (EDX)			
	Ni (%)	Ti (%)	Cu (%)
Experimental	49,536	44,724	5,744
Teórico	49,340	44,720	5,940
Variação	0,196	0,004	0,196

Fonte: Autoria Própria.

De acordo com os resultados apresentados nas Tabelas 03 e 04, pode-se notar que os valores obtidos nas análises químicas (**Experimental**) estão bem próximos dos valores esperados (**Teórico**), no qual a maior variação da composição química por elemento foi na ordem de 1%, valor considerado aceitável devido às variações inerentes ao processo de fabricação utilizado. Além disso, é possível visualizar a proximidade dos resultados de ambos os métodos de análise com os valores esperados de composição da liga. Essa comparação pode ser mais facilmente visualizada na Figura 62.

Figura 62 - Comparativo da composição por elemento químico.



Fonte: Autoria Própria.

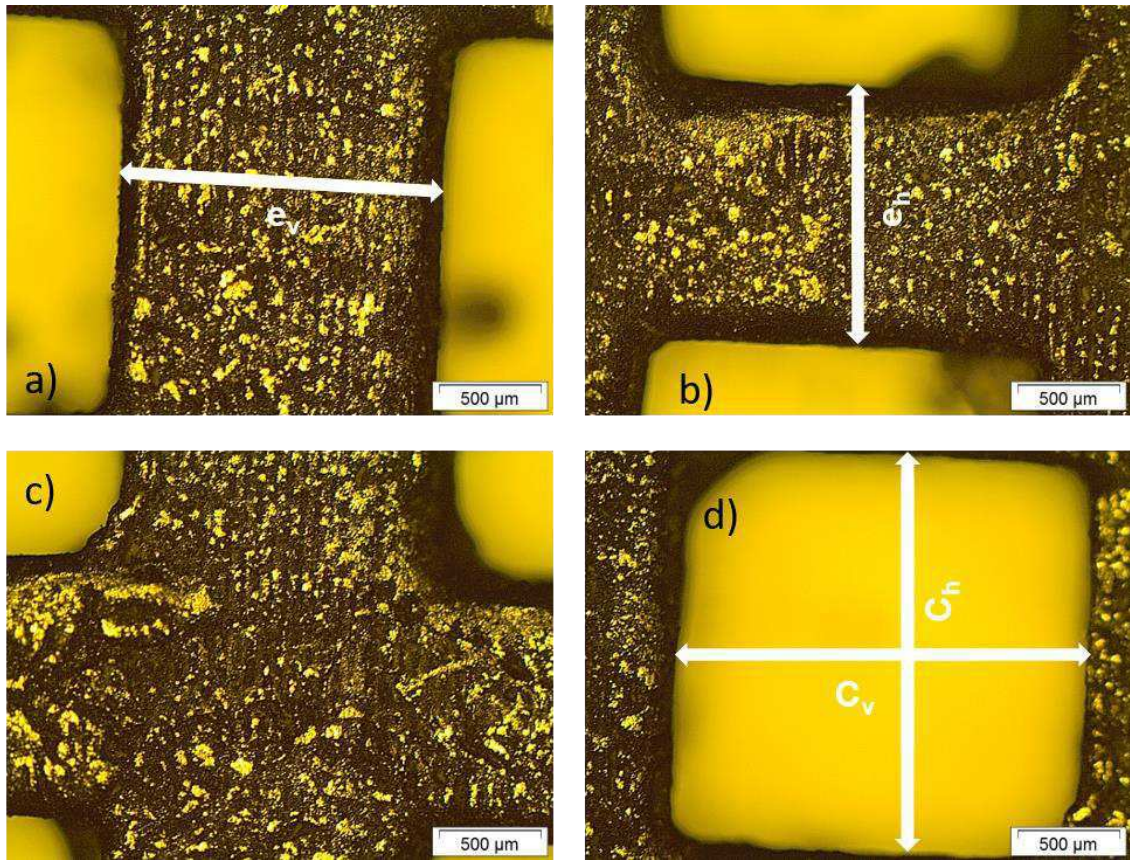
5.2 ANÁLISE GEOMÉTRICA/DIMENSIONAL

Conforme descrito na seção 4.4.2., foi realizada a análise geométrica/dimensional nas telas LMF obtidas por fundição de precisão no seu estado bruto e laminado. Com auxílio do microscópio óptico e do projetor de perfil descritos anteriormente, foram avaliadas as principais dimensões das telas LMF e, foi analisada a qualidade superficial do material fabricado, antes e após a laminação.

5.2.1 Telas brutas de fundição

As imagens das telas LMF brutas de fundição estão apresentadas na Figura 63.

Figura 63 - Microscopia óptica da tela LMF bruta de fundição; (a) Parede da tela transversal a laminação; (b) Parede da tela no sentido da laminação; (c) Interseção das paredes da tela; (d) Célula quadrada da tela.



Fonte: Autoria Própria.

Na Figura 63 está apresentada a superfície das telas LMF com as respectivas dimensões que serão consideradas posteriormente. Analisando a qualidade superficial da tela, nota-se que elas não apresentam defeitos superficiais aparentes, porém é notável a irregularidade nas suas dimensões, como exemplo a imagem da Figura 63.(d). Mesmo o modelo fabricado em resina apresentando dimensões regulares e bem definidas, a tela bruta de fundição não apresenta a mesma qualidade superficial, não apresentando uma célula perfeitamente quadrada. Diante da análise superficial da tela LMF bruta de fundição, é constatado que o processo adotado para a fabricação garantiu o total preenchimento de toda a região do molde.

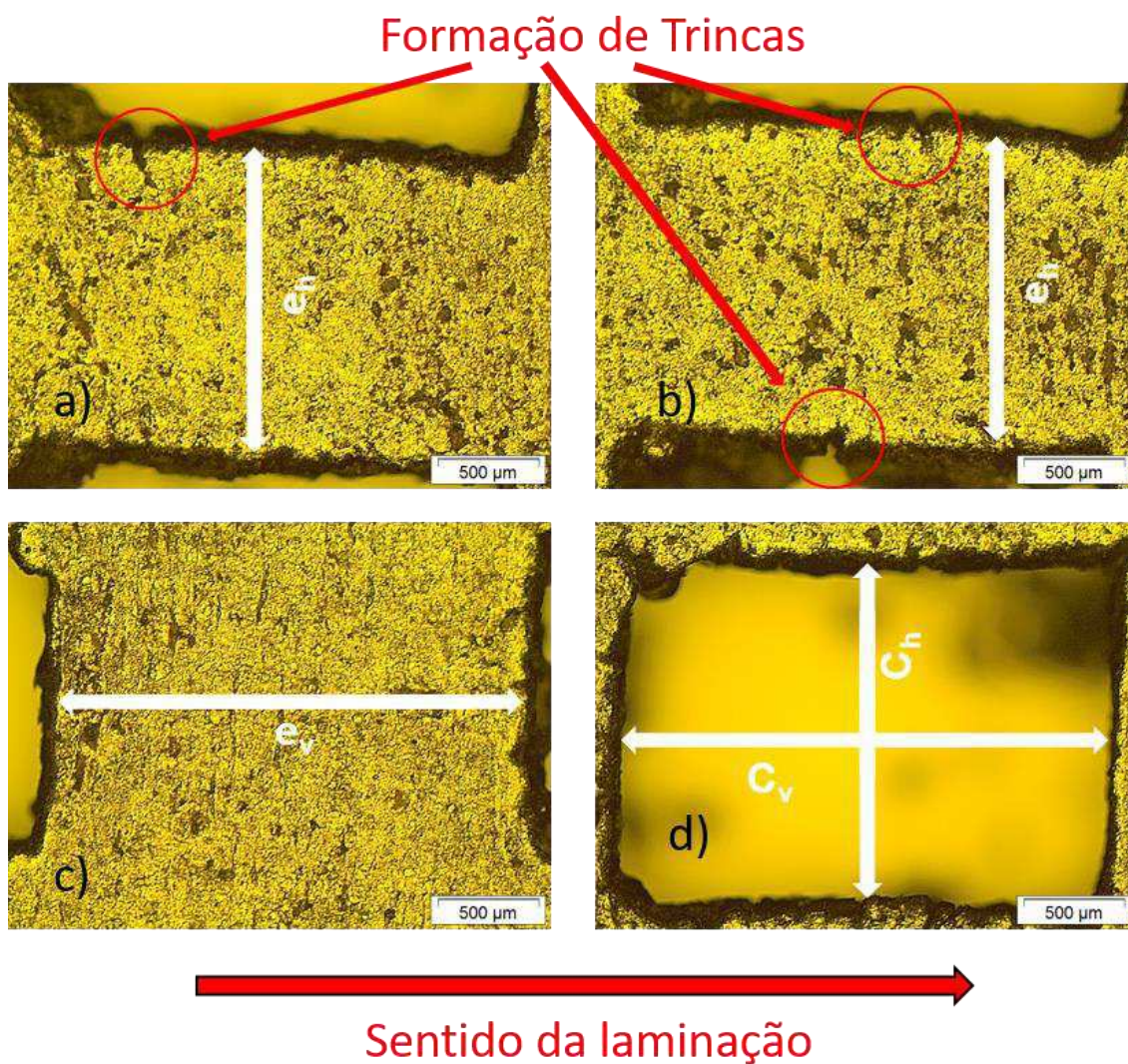
Para avaliar o grau de precisão vinculado ao processo de fabricação utilizado, foram realizadas diversas medições e uma posterior comparação entre as telas brutas de fundição e as telas laminadas. Ainda na Figura 63 são apresentadas as principais dimensões consideradas na análise dimensional: e_v = dimensão da espessura da parede transversal a laminação, e_h = dimensão da espessura da parede no sentido da

laminação, C_v = dimensão interna da célula no sentido transversal a laminação e C_h = dimensão interna da célula no sentido da laminação.

5.2.2 Telas Laminadas

As imagens das telas LMF laminadas estão apresentadas na Figura 64, onde também se apresenta uma análise da qualidade superficial das telas após a laminação.

Figura 64 - Microscopia óptica da tela LMF laminada; (a) e (b) Parede da tela no sentido da laminação; (c) Parede da tela transversal a laminação; (d) Célula retangular após laminação



Fonte: Autoria Própria

Devido à redução de espessura durante a laminação, as telas laminadas apresentam variações dimensionais, consequentemente aumentando as dimensões das paredes tanto no sentido da laminação quanto transversal a laminação, como demonstrado nas imagens (a), (b) e (c) da Figura 64. Além disso, é notável uma deformação no sentido da laminação na célula, de forma a provocar uma alteração significativa nas dimensões e na geometria da célula, mostrando claramente uma geometria retangular após a laminação ($C_v > C_h$). Tal variação das dimensões durante a laminação foi descrita por Helman & Cetlin (1983), dizendo que o resultado principal da redução de espessura do metal é o seu alongamento na direção da laminação com um aumento no sentido transversal a laminação sendo relativamente pequeno, podendo ser desprezado na maioria dos casos.

Ainda de acordo com a Figura 64, são visíveis as alterações na qualidade superficial da tela após a laminação e o que mais chama atenção é a formação de trincas nas laterais das paredes, concentradores de tensão que reduzem significativamente a resistência mecânica das telas. A formação de pequenas trincas nas telas evidencia que o processo de laminação a frio não é o mais indicado para aplicar uma conformação mecânica nas telas LMF. Provavelmente é mais indicado a realização do processo de laminação a quente, processo no qual a conformação mecânica é realizada em temperaturas acima da temperatura de recristalização do material.

5.2.3 Análise das dimensões das telas brutas e laminadas

A Tabela 05 apresenta as dimensões médias das telas brutas e das telas laminadas, além do cálculo da variação das dimensões após a realização da laminação a frio, conforme as dimensões apresentadas anteriormente.

Tabela 5 - Medições realizadas em microscópio óptico nas telas brutas de fundição e telas laminadas

Dimensões	Tela Bruta	Tela Laminada	Variação
e_h	1,286 ± 0,031	1,581 ± 0,035	22,94%
e_v	1,547 ± 0,037	2,388 ± 0,058	54,36%
C_h	2,015 ± 0,017	1,716 ± 0,064	-14,84%
C_v	1,967 ± 0,018	2,472 ± 0,023	25,67%

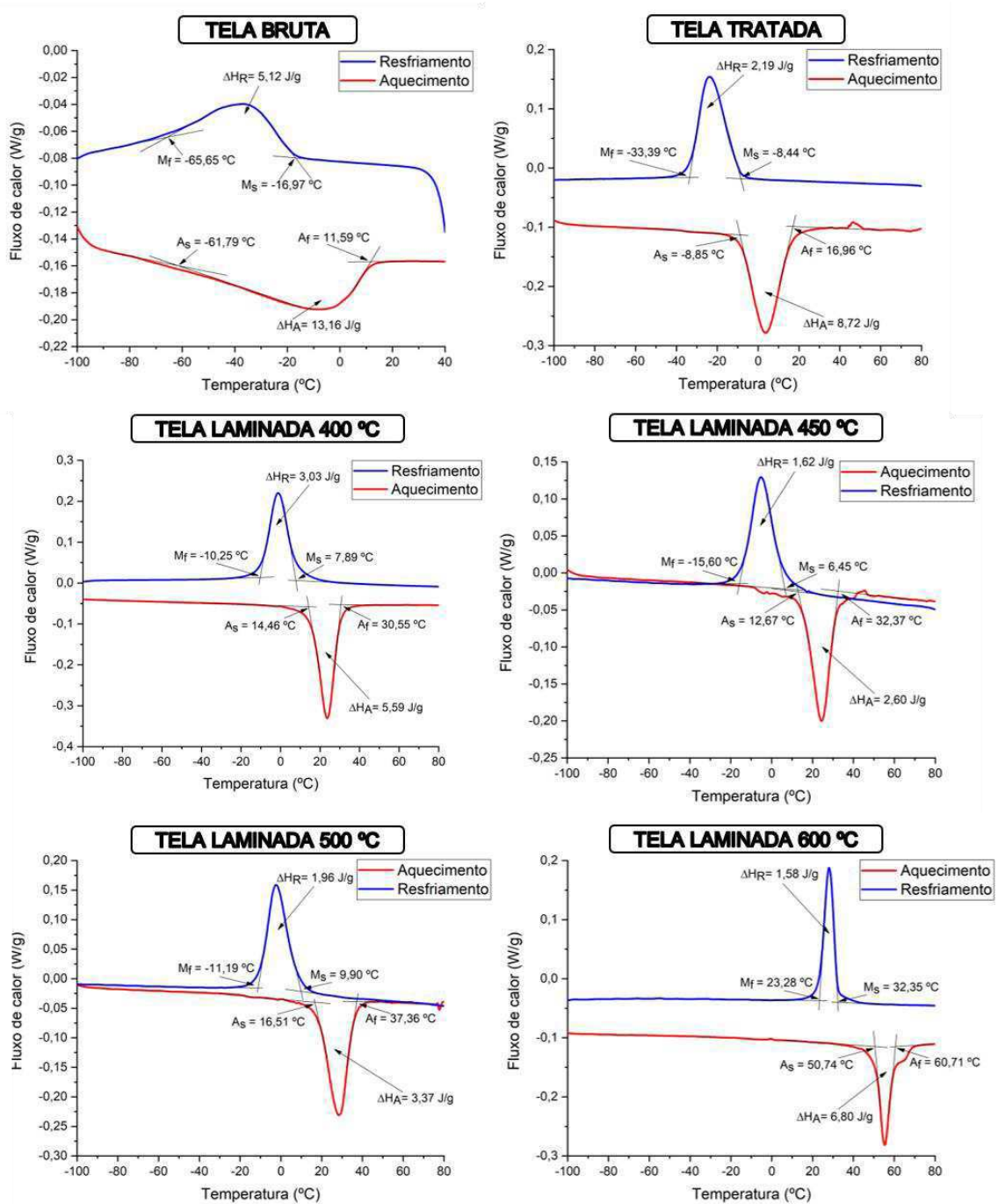
Fonte: Autoria Própria

5.3 CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA POR CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

A caracterização térmica das telas LMF foi realizada com o objetivo de se determinar as temperaturas de transformação e as entalpias de transformação do material. Nos resultados obtidos via DSC, as temperaturas de transformação das amostras de tela foram determinadas através do método das tangentes enquanto que a entalpia de transformação foi determinada a partir do cálculo da área abaixo dos picos de transformação, conforme a norma ASTM F2004.

Na Figura 65 são apresentadas as curvas de DSC obtidas nas análises térmicas para as telas LMF Ni-Ti-Cu, sendo assim possível determinar as temperaturas de transformação e as entalpias de transformação.

Figura 65 - Gráficos de DSC para as telas LMF Ni-Ti-Cu.



Fonte: Autoria Própria.

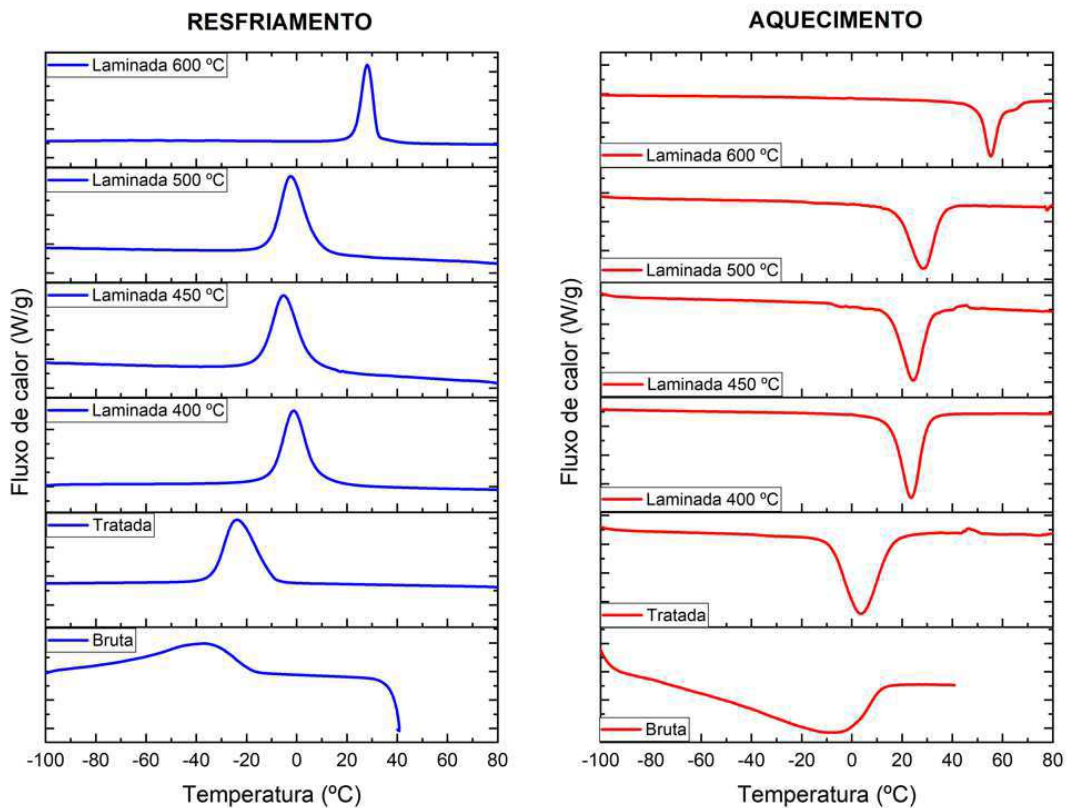
A partir da análise da Figura 65, pode-se observar que desde a condição bruta de fundição, as telas LMF Ni-Ti-Cu já apresentam transformação de fase, porém de forma bastante irregular devido à quantidade de imperfeições na estrutura cristalina proveniente do processo de fabricação por fundição de precisão. Após a realização

do tratamento térmico nas telas LMF, os picos de transformação se apresentam mais estreitos e regulares, com as temperaturas de transformação mais bem definidas.

Todas as telas apresentaram temperatura M_s abaixo da temperatura ambiente, com exceção da tela laminada e tratada posteriormente a 600 °C. Em relação a temperatura A_s , apenas a tela laminada e tratada a 600 °C apresentou temperatura bem superior a temperatura ambiente.

Foi observado que, quanto maiores as temperaturas de tratamento térmico após a laminação, maiores são as temperaturas de transformação das telas (picos deslocados para a direita), como apresentado na Figura 66.

Figura 66 - Comparativo entre os gráficos de DSC de resfriamento e aquecimento.



Fonte: Autoria Própria.

Tal aumento das temperaturas de transformação pode estar relacionado com o menor encruamento apresentado pelo material quando ele é tratado a maiores temperaturas após a laminação, promovendo assim uma distribuição de tensões internas distinta entre cada temperatura de tratamento.

Na Tabela 06 são apresentados os resultados obtidos via DSC para as telas Ni-Ti-Cu.

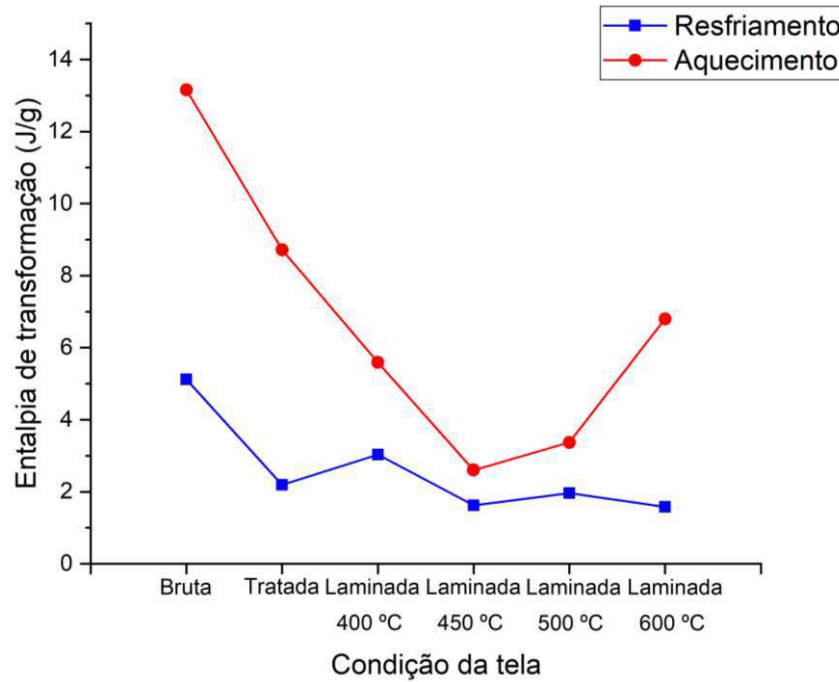
Tabela 6 - Resultados das propriedades térmicas obtidas via DSC das telas Ni-Ti-Cu.

Tela Ni-Ti-Cu	Resfriamento			Aquecimento		
	M_s (°C)	M_f (°C)	ΔH_R (J/g)	A_s (°C)	A_f (°C)	ΔH_A (J/g)
Bruta	-16,97	-65,65	5,12	-61,79	11,59	13,16
Tratada	-8,44	-33,39	2,19	-8,85	16,96	8,72
Laminada 400 °C	7,89	-10,25	3,03	14,46	30,55	5,59
Laminada 450 °C	6,45	-15,60	1,62	12,67	32,37	2,60
Laminada 500 °C	9,90	-11,19	1,96	16,51	37,36	3,37
Laminada 600 °C	32,35	23,28	1,58	50,74	60,71	6,80

Fonte: Autoria Própria.

De acordo com a Tabela 06, há um decréscimo na entalpia de transformação da tela bruta para a tela tratada termicamente, porém da tela tratada termicamente para as telas laminadas com tratamento final distintos, a entalpia de transformação durante o resfriamento apresentou pouca variação, sendo mais evidente o decréscimo da entalpia de transformação durante o aquecimento até a condição da tela laminada e tratada a 600 °C que volta a aumentar a entalpia de transformação durante o aquecimento. A Figura 67 ilustra a variação da entalpia de transformação nas diversas condições de ensaio.

Figura 67 - Gráfico do comportamento da Entalpia de transformação do resfriamento e do aquecimento das diferentes condições da tela LMF Ni-Ti-Cu.



Fonte: Autoria Própria.

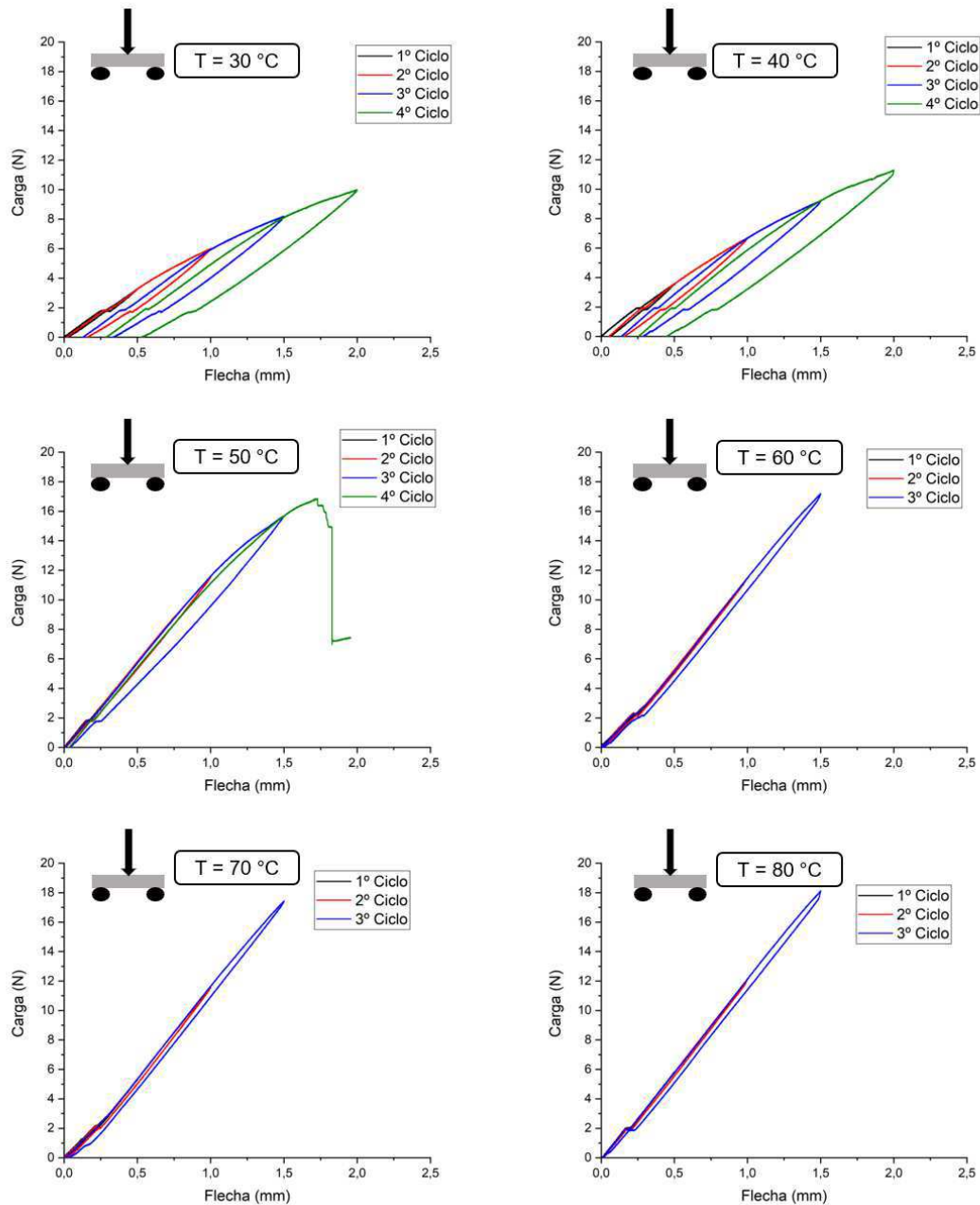
A entalpia de transformação demonstra a capacidade de transformação inerente ao material, ou seja, se o material apresenta uma alta entalpia de transformação também apresentará uma alta capacidade de transformação do material com memória de forma. Diante de tal informação foi determinado que a condição de laminação com tratamento térmico posterior a 600 °C como sendo a ideal para a aplicação nas telas que posteriormente seriam inseridas no material compósito, visto que, como demonstrado na Figura 67, tal condição é a que apresenta a maior entalpia de transformação durante aquecimento e uma entalpia de transformação durante resfriamento relativamente baixa, assim como as outras condições laminadas.

5.4 CARACTERIZAÇÃO POR ENSAIO DE FLEXÃO ISOTÉRMICO DAS TELAS LMF

Foram realizados ensaios de flexão em três pontos nas telas LMF Ni-Ti-Cu em temperaturas constantes, assim como informado na metodologia descrita na seção 4.4.4. Os ensaios de flexão foram realizados nas telas laminadas e posteriormente tratadas termicamente na temperatura de 600 °C, escolhida após os resultados

obtidos na caracterização térmica da seção 5.3. Na Figura 68 estão apresentados os gráficos dos ensaios de flexão realizados nas telas LMF.

Figura 68 - Gráficos dos Ensaios *Isotérmicos* de Flexão nas telas LMF Ni-Ti-Cu.



Fonte: Autoria Própria.

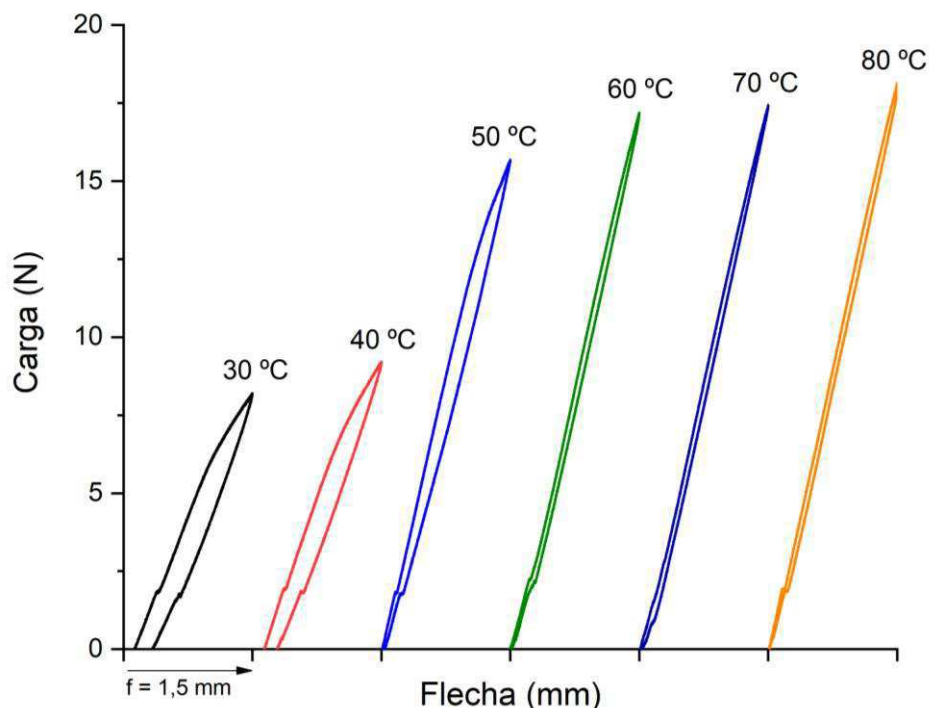
De acordo com a Figura 68, nas primeiras 3 temperaturas (30, 40 e 50 °C) foi aplicado o ciclo de deslocamento descrito na seção 4.4.4. Porém, a partir da temperatura de 50 °C a tela LMF ensaiada fraturou, provavelmente devido ao aumento de rigidez do material com o aumento de temperatura e as trincas observadas na Figura 64, assim não tendo resistência suficiente para suportar o aumento de

carregamento imposto com o aumento da temperatura de teste. Nas temperaturas seguintes foram realizados os ensaios até o terceiro ciclo descrito na seção 4.4.4. que corresponde a um deslocamento de 1,5 mm.

Ainda de acordo com a Figura 68 é possível notar o aumento de rigidez do material com o aumento da temperatura de ensaio, o que é atribuído à transformação reversa (martensita para austenita) que aumenta a rigidez do material já que, segundo Elahinia (2016); Lagoudas (2008); Otsuka & Wayman (1999); Rao et al. (2015a); Yamauchi et al. (2011), nas LMF a austenita apresenta uma rigidez maior do que a martensita.

O aumento da rigidez da tela LMF Ni-Ti-Cu laminada e posteriormente tratada termicamente a 600 °C com o aumento da temperatura pode ser melhor visualizado na Figura 69.

Figura 69 - Gráfico comparativo dos ensaios de flexão até 1,5 mm das telas LMF Ni-Ti-Cu.



Fonte: Autoria Própria.

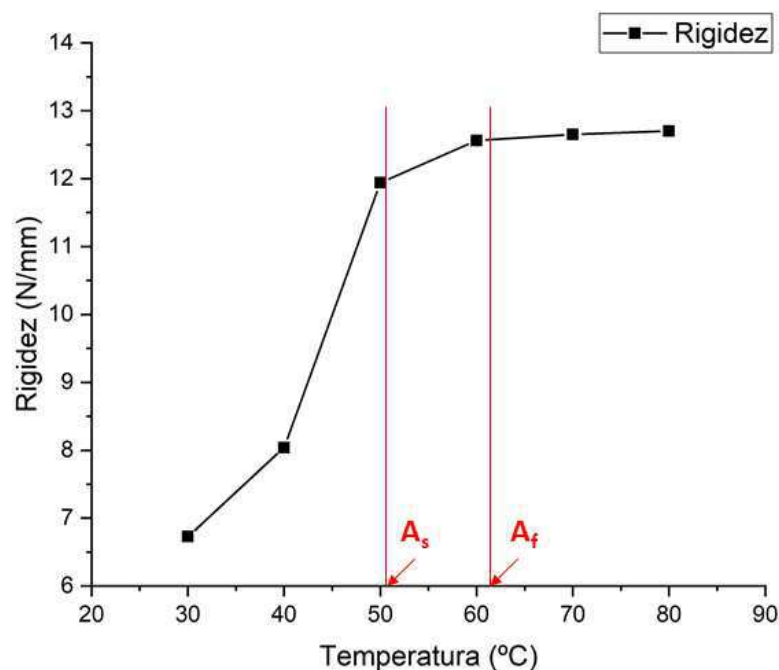
Na Figura 69 está bem caracterizado o aumento da inclinação das curvas de flexão com o aumento da temperatura, o que significa o aumento da rigidez das telas. Ainda pode-se notar que as curvas nas temperaturas de 30 e 40 °C apresentam características de efeito memória de forma, pois após o descarregamento tais curvas

mantêm uma pequena flecha residual, enquanto que após 50 °C as curvas de flexão são totalmente características do material com efeito superelástico. Como essas curvas não apresentam qualquer flecha residual após o descarregamento, concordam com os resultados obtidos na caracterização térmica via DSC, que mostrou que o início da transformação reversa (A_s) está em torno de 50 °C. A rigidez dos elementos de tela foi medida a partir da inclinação da curva carga-flecha apresentada na Figura 69.

Outro ponto que pode ser observado na Figura 69 é a reduzida histerese mecânica apresentada pela liga Ni-Ti-Cu, principalmente quando o material se encontra no estado superelástico, o que está de acordo com o observado por outros autores (Gil & Planell, 1999; Lo et al., 1993).

A Figura 70 ilustra a variação da rigidez em função da temperatura de realização do ensaio de flexão na tela LMF.

Figura 70 - Gráfico da variação da rigidez em função da temperatura do ensaio de flexão das telas LMF.



Fonte: Autoria Própria.

De acordo com a Figura 70, pode-se notar claramente o aumento da rigidez das telas LMF Ni-Ti-Cu em função do aumento da temperatura. O aumento mais intenso entre 40 e 50 °C é justamente na região próxima da transformação de fase do

material, considerando que as temperaturas de transformação de fase podem variar sensivelmente de acordo com o método de análise e o tipo de carregamento aplicado.

5.5 ANÁLISE DA DENSIDADE E FRAÇÃO DOS CONSTITUINTES DO MATERIAL COMPÓSITO CONVENCIONAL E DO MC-LMF

A análise de densidade e o cálculo da fração dos constituintes tanto do material compósito convencional quanto do MC-LMF foram realizados de acordo com a metodologia descrita na seção 4.5.1. A Tabela 07 apresenta os resultados obtidos na análise realizada.

Tabela 7 - Resultados da densidade e fração dos constituintes do material compósito convencional e do HC-LMF.

	Material Compósito	MC-LMF
Densidade (g/cm³)	1,444 ± 0,014	2,291 ± 0,018
V_{matriz} (%)	75,343 ± 1,100	63,940 ± 0,964
V_{reforço} (%)	22,193 ± 0,500	17,522 ± 0,562
V_{tela} (%)	-----	15,882 ± 0,324
V_{vazios} (%)	2,464 ± 0,599	2,656 ± 0,440

Fonte: Autoria Própria.

Os resultados de fração dos constituintes apresentados na Tabela 07 estão em fração volumétrica, permitindo assim o cálculo da fração volumétrica de vazios presente no material.

De acordo com a Tabela 07, a densidade do material compósito com inserção da tela LMF (MC-LMF) é em torno de 59% maior do que o material compósito convencional sem a inserção da tela LMF, influenciando diretamente as propriedades mecânicas específicas de tais materiais.

Ainda de acordo com a Tabela 07, a adição de uma única camada de tela LMF influencia significativamente a fração dos demais constituintes presentes no material compósito, visto que após a adição da tela LMF no material compósito que corresponde a uma fração volumétrica próxima de 16%, a fração volumétrica da matriz decaiu em torno de 15% enquanto que a fração volumétrica do reforço de fibra de vidro decaiu em torno de 21%. A fração volumétrica total de reforço no material compósito convencional foi em torno de 22% enquanto que a fração volumétrica total

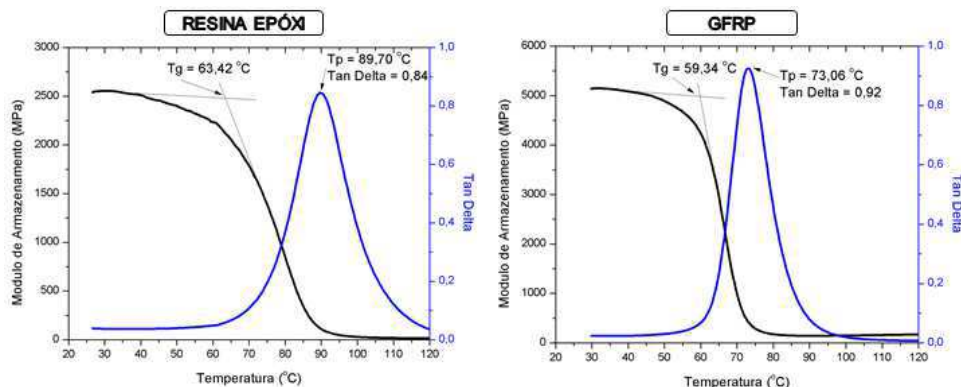
de reforço no MC-LMF, sendo a soma da fração volumétrica do reforço de fibra de vidro com a fração volumétrica da tela inserida, foi de 33,40%. Ambas as condições apresentam frações volumétricas superiores a 20%, que os trabalhos de Akay, (2015); de Mendonça, (2005); Hull, (1995); Mallick, (2007) consideram como o limite volumétrico mínimo de reforço de fibra de vidro em uma matriz epóxi para que seja observado um efeito positivo nas propriedades mecânicas do material compósito pela influência do reforço.

Por fim, ambas as condições de material compósito com e sem a inserção das telas LMF apresentam uma fração volumétrica de vazios em torno de 2,5%. Tal resultado mostra que o método de fabricação por laminação manual e a utilização de uma mesa vibratória para eliminar o ar aprisionado da resina epóxi durante a laminação se mostraram efetivos, visto que o limite volumétrico máximo de vazios para que as propriedades mecânicas não sejam afetadas negativamente está em torno de 5%.

5.6 CARACTERIZAÇÃO TERMOMECÂNICA DOS MATERIAIS COMPÓSITOS POR ANÁLISES DINÂMICO-MECÂNICA (DMA)

Os ensaios de DMA foram realizados com o objetivo de caracterizar a temperatura de transição vítrea (T_g) de acordo com a metodologia descrita na seção 4.5.2. A Figura 71 apresenta os resultados dos ensaios de DMA na resina epóxi e no material compósito convencional.

Figura 71 - Resultados dos ensaios de DMA para resina epóxi e para material compósito reforçado por fibra de vidro (GFRP)



Fonte: Autoria Própria.

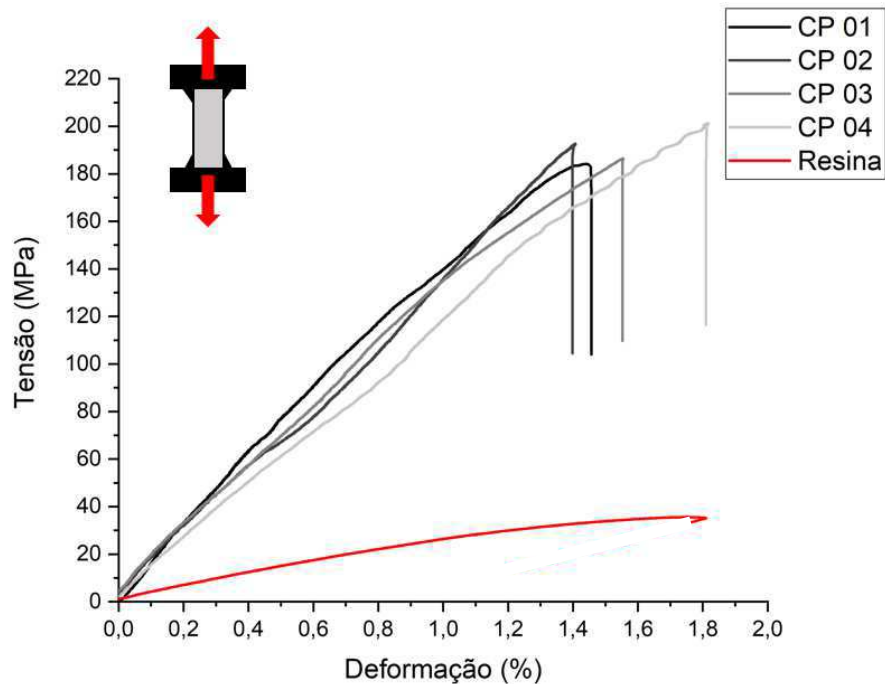
De acordo com a Figura 71, a T_g da resina epóxi utilizada está em torno de 60 °C e após a fabricação do material compósito (GFRP) não é apresentada uma alteração significativa. Em relação ao módulo de armazenamento dos materiais ensaiados, vê-se que o módulo de armazenamento anterior a T_g da resina epóxi é da ordem de 2,5 GPa e após a T_g tal módulo de armazenamento cai para praticamente 0 GPa, ou seja, o material não apresenta um módulo de armazenamento significativo. Já em relação ao GFRP, vê-se que o módulo de armazenamento anterior a T_g é da ordem de 5,0 GPa e após a T_g o módulo de armazenamento cai para aproximadamente 0,1 GPa. Os resultados mostram que a inclusão do reforço de fibra de vidro praticamente dobrou o valor do módulo de armazenamento do material fabricado, garantindo assim uma maior rigidez do material, além de fornecer uma rigidez residual ao material compósito após a temperatura de T_g .

Ainda de acordo com a Figura 71, nota-se um aumento de 9,5% no valor de *Tan delta* da resina epóxi pura para o GFRP. Isso significa que a inserção do reforço de fibra de vidro garante um maior amortecimento mecânico do material compósito polimérico.

5.7 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA POR ENSAIO TRAÇÃO

Os ensaios em tração no material compósito polimérico foram realizados em temperatura ambiente com a finalidade de avaliar a qualidade do processo de fabricação por laminação manual. A Figura 72 apresenta os resultados do ensaio de tração do GFRP e da resina epóxi bruta.

Figura 72 - Ensaio de Tração do GFRP e da Resina Epóxi.



Fonte: Autoria Própria.

Na Figura 72 estão representados os ensaios dos corpos de prova de GFRP (CP01 a 04) e o ensaio do corpo de prova da resina epóxi (Resina). Nos gráficos dos ensaios de tração do GFRP, pode-se notar uma certa variação na região final próxima ao ponto de fratura. A variação destacada anteriormente se deve ao rompimento individual das fibras no interior do compósito, que ao romper faz com que o carregamento caia sensivelmente e logo em seguida volte ao carregamento normal até a fratura de uma nova fibra no interior do compósito. Este processo se repete até o ponto no qual as fibras restantes não suportam mais o carregamento aplicado e são fraturadas, geralmente, de forma abrupta. Na Tabela 08 são apresentadas as principais propriedades obtidas no ensaio de tração realizado.

Tabela 8 - Resultados das propriedades mecânicas dos ensaios de tração realizados na resina epóxi e no GFRP.

Propriedade Mecânica	GFRP	Resina Epóxi
E_t (GPa)	12,42 ± 0,85	2,44
$\sigma_{\max,t}$ (MPa)	191,13 ± 6,45	35,64
$\epsilon_{\max,t}$ (%)	1,55 ± 0,16	1,81

Fonte: Autoria Própria.

De acordo com a Tabela 08 a utilização de um reforço, especificamente o tecido de fibra de vidro, tem uma influência clara nas propriedades mecânicas do material desenvolvido. A utilização da fibra de vidro como reforço aumentou em mais de 5 vezes o módulo de elasticidade em comparação a resina epóxi pura, enquanto que a tensão máxima de resistência apresentou um aumento em cerca de 5,4 vezes em relação a resina epóxi pura. Entretanto a deformação máxima da resina epóxi foi maior do que a deformação máxima do GFRP, visto que as fibras de vidro são mais frágeis do que a resina epóxi.

Os resultados de módulo de elasticidade apresentados na Tabela 08 estão de acordo com os resultados de módulo de armazenamento nos ensaios de DMA apresentados na seção 5.6. para a resina epóxi. Porém os resultados para o GFRP diferiram entre ambos os métodos, muito provavelmente devido à natureza anisotrópica do material compósito e ao método de carregamento distinto que pode gerar uma variação nos valores obtidos, visto que o módulo de elasticidade do GFRP carregado no sentido longitudinal das fibras será muito maior do que o módulo de elasticidade do GFRP carregado no sentido transversal às fibras. O mesmo acontece para as demais propriedades como a tensão limite de resistência, assim como demonstrado por Callister Jr & Rethwisch (2012).

De acordo com as propriedades mecânicas dos materiais compósitos apresentados nos trabalhos de Mendonça (2005); Deborah (2010); Mallick (2007); Miranda (2015), o material compósito desenvolvido neste trabalho e ensaiado sob tração apresentou propriedades mecânicas relativamente altas, garantindo que o método de fabricação por laminação manual se mostrou eficiente, levando a uma máxima transferência de carga da matriz epóxi para o reforço de fibra de vidro. Assim, é possível concluir que a fabricação levou a um bom molhamento das fibras com a resina epóxi e uma baixa densidade de defeitos e vazios no material.

5.8 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA POR ENSAIO DE FLEXÃO

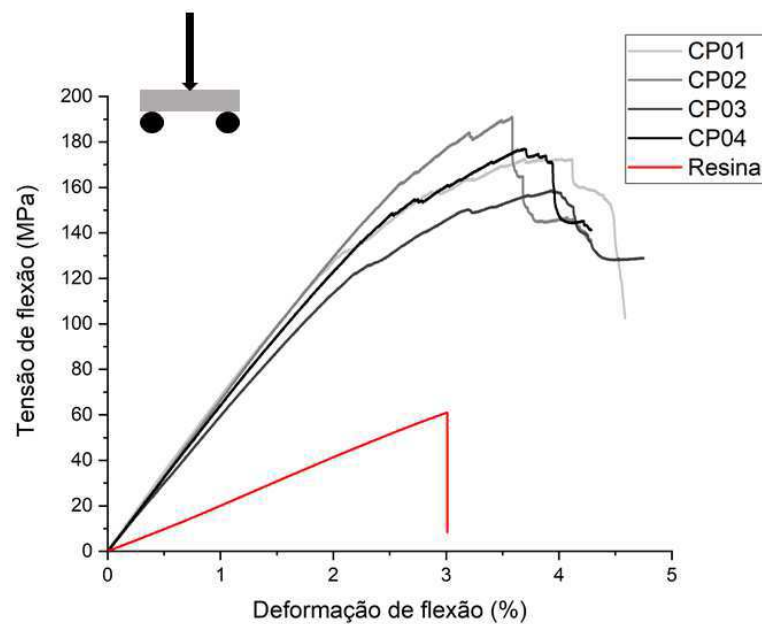
Foram realizados ensaios de flexão destrutivo na temperatura ambiente e ensaios de flexão isotérmico no material compósito convencional e apenas ensaios

de flexão isotérmico no MC-LMF, os resultados serão apresentados de maneira isolada a seguir.

5.8.1 Ensaio de flexão destrutivo na temperatura ambiente

Os ensaios de flexão no material compósito polimérico foram realizados em temperatura ambiente com a finalidade de mensurar a qualidade transversal do material compósito fabricado pelo processo de fabricação por laminação manual. A Figura 73 apresenta os resultados do ensaio de flexão do GFRP e da resina epóxi bruta.

Figura 73 - Ensaio de flexão destrutivo do GFRP e da resina epóxi.



Fonte: Autoria Própria.

Na Figura 73 estão representados os ensaios de flexão dos corpos de prova de GFRP (CP01 a 04) e o ensaio do corpo de prova da resina epóxi (Resina). Pode-se notar uma certa variação nas curvas de carregamento de flexão do GFRP, tal variação é devido a falha prematura do reforço de fibra de vidro durante o carregamento, a falha mecânica do reforço se torna cada vez mais constante até um ponto no qual o material perde sua resistência mecânica, ponto este que a tensão apresenta queda nos seus valores, assim como visualizado nos ensaios de tração destrutivos apresentados na

seção 5.7. Na Tabela 09 são apresentadas as principais propriedades obtidas no ensaio de flexão realizado.

Tabela 9 - Resultados das propriedades mecânicas dos ensaios de flexão realizados na resina epóxi e no GFRP.

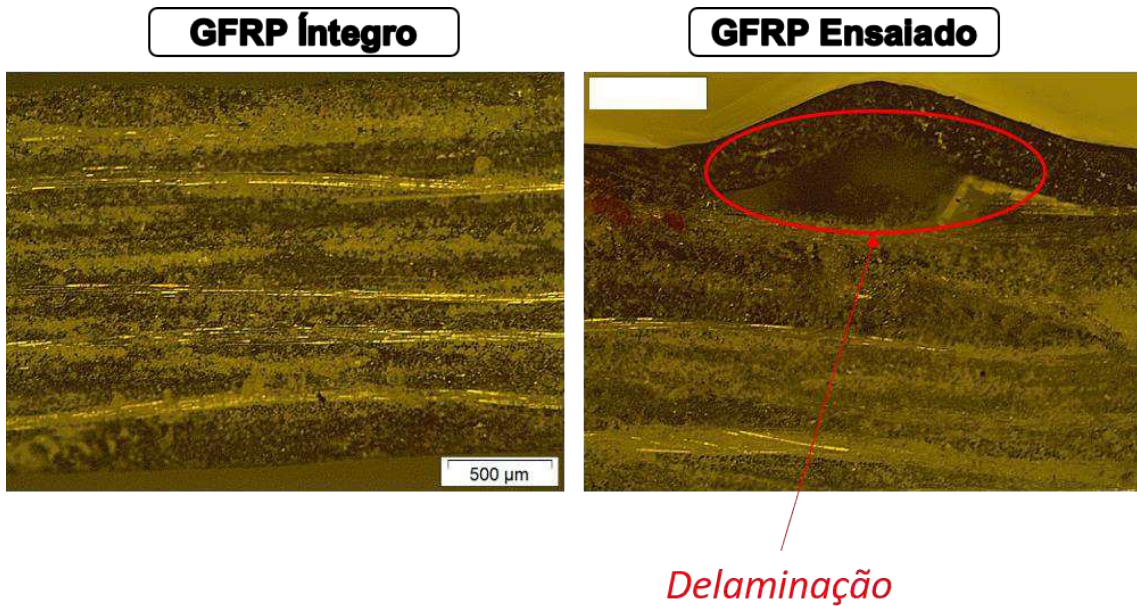
Propriedade Mecânica	GFRP	Resina Epóxi
E_f (GPa)	6,11 ± 0,30	2,01
$\sigma_{\max,f}$ (MPa)	174,94 ± 11,59	61,03
$\epsilon_{\max,f}$ (%)	3,72 ± 0,13	3,01

Fonte: Autoria Própria.

De acordo com a Tabela 9, a utilização da fibra de vidro como reforço novamente demonstrou uma grande influência nas propriedades mecânicas do GFRP, visto que sob carregamento de flexão, o módulo elástico e a tensão máxima de resistência do material compósito foi pouco mais de 3 vezes superior ao módulo e tensão máxima de resistência da resina epóxi. Os resultados de módulo de elasticidade dos ensaios de flexão se aproximam bastante dos resultados do módulo de armazenamento apresentados nos ensaios de DMA, mostrando assim uma boa relação nos resultados obtidos entre os dois métodos de ensaio em que o modo de carregamento foi de flexão.

Em relação à falha mecânica apresentada pelos materiais durante o carregamento em flexão, não é esperada uma fratura abrupta do reforço de fibra de vidro e sim que ocorra problemas de *delaminação*, ou descolamento das camadas entre o reforço e a matriz. As falhas mecânicas apresentadas pelos corpos de prova estão demonstradas na Figura 74.

Figura 74 - Imagens de microscopia óptica da seção longitudinal do GFRP.

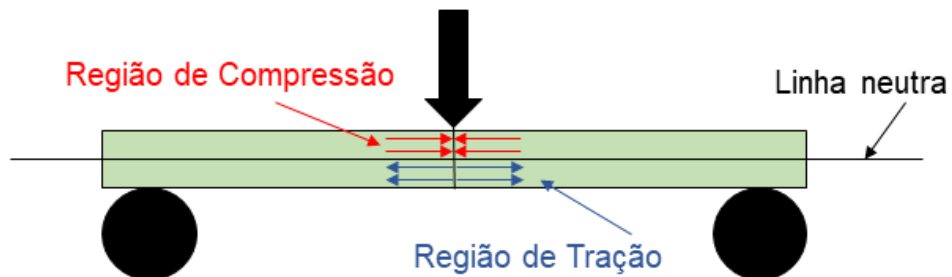


Fonte: Autoria Própria.

Na Figura 74 é possível observar duas imagens microscópicas do material compósito fabricado por laminação manual. A imagem do GFRP íntegro apresenta uma perfeita união entre o reforço e matriz, sem defeitos evidentes, enquanto a imagem do GFRP ensaiado demonstra uma certa distorção no posicionamento das camadas de reforço, além da presença de um defeito denominado “delaminação” na região superior do corpo de prova.

Segundo Carlsson, Adams, & Pipes (2014) o carregamento em flexão não é um carregamento puro, mas um carregamento misto constituído de uma região de tração e uma região de compressão, como demonstrado na Figura 75.

Figura 75 - Composição de esforços durante o carregamento de flexão.



Fonte: Autoria Própria.

De acordo com a Figura 75, o carregamento de flexão é composto por uma região de compressão acima da linha neutra e uma região de tração abaixo da linha neutra. Analisando a resistência mecânica dos materiais compósitos de acordo com Callister Jr & Rethwisch (2012); Carlsson et al. (2014); de Mendonça (2005); Dutton et al. (2004); Landel & Nielsen (1993), observa-se que a resistência mecânica sob tração é menor do que a resistência mecânica sob compressão para os GFRP, assim é esperado que os materiais compósitos ensaiados sob flexão apresentem falhas e/ou fraturas mecânicas na região de tração.

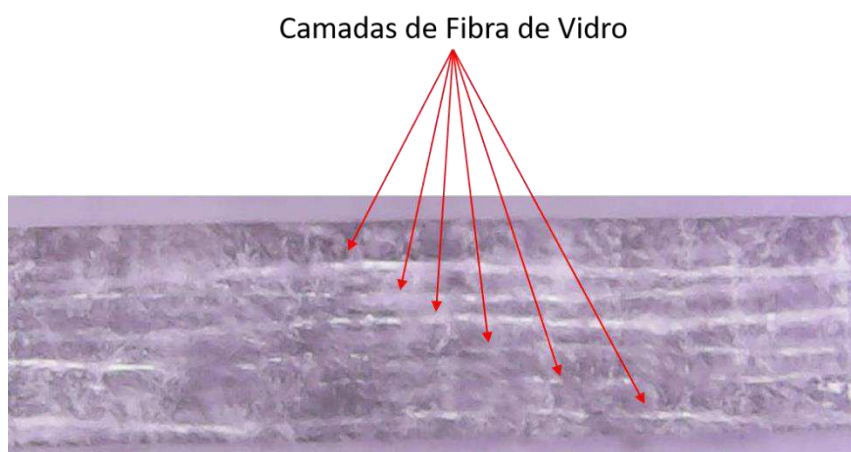
5.8.2 Ensaio de flexão isotérmico

Foram realizados ensaios de flexão três pontos em temperaturas constantes no material compósito convencional (GFRP) e no MC-LMF com o posicionamento da tela LMF na linha neutra e fora da linha neutra, de acordo com a Figura 59, assim como demonstrado na metodologia descrita na seção 4.5.4.

5.8.2.1 Material compósito convencional (GFRP)

Na Figura 76 está apresentada uma imagem microscópica da seção longitudinal do GFRP antes da realização do ensaio de flexão isotérmico, ou seja, na sua forma íntegra.

Figura 76 - Seção longitudinal do GFRP antes da realização do ensaio de flexão isotérmico.

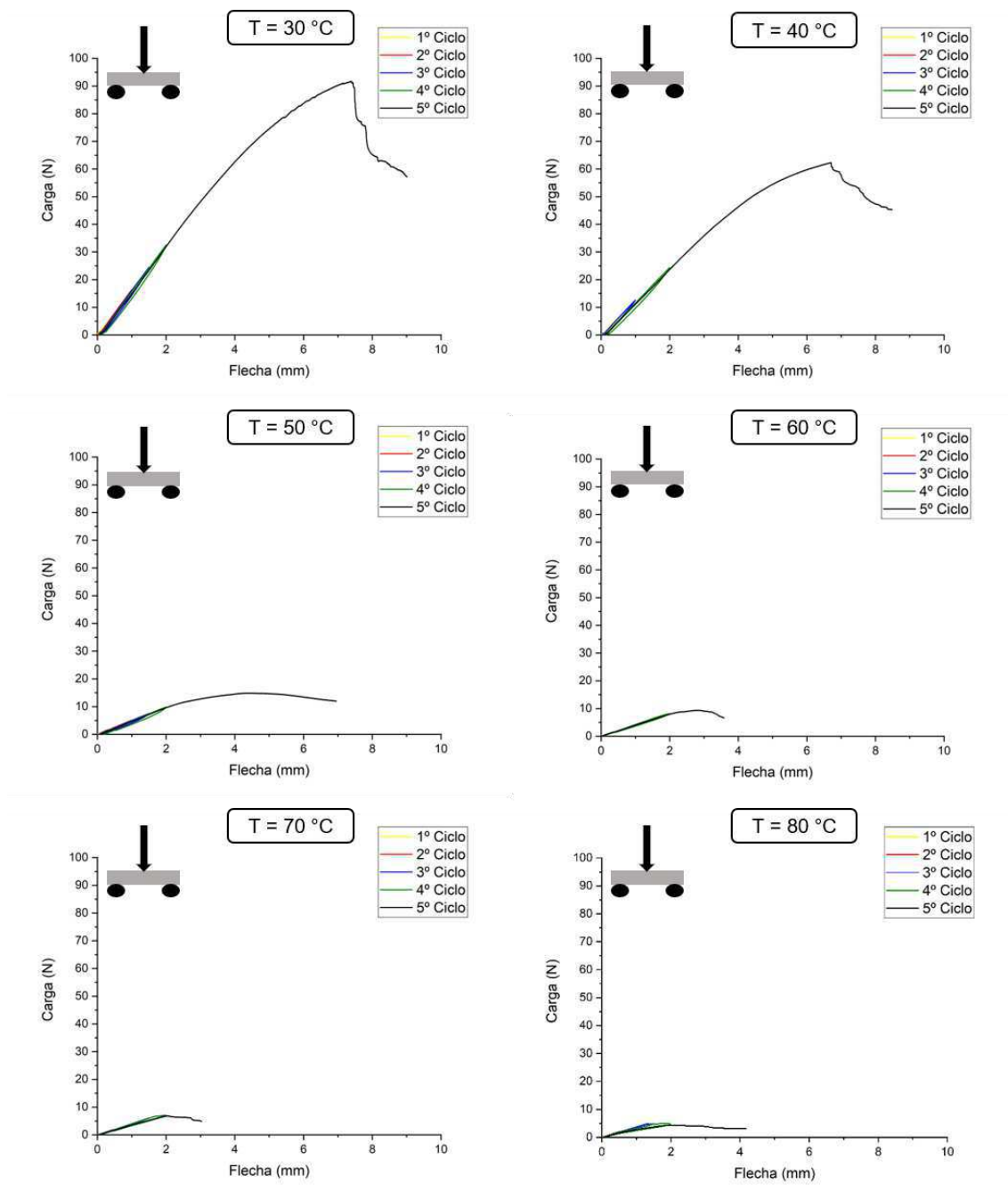


Fonte: Autoria Própria.

A Figura 76 apresenta a disposição em relação à espessura das camadas do reforço de fibra de vidro no interior do material compósito convencional (GFRP). A seção longitudinal do GFRP apresenta uma boa adesão entre o reforço de fibra de vidro e a matriz de resina epóxi.

Na Figura 77 estão apresentados os gráficos dos ensaios em flexão realizados no GFRP.

Figura 77 - Gráficos dos Ensaios *Isotérmicos* de Flexão no material compósito GFRP.



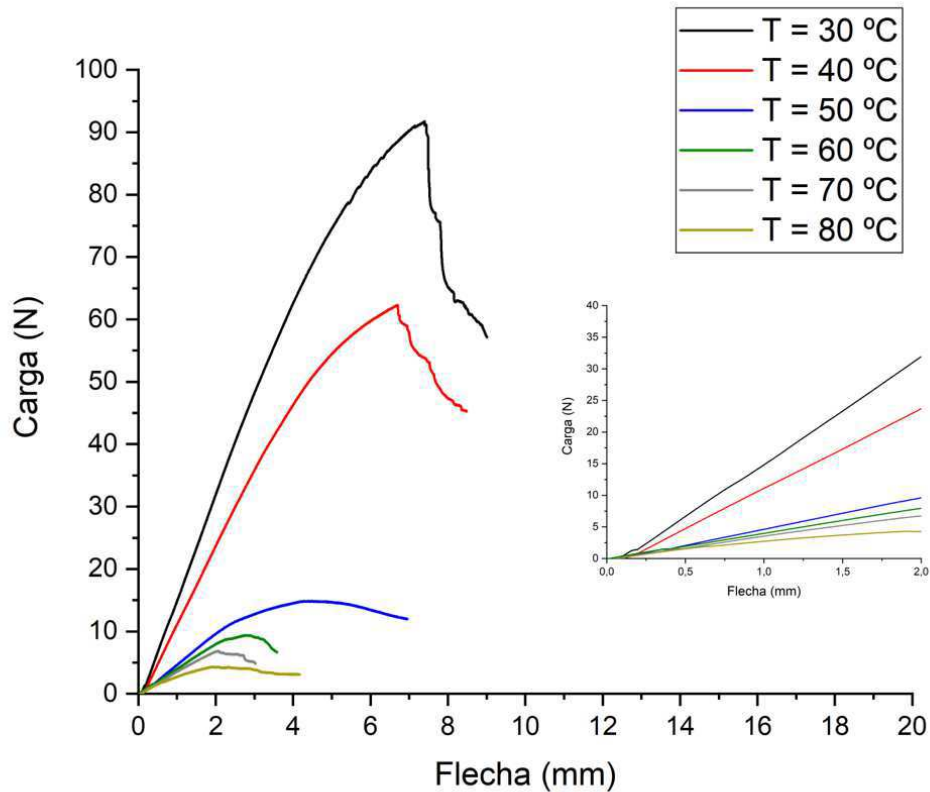
Fonte: Autoria Própria.

De acordo com a Figura 77, o material compósito apresenta uma variação bastante evidente da sua rigidez em função da temperatura aplicada. No ensaio realizado a 30 °C, próximo da temperatura ambiente, o material compósito se comporta da forma esperada e já conhecida a partir dos ensaios realizados anteriormente. A partir do ensaio realizado a 40 °C é possível observar uma clara variação na rigidez e na carga máxima suportada pelo corpo de prova de GFRP, mostrando que a redução das propriedades mecânicas do material compósito não acontece apenas na temperatura de transição vítrea, mas tal redução pode ocorrer também em temperaturas inferiores. No ensaio realizado a 50 °C ocorre a maior queda da rigidez e da carga máxima suportada pelo material compósito, sendo uma temperatura próxima à que ocorre a transição vítrea no material, temperatura na qual é esperada uma redução abrupta nas propriedades mecânicas apresentadas, em especial a rigidez, já que tal propriedade depende diretamente da condição da matriz do material compósito e ao alcançar a T_g , a matriz epóxi perde uma grade partir das suas propriedades mecânicas.

Ainda de acordo com a Figura 77, os ciclos de carregamento-descarregamento de até 2 mm de flecha empregados no GFRP permaneceram na região considerada elástica, visto que após o descarregamento não foi evidenciado qualquer deslocamento residual. Devido ao habitual comportamento frágil dos materiais compósitos, tais materiais apresentam uma grande região elástica até ocorrer a fratura do material, sem praticamente apresentar qualquer região plástica.

A Figura 78 apresenta um comparativo entre as curvas do último ciclo (ciclo até fratura) do GFRP em temperaturas distintas.

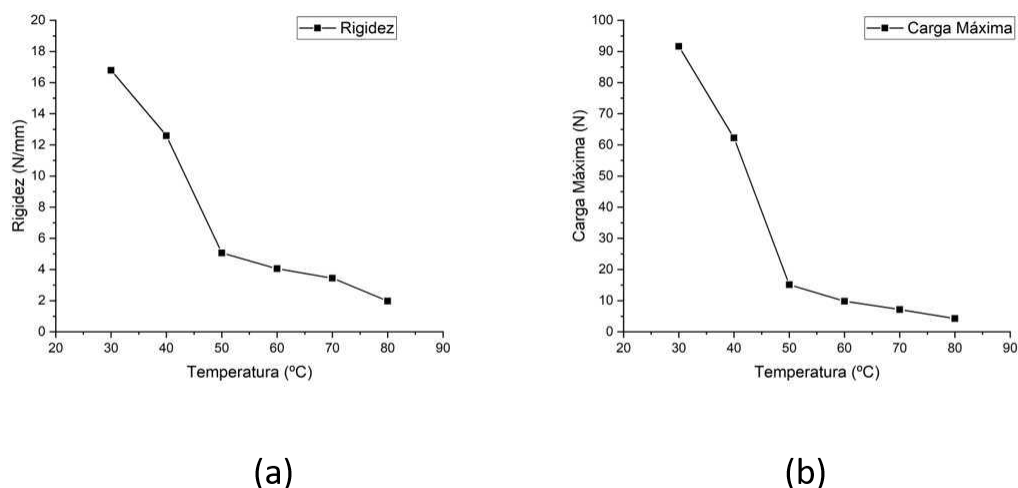
Figura 78 - Comparativo dos gráficos do ensaio de flexão do GFRP sob temperaturas distintas.



Fonte: Autoria Própria.

A Figura 79 apresenta o decaimento da rigidez em função do aumento da temperatura no GFRP. A rigidez foi medida a partir da região linear das curvas apresentadas na Figura 78, utilizando um algoritmo de ajuste linear disponibilizado no software *OriginPro*[®], no qual o coeficiente angular do ajuste linear corresponde à rigidez do material. Foi considerado o intervalo entre a origem e 2 mm de flecha para o cálculo de rigidez e como garantia de exatidão nos resultados, manteve-se sempre o coeficiente de regressão (R^2) acima de 0,98.

Figura 79 - Relação entre as propriedades mecânicas e temperatura nos ensaios de flexão isotérmicos no GFRP; (a) Relação de rigidez x temperatura, (b) Relação de Carga Máxima x Temperatura.



Fonte: Autoria Própria.

Na Figura 79 fica ainda mais evidente o decréscimo da rigidez e da carga máxima em função do aumento da temperatura. O decréscimo é causado principalmente pela redução de rigidez da própria matriz, que além de perder a sua rigidez, também dificulta a transferência de carga para o reforço de fibra de vidro, originando assim um material com rigidez demasiadamente baixa e sem praticamente qualquer resistência mecânica.

A Tabela 10 apresenta as propriedades mecânicas do GFRP para cada temperatura ensaiada, além da redução percentual da referida propriedade em relação a temperatura ambiente, considerada como sendo a temperatura de 30 °C.

Tabela 10 - Tabela das propriedades mecânicas do ensaio de flexão do GFRP em função da temperatura de ensaio.

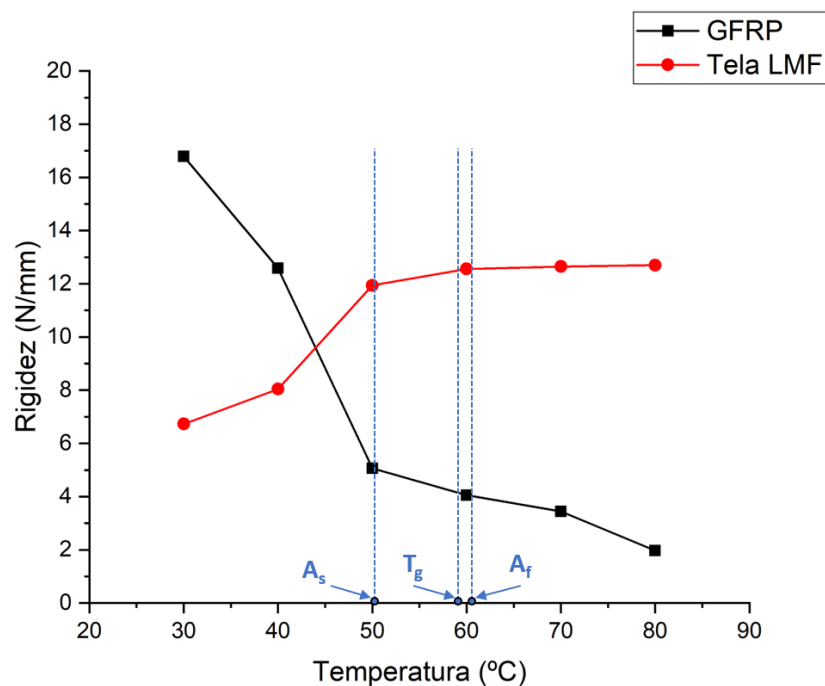
Temperatura (°C)	Rigidez (N/mm)	Redução (%)	F _{máx} (N)	Redução (%)
30	16,769 ± 0,002	0,00	91,624 ± 0,003	0,00
40	12,592 ± 0,001	24,92	62,252 ± 0,002	32,06
50	5,064 ± 0,001	69,80	15,110 ± 0,005	83,51
60	4,054 ± 0,001	75,82	9,819 ± 0,006	89,28
70	3,445 ± 0,002	79,45	7,160 ± 0,012	92,18
80	1,973 ± 0,002	88,23	4,273 ± 0,008	95,34

Fonte: Autoria Própria.

A Tabela 10 apresenta quantitativamente a redução das propriedades mecânicas do GFRP em função da temperatura de ensaio. Pode ser observada uma redução da rigidez em torno de 75% na temperatura $T_g = 60\text{ }^\circ\text{C}$, mostrando que o material compósito perde quase a totalidade das suas propriedades mecânicas após a temperatura de transição vítrea, se tornando um material quase que inaplicável em situações de engenharia.

A justificativa para a inserção de elementos de LMF no interior do material compósito é amenizar essa redução nas propriedades mecânicas próximo ou após a temperatura de transição vítrea, assim tornando o compósito mais aplicável em temperaturas um pouco mais elevadas. A Figura 80 apresenta um comparativo da variação de rigidez das telas LMF Ni-Ti-Cu com o GFRP.

Figura 80 - Comparativo da variação de rigidez entre a tela LMF e o GFRP.



Fonte: Autoria Própria.

A Figura 80 apresenta claramente a variação da rigidez da tela LMF e do GFRP em função da temperatura, enquanto a tela LMF apresenta um crescimento na rigidez em função do aumento da temperatura, enquanto que o GFRP apresenta decaimento da rigidez também em função da temperatura. Assim, é possível amenizar a queda de rigidez do sistema compósito com a inserção da tela LMF no interior do GFRP, formando assim um MC-LMF. A LMF Ni-Ti-Cu utilizada apresenta as temperaturas de

transformação de fase austenítica bem próximas da temperatura de transição vítrea do GFRP, então é esperado que quando comece a decair a rigidez do material compósito convencional, a LMF passe a aumentar a sua rigidez, gerando assim um efeito contrário e possibilitando uma menor redução na rigidez de forma global.

Ainda de acordo com a Figura 80, pode-se notar que a rigidez, tanto do material compósito convencional quanto da tela LMF, apresenta as principais variações antes mesmo de se alcançar as temperaturas características (A_s , A_f e T_g). Essas variações de rigidez ocorrem porque o material se encontra sob carregamento, e assim, as temperaturas características de ambos materiais irão variar de acordo com a modo e intensidade de carregamento aplicado, além do que a temperatura T_g é uma região de temperaturas que ocorrem alterações cristalinas no material polimérico, não sendo apenas uma temperatura única.

A Figura 81 apresenta o GFRP após a realização do ensaio de flexão na temperatura de 50 °C.

Figura 81 - Seção longitudinal do GFRP após realização do ensaio de flexão em $T = 50$ °C.



Fonte: Autoria Própria.

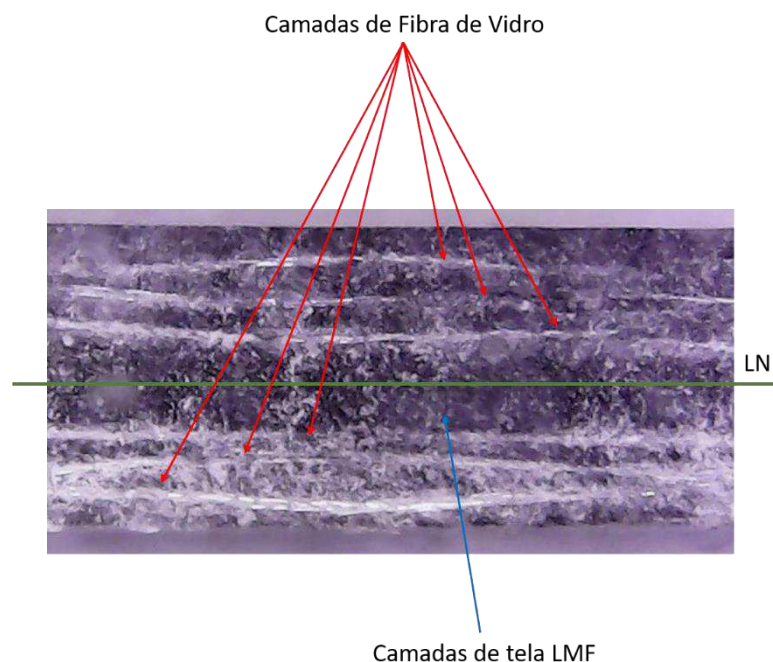
De acordo com a Figura 81, é possível visualizar a seção longitudinal do GFRP levemente fletida, na qual as fibras inferiores estão tracionadas, enquanto que as fibras superiores estão comprimidas, demonstrado pela região de flambagem das fibras. Outro ponto a se destacar é que, mesmo após o ensaio de flexão até a fratura funcional, o GFRP não apresentou descolamento das camadas, ou delaminação, demonstrando uma boa adesão entre as camadas de fibra de vidro e a matriz de resina epóxi.

Nas próximas seções serão apresentados os resultados dos ensaios de flexão isotérmico do material compósito com inserção de telas LMF (MC-LMF), com a tela posicionada ou na linha neutra ou fora da linha neutra do MC-LMF.

5.8.2.2 Material Compósito com inserção de telas LMF na linha neutra (MC-LMF-Linha Neutra)

Na Figura 82 está apresentada uma imagem microscópica da seção longitudinal do MC-LMF com a tela posicionada na linha neutra antes da realização do ensaio de flexão isotérmico, ou seja, na sua forma íntegra.

Figura 82 - Seção longitudinal do MC-LMF com a tela LMF na linha neutra antes da realização do ensaio de flexão isotérmico.



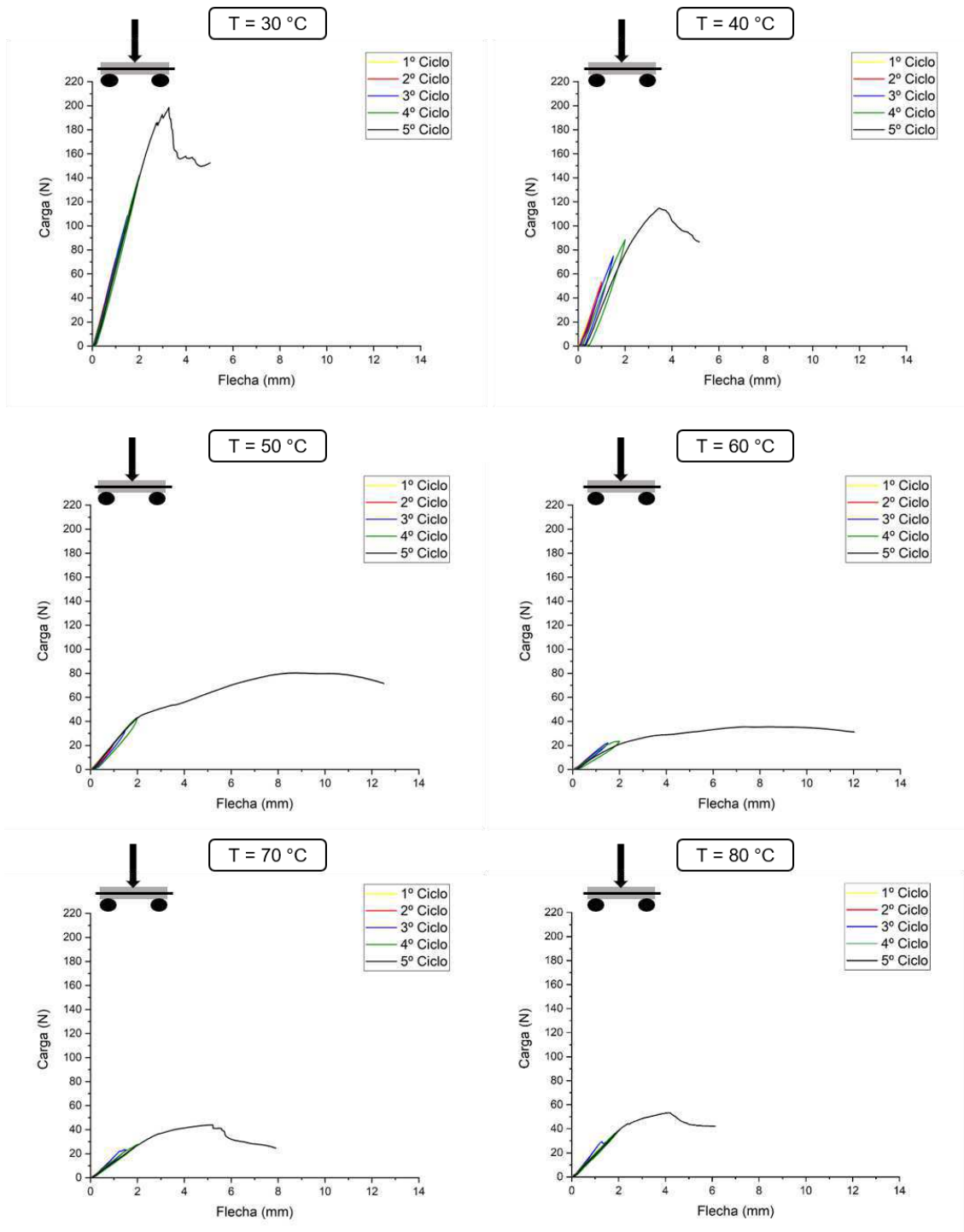
Fonte: Autoria Própria.

A Figura 82 apresenta a disposição das camadas de fibra de vidro e da tela LMF no interior do MC-LMF. Está ilustrada a linha neutra (LN) como uma linha verde na região central da Figura 82, assim pode-se notar que as camadas de fibra de vidro estão uniformemente distribuídas no interior do MC-LMF, dispondo de 3 camadas acima da linha neutra e 3 camadas abaixo na linha neutra. Na região da linha neutra, na área mais escura da figura, está localizada a tela LMF utilizada como reforço multifuncional.

Ainda de acordo com a Figura 82 é notável que a adesão entre os reforços e a matriz epóxi se mostra de boa qualidade, visto que não é possível visualizar defeitos evidentes na seção longitudinal.

Na Figura 83 estão apresentados os gráficos dos ensaios de flexão realizados no GFRP.

Figura 83 - Gráficos dos Ensaios *Isotérmicos* de Flexão no MC-LMF com telas LMF na linha neutra.



Fonte: Autoria Própria.

De acordo com a Figura 83, a adição de uma tela LMF no material compósito GFRP gera um aumento na resistência mecânica do MC-LMF mesmo na temperatura ambiente (30 °C), temperatura na qual não ocorre a ativação da tela LMF, e assim ela ainda atua como um reforço convencional. Tal aumento das propriedades mecânicas é devido, além das propriedades inerentes da inserção da tela LMF, aos pontos de

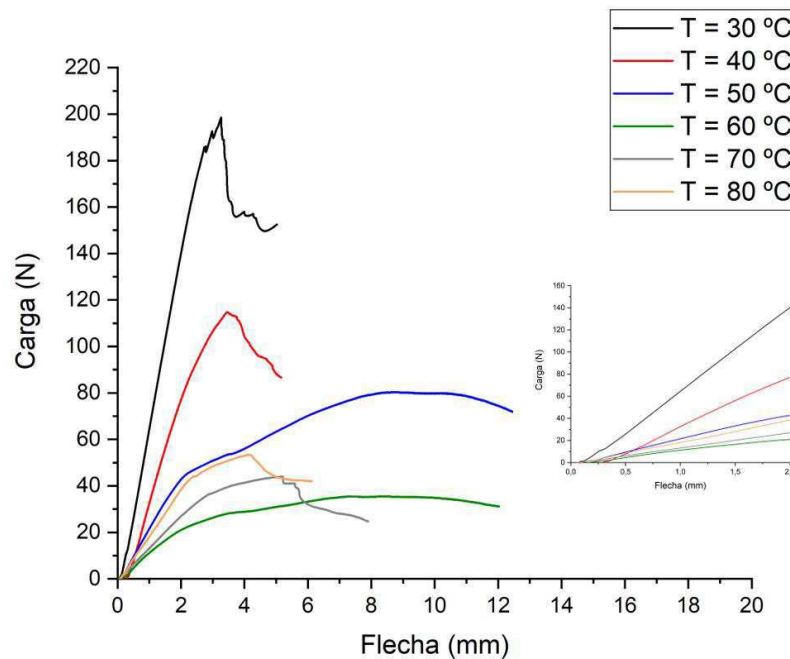
ancoramento gerados pela adesão da matriz epóxi nas células da tela LMF que faz com que a resistência mecânica do sistema MC-LMF aumente de uma forma global.

Ainda de acordo com a Figura 83, o MC-LMF com a tela LMF posicionada na linha neutra apresenta inicialmente uma variação negativa da rigidez em relação ao ensaio realizado a 30 °C, tal efeito é devido a perda de rigidez da matriz epóxi em temperaturas abaixo da temperatura de ativação das telas LMF, até que em torno de 60 °C, ocorre a transformação reversa de martensita para austenita e conseqüentemente há uma variação positiva da rigidez e do carregamento máximo suportado pelo material, assim como demonstrado nos gráficos após a temperatura de 60 °C. O efeito demonstrado na Figura 83 se mostra diferente do que ocorre com os ensaios de flexão realizados no material compósito convencional (GFRP), que apresentou queda constante na rigidez e no carregamento máximo com o aumento da temperatura, assim evidenciando o efeito positivo gerado pela inserção da tela LMF na linha neutra do material compósito, entretanto a queda mais acentuada nas propriedades mecânicas ocorre justamente na temperatura de 50 °C, igualmente ao que ocorreu no GFRP, mostrando que tal queda é justamente devido à perda de rigidez da matriz epóxi.

Ainda de acordo com a Figura 83, é notável que nas temperaturas mais baixas o MC-LMF demonstra um caráter frágil, logo quão maior for a temperatura, mais dúctil se apresentará o material. Tal mudança de característica dúctil-frágil é devido ao “amolecimento” da matriz epóxi que durante o aquecimento perde grande parte da sua rigidez, sendo que a partir de certa temperatura, tal perda de rigidez é amenizada pela transformação reversa da tela LMF.

A Figura 84 apresenta um comparativo entre as curvas do último ciclo (ciclo até fratura) do MC-LMF com as telas posicionadas na linha neutra nas diversas temperaturas de ensaio.

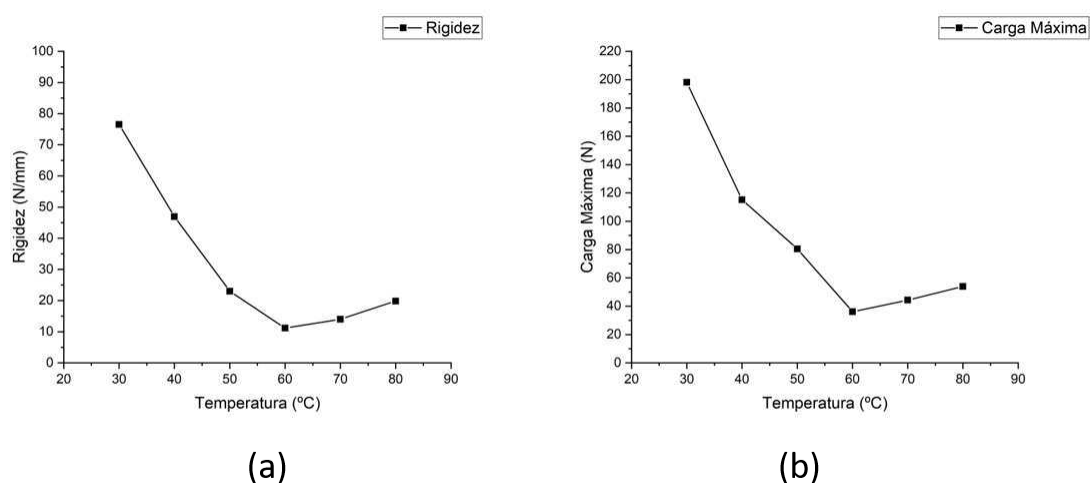
Figura 84 - Comparativo dos gráficos do ensaio de flexão do MC-LMF com a tela posicionada na linha neutra sob temperaturas distintas.



Fonte: Autoria Própria.

A Figura 84 apresenta com maior clareza a variação da rigidez em relação a temperatura. Na referida figura é demonstrado que ocorre diminuição da rigidez durante o aquecimento de 30 °C até 60 °C devido ao “amolecimento” da matriz epóxi, porém após 60 °C ocorre a ativação das telas LMF e consequentemente a rigidez e o carregamento máximo do sistema MC-LMF sofrerão um aumento. A Figura 85 apresenta a variação da rigidez e da carga máxima do MC-LMF com a tela posicionada na linha neutra em função da temperatura.

Figura 84 - Relação entre rigidez e temperatura nos ensaios de flexão isotérmicos no MC-LMF com a tela posicionada na linha neutra; (a) Relação de rigidez x temperatura, (b) Relação de Carga Máxima x Temperatura.



Fonte: Autoria Própria.

A Tabela 11 apresenta as propriedades mecânicas do MC-LMF com a tela posicionada na linha neutra para cada temperatura ensaiada, além da redução percentual da referida propriedade em relação a temperatura ambiente, considerada como sendo a temperatura de 30 °C.

Tabela 11 - Tabela das propriedades mecânicas do ensaio de flexão do MC-LMF com a tela posicionada na linha neutra em função da temperatura de ensaio.

Temperatura (°C)	Rigidez (N/mm)	Redução (%)	F _{máx} (N)	Redução (%)
30	76,538 ± 0,004	0,00	198,087 ± 0,003	0,00
40	46,944 ± 0,017	38,66	115,229 ± 0,006	41,83
50	23,019 ± 0,009	69,92	80,492 ± 0,011	59,36
60	11,162 ± 0,009	85,42	36,106 ± 0,009	81,77
70	14,005 ± 0,002	81,70	44,324 ± 0,007	77,62
80	19,850 ± 0,004	74,06	53,973 ± 0,005	72,75

Fonte: Autoria Própria.

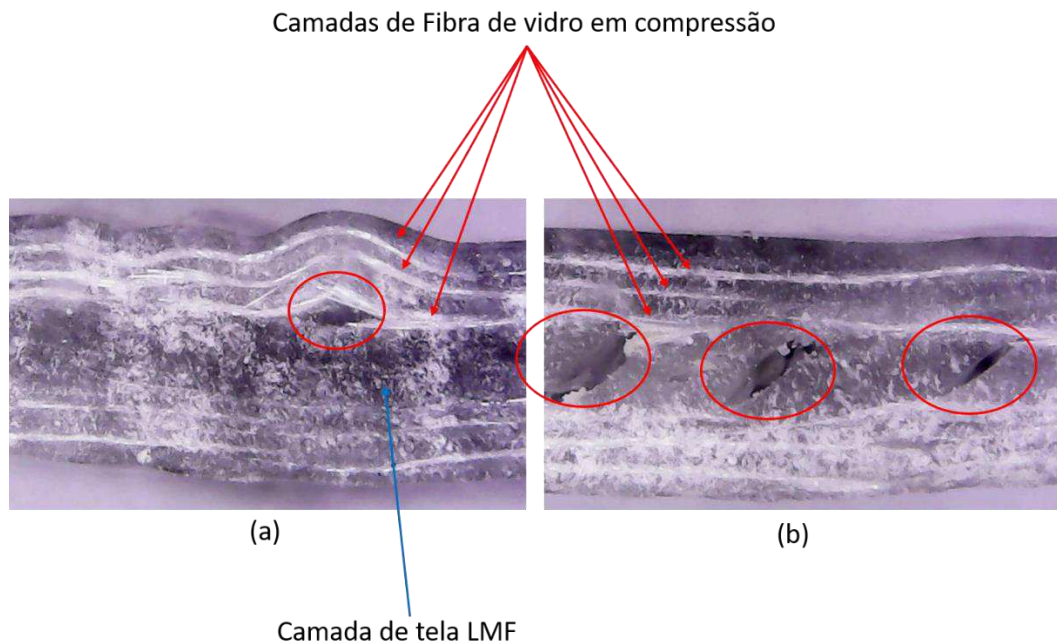
A partir dos resultados apresentados nas Figuras 83, 84 e 85 e na Tabela 11 é demonstrado que o MC-LMF ainda apresenta uma queda acentuada na sua rigidez e no seu carregamento máximo com o aumento da temperatura, porém a inserção da tela LMF na linha neutra apresenta um efeito positivo, visto que antes da tela ser ativada termicamente, a perda de rigidez chega a 85,42 % e após a ativação térmica

da tela LMF, a perda de rigidez é de 74,06 %, ou seja, a tela LMF atua de forma a “amenizar” em cerca de 11,36 % a perda de rigidez do sistema MC-LMF.

Analisando os resultados de carregamento máximo apresentados nas Figuras 83, 84 e 85 e na Tabela 11, vê-se que a variação dos valores de carregamento segue a mesma tendência do que se vê para os valores de rigidez, ou seja, o carregamento máximo apresenta uma redução até a temperatura de 60 °C. Após a temperatura de 60 °C, a tela LMF é ativada, como dito anteriormente, e o carregamento aumenta, demonstrando que a ativação da tela LMF efetivamente reduz a queda de resistência mecânica do compósito em temperaturas mais elevadas. CCNo caso em questão, a atuação da tela LMF elevou em 9,02 % o carregamento máximo suportado pelo material a 80°C.

A Figura 86 apresenta o MC-LMF com a tela LMF posicionada na linha neutra após a realização do ensaio de flexão na temperatura de 50 °C.

Figura 86 - Seção longitudinal do MC-LMF com a tela LMF posicionada na linha neutra após realização do ensaio de flexão em $T = 50\text{ °C}$; (a) Região central do corpo de prova ensaiado, (b) Região lateral do corpo de prova ensaiado.



Fonte: Autoria Própria.

A Figura 86 apresenta a seção longitudinal do MC-LMF com a tela LMF posicionada na linha neutra após a realização do ensaio de flexão a 50 °C. Primeiramente, o MC-LMF apresenta uma região de compressão nas fibras na parte

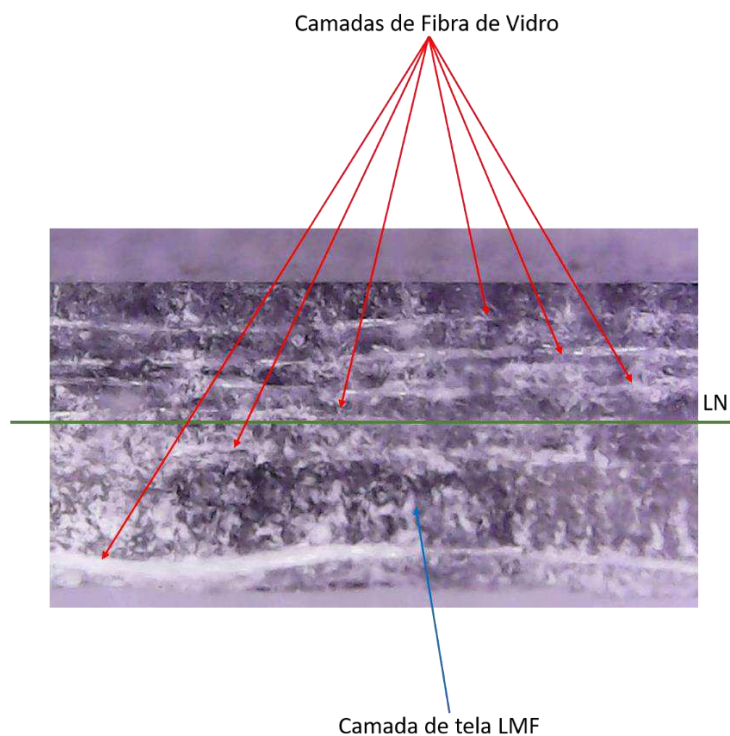
superior, causando flambagem, tal como observado para o GFRP (Figura 81). A flambagem das fibras é atribuída ao carregamento de compressão gerado na região superior da viga compósita durante o esforço de flexão, fazendo com que as fibras sofram um abaulamento estrutural. Diferentemente da região de compressão, as fibras na seção inferior da viga compósita são tracionadas e assim sofrem um alongamento no seu comprimento.

Em relação aos danos apresentados na Figura 86, é visível que ocorre uma delaminação na interface entre a matriz epóxi e a tela LMF (Figura 86.(a)) que corre devido à flambagem por compressão das fibras acima da linha neutra. Esse dano estrutural mostra que a adesão entre a matriz epóxi e o reforço de tela LMF é mais fraca do que a adesão entre a matriz epóxi e o reforço de fibra de vidro. Na Figura 86.(b), fica ainda mais evidente os danos ocasionados pelo esforço de flexão. Percebe-se um rompimento em 45° na matriz epóxi, causado pelo carregamento de compressão na parte superior e o carregamento em tração na parte inferior da viga em flexão.

5.8.2.3 Material Compósito com inserção de telas LMF fora da linha neutra (MC-LMF- Fora da Linha Neutra)

Na Figura 87 está apresentada uma imagem microscópica da seção longitudinal do MC-LMF com a tela posicionada fora da linha neutra antes da realização do ensaio de flexão isotérmico, ou seja, na sua forma íntegra.

Figura 87 - Seção longitudinal do MC-LMF com a tela LMF fora da linha neutra antes da realização do ensaio de flexão isotérmico.



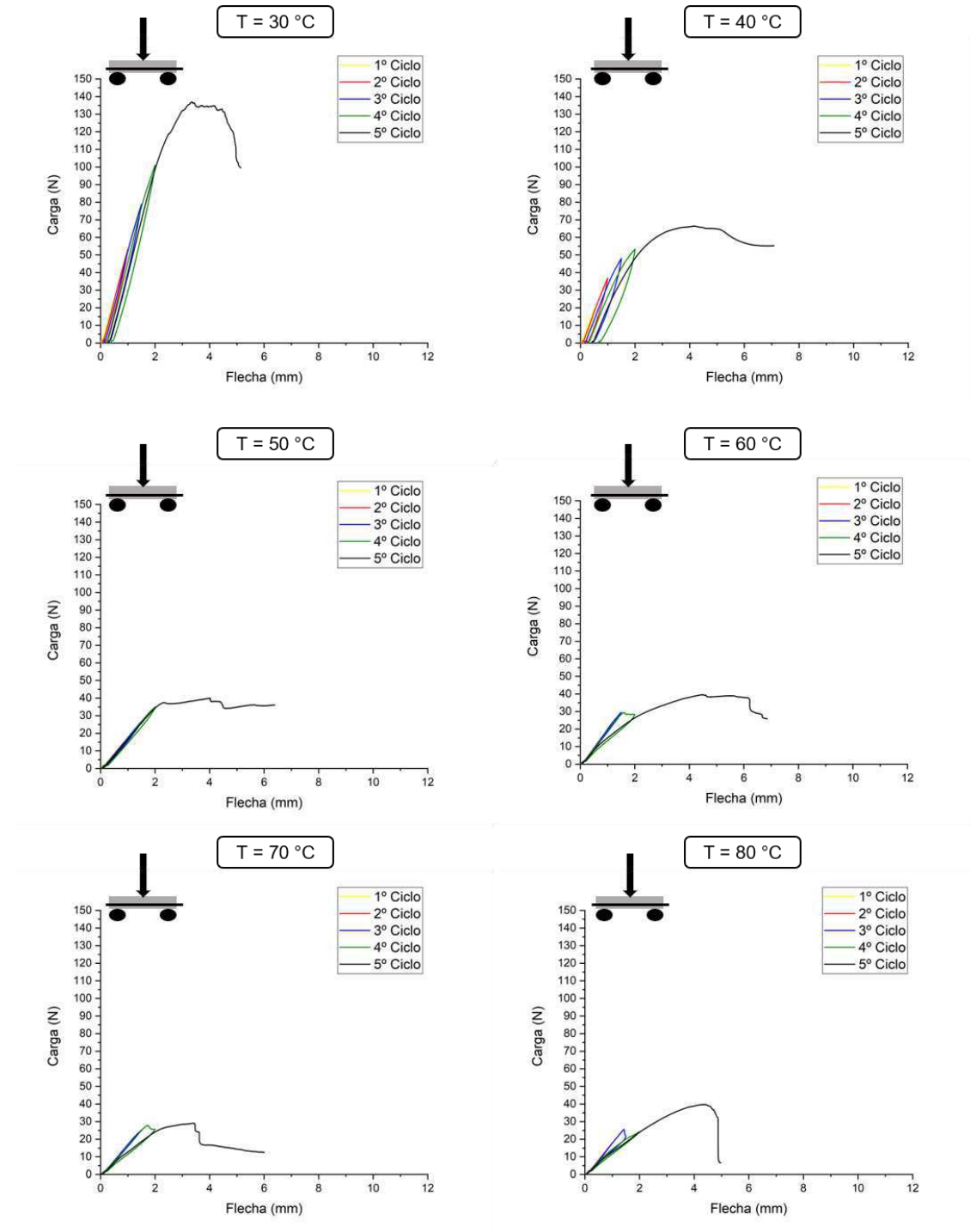
Fonte: Autoria Própria.

A Figura 87 apresenta a disposição das camadas de fibra de vidro e da tela LMF no interior do MC-LMF. A tela LMF está posicionada abaixo da linha neutra, região que será tracionada durante a aplicação do esforço de flexão. Isto porque essa é a região onde se espera que ocorram danos estruturais no sistema compósito e onde, espera-se, o reforço multifuncional apresente uma maior atuação no sentido de aumentar as propriedades mecânicas do material.

Na Figura 87 pode-se visualizar a disposição das fibras de vidro no interior do MC-LMF com a tela LMF posicionada fora da linha neutra, apresentando 5 camadas de fibra de vidro acima da tela LMF e apenas 1 camada de fibra de vidro abaixo da tela LMF. A referida figura também evidencia que as camadas de reforço, tanto a tela LMF quanto a fibra de vidro, apresentam uma boa adesão com a matriz epóxi, não sendo observados defeitos interfaciais no compósito devido ao método de fabricação.

Na Figura 88 estão apresentados os gráficos dos ensaios de flexão realizados no GFRP.

Figura 88 - Gráficos dos Ensaios *Isotérmicos* de Flexão no MC-LMF com telas LMF fora da linha neutra.



Fonte: Autoria Própria.

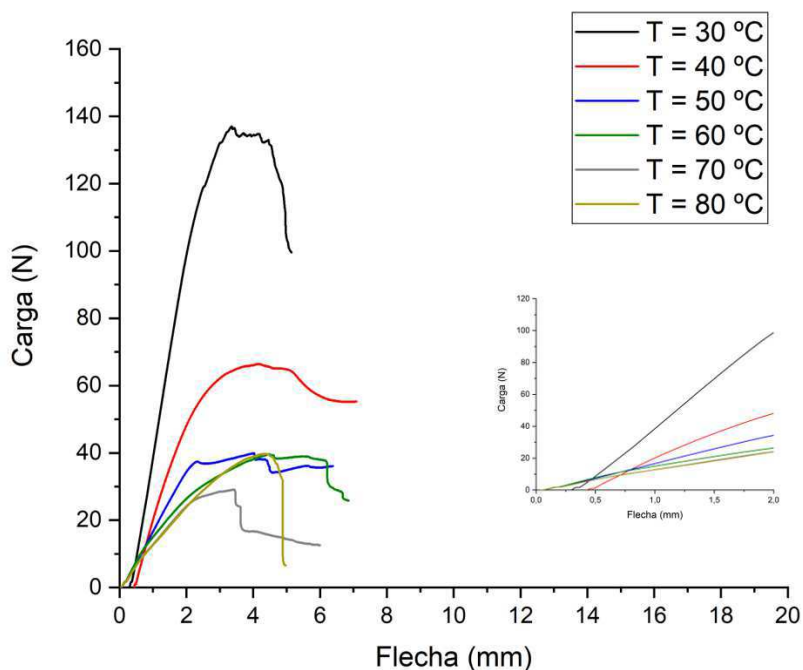
Assim como no MC-LMF com a tela LMF posicionada na linha neutra, a Figura 88 demonstra que a inserção da tela LMF fora da linha neutra também gera um aumento nas propriedades mecânicas do sistema composto na temperatura ambiente (30 °C), ou seja, abaixo da temperatura de início da transformação de martensita para

austenita. Os motivos para o aumento das propriedades mecânicas do MC-LMF com a tela LMF fora da linha neutra são os mesmos apresentados na seção 5.8.2.2. para o MC-LMF com a tela LMF na linha neutra, porém o nível de carregamento máximo para a primeira configuração se mostra menor.

De acordo com a Figura 88, a maior queda de rigidez e carregamento máximo suportável pelo MC-LMF com a tela LMF fora da linha neutra ocorre entre 40 °C e 50 °C, estando abaixo da temperatura observada para o GFRP e para o MC-LMF com a tela LMF posicionada na linha neutra que apresentam a maior queda nas propriedades mecânicas em temperaturas acima de 50 °C.

A Figura 89 apresenta um comparativo entre as curvas do último ciclo (ciclo até fratura) do MC-LMF com as telas posicionadas fora da linha neutra nas diversas temperaturas de ensaio.

Figura 89 - Comparativo dos gráficos do ensaio de flexão do MC-LMF com a tela posicionada na linha neutra sob temperaturas distintas.



Fonte: Autoria Própria.

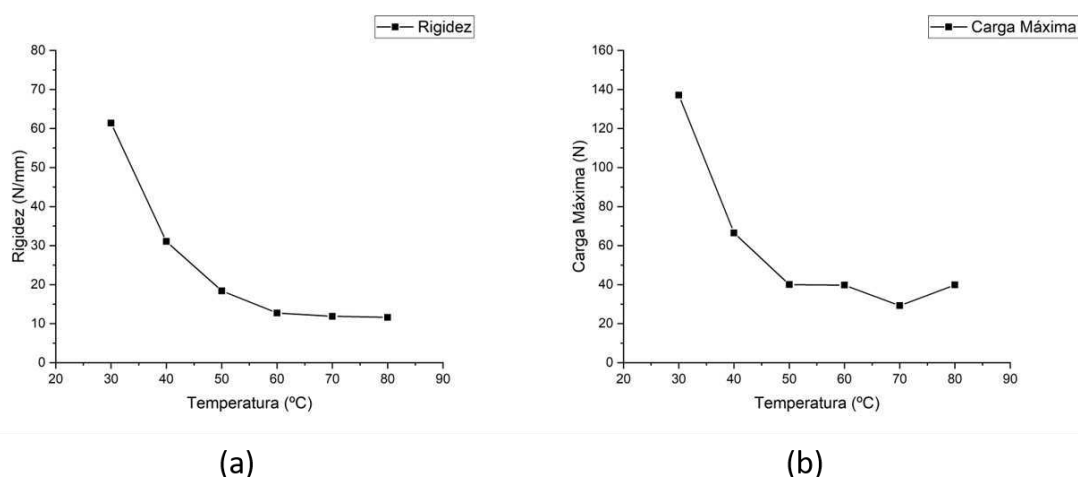
A Figura 89 apresenta com maior clareza a variação da rigidez em relação a variação de temperatura. A figura analisada demonstra que o MC-LMF com a tela LMF posicionada fora da linha neutra apresenta redução da rigidez até o ensaio realizado

a 60 °C e após tal temperatura, a rigidez se mantém aproximadamente constante. Efeito semelhante redução do carregamento máximo suportado pelo sistema MC-LMF analisado, porém a queda ocorre até o ensaio de 70 °C e apresenta uma pequena recuperação do carregamento máximo no ensaio realizado a 80 °C.

Analisando o gráfico ampliado da região até 2 mm do gráfico principal de Carga x Flecha apresentado na Figura 89, pode-se notar que algumas curvas iniciam o ciclo até a fratura.

A Figura 90 apresenta a variação da rigidez e da carga máxima do MC-LMF com a tela posicionada fora da linha neutra em função da temperatura.

Figura 90 - Relação entre rigidez e temperatura nos ensaios de flexão isotérmicos no MC-LMF com a tela posicionada fora da linha neutra; (a) Relação de rigidez x temperatura, (b) Relação de Carga Máxima x Temperatura.



Fonte: Autoria Própria.

A Tabela 12 apresenta as propriedades mecânicas do MC-LMF com a tela posicionada fora da linha neutra para cada temperatura ensaiada, além da redução percentual da referida propriedade em relação a temperatura ambiente, considerada como sendo a temperatura de 30 °C.

Tabela 12 - Tabela das propriedades mecânicas do ensaio de flexão do MC-LMF com a tela posicionada fora da linha neutra em função da temperatura de ensaio.

Temperatura (°C)	Rigidez (N/mm)	Redução (%)	F _{máx} (N)	Redução (%)
30	61,384 ± 0,008	0,00	137,091 ± 0,002	0,00
40	31,063 ± 0,024	49,39	66,508 ± 0,003	51,49
50	18,411 ± 0,002	70,01	40,023 ± 0,002	70,80

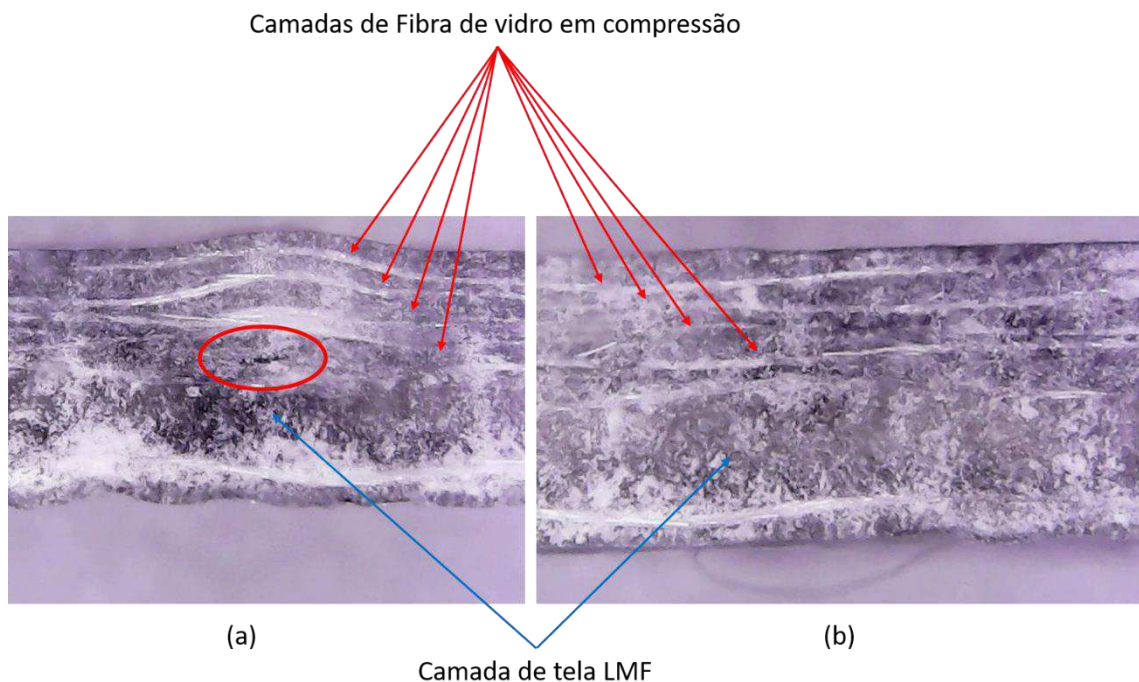
60	$12,738 \pm 0,010$	79,25	$39,759 \pm 0,005$	71,00
70	$11,880 \pm 0,004$	80,65	$29,265 \pm 0,010$	78,65
80	$11,617 \pm 0,004$	81,07	$39,830 \pm 0,007$	70,94

Fonte: Autoria Própria.

A partir dos resultados apresentados nas Figuras 88, 89 e 90 e na Tabela 12 é demonstrado que o MC-LMF com a tela LMF posicionada fora da linha neutra apresenta uma redução acentuada tanto da rigidez quanto do carregamento máximo suportado nos ensaios realizados até a temperatura de 70 °C e apenas no ensaio realizado a 80 °C, o material conseguiu recuperar uma fração do carregamento máximo suportável, enquanto que a rigidez se manteve relativamente constante entre 60 °C e 80 °C.

A Figura 91 apresenta o MC-LMF com a tela LMF posicionada fora da linha neutra após a realização do ensaio de flexão na temperatura de 50 °C.

Figura 91 - Seção longitudinal do MC-LMF com a tela LMF posicionada fora da linha neutra após realização do ensaio de flexão em $T = 50\text{ °C}$; (a) Região central do corpo de prova ensaiado, (b) Região lateral do corpo de prova ensaio.



Fonte: Autoria Própria.

De acordo com a Figura 91, o MC-LMF com a tela LMF posicionada fora da linha neutra observa-se 4 ou até 5 camadas de fibras comprimidas acima da linha neutra, e que a maioria delas sofre flambagem. Essa região de flambagem das fibras

é devido ao carregamento de compressão gerado na região superior da viga compósita durante o esforço de flexão.

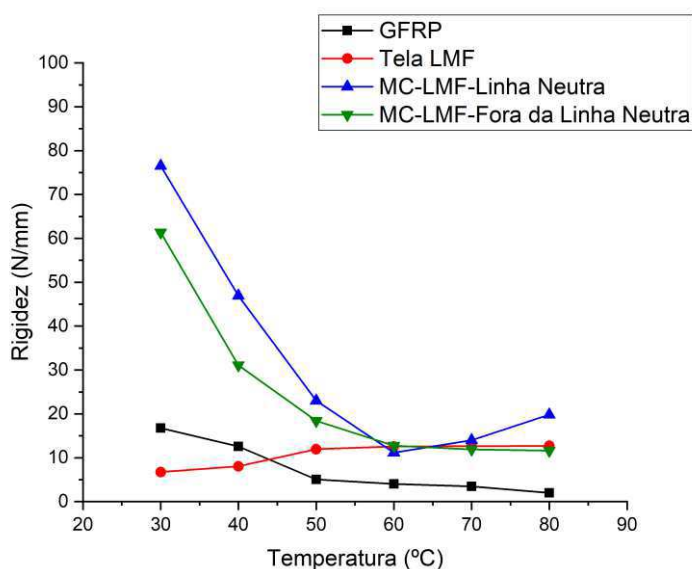
Os ensaios realizados no MC-LMF com a tela posicionada fora da linha neutra apresentaram menos danos visíveis do que os ensaios realizados no MC-LMF com a tela posicionada na linha neutra. Na Figura 91 é visível um dano de delaminação na região próxima a linha neutra, ocorrente próximo a interface entre a matriz epóxi e a tela LMF.

5.9 COMPARATIVO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS NOS ENSAIOS DE FLEXÃO ISOTÉRMICOS

A partir dos resultados obtidos nas seções 5.8.2.1., 5.8.2.2. e 5.8.2.3., é realizado um comparativo para quantificar e analisar a influência da inserção da tela LMF no material compósito GFRP, além disso, avaliar qual condição de inserção será a mais interessante quanto ao aumento das propriedades mecânicas.

A Figura 92 apresenta a relação entre a variação de rigidez dos diferentes sistemas (GFRP, tela LMF, MC-LMF com a tela na linha neutra e MC-LMF com a tela fora da linha neutra) em função da variação da temperatura de ensaio.

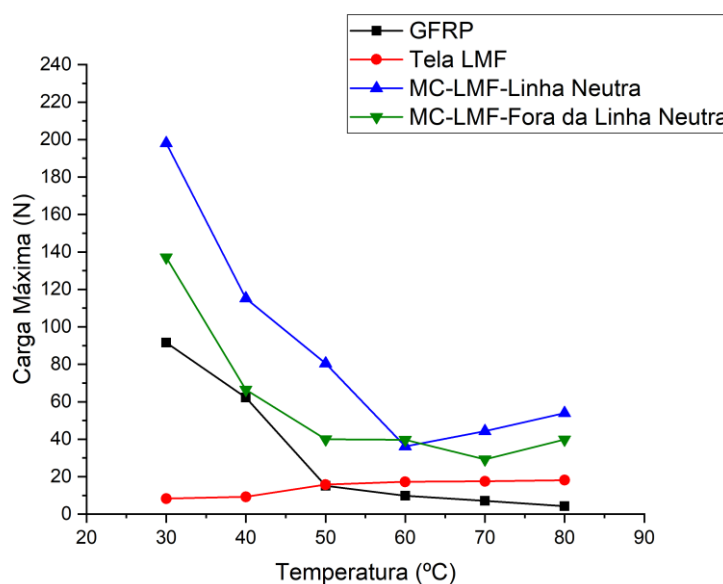
Figura 92 - Relação de rigidez em função da temperatura para as condições de ensaio analisadas.



Fonte: Autoria Própria.

A Figura 93 apresenta a relação entre a variação do carregamento máximo suportável dos sistemas investigados (GFRP, tela LMF, MC-LMF com a tela na linha neutra e MC-LMF com a tela fora da linha neutra) em função da variação da temperatura de ensaio.

Figura 93 - Relação de rigidez em função da temperatura para as condições de ensaio analisadas.



Fonte: Autoria Própria.

Nas tabelas 13 e 14 estão apresentados os resultados obtidos a partir dos ensaios de flexão isotérmicos realizados nas condições determinadas previamente, os dados descritos nas referidas tabelas estão de acordo com as Figuras 92 e 93 apresentadas anteriormente.

Tabela 13 - Tabela da relação de resultados da variação de rigidez em função da temperaturas das condições de ensaio, material compósito convencional (GFRP), material compósito com inserção de tela na linha neutra (MC-LMF-LN) e material compósito com inserção de tela fora da linha neutra (MC-LMF-FLN).

Temperatura (°C)	GFRP (N/mm)	MC-LMF-LN (N/mm)	MC-LMF-FLN (N/mm)
30	16,769 ± 0,002	76,538 ± 0,004	61,384 ± 0,008
40	12,592 ± 0,001	46,944 ± 0,017	31,063 ± 0,024
50	5,064 ± 0,001	23,019 ± 0,009	18,411 ± 0,002
60	4,054 ± 0,001	11,162 ± 0,009	12,738 ± 0,010
70	3,445 ± 0,002	14,005 ± 0,002	11,880 ± 0,004
80	1,973 ± 0,002	19,850 ± 0,004	11,617 ± 0,004

Fonte: Autoria Própria.

Tabela 14 - Tabela da relação de resultados da variação do carregamento máximo em função da temperaturas das condições de ensaio, material compósito convencional (GFRP), material compósito com inserção de tela na linha neutra (MC-LMF-LN) e material compósito com inserção de tela fora da linha neutra (MC-LMF-FLN).

Temperatura (°C)	GFRP (N)	MC-LMF-LN (N)	MC-LMF-FLN (N)
30	91,624 ± 0,003	198,087 ± 0,003	137,091 ± 0,002
40	62,252 ± 0,002	115,229 ± 0,006	66,508 ± 0,003
50	15,110 ± 0,005	80,492 ± 0,011	40,023 ± 0,002
60	9,819 ± 0,006	36,106 ± 0,009	39,759 ± 0,005
70	7,160 ± 0,012	44,324 ± 0,007	29,265 ± 0,010
80	4,273 ± 0,008	53,973 ± 0,005	39,830 ± 0,007

Fonte: Autoria Própria.

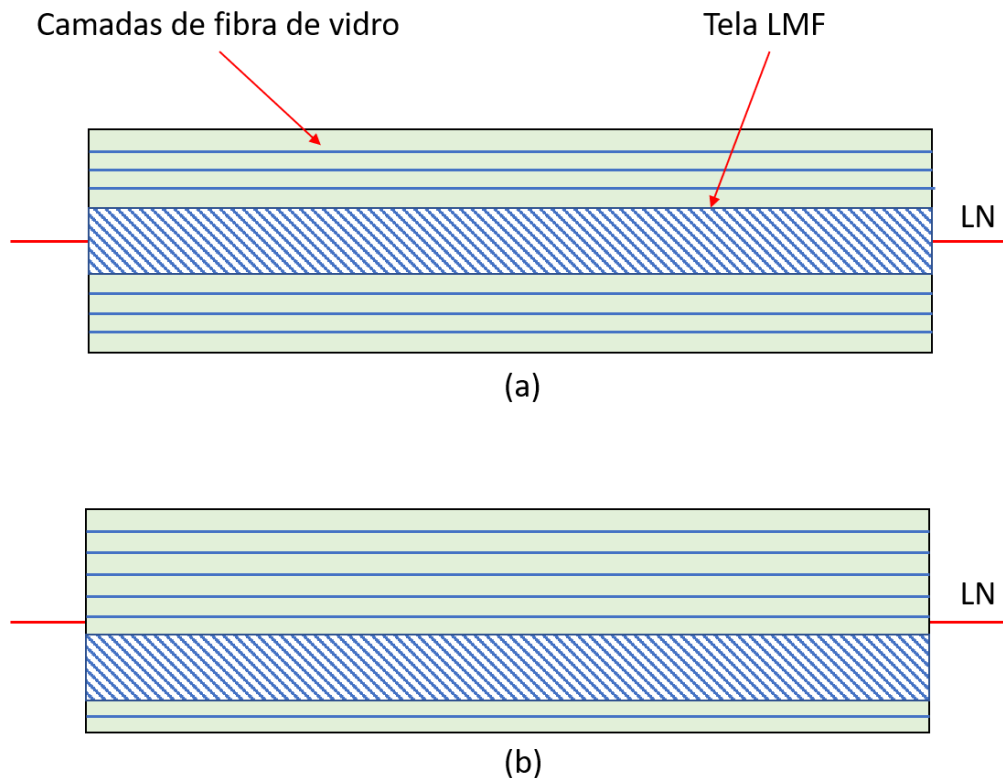
De acordo com as Figuras 92 e 93 e com as tabelas 13 e 14, a inserção da tela LMF no material compósito gerou um efeito extremamente positivo, principalmente nas temperaturas entre 30 °C e 50 °C, fazendo com que a rigidez aumentasse em até 3,5 vezes e o carregamento máximo aumentasse em até 2,2 vezes em relação ao GFRP. Já em temperaturas acima de 50 °C, quando ocorre a transformação de fase na tela LMF e a perda quase que completa de rigidez da matriz epóxi após ultrapassar a temperatura de T_g , é possível observar que a inserção da tela LMF consegue reduzir a perda de rigidez, principalmente quando se analisa o caso com a tela posicionada na linha neutra, que apresenta uma recuperação da rigidez com o aumento da temperatura.

Os resultados obtidos indicam melhores propriedades mecânicas foram exibidas pelos compósitos MC-LMF com a tela LMF posicionada na linha neutra. Independente da temperatura de ensaio, o posicionamento da tela LMF em compósitos MC-LMF fora da linha neutra não foi gerou aumento de propriedade tão significativo quanto os observados para MC-LMF com a tela LMF na linha neutra.

O melhor desempenho mecânico apresentado pelos compósitos MC-LMF com o reforço metálico na linha neutra quando comparado ao de sistemas equivalentes com o reforço fora da linha neutra também foi demonstrado por Sakthivel & Vijayakumar (2017). Segundo aqueles autores, que avaliaram a influência da inserção de uma malha de aço inoxidável no comportamento mecânico de um material compósito reforçado por fibra de vidro, o desempenho compósito híbrido (GFRP + malha de aço) com a malha posicionada na camada média, ou linha neutra, apresenta propriedades mecânicas em tração, flexão, inter-delaminação e impacto melhores do

que outras configurações de laminados que apresentam a malha inserida fora da linha neutra, seja na superfície superior ou na superfície inferior. A Figura 94 ilustra a disposição da tela LMF no interior do compósito na linha neutra e fora da mesma.

Figura 94 - Ilustração da disposição da tela LMF no interior do compósito; (a) Na linha neutra, (b) Fora da linha neutra.

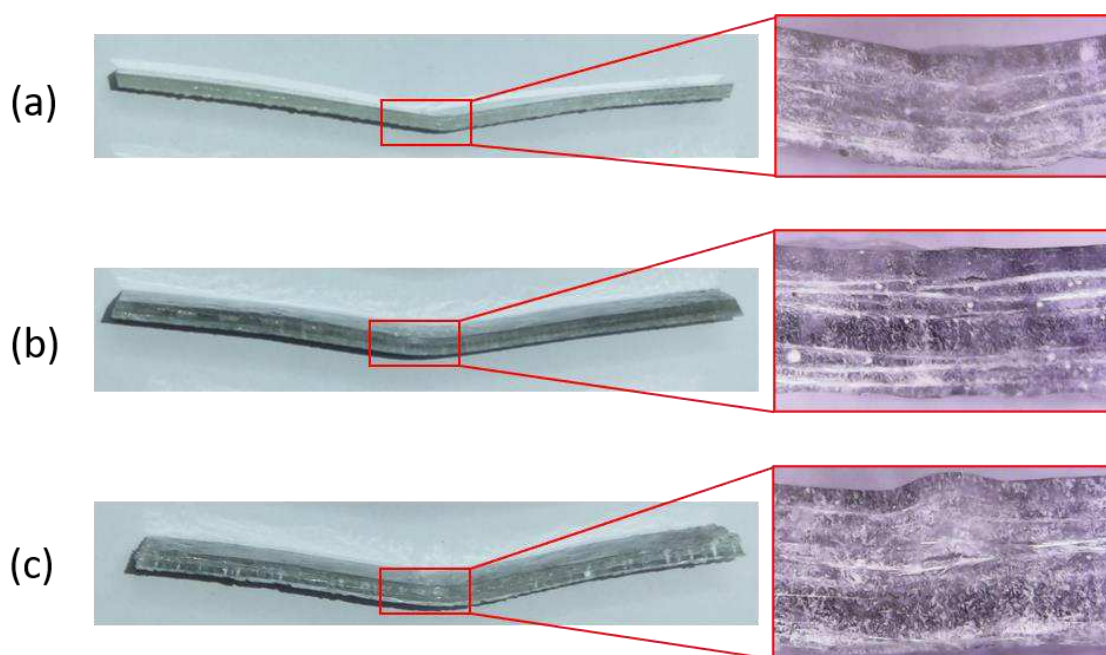


Fonte: Autoria Própria.

A partir da ilustração apresentada na Figura 94 é possível analisar com maiores detalhes o porquê da redução das propriedades mecânicas do MC-LMF com a tela LMF posicionada fora da linha neutra em relação à aquela posicionada na linha neutra. O posicionamento da tela LMF abaixo da linha neutra faz com que camadas de fibra de vidro sejam “deslocadas” para a região de compressão acima da linha neutra. Tal deslocamento das fibras de vidro deixam a região de tração, região essa mais vulnerável já que resistência a tração do compósito é inferior a resistência a compressão (Adams, Carlsson, & Pipes (2002)).

A Figura 95 apresenta imagens macro e microscópicas dos corpos de prova ensaiados.

Figura 95 - Imagens dos corpos de prova após realização do ensaio de flexão a 50 °C; (a) GFRP, (b) MC-LMF com a tela posicionada na linha neutra, (c) MC-LMF com a tela posicionada fora da linha neutra.



Fonte: Autoria Própria.

De acordo com a Figura 95, os materiais ensaiados apresentam diferentes características de dano. No caso da Figura 95.(a), pode-se notar que o GFRP não apresentou qualquer dano na sua estrutura, como rompimento de fibras ou delaminação das camadas, evidenciando que ocorreu uma falha funcional no material. Já no caso da Figura 95.(b), nota-se a ocorrência de alguns danos na estrutura do MC-LMF com a tela posicionada na linha neutra. Nesta configuração foi observada a ocorrência de delaminações, principalmente na interface entre a tela LMF e a matriz epóxi, evidenciando que a interface entre a tela LMF e a matriz epóxi é o ponto menos resistente desse tipo de MC-LMF. Por fim, na Figura 95(c), o dano no MC-LMF com a tela LMF posiciona fora da linha neutra é o mesmo que ocorre no MC-LMF com a tela LMF na linha neutra, ou seja, o sistema compósito apresenta a ocorrência de danos de delaminação, principalmente na interface entre a tela LMF e a matriz epóxi.

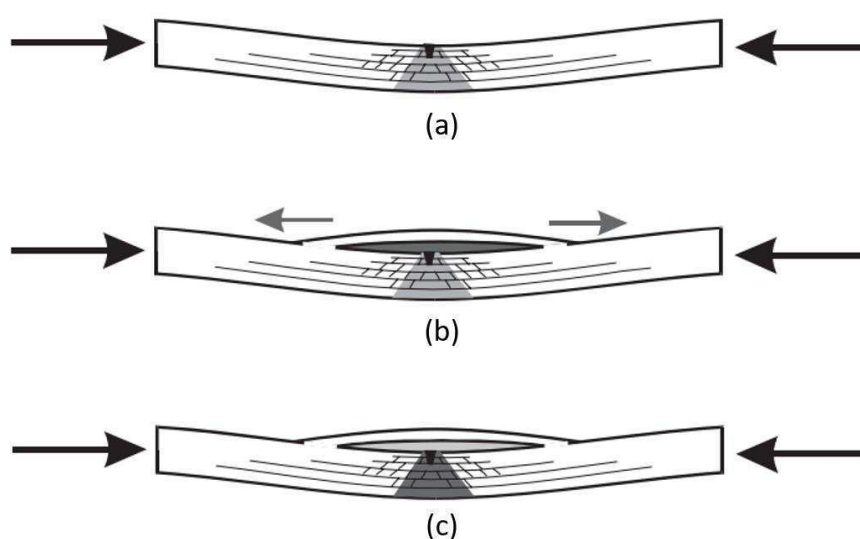
Os ensaios realizados no GFRP evidenciaram que o material tem a capacidade de alcançar valores relativamente elevados de flecha e sofrer fratura funcional sem apresentar danos na estrutura. Segundo Fernandez & Murphey (2018); Grigoriev (2011); Sanford, Biskner, & Murphey (2010), que desenvolveram métodos de ensaio

de flexão para placas finas de compósito, esse efeito está intimamente relacionado com a espessura do compósito ensaiado.

Outro efeito observado nos ensaios de flexão em praticamente todos os ensaios do GFRP e dos MC-LMF, foi a formação de um abaulamento na superfície superior do corpo de prova ensaiado. Esse efeito pode ser observado nas Figuras 81, 86, 91 e 95 e é atribuído à flambagem das camadas de fibra de vidro acima da linha neutra, que durante o carregamento de flexão estão sob compressão.

O efeito de flambagem por compressão também foi evidenciado por Peter & Skovsgård (2019); Rhead, Butler, & Hunt (2017) que descreveram o mecanismo de flambagem durante o esforço global de flexão. Segundo Peter & Skovsgård (2019) a formação do abaulamento devido à flambagem por compressão propicia o aparecimento de danos por delaminação que os autores nomeiam de mecanismo flambagem-delaminação. A Figura 96 representa esse mecanismo.

Figura 96 - Mecanismo flambagem-delaminação sob compressão.



Fonte: Adaptado de Peter & Skovsgård (2019).

O mecanismo de flambagem-delaminação ilustrado na Figura 96 é originado a partir da aplicação de um esforço de compressão no material compósito que irá origina uma flambagem das camadas de fibra no seu interior, chegando ao ponto de que tal flambagem irá nuclear danos de delaminação na estrutura do compósito. Com o aumento do carregamento de compressão no material compósito, o efeito de flambagem irá aumentar e então haverá crescimento do dano de delaminação.

Esse mecanismo de dano também foi discutido por Zheng et al. (2019), que nomeou o mecanismo de flambagem-delaminação como região “Wrinkle”, sendo segundo os autores, a região mais propícia para a ocorrência de delaminações em materiais compósitos durante esforços de flexão.

A ocorrência ou não de delaminações na região “Wrinkle” está diretamente relacionada à resistência da interface os entre constituintes do compósito e à temperatura aplicada ao compósito. Essa relação pôde ser vista nos ensaios realizados no GFRP e no MC-LMF, visto que a delaminação ocorreu apenas no material compósito com a inserção da tela LMF, evidenciando que a interface entre a matriz epóxi e a tela LMF apresenta uma resistência inferior à interface entre a matriz epóxi e as camadas de fibra de vidro.

6. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os resultados apresentados nesta pesquisa, evidenciam que foi possível fabricar e caracterizar as telas LMF Ni-Ti-Cu bem como o material compósito convencional GFRP e o material compósito com inserção da tela LMF Ni-Ti-Cu (MC-LMF) na linha neutra e fora dela.

A fabricação das telas LMF foi realizada usando fundição de precisão, que se revelou um método eficiente para a fabricação destes elementos de geometria mais complexa. As análises de composição química permitem concluir que a variação de composição foi muito pequena e as análises térmicas mostraram que as telas LMF fabricadas apresentam temperaturas de transformação bem definidas. Nos ensaios de flexão foi possível concluir que a rigidez das telas LMF aumenta com o aumento na temperatura em testes realizados entre 30°C e 80°C.

A fabricação dos compósitos GFRP foi feita por laminação manual. Verificou-se que esse método de fabricação se mostrou eficiente, visto que na análise de fração de constituintes, o material fabricado apresentou valores muito baixos de vazios. O GFRP fabricado foi ensaiado sob tração e sob flexão e concluiu-se que o material apresenta boa resistência mecânica, resultante de uma boa adesão entre a matriz e o reforço. A partir dos ensaios de flexão isotérmicos realizados no GFRP foi possível constatar que o material apresenta redução da rigidez com o aumento da temperatura de teste, comportamento oposto do que acontece com as telas LMF Ni-Ti-Cu.

A partir dos ensaios de flexão isotérmicos, foi constatada a justificativa do desenvolvimento de um material compósito híbrido com inserção de telas LMF, pois a inserção da tela LMF no GFRP reduz a perda de rigidez ocasionada pelo aumento da temperatura.

A fabricação do MC-LMF se mostrou tão eficiente quanto a fabricação do material compósito convencional, não apresentando aumento nos valores de vazios na análise de fração de constituintes. Foram fabricadas duas configurações distintas de MC-LMF e ambas demonstraram propriedades mecânicas superiores as do GFRP puro.

Em relação ao MC-LMF, a inserção da tela no plano neutro gerou um aumento bastante significativo na rigidez e no carregamento máximo do sistema compósito em relação ao GFRP puro. A rigidez e o carregamento máximo suportável pelo sistema compósito foram fortemente afetados pela inserção da tela LMF na linha neutra, apresentando um aumento de até 4,5 vezes na rigidez e um aumento de até 5,3 vezes no carregamento máximo em relação ao GFRP na temperatura de 30 °C. Em temperaturas superiores à da ativação da tela LMF, foi obtido um aumento de até 10 vezes na rigidez e de até 12,7 no carregamento máximo comparado ao GFRP.

O MC-LMF com a tela LMF posicionada fora da linha neutra, também apresentou um aumento significativo na rigidez e no carregamento máximo do sistema compósito em relação ao GFRP, porém inferior aos resultados obtidos com o MC-LMF com a tela LMF posicionada na linha neutra. Para temperatura inferiores à temperatura de ativação da tela LMF, a rigidez apresentou um aumento de até 3,7 vezes enquanto que o carregamento máximo apresentou um aumento de até 2,7 vezes quando comparado com os valores obtidos para o GFRP. Em temperaturas mais altas, superiores à temperatura de ativação da tela LMF, o aumento da rigidez foi de até 5,9 vezes e o aumento do carregamento máximo foi por volta de 9,3 vezes quando comparado aos resultados obtidos do GFRP.

De forma geral, conclui-se que a inserção de telas LMF em um material compósito convencional GFRP apresenta efeitos positivos na rigidez e no carregamento máximo aplicável no material. Além disso, a configuração do MC-LMF com a tela LMF posicionada na linha neutra leva a melhores propriedades mecânicas em relação à configuração do MC-LMF com a tela LMF posicionada fora da linha neutra.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir dos resultados obtidos, é possível também estabelecer uma série de trabalhos de pesquisa futuros:

- Realizar uma análise numérica por simulação computacional, usando o método dos elementos finitos, para avaliar a distribuição de carregamento no interior do MC-LMF em diferentes configurações;
- Realizar novos estudos utilizando telas LMF obtidas a partir de diferentes processos de fabricação, como a utilização de telas LMF obtidas a partir de chapas laminadas a quente;
- Realizar o estudo de inserção de telas LMF em diferentes materiais compósitos, como em CFRP, para analisar a influência da tela LMF nas propriedades do material compósito de base;
- Realizar um estudo metalúrgico das telas LMF obtidas por fundição de precisão com o objetivo de melhorar o comportamento mecânico destes elementos;
- Fazer um comparativo entre a laminação de telas LMF a frio e a quente, destacando as alterações no comportamento mecânico de tais elementos;
- Analisar a aplicabilidade de materiais compósitos reforçados por telas LMF em situações de impacto;
- Realizar estudos de inserção de telas LMF em materiais compósitos com a utilização de composições diferentes da LMF, como as ligas Cu-Al-Mn.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Adams, D. F., Carlsson, L. A., & Pipes, R. B. (2002). *Experimental Characterization of Advanced Composite Materials* (Third Edit). Boca Raton, Florida: CRC press.

Akay, M. (2015). *An Introduction to Polymer Matrix Composites* (p. 296). p. 296. Ebook, www.bookboon.com.

Angioni, S. L., Meo, M., & Foreman, A. (2011). Impact damage resistance and damage suppression properties of shape memory alloys in hybrid composites - A review. *Smart Materials and Structures*, 20(1). <https://doi.org/10.1088/0964-1726/20/1/013001>

Aranha, R. (2017). *Estudo do processamento de materiais compósitos com inserts impermeáveis embebidos via RTM*. Universidade Federal de Campina Grande.

Ashby, M F, & Bréchet, Y. J. M. (2003). Designing hybrid materials. *Acta Materialia*, 51(19), 5801–5821.

Ashby, Michael F, & Cebon, D. (2005). Materials selection in mechanical design. *MRS Bull*, 30(12), 995.

Balasubramanian, K., Sultan, M. T. H., & Rajeswari, N. (2018). Manufacturing techniques of composites for aerospace applications. In *Sustainable Composites for Aerospace Applications* (pp. 55–67). Elsevier.

Balta-Neumann, J. A., Michaud, V. J., Parlinska, M., Gotthardt, R., & Manson, J.-A. E. (2001). Adaptive composites with embedded NiTiCu wires. *Smart Structures and Materials 2001: Active Materials: Behavior and Mechanics*, 4333, 377–386. International Society for Optics and Photonics.

Buehler, W. J., Gilfrich, J. V., & Wiley, R. C. (1963). Effect of Low-Temperature Phase Changes on the Mechanical Properties of Alloys near Composition TiNi. *Journal of Applied Physics*, 34(5), 1475–1477. <https://doi.org/10.1063/1.1729603>

Buehler, William J, & Wang, F. E. (1968). A summary of recent research on the nitinol alloys and their potential application in ocean engineering. *Ocean Engineering*, 1(1), 105–120.

Callister Jr, W. D., & Rethwisch, D. G. (2012). *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução* (8ª). Rio de Janeiro, RJ: LTC - Livros Técnicos e Científicos.

Carlsson, L. A., Adams, D. F., & Pipes, R. B. (2014). *Experimental characterization of advanced composite materials*. CRC press.

Chang, L., & Read, T. (2019). Behavior of the elastic properties of AuCd. In *Trans Met Soc AIME* (Vol. 189).

CHIAVERINI, V. (1986). *Tecnologia Mecânica—vol II, São Paulo, Ed. McGraw.*

Cohades, A., & Michaud, V. (2018). Shape memory alloys in fibre-reinforced polymer composites. *Advanced Industrial and Engineering Polymer Research*.
<https://doi.org/10.1016/j.aiepr.2018.07.001>

D3878, A. (2007). *Standard Terminology for Composite Materials* (p. 5). p. 5. ASTM International.

de Araújo, C. J., Gomes, A. A. C., Silva, J. A., Cavalcanti, A. J. T., Reis, R. P. B., & Gonzalez, C. H. (2009). Fabrication of shape memory alloys using the plasma skull push–pull process. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(7), 3657–3664.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.08.025>

De Araújo, C., Silva, N., Silva, M. M., & Gonzalez, C. H. (2011). A comparative study of Ni–Ti and Ni–Ti–Cu shape memory alloy processed by plasma melting and injection molding. In *Materials & Design - MATER DESIGN* (Vol. 32).
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.05.051>

de Mendonça, P. de T. R. (2005). *Materiais compostos e estruturas-sanduíche: projeto e análise*. Manole.

Deborah, D. L. C. (2010). Composite materials: science and applications. *Engineering Materials and Processes*.

Deshpande, M. D. (2004). Analysis of printed antennas embedded in a composite material loaded with lightning protection metallic screen. *IEEE Antennas and Propagation Society, AP-S International Symposium (Digest)*, 3, 2428–2431.
<https://doi.org/10.1109/aps.2004.1331863>

Dilibal, S., & Adanir, H. (2013). Comparison and Characterization of NiTi and NiTiCu Shape Memory Alloys. *IAASS Conf., Marmara University, Istanbul/Turkey May, 23*.

Dos Reis, R. P. B., Rodrigues, L. F. A., da Silva, M. D., & de Araújo, C. J. (2007). Static tests of an Active Composite Beam: Epoxi Reinforced by Trained Ni-Ti Shape Memory Wires. *COBEM - Congress of Mechanical Engineering, 19º, 8*.

Dos Reis, R. P. B., Souto, C. da R., de Araújo, C. J., Silva, A. A., & Da Silva, E. P. (2010). Vibration attenuation in an epoxy smart composite beam with embedded NiTi shape memory wires. *Materials Science Forum*, 643, 7–13. Trans Tech Publ.

Dutton, S., Kelly, D., & Baker, A. (2004). *Composite materials for aircraft structures*. American Institute of Aeronautics and Astronautics.

Elahinia, M. H. (2016). *Shape memory alloy actuators: design, fabrication, and experimental evaluation*. John Wiley & Sons.

Elkington, M., Bloom, D., Ward, C., Chatzimichali, A., & Potter, K. (2015). Hand layup: understanding the manual process. *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, 1(3), 138–151.

F-2004. (2017). *Standard Test Method for Transformation Temperature of Nickel-Titanium Alloys by Thermal Analysis* (p. 5). p. 5. United States: ASTM International.

Fabregat-Sanjuan, A., Gispert-Guirado, F., Ferrando, F., & De la Flor, S. (2018). Identifying the effects of heat treatment temperatures on the Ti50Ni45Cu5 alloy using dynamic mechanical analysis combined with microstructural analysis. *Materials Science and Engineering: A*, 712, 281–291.

Faiella, G., Antonucci, V., Daghia, F., Fascia, S., & Giordano, M. (2011). Fabrication and thermo-mechanical characterization of a shape memory alloy hybrid composite. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 22(3), 245–252.

Fernandez, J. M., & Murphey, T. W. (2018). A simple test method for large deformation bending of thin high strain composite flexures. *AIAA Spacecraft Structures Conference, 2018*, (210019), 1–25. <https://doi.org/10.2514/6.2018-0942>

Gay, D., Hoa, S. V., & Tsai, S. W. (2003). *Composite Materials: Design and Applications*. Boca Raton, Florida: CRC Press LLC.

Gil, F. J., & Planell, J. A. (1999). Effect of copper addition on the superelastic behavior of Ni-Ti shape memory alloys for orthodontic applications. *Journal of Biomedical Materials Research: An Official Journal of The Society for Biomaterials, The Japanese Society for Biomaterials, and The Australian Society for Biomaterials and the Korean Society for Biomaterials*, 48(5), 682–688.

Greninger, A. B., & Mooradian, V. G. (1938). Strain Transformation in metastable beta copper-zinc and beta copper-Ti alloys. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 128, 337–368.

Grigoriev, M. M. (2011). Large Strain Flexural Testing of Thin Composite Laminates. *Glass*, 92.

GROOVER, M. P. (2018). *Introdução aos processos de fabricação* (1ª). Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos.

Helman, H., & Cetlin, P. R. (1983). Fundamentos da conformação: mecânica dos materiais. *Rio de Janeiro: Guanabara*.

Hull, D. (1995). *An introduction to composite materials* (1ª). Cambridge: Cambridge university press.

Jang, B. K., & Kishi, T. (2005). Adhesive strength between TiNi fibers embedded in CFRP composites. *Materials Letters*, *59*(11), 1338–1341.

Jani, J. M., Leary, M., Subic, A., & Gibson, M. A. (2014). A review of shape memory alloy research, applications and opportunities. *Materials and Design*, *56*, 1078–1113. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.11.084>

Kang, K.-W., & Kim, J.-K. (2009). Effect of shape memory alloy on impact damage behavior and residual properties of glass/epoxy laminates under low temperature. *Composite Structures*, *88*(3), 455–460.

KAUFFMAN, G. B., & MAYO, I. (1997). The Story of Nitinol: The Serendipitous Discovery of the Memory Metal and Its Applications. *The Chemical Educator*, *2*(2), 1–21. <https://doi.org/10.1007/s00897970111a>

Kiminami, C. S., de Castro, W. B., & de Oliveira, M. F. (2013). *Introdução aos processos de fabricação de produtos metálicos*. Editora Blucher.

Kurdjumov, G. V., & Khandros, L. G. (1949). First reports of the thermoelastic behaviour of the martensitic phase of Au-Cd alloys. *Doklady Akademii Nauk SSSR*, *66*, 211–213.

Lagoudas, D. C. (2008). *Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications*. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-47685-8>

Landel, R. F., & Nielsen, L. E. (1993). *Mechanical properties of polymers and composites*. CRC press.

Lester, B. T., Baxevanis, T., Chemisky, Y., & Lagoudas, D. C. (2015). Review and perspectives: shape memory alloy composite systems. *Acta Mechanica*, *226*(12), 3907–3960. <https://doi.org/10.1007/s00707-015-1433-0>

Lo, Y. C., Wu, S.-K., & Horng, H.-E. (1993). A study of B2↔ B19↔ B19' two-stage martensitic transformation in a Ti50Ni40Cu10 alloy. *Acta Metallurgica et Materialia*, *41*(3), 747–759.

Mallick, P. K. (2007). *Fiber-reinforced composites: materials, manufacturing, and design*. CRC press.

Michaud, V. (2004). Can shape memory alloy composites be smart? *Scripta Materialia*, *50*(2), 249–253.

Mihálcz, I. (2001). Fundamental characteristics and design method for nickel-titanium shape memory alloy. *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*, *45*(1), 75–86.

Miranda, B. M. (2015). *Desenvolvimento de um equipamento de moldagem por*

transferência de resina para uso laboratorial. Universidade Federal de Campina Grande.

Mohammad H. Elahinia. (2016). *Shape Memory Alloy Actuators: Design, Fabrication, and Experimental Evaluation* (1^a). John Wiley & Sons, Ltd.

Montenegro, E. de O. S. (2016). *Estudo do Comportamento Termomecânico de Telas de Ligas com Memória de Forma Ni-Ti obtidas por fundição de precisão*. Universidade Federal de Campina Grande.

N. Melton, K., & Mercier, O. (1978). Deformation Behavior of NiTi-Based Alloys. In *Metallurgical Transactions A* (Vol. 9). <https://doi.org/10.1007/BF02661822>

Nam, T. H., Saburi, T., & Shimizu, K. (1990). Cu-content dependence of shape memory characteristics in Ti–Ni–Cu alloys. *Materials Transactions, JIM*, 31(11), 959–967.

Nespoli, A., Villa, E., & Besseghini, S. (2011). Characterization of the martensitic transformation in Ni₅₀–xTi₅₀Cu_x alloys through pure thermal measurements. *Journal of Alloys and Compounds*, 509(3), 644–647.

Ni, Q.-Q., Zhang, R., Natsuki, T., & Iwamoto, M. (2007). Stiffness and vibration characteristics of SMA/ER3 composites with shape memory alloy short fibers. *Composite Structures*, 79(4), 501–507.

Otsuka, K., & Wayman, C. M. (1999). *Shape memory materials*. Cambridge university press.

Paine, J. S. N., Rogers, C. A., & Smith, R. A. (1995). Adaptive Composite Materials with Shape Memory Alloy Actuators for Cylinders and Pressure Vessels. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 6(2), 210–219. <https://doi.org/10.1177/1045389X9500600208>

Peter, S., & Skovsgård, H. (2019). *FAILURE OF COMPOSITE MATERIALS BY KINK BAND FORMATION*. Aarhus University.

Pinto, F., Ciampa, F., Meo, M., & Polimeno, U. (2012). Multifunctional SMArt composite material for in situ NDT/SHM and de-icing. *Smart Materials and Structures*, 21(10). <https://doi.org/10.1088/0964-1726/21/10/105010>

Qiu, Z., Yao, X., Yuan, J., & Soutis, C. (2006). Experimental research on strain monitoring in composite plates using embedded SMA wires. *Smart Materials and Structures*, 15(4), 1047–1053. <https://doi.org/10.1088/0964-1726/15/4/018>

Rao, A., Srinivasa, A. R., & Reddy, J. N. (2015). *Design of Shape Memory Alloy (SMA) Actuators*. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-03188-0>

Rhead, A. T., Butler, R., & Hunt, G. W. (2017). Compressive strength of composite laminates with delamination-induced interaction of panel and sublaminates buckling modes. *Composite Structures*, *171*, 326–334. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.03.011>

Sakthivel, M., & Vijayakumar, S. (2017). Influence of stainless-steel wire mesh on the mechanical behaviour in a glass-fibre-reinforced epoxy composite. *Materiali in Tehnologije*, *51*(3), 455–461. <https://doi.org/10.17222/mit.2016.063>

Sanford, G., Biskner, A., & Murphey, T. (2010). Large strain behavior of thin unidirectional composite flexures. *Collection of Technical Papers - AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics and Materials Conference*, (April), 1–15. <https://doi.org/10.2514/6.2010-2698>

Santiago, J. J. de M. (2018). *Comportamento Térmico e Mecânico de Molas Helicoidais de Liga com Memória de Forma Ni-Ti Obtidas por Fundição de Precisão*. Universidade Federal de Campina Grande.

Shimamoto, A., Ohkawara, H., & Nogata, F. (2004). Enhancement of mechanical strength by shape memory effect in TiNi fiber-reinforced composites. *Engineering Fracture Mechanics*, *71*(4–6), 737–746.

Simões, J. de B. (2017). *Fabricação de Componentes Miniaturizados de Ligas Com Memória de Forma NiTi usando fundição de precisão (1ª)*. João Pessoa: Ideia.

Sun, L., & Huang, W. M. (2009). Nature of the multistage transformation in shape memory alloys upon heating. *Metal Science and Heat Treatment*, *51*(11), 573–578.

Sun, M., Chang, M., Wang, Z., Li, H., & Sun, X. (2018). Experimental and Simulation Study of Low-Velocity Impact on Glass Fiber Composite Laminates with Reinforcing Shape Memory Alloys at Different Layer Positions. *Applied Sciences*, *8*(12), 2405.

Szurman, I., Kocich, R., & Kurska, M. (2011). *Shape memory alloys: fabrication and processing*. Lap Lambert.

Taheri-Behrooz, F., Taheri, F., & Hosseinzadeh, R. (2011). Characterization of a shape memory alloy hybrid composite plate subject to static loading. *Materials & Design*, *32*(5), 2923–2933.

Tsoi, K. A., Schrooten, J., Zheng, Y., & Stalmans, R. (2004). Part II. Thermomechanical characteristics of shape memory alloy composites. *Materials Science and Engineering: A*, *368*(1–2), 299–310.

Turner, T. L., Lach, C. L., & Cano, R. J. (2001). Fabrication and characterization of SMA hybrid composites. *Smart Structures and Materials 2001: Active Materials: Behavior and Mechanics*, *4333*, 343–354. International Society for Optics and Photonics.

Vasiliev, V. V., & Morozov, E. V. (2007). *Advanced Mechanics of Composite Materials* (1^a). Oxford, UK: Elsevier Ltd.

Vilar, Z. T., de Araújo, C. J., & Dos Reis, R. P. B. (2010). Thermal activation of CFRP with embedded NiTi shape memory wires. *Materials Science Forum*, 643, 19–28. Trans Tech Publ.

Wayman, C. M. (1992). Shape Memory and Related Phenomena. *Progress in Materials Science*, 36, 203–224. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0079-6425\(92\)90009-V](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0079-6425(92)90009-V)

Wei, Z. G., Sandstrom, R., & Miyazaki, S. (1998). Shape memory materials and hybrid composites for smart systems: Part II Shape-memory hybrid composites. *Journal of Materials Science*, 33(15), 3763–3783.

Xu, Y., Otsuka, K., Yoshida, H., Nagai, H., Oishi, R., Horikawa, H., & Kishi, T. (2002). A new method for fabricating SMA/CFRP smart hybrid composites. *Intermetallics*, 10(4), 361–369.

Yamauchi, K., Ohkata, I., Tsuchiya, K., & Miyazaki, S. (2011). *Shape memory and superelastic alloys: Applications and technologies*. Elsevier.

Zhang, R., Ni, Q.-Q., Natsuki, T., & Iwamoto, M. (2007). Mechanical properties of composites filled with SMA particles and short fibers. *Composite Structures*, 79(1), 90–96.

Zhao, S., Teng, J., Wang, Z., Sun, X., & Yang, B. (2018). Investigation on the mechanical properties of SMA/GF/epoxy hybrid composite laminates: Flexural, impact, and interfacial shear performance. *Materials*, 11(2), 246.

Zheng, B., Gao, X., Li, M., Deng, T., Huang, Z., Zhou, H., & Li, D. (2019). Formability and failure mechanisms of woven CF/PEEK composite sheet in solid-state thermoforming. *Polymers*, 11(6). <https://doi.org/10.3390/polym11060966>