

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

ECLYS DE OLIVEIRA SOARES MONTENEGRO

ESTUDO DO COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO DE TELAS DE LIGAS COM
MEMÓRIA DE FORMA Ni-Ti OBTIDAS POR FUNDIÇÃO DE PRECISÃO

Campina Grande, PB

2016

ECLYS DE OLIVEIRA SOARES MONTENEGRO

ESTUDO DO COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO DE TELAS DE LIGAS COM
MEMÓRIA DE FORMA Ni-Ti OBTIDAS POR FUNDIÇÃO DE PRECISÃO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, área de concentração “Análise e Projeto de Sistemas Termomecânicos”, da Universidade Federal de Campina Grande como requisito parcial à obtenção do título de **Mestre em Engenharia Mecânica**.

Orientadores: Dr. Carlos José de Araújo

Dr. Wanderley F. de Amorim Jr.

Campina Grande, PB

2016

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCG

M777e Montenegro, Eclys de Oliveira Soares.
Estudo do comportamento termomecânico de telas de ligas com memória de forma Ni-Ti obtidas por fundição de precisão / Eclys de Oliveira Soares Montenegro. – Campina Grande, 2016.
109 f. : il. color.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, 2015.
"Orientação: Prof. Dr. Carlos José de Araújo, Prof. Dr. Wanderley F. de Amorim Júnior.
Referências.

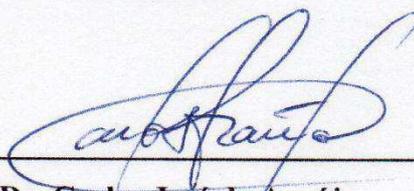
1. Engenharia Mecânica - Ligas com Memória de Forma. 2. Telas – Ligas de Ni-Ti. 3. Implantes. I. Araújo, Carlos José de. II. Amorim Júnior, Wanderley F. de. III. Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande (PB). III. Título.

CDU 669.018.2(043)

“ESTUDO DO COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO DE TELAS DE LIGAS
COM MEMÓRIA DE FORMA Ni-Ti OBTIDAS POR FUNDIÇÃO DE PRECISÃO”.

ECLYS DE OLIVEIRA SOARES MONTENEGRO

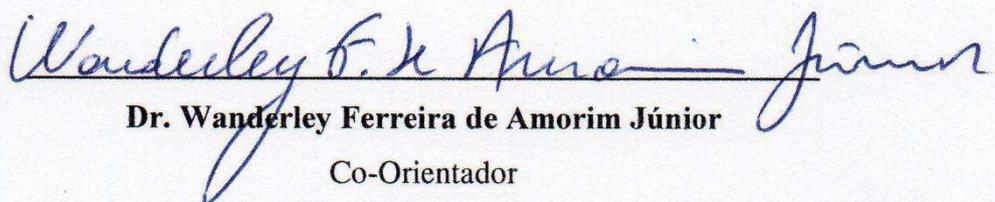
Dissertação Aprovada em 01/09/2016 pela Banca Examinadora constituída dos seguintes
membros:



Dr. Carlos José de Araújo

Orientador

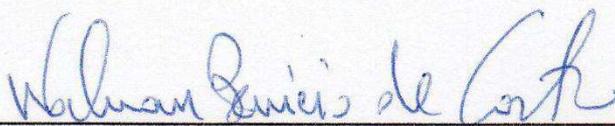
PPGEM/UAEM/CCT/UFCG



Dr. Wanderley Ferreira de Amorim Júnior

Co-Orientador

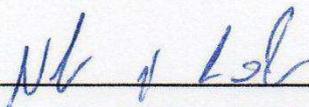
PPGEM/UAEM/CCT/UFCG



Dr. Walman Benício de Castro

Examinador Externo

UAEM/CCT/UFCG



Dr. Niédson José da Silva

Examinador Externo

IFPE

Dedico esse trabalho aos meus pais, Ednilson e Margarete, por terem me dado o dom da vida e apoio em todas as minhas decisões. Além deles, ofereço esse trabalho à minha noiva, Williany, pelo amor incondicional mesmo em todos os momentos de distância.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a DEUS por me dar o dom da vida e discernimento para ir cada vez mais longe, além de me presentear com tantas realizações pessoais.

Agradeço ao Prof. Carlos José, coordenador do LaMMEA, por toda orientação e pela disponibilidade de todos os materiais e equipamentos para o desenvolvimento deste trabalho, além da confiança depositada em mim.

Agradeço ao Prof. Jackson Simões, um exemplo de cidadão e profissional, que durante essa jornada, além de toda orientação, foi um verdadeiro amigo. Serei eternamente grato ao “Jack”.

Agradeço a toda equipe do LaMMEA, em especial à Magna e ao PC (Paulo César), pelo auxílio na realização de diversos ensaios.

Agradeço aos professores do PPGEM (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica) da UFCG, em especial ao Prof. Wanderley, por ter aceitado a co-orientação para a realização desse trabalho.

Agradeço aos meus pais, Ednilson e Margarete, pelos conselhos, puxões de orelha e por tudo que fizeram por mim desde meus primeiros dias de vida.

Agradeço a minha noiva Williany, um dos meus motivos de procurar sempre crescer como profissional e ser humano, além de estar ao meu lado sempre que preciso, pelo apoio, compreensão, motivação, carinho e muito mais.

Agradeço a minha Família pelo apoio que sempre tem dado, por poder contar com cada um em todos os momentos.

Agradeço também aos amigos que moraram comigo durante esse período, em especial à Andrey e a Joelson, por todos os momentos de entretenimento.

Agradeço a cada um dos colegas que conquistei durante o mestrado, pois foram a minha segunda família e onde eu estiver vou levar cada um nas minhas lembranças.

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

ESTUDO DO COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO DE TELAS DE LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA Ni-Ti OBTIDAS POR FUNDIÇÃO DE PRECISÃO

RESUMO

Estudos recentes têm mostrado que as telas de titânio estão sendo utilizadas para auxiliar na recuperação de fraturas ósseas em diversas partes do corpo humano, como face, mandíbula, crânio e joelho. Esses componentes apresentam como vantagens uma elevada resistência mecânica somada a uma baixa espessura, necessária para a ancoragem de partes fraturadas e importante para prevenir a irritação no processo pós-operatório, buscando ainda reduzir a taxa de re-operação. Assim, vislumbrando uma melhor eficiência futura dessa aplicação, surge o interesse em analisar o comportamento termomecânico desse tipo de implante, porém fabricado a partir das ligas com memória de forma (LMF), que são materiais que apresentam propriedades funcionais como o efeito memória de forma (EMF) e a superelasticidade (SE). Estas peculiaridades, aliadas a biocompatibilidade das LMF Ni-Ti tem levado à sua utilização no desenvolvimento de dispositivos médicos implantáveis. Nesse contexto, aplicar telas de LMF Ni-Ti, com boa resistência mecânica e deformações reversíveis, para potencializar aplicações biomédicas em substituição a telas de titânio, é um desafio tecnológico atual. Sendo assim, o presente trabalho teve por objetivo realizar a caracterização termomecânica de telas de LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu produzidas por fundição de precisão com três geometrias celulares distintas (circular, hexagonal e quadrada) e em três estados (brutas de fundição, tratadas termicamente e laminadas). Os resultados obtidos mostraram que as telas produzidas apresentaram a transformação de fase característica dos fenômenos de EMF e SE, além de deformações reversíveis em tração da ordem de até 5%. O tipo de geometria celular foi o fator de maior influência nos valores de resistência mecânica e os melhores resultados foram verificados nas telas de geometria circular. Nos ensaios termomecânicos de flexão, além do tipo de célula, os resultados foram bastante influenciados pela espessura das telas e tratamentos térmicos utilizados. Dessa forma, as telas produzidas apresentam características funcionais adequadas para potencializar aplicações biomédicas a partir de LMF Ni-Ti em substituição as telas de titânio puro, que não se beneficiam de propriedades funcionais de EMF e SE.

Palavras-chave: Telas. Ligas de Ni-Ti. Ligas com memória de forma. Implantes.

STUDY OF THE THERMOMECHANICAL BEHAVIOR OF Ni-Ti SHAPE MEMORY ALLOY MESHES MANUFACTURED BY INVESTMENT CASTING

ABSTRACT

Recent studies have shown that titanium meshes are being used to assist in the recovery of bone fractures in various parts of the human body such as the face, jaw, skull and knee. These components have advantages as a high strength coupled with a low thickness required for anchoring of fractured parts important to prevent irritation postoperatively process still looking to reduce the rate of re-operation. Thus, by anticipating a future better efficiency of this application, arises interest in analyzing the thermomechanical behavior of this type of implant, but manufactured from alloys with shape memory (SMA), which are materials that exhibit functional properties such as shape memory effect (SME) and superelastic (SE). These peculiarities, coupled with biocompatibility of LMF NiTi has led to their use in the development of implantable medical devices. In this context, apply SMA meshes, with good mechanical strength and reversible deformation to enhance biomedical applications replacing titanium screens, it is a current technological challenge. Therefore, this study aimed to carry out the thermomechanical characterization of Ni-Ti and Ni-Ti-Cu SMA meshes produced by precision casting with three different cell geometries (circular, hexagonal and square) and three states (as foundry, thermally treated and laminated). The results showed that the screens produced showed the phase transformation phenomena characteristic of EMF and SE, and reversible deformation in order draw up to 5%. The type of cell geometry was the most influential factor in the strength values and the best results were obtained in the circular geometry screens. In the thermomechanical bending tests, and the type of cell, results were greatly influenced by the thickness of the screens and thermal treatments. Thus, the meshes produced had enough features to enhance biomedical applications from SMA to replace the titanium meshes, which do not benefit from functional properties.

Keywords: Meshes. Ni-Ti alloys. Shape memory alloys. Implants.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Exemplos de várias LMF descobertas desde a segunda metade do século 20. As ligas mais importantes utilizadas comercialmente são destacadas em azul.....	23
Figura 2 - Representação esquemática das estruturas cristalinas das LMF.....	25
Figura 3 - Representação esquemática das estruturas cristalinas da martensita e austenita, juntamente com as temperaturas de transformação (M_s , M_f , A_s e A_f), determinadas a partir de um teste de DSC padrão.	26
Figura 4 - Esquema das mudanças estruturais que dão origem ao efeito de memória de forma e superelasticidade em LMF.	27
Figura 5 - Ilustração das possíveis mudanças na estrutura das LMF: (1) carga / resfriamento; (2) descarga / aquecimento; (4) carga; (5) resfriamento; (6) aquecimento.....	28
Figura 6 - Representação do EMF em um elemento de tela de LMF.....	30
Figura 7 - Representação do comportamento SE em um elemento de tela de LMF.	31
Figura 8 - Curva característica de tensão-deformação de uma LMF em regime de superelasticidade.	31
Figura 9 - Esquema ilustrando o efeito da adição de Ni (%at) no comportamento de LMF Ni-Ti próximas da composição equiatômica.....	33
Figura 10 - Fio ortodôntico superelástico de LMF Ni-Ti instalado com auxílio de <i>brackets</i> . .	36
Figura 11 - <i>Stent</i> expansível fabricado com LMF Ni-Ti.	36
Figura 12 - Tala superelástica fabricada com fios de LMF Ni-Ti.	37
Figura 13 - Adaptação e fixação de uma tela de titânio para recuperação de uma fratura de <i>blowout</i>	39
Figura 14 - Aposição de enxerto ósseo particulado na região receptora com malha de titânio sobreposta. (a) Vista vestibular e (b) Vista ínfero-superior.	40
Figura 15 - Tratamento de uma fratura do tipo <i>blowout</i> utilizando uma tela de titânio. (a) Paciente com endema na região do olho esquerdo. (b) Corte realizado para fixação da tela de titânio. (c) Pós-tratamento mostrando a recuperação da integridade do arco orbital.	40
Figura 16 - Tela de titânio aplicada em cranioplastia. (a) Fratura craniana. (b) Re-aproximação da fratura com malhas e microparafusos de titânio.....	41
Figura 17 - Preparação de uma tela de titânio para mandibulectomia segmentar. (a) Chapa original. (b-d) Tela deformada para coincidir com o modelo de osso craniofacial.	42

Figura 18 - Montagem dos ensaios para simulação da fratura em uma patela utilizando (a) fios de aço inoxidável e (b) tela de titânio.	42
Figura 19 - Esquema demonstrativo da atuação de um elemento de tela LMF SE realizando a união de duas estruturas.	43
Figura 20 - Esquema de processos de fabricação de componentes de LMF Ni-Ti.	45
Figura 21 - Sequência de fusão e injeção utilizando o processo PSPP: (a) matérias-primas, (b) tocha rotativa de plasma, (c) botão LMF, (d) resíduo de LMF no cadinho após a injeção, (e) molde metálico, (f) pastilha LMF.	47
Figura 22 - Passos básicos envolvidos na fundição de precisão: (a) produção do padrão em cera, (b) o conjunto de padrões em cera, (c) o revestimento em material cerâmico, (d) remoção da cera, (e) fundição, (f) remoção do revestimento, (g) o corte e (h) acabamento e inspeção.	49
Figura 23 - Melhoria da superelasticidade em uma LMF Ni-Ti após laminação a frio seguida de um recozimento a 400°C.	51
Figura 24 - Ilustração do processo de deformação por laminação em LMF nos estados de (a) Austenita e (b) Martensita.	53
Figura 25 - Fluxograma de execução da primeira parte – fabricação das telas de LMF.	56
Figura 26 - Fluxograma de execução da segunda parte - caracterização térmica e mecânica das telas de LMF.	57
Figura 27 - Telas em cera utilizadas para produção dos modelos em cera: (a) células hexagonais; (b) células quadradas; (c) células circulares.	59
Figura 28 - Modelo de uma das telas em cera com canais de alimentação.	60
Figura 29 - Preparação do molde cerâmico. (a) Introdução da lama cerâmica no molde metálico contendo o modelo de tela em cera; (b) Secagem do molde; (c) Molde após cura e retirada do forno.	60
Figura 30 - Processo de fusão por indução com uma moldagem por centrifugação (FIC), seguido de processos de limpeza.	61
Figura 31 - Processo de remoção das telas de LMF da estrutura fundida.	62
Figura 32 - Imagens dos corpos de prova de tela de LMF para ensaios de tração e flexão.	62
Figura 33 - Etapas do processo de laminação a frio. (a) Redução da espessura utilizando um laminador do tipo duo; (b) Sentido de laminação; (c) Forno de resistência para tratamentos térmicos intermediários; (d) Tela LMF com espessura final.	64
Figura 34 - Avaliação dimensional das telas de cera e de LMF. Medições feitas em microscópio ótico com aumento de 50x.	65

Figura 35 - Calorímetro DSC da TA Instruments modelo Q20, com detalhe do interior e da região da tela LMF retirada para o DSC.	66
Figura 36 - Curva de RET adimensional para uma amostra de LMF Ni-Ti.....	66
Figura 37 - Estrutura fundida e seccionada de LMF.	67
Figura 38 - Esquema da montagem para o ensaio de RET.....	68
Figura 39 - Máquina eletrodinâmica de ensaios INSTRON, Electropuls E10000, com detalhes da montagem para o ensaio de tração nos corpos de prova de telas LMF.....	69
Figura 40 - Equipamento DMA Q800 e esquema da montagem para o ensaio de flexão simples.	70
Figura 41 - Estruturas das telas de LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu obtidas pelo processo de fundição de precisão.	71
Figura 42 - Avaliação da superfície das telas de LMF Ni-Ti após o processo de laminação a frio.....	72
Figura 43 - Avaliação dimensional das células das telas de LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu.....	73
Figura 44 - Avaliação dimensional das telas em cera e de LMF Ni-Ti. Medições feitas em microscópio ótico com aumento de 50x.	74
Figura 45 - Avaliação dimensional das geometrias das telas laminadas de LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu.....	75
Figura 46 - Curvas de análise térmica obtidas para as telas Ni-Ti brutas de fundição via: (a) DSC (b) RET.....	77
Figura 47 - Curvas de análise térmica obtidas para as telas Ni-Ti-Cu brutas de fundição via: (a) DSC (b) RET.	78
Figura 48 - Curvas de análise térmica obtidas para as telas Ni-Ti tratadas termicamente via: (a) DSC (b) RET.	80
Figura 49 - Curvas de análise térmica obtidas para as telas Ni-Ti-Cu tratadas termicamente via: (a) DSC (b) RET.	82
Figura 50 - Curvas de análise térmica obtidas para as telas Ni-Ti laminadas via: (a) DSC (b) RET.....	83
Figura 51 - Curvas de análise térmica obtidas para as telas Ni-Ti-Cu laminadas: (a) DSC (b) RET.....	85
Figura 52 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração em uma tela de aço inoxidável com geometria celular hexagonal.....	86
Figura 53 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração em telas de LMF Ni-Ti brutas de fundição: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c)	

Geometria Quadrada. (d) Relação entre a força máxima atingida por cada geometria a diferentes níveis de deformação.....	87
Figura 54 - Comportamento força – deformação para os ciclos de deformação de um corpo de prova de LMF Ni-Ti.....	89
Figura 55 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração em telas de LMF Ni-Ti-Cu brutas de fundição: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a força máxima atingida por cada geometria a diferentes níveis de deformação.....	90
Figura 56 - Comparação entre as telas LMF brutas de fundição com relação aos níveis de força máximo atingidos em cada ciclo.....	92
Figura 57 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração em telas de LMF Ni-Ti tratadas termicamente: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a força máxima atingida por cada geometria a diferentes níveis de deformação.....	93
Figura 58 - Comparação entre as telas de Ni-Ti brutas de fundição e tratadas termicamente com relação aos níveis de força máximo atingidos em cada ciclo.....	95
Figura 59 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração em telas de LMF Ni-Ti-Cu tratadas termicamente: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a força máxima atingida por cada geometria a diferentes níveis de deformação.....	96
Figura 60 - Comparação entre as telas de LMF Ni-Ti-Cu brutas de fundição e tratadas termicamente com relação aos níveis de força máximo atingidos em cada ciclo....	98
Figura 61 - Comparação entre as telas de LMF tratadas termicamente com relação aos níveis de força máxima atingidos em cada ciclo.	99
Figura 62 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração em telas de LMF Ni-Ti laminadas: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a força máxima atingida por cada geometria a diferentes níveis de deformação.....	100
Figura 63 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração em telas de LMF Ni-Ti-Cu laminadas: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a força máxima atingida por cada geometria a diferentes níveis de deformação.....	101
Figura 64 - Comparação entre as telas laminadas com relação aos níveis de força máximo atingidos em cada ciclo.	102

Figura 65 - Comportamento termomecânico de flexão em telas de LMF Ni-Ti brutas de fundição: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a deflexão máxima atingida por cada geometria em diferentes temperaturas.	103
Figura 66 - Comportamento termomecânico de flexão em telas de LMF Ni-Ti-Cu brutas de fundição: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a deflexão máxima atingida por cada geometria em diferentes temperaturas.	105
Figura 67 - Comparação entre as telas brutas de fundição (Ni-Ti e Ni-Ti-Cu) com relação a deflexão máxima atingidos em cada temperatura.	106
Figura 68 - Comportamento termomecânico de flexão em telas de LMF Ni-Ti tratadas termicamente: (a) Geometria Circular (b) Geometria Hexagonal (c) Geometria Quadrada (d) Relação entre a deflexão máxima atingida por cada geometria em diferentes temperaturas.	107
Figura 69 - Comparação entre as telas LMF Ni-Ti brutas de fundição e tratadas termicamente com relação a deflexão máxima atingidos em cada temperatura.	108
Figura 70 - Comportamento termomecânico de flexão em telas de LMF Ni-Ti-Cu tratadas termicamente: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a deflexão máxima atingida por cada geometria em diferentes temperaturas.	109
Figura 71 - Comparação entre as telas LMF Ni-Ti-Cu brutas de fundição e tratadas termicamente com relação a de deflexão máxima atingidos em cada temperatura.	110
Figura 72 - Comparação entre as telas tratadas termicamente (Ni-Ti e Ni-Ti-Cu) com relação a de deflexão máxima atingidos em cada temperatura.	111
Figura 73 - Comportamento termomecânico de flexão em telas de LMF Ni-Ti laminadas: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a deflexão máxima atingida por cada geometria em diferentes temperaturas.	112
Figura 74 - Comportamento termomecânico de flexão em telas de LMF Ni-Ti-Cu laminadas: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a deflexão máxima atingida por cada geometria em diferentes temperaturas.	113

Figura 75 - Comparação entre as telas laminadas (Ni-Ti e Ni-Ti-Cu) com relação a deflexão máxima atingida em cada temperatura..... 114

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Valores típicos de algumas das principais propriedades termomecânicas de LMF Ni-Ti.....	34
Tabela 2 - Medições realizadas em microscópio ótico nas telas em cera e brutas de fundição, conforme dimensões definidas na Figura 44.	74
Tabela 3 - Medições realizadas em microscópio ótico nas telas em cera e brutas de fundição, conforme dimensões definidas na Figura 45.	76
Tabela 4 - Propriedades térmicas de transformação das telas Ni-Ti brutas de fundição obtidas via DSC e RET.....	78
Tabela 5 - Propriedades térmicas de transformação das telas Ni-Ti-Cu brutas de fundição obtidas via DSC e RET.	79
Tabela 6 - Propriedades térmicas de transformação das telas Ni-Ti tratadas termicamente obtidas via DSC e RET.	81
Tabela 7 - Propriedades térmicas de transformação das telas Ni-Ti-Cu tratadas termicamente obtidas via DSC e RET.	82
Tabela 8 - Propriedades térmicas de transformação das telas Ni-Ti laminadas obtidas via DSC e RET.	84
Tabela 9 - Propriedades térmicas de transformação das telas Ni-Ti-Cu laminadas obtidas via DSC e RET.	85
Tabela 10 - Deformações residuais e superelásticas determinadas ao final de cada ciclo de deformação nas telas de LMF Ni-Ti brutas de fundição.....	89
Tabela 11 - Deformações residuais e superelásticas determinadas ao final de cada ciclo nas telas de Ni-Ti-Cu brutas de fundição.	91
Tabela 12 - Deformações residuais e superelásticas determinadas ao final de cada ciclo nas telas de Ni-Ti tratadas termicamente.	94
Tabela 13 - Deformações residuais e superelásticas determinadas ao final de cada ciclo nas telas de LMF Ni-Ti-Cu tratadas termicamente.	97

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

LMF - Liga com Memória de Forma

EMF - Efeito Memória de Forma

SE - Superelasticidade

Ni – Níquel

Ti - Titânio

mm - Milímetro

Cu - Cobre

FIC - Fusão por indução com moldagem por centrifugação

Zn – Zinco

Al – Alumínio

Au – Ouro

Cd - Cádmio

NOL – Naval Ordnance Laboratory

NITINOL - *Nickel Titanium Naval Ordnance Laboratory*

Co – Cobalto

Fe – Ferro

Nb – Nióbio

A - Austenita

M – Martensita

R - Romboédrica

DSC – Calorímetro Diferencial por Varredura

TM – Martensita Maclada

DM – Martensita Não-Maclada

T – Temperatura

PSPP – Plasma Skull Push Pull

CAS - *Computer-Assisted Surgery*

VIM - *Vacuum Induction Melting*

VAR - *Vacuum Arc Remelting*

PAM – *Plasma Arc Melting*

EBM - *Electron Beam Melting*

TQ - Trabalho a quente

TM - Trabalho a morno

TF - Trabalho a frio

g - Gramas

RPM – Rotações por minuto

RET – Ensaio de variação da resistência elétrica em função da temperatura

min – Minutos

ddp – Diferença de potencial

N – Newtons

DMA – Analisador dinâmico-mecânico

Exo - Exotérmica

LISTA DE SÍMBOLOS

H_t - Histerese em temperatura

$^{\circ}\text{C}$ – Grau Celsius

M_s - Temperatura de início de transformação martensítica

M_f - Temperatura de final da transformação martensítica

A_s - Temperatura de início da transformação austenítica

A_f – Temperatura de final da transformação austenítica

σ_{M_s} – Tensão de inicio da transformação martensítica

σ_{M_f} - Tensão final da transformação martensítica

σ_{A_s} - Tensão de inicio da transformação austenítica

σ_{A_f} - Tensão final da transformação austenítica

F_0 – Força inicial

F_{SE} – Força superelástica

T_f – Temperatura de Fusão

at. % - Porcentagem atômica

h_0 – Espessura inicial

h_1 – Espessura final

R_s - Temperatura de início da transformação romboédrica

R_f – Temperatura de final da transformação romboédrica

R_{Ref} – Resistência elétrica de referência

R_i – Resistência elétrica instantânea

ε_p - Deformação acumulada

ε_{SE} - Deformação recuperada

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	19
2. OBJETIVOS.....	21
2.1 Objetivo Geral	21
2.2 Objetivos Específicos	21
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	22
3.1 Histórico das Ligas com Memória de Forma (LMF)	22
3.2 Aspectos Gerais das LMF	23
3.3 Comportamento Termomecânico das LMF.....	28
3.3.1 <i>Efeito Memória de Forma (EMF)</i>	29
3.3.2 <i>Superelasticidade (SE)</i>	30
3.4 LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu	32
3.5 Estado da Arte em Telas de Titânio e Possibilidades para Ni-Ti	38
3.6 Tecnologia de Fabricação de LMF.....	44
3.6.1 <i>Obtenção de LMF por Fundição</i>	45
3.6.2 <i>Fabricação de Componentes em LMF por Fundição de Precisão</i>	47
3.6.3 <i>Pós Processamento das LMF</i>	50
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	55
4.1 Metodologia.....	55
4.2 Fabricação das Telas LMF	58
4.2.1 <i>Fabricação da LMF</i>	58
4.2.2 <i>Fabricação do Molde Cerâmico</i>	59
4.2.3 <i>Fusão por Indução com Moldagem por Centrifugação (FIC)</i>	61
4.2.4 <i>Processo de Conformação Mecânica (Laminação a Frio)</i>	63
4.3 Caracterização das Telas LMF	64
4.3.1 <i>Análise Geométrica/Dimensional</i>	64
4.3.2 <i>Análise Térmica via DSC e RET</i>	65

4.3.3 Ensaio de Tração.....	68
4.3.4 Ensaio Termomecânico de Flexão Simples.....	69
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	71
5.1 Fabricação das Telas LMF	71
5.2 Conformação Mecânica (Laminação a Frio).....	71
5.3 Análise Geométrica/Dimensional.....	72
5.3.1 Telas Brutas de Fundição e Tratadas Termicamente	72
5.3.2 Telas Laminadas	75
5.4 Análise Térmica via DSC e RET.....	76
5.4.1 Telas Brutas de Fundição	76
5.4.2 Telas Tratadas Termicamente.....	79
5.4.3 Telas Laminadas	83
5.5 Ensaio de Tração.....	86
5.5.1 Telas Brutas de Fundição	86
5.5.2 Telas Tratadas Termicamente.....	92
5.5.3 Telas Laminadas	99
5.6 Ensaio Termomecânico de Flexão	103
5.6.1 Telas Brutas de Fundição	103
5.6.2 Telas Tratadas Termicamente.....	106
5.6.2 Telas Laminadas	111
6. CONCLUSÕES.....	116
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	119
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	120

1. INTRODUÇÃO

Materiais convencionais de engenharia, como os metais e suas ligas, têm desempenhado um papel significativo como materiais estruturais durante muitos séculos. Ao mesmo tempo, a meta principal para os engenheiros é melhorar sempre a eficiência dos produtos, devido a um constante aumento da limitação de espaço e da logística envolvida, se fazendo sempre necessário o desenvolvimento de materiais avançados de alto desempenho para diversas aplicações. Alcançar esta meta, através da substituição de sistemas multi-componente e multi-materiais, por sistemas mais leves e multifuncionais a partir da utilização dos materiais denominados de “inteligentes”, tem sido uma alternativa atraente (RAO; SRINIVASA; REDDY, 2015). Dentre esses materiais inteligentes estão as Ligas com Memória de Forma (LMF), como representante da classe dos metais. Esses metais especiais podem apresentar os fenômenos de efeito memória de forma (EMF) e de superelasticidade (SE). Em meio às diversas LMF, destacam-se aquelas do sistema Ni-Ti, aproximadamente equiatômico, que vêm sendo empregadas tecnologicamente com muito sucesso em áreas diversas da engenharia, medicina e odontologia (LAGOUDAS, 2008).

Nas áreas médica e odontológica, as LMF Ni-Ti vêm substituindo com vantagens alguns metais de comportamento convencional, como os aços inoxidáveis e algumas ligas de titânio, além de se mostrarem mais adequadas que outras ligas (ELAHINIA, 2012). Tal fato deve-se a alguns aspectos peculiares do comportamento deste material, cuja ocorrência simultânea é pouco comum, tais como biocompatibilidade (resistência à corrosão e baixa toxicidade); compatibilidade biomecânica (comportamento mecânico similar ao de materiais biológicos); resistência a deformações localizadas (dobramento e torção); capacidade de recuperar grandes deformações sob tensão constante; histerese; resistência à fadiga (MAHTABI; SHAMSAEI; MITCHELL, 2015). Muitos dispositivos biomecânicos têm sido produzidos com as LMF Ni-Ti (PETRINI; MIGLIAVACCA, 2011) devido ao fato do corpo humano constituir um ambiente isotérmico, as LMF dos sistema Ni-Ti tem sido mais utilizadas na sua condição superelástica (ELAHINIA, 2012).

Nesse contexto, estima-se que uma das geometrias que podem ser promissoras para o desenvolvimento de produtos de LMF Ni-Ti em aplicações médicas e odontológicas, é o formato de telas de pequena espessura (0,3 a 1,0 mm). Atualmente, existem as telas de titânio que foram primeiramente introduzidas para a reconstrução de defeitos ósseos críticos, sendo depois sugerido seu uso para reconstruções parciais e de defeitos ósseos de rebordos

alveolares (MAZZONETTO et al., 2010). Os estudos realizados por Bourguignon Filho et al. (2005), Mazzonetto et al. (2010), Mororó et al. (2013), Jena et al. (2014), Yamashita et al. (2014), Shan et al. (2015) e Dickens et al. (2015) aplicando telas de titânio em substituição a componentes como fios ou barras, por exemplo, fortalece o potencial de aplicação desse tipo de produto se fabricado a partir das LMF. Essas novas telas de LMF Ni-Ti com propriedades funcionais (EMF e SE), além de boa resistência mecânica, devem possuir capacidade de recuperar deformações muito superiores àquelas referentes ao limite elástico de uma liga metálica convencional e rigidez mais favorável à interação com os tecidos humanos, devido ao seu módulo de elasticidade mais favorável, geralmente situado entre 20 e 70 GPa (o módulo de elasticidade do osso humano é da ordem de 40 GPa). Dessa forma, as características de biocompatibilidade, recuperação da forma e resistência mecânica, podem promover a abertura de novos horizontes no desenvolvimento de próteses e implantes a partir de telas LMF Ni-Ti.

É possível afirmar que praticamente não existem trabalhos na literatura envolvendo telas de LMF. Apenas Arnaboldi et al. (2010) fabricaram componentes a partir da LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu com diversos padrões de elipse, apresentando uma geometria similar a uma tela, para aplicações industriais de amortecimento através da dissipação de energia. Nesse contexto, o objetivo do presente trabalho foi caracterizar termomecanicamente telas de LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu com três tipos distintos de geometrias celulares (circular, hexagonal e quadrada) obtidas por fundição de precisão, com base na pesquisa desenvolvida recentemente por Simões (2016), que fabricou diversos componentes mecânicos a partir de LMF Ni-Ti. Inicialmente, a caracterização das telas obtidas foi realizada por meio de uma análise geométrica/dimensional que garantiu os formatos requeridos após a fundição e ensaios térmicos para avaliar as transformações de fases presentes, além da determinação das temperaturas de transformação. Posteriormente foi realizada a caracterização termomecânica das telas de LMF Ni-Ti por meio de ensaios de tração a temperatura ambiente em diferentes níveis de deformação, além de ensaios de flexão simples em modo de viga simplesmente engastada (*single cantilever*) em função da temperatura.

Com base nos resultados obtidos é possível afirmar que as telas de LMF Ni-Ti possuem um grande potencial para serem aplicadas em sistemas mecânicos ou *in-vivo*, sendo possível garantir o caráter inovador deste trabalho, que irá servir de base para futuros estudos na área de estruturas ativas de LMF.

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Fabricar e caracterizar termomecanicamente telas de três geometrias celulares distintas (circular, hexagonal e quadrada) a partir de ligas com memória de forma Ni-Ti e Ni-Ti-Cu com propriedades funcionais de efeito memória de forma (EMF) e superelasticidade (SE) vislumbrando aplicações futuras em dispositivos médicos implantáveis.

2.2 Objetivos Específicos

- Desenvolver a fabricação de telas de LMF pelo processo de fundição de precisão por cera perdida com fusão por indução seguida de moldagem por centrifugação (FIC) utilizando uma liga Ni-Ti e outra Ni-Ti-Cu;
- Avaliar a qualidade dimensional das telas de LMF obtidas por fundição de precisão;
- Estabelecer uma rota de laminação a frio das telas para redução de sua espessura final e ganho de flexibilidade;
- Analisar o comportamento puramente térmico das telas para confirmar a transformação de fase reversível;
- Avaliar o comportamento mecânico em tração a temperatura ambiente das telas de LMF obtidas;
- Analisar o comportamento em flexão simples das telas de LMF em função da temperatura.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Histórico das Ligas com Memória de Forma (LMF)

A descoberta da martensita em aços na década de 1890 por Adolf Martens foi um passo importante para a eventual descoberta de ligas com memória de forma (LMF). A transformação martensítica foi talvez o fenômeno metalúrgico mais estudado durante o início de 1900 (LAGOUDAS, 2008). As LMF são metais que exibem as propriedades de “efeito memória de forma” e “pseudoelasticidade” devido também a uma transformação do tipo martensítica. Arne Olander observou essas propriedades em 1938 (OTSUKA & WAYMAN, 1998).

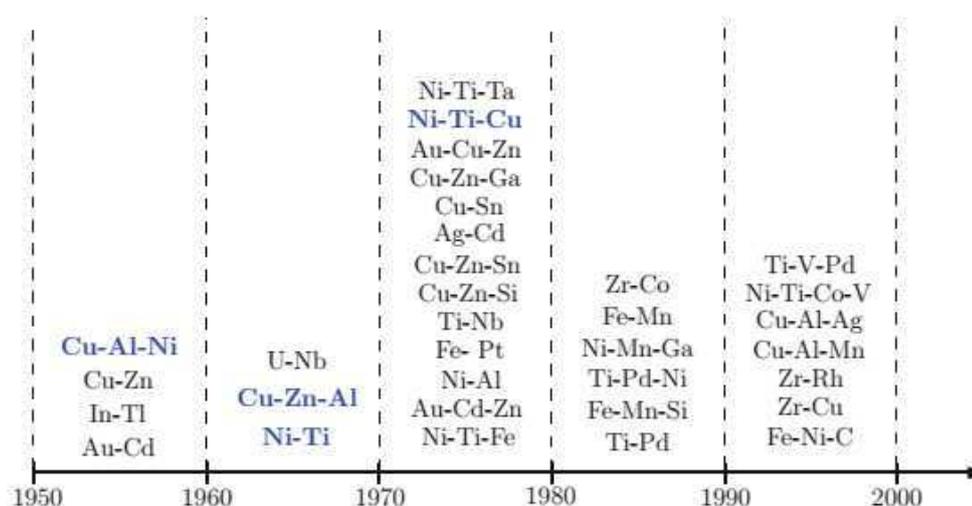
O conceito de transformação martensítica termoelástica, que explicou a transformação reversível da martensita em LMF, foi introduzida em 1949 por Kurdjumov e Khandros, com base em observações experimentais da estrutura martensítica termicamente reversível em ligas de Cobre-Zinco (Cu-Zn) e Cobre-Alumínio (Cu-Al). A LMF Au-Cd foi relatada pela primeira vez em 1950 por Chang e Read. A transformação martensítica reversível e as ligas que exibiram esse fenômeno permaneceram inutilizadas até 1963 (LAGOUDAS, 2008).

De acordo com os relatos de Kauffman e Mayo (1997), o pesquisador metalurgista William F. Buehler, no Laboratório de Artilharia Naval da Marinha Americana (NOL) desenvolveu uma liga metálica, com memória de forma, de composição equiatômica de níquel e titânio em 1963. O pesquisador nomeou sua descoberta como NITINOL (*Nickel Titanium Naval Ordnance Laboratory*) e os efeitos de tratamentos térmicos, composição, microestrutura e temperaturas de transformação começaram a ser amplamente estudados e entendidos durante os anos que se seguiram. Segundo Villarinho (2010), o Nitinol inicialmente era uma liga martensítica estabilizada que apresentava uma baixa rigidez, quando comparada às demais ligas da época, era bastante elástica e atendia aos critérios de força suave e contínua.

Em 1965, os estudos mostraram que a adição de um terceiro elemento de liga tal como Cobalto (Co) ou Ferro (Fe) para o sistema existente de Ni-Ti causa uma considerável diminuição nas temperaturas de transformação da LMF. A continuação dos estudos levou ao desenvolvimento da liga Níquel-Titânio-Nióbio (Ni-Ti-Nb) em 1989, que devido à sua maior histerese em temperatura, apontou diversas possibilidades de aplicações, como no reparo de reatores nucleares (LAGOUDAS, 2008). Desde então, diversos outros sistemas de ligas

intermetálicas (LMF) vêm sendo desenvolvidos e a Figura 1 ilustra, através de uma linha do tempo, as diversas ligas que foram descobertas pelos cientistas e que apresentam características de EMF e SE (RAO; SRINIVASA; REDDY, 2015).

Figura 1 - Exemplos de várias LMF descobertas desde a segunda metade do século 20. As ligas mais importantes utilizadas comercialmente são destacadas em azul.



Fonte: Rao; Srinivasa; Reddy, (2015)

Desde a descoberta do Nitinol em 1963, muitas aplicações comerciais estão sendo desenvolvidas devido a capacidade desse material responder de forma reversível às mudanças de temperatura e em suas propriedades físico-mecânicas. As LMF podem ser utilizadas como sensores e atuadores combinados, podendo “captar” os estímulos externos e desenvolver certas funções. As características únicas desses materiais levam a possibilidades de aplicações automobilísticas, aeroespaciais, médicas e odontológicas (YAMAUCHI et al., 2011).

Nas áreas automotiva e aeroespacial, componentes de LMF são utilizados como atuadores térmicos em diferentes regimes de temperatura, dependendo do tipo de aplicação. Na área automotiva, atuadores de LMF estão sendo aplicados em muitos conceitos pré-comercializados, como sistemas de iluminação inteligente, gestão de combustível, controle de temperatura, ajustes de espelhos, sistemas de bloqueio, ajustes de suspensão, dentre outros. Da mesma forma, em aplicações aeroespaciais, cabos de LMF, vigas e tubos de torque estão sendo usados na adaptação e orientação de geometrias (RAO; SRINIVASA; REDDY, 2015).

3.2 Aspectos Gerais das LMF

Conforme já mencionado, as LMF são um grupo de ligas metálicas que quando deformadas de maneira pseudo plástica podem voltar à sua forma original (formato ou

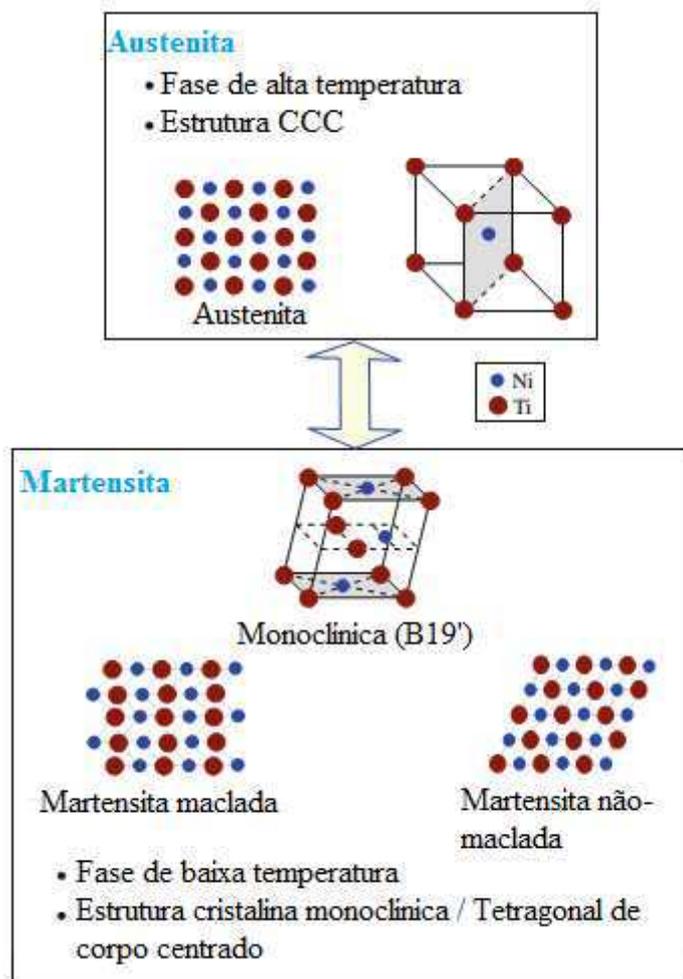
tamanho) quando submetidas a um aquecimento externo ou interno (Efeito Joule) (JANI et al., 2014). Este fenômeno é conhecido como o efeito de memória de forma (EMF). A capacidade de recuperar grandes deformações (em torno de 8%) e a histerese mecânica devido à carga e descarga sob condições isotérmicas é conhecida como superelasticidade (SE) ou pseudoelasticidade.

Essas ligas são conhecidas por serem materiais ativos, ou seja, tem a capacidade de responder mecanicamente a um estímulo não mecânico, podendo assim ser utilizados como sensores ou atuadores. No primeiro caso, um sinal mecânico é transformado em um sinal não mecânico (i.e. uma deformação no material pode gerar uma variação de tensão elétrica ou temperatura). No segundo caso, um sinal não mecânico é convertido em uma resposta mecânica (i.e. uma variação no campo térmico, magnético, ou outro, gera uma deformação ou variação na forma do material) (OLIVEIRA, 2014).

As LMF, dependendo da temperatura ou da tensão mecânica aplicada, apresentarão estruturas cristalinas distintas. Cada fase possui uma organização atômica espacial distinta e confere uma característica diferente em relação às suas propriedades como, por exemplo, o efeito memória de forma (EMF) e superelasticidade (SE). A fase de mais alta temperatura é a austenita (A) que apresenta uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado e com a diminuição da temperatura ou com o aumento do carregamento aplicado ao material ocorre a transformação para martensita (M) que apresenta uma estrutura cristalina ortorrômbica ou monoclínica. Uma fase romboédrica (R) intermediária também pode ser formada durante a transformação entre as estruturas austeníticas e martensíticas de Ni-Ti. Vieira (2010) relatou em seu estudo que o processo completo de transformação pode ser complexo e que a fase romboédrica apresenta menor módulo de elasticidade quando comparado às outras fases, sendo a austenita a que apresenta maior valor. Estas estruturas normalmente são identificadas por meio da análises por difração de raios X, DSC, variação da resistividade elétrica em função da temperatura, entre outros.

A transformação de uma fase para outra não ocorre por difusão atômica, mas através de distorções por cisalhamento, e cada cristal de martensita formado pode ter diferentes direções de orientação, mais conhecidas como variantes (OTSUKA & WAYMAN, 1998). Essas variantes podem se apresentar de duas formas: martensita maclada, a qual é formada pelo resfriamento do material, e a martensita não-maclada ou reorientada, que é obtida após aplicação de um carregamento mecânico, como ilustrado na Figura 2.

Figura 2 - Representação esquemática das estruturas cristalinas das LMF.



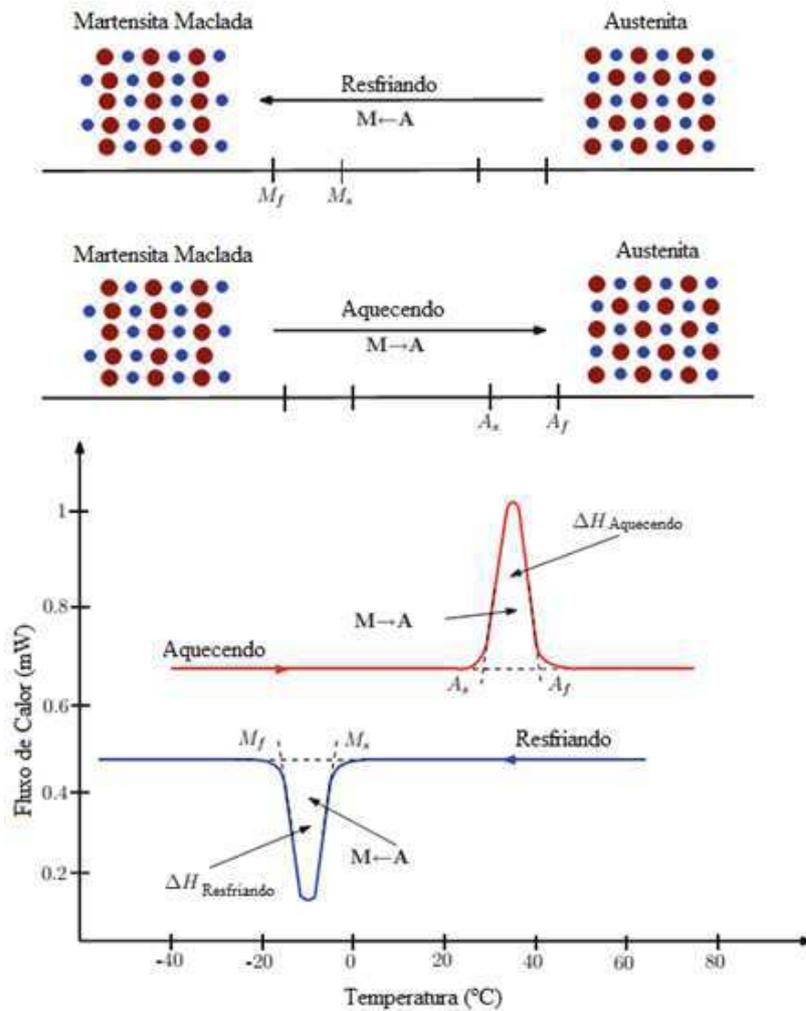
Fonte: Adaptado de Rao; Srinivasa; Reddy, (2015).

Todas as transformações de fase ocorrem ao longo de uma faixa de temperaturas características de início ou fim da transformação. A norma ASTM F2004-05R10 discute os detalhes para medir essas temperaturas de transformação utilizando um equipamento de DSC (Calorímetro Diferencial de Varredura) a partir do qual é possível detectar tanto a transformação martensítica direta, que é exotérmica (acompanhada por liberação de calor), quanto à transformação inversa, que é endotérmica (acompanhada por absorção de calor).

A Figura 3 ilustra um padrão ideal obtido em DSC com as tangentes traçadas nos pontos de aquecimento e resfriamento para determinar as quatro temperaturas de transformação características de uma LMF. Os picos observados durante o resfriamento e aquecimento representam o calor latente devido a transformação de fase reversível austenita-martensita em LMF. Segundo Fernandes (2006), as regiões de transformação de fase típicas

para as LMF se situam em faixas de temperatura que se estendem entre 73K (-200°C) e 573K (300°C).

Figura 3 - Representação esquemática das estruturas cristalinas da martensita e austenita, juntamente com as temperaturas de transformação (M_s , M_f , A_s e A_f), determinadas a partir de um teste de DSC padrão.



Fonte: Adaptado de Rao; Srinivasa; Reddy, (2015).

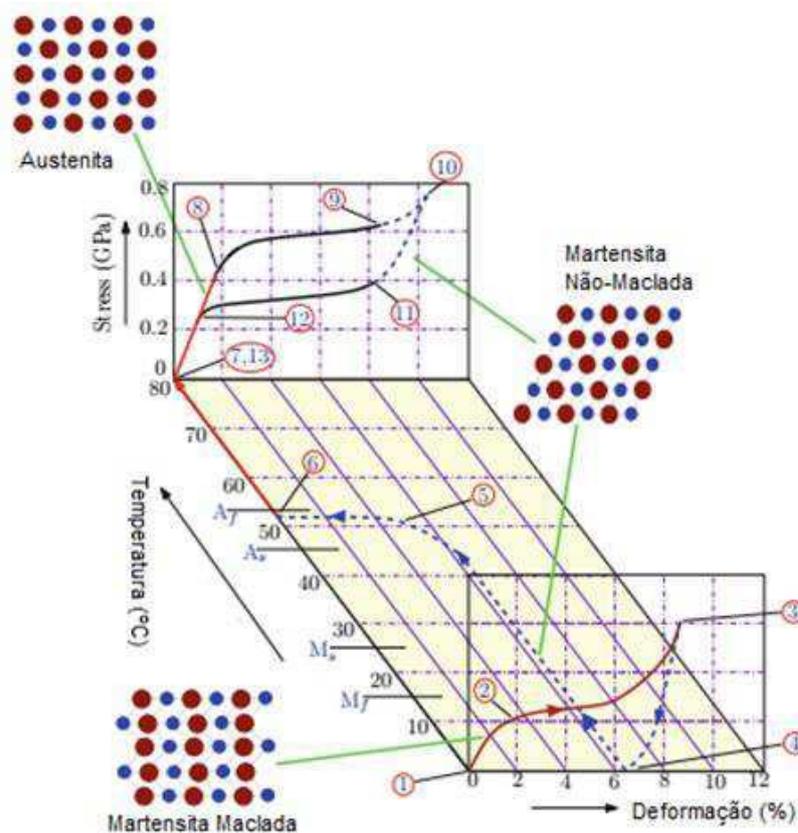
As temperaturas críticas da transformação podem ser definidas por:

- M_s : Temperatura de início de transformação martensítica (resfriamento);
- M_f : Temperatura de final da transformação martensítica (resfriamento);
- A_s : Temperatura de início da transformação austenítica (aquecimento);
- A_f : Temperatura de final da transformação austenítica (aquecimento);

O carregamento mecânico aplicado na martensita não-maclada (reorientada) resulta numa alteração de forma macroscópica, e essa configuração é retida quando a carga é liberada (LAGOUDAS, 2008). Na Figura 4 é possível visualizar uma ilustração para esse

comportamento da martensita quando esta é submetida a um carregamento mecânico (tensão). Neste caso, como não ocorre mudança de temperatura, percebe-se que a estrutura permanece em seu estado martensítico quando a tensão é aplicada. Tem-se então uma reorientação estrutural (e não uma transformação de fase) de martensita maclada em martensita não-maclada (deformada ou orientada), induzida por tensão. Quando a carga é retirada, a estrutura permanece em seu estado não-maclado e essa condição só será revertida para o estado inicial (maclado) quando o material for submetido a uma temperatura superior àquela de fim de formação da estrutura austenítica (A_f) e em seguida resfriado a uma temperatura inferior à temperatura de final de formação da estrutura martensítica (M_f).

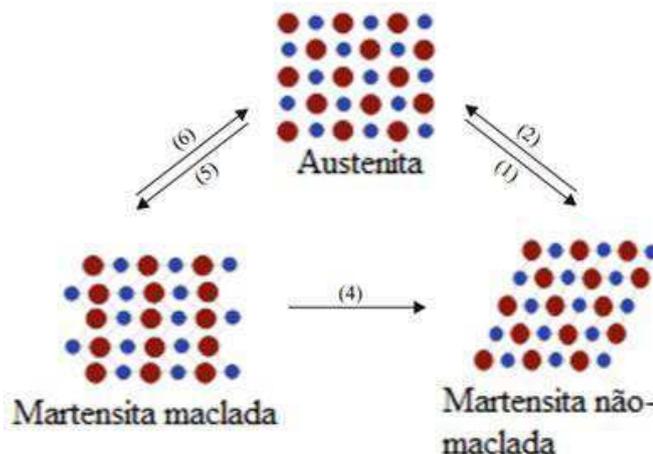
Figura 4 - Esquema das mudanças estruturais que dão origem ao efeito de memória de forma e superelasticidade em LMF.



Fonte: Adaptado de Rao; Srinivasa; Reddy, (2015).

De acordo com Sun e Huang (2009), dependendo da temperatura e da tensão, uma LMF pode estar em um estado de austenita (A), martensita maclada (TM), ou martensita não-maclada (DM), onde a austenita e a martensita maclada podem coexistir no processo de termociclagem. A Figura 5 ilustra as mudanças nas estruturas correspondentes a cada uma das transformações possíveis, em função do tipo de energia fornecida ao material (térmica ou mecânica).

Figura 5 - Ilustração das possíveis mudanças na estrutura das LMF: (1) carga / resfriamento; (2) descarga / aquecimento; (4) carga; (5) resfriamento; (6) aquecimento.



Fonte: Autoria Própria.

O relacionamento destas três fases e suas seis possíveis transformações são como segue:

- (1) – Austenita transforma-se em martensita não-maclada por carregamento mecânico (A -> DM);
- (2) – Martensita não-maclada passa por uma transformação inversa em austenita após remoção da carga em uma temperatura superior a A_f ($T > A_f$), aumento da temperatura ou redução do carregamento (DM -> A);
- (3) – Martensita não-maclada (variante a) transforma-se em outra martensita não-maclada (variante b) após a aplicação de carregamento ($DM_a \rightarrow DM_b$);
- (4) – Martensita maclada transforma-se em martensita não-maclada por carregamento (TM -> DM);
- (5) – Austenita transforma-se em martensita maclada por resfriamento (A->TM);
- (6) – Martensita maclada transforma-se em austenita por aquecimento (TM-> A);

De acordo com He et al. (2004), as duas últimas transformações (5) e (6) são induzidas termicamente sem alteração macroscópica na forma, mas com perceptível alteração da textura da superfície. A superfície plana da austenita torna-se áspera após o resfriamento para o estado de martensita maclada e vice-versa.

3.3 Comportamento Termomecânico das LMF

Conforme já mencionado anteriormente, as duas principais características observadas nas LMF são o efeito de memória de forma (EMF) (capacidade de retornar para uma forma

pré-determinada quando aquecido) e a superelasticidade (SE) (capacidade de recuperar grandes deformações sob certas condições isotérmicas). Estas propriedades interessantes permitiram encontrar várias aplicações para as LMF (YAMAUCHI et al., 2011).

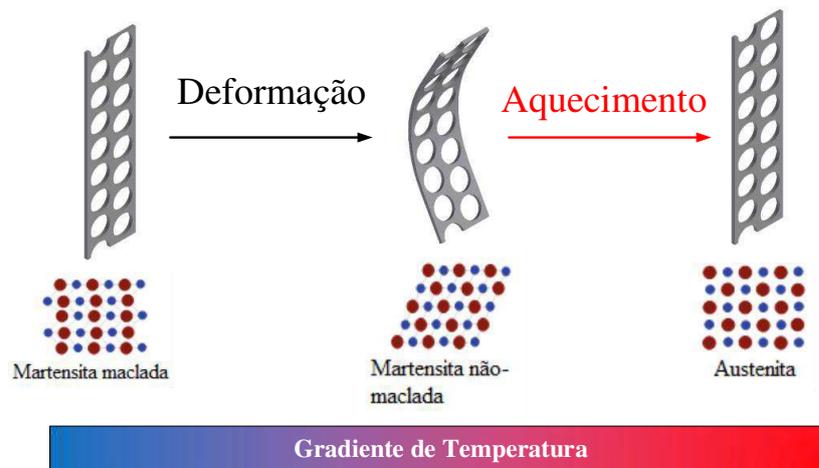
Essas características estão intrínsecas ao cisalhamento das redes cristalinas, que ocorrem sem a difusão de átomos (transformação martensítica). As duas fases envolvidas, como explicado na seção anterior, são a Martensita (M) e a Austenita (A). A austenita possui um maior módulo de elasticidade e alta simetria em comparação com a estrutura martensítica.

3.3.1 Efeito Memória de Forma (EMF)

A característica de mudar de forma a partir da aplicação de uma deformação aparentemente plástica seguida de um aumento na temperatura do componente é conhecida como o efeito memória de forma (EMF). De acordo com Thompson (2000), o EMF acontece por que internamente ao material o movimento atômico total entre dois planos adjacentes de átomos é menor do que a distância interatômica total quando comparado a arranjos normais de redes cristalinas. Esse mecanismo confere à LMF a capacidade de retornar a sua forma inicial, pela formação de fortes ligações eletrônicas que reorganizam átomos que estavam fora de posição; o efeito desta transformação é instantâneo.

A LMF mantém um estado deformado na fase martensítica (temperatura mais baixa) após a remoção de uma força externa, e, em seguida, recupera a sua forma original após aquecimento. Essa característica está ilustrada na Figura 6. Nessa ilustração uma tela que originalmente se encontra na fase martensítica ($T < M_f$) com um formato reto, sofre um carregamento mecânico, que gera uma deformação aparentemente permanente e ao se promover o aquecimento da mesma a uma temperatura maior que a de término de formação da austenita ($T > A_f$), a forma original é recuperada e a tela volta ao seu formato inicial. Esse comportamento acontece somente no sentido da transformação de fase reversa (martensita \rightarrow austenita), no aquecimento. Para repeti-lo é necessário resfriar o material até uma temperatura inferior à de final de formação da martensita (M_f) e repetir o ciclo de deformação e aquecimento.

Figura 6 - Representação do EMF em um elemento de tela de LMF.



Fonte: Autoria Própria.

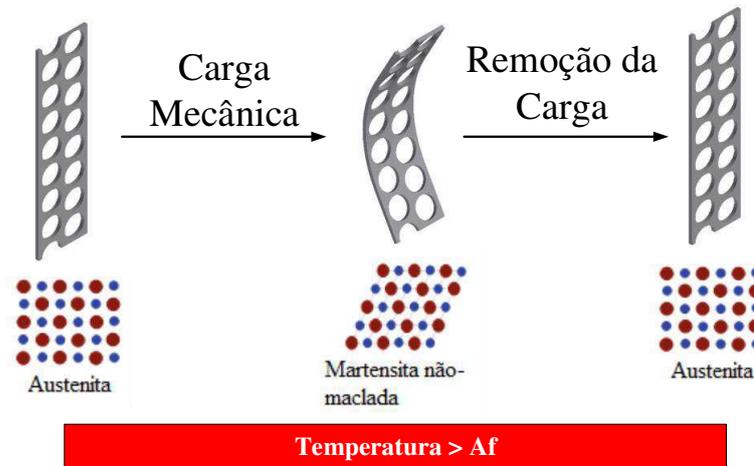
3.3.2 Superelasticidade (SE)

Os metais convencionais, como os aços, por exemplo, conseguem recuperar a deformação aplicada em tração uniaxial, em cerca de 0,2% apenas (CALLISTER, 2008). Por outro lado, o limite de deformação que as LMF conseguem sua recuperação total após carregamento e descarregamento em estado austenítico está em torno de 5% sob tração uniaxial (OTSUKA & WAYMAN, 1998). Assim, esses materiais apresentam características de superelasticidade.

A superelasticidade, também conhecida como pseudoelasticidade, é a capacidade da LMF reverter para a sua forma original após a aplicação de carga mecânica que gera grandes deformações (entre 3 e 8%) quando se encontra em uma temperatura acima de A_f , sem a necessidade de qualquer ativação térmica. Esse fenômeno é diretamente associado à transformação martensítica induzida por tensão. A Figura 7 ilustra uma tela em regime de SE.

Quando o material inicialmente na fase austenítica ($T > A_f$) é submetido a um carregamento mecânico, pode ser iniciada sua transformação de fase quando se atinge a *tensão crítica de início de transformação martensítica* (σ_{Ms}) finalizando sua transformação quando a *tensão crítica de final de transformação martensítica* (σ_{Mf}) é atingida. Da mesma forma, durante o descarregamento, o material inicia sua transformação de fase reversa quando se atinge a *tensão crítica de início de transformação austenítica* (σ_{As}) completando a transformação quando se chega a *tensão crítica de final de transformação austenítica* (σ_{Af}) (OLIVEIRA, 2014).

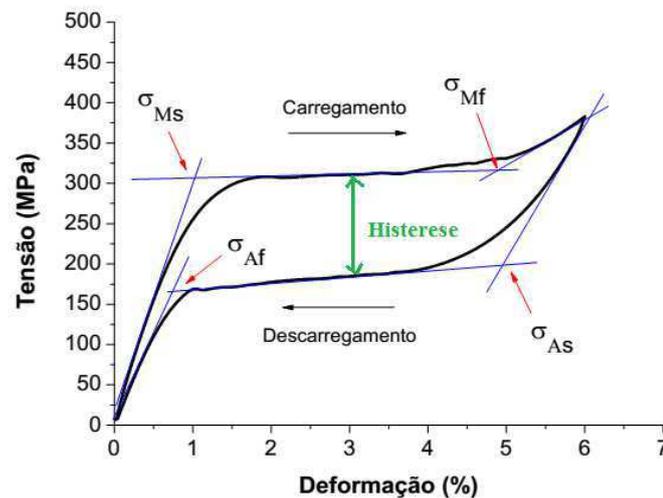
Figura 7 - Representação do comportamento SE em um elemento de tela de LMF.



Fonte: Autoria Própria.

O gráfico tensão-deformação apresentado na Figura 8 mostra uma curva experimental obtida de um ensaio de tração em que se podem observar as tensões críticas responsáveis pelo início e fim das transformações direta (austenita – martensita, no carregamento) e reversa (martensita – austenita, no descarregamento).

Figura 8 - Curva característica de tensão-deformação de uma LMF em regime de superelasticidade.



Fonte: Adaptado de Oliveira (2014).

As transformações de fase observadas em uma LMF no seu estado superelástico resultam em uma histerese na resposta de carga e descarga, que ocorre devido à deformação da martensita não-maclada de acordo com suas variantes (24 variantes) (GRAESSER; COZZARELLI, 1991). Todas estas variantes se transformam de volta para uma única fase austenítica sobre transformação inversa.

A histerese é uma medida da diferença da energia recebida pelo material para sofrer a deformação, pela energia devolvida ao sistema (BUEHLER; WANG, 1968). Isso implica dizer que o material tem a capacidade de dissipar uma parcela da energia utilizada para realizar o ciclo superelástico. Desta forma, quanto maior a histerese de tensão apresentada, maior será a energia dissipada em cada ciclo realizado. Essa característica potencializa algumas LMF em seu estado superelástico a serem utilizadas para o controle de vibração por meio de dispositivos sísmicos (XIA; SUN, 2015).

3.4 LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu

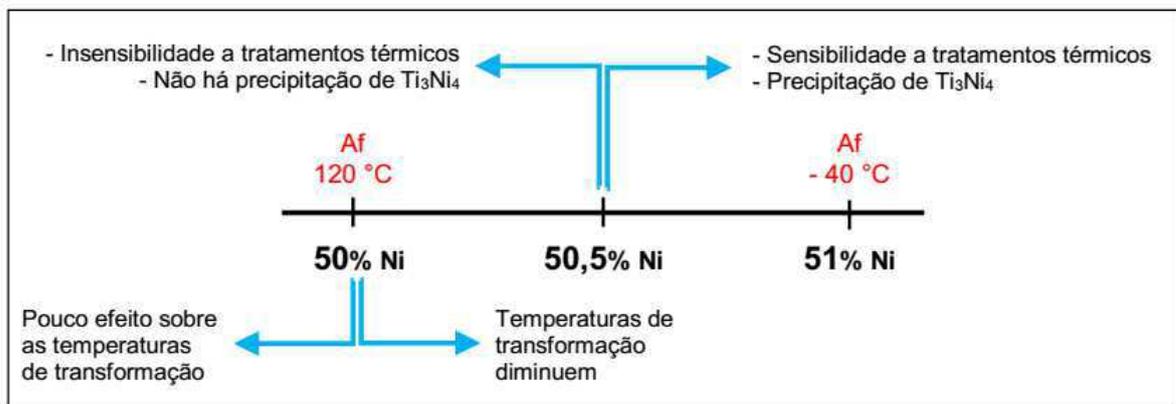
As LMF de Ni-Ti, como já mencionado anteriormente, estão sendo estudadas desde o primeiro relato sobre essas ligas em 1963. No entanto, as ligas Ni-Ti apresentaram muitos problemas particulares, com muitos fenômenos intrigantes desde o seu descobrimento até o ano de 1982, quando o entendimento básico foi estabelecido sobre a relação entre a microestrutura e o comportamento de deformação correspondente, como o EMF e a SE. Desde então, muitos fenômenos intrigantes foram esclarecidos, como por exemplo, as microestruturas que causam a transformação de fase romboédrica (fase R), a orientação de cristais individuais entre a memória de forma e comportamento superelástico, a dependência da temperatura no comportamento de deformação e fadiga, o mecanismo de memória de forma, etc (YAMAUCHI et al., 2011).

A LMF Ni-Ti é uma liga quase equiatômica de níquel e titânio que apresenta propriedades particulares, tais como EMF, SE, resistência à corrosão, e uma combinação incomum de resistência e ductilidade, sendo bastante sensível com relação a quantidade de níquel (Ni) e titânio (Ti). Com o desbalanceamento destes elementos é possível alterar o comportamento deste tipo de LMF, de forma a melhor se adaptar as necessidades de projetos que dependem das temperaturas de transformação.

A adição de níquel até o limite de 50%, em peso atômico, tem pouco efeito nas temperaturas de transformação. Por outro lado, pequenas adições de níquel acima deste valor podem reduzir drasticamente estas temperaturas e, conseqüentemente, alterar as propriedades mecânicas da LMF (OTSUKA & WAYMAN, 1998). As temperaturas de transformação das LMF Ni-Ti são muito afetadas também por tratamentos térmicos e processamento termomecânico de fabricação.

GRASSI (2014) resumiu os efeitos de tratamentos térmicos em ligas Ni-Ti próximas da composição equiatômica por meio do esquema mostrado na Figura 9. Como exemplo, uma adição de níquel suficiente para variar a composição de liga Ni-Ti equiatômica para 51Ni-49Ti em percentual atômico, faz baixar a temperatura A_s em aproximadamente 100 °C e, praticamente, triplicar a tensão de indução da martensita a partir da austenita (RAMOS, 2012). Tratamentos térmicos, como recozimento entre 300 °C e 500 °C podem alterar drasticamente o comportamento de uma LMF de Ni-Ti rica em Ni (superior a 50 % at), podendo até mesmo alterar suas propriedades de SE para EMF (OTSUKA & WAYMAN, 1998).

Figura 9 - Esquema ilustrando o efeito da adição de Ni (%at) no comportamento de LMF Ni-Ti próximas da composição equiatômica.



Fonte: GRASSI, (2014).

Segundo Mahtabi, Shamsaei e Mitchell (2015), muitas das novas aplicações das ligas de Ni-Ti têm se estendido a diversas indústrias devido à descoberta das suas propriedades ao longo dos anos. Na engenharia biomédica, por exemplo, a popularidade das ligas Ni-Ti está aumentando por causa de sua resposta única de tensão-deformação, semelhante à materiais naturais como o osso. A Tabela 1 mostra algumas das principais propriedades termomecânicas das LMF de Ni-Ti.

Tabela 1 - Valores típicos de algumas das principais propriedades termomecânicas de LMF Ni-Ti.

Propriedade	Valor	
	Martensita	Austenita
Densidade (Kg/m ³)	6450 – 6500	
Resistividade ($\mu\Omega$.cm)	76-80	82-100
Capacidade Calorífica (J/Kg.K)	836,8	
Condutividade Térmica (W/m.K)	8,6-10	18
Coefficiente de Expansão Térmica (m/m.K-1)	6,60E-06	1,10E-05
Limite de resistência à tração (MPa)	895 a 1900	
Módulo de Young (GPa)	28-41	75-83
Patamar de reorientação/indução de martensita (MPa)	70-140	195-690
Coefficiente de Poisson	0,33	

Fonte: Adaptado de Wang (2003).

Na área biomédica, são listadas cinco possíveis razões pelas quais as LMF podem ser utilizadas (YAMAUCHI et al., 2011):

- possuem um baixo módulo de elasticidade;
- não se deformam com facilidade;
- são capazes de recuperar sua forma, devido ao EMF e a SE;
- demonstram um elevado nível de resistência à corrosão e adaptabilidade biológica;
- caracterizam um produto de alto valor agregado.

Além disso, as LMF de Ni-Ti têm encontrado muitas aplicações *in-vivo* devido à sua excelente biocompatibilidade, que é a capacidade de um material permanecer biologicamente inócuo durante o seu período funcional dentro de um organismo vivo. De acordo com os estudos de Shabalovskaya (1995), o níquel por si só é bastante tóxico e qualquer contato pode levar a várias complicações médicas. Desse modo, várias investigações foram conduzidas a

fim de estabelecer a biocompatibilidade de ligas à base de Ni-Ti, e para excluir os perigos inerentes envolvidos nas suas aplicações. A análise dos aspectos relacionados com a biocompatibilidade destas ligas é realizada por avaliar cada um dos seus elementos, o níquel e titânio, separadamente.

O níquel, embora necessário para a vida, é um elemento altamente venenoso. Estudos têm mostrado que pessoas que tenham contato sistemático com níquel apresentam problemas, como pneumonia, sinusite crônica e rinite, narina e câncer de pulmão, bem como dermatite causada pelo contato físico (MACHADO; SAVI, 2003).

Ao contrário do níquel, o titânio e os seus compostos são altamente biocompatíveis e devido às suas propriedades mecânicas favoráveis, são usualmente empregados em implantes ortodônticos, ortopédicos e vasculares. A reação de oxidação do titânio produz uma camada de TiO_2 inócuo que é responsável pela elevada resistência à corrosão de ligas de titânio, e ao fato de que elas são inofensivas para o corpo humano (MACHADO; SAVI, 2003). Atualmente são fabricados diversos componentes biomecânicos em titânio como, por exemplo, telas, parafusos, pinos, barras, entre outros, onde cada um é aplicado em casos particulares. A desvantagem desses componentes frente às LMF Ni-Ti, é não serem materiais ativos por não apresentarem propriedades funcionais como o EMF ou SE.

Dentro desse contexto, de acordo com o estudo de Es-souni, Es-souni e Fischer-Brandies (2005), na LMF Ni-Ti, o níquel está quimicamente ligado ao titânio com uma ligação intermetálica forte, de modo que o risco de reação é extremamente baixo. Nos dias atuais já estão disponíveis diversos componentes biomecânicos ativos que são fabricados a partir da LMF Ni-Ti e outras ligas, com o objetivo de auxiliar a recuperação de patologias distintas. Dessa forma, é possível reduzir o tempo de recuperação e substituir outros componentes menos eficientes para a recuperação da enfermidade.

Os componentes biomecânicos ativos mais comumente encontrados são:

- Fios superelásticos para tratamentos ortodônticos: esses fios são flexíveis ao ponto de poderem retornar à sua forma original depois de terem sido deformados durante a aplicação (Figura 10). De acordo com Peres et. al (2012), a superelasticidade, baixa rigidez e o efeito memória de forma são as principais vantagens das ligas Ni-Ti em relação aos fios de aço inox austenítico. O baixo módulo de elasticidade diminui a rigidez e facilita o manuseio do arco para fixação nos *brackets* ortodônticos. A alta

resiliência associada à devolução da força com menor intensidade na recuperação da forma permite a correção de maiores desnivelamentos dentários com menor número de trocas dos arcos. Estas características diminuem o tempo de trabalho e fazem deste material um grande aliado na clínica ortodôntica.

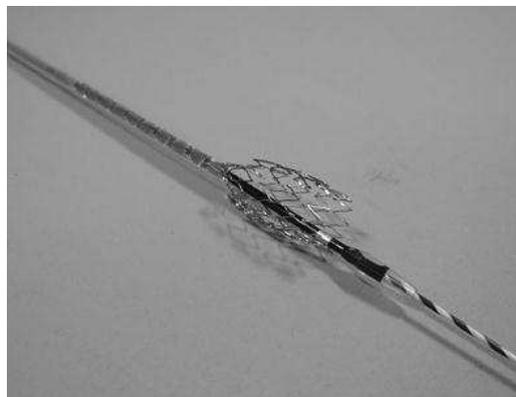
Figura 10 - Fio ortodôntico superelástico de LMF Ni-Ti instalado com auxílio de *brackets*.



Fonte: Yamauchi et.al. (2011).

- *Stents* para tratamentos vasculares: o progresso da aterosclerose na árvore cardiovascular envolve a formação de estenose localizada que reduz a largura dos vasos sanguíneos. Quando a estenose cresce, ela pode rapidamente bloquear o fluxo sanguíneo em uma artéria. A inserção de um *stent* permite a recuperação do diâmetro da artéria e impede a recorrência da patologia nesta área. *Stents* fabricados com LMF Ni-Ti podem ser implantados com o diâmetro funcional utilizando o calor do fluxo de sangue para manter-se em seu estado superelástico, como ilustrado na Figura 11 (MANTOVANI, 2000).

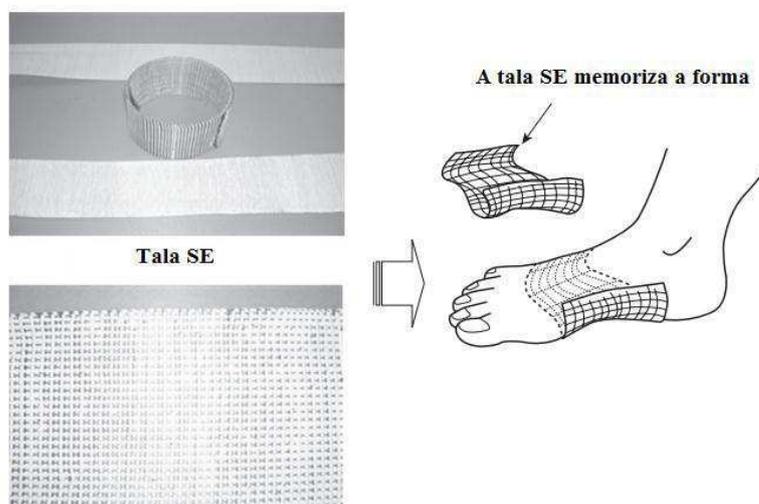
Figura 11 - *Stent* expansível fabricado com LMF Ni-Ti.



Fonte: Yamauchi et.al. (2011).

- Tala superelástica para a recuperação de hálux valgo: Popularmente conhecido como “joanete”, o hálux valgo é um desvio lateral acentuado do primeiro pododáctilo, o hálux ou *dedão do pé*. Existem duas classes de causas para esta deformidade: as intrínsecas (ligadas à pessoa) e extrínsecas (ligados ao meio) (LOWERY; WUKICH, 2009). Para tratar essa deformidade, foi proposto o uso de uma tala superelástica correspondente a um tecido tridimensional, constituído de Teflon e fios Ni-Ti SE (diâmetro de 0,5-1,0 mm a temperatura ambiente). Esta tala é montada numa forma onde se encaixa o pé do paciente e o envolve num molde de gesso, como mostrado na Figura 12. A tala superelástica aperta o arco e ambos os lados do pé com uma pressão constante, que suprime a extensão excessiva dos dedos. No caso desta tala, os aumentos de pressão de aperto dentro dos sapatos são devido às propriedades superelásticas da liga de Ni-Ti, tendo em vista que a temperatura dentro do calçado está entre 10 e 20 °C superior à temperatura ambiente. Além disso, essa tala pode suportar repetidos ciclos de deformação devido às excelentes propriedades superelásticas da LMF Ni-Ti.

Figura 12 - Tala superelástica fabricada com fios de LMF Ni-Ti.



Fonte: Yamauchi et.al. (2011).

Além da área biomédica, a pesquisa de Van Humbeeck (1999) mostra diversos componentes que são fabricados a partir das LMF Ni-Ti, de acordo com as suas propriedades funcionais específicas. Essa liga já ganharam uma posição importante em áreas como: Moda e decoração; Acoplamentos e fixadores; Estruturas adaptativas e compósitos híbridos; e Absorvedores de vibração.

De fato, fica evidente o potencial de aplicação das LMF Ni-Ti como alternativa a produtos fabricados com materiais clássicos, e isso resulta em um aumento significativo na taxa de sucesso de aplicações recém-inventadas.

A adição de cobre (Cu) a liga binária Ni-Ti substitui preferencialmente o Ni para formar ligas Ni-Ti-Cu. Nessas ligas a transformação de fase austenita (A) em fase (R) não ocorre e a histerese térmica é muito menor do que aquela observada nas ligas binárias de Ni-Ti (OTSUKA & WAYMAN, 1998). Essa redução resulta em uma diminuição da tensão de transformação além de reduzir também a histerese pseudoelástica (SABURI et al., 1986). A menor histerese associada com a transformação faz as LMF Ni-Ti-Cu uma escolha ideal para atuadores. Entre as diferentes composições de Ni-Ti-Cu, prefere-se quando a quantidade de cobre fica entre 5 e 10 at.%. A adição acima de 10 at.% fragiliza o material (LAGOUDAS, 2008). Na ortodontia, além da LMF Ni-Ti, as ligas Ni-Ti-Cu também são utilizadas (PERES et al., 2012).

Arnaboldi et al. (2010) investigaram o processo de corte a laser em chapas finas de Ni-Ti-Cu com diversos padrões de elipse. Estas chapas cortadas apresentam uma geometria similar a uma tela, para aplicações industriais de amortecimento. Nesse trabalho, os autores não realizaram ensaios termomecânicos nas estruturas obtidas, porém estudos metalográficos mostraram modificação da microestrutura na região do corte, além de um aumento do valor de nanodureza e múltiplos picos de transformação em uma análise de DSC.

De Araújo et al. (2011) realizaram um estudo comparativo entre as LMF 50Ni-50Ti (at.%) e 50Ti-45Ni-5Cu (at.%), obtidas pelo método *Plasma Skull Push-Pull* (PSPP) e verificaram uma maior capacidade de geração de força em LMF Ni-Ti-Cu quando comparada com a liga de Ni-Ti equiatômica.

Esses resultados potencializam a fabricação de componentes termomecânicos também a partir da LMF Ni-Ti-Cu como atuadores mecânicos, podendo-se observar o comportamento das mesmas em comparação com as fabricadas em composição clássica Ni-Ti.

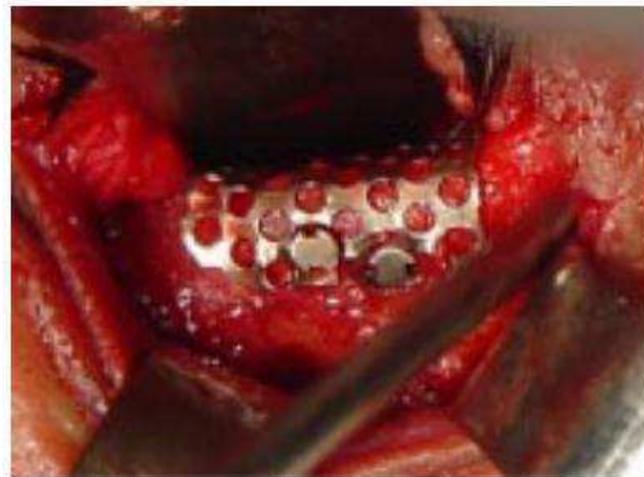
3.5 Estado da Arte em Telas de Titânio e Possibilidades para Ni-Ti

Estudos recentes mostram que as telas de titânio são implantes biologicamente inertes e eficazes, comumente utilizados pela medicina como um “contraforte” para fixação de fraturas ósseas em diversos procedimentos cirúrgicos e tem apresentado sucesso quando

utilizadas adequadamente. Kontio (2004) relata que o material ideal para reconstruções ósseas deve apresentar características de biocompatibilidade, resistência, fácil adaptação e fixação para que seja capaz de restaurar a forma e volume da estrutura traumatizada.

Bourguignon Filho et al. (2005) analisaram em seu trabalho dois casos clínicos de fraturas *blowout*. Essa fraturas são localizadas em cavidades ósseas próximas ao globo ocular. No trabalho foram utilizadas telas de titânio para reconstruir o assoalho orbitário e dar suporte ao globo ocular e seus anexos. Na Figura 13 é possível verificar como foi montada a tela de titânio em um dos pacientes e essa utilização resultou em bons resultados com relação a capacidade de reconstrução do assoalho orbitário e no suporte do conteúdo do globo ocular.

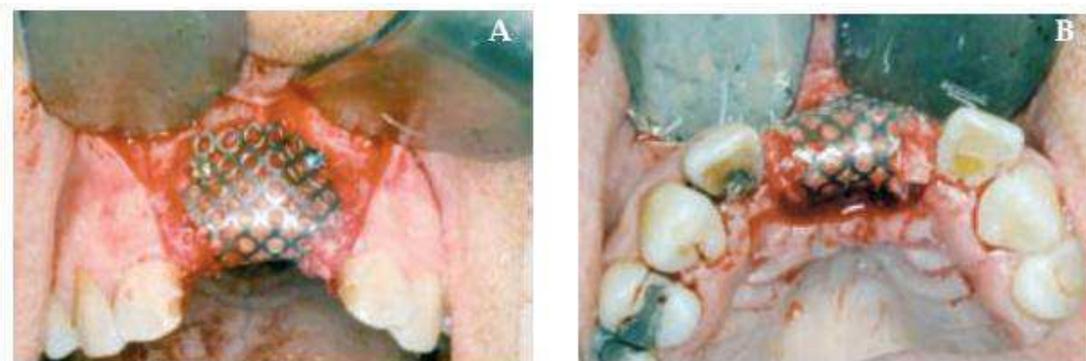
Figura 13 - Adaptação e fixação de uma tela de titânio para recuperação de uma fratura de *blowout*.



Fonte: Bourguignon Filho et al. (2005).

Em um outro trabalho, Mazzonetto et al. (2010) avaliaram um protocolo cirúrgico para a reconstrução de rebordos alveolares em altura e espessura na maxila empregando enxerto ósseo autógeno associado à uma tela de titânio. A Figura 14 permite entender como a tela de titânio foi fixada ao enxerto ósseo. Os resultados preliminares sugerem que, empregando-se a presente técnica, rebordos alveolares residuais em pacientes parcialmente edêntulos podem ser reconstruídos com sucesso por meio de enxerto ósseo autógeno associado a telas de titânio.

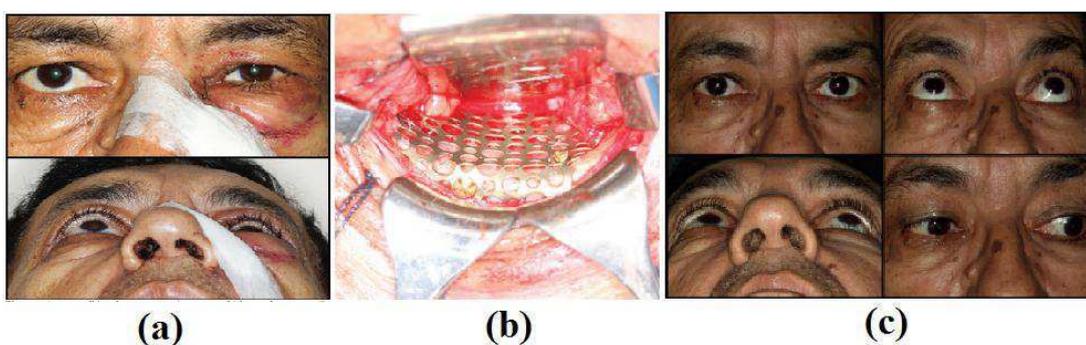
Figura 14 - Aposição de enxerto ósseo particulado na região receptora com malha de titânio sobreposta. (a) Vista vestibular e (b) Vista ínfero-superior.



Fonte: Mazzonetto et al. (2010).

Mororó et al. (2013) apresentaram o tratamento de um caso clínico de fratura orbitária *blowout* pura, tratado cirurgicamente utilizando telas de titânio e apresentando resultados finais satisfatórios. Na sequência da Figura 15 apresenta-se, em ordem alfabética, parte do tratamento realizado no paciente. Depois de sete meses foram realizados exames de tomografia computadorizada que garantiram um bom posicionamento da tela de titânio e da cavidade óssea do arco orbital.

Figura 15 - Tratamento de uma fratura do tipo *blowout* utilizando uma tela de titânio. (a) Paciente com edema na região do olho esquerdo. (b) Corte realizado para fixação da tela de titânio. (c) Pós-tratamento mostrando a recuperação da integridade do arco orbital.

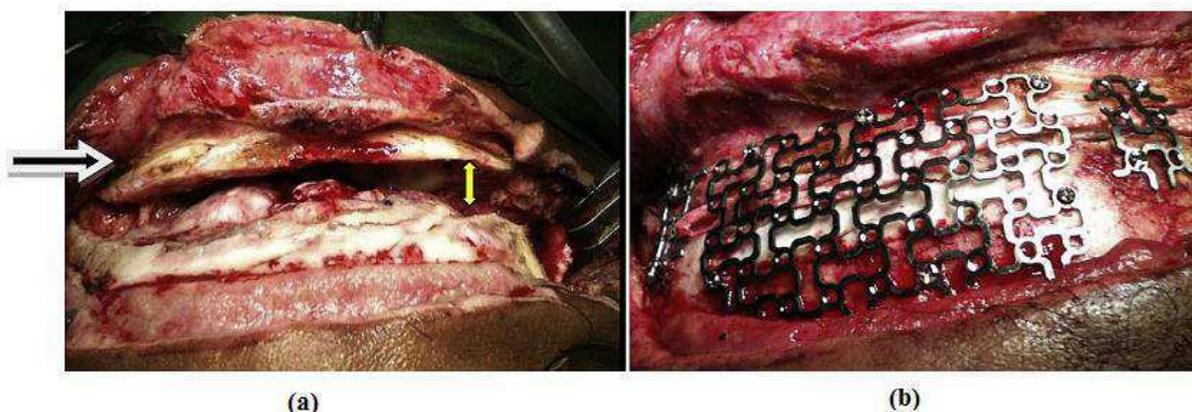


Fonte: Adaptado de Mororó et al. (2013)

Na recente pesquisa conduzida por Jena et al. (2014) foram analisados os benefícios e os efeitos adversos da reconstrução principal do crânio utilizando combinação dos fragmentos fraturados de osso e uma tela de titânio como material de cranioplastia (Figura 16). A Figura 16(a) permite visualizar uma distração da convexidade cranial da fossa craniana anterior, em que a seta amarela indica a separação óssea ocorrida no paciente. Posteriormente, a Figura 16(b) mostra a reaproximação realizada com a tela e micro parafusos de titânio. A tela tem a

propriedade de ser facilmente contornada, contém vários furos para a colocação dos parafusos de fixação, e apresenta uma pequena espessura, que é necessária para a implantação subcutânea *in-vivo*. Essa combinação forneceu boa aparência, proteção e uma boa resistência na construção.

Figura 16 - Tela de titânio aplicada em cranioplastia. (a) Fratura craniana. (b) Re-aproximação da fratura com malhas e microparafusos de titânio.

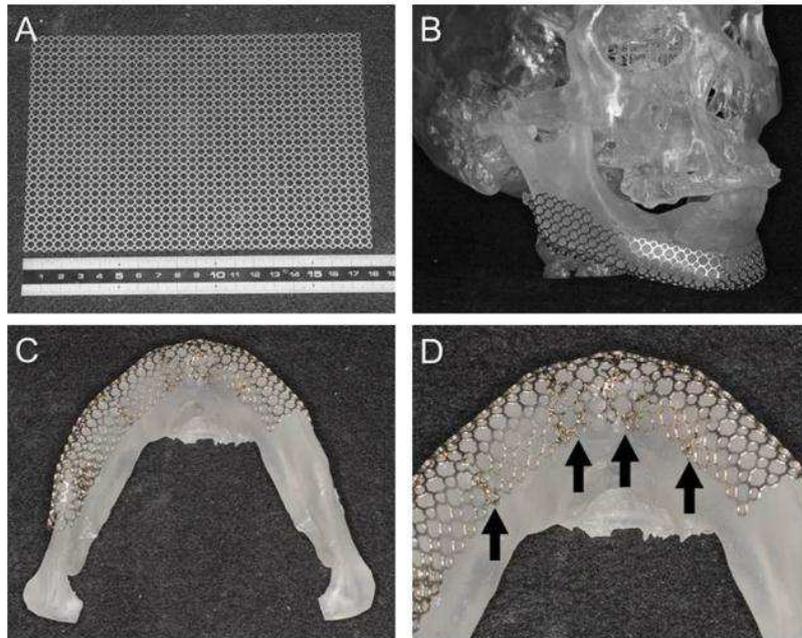


Fonte: Jena et al. (2014).

Já Yamashita et al. (2014) utilizaram malhas de titânio como um método de reconstrução de mandibulectomia segmentar. A reconstrução mandibular com malha de titânio ofereceu a vantagem da simplicidade, permitindo a conclusão da operação de um curto período de tempo, e tem uma ampla gama de aplicações. A morfologia no pós-operatório também está perto de morfologia mandibular anatômica com resultados estéticos satisfatórios. A Figura 17 ilustra como a tela é montada na mandíbula do paciente. As setas indicam alguns locais onde foram realizadas soldas a laser para auxiliar na modelagem da malha.

Shan et al. (2015) investigaram pacientes com defeitos maxilares ou mandibulares que foram submetidos a reconstrução com uma malha de titânio impresso usando CAS (*Computer-Assisted Surgery*). Os resultados desse estudo mostraram que pacientes com esses defeitos podem ser satisfatoriamente reconstruídos com malhas de titânio customizadas.

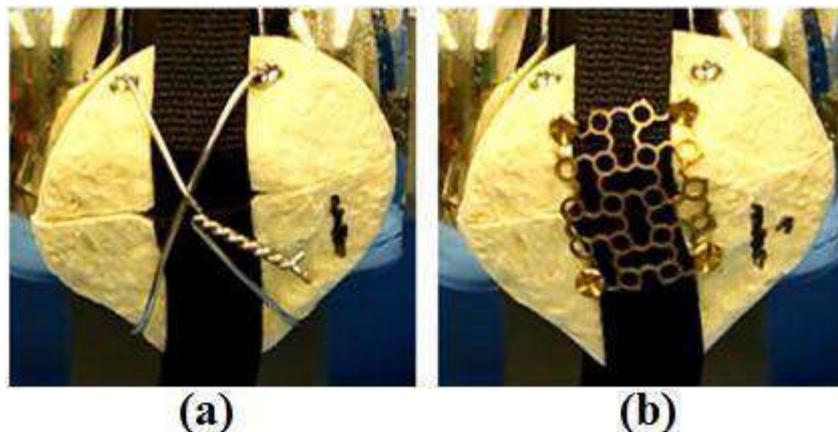
Figura 17 - Preparação de uma tela de titânio para mandibulectomia segmentar. (a) Chapa original. (b-d) Tela deformada para coincidir com o modelo de osso craniofacial.



Fonte: Yamashita et al. (2014).

Dickens et al. (2015) realizaram um estudo comparativo entre as forças de fixação de telas de titânio com o tradicional uso de fios de aço inoxidável em fraturas na patela. Os resultados mostraram que não havia diferenças significativas no que diz respeito às forças de ancoragem envolvidas, porém, as telas apresentam uma menor propensão de causar dor ou irritação no joelho no pós-operatório, além da redução da taxa de reoperação. Na Figura 18 observa-se a montagem dos ensaios para analisar as forças de fixação entre os dois métodos.

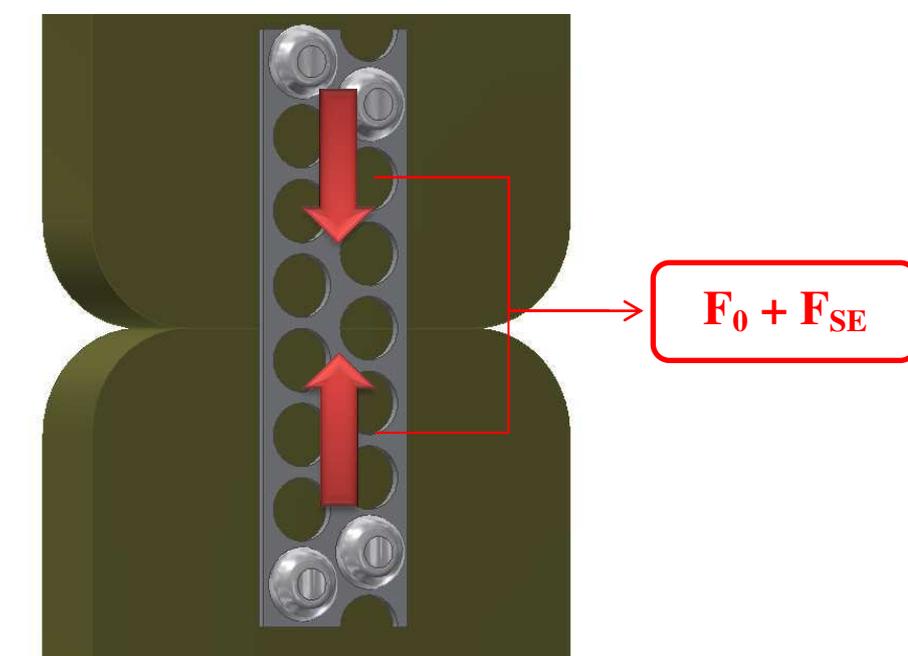
Figura 18 - Montagem dos ensaios para simulação da fratura em uma patela utilizando (a) fios de aço inoxidável e (b) tela de titânio.



Fonte: Dickens et al. (2015)

Dentro desse contexto, o potencial de fabricar esses componentes com LMF fica evidente. Com isso espera-se conseguir além de uma melhor força de fixação, a capacidade de recuperar a sua forma inicial quando submetido a possíveis deformações no estado superelástico, além da possibilidade de gerar uma força praticamente constante com o objetivo de prevenir o deslocamento entre as partes fixadas com essas telas específicas, garantindo uma maior confiabilidade na fixação das estruturas. Por meio da Figura 19 ilustra-se o conceito de uma tela LMF sendo aplicada na união de duas estruturas.

Figura 19 - Esquema demonstrativo da atuação de um elemento de tela LMF SE realizando a união de duas estruturas.



Fonte: Autoria Própria.

Nesse caso, a tela LMF foi montada nas estruturas, sem espaçamento entre elas, com uma pequena deformação inicial e uma pré-carga (F_0) em seu estado martensítico. Após submeter essa estrutura a uma temperatura superior a A_f da LMF, e mantê-la em seu estado de SE, a tela irá se contrair e tentar retornar à sua forma inicial indeformada, gerando uma força constante (F_{SE}) que irá prevenir o deslocamento entre as partes unidas. Deste modo, é esperado que esse comportamento aumente a confiabilidade de uniões utilizando telas de LMF em contrapartida às que utilizam ligas de titânio.

Em um trabalho recente, Simões et al. (2015) demonstraram por meio de ensaios de tração que uma tela de LMF Ni-Ti desenvolvida apresentou propriedades mecânicas de superelasticidade de até 4% sem ruptura. Este comportamento representa uma melhoria

significativa quando comparada às características de deformação de telas fabricadas com ligas convencionais de titânio, elevando a possibilidade de sucesso ao realizar a aplicação com LMF.

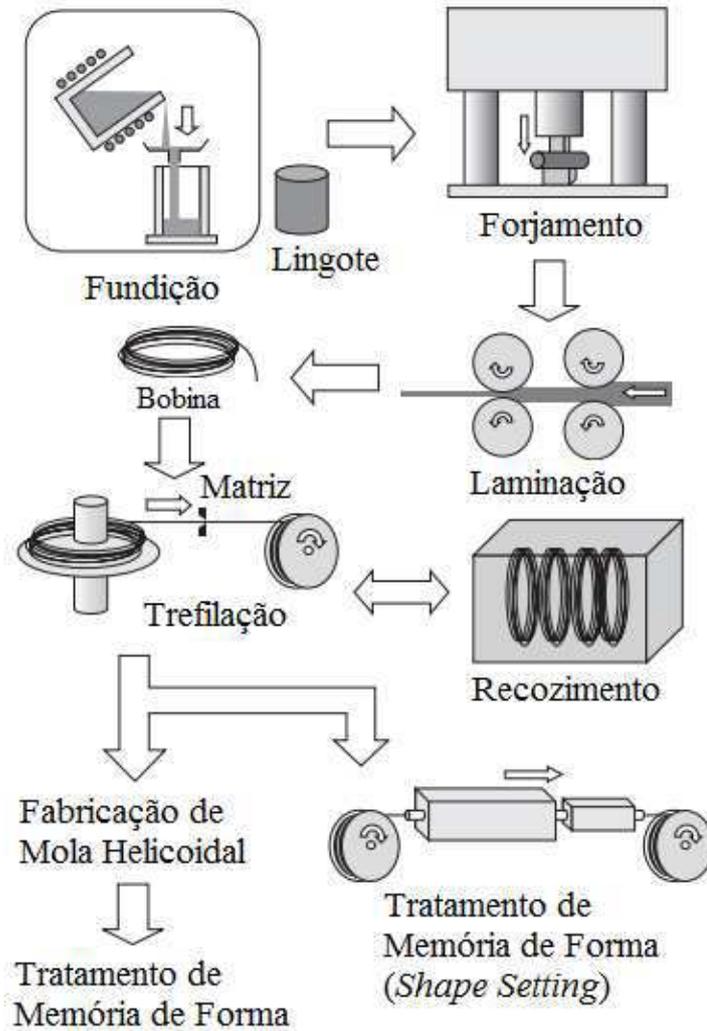
3.6 Tecnologia de Fabricação de LMF

Quando se trabalha com metais e suas ligas, é de grande importância conhecer os procedimentos de obtenção do metal e os processos de fabricação de seus subprodutos. De acordo com Otsuka & Wayman (1998) existem alguns problemas para a fabricação de LMF, que vão desde o controle da composição da liga até tratamentos termomecânicos que são necessários para além de melhorar as propriedades mecânicas, “revelar” os fenômenos de efeito memória de forma e superelasticidade.

Um dos principais desafios na obtenção de LMF é desenvolver procedimentos e tratamentos térmicos adequados para a obtenção das características requeridas. As temperaturas de transformação estão extremamente ligadas à composição da liga e aos tratamentos térmicos sofridos durante o processo de fabricação. Este é um efeito indesejável na maioria dos casos, uma vez que é necessário um controle muito preciso da composição para se alcançar as desejadas temperaturas de transformação e propriedades mecânicas, e isto é tecnicamente difícil em muitos casos.

As principais técnicas utilizadas na obtenção de LMF são a fundição ou a metalurgia do pó (RAO; SRINIVASA; REDDY, 2015). As técnicas de fundição são as mais utilizadas para a produção em larga escala, onde geralmente após esse processo são realizados trabalhos de conformação mecânica a quente ou a frio, além de processos de usinagem (ELAHINIA et al., 2012). A Figura 20 ilustra a sequência geral do processo de obtenção de componentes de LMF.

Figura 20 - Esquema de processos de fabricação de componentes de LMF Ni-Ti.



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

3.6.1 Obtenção de LMF por Fundição

A fundição é o processo de fabricação de peças metálicas que consiste essencialmente em preencher com metal líquido a cavidade de um molde com formato e medidas correspondentes aos da peça a ser fabricada. Existem vários métodos de fundição, tais como o processo de fundição em areia, fundição em moldes de cimento, fundição de precisão (fundição por cera perdida), etc. O que diferencia um processo do outro é tanto o modo como o metal líquido é vazado (pode ser por gravidade ou pressão) quanto ao tipo de molde utilizado (moldes de areia, metálicos e cerâmicos) e a escolha do processo é determinada principalmente pelo tipo de produto final que se deseja obter (CHIAVERINI, 1986).

Quando se trabalha com LMF compostas de titânio (Ti) como, por exemplo, as LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu, deve-se realizar a fusão a vácuo ou numa atmosfera de gás inerte devido ao fato do titânio ser muito reativo com o oxigênio (ELAHINIA et al., 2012). As técnicas de fusão mais comuns são as de indução a vácuo, (do inglês, *Vacuum Induction Melting*, (VIM)), refusão a arco em vácuo (do inglês, *Vacuum Arc Remelting*, (VAR)), fusão por arco de plasma (do inglês, *Plasma Arc Melting* (PAM)), e fusão por feixe de elétrons (do inglês, *Electron Beam Melting* (EBM)) (OTSUKA & WAYMAN, 1998; RAO; SRINIVASA; REDDY, 2015).

A técnica de fundição por indução a vácuo (VIM) utiliza um cadinho e uma lingoteira de grafita especial. A grafita é responsável pela contaminação do carbono que reage tanto com níquel quanto com titânio. A contaminação por oxigênio é devido à pressão (da ordem de 10 Pa) dentro da câmara de fusão. Esse processo apresenta algumas vantagens tais como o a facilidade do controle operacional e da composição química, devido à agitação magnética do metal fundido além da possibilidade de desgaseificação (OTUBO et al., 2006). Uma alternativa para o processo (VIM) seria a técnica (EBM) que elimina completamente a contaminação de carbono devido à fusão realizada em um cadinho de cobre resfriado a água, e também a contaminação de oxigênio é mínima devido à operação em alto vácuo. Em contrapartida, o controle da composição química sob condições de alto vácuo é bastante difícil em comparação com as técnicas (VIM) ou (VAR), pois pode resultar na evaporação de componentes, principalmente o níquel (RAO; SRINIVASA; REDDY, 2015).

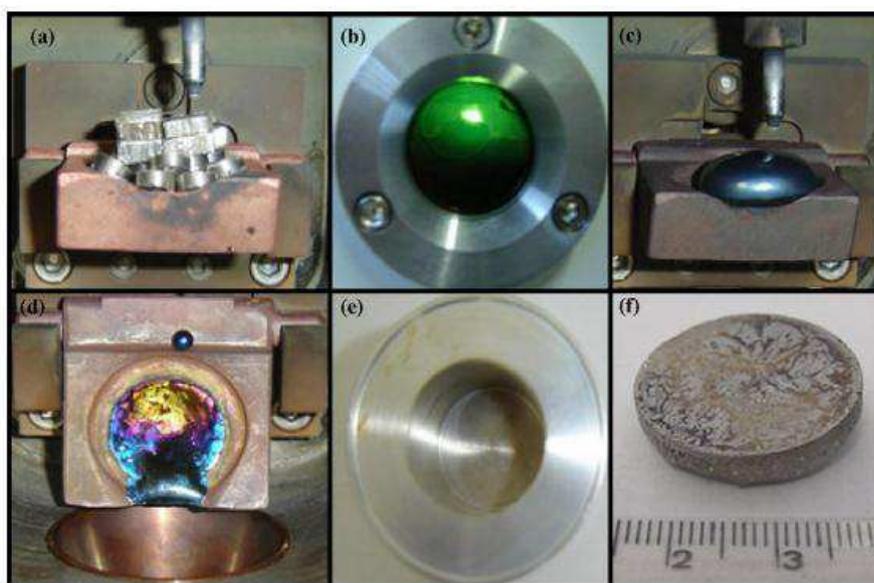
O processo de fusão VAR é bastante semelhante ao VIM, exceto que este processo não usa um cadinho, mas usa eletrodos consumíveis ou não consumíveis feitos de materiais desejados para serem fundidos. Com os eletrodos não-consumíveis, as matérias-primas são processadas em um molde de cobre usando uma haste de tungstênio para a irradiação por arco de argônio. Este método é preferido em laboratórios porque é aplicável a muitos tipos de ligas (ELAHINIA et al., 2012).

O método de fusão por arco de plasma (PAM) usa um feixe de elétrons de baixa velocidade que é descarregado a partir de um cátodo plasma. De acordo com Otsuka e Wayman (1998), a irradiação de elétrons a partir do cátodo de plasma é mais suave do que a partir dos outros processos. Portanto, a técnica de PAM resulta em baixa perda dos elementos de liga e apresenta composição no lingote uniforme, apesar do uso de molde resfriado com água. As vantagens básicas de fornos de fusão de plasma são: (a) as taxas de fusão rápida, (b)

insignificante ou nenhuma contaminação de carbono, (c) qualidade de fusão a vácuo, (d) menor flutuação de tensão, (e) um menor custo de instalação, e (f) sem perda de metais por vaporização em alta pressão em fornos de plasma operados com gases inertes (BHAT, 1972).

Além das técnicas de fabricação convencionais, De Araújo et al. (2009) validou a fabricação de LMF utilizando o processo de fusão e conformação chamado de *Plasma Skull Push-Pull* (PSPP). Nesse processo a LMF é fundida num cadinho de cobre e, depois, injetada num molde. De acordo com os autores, esse processo de fabricação é extremamente rápido e garante uma boa homogeneidade da LMF após cinco ciclos de fusão e re-fusão. Ao final dos ciclos, o metal líquido é injetado em um molde, criando um padrão pré-determinado por moldes, que torna possível a fabricação de pequenos produtos semi-acabados, como pastilhas, tubos, barras, entre outros. A Figura 21 ilustra a sequência dessa técnica de fabricação de LMF.

Figura 21 - Sequência de fusão e injeção utilizando o processo PSPP: (a) matérias-primas, (b) tocha rotativa de plasma, (c) botão LMF, (d) resíduo de LMF no cadinho após a injeção, (e) molde metálico, (f) pastilha LMF.



Fonte: De Araújo et al. (2009).

3.6.2 Fabricação de Componentes em LMF por Fundição de Precisão

Recentemente Simões (2016) desenvolveu a fabricação microcomponentes mecânicos de LMF por meio do processo de fundição de precisão usando fusão por indução com uma moldagem por centrifugação (FIC) e PSPP, seguida de injeção do metal fundido em moldes de revestimento cerâmico. Essa técnica de fabricação ampliou a possibilidade de produzir

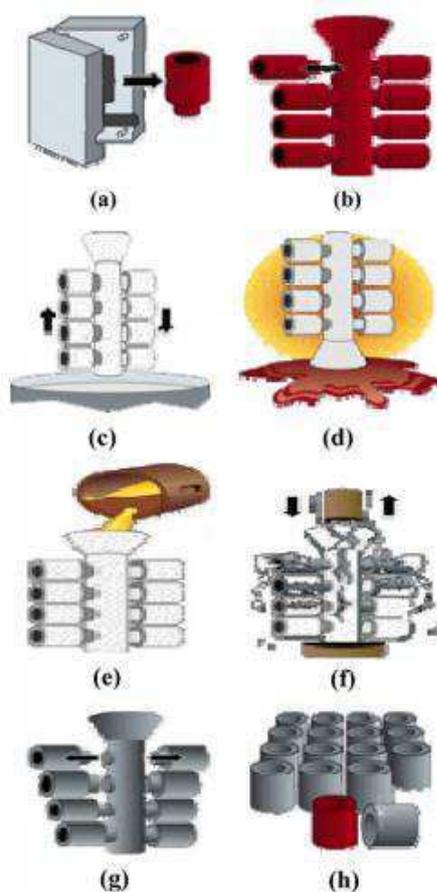
componentes mecânicos a partir de LMF, que seriam impossíveis ou inviáveis de obtenção por outros métodos de fabricação.

A fundição de precisão (também conhecida por “fundição por cera perdida”) é um dos mais antigos processos de fabricação, e tem sido usada por milhares de anos. Através dos tempos, esse processo evoluiu, e embora seja um processo mais controlado agora do que antigamente, ainda não está totalmente compreendido (GEBELIN et al., 2004). Nenhum ferramental elaborado e caro está envolvido neste método. Porém, este é um processo que necessita um grande trabalho manual nos preparativos do padrão em cera e do revestimento cerâmico. (PATTNAIK et al., 2012).

Essa tecnologia é amplamente empregada pela sua capacidade para produzir componentes de excelente acabamento superficial, sendo a principal vantagem da utilização desse método de fabricação. Além disso, esse processo apresenta boa precisão dimensional e é especialmente útil para a fabricação de peças com geometrias complexas contendo ranhuras, furos, letras e até mesmo alguns detalhes e cortes muito finos que não são possíveis de serem obtidos por usinagem convencional ou que geraria muito desperdício nesse processo para a obtenção do produto final.

Na técnica de fundição de precisão moderna, um padrão é fabricado a partir de cera, ou outros materiais poliméricos, e é então revestido com partículas cerâmicas vinculadas a materiais inorgânicos. Logo após, o conjunto é aquecido para que a cera seja removida e então o molde cerâmico é obtido para que o metal fundido seja vertido nele. Após o metal ter se solidificado completamente, o revestimento cerâmico pode ser removido e então as peças são removidas e seguem para o acabamento. A sequência desse processo está ilustrada na Figura 22.

Figura 22 - Passos básicos envolvidos na fundição de precisão: (a) produção do padrão em cera, (b) o conjunto de padrões em cera, (c) o revestimento em material cerâmico, (d) remoção da cera, (e) fundição, (f) remoção do revestimento, (g) o corte e (h) acabamento e inspeção.



Fonte: Pattnaik et al. (2012).

O padrão da peça para o processo de fundição por cera perdida tem exatamente a geometria da peça final desejada, porém, com os devidos excessos dimensionais para compensar sua contração volumétrica, bem como a contração de solidificação do metal fundido no molde de cerâmica (PATRNAIK et al., 2012).

A construção do molde em cerâmica, no qual o metal fundido é vertido, também é uma etapa importante no processo de fundição de precisão. De acordo com o estudo de Jones et al. (2003), as paredes devem cumprir certos requisitos, que são: ter uma resistência “verde” suficiente (para suportar a remoção da cera sem falha), resistência suficiente para suportar o peso de metal fundido, alta resistência ao choque térmico (para evitar rachaduras durante o enchimento com metal líquido), alta estabilidade química (para evitar a interação do molde com o metal), permeabilidade suficiente (para permitir a permeabilidade do ar preso através das paredes do molde durante o derramamento de metal), condutividade térmica suficiente (para manter a adequada transferência de calor através da parede do molde e, portanto,

permitir que o metal resfrie) e fluência limitada (para evitar alterações dimensionais dentro da parede do molde).

De acordo com os estudos de Lee et al. (2015), um passo chave no processo de fundição é a remoção da cera do molde. Durante o processo de aquecimento, é importante que a taxa de aquecimento seja rápida, de modo que a expansão em massa da cera não ocorra antes que uma parte da cera esteja líquida e flua a partir do molde ou penetre na casca. Isto ocorre devido ao fato da cera ter uma condutividade térmica mais baixa, mas um coeficiente de dilatação térmica maior do que a casca. Geralmente, a cera é recuperada, tratada para remover impurezas de processo e em seguida reutilizada para fazer novos padrões.

Após a remoção da cera, ocorre o processo de introduzir o metal líquido no molde cerâmico (fundição). Vários métodos têm sido utilizados na prática para introduzir metal fundido nos moldes, que podem ser utilizando a gravidade, a pressão, o vácuo e a força centrífuga. No entanto, é importante que a microestrutura do componente fundido esteja dentro dos padrões aceitáveis, uma vez que é susceptível de ser afetada devido aos processos de vazamento e de resfriamento. Quando o metal fundido no molde está solidificado e resfriado, o revestimento cerâmico pode ser removido. A remoção completa do revestimento em torno da peça é muitas vezes composta de processos longos, pouco limpos, perigosos e onerosos e pode ser realizada utilizando jateamento, vibração mecânica ou banhos cáusticos (CHIAVERINI, 1986). Com a remoção do revestimento cerâmico, as peças são submetidas a operações secundárias, como tratamento térmico, usinagem, acabamento, inspeção, ensaios não destrutivos, com o objetivo de otimizar suas propriedades mecânicas.

3.6.3 Pós Processamento das LMF

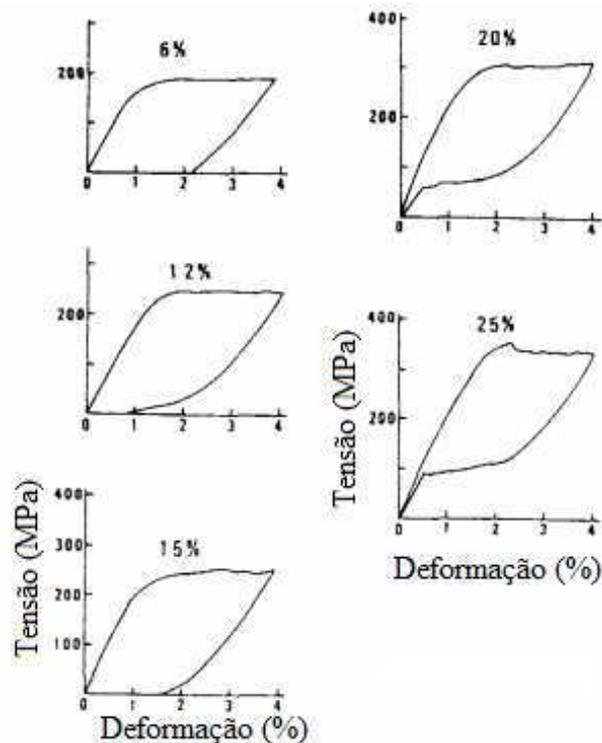
Para a aplicação das LMF como produto final, dois tipos de propriedades distintas são necessárias para garantir o sucesso desses componentes. Além das propriedades estruturais convencionais, como limite de resistência, limite de elasticidade, módulo de elasticidade, dentre outras, produzir componentes a partir de LMF requer a obtenção de novas propriedades funcionais como os efeitos de memória de forma e a superelasticidade. Nesse contexto, normalmente é desejada uma relação otimizada entre estes dois conjuntos de propriedades (que não são independentes um do outro).

A microestrutura e as propriedades de superfície em LMF brutas de fundição, não são aceitáveis para muitas indústrias (ELAHINIA et al., 2012). Com isso se faz necessário um

pós-tratamento, como as operações de conformação mecânica, os tratamentos térmicos, e os tratamentos de superfície para adequar as propriedades das LMF às necessidades (SZURMAN; KOCICH; KURSA, 2012).

Otsuka & Wayman (1998) mostram que, geralmente, nas LMF brutas de fundição a superelasticidade pode aparecer apenas parcialmente, mesmo que em temperaturas acima de A_f . A deformação permanente que aparece após carregamento e descarregamento ocorre devido ao deslizamento de planos e aumenta com a elevação da temperatura do teste. Dessa forma, as LMF Ni-Ti aproximadamente equiatômicas e recozidas, muitas vezes apresentam uma superelasticidade apenas parcial e isso pode ser melhorado por meio de tratamentos termomecânicos que aumentem a resistência ao deslizamento e impedem o acúmulo de deformação plástica. A Figura 24 ilustra o efeito da laminação a frio realizada em diversas amostras com níveis de deformação entre 6 e 25% e posteriormente recozidas a 400 °C por 1 hora. Esses resultados foram obtidos em uma temperatura 40 K acima de M_s e é claramente visto que a deformação recuperada durante o descarregamento aumenta com o aumento do grau de laminação a frio, de modo que as amostras laminadas em níveis acima de 20% e depois recozidas apresentaram superelasticidade completa.

Figura 23 - Melhoria da superelasticidade em uma LMF Ni-Ti após laminação a frio seguida de um recozimento a 400°C.



Fonte: Adaptado de Otsuka & Wayman (1998).

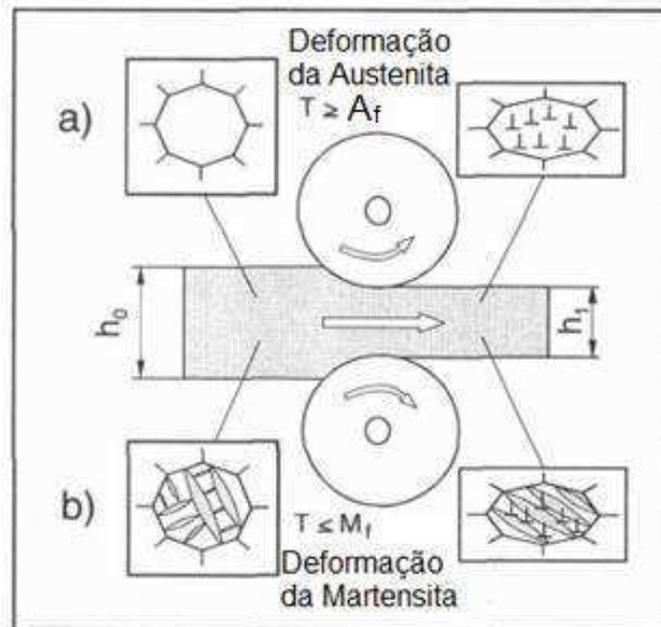
Nesse contexto, após trabalhos mecânicos geralmente são necessários tratamentos térmicos específicos para, além do alívio de tensões, manipular as propriedades mecânicas nos metais e nas LMF. Esses tratamentos são chamados de tratamentos de recozimento intermediário ou envelhecimento que são usados para anular os efeitos da deformação plástica a frio. Estes tratamentos são uma das maneiras mais conhecidas e utilizadas para que o material conformado mecanicamente aumente o campo de tensões internas promovendo o aumento das tensões de transformação de fase, sendo responsáveis pela recuperação da mobilidade atômica, reduzindo o nível de encruamento e propriedades como dureza e tensão de escoamento (GRASSI, 2014). Do ponto de vista da engenharia, o controle das temperaturas de tratamento térmico é importante em dois aspectos: a modelagem de produtos semiacabados (placas de metal, tubos, barras) e a otimização da microestrutura, a fim de obter as propriedades desejadas. Para isso, os diagramas de fase e os diagramas de transformação tempo-temperatura (TTT) definem os limites para tratamentos termomecânicos nos metais e suas ligas em geral (CALLISTER, 2008).

As operações de conformação mecânica são processos de trabalho dentro da região plástica do metal. Em termos de conformação mecânica, essa operação pode ser realizada a frio ou a quente. Chama-se de trabalho a quente (TQ) aquele que é executado em temperaturas acima de $0,5T_f$ (T_f – Temperatura de fusão), trabalho a morno (TM), executado na faixa compreendida (grosseiramente) entre $0,3$ e $0,5 T_f$ e trabalho a frio (TF) aquele que é executado entre 0 e $0,3 T_f$ (CHIAVERINI, 1986).

A introdução de determinados defeitos nas LMF, tanto na austenita (A) quanto na martensita (M), pode ocorrer devido a trabalhos mecânicos de conformação realizados no material, como por exemplo, o processo de laminação ilustrado na Figura 24. Nesse processo, o metal ao passar entre os cilindros sofre deformação plástica, a espessura é reduzida e o comprimento e largura são aumentados (CHIAVERINI, 1986) e essa técnica pode afetar a nucleação e a propagação de transformações sem difusão e aumentar a resistência convencional (SZURMAN; KOCICH; KURSA, 2012). No caso de placas e chapas, o processo é bastante semelhante ao estiramento por forjamento, apresentando bom controle dimensional e uma produtividade muito maior devido à sua continuidade (JAVAREZ JUNIOR, 2009). Esta seção transversal é retangular e referem-se a produtos laminados planos, compreendendo desde chapas grossas com espessuras de 150 mm até folhas com espessura de 0,005 mm (OLIVEIRA, 2009). Dessa forma, a redução da espessura dos componentes

fabricados, está ligada de forma inversamente proporcional à flexibilidade, ou seja, quanto menor a espessura de um item, mais flexível ele será.

Figura 24 - Ilustração do processo de deformação por laminação em LMF nos estados de (a) Austenita e (b) Martensita.



Fonte: Adaptado de Treppmann e Hornbogen (1997).

A deformação plástica da austenita pode ser obtida quando $T > A_f$, onde A_f corresponde a temperatura em que a LMF está completamente em seu estado austenítico. A deformação da martensita é um processo mais complexo. Ela começa com a reorientação da estrutura, e continua com a deformação dentro do limite pseudo plástico e, finalmente, pode levar à deformação plástica verdadeira por deslizamento. Assim, é possível induzir o desaparecimento da transformação reversa (martensita para austenita por aquecimento) (TREPPMANN; HORNBOGEN, 1997). A deformação da martensita e da austenita, com ou sem têmpera adicional, pode ser capaz de produzir um aumento considerável das propriedades convencionais (resistência à tração, dureza) das LMF. Enquanto a deformação da austenita a temperaturas mais elevadas deixa as transformações da LMF relativamente pouco afetadas.

Szurman, Kocich e Kursá (2012) concluíram que se o efeito de memória de forma é desejado, a LMF de NiTi é melhor usada no estado após a laminação a quente. Se a obtenção de elevada resistência e dureza são os requisitos, com uma deformação reversível aceitável, é aconselhável a utilização da LMF de NiTi após laminação a frio. Nesse último caso, micro trincas podem se formar para reduções superiores a 20%, porém a combinação entre a

deformação e os tratamentos de recozimento intermediários tornam a microestrutura mais fina, melhorando suas propriedades mecânicas.

Nas LMF, os tratamentos térmicos podem levar a combinações de propriedades de resistência com as propriedades funcionais de EMF e SE. GRASSI (2014) realizou um estudo sobre a influência de parâmetros de tratamentos térmicos de recozimento – temperatura e tempo – sobre as propriedades termomecânicas de minimolas helicoidais de LMF de NiTi e concluiu que através de tratamentos térmicos de recozimento, um mini componente mecânico, inicialmente projetado para trabalhar em regime superelástico, pode ser convertido em elemento atuador para trabalhar em regime de efeito de memória de forma. Foi mostrado que a temperatura de tratamento térmico foi o fator de maior influência sobre todas as propriedades estudadas e que a partir de 400 °C, é sugerido que outros fenômenos metalúrgicos concorrentes entre si podem começar a ocorrer como: a formação de precipitados de alta dureza ricos em Ni, a oxidação superficial, o alívio de tensões, e o crescimento de grãos.

Além da realização de trabalhos mecânicos e dos tratamentos térmicos, os tratamentos de superfície também são bastante importantes no processamento final das LMF. Geralmente esses tratamentos tem o objetivo de garantir a biocompatibilidade do componente fabricado. Um tipo de tratamento de superfície utilizado nas LMF Ni-Ti é realizado através de uma oxidação térmica, realizada sob baixa pressão de oxigênio para evitar a oxidação de Ni, que é tóxico ao corpo humano, e essa reação leva à formação do dióxido de titânio puro (TiO_2) na superfície da liga. Foi demonstrado que este dióxido (TiO_2) protege eficientemente a superfície da LMF Ni-Ti da liberação de íons de níquel para o meio exterior e, além disso, apresenta propriedades de resistência à corrosão eletroquímica semelhante ao óxido de titânio puro. Dessa forma, os tratamentos de superfície são de extrema importância, principalmente quando se deseja utilizar as LMF em aplicações biomédicas (ELAHINIA et al., 2012).

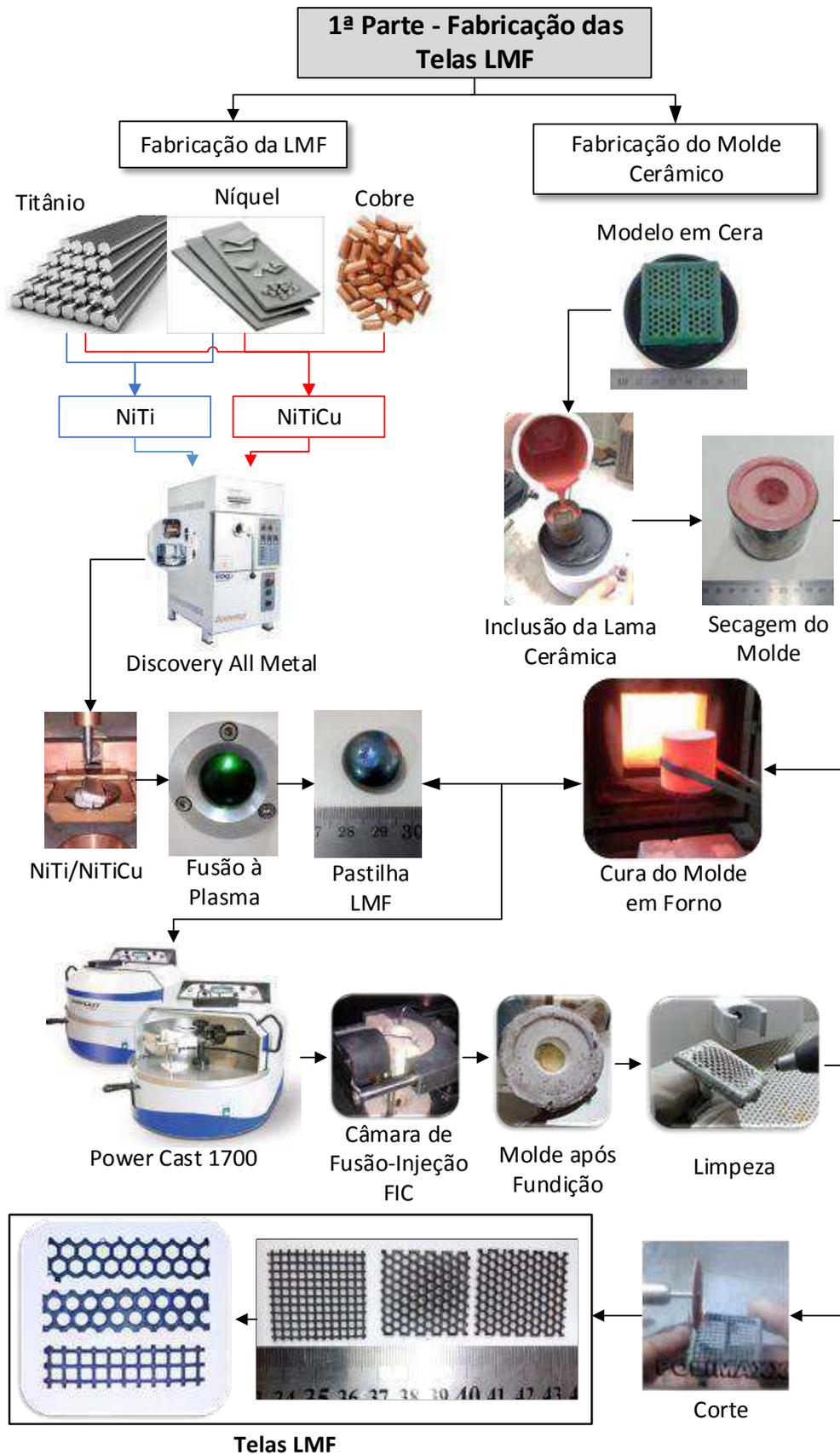
4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Metodologia

Este trabalho foi inteiramente desenvolvido nas instalações do Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA), vinculado a Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica (UAEM) da UFCG.

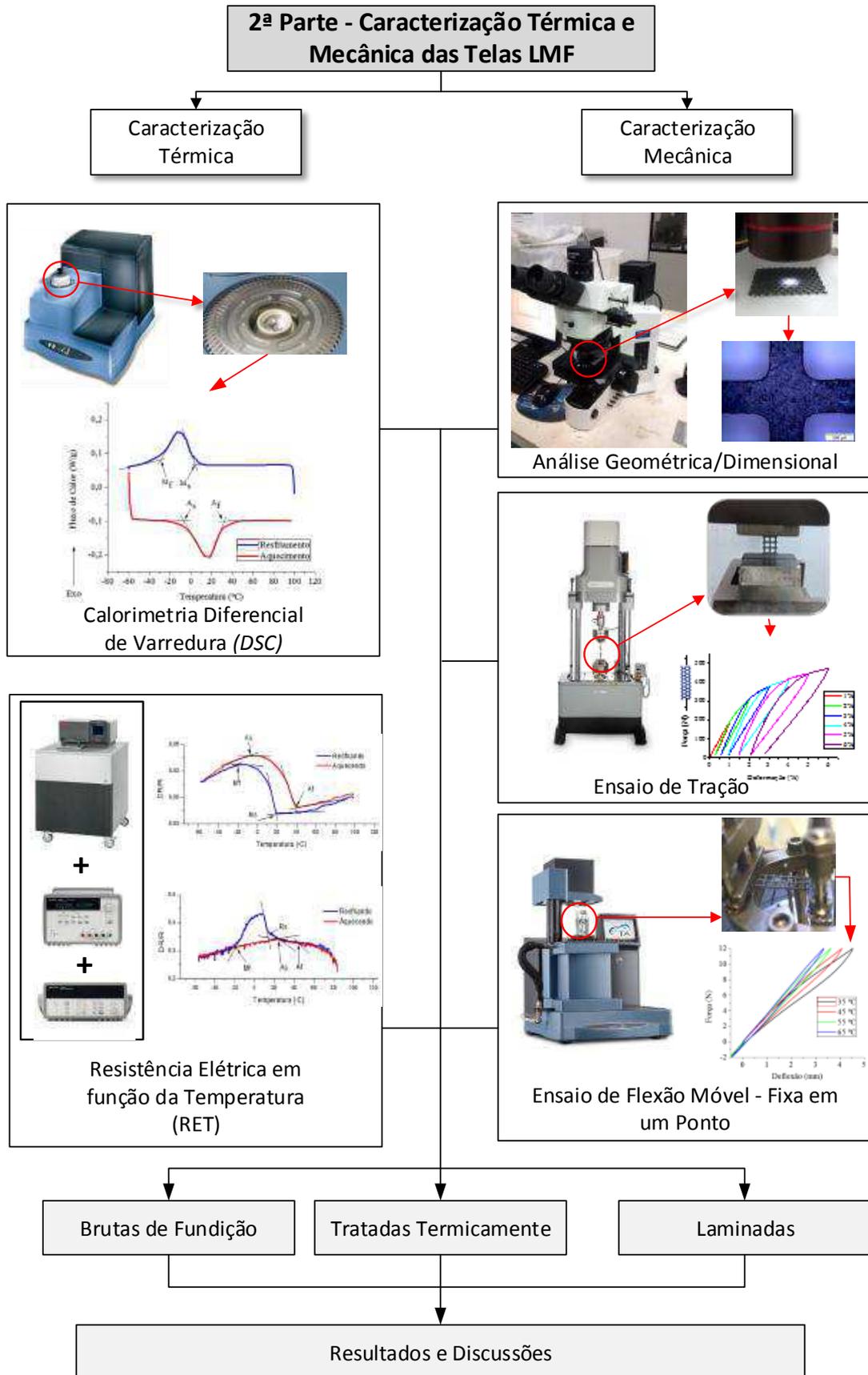
A metodologia adotada para o desenvolvimento desse trabalho foi dividida em duas partes. A primeira parte consiste da fabricação das telas de LMF do sistema Ni-Ti por meio do processo de fundição de precisão resumido na Figura 25. A segunda parte consiste na caracterização termomecânica das telas de LMF obtidas, sendo realizados diversos ensaios com o objetivo de analisar o comportamento de cada tela, com sua respectiva geometria celular. Os ensaios utilizados nessa segunda parte são ilustrados na Figura 26.

Figura 25 - Fluxograma de execução da primeira parte – fabricação das telas de LMF.



Fonte: Autoria própria.

Figura 26 - Fluxograma de execução da segunda parte - caracterização térmica e mecânica das telas de LMF.



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 25. A primeira consiste na fabricação das LMF de Ni-Ti e Ni-Ti-Cu, que será detalhada na seção 4.2.1. Já a segunda parte compreende o processo de obtenção do molde cerâmico utilizado para a fundição de precisão, que será detalhada na seção 4.2.2. Após a fabricação das LMF e do molde cerâmico, a fundição final foi realizada por meio do processo de fusão por indução com uma moldagem por centrifugação (FIC), seguido de processos de limpeza e corte. Todo o procedimento de fundição está descrito na seção 4.2.3.

4.2.1 Fabricação da LMF

Neste trabalho, selecionou-se uma LMF clássica do sistema Ni-Ti, com composição nominal de 50Ni-50Ti (at.%) (aproximadamente 55% Ni e 45% Ti em peso) e uma LMF do sistema Ni-Ti-Cu com composição nominal de 50Ti-45Ni-5Cu (at.%) (aproximadamente 49% Ni, 45% Ti e 6% Cu em peso). Essas composições foram selecionadas para que o comportamento de EMF ou SE possam ser observados em temperaturas próximas à ambiente.

Recentemente, Simões et al. (2015) no processo de fabricação de suas telas utilizaram 25g de LMF Ni-Ti. Esse valor se mostrou satisfatório, garantindo total preenchimento do molde cerâmico utilizando o processo PSPP para fundição. Para o presente trabalho foi utilizada uma quantidade de aproximadamente 30g para cada fundição, considerando o volume do modelo e a massa específica das LMF selecionadas, com o objetivo de garantir o total preenchimento da cavidade do molde cerâmico, além de compensar possíveis perdas em decorrência da fundição por centrifugação.

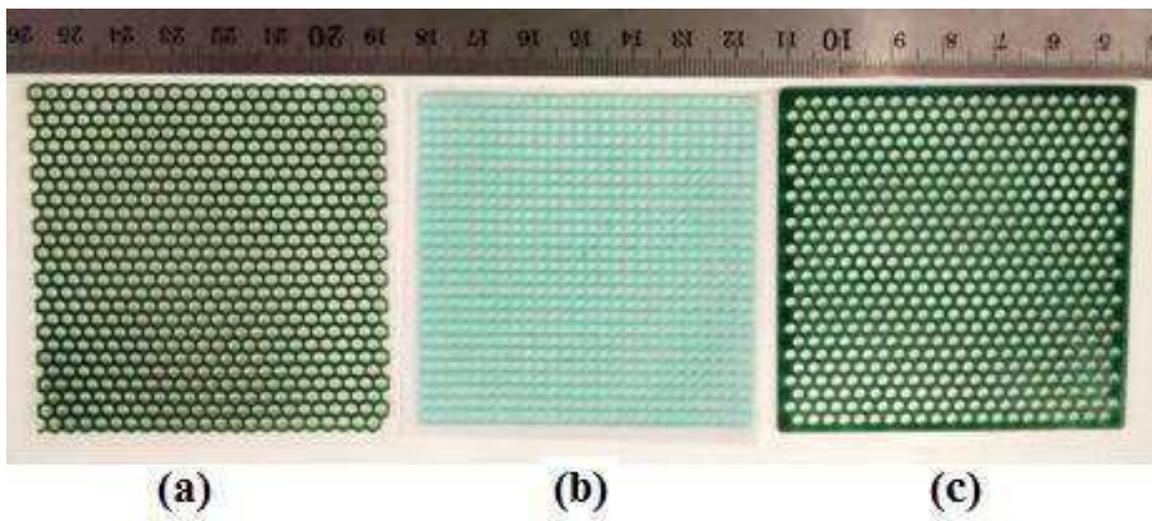
As cargas de Ni, Ti e Cu foram pesadas em uma balança de precisão, modelo AL 200C do fabricante Marte, com uma sensibilidade de 0,001g e posteriormente levadas para fusão à plasma, utilizando o processo PSPP, por meio do equipamento de modelo Discovery All Metals, da marca EDG Equipamentos e Controles. Este processo foi validado para fabricação de LMF por De Araújo et al. (2009), como explicado anteriormente na seção 3.7. Para a obtenção das pastilhas de LMF, conforme ilustrado na Figura 26, foram realizados quatro ciclos de fusão e re-fusão para cada carga, obtendo ao final do processo uma massa de aproximadamente 30g de LMF.

4.2.2 Fabricação do Molde Cerâmico

A fabricação do molde cerâmico para fundição de precisão por cera perdida é dividida em duas etapas: a montagem do modelo em cera com a geometria que se deseja fabricar, montada com seus canais de alimentação, e a preparação do composto cerâmico para que possibilite a completa remoção da cera após ser levado ao forno, com o objetivo de obter uma cavidade para a posterior realização da fundição.

Para a fabricação dos modelos em cera, foram utilizados três tipos de telas com estruturas celulares distintas (circular, quadrada e hexagonal) fabricadas pela empresa Talmax como pode ser visto na Figura 27.

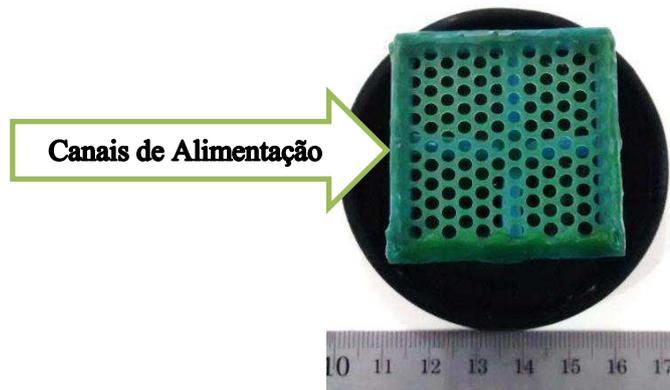
Figura 27 - Telas em cera utilizadas para produção dos modelos em cera: (a) células hexagonais; (b) células quadradas; (c) células circulares.



Fonte: Autoria própria.

As telas em cera como recebidas têm aproximadamente 70 x 70 x 0,75 mm (geometria circular e quadrada) e 70 x 70 x 1,0 mm (geometria hexagonal), sendo seccionadas com o objetivo de reduzir essas dimensões. A redução nas dimensões dos modelos em cera está relacionada às limitações na quantidade de metal que pode ser processado nos equipamentos de fundição, além do tamanho dos moldes utilizados na inclusão da lama cerâmica. Portanto, os modelos finais medem aproximadamente 35 x 35 x 0,75 mm (geometria circular e quadrada) e 35 x 35 x 1,0 mm (geometria hexagonal) e serviram de base para que fossem adicionados os canais de alimentação utilizando fios de 2,5mm de diâmetro em cera com o objetivo garantir o completo preenchimento do molde durante a fundição. Na Figura 28 verifica-se um dos modelos em cera montado com os canais de alimentação.

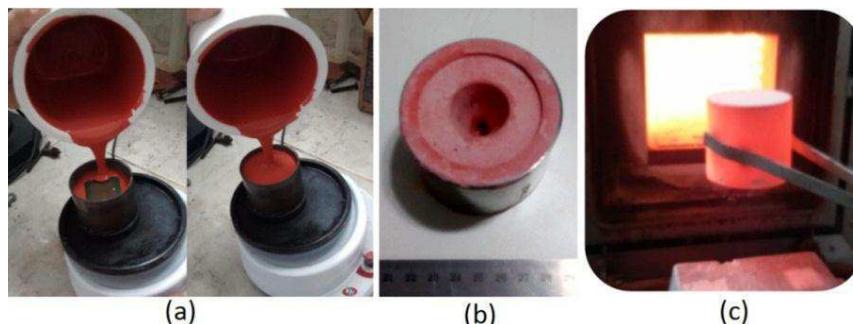
Figura 28 - Modelo de uma das telas em cera com canais de alimentação.



Fonte: Autoria própria.

Para a obtenção dos moldes sólidos a partir dos modelos em cera, foi utilizado o revestimento cerâmico Micro Fine 1700 do fabricante Talmax, indicado para a fabricação de ligas de titânio em aplicações da odontologia. Antes do preparo do revestimento, o modelo em cera foi unguido com uma substância redutora de tensão superficial, com o objetivo de diminuir a probabilidade de originar defeitos superficiais causados pelo revestimento. A preparação do composto cerâmico consiste em homogeneizar o revestimento bruto em pó com uma solução de água destilada e uma solução de cura do revestimento, vertendo-se tal mistura sobre um molde de metal de maneira a recobrir todo o modelo de cera. Durante o derramamento da lama cerâmica, o molde foi colocado sobre uma mesa vibratória, para facilitar a erupção das bolhas provenientes do processo de preparação e posto para secagem. Após isso, o mesmo é submetido a um tratamento térmico em um forno onde a temperatura variou de 25 °C até 950 °C, a uma velocidade de 30°C/min, e permaneceu na temperatura máxima durante 40 minutos. Na Figura 29 é possível visualizar os procedimentos de obtenção dos moldes cerâmicos.

Figura 29 - Preparação do molde cerâmico. (a) Introdução da lama cerâmica no molde metálico contendo o modelo de tela em cera; (b) Secagem do molde; (c) Molde após cura e retirada do forno.



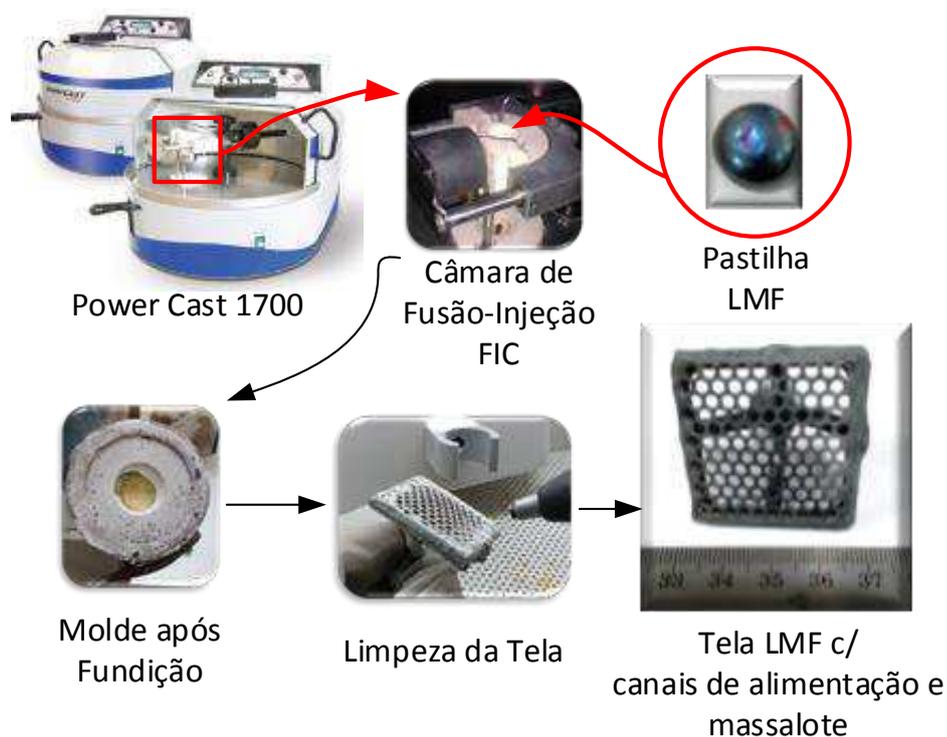
Fonte: Autoria própria.

4.2.3 Fusão por Indução com Moldagem por Centrifugação (FIC)

Para a fundição final, foi utilizado o equipamento PowerCAST 1700, da marca EDG Equipamentos e Controles. Nesse processo, a pastilha de LMF é colocada em um cadinho cerâmico, submetido a um fluxo de gás argônio de proteção, e fundida por indução. A temperatura do molde cerâmico no momento da injeção da LMF fundida, que foi realizada por centrifugação, foi de aproximadamente 800 °C (monitorada por uma pistola térmica com tecnologia infravermelha). Após a fundição e conformação por centrifugação, o revestimento cerâmico foi removido manualmente utilizando o processo de jateamento de alumina em pó.

Na Figura 30 é possível visualizar o processo de preenchimento da cavidade do molde utilizando as pastilhas de LMF e os moldes cerâmicos resultantes da remoção da cera e da cura do revestimento, além do processo de limpeza do componente obtido.

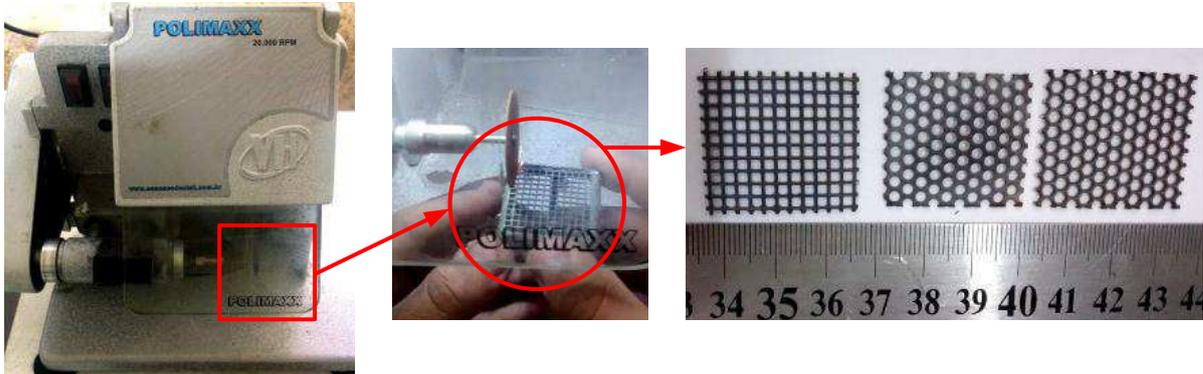
Figura 30 - Processo de fusão por indução com uma moldagem por centrifugação (FIC), seguido de processos de limpeza.



Fonte: Autoria própria.

Após a obtenção da estrutura bruta de fundição, foi realizado um procedimento de remoção da tela de seus canais de alimentação, utilizando a máquina de corte modelo VH 20.000 RPM de marca Polimax, como observado na Figura 31.

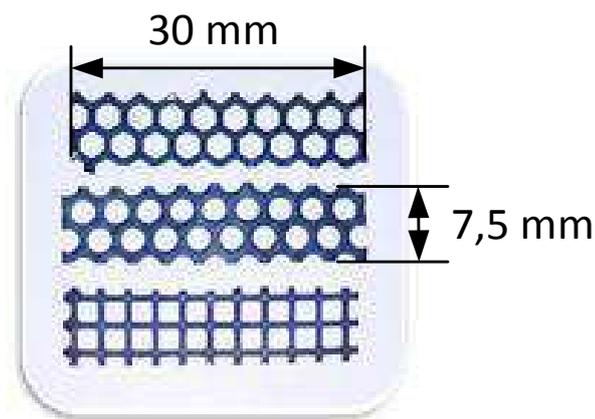
Figura 31 - Processo de remoção das telas de LMF da estrutura fundida.



Fonte: Autoria própria.

As telas de LMF foram seccionadas de modo que em cada estrutura fundida fosse possível retirar pelo menos 3 corpos de prova com o objetivo de avaliar as características em três estados (bruto de fundição, tratados termicamente e laminados a frio). Foi estabelecido que o comprimento útil dos corpos de prova deveria possuir pelo menos cinco seções na direção longitudinal e duas na direção transversal, o que caracterizou um comprimento útil de 30 mm e uma largura de 7,5 mm, aproximadamente. Os corpos de prova de LMF utilizadas para os ensaios termomecânicos são mostrados na Figura 32.

Figura 32 - Imagens dos corpos de prova de tela de LMF para ensaios de tração e flexão.



Fonte: Autoria própria.

Para os corpos de prova tratados termicamente foi utilizado um tratamento térmico de homogeneização (850 °C durante 30 minutos), seguido de um tratamento de envelhecimento

(500 °C durante 2 horas), ambos com resfriamento ao ar. Esse tratamento foi empregado visando aliviar as tensões de solidificação e estabilizar as temperaturas de transformação.

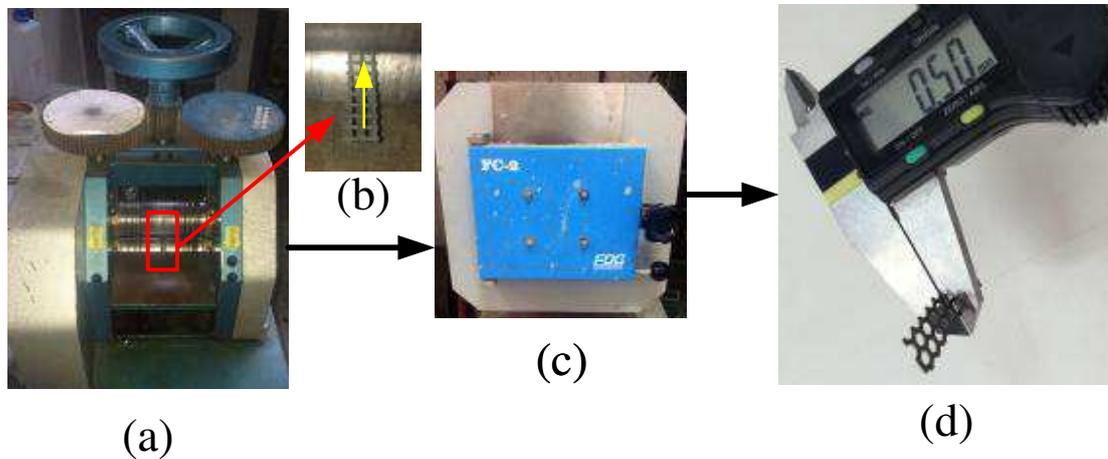
4.2.4 Processo de Conformação Mecânica (Laminação a Frio)

Para conferir uma maior flexibilidade as telas de LMF Ni-Ti obtidas por fundição de precisão (Figura 31), os corpos de prova da Figura 32 foram submetidos a um processo de laminação a frio, que envolveu vários passes em um laminador do tipo duo, reduzindo a espessura inicial ($h_0 = 0,7$ mm (geometria circular e quadrada) e 0,9 mm (geometria hexagonal)). Nas telas de maior espessura (geometria hexagonal), foi realizada uma redução intermediária até uma espessura de 0,72mm (20% de redução da espessura). Após essa diminuição, todos os corpos de prova foram laminados até 0,62 mm, e posteriormente a espessura final ($h_1 = 0,5$ mm), que corresponde exatamente a 20% de redução da espessura do valor anterior. De acordo com Szurman, Kocich e Kursá (2012), reduções acima desse valor podem promover a formação de micro trincas.

Em cada ciclo de redução, os corpos de prova foram submetidos a tratamentos térmicos intermediários de recristalização a 800 °C durante 30 minutos. No último ciclo de redução, após obter a espessura final, o tratamento termomecânico tem de ser feito a uma temperatura apropriada, inferior à temperatura de recristalização (de aproximadamente 650 °C para as LMF de Ni-Ti) para que a alta densidade de discordâncias introduzida no material por trabalho a frio seja mantida (OTSUKA & WAYMAN, 1998). Para isso, o tratamento térmico após o último passe de redução foi realizado a 400 °C durante 30 minutos.

A Figura 33 permite visualizar o processo de conformação mecânica utilizado para a fabricação das telas conformadas mecanicamente até uma espessura final de 0,5 mm.

Figura 33 - Etapas do processo de laminação a frio. (a) Redução da espessura utilizando um laminador do tipo duo; (b) Sentido de laminação; (c) Forno de resistência para tratamentos térmicos intermediários; (d) Tela LMF com espessura final.



Fonte: Autoria própria.

4.3 Caracterização das Telas LMF

Conforme mencionado anteriormente, para realizar a caracterização dos corpos de prova (telas LMF), os mesmos foram analisados em três estados: bruto de fundição, tratado termicamente e laminado a frio. Para isso, realizou-se análises dimensionais, análises térmicas, ensaios de força-deformação (a diferentes níveis de deformação) e ensaios termomecânicos de flexão alternada simples em modo de viga simplesmente engastada (*single cantilever*). O propósito desses ensaios foi analisar e quantificar a influência da geometria das células das telas (hexagonal, circular e quadrada) sob solicitações específicas. Antes da realização desses ensaios, todos os corpos de prova foram aquecidos a uma temperatura um pouco superior a temperatura A_f , visando recuperar alguma possível deformação residual.

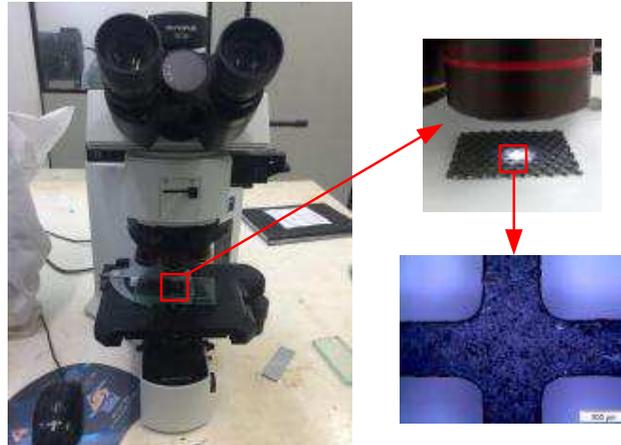
4.3.1 Análise Geométrica/Dimensional

Após a remoção das telas da estrutura fundida, os corpos de prova foram levados a um equipamento de medição ótica para avaliar comparativamente as dimensões específicas das células dos modelos em cera e das telas de LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu no estado bruto de fundição, sem nenhum processamento posterior.

As análises dimensionais das telas fabricadas foram realizadas em um microscópio ótico de modelo BX51, da marca OLYMPUS. Foi utilizado um aumento de 50 vezes com o objetivo de avaliar comparativamente as dimensões específicas dos modelos em cera e das

telas de LMF. Na Figura 34 é mostrada a montagem utilizada para essa análise. Para cada geometria de tela, foram realizadas 12 medições em diversas regiões dos corpos de prova.

Figura 34 - Avaliação dimensional das telas de cera e de LMF. Medições feitas em microscópio óptico com aumento de 50x.



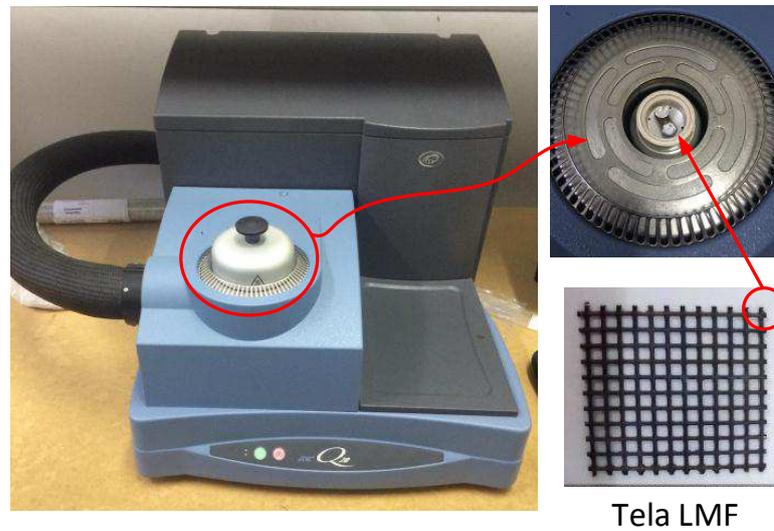
Fonte: Autoria própria.

A partir dos resultados obtidos foi possível constatar o grau de precisão inerente ao processo de fundição por cera perdida, bem como estimar a contração da LMF Ni-Ti fundida.

4.3.2 Análise Térmica via DSC e RET

A primeira preocupação ao se trabalhar com LMF é conhecer as temperaturas de transformação das fases martensítica e austenítica (M_s , M_f , A_s , A_f) e da fase R (R_s e R_f), caso ocorra. As temperaturas de transformação de fase das telas de LMF foram determinadas utilizando um equipamento DSC modelo Q20, da marca TA Instruments. Os ensaios foram realizados segundo a norma ASTM F2004-05 usando uma taxa de 10 °C/min durante o aquecimento e resfriamento, com intervalo de temperatura de 100 °C a -60°C. A região escolhida para retirada das amostras para realização dos ensaios de DSC está localizada nas extremidades próximas aos canais de alimentação, pois de acordo com os resultados de Simões et al. (2015), mesmo em diferentes regiões da tela Ni-Ti, as temperaturas de transformação não foram influenciadas. Na Figura 35 apresenta-se o equipamento utilizado e a região de onde são retiradas as amostras para o ensaio de calorimetria.

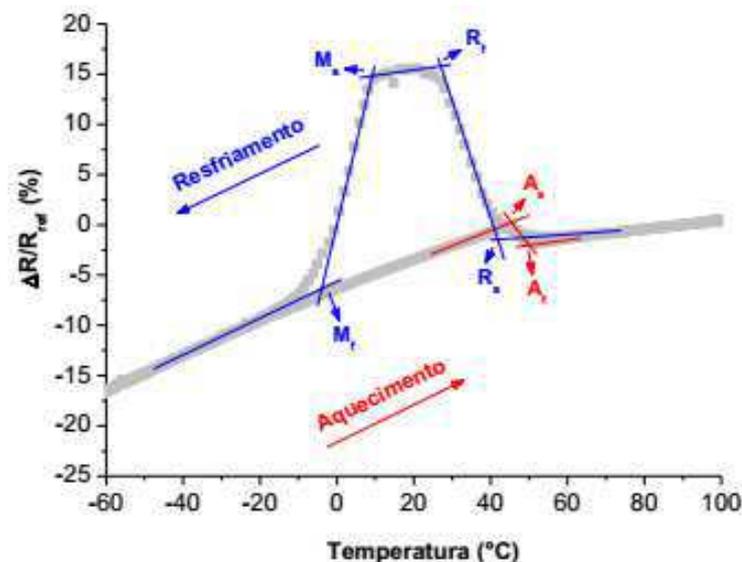
Figura 35 - Calorímetro DSC da TA Instruments modelo Q20, com detalhe do interior e da região da tela LMF retirada para o DSC.



Fonte: Autoria própria.

Além dos testes de DSC foram realizados ensaios de variação da resistência elétrica em função da temperatura (RET) a uma taxa de $3^{\circ}\text{C}/\text{min}$ durante o aquecimento e o resfriamento, com o objetivo de aumentar a confiabilidade nos resultados obtidos para as temperaturas de transformação, além de analisar a possível presença da fase R, muitas vezes não possível de detectar apenas com testes de calorimetria. Na Figura 36 é mostrado um gráfico típico obtido por RET, que revela a curva característica de uma LMF Ni-Ti com a presença da fase R e a respectiva técnica de obtenção das temperaturas de transformação.

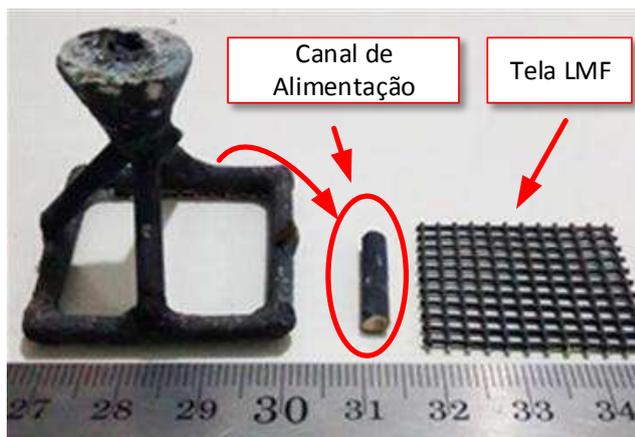
Figura 36 - Curva de RET adimensional para uma amostra de LMF Ni-Ti.



Fonte: Pereira (2014).

Para os ensaios de RET, foi utilizada uma seção dos canais de alimentação de cada tela fabricada, tendo em vista que resultados preliminares de DSC mostraram pequena ou nenhuma variação com relação às temperaturas de transformação entre a tela e os canais de alimentação. Na Figura 37 são apresentadas as partes seccionadas do material fundido que foram removidas (tela e canal de alimentação) para a realização dos ensaios.

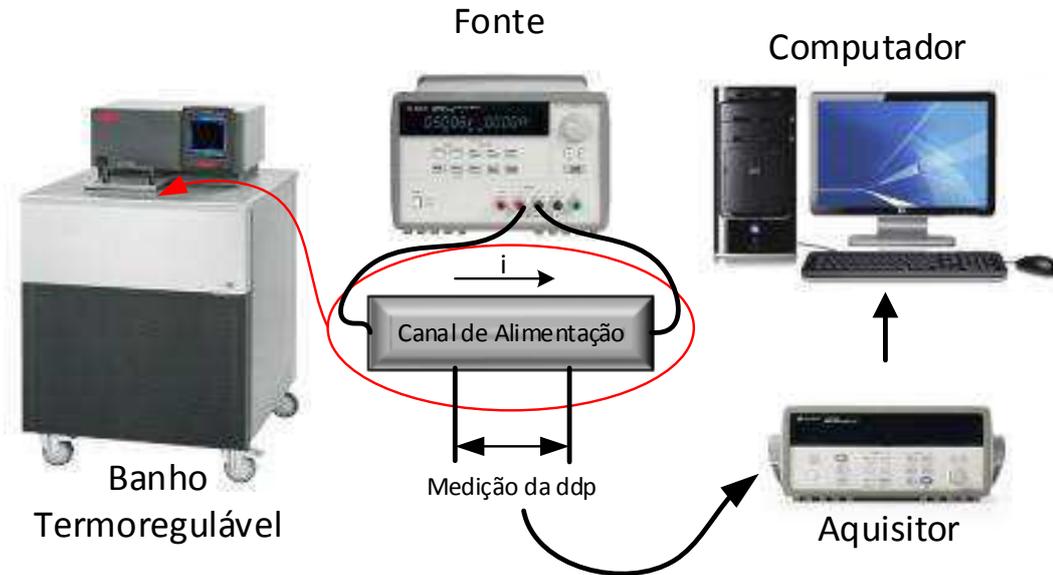
Figura 37 - Estrutura fundida e seccionada de LMF.



Fonte: Autoria própria.

Para determinar as temperaturas de transformação, cada canal de alimentação foi instrumentado com quatro terminais micro soldados de maneira equidistantes. Pelos terminais mais externos se faz passar uma corrente contínua de baixa intensidade utilizando uma fonte Agilent E3633A. A passagem dessa corrente gera uma variação da tensão elétrica (ddp) nos dois terminais mais internos, que é continuamente monitorada em função da temperatura. A Figura 38 permite entender o esquema de ligação para a obtenção dos resultados provenientes do ensaio de RET. A fonte foi ligada nas extremidades do canal de alimentação e a diferença de potencial foi medida nos outros dois eletrodos internos, através de um aquisitor de dados Agilent 34970A que envia o sinal medido para um computador. Para a variação da temperatura da amostra durante o ensaio, foi utilizado um banho termoregulável Hubber CC-902, na faixa de temperatura de 100°C a -60°C, com uma taxa de aquecimento e resfriamento de 3°C/min. Os valores de temperatura foram medidos utilizando um termopar do tipo K com diâmetro de 100 μm .

Figura 38 - Esquema da montagem para o ensaio de RET.



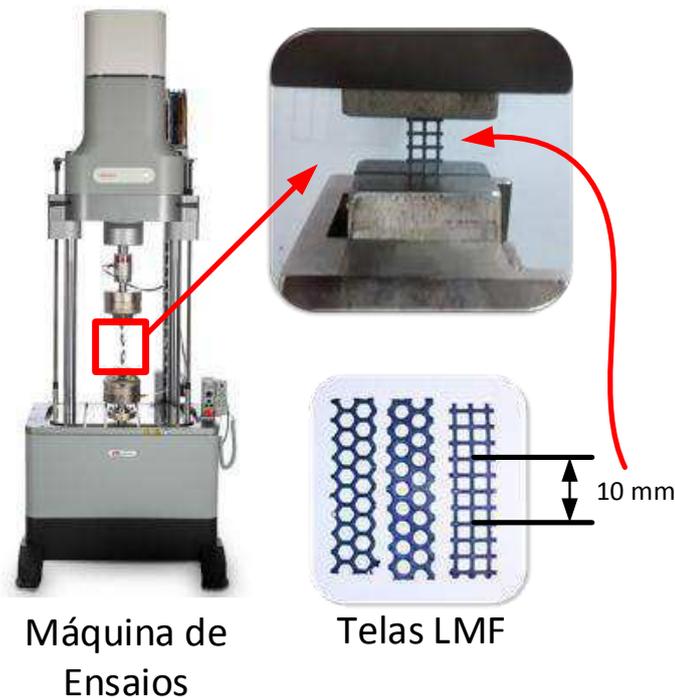
Fonte: Autoria própria.

Para os resultados de RET, a variação percentual de resistência elétrica é calculada a partir da relação entre o valor de resistência elétrica na temperatura de 100 °C (R_{Ref}) e um valor de resistência elétrica instantânea (R_i). A partir desses valores, é possível obter a relação ($\Delta R / R_{Ref}$), em que $\Delta R = R_i - R_{Ref}$.

4.3.3 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados a temperatura ambiente (25 ± 2 °C) em uma máquina de ensaios modelo Electropuls E10000 da marca Instron. Esta máquina é equipada com uma célula de carga de 10 kN, e resolução de 0,10 N. Para esses ensaios foi estabelecido que o comprimento útil a ser tracionado deve ser formado por no mínimo três células na direção longitudinal, correspondendo a aproximadamente 10 mm de comprimento, conforme indicado na Figura 39.

Figura 39 - Máquina eletrodinâmica de ensaios INSTRON, Electropuls E10000, com detalhes da montagem para o ensaio de tração nos corpos de prova de telas LMF.



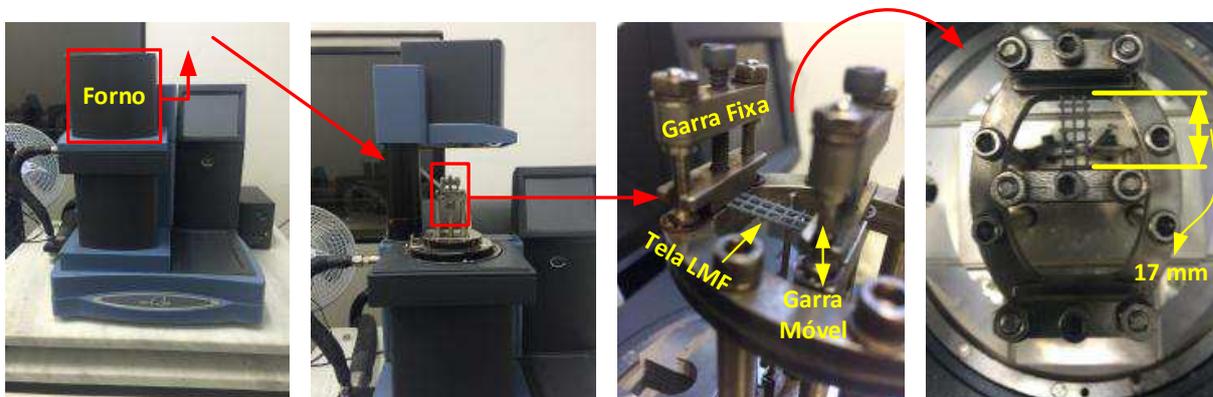
Fonte: Autoria própria.

Antes de realizar a fixação, os corpos de prova da Figura 39 foram aquecidos a temperaturas um pouco superiores a temperatura final da transformação austenítica (A_f) utilizando um soprador térmico e posteriormente fixados na máquina utilizando uma garra do tipo jacaré. Foram realizados ciclos de deformação de 1% até 6% em relação ao comprimento útil, para todas as geometrias, nos três estados definidos anteriormente (bruto de fundição, tratado termicamente e laminado), deixando em cada ciclo de descarregamento uma força residual de 10 N. A velocidade de carregamento e descarregamento utilizada foi de 1% (comprimento útil) / minuto.

4.3.4 Ensaio Termomecânico de Flexão Simples

Além dos ensaios de tração, foram realizados ensaios termomecânicos de flexão simples em modo de viga simplesmente engastada (*single cantilever*) utilizando um analisador dinâmico-mecânico (DMA), cuja função essencial é analisar propriedades viscoelásticas com a variação da temperatura. O equipamento utilizado foi o DMA Q800, da marca TA Instruments, que conta com um forno resistivo para o controle da temperatura do ensaio. Na Figura 40 mostra-se o equipamento e a montagem realizada para a realização dos ensaios.

Figura 40 - Equipamento DMA Q800 e esquema da montagem para o ensaio de flexão simples.



Fonte: Autoria própria.

Antes da realização dos ensaios de flexão em função da temperatura, todos os atuadores foram submetidos a um processo de estabilização cíclica que consistiu da realização de 32 ciclos de carregamento e descarregamento de flexão a uma temperatura superior a A_f ($T = A_f + 10\text{ }^\circ\text{C}$). Lagoudas (2008) relata que a ciclagem mecânica estabiliza o comportamento de SE devido à saturação de deformações plásticas no material.

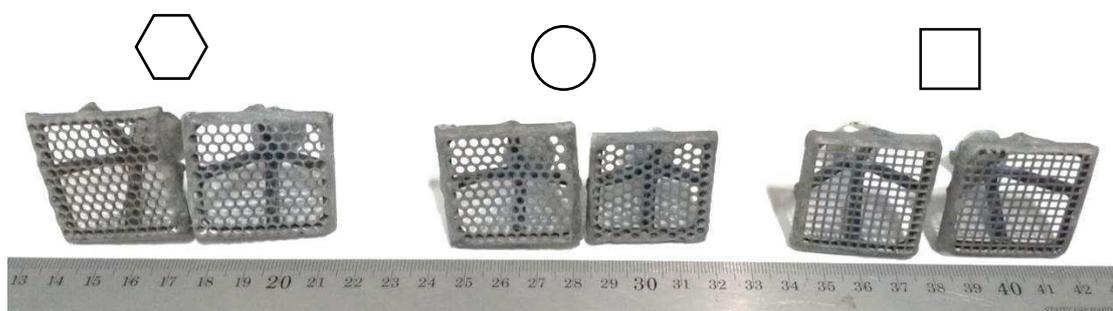
Posteriormente, as telas de LMF foram ensaiadas em variadas temperaturas ($35\text{ }^\circ\text{C}$, $45\text{ }^\circ\text{C}$, $55\text{ }^\circ\text{C}$ e $65\text{ }^\circ\text{C}$), com o objetivo de avaliar a relação entre força - deflexão - temperatura de cada geometria/composição. Para as telas brutas de fundição e tratadas termicamente, cada ciclo foi realizado por controle de força, sendo estabelecido um carregamento de 12 N (com sentido para cima, a uma taxa de 12 N/min), retornando a 0 N e um de sentido contrário de -2 N (com sentido para baixo, a uma taxa de 2 N/min) a 0 N , de forma que a duração completa de cada ciclo foi de 4 minutos. Essa diferença entre os valores foi devido às superfícies dos corpos de prova não serem simétricas em relação a sua espessura, apresentando cantos arredondados nas geometrias em um dos lados. Por outro lado, para os corpos de prova laminados, a força utilizada em cada ciclo de estabilização do comportamento foi de $\pm 4\text{ N}$ a uma taxa de 4 N/min , retornando a 0 N ao finalizar a ciclagem. De forma similar, a duração completa de cada ciclo foi de 4 minutos.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Fabricação das Telas LMF

A obtenção das telas de LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu a partir de modelos em cera com geometrias de células distintas utilizando o processo de fundição de precisão foi realizado com bastante sucesso. Na Figura 41 estão mostradas as estruturas obtidas ao final do processo de fundição.

Figura 41 - Estruturas das telas de LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu obtidas pelo processo de fundição de precisão.



Fonte: Autoria própria.

Os parâmetros utilizados para a fundição foram eficientes e garantiram total preenchimento do molde cerâmico. Na Figura 41 é possível visualizar as estruturas brutas de fundição após a completa remoção do revestimento cerâmico. Dessas estruturas, foi realizada a retirada dos corpos de prova de cada geometria, além dos canais de alimentação.

Conforme explicado anteriormente na seção 4.2.3, as telas obtidas foram seccionadas em corpos de prova conforme definido na Figura 32, de forma que fosse possível realizar o estudo do comportamento termomecânico em três estados (bruto de fundição, tratado termicamente e laminado).

5.2 Conformação Mecânica (Laminação a Frio)

O processo de laminação a frio realizado se mostrou eficiente e promoveu a redução da espessura sem defeitos nas estruturas celulares, conforme pode ser visto na Figura 42.

Figura 42 - Avaliação da superfície das telas de LMF Ni-Ti após o processo de laminação a frio.



Fonte: Autoria própria.

A imagem mostra que nas regiões das células, a laminação a frio não produziu defeitos superficiais, como por exemplo, trincas. Dessa forma, esse processo pode ser utilizado para a redução da espessura de telas fabricadas com LMF, a partir dos parâmetros definidos anteriormente na seção 4.2.4.

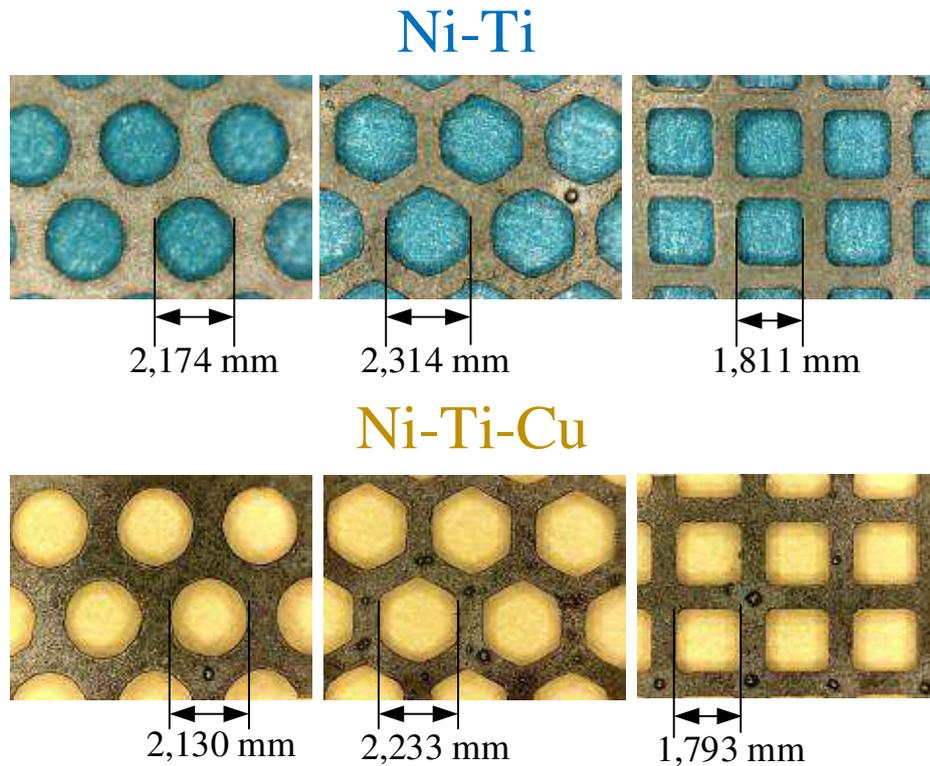
Em um estudo recente, Li et al. (2015) concluíram que corpos de prova de Ni-Ti submetidas a laminação a frio podem gerar diferentes processos de formação da microestrutura, revelando que a deformação plástica em conjunto com as transformações de fase podem promover a formação de uma estrutura mais “fina” nas LMF Ni-Ti. A análise geométrica/dimensional das estruturas celulares após a laminação será descrita na seção 5.3.2.

5.3 Análise Geométrica/Dimensional

5.3.1 Telas Brutas de Fundição e Tratadas Termicamente

Conforme descrito na seção 4.3.1, foi realizada a análise dimensional/geométrica nas telas de LMF obtidas por fundição de precisão. Na Figura 43 são apresentadas as imagens das células das telas fabricadas, com o objetivo de avaliar as geometrias obtidas.

Figura 43 - Avaliação dimensional das células das telas de LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu.

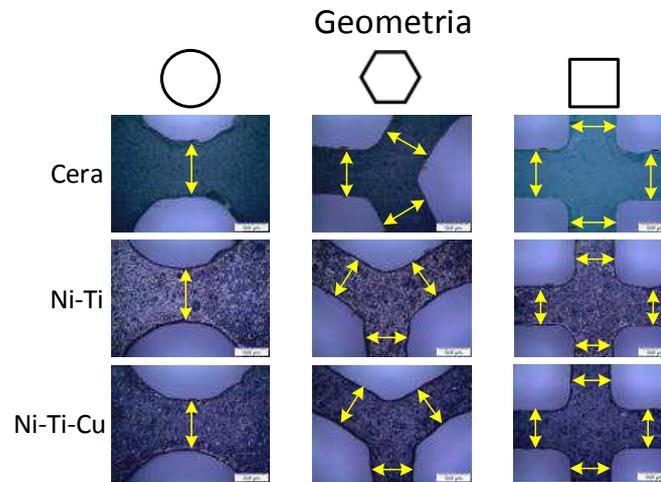


Fonte: Autoria própria.

A análise da Figura 43 leva a conclusão de que o processo de fundição de precisão adotado garantiu o preenchimento de toda a região do molde e com isso as telas obtidas atingiram as geometrias de célula requeridas (circular, hexagonal e quadrada). Algumas das telas mostradas nessa figura exibem defeitos na superfície em formato de bolhas, que foram posteriormente removidos através de um processo de esmerilhamento.

Para avaliar o grau de precisão inerente ao processo de fabricação, foi realizada a medição e a correspondente comparação entre o modelo em cera e as telas LMF conforme mostrado na Figura 44. A justificativa para a escolha das regiões mostradas na Figura 45 está relacionada com a presença de material em cera e LMF fundida, dessa forma é possível estimar a variação dimensional entre o modelo em cera e a estrutura bruta de fundição. Os resultados dessas medições estão resumidos na Tabela 2.

Figura 44 - Avaliação dimensional das telas em cera e de LMF Ni-Ti. Medições feitas em microscópio ótico com aumento de 50x.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 2 - Medições realizadas em microscópio ótico nas telas em cera e brutas de fundição, conforme dimensões definidas na Figura 44.

Geometria			
Dimensão da Cera (mm)	0,969 ± 0,016	0,790 ± 0,017	0,807 ± 0,021
Dimensão do Ni-Ti (mm)	0,865 ± 0,022	0,745 ± 0,023	0,684 ± 0,014
Redução Dimensional (%)	10,7%	5,6%	15,2%
Dimensão do Ni-Ti-Cu (mm)	0,848 ± 0,024	0,719 ± 0,016	0,678 ± 0,035
Redução Dimensional (%)	12,5%	8,9%	16,0%

Fonte: Autoria própria.

A partir dos resultados resumidos na Tabela 2, fica evidente a existência de uma contração nas telas de LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu. Ambos os materiais apresentaram uma redução dimensional superior a 5% em relação ao modelo em cera. A hipótese é que essa redução nas dimensões pode estar relacionada a diversos fatores, como a contração do metal solidificado e a expansão do revestimento cerâmico que não foi suficiente para compensar a redução dimensional do metal fundido. As telas de geometria quadrada apresentaram uma maior contração em comparação às demais geometrias em ambas as composições (Ni-Ti e Ni-Ti-Cu), e a diferença entre os valores de contração, pode estar relacionada à frente de solidificação em cada geometria.

Leal et al. (2006) discutiram que a compensação da contração do metal nas fundições que necessitam de alta precisão é bastante complexa devido à combinação de efeitos de expansão térmica dos revestimentos, além do tempo de presa que é o estado suficientemente

rígido ou elástico que permite a remoção da tampa do molde (ANUSAVICE; SHEN; RAWLS, 2013). Elshahawy (2015) avaliou a precisão marginal de amostras de titânio fundido em revestimentos cerâmicos e ficou evidente uma menor precisão dimensional com relação à outras ligas. Em outro estudo recente, Simões (2016) produziu diversos componentes mecânicos que foram fabricados a partir de LMF utilizando a técnica de fundição de precisão. A análise dimensional entre os modelos em cera e dos componentes brutos de fundição obtidos a partir de LMF Ni-Ti apresentaram uma maior variação dimensional com relação aos modelos fabricados em cera quando comparados aos fabricados com um polímero ABS.

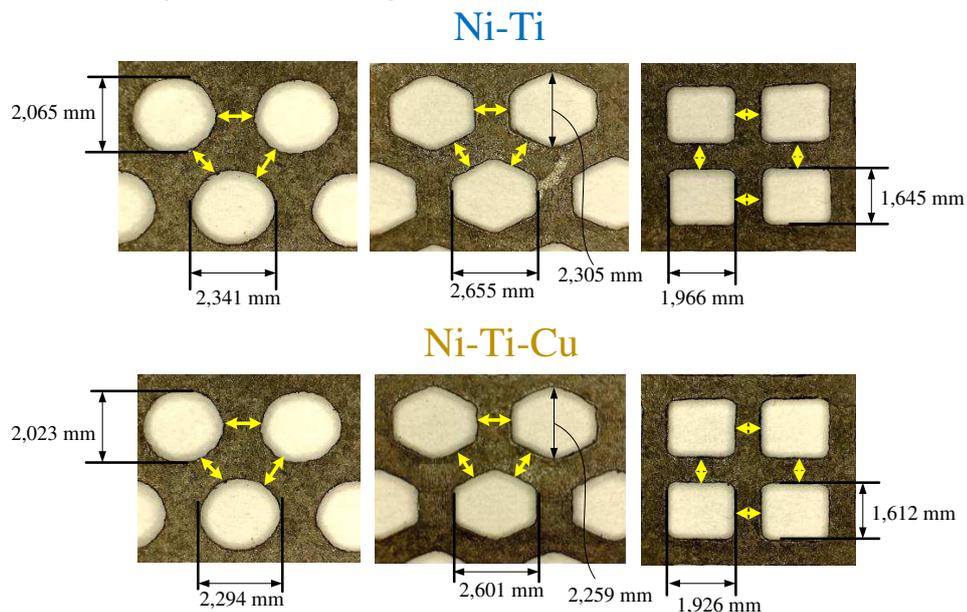
Dessa forma a obtenção de peças que exijam um rígido controle dimensional a partir de LMF, utilizando o processo de fundição de precisão, envolve um estudo experimental específico, com o objetivo de avaliar a influência de cada condição utilizada para a obtenção do produto final com os requisitos desejados.

Após o tratamento térmico, as telas não apresentaram variações dimensionais, em comparação ao seu estado inicial.

5.3.2 Telas Laminadas

As telas laminadas apresentaram variações dimensionais devido à redução da espessura. As células exibiram deformação no sentido da laminação, de forma a provocar uma distorção do formato das mesmas. A Figura 45 permite visualizar as estruturas obtidas após a laminação.

Figura 45 - Avaliação dimensional das geometrias das telas laminadas de LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu.



Fonte: Autoria própria.

A análise da Figura 45 revela que todas as geometrias foram influenciadas pela laminação. Além da distorção das estruturas celulares, a região composta pelo metal solidificado foi deformada, alterando suas dimensões. A partir da comparação entre os valores das Figuras 43 e 45, percebe-se que em um dos sentidos a dimensão da geometria cresceu, enquanto no outro acontece o inverso. Como exemplo, a geometria circular, deixou de apresentar esse formato e passou a exibir uma forma elíptica.

A Tabela 3 apresenta os resultados médios obtidos via análise de imagens em microscópio ótico nas telas laminadas. As regiões utilizadas para medição das dimensões estão definidas pelas setas amarelas na Figura 45.

Tabela 3 - Medições realizadas em microscópio ótico nas telas em cera e brutas de fundição, conforme dimensões definidas na Figura 45.

Geometria			
Dimensão do Ni-Ti (mm)	1,197 ± 0,020	1,176 ± 0,026	0,846 ± 0,016
Dimensão do Ni-Ti-Cu (mm)	1,174 ± 0,016	1,140 ± 0,022	0,838 ± 0,018

Fonte: Autoria própria.

De acordo com Cetlin e Helman (2005), o resultado principal da redução de espessura do metal é o seu alongamento na direção da laminação, visto que o alargamento é relativamente pequeno e pode ser desprezado na maioria dos casos. Esse comportamento foi observado na laminação das telas de LMF a partir da comparação entre os resultados das Tabelas 2 e 3, de modo que fica evidente o alongamento das dimensões no sentido da laminação das telas conformadas mecanicamente.

5.4 Análise Térmica via DSC e RET

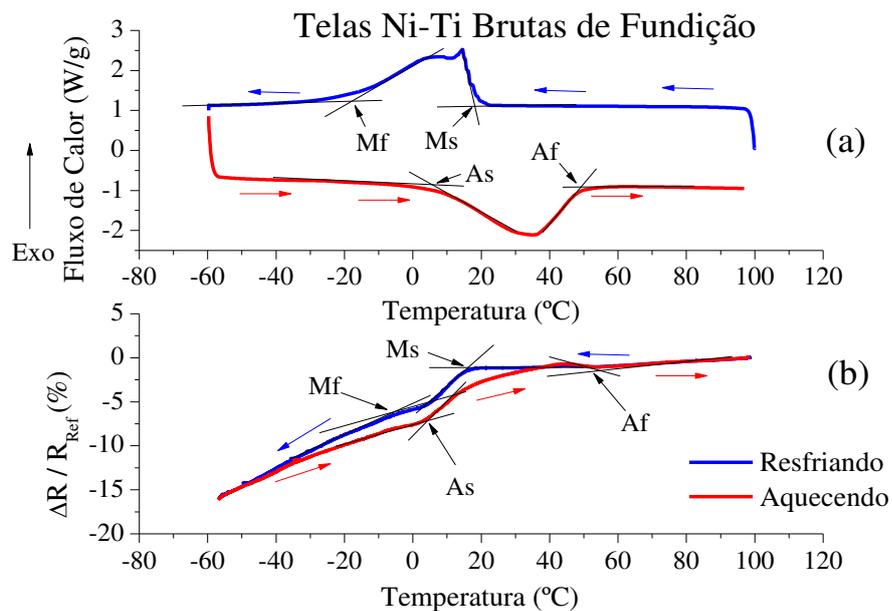
5.4.1 Telas Brutas de Fundição

A análise térmica das telas LMF foi realizada utilizando os dois processos (DSC e RET), conforme definido na seção 4.3.2. Nos resultados obtidos via DSC, a determinação das temperaturas de transformação dos corpos de prova foi obtida a partir do método das tangentes aplicadas aos picos de transformação obtidos, anteriormente definido na seção 3.2 e ilustrado na Figura 3, conforme estabelece as normas internacionais ASTM F2004 e F2005 (ASTM, 2005).

Em paralelo aos resultados obtidos via DSC, com os ensaios de variação da resistência elétrica em função da temperatura também foi possível determinar as temperaturas de transformação de fase.

Na Figura 46 são mostrados os gráficos de DSC e RET característicos para as telas Ni-Ti brutas de fundição, sendo possível determinar as temperaturas de transformação.

Figura 46 - Curvas de análise térmica obtidas para as telas Ni-Ti brutas de fundição via: (a) DSC (b) RET.



Fonte: Autoria própria.

A partir da análise da Figura 46, verifica-se que na condição bruta de fundição, as telas de LMF Ni-Ti apresentaram transformação de fase. Pela característica do gráfico de RET, as telas não apresentaram fase romboédrica (R) durante o resfriamento, de forma que todos os corpos de prova apresentaram uma temperatura M_s abaixo da temperatura ambiente (25 °C). Assim, se aquecidas a temperaturas superiores a A_f , na temperatura ambiente as telas estarão no estado superelástico. Com isso, a Tabela 4 resume todos os resultados obtidos via DSC e RET para as telas LMF Ni-Ti brutas de fundição que foram utilizadas nos ensaios termomecânicos.

Tabela 4 - Propriedades térmicas de transformação das telas Ni-Ti brutas de fundição obtidas via DSC e RET.

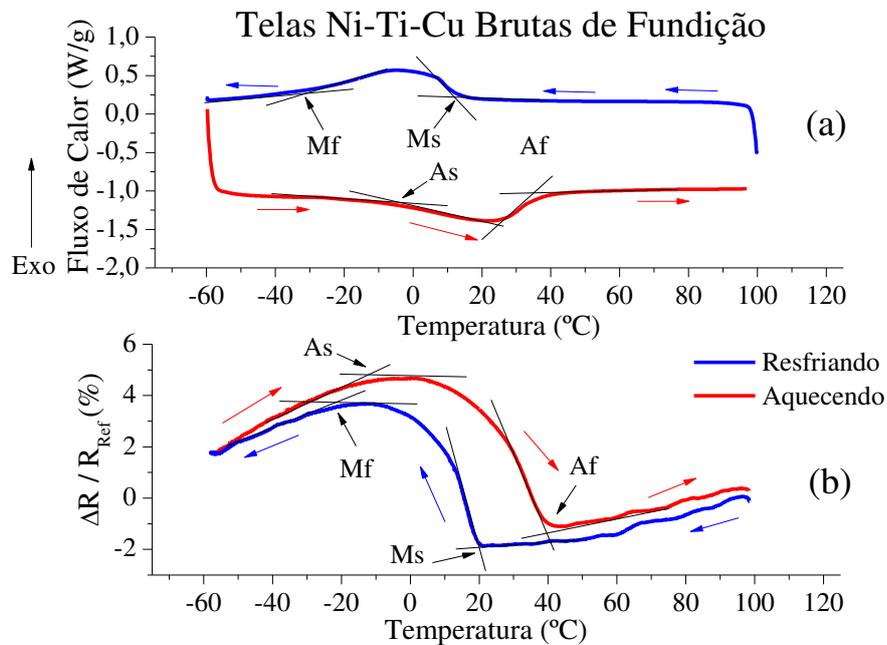
Ni-Ti Brutas de Fundição		Resfriamento				Aquecimento	
Geometria	Técnica	R_s ($^{\circ}C$)	R_f ($^{\circ}C$)	M_s ($^{\circ}C$)	M_f ($^{\circ}C$)	A_s ($^{\circ}C$)	A_f ($^{\circ}C$)
○	DSC	-	-	2,1	-59,1	-28,5	38,8
	RET	-	-	8,8	-48,7	-38,1	52,3
⬡	DSC	-	-	17,1	-17,4	8,2	49,0
	RET	-	-	16,8	-15,2	4,1	52,0
□	DSC	-	-	2,0	-29,1	-5,9	31,8
	RET	-	-	16,8	-15,2	4,1	52,0

Fonte: Autoria própria.

A tela de geometria hexagonal apresentou maiores temperaturas de transformação (picos deslocados para a direita), com relação às demais geometrias. Esse aumento dessas temperaturas pode estar relacionado a uma diferente frente de solidificação dessa geometria, que pode ter promovido um diferente estado de tensões internas em comparação às demais.

As telas fabricadas a partir da LMF Ni-Ti-Cu também apresentaram transformação de fase no estado bruto de fundição, conforme pode ser visto na Figura 47 que revela os resultados de DSC e RET para as telas brutas de fundição.

Figura 47 - Curvas de análise térmica obtidas para as telas Ni-Ti-Cu brutas de fundição via: (a) DSC (b) RET.



Fonte: Autoria própria.

Com base nessa figura, percebe-se que a adição de cobre (Cu) a LMF Ni-Ti influencia no comportamento da resistência elétrica em função da temperatura, tendo apresentado a

forma clássica em “S”. O ensaio de DSC foi pouco influenciado, de forma que apresentou os picos de transformação clássicos (A → M, durante o resfriamento e M → A, durante o aquecimento).

Conforme discutido na seção 3.4, nessas ligas Ni-Ti-Cu a transformação de fase austenita em fase-R não ocorre e a histerese térmica é muito menor do que aqueles nas ligas binárias de Ni-Ti (OTSUKA & WAYMAN, 1998).

Na Tabela 5 são mostrados os resultados obtidos via e DSC e RET para as telas Ni-Ti-Cu brutas de fundição utilizadas para os ensaios posteriores. Todas as telas Ni-Ti-Cu apresentaram temperaturas de transformação bem próximas, de modo que, se previamente aquecidas a temperaturas superiores à A_f , por apresentarem uma M_s abaixo da temperatura ambiente (25 °C), as mesmas estarão no estado SE.

Tabela 5 - Propriedades térmicas de transformação das telas Ni-Ti-Cu brutas de fundição obtidas via DSC e RET.

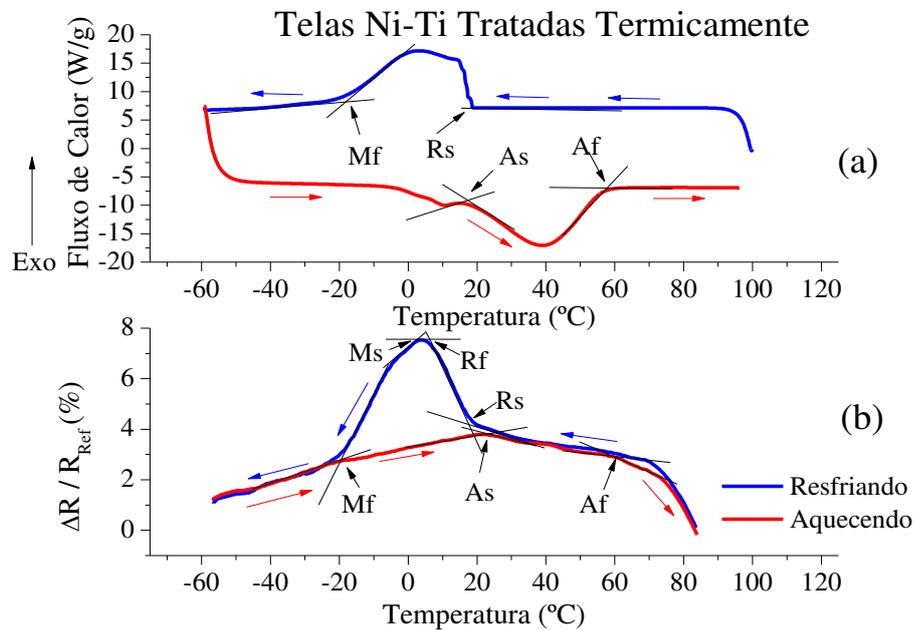
Ni-Ti-Cu Brutas de Fundição		Resfriamento				Aquecimento	
Geometria	Técnica	R_s (°C)	R_f (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	A_s (°C)	A_f (°C)
○	DSC	-	-	0,1	-	-19,0	25,7
	RET	-	-	4,9	-12,5	-25,5	23,8
⬡	DSC	-	-	11,3	-	-19,3	39,5
	RET	-	-	13,0	-30,5	-19,4	34,3
□	DSC	-	-	12,6	-24,5	-4,8	36,9
	RET	-	-	19,4	-20,2	-7,6	38,8

Fonte: Autoria própria.

5.4.2 Telas Tratadas Termicamente

Realizou-se a análise térmica nas telas tratadas termicamente e se determinou as temperaturas de transformação pelas duas técnicas. Na Figura 48 é mostrada a característica dos resultados obtidos para as telas Ni-Ti.

Figura 48 - Curvas de análise térmica obtidas para as telas Ni-Ti tratadas termicamente via: (a) DSC (b) RET.



Fonte: Autoria própria.

A análise da Figura 48 leva a conclusão de que o tratamento térmico realizado promoveu uma mudança na transformação de fase das telas de LMF Ni-Ti, proporcionando o aparecimento da fase intermediária conhecida por fase-R, sendo esta identificada a partir do ensaio de RET que apresentou a aparência do gráfico da Figura 36. A presença dessa fase em LMF de Ni-Ti, muitas vezes não é identificada apenas por meio dos ensaios de DSC, que muitas vezes revelam apenas dois picos de transformação durante o resfriamento, se tornando mais evidente principalmente após ensaios de RET (LAGOUDAS, 2008). De acordo com Otsuka & Wayman (1998), quando a LMF Ni-Ti é resfriada a resistividade elétrica começa a aumentar em R_s em uma temperatura que coincide com a temperatura de início do primeiro pico de DSC (R_s , na Figura 48 (a)). Esta coincidência indica que o aumento da resistividade e o primeiro pico de DSC são devido à transformação de fase-R.

Lagoudas (2008) relata que a presença de fase-R nas LMF Ni-Ti está relacionada com os tratamentos térmicos, como o envelhecimento, que resulta na formação de precipitados como o Ti_3Ni_4 . O campo de tensões devido aos precipitados formados pode resultar na formação da fase-R intermediária entre as fases de martensita e austenita. Desta forma, o resultado da Figura 48(b) indica que as telas LMF Ni-Ti tratadas termicamente apresentaram fase R intermediária, sendo esses resultados resumidos na Tabela 6.

Tabela 6 - Propriedades térmicas de transformação das telas Ni-Ti tratadas termicamente obtidas via DSC e RET.

Ni-Ti Tratadas Termicamente		Resfriamento				Aquecimento	
Geometria	Técnica	R_s (°C)	R_f (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	A_s (°C)	A_f (°C)
○	DSC	-1,1	-	-	-34,1	-5,8	15,9
	RET	12,8	6,5	2,7	-21,1	-	21,9
⬡	DSC	16,2	-	-	-14,0	-5,7	50,5
	RET	15,9	7,0	-9,3	-17,7	-	24,6
□	DSC	8,2	-	-	-31,5	-4,0	16,3
	RET	13,7	6,4	-6,5	-14,0	-	20,7

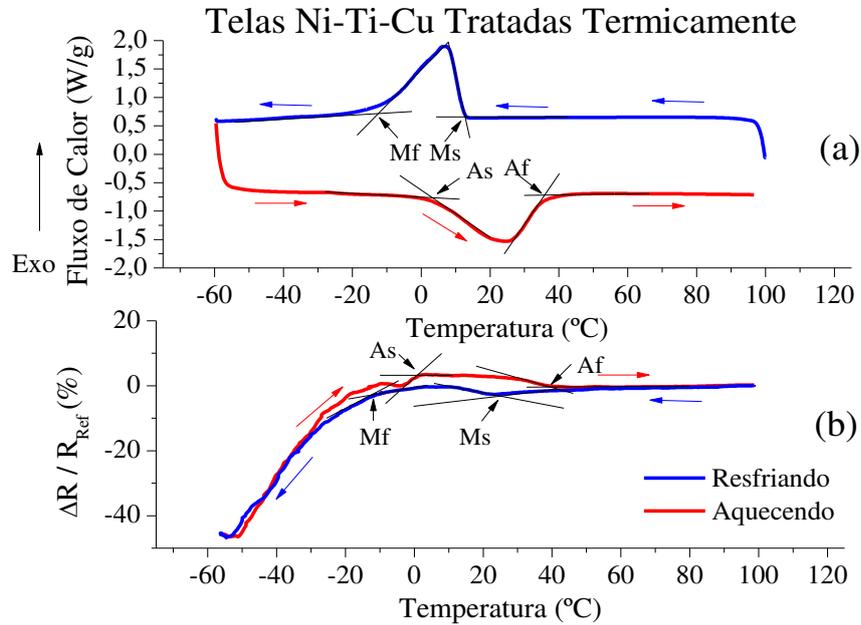
Fonte: Autoria própria.

Morin, Guénin e De Araújo (2000) discutiram que as tensões internas tendem a aumentar as temperaturas de transformação em LMF Ni-Ti, sendo estas reduzidas pelo tratamento de homogeneização. Esse comportamento foi observado nas telas tratadas termicamente, que sofreu uma redução dos valores de A_f , os quais ficaram mais próximos da temperatura ambiente.

De forma similar, as temperaturas de transformação foram determinadas pelas duas técnicas (DSC e RET). Os corpos de prova apresentaram uma temperatura R_s abaixo da temperatura ambiente e, dessa forma, se aquecidas a temperaturas superiores a A_f , em 25 °C as telas estarão no estado superelástico. A tela hexagonal, assim como nas brutas de fundição, apresentou as maiores temperaturas de transformação.

Além do estado bruto, as telas de LMF Ni-Ti-Cu foram analisadas após um tratamento térmico previamente definido. Na Figura 49 é possível visualizar os gráficos representativos dos resultados obtidos pelos ensaios de DSC e RET.

Figura 49 - Curvas de análise térmica obtidas para as telas Ni-Ti-Cu tratadas termicamente via: (a) DSC (b) RET.



Fonte: Autoria própria.

Com base na Figura 49, percebe-se que a LMF Ni-Ti-Cu tratada termicamente também não apresenta fase intermediária (R), e esse resultado foi definido a partir do gráfico do comportamento da resistência elétrica em função da temperatura e pelo ensaio de DSC que apresentou os dois picos de transformação clássicos.

Na Tabela 7 são resumidos os resultados de temperaturas de transformação obtidos via DSC e RET das telas Ni-Ti-Cu tratadas termicamente.

Tabela 7 - Propriedades térmicas de transformação das telas Ni-Ti-Cu tratadas termicamente obtidas via DSC e RET.

Ni-Ti-Cu Tratadas Termicamente		Resfriamento				Aquecimento	
Geometria	Técnica	R _s (°C)	R _f (°C)	M _s (°C)	M _f (°C)	A _s (°C)	A _f (°C)
○	DSC	-	-	3,1	-31	-13,8	32,4
	RET	-	-	23,1	-21,1	-9,1	42,7
⬡	DSC	-	-	2,3	-24,4	-8,5	27,1
	RET	-	-	5,5	-21,1	-7,4	23,1
□	DSC	-	-	6,4	-23,7	-7,9	30,9
	RET	-	-	22,8	-10,3	1,9	39,9

Fonte: Autoria própria.

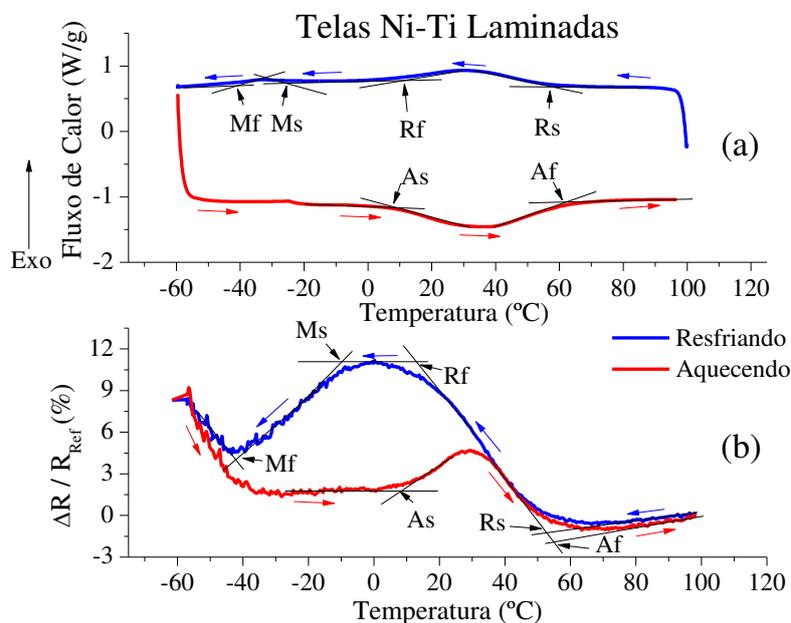
Os resultados apresentados na Tabela 7, assim como no caso do estado bruto de fundição, revelam que se aquecidos a uma temperatura pouco acima de A_f , estas telas estarão no estado SE na temperatura ambiente (25 °C). A comparação desses resultados com aqueles mostrados na Tabela 5 revelam que o tratamento térmico utilizado provocou pouca influência nas temperaturas de transformação das telas LMF Ni-Ti-Cu, de forma que os picos de transformação permaneceram situados nas mesmas regiões.

5.4.3 Telas Laminadas

Após a laminação, as telas LMF foram também submetidas a análises térmicas via DSC e RET. As curvas características de transformação de fase podem ser visualizadas nas Figuras 50 e 51, que mostram a transformação direta (durante o resfriamento), além das referentes à transformação inversa (durante o aquecimento).

Na Figura 50 são mostrados os gráficos característicos para as telas Ni-Ti laminadas, sendo possível determinar as fases presentes com suas respectivas temperaturas de transformação.

Figura 50 - Curvas de análise térmica obtidas para as telas Ni-Ti laminadas via: (a) DSC (b) RET.



Fonte: Autoria própria.

Com base na Figura 50, é possível notar que o processo de laminação a frio com tratamentos térmicos intermediários também favoreceu o aparecimento da fase R a partir da austenita. Isso pôde ser visto já partir dos resultados de DSC que apresentaram os dois picos

de transformação clássicos durante o resfriamento separadamente. O pico de transformação martensítica (M_s e M_f) foi deslocado para a esquerda e separado daquele que caracteriza a transformação romboédrica (R_s e R_f) que se moveu para a direita com relação às telas tratadas termicamente. Na Figura 50(b) observa-se o gráfico de RET característico para essas telas, que apresentou um comportamento ligeiramente diferente no final do resfriamento. Mesmo assim, a partir dele foi possível determinar as temperaturas de transformação de fase desses corpos de prova.

Na Tabela 8 são resumidos os valores das temperaturas de transformação obtidas a partir dos gráficos de DSC e RET para as telas Ni-Ti laminadas.

Tabela 8 - Propriedades térmicas de transformação das telas Ni-Ti laminadas obtidas via DSC e RET.

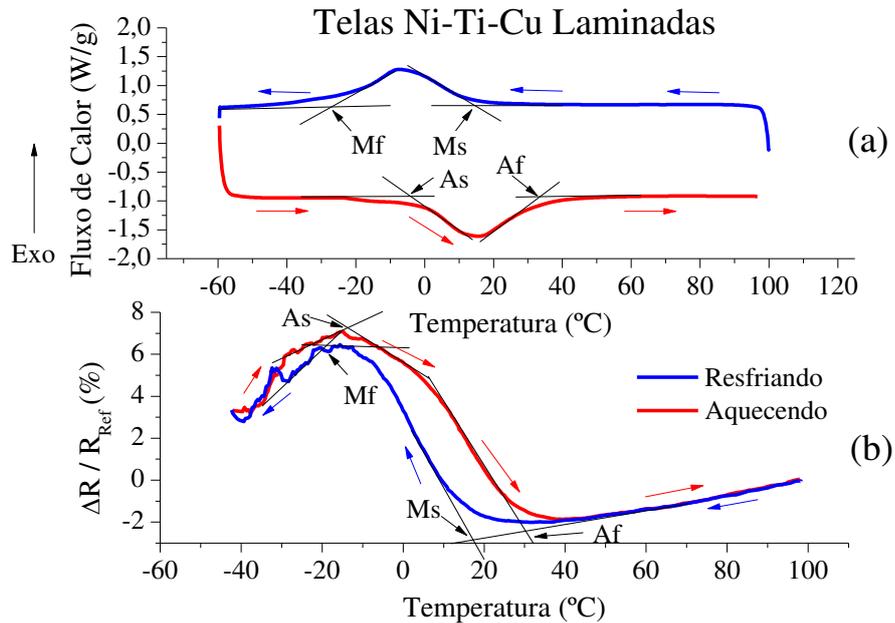
Ni-Ti Laminadas		Resfriamento				Aquecimento	
Geometria	Técnica	R_s (°C)	R_f (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	A_s (°C)	A_f (°C)
○	DSC	49,3	5,0	-23,0	-41,2	6,8	59,5
	RET	53,3	15,3	-15,0	-37,9	-2,3	58,3
⬡	DSC	50,4	5,8	-17,2	-45,3	10,7	60,4
	RET	52,8	11,0	-8,6	-40,1	11,9	54,0
□	DSC	51,9	9,4	-26,7	-44,8	9,6	60,8
	RET	50,2	18,3	-14,3	-51,9	5,4	52,0

Fonte: Autoria própria.

Conforme discutido anteriormente na seção 5.4.2, as tensões internas tendem a aumentar as temperaturas de transformação nas LMF Ni-Ti. Esse comportamento foi observado anteriormente na comparação entre os resultados das temperaturas de transformação entre as telas brutas de fundição e tratadas termicamente. Os valores apresentados na Tabela 8 estão mais próximos do estado bruto de fundição, o que pode estar relacionado às tensões internas provenientes da conformação mecânica que promove um encruamento no material e conseqüentemente pode levar a um aumento da temperatura de final de transformação austenítica (A_f). Apesar de resultados bem próximos, a tela de geometria circular apresentou o maior valor para essa temperatura. Na temperatura ambiente (25 °C), seja durante o aquecimento ou resfriamento, as telas de LMF Ni-Ti estarão compostas de uma mistura de fases (A + R, no resfriamento, ou M + A no aquecimento).

As telas produzidas com a LMF Ni-Ti-Cu, e que foram depois laminadas, também apresentaram transformação de fase conforme pode ser visto na Figura 51, que permite observar os resultados de DSC e RET para as telas conformadas mecanicamente a frio.

Figura 51 - Curvas de análise térmica obtidas para as telas Ni-Ti-Cu laminadas: (a) DSC (b) RET.



Fonte: Autoria própria.

A partir da análise da Figura 51, percebe-se que o ensaio de DSC apresentou os picos de transformação clássicos e, além disso, o gráfico de RET apresentou a forma clássica em “S”, com uma pequena histerese térmica que é característica das LMF Ni-Ti-Cu, e dessa forma a fase-R não ocorre.

As temperaturas de transformação obtidas via DSC e RET das telas Ni-Ti-Cu laminadas estão resumidas na Tabela 9, que apresentou temperaturas de transformação bem próximas as alcançadas em outros estados (brutas de fundição e tratadas termicamente).

Tabela 9 - Propriedades térmicas de transformação das telas Ni-Ti-Cu laminadas obtidas via DSC e RET.

Ni-Ti-Cu Laminadas		Resfriamento				Aquecimento	
Geometria	Técnica	R_s (°C)	R_f (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	A_s (°C)	A_f (°C)
○	DSC	-	-	-11,5	-46,5	-23,6	17,0
	RET	-	-	11,5	-27,0	-26,5	20,1
⬡	DSC	-	-	12,2	-25,7	2,0	34,3
	RET	-	-	17,5	-18,6	-13,5	30,0
□	DSC	-	-	8,5	-18,4	2,0	28,0
	RET	-	-	15,7	-8,7	7,5	28,1

Fonte: Autoria própria.

Dessa forma, a conformação mecânica seguida de tratamentos térmicos intermediários, pouco influenciou nas temperaturas de transformação das telas Ni-Ti-Cu.

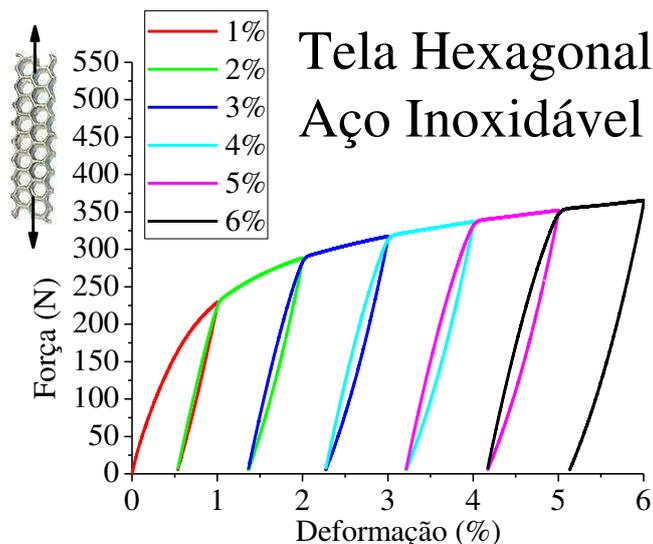
Outrossim, os resultados apresentados na Tabela 9, assim como nos demais estados, revelam que se aquecidas a uma temperatura pouco acima de A_f , as telas laminadas de Ni-Ti-Cu estarão no estado SE na temperatura ambiente (25 °C).

5.5 Ensaio de Tração

5.5.1 Telas Brutas de Fundição

Na Figura 52 é mostrado o comportamento de uma tela de geometria celular hexagonal fabricada com um material clássico (aço inoxidável) utilizado na fabricação de componentes biomédicos pelo mesmo processo de fabricação utilizado nas demais telas de LMF Ni-Ti. O intuito é usar como referência e comparar o comportamento mecânico desta tela de aço inox com as telas fabricadas de LMF.

Figura 52 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração em uma tela de aço inoxidável com geometria celular hexagonal.



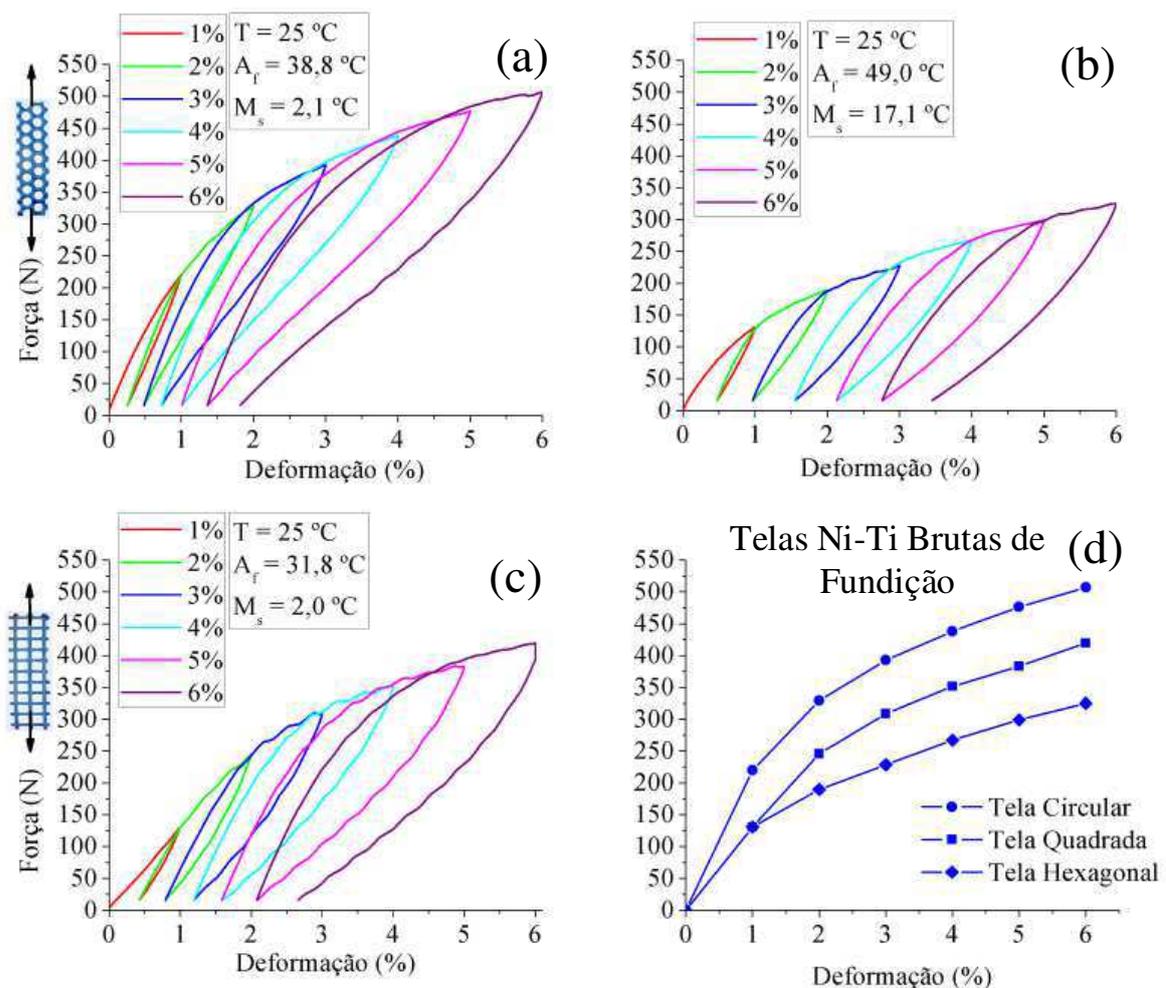
Fonte: Autoria própria.

A tela se mostrou resistente a ciclagens com etapas de 1% em deformação até um valor máximo de 6%, que ocorreu para uma força de aproximadamente 350 N, sem rompimento. Para o primeiro ciclo, com 1% de deformação, verifica-se que a recuperação elástica da tela de aço inox é da ordem de 0,5% após o descarregamento. Ressalta-se que nesse caso se está aplicando carregamento em uma estrutura (tela hexagonal) e não diretamente no material (aço inox, para o qual se poderia esperar uma recuperação elástica de apenas 0,2% em tração). A partir de 3% de deformação, observa-se que acontece apenas um pequeno aumento no nível da força necessária para atingir os ciclos subsequentes.-Ao final de

cada ciclo de deformação, que ocorrem com uma histerese mecânica bastante reduzida, percebe-se a acumulação de uma deformação plástica verdadeira, característica dos materiais convencionais quando submetidos a carregamentos mecânicos acima do limite elástico. Esse é um comportamento que pode ser considerado indesejado, tendo em vista que em aplicações podem ocorrer carregamentos inesperados e mais intensos, que poderiam levar a separação das partes fixadas pela tela.

Após os testes em uma tela fabricada com uma liga metálica convencional (aço inox), na Figura 53 são mostrados os resultados obtidos do comportamento força-deformação das telas especiais, de LMF Ni-Ti brutas de fundição.

Figura 53 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração em telas de LMF Ni-Ti brutas de fundição: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a força máxima atingida por cada geometria a diferentes níveis de deformação.



Fonte: Autoria própria.

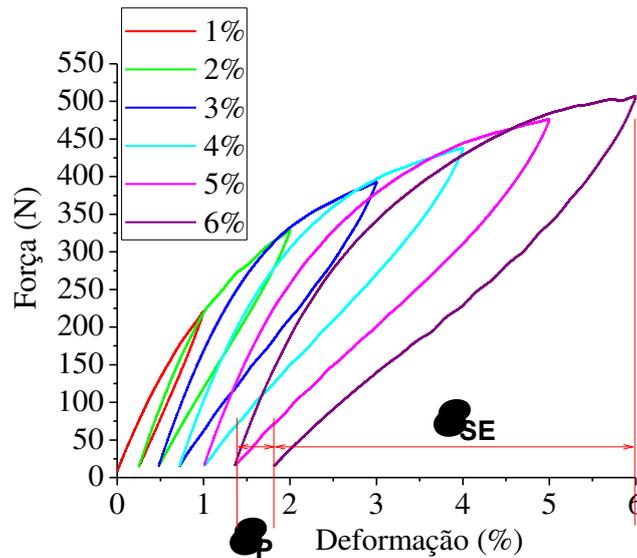
Nesses ensaios, considerando que os corpos de prova foram previamente aquecidos até uma temperatura superior a A_f , e a partir da análise das temperaturas de transformação em

cada geometria, verifica-se que todas as telas são testadas em seu estado superelástico, tendo em vista que a temperatura de início de transformação martensítica (M_s) é inferior a temperatura ambiente de teste ($T = 25^\circ\text{C}$). Os corpos de prova mostraram-se resistentes quando submetidas a deformações cíclicas de até 6%, sem rompimento. A Figura 53 (d) permite comparar os níveis de força máxima atingidas na deformação final de 6% para as três geometrias. Observa-se que a tela circular necessitou de uma força da ordem de 525 N, o maior valor verificado para atingir o nível de deformação máxima (6 %). A tela hexagonal, por sua vez, exigiu o menor nível de força para atingir a deformação máxima, de aproximadamente 325 N, enquanto que a tela quadrada exigiu uma força intermediária, da ordem de 425 N. Assim, a geometria circular apresentou uma maior resistência mecânica em comparação às outras.

A partir desses resultados, já observa-se um comportamento otimizado em comparação à tela fabricada com aço inoxidável, devido ao maior nível recuperação de deformações após carregamento e descarregamento, com níveis de superelasticidade (deformações reversíveis superiores a 1%). Ao final de cada ciclo, em todas as geometrias, percebe-se a presença de uma deformação residual e com isso intui-se que o fenômeno de superelasticidade não foi completo. Na seção 3.6.3 foi explicado que a superelasticidade pode aparecer apenas parcialmente nas LMF brutas de fundição, mesmo em estado superelástico, o que pode justificar o acúmulo dessas deformações ao cessar o carregamento. Além disso, deve-se lembrar que este é o comportamento de uma estrutura (telas de diferentes geometrias celulares) e não do material puramente.

Na Figura 54 estão definidas a deformação de recuperação superelástica (ε_{SE}) e a deformação residual (ε_p), determinadas para o ciclo de deformação a 6 %. Esses valores foram determinados para cada intervalo de deformação e estão resumidos na Tabela 10.

Figura 54 - Comportamento força – deformação para os ciclos de deformação de um corpo de prova de LMF Ni-Ti.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 10 - Deformações residuais e superelásticas determinadas ao final de cada ciclo de deformação nas telas de LMF Ni-Ti brutas de fundição.

Ciclos	Deformação	○	⬡	□
Ciclo 1 (1%)	\mathcal{E}_P	0,2% (20%)*	0,5% (50%)*	0,4% (40%)*
	\mathcal{E}_{SE}	0,8% (80%)*	0,5% (50%)*	0,6% (60%)*
Ciclo 2 (2%)	\mathcal{E}_P	0,5% (25%)*	1% (50%)*	0,8% (40%)*
	\mathcal{E}_{SE}	1,5% (75%)*	1% (50%)*	1,2% (60%)*
Ciclo 3 (3%)	\mathcal{E}_P	0,7% (23%)*	1,5% (50%)*	1,2% (40%)*
	\mathcal{E}_{SE}	2,3% (77%)*	1,5% (50%)*	1,8% (60%)*
Ciclo 4 (4%)	\mathcal{E}_P	1,0% (25%)*	2,1% (52%)*	1,6% (40%)*
	\mathcal{E}_{SE}	3,0% (75%)*	1,9% (48%)*	2,4% (60%)*
Ciclo 5 (5%)	\mathcal{E}_P	1,3% (26%)*	2,7% (54%)*	2,1% (42%)*
	\mathcal{E}_{SE}	3,7% (74%)*	2,3% (46%)*	2,9% (58%)*
Ciclo 6 (6%)	\mathcal{E}_P	1,8% (30%)*	3,4% (57%)*	2,6% (43%)*
	\mathcal{E}_{SE}	4,2% (70%)*	2,6% (43%)*	3,4% (57%)*

*Valor relativo ao deslocamento máximo de cada ciclo.

Fonte: Autoria própria.

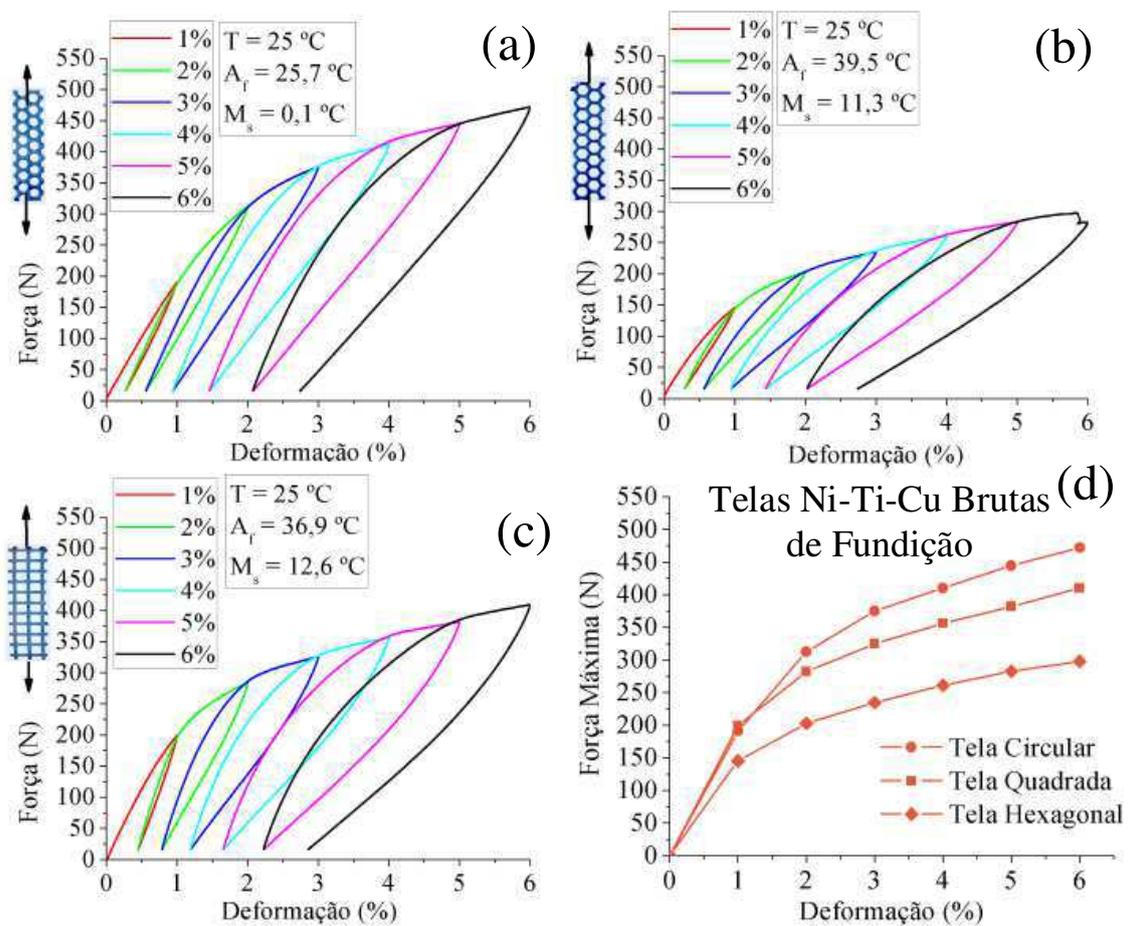
A partir da Tabela 10 observa-se que a cada ciclo a deformação residual acumulada e a deformação residual relativa crescem à medida que ocorre o aumento do carregamento imposto em todas as geometrias de tela.

A análise dos resultados do último ciclo (Ciclo 6), indica que as telas circular e quadrada possuem um maior grau de SE (de 4,2 % e 3,4 %, respectivamente) enquanto que a tela hexagonal apresentou um desempenho em SE ligeiramente inferior (2,6 % no último ciclo) quando comparada as demais geometrias, tendo ao final do ensaio acumulado um maior

valor de deformação residual. Esse maior acúmulo de deformação plástica pode estar relacionado ao fato da temperatura M_s dessa geometria estar mais próxima da temperatura em que os ensaios foram realizados, de modo que sua microestrutura pode estar composta de uma mistura de fases (austenita + martensita).

Os ensaios de força-deformação também foram realizados nas telas de LMF Ni-Ti-Cu brutas de fundição utilizando os mesmos procedimentos definidos anteriormente. Os resultados estão apresentados na Figura 55.

Figura 55 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração em telas de LMF Ni-Ti-Cu brutas de fundição: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a força máxima atingida por cada geometria a diferentes níveis de deformação.



Fonte: Autoria própria.

Assim como nas telas Ni-Ti, devido à temperatura M_s estar abaixo da temperatura ambiente de teste, verifica-se que todas as telas Ni-Ti-Cu estão em seu estado superelástico.

As telas suportaram os ciclos de deformação sem rompimento. Com a verificação da Figura 55 (d), percebe-se que a sequência de força máxima necessária para atingir a

deformação de 6% corresponde à mesma observada nas telas Ni-Ti (circular > quadrada > hexagonal). A geometria circular exige uma força em torno de 500 N, a quadrada de aproximadamente 400 N e a hexagonal próximo a 300 N. Com isso, assim como nas telas Ni-Ti, a tela de geometria circular também apresentou uma maior resistência mecânica em comparação às outras.

Ao final de cada ciclo, da mesma forma, percebe-se um acúmulo de deformação residual ao final de cada ciclo de carregamento e descarregamento, que pode ser explicado pela mesma hipótese levantada para explicar o acúmulo nas telas Ni-Ti. Os valores de deformação residual e superelástica para cada intervalo e estão resumidos na Tabela 11.

Tabela 11 - Deformações residuais e superelásticas determinadas ao final de cada ciclo nas telas de Ni-Ti-Cu brutas de fundição.

Ciclos	Deformação			
Ciclo 1 (1%)	\mathcal{E}_P	0,3% (30%)*	0,3% (30%)*	0,45% (45%)*
	\mathcal{E}_{SE}	0,7% (70%)*	0,7% (70%)*	0,55% (55%)*
Ciclo 2 (2%)	\mathcal{E}_P	0,6% (30%)*	0,5% (25%)*	0,8% (40%)*
	\mathcal{E}_{SE}	1,4% (70%)*	1,5% (75%)*	1,2% (60%)*
Ciclo 3 (3%)	\mathcal{E}_P	0,9% (30%)*	0,9% (30%)*	1,2% (40%)*
	\mathcal{E}_{SE}	2,1% (70%)*	2,1% (70%)*	1,8% (60%)*
Ciclo 4 (4%)	\mathcal{E}_P	1,5% (37%)*	1,5% (37%)*	1,6% (40%)*
	\mathcal{E}_{SE}	2,5% (63%)*	2,5% (63%)*	2,4% (60%)*
Ciclo 5 (5%)	\mathcal{E}_P	2,1% (42%)*	2,1% (42%)*	2,1% (42%)*
	\mathcal{E}_{SE}	2,9% (58%)*	2,9% (58%)*	2,9% (58%)*
Ciclo 6 (6%)	\mathcal{E}_P	2,8% (46%)*	2,8% (46%)*	2,8% (46%)*
	\mathcal{E}_{SE}	3,2% (54%)*	3,2% (54%)*	3,2% (54%)*

*Valor relativo ao deslocamento máximo de cada ciclo.

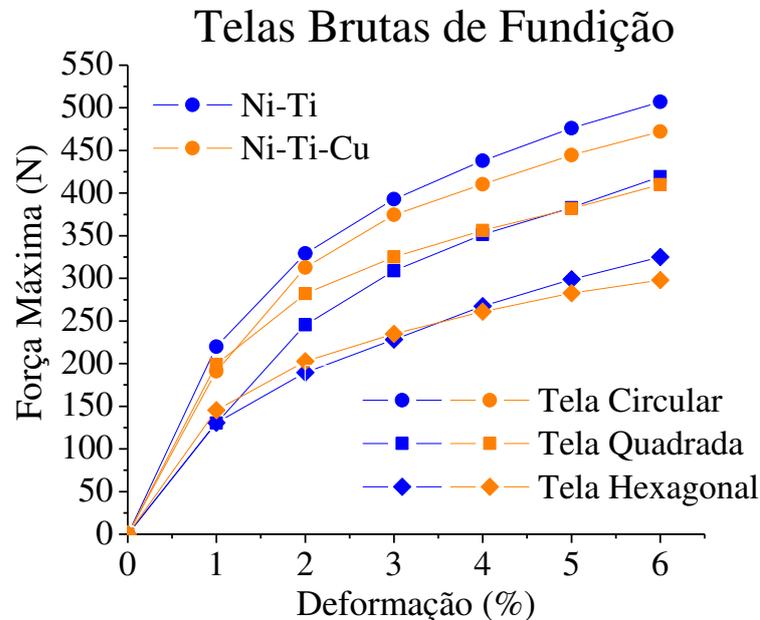
Fonte: Autoria própria.

A análise da Tabela 11 leva a conclusão que, assim como nas telas Ni-Ti, a deformação residual acumulada e a deformação residual relativa crescem à medida que ocorre o aumento do carregamento imposto em todas as geometrias. Nos primeiros ciclos de deformação, as telas de geometria circular e hexagonal apresentaram um maior nível de SE, porém no último ciclo (6%) percebe-se que os valores de \mathcal{E}_P (2,8%) e \mathcal{E}_{SE} (3,2%) se tornaram similares em todas as geometrias.

Nesse contexto, em determinados níveis de deformação, as telas Ni-Ti-Cu brutas de fundição apresentaram uma recuperação SE de até 75%. Esses resultados, mesmo que em um estágio inicial da fabricação, já demonstram o potencial da LMF Ni-Ti-Cu em comparação à liga mais tradicional de Ni-Ti para recuperar as deformações impostas no carregamento.

A Figura 56, por outro lado, permite comparar as duas telas (Ni-Ti e Ni-Ti-Cu) por meio da relação entre a força máxima e as deformações impostas.

Figura 56 - Comparação entre as telas LMF brutas de fundição com relação aos níveis de força máximo atingidos em cada ciclo.



Fonte: Autoria própria.

Com base nos resultados mostrados na Figura 56, observa-se que os níveis de força máxima para cada geometria estão bem próximos, com uma leve maior resistência mecânica das telas fabricadas a partir da LMF Ni-Ti. De Araújo et al. (2011) verificaram que a adição de cobre à liga Ni-Ti equiatômica, em substituição do níquel, além de modificar a morfologia, altera a microestrutura e reduz em cerca de 14% a dureza média da LMF. Essas alterações podem justificar a redução da força necessária para atingir o último ciclo de deformação pelas telas da LMF Ni-Ti-Cu.

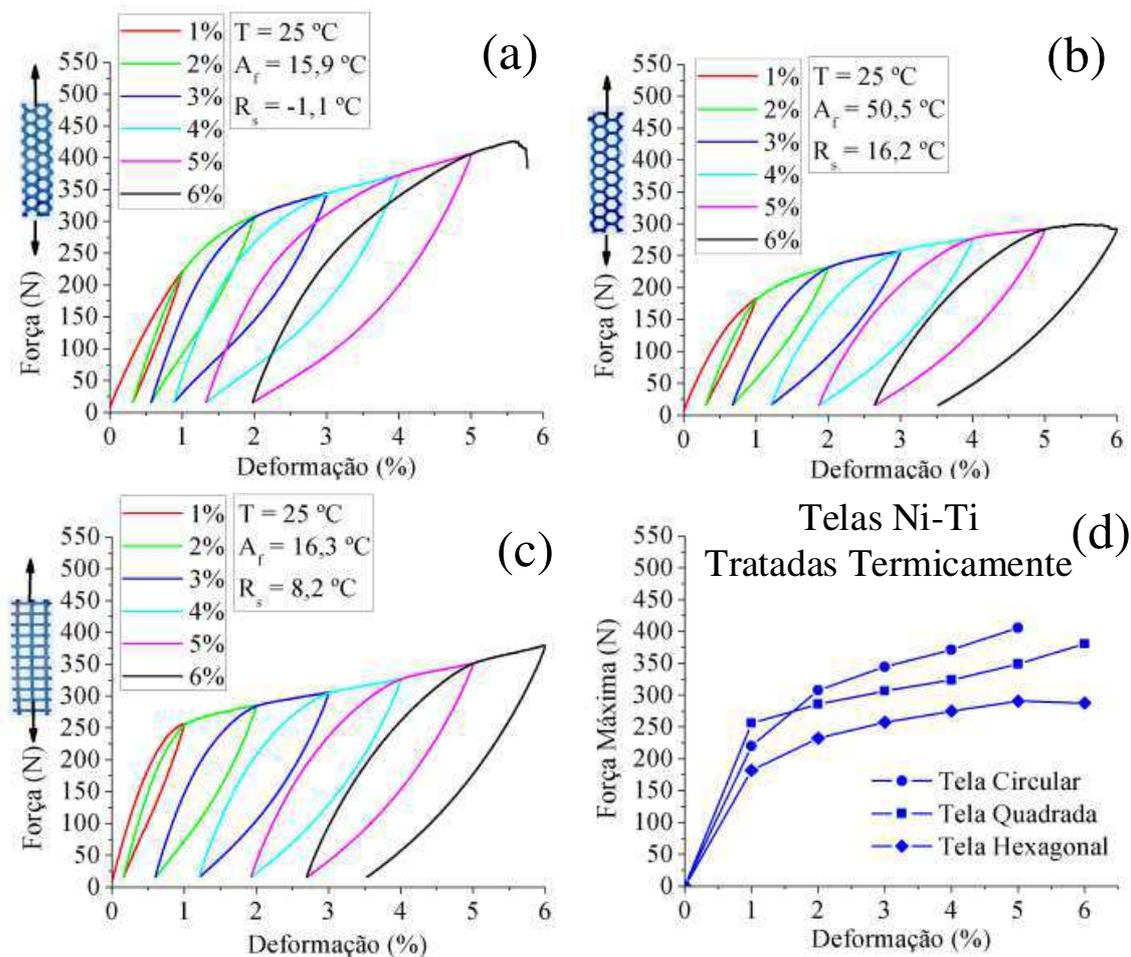
Assim sendo, é possível afirmar que a geometria das células foi o fator de maior influência nos resultados de tração, tendo em vista que a tela hexagonal, mesmo com a maior espessura, apresentou os menores valores de resistência mecânica. Em geral, a geometria circular apresentou os melhores resultados de resistência mecânica em tração no estado bruto de fundição.

5.5.2 Telas Tratadas Termicamente

De acordo com a metodologia adotada, as telas também foram testadas mecanicamente após um tratamento térmico definido anteriormente na seção 4.3.3. De acordo com os

resultados de análise térmica, as telas de Ni-Ti tratadas termicamente apresentaram a presença da fase romboédrica (R) próxima à temperatura dos ensaios (25 °C). Na Figura 57 é possível observar o comportamento força-deformação das telas LMF Ni-Ti após serem tratadas termicamente.

Figura 57 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração em telas de LMF Ni-Ti tratadas termicamente: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a força máxima atingida por cada geometria a diferentes níveis de deformação.



Fonte: Autoria própria.

A partir da análise das temperaturas de transformação das telas Ni-Ti tratadas termicamente, verifica-se que todas se encontram no estado superelástico devido ao fato da temperatura de início de transformação romboédrica (R_s) estar abaixo da temperatura ambiente, sendo que as telas de geometria hexagonal e circular apresentam valores bastante próximos a temperatura de realização dos ensaios.

As telas de geometria hexagonal e quadrada suportaram os ciclos de deformação sem rompimento. Em contrapartida, a tela de geometria circular entrou em colapso no último ciclo de deformação, em aproximadamente 5,5% do seu comprimento útil. A análise da Figura 57

(d) revela que a sequência de força máxima necessária para atingir a deformação máxima, segue o mesmo comportamento observado nas telas em seu estado bruto de fundição, sendo a geometria circular, mesmo após a falha, a que apresentou um maior valor de força máxima suportada (em torno de 400 N) nos ciclos de deformação utilizados.

Assim como no estado bruto de fundição, as telas de LMF Ni-Ti tratadas termicamente acumularam deformação residual ao final de cada ciclo de carregamento, assim como apresentaram uma recuperação SE importante. Estes valores de deformação estão resumidos na Tabela 12.

Tabela 12 - Deformações residuais e superelásticas determinadas ao final de cada ciclo nas telas de Ni-Ti tratadas termicamente.

Ciclos	Deformação			
Ciclo 1 (1%)	\mathcal{E}_P	0,3% (30%)*	0,3% (30%)*	0,2% (20%)*
	\mathcal{E}_{SE}	0,7% (70%)*	0,7% (70%)*	0,8% (80%)*
Ciclo 2 (2%)	\mathcal{E}_P	0,6% (30%)*	0,7% (35%)*	0,6% (30%)*
	\mathcal{E}_{SE}	1,4% (70%)*	1,3% (65%)*	1,4% (70%)*
Ciclo 3 (3%)	\mathcal{E}_P	0,9% (30%)*	1,2% (40%)*	1,2% (40%)*
	\mathcal{E}_{SE}	2,1% (70%)*	1,8% (60%)*	1,8% (60%)*
Ciclo 4 (4%)	\mathcal{E}_P	1,4% (35%)*	1,9% (47%)*	1,9% (47%)*
	\mathcal{E}_{SE}	2,6% (65%)*	2,1% (53%)*	2,1% (53%)*
Ciclo 5 (5%)	\mathcal{E}_P	2,0% (40%)*	2,6% (52%)*	2,7% (54%)*
	\mathcal{E}_{SE}	3,0% (60%)*	2,4% (48%)*	2,3% (46%)*
Ciclo 6 (6%)	\mathcal{E}_P	-	3,5% (58%)*	3,5% (58%)*
	\mathcal{E}_{SE}	-	2,5% (42%)*	2,5% (42%)*

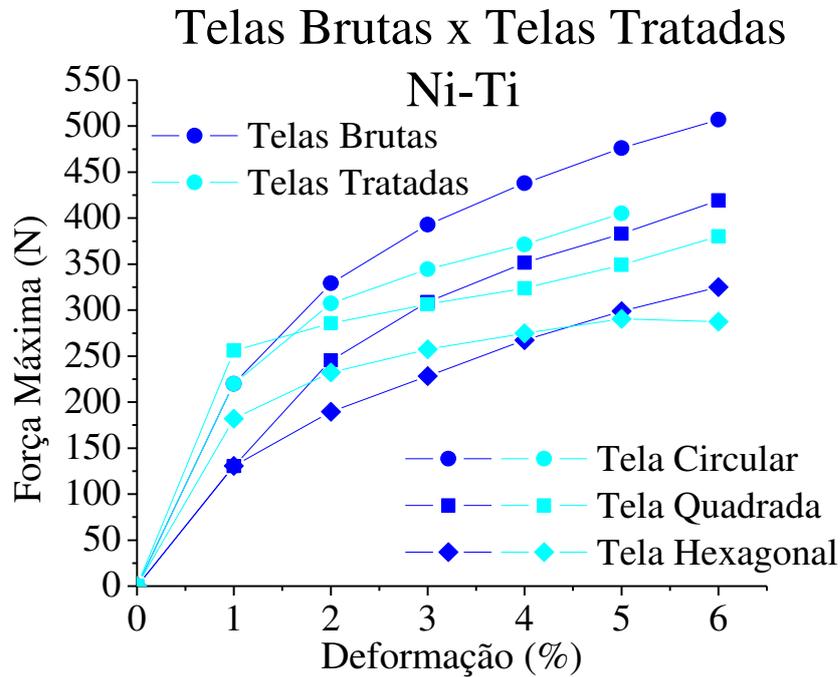
*Valor relativo ao deslocamento máximo de cada ciclo.

Fonte: Autoria própria.

Os resultados informados na Tabela 12 mostram que a deformação residual acumulada e a deformação residual relativa das telas Ni-Ti, assim como no estado bruto de fundição, aumentam à medida que ocorre o avanço dos ciclos. Nos primeiros ciclos de deformação, as três geometrias apresentaram valores de SE bastante semelhantes. Para o último ciclo da geometria circular (5%) percebe-se uma maior recuperação superelástica em comparação as outras geometrias que apresentaram valores similares em seu último ciclo (6%). A hipótese é que essa maior recuperação superelástica pode estar relacionada com o menor valor da temperatura R_s nessa geometria.

Na Figura 58 é mostrada uma comparação entre as telas Ni-Ti nos estados bruto de fundição e tratado termicamente, com o objetivo de verificar a influência do tratamento térmico nos níveis de força necessários para promover as deformações impostas.

Figura 58 - Comparação entre as telas de Ni-Ti brutas de fundição e tratadas termicamente com relação aos níveis de força máxima atingidos em cada ciclo.

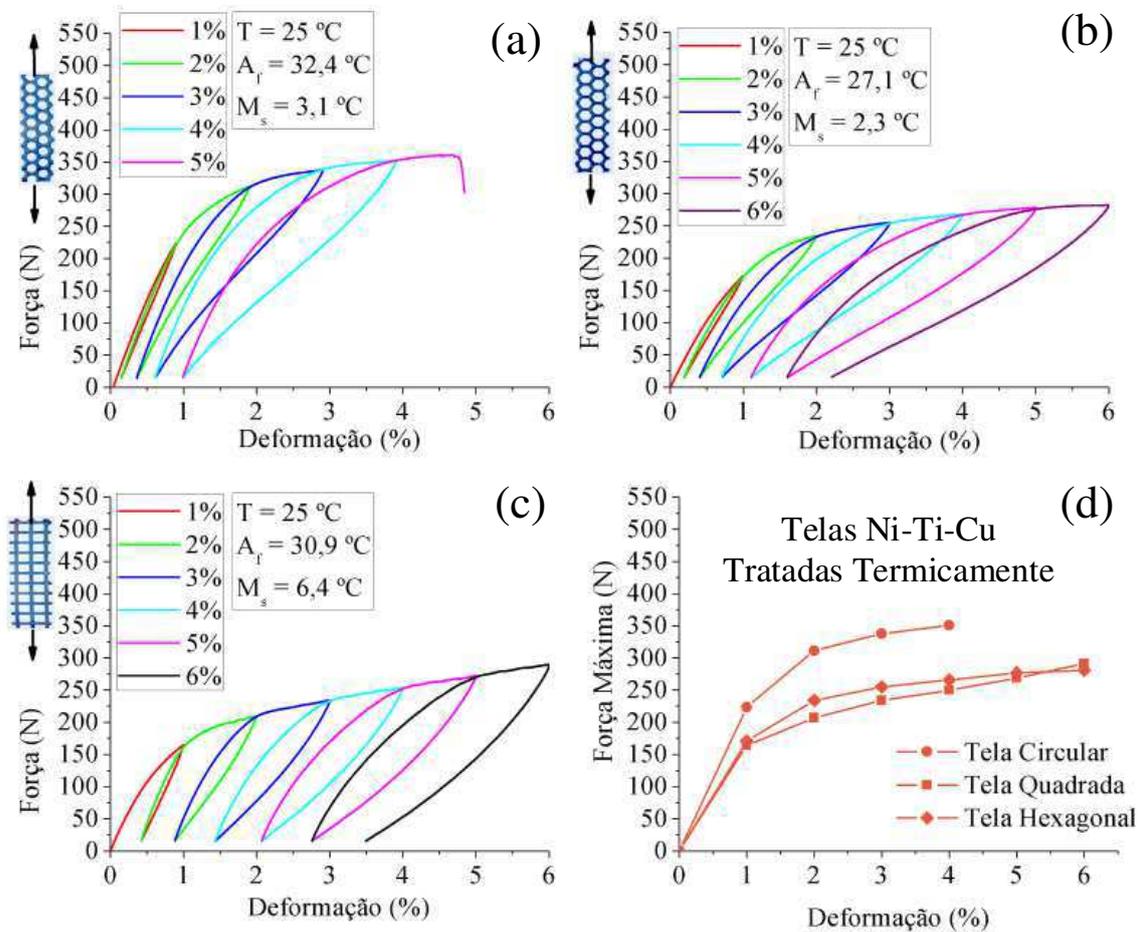


Fonte: Autoria própria.

Uma análise geral da Figura 58 revela que até o segundo ciclo (2%) as telas tratadas de geometria quadrada e hexagonal necessitaram de um maior nível de força para atingir as deformações em comparação ao estado bruto de fundição. Porém, nos ciclos seguintes, e para todas as geometrias, observa-se a pequena diferença entre os níveis de força necessários para atingir o ciclo subsequente e tendência de formação de um patamar superelástico. Dessa forma, os resultados obtidos indicam que provavelmente o processo de fundição provoca o aparecimento de um campo de tensões internas proveniente da solidificação em casca cerâmica da LMF, que é aliviado após o tratamento térmico. Elahinia (2016) relata que os tratamentos térmicos após a fundição e solidificação, servem para eliminar os inconvenientes como a segregação e tensões de solidificação. Além disso, os tratamentos térmicos são capazes de recuperar parcial ou totalmente a mobilidade atômica comprometida e permitem a manipulação de propriedades como módulo de elasticidade, temperaturas de transformação, rigidez, e capacidade de dissipação de energia (GRASSI, 2014).

Na Figura 59 verifica-se o comportamento força-deformação das telas de LMF Ni-Ti-Cu após serem tratadas termicamente.

Figura 59 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração em telas de LMF Ni-Ti-Cu tratadas termicamente: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a força máxima atingida por cada geometria a diferentes níveis de deformação.



Fonte: Autoria própria.

A avaliação das temperaturas de transformação das telas de LMF Ni-Ti-Cu tratadas termicamente revela que todas as geometrias se encontram no estado superelástico devido ao fato da temperatura de início de transformação martensítica (M_s) estar abaixo da temperatura ambiente. As telas de geometria circular e quadrada são àquelas que apresentaram os valores de M_s mais próximos de 25 °C.

Assim como no ensaio realizado nos corpos de prova de telas LMF Ni-Ti tratados termicamente, a tela de geometria circular rompeu durante o quinto ciclo de deformação, em aproximadamente 4,9% do seu comprimento útil, correspondente a uma força de aproximadamente 375 N. As telas de geometria hexagonal e quadrada suportaram todos os ciclos de deformação sem fratura. A análise da Figura 59 (d) permite constatar que, assim

como nos resultados dos ensaios de força-deformação anteriores, a geometria circular apresentou maior resistência mecânica, mesmo com uma menor deformação máxima atingida, em comparação às outras que, nesse estado, apresentaram valores de força máxima praticamente equivalentes.

As telas de LMF Ni-Ti-Cu tratadas termicamente, assim como no estado bruto de fundição, acumularam deformação residual ao final de cada ciclo de deformação, além de apresentarem uma recuperação SE, cujos valores estão resumidos na Tabela 13.

Tabela 13 - Deformações residuais e superelásticas determinadas ao final de cada ciclo nas telas de LMF Ni-Ti-Cu tratadas termicamente.

Ciclos	Deformação			
Ciclo 1 (1%)	\mathcal{E}_P	0,1% (10%)*	0,2% (20%)*	0,4% (40%)*
	\mathcal{E}_{SE}	0,9% (90%)*	0,8% (80%)*	0,6% (60%)*
Ciclo 2 (2%)	\mathcal{E}_P	0,4% (20%)*	0,4% (20%)*	0,9% (45%)*
	\mathcal{E}_{SE}	1,6% (80%)*	1,6% (70%)*	1,1% (55%)*
Ciclo 3 (3%)	\mathcal{E}_P	0,6% (20%)*	0,7% (23%)*	1,4% (46%)*
	\mathcal{E}_{SE}	2,4% (80%)*	2,3% (77%)*	1,6% (54%)*
Ciclo 4 (4%)	\mathcal{E}_P	1,0% (25%)*	1,1% (27%)*	2,1% (52%)*
	\mathcal{E}_{SE}	3,0% (75%)*	2,9% (73%)*	1,9% (48%)*
Ciclo 5 (5%)	\mathcal{E}_P	-	1,6% (32%)*	2,7% (54%)*
	\mathcal{E}_{SE}	-	3,4% (68%)*	2,3% (46%)*
Ciclo 6 (6%)	\mathcal{E}_P	-	2,2% (36%)*	3,5% (58%)*
	\mathcal{E}_{SE}	-	3,8% (64%)*	2,5% (42%)*

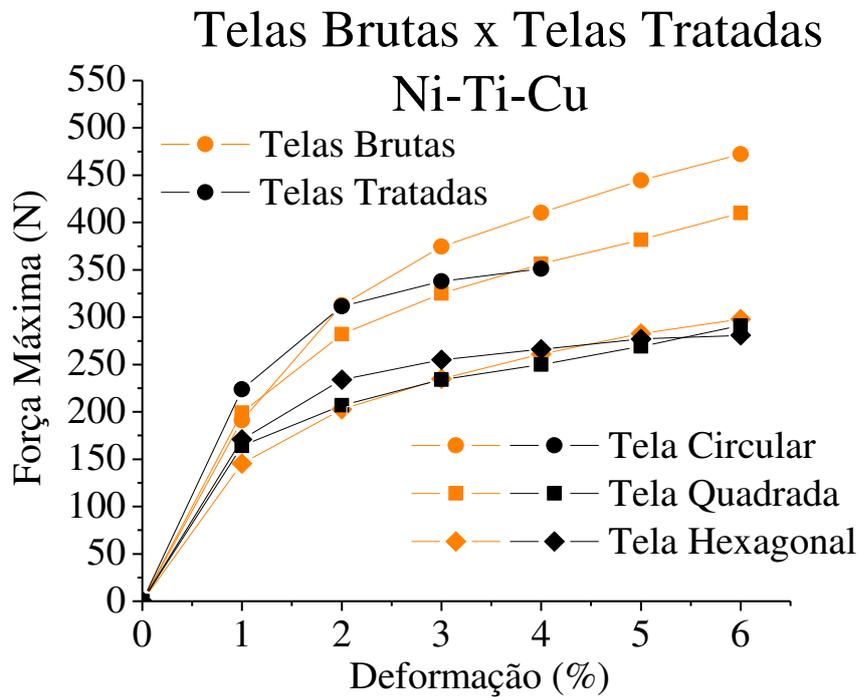
*Valor relativo ao deslocamento máximo de cada ciclo.

Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 13 verifica-se que a deformação residual acumulada e a deformação residual relativa das telas nesse estado aumentam à medida que acontece o avanço dos ciclos. Para todos os ensaios, a tela de geometria circular apresentou os maiores valores de recuperação por SE, enquanto que àquela de geometria quadrada apresentou os menores valores. Este comportamento pode também estar relacionado a temperatura de transformação M_s mais próxima da temperatura ambiente.

A Figura 60 permite realizar uma comparação entre as telas de LMF Ni-Ti-Cu no estado bruto de fundição e após o tratamento térmico, com o mesmo objetivo de verificar a influência do tratamento nos níveis de força necessários para atingir os ciclos de deformação nessa composição.

Figura 60 - Comparação entre as telas de LMF Ni-Ti-Cu brutas de fundição e tratadas termicamente com relação aos níveis de força máxima atingidos em cada ciclo.

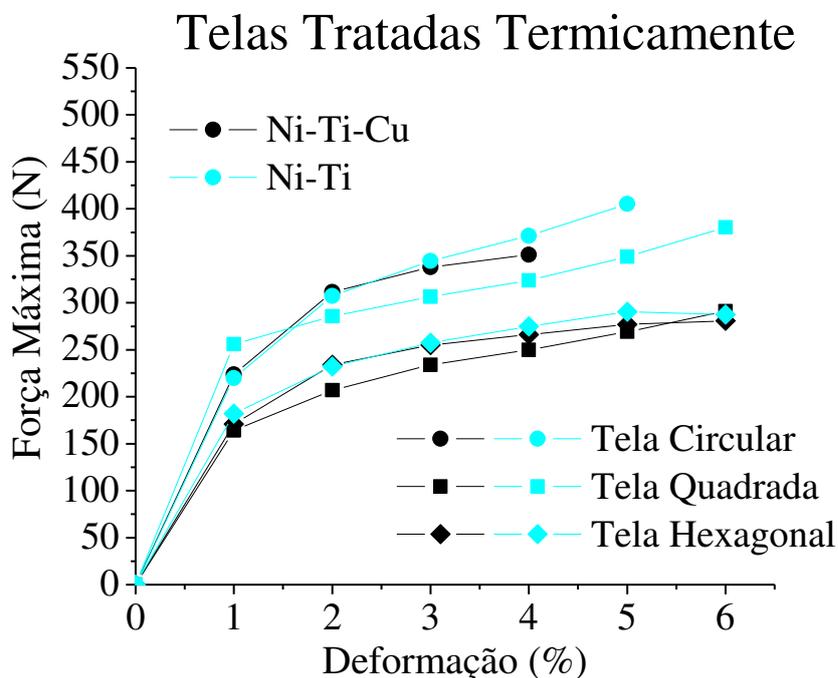


Fonte: Autoria própria.

Assim como na comparação entre as telas de LMF Ni-Ti brutas e tratadas termicamente, observa-se uma propensão de formação de um patamar de força máxima após o tratamento térmico utilizado. Conforme a hipótese de alguns pesquisadores citados anteriormente, como Elahinia (2016) e Grassi (2014), esse comportamento pode ocorrer devido a um alívio de tensões internas que altera a resposta mecânica das telas, tornando-as menos rígidas. A análise da figura leva à conclusão de que o tratamento térmico pouco influenciou a tela de geometria hexagonal.

A comparação entre as duas telas de LMF (Ni-Ti e Ni-Ti-Cu) no estado tratado termicamente pode ser verificada na Figura 61.

Figura 61 - Comparação entre as telas de LMF tratadas termicamente com relação aos níveis de força máxima atingidos em cada ciclo.



Fonte: Autoria própria.

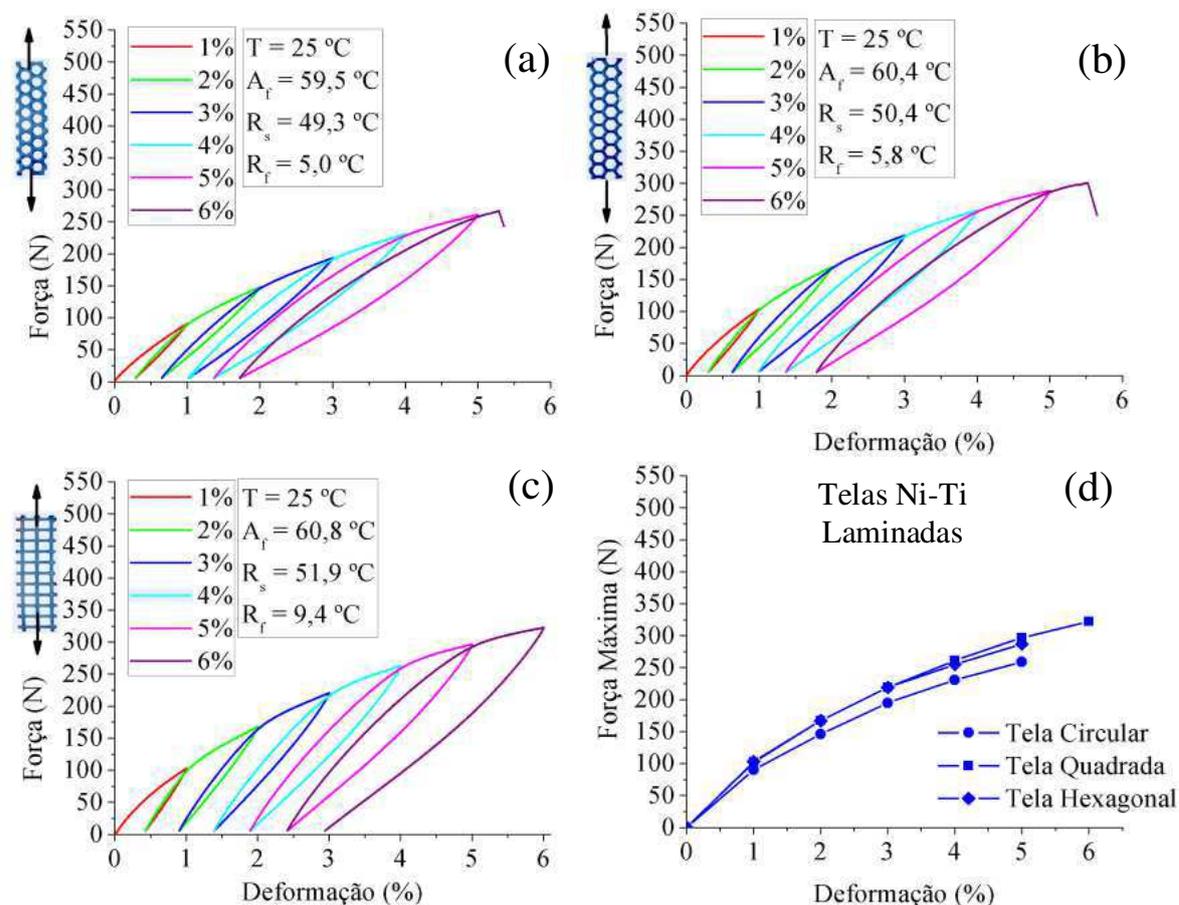
Baseado na comparação mostrada na Figura 61 constata-se que nas duas telas a geometria hexagonal apresentou valores de força bem semelhantes até o último ciclo (6%). O mesmo comportamento foi observado nas telas circulares até próximo de 4 % de deformação. Na geometria quadrada, os níveis de força máxima foram bem superiores na tela de LMF Ni-Ti, comportamento esse que já havia sido observado também nas telas brutas de fundição.

De uma maneira geral, é possível afirmar que a geometria das células foi o fator de maior influência nos resultados de tração das telas tratadas termicamente. A tela hexagonal também apresentou os menores valores de resistência mecânica, mesmo com maior espessura, e, da mesma maneira, a geometria circular apresentou os melhores resultados sob tração, comportamentos similares às telas brutas de fundição.

5.5.3 Telas Laminadas

Assim como no estado bruto de fundição e após um tratamento térmico, as telas de LMF conformadas mecanicamente (laminadas a frio) também foram analisadas com relação ao seu comportamento força-deformação em tração. Na Figura 62 são apresentados os comportamentos das mesmas nos ensaios de tração em diferentes níveis de deformação.

Figura 62 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração em telas de LMF Ni-Ti laminadas: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a força máxima atingida por cada geometria a diferentes níveis de deformação.



Fonte: Autoria própria.

Para esses ensaios, a partir da análise das temperaturas de transformação em cada geometria, verifica-se que todas as telas estão em um estado misto ($R+A$) devido a temperatura ambiente estar entre as temperatura de início e final de transformação da fase romboédrica (R_s e R_f), de forma que a transformação de fase não foi completa.

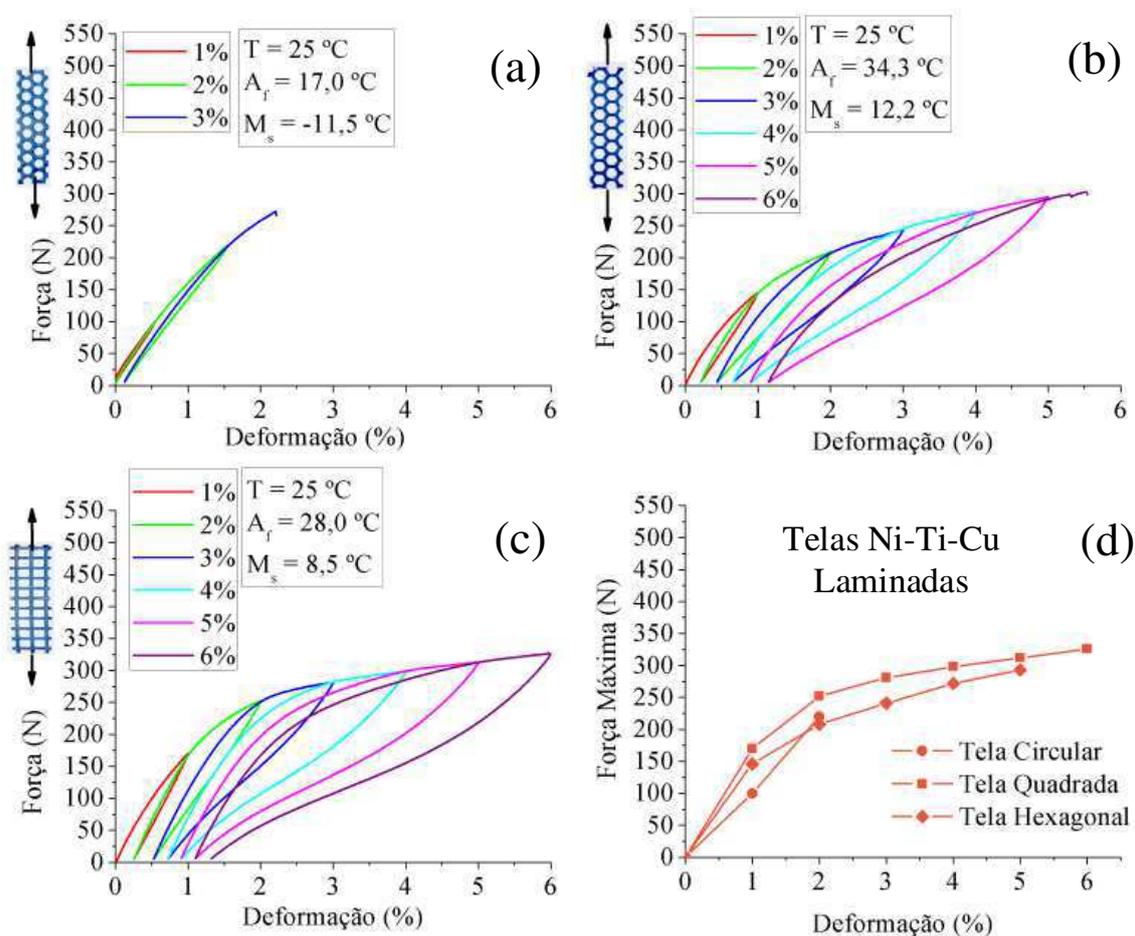
As telas mostraram-se resistentes quando submetidas a deformações de até 5%. Porém, apenas a tela de geometria quadrada suportou os 6% de deformação. A hipótese para essa falha prematura pode estar relacionada a presença de micro trincas não visíveis a olho nu, originadas durante a laminação, mesmo com todos os cuidados tomados durante esse processamento (limitação dos passes de redução a no máximo 20%).

A Figura 62 (d) permite comparar os níveis da força máxima para um mesmo nível de deformação nas três geometrias e observa-se que os resultados foram bem próximos, sendo a tela quadrada a que apresentou uma maior resistência mecânica nestas telas de LMF Ni-Ti

laminadas. Ao final de cada ciclo, em todas as geometrias, percebe-se a presença de uma deformação residual que se dá devido a microestrutura estar composta de uma mistura de fases, de modo que a recuperação da deformação obtida foi apenas parcial. Essas deformações podem ser recuperadas por meio do aquecimento da estrutura em temperaturas superiores a A_f .

Na Figura 63 estão mostrados os comportamentos força-deformação das telas Ni-Ti-Cu laminadas.

Figura 63 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração em telas de LMF Ni-Ti-Cu laminadas: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a força máxima atingida por cada geometria a diferentes níveis de deformação.



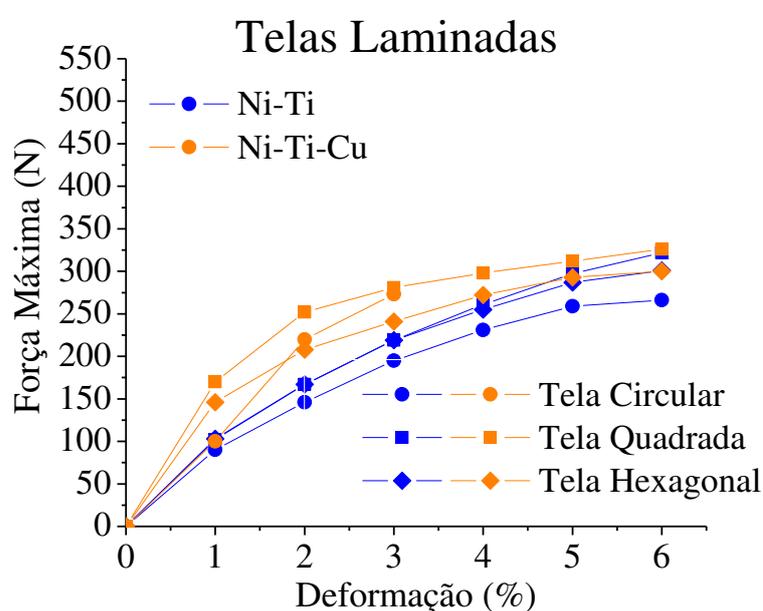
Fonte: Autoria própria.

Assim como nos outros estados, as telas Ni-Ti-Cu laminadas, devido à temperatura M_s estar abaixo da temperatura ambiente, apresentam comportamento de estado superelástico (SE). Apenas o corpo de prova de geometria quadrada suportou os 6% de deformação, enquanto que à de geometria circular suportou apenas aproximadamente 2,5%.

A Figura 63 (d), que compara os níveis da força máxima para um mesmo nível de deformação nas três geometrias, revela que os resultados foram bem próximos para todas as geometrias. De forma similar as telas Ni-Ti laminadas, a de geometria quadrada foi àquela que apresentou a maior resistência mecânica.

A partir da Figura 64 é possível realizar uma comparação entre as duas telas (Ni-Ti e Ni-Ti-Cu) laminadas, por meio da relação entre a força máxima e as deformações atingidas.

Figura 64 - Comparação entre as telas laminadas com relação aos níveis de força máximo atingidos em cada ciclo.



Fonte: Autoria própria.

Desses resultados, constata-se uma maior resistência mecânica das telas Ni-Ti-Cu em tração na temperatura ambiente. A justificativa para esse comportamento possivelmente está relacionada à sua microestrutura (austenítica), que exige maiores tensões para induzir martensita, comparativamente às tensões apenas de reorientação das microestruturas (M e R).

Assim, para as telas laminadas, pode-se afirmar que as geometrias das células tiveram uma menor influência nos resultados de resistência mecânica em tração das telas, pois os níveis de força atingidos foram bem próximos. Em ambas as telas (Ni-Ti e Ni-Ti-Cu), a geometria quadrada (que se transformou em retangular após a laminação) apresentou os maiores níveis de força máxima, sendo a mais resistente nesse estado. A hipótese é que fatores como a direção da laminação, junto à deformação das estruturas celulares das telas no

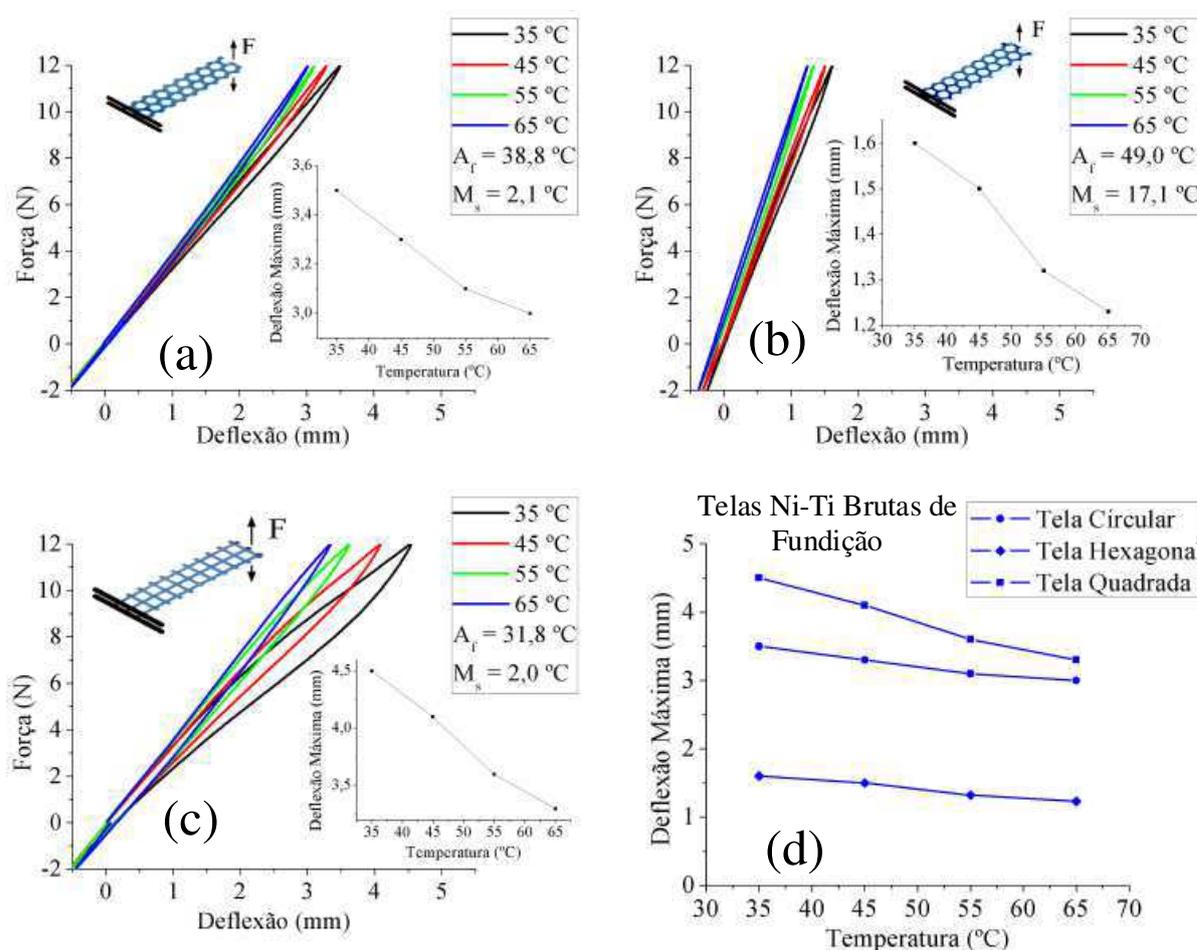
mesmo sentido do ensaio de tração, foram os fatores que mais influenciaram nos resultados obtidos.

5.6 Ensaios Termomecânicos de Flexão

5.6.1 Telas Brutas de Fundição

Na Figura 65 são mostrados os comportamentos das telas de LMF Ni-Ti brutas de fundição em flexão simples, obtidos com os métodos definidos na seção 4.3.4.

Figura 65 - Comportamento termomecânico de flexão em telas de LMF Ni-Ti brutas de fundição: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a deflexão máxima atingida por cada geometria em diferentes temperaturas.



Fonte: Autoria própria.

Nesses ensaios, a partir da análise das temperaturas de transformação em cada geometria, observa-se que todas as telas estão em seu estado superelástico. As telas mostraram-se estáveis aos carregamentos, de forma que é possível observar a formação de um laço superelástico em todas as geometrias, que representa a histerese mecânica, ou seja,

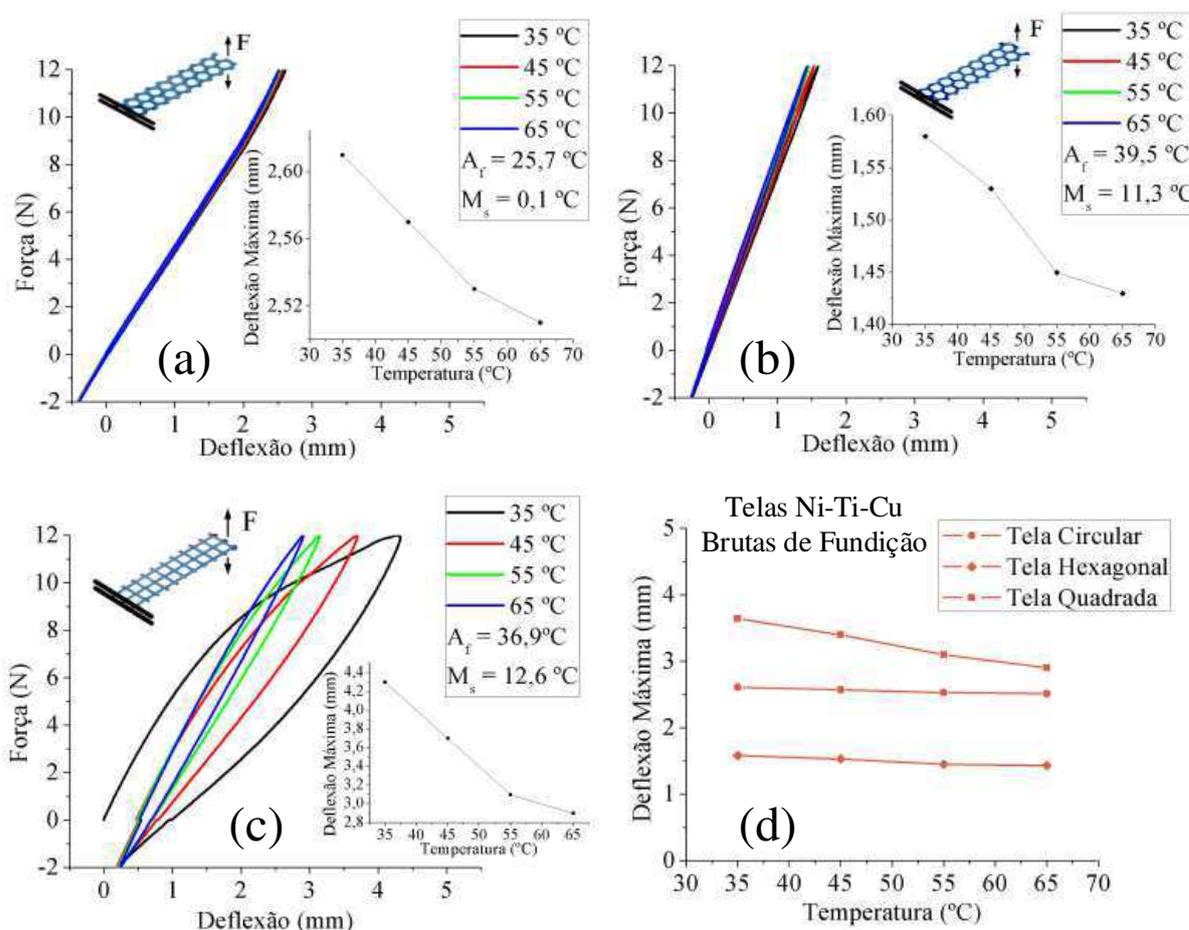
dissipação de energia. Além disso, os sub-gráficos da Figura 65 (a, b e c) revelam que o aumento da temperatura provoca a redução da deflexão máxima atingida em cada geometria de forma praticamente linear, devido a um aumento de rigidez das telas. Esse comportamento está associado a lei de Clausius-Clapeyron para LMF que estabelece que o aumento da temperatura do material está diretamente ligado ao aumento das tensões críticas de transformação de fase (OTSUKA & WAYMAN,1998).

A Figura 65 (d) permite comparar a deflexão máxima em diferentes temperaturas nas três geometrias e observa-se que a tela quadrada apresentou os maiores valores de deslocamento em função da temperatura. Ou seja, em flexão essa estrutura se mostrou como a mais flexível, além de aparentemente apresentar uma maior histerese mecânica.

Por outro lado, a tela hexagonal exibiu os menores valores de deflexão no estado bruto de fundição, e com isso, mostrou-se como a estrutura mais rígida sob flexão tendo apresentado o menor laço de histerese mecânica. Esse comportamento pode estar relacionado com a espessura dessa geometria, que é maior quando comparada às demais.

De forma similar, foi realizado o ensaio termomecânico de flexão nas telas de LMF Ni-Ti-Cu brutas de fundição. Os resultados obtidos estão apresentados na Figura 66.

Figura 66 - Comportamento termomecânico de flexão em telas de LMF Ni-Ti-Cu brutas de fundição: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a deflexão máxima atingida por cada geometria em diferentes temperaturas.



Fonte: Autoria própria.

A análise das temperaturas de transformação nas geometrias das telas Ni-Ti-Cu mostra que todas estão no estado superelástico. Assim como nas telas de LMF Ni-Ti, as telas suportaram todos os ciclos de força-deflexão sem rompimento.

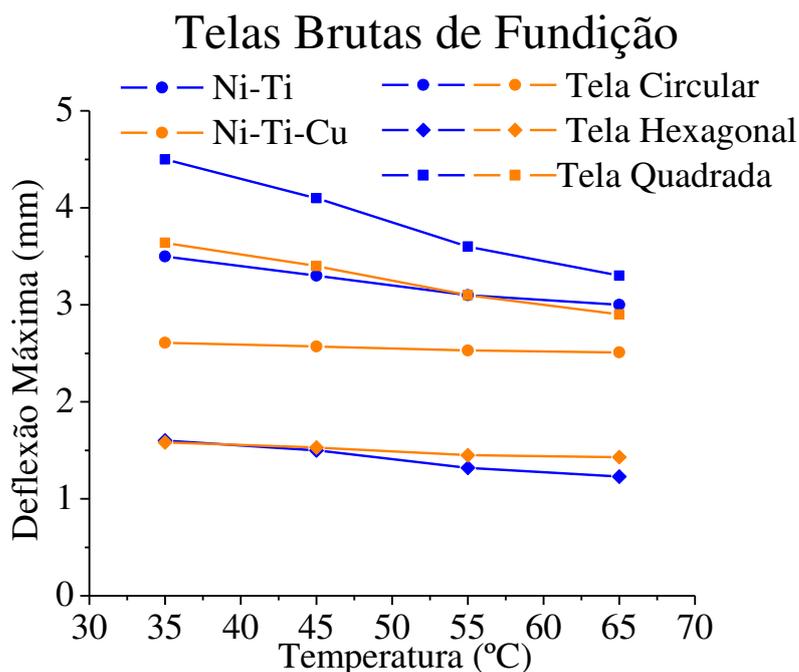
De forma similar, percebe-se a partir dos sub-gráficos das Figura 66 (a, b e c), que o aumento da temperatura provoca a redução da deflexão máxima atingida em cada geometria de forma praticamente linear, aumentando a rigidez das telas e obedecendo a lei de Clausius-Clapeyron, sendo a geometria quadrada àquela que apresentou os maiores laços de histerese.

A Figura 66 (d) permite realizar a comparação entre a deflexão máxima em diferentes temperaturas nas três geometrias e observa-se que, assim como nas telas de LMF Ni-Ti, o corpo de prova de geometria quadrada se apresentou como a estrutura mais flexível, enquanto a geometria hexagonal se mostrou, mais uma vez, a mais rígida. Dessa forma, as telas de LMF

Ni-Ti-Cu também se mostraram eficientes na recuperação de carregamentos mecânicos de flexão, mais uma vez, potencializando a aplicabilidade em regime superelástico.

Com o objetivo de avaliar a deflexão máxima e a temperatura nas duas telas fabricadas, a Figura 67 permite uma comparação no estado bruto de fundição.

Figura 67 - Comparação entre as telas brutas de fundição (Ni-Ti e Ni-Ti-Cu) com relação a deflexão máxima atingidos em cada temperatura.



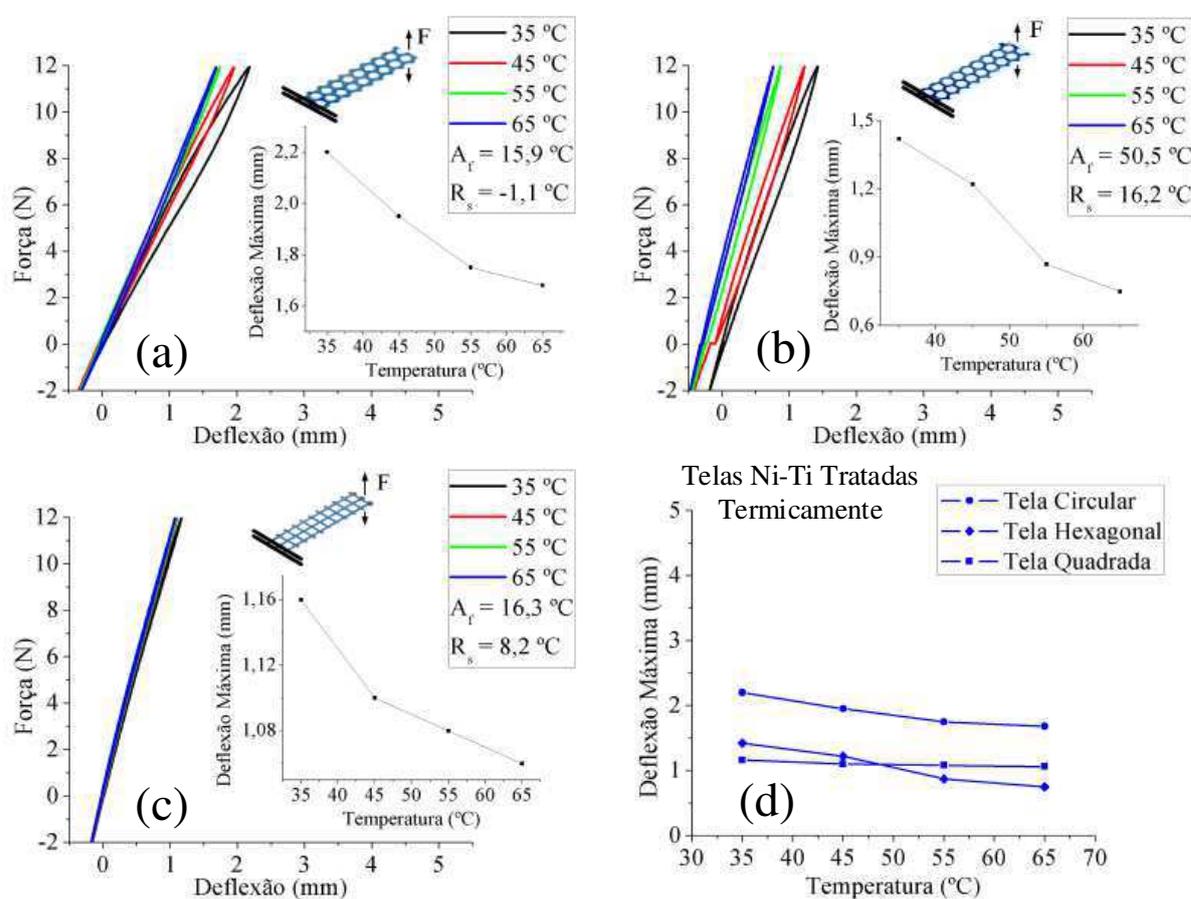
Fonte: Autoria própria.

Baseado nos resultados ilustrados na Figura 67 observa-se que os corpos de prova de telas de LMF Ni-Ti apresentaram maiores deflexões máximas nas geometrias quadrada e circular, ou seja, foram mais flexíveis que os demais. Na geometria hexagonal, os valores obtidos para as duas telas foram bem semelhantes. A maior rigidez das telas Ni-Ti-Cu pode estar relacionada com as suas temperaturas de transformação que foram menores que às da outra composição, de forma que pela lei de Clausius-Clapeyron, o aumento da temperatura do material está diretamente ligada ao aumento das tensões críticas de transformação de fase.

5.6.2 Telas Tratadas Termicamente

As telas também foram analisadas após um tratamento térmico definido anteriormente. Na Figura 68 são apresentados os comportamentos força-deflexão dos corpos de prova de telas de LMF Ni-Ti após esse tratamento. Os sub-gráficos da Figura 68 (a, b e c) permitem identificar a relação entre a deflexão máxima e a temperatura em cada corpo de prova.

Figura 68 - Comportamento termomecânico de flexão em telas de LMF Ni-Ti tratadas termicamente: (a) Geometria Circular (b) Geometria Hexagonal (c) Geometria Quadrada (d) Relação entre a deflexão máxima atingida por cada geometria em diferentes temperaturas.



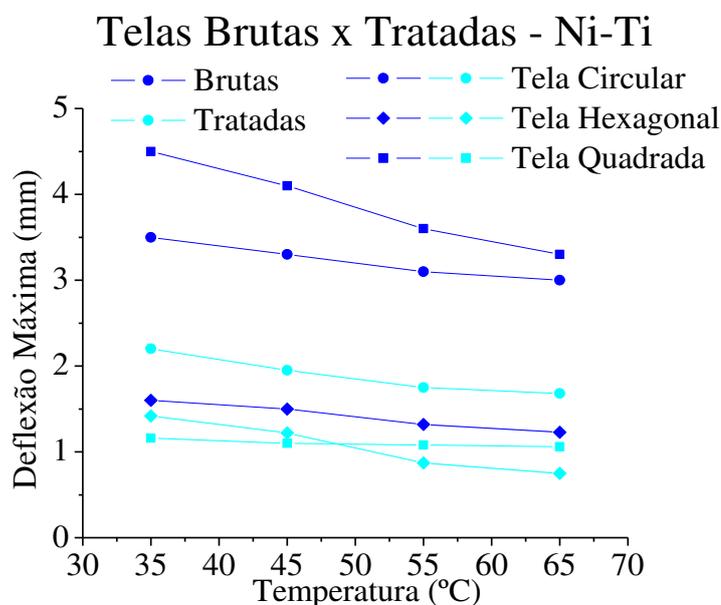
Fonte: Autoria própria.

Todas as telas Ni-Ti tratadas termicamente utilizadas no ensaio de flexão, encontram-se no estado superelástico, de modo que todos os corpos de prova suportaram o ensaio termomecânico de flexão sem rompimento. A partir dos sub-gráficos da Figura 68 (a, b e c), observa-se que, de forma similar, o aumento da temperatura provoca a redução da deflexão máxima atingida em cada geometria de forma praticamente linear, aumentando a rigidez das telas, sendo a geometria circular àquela que apresentou os maiores laços de histerese.

A análise da Figura 68 (d) mostra que a tela de geometria circular apresentou a maior deflexão em comparação às demais, conseqüentemente se mostra a mais flexível. As telas hexagonal e quadrada apresentaram valores de deflexão máxima em função da temperatura bem semelhantes, sendo que a hexagonal se mostrou mais flexível até temperaturas próximas de $50\text{ }^\circ\text{C}$, quando se torna mais rígida que a outra. A tela de geometria quadrada sofreu pouca influência da temperatura nos valores da deflexão máxima, apresentando uma pequena variação dos valores.

Assim, foi realizada a comparação entre as telas LMF Ni-Ti brutas de fundição e tratadas termicamente, que está mostrada na Figura 69, revelando a influência do tratamento térmico sobre as telas.

Figura 69 - Comparação entre as telas LMF Ni-Ti brutas de fundição e tratadas termicamente com relação a deflexão máxima atingidos em cada temperatura.



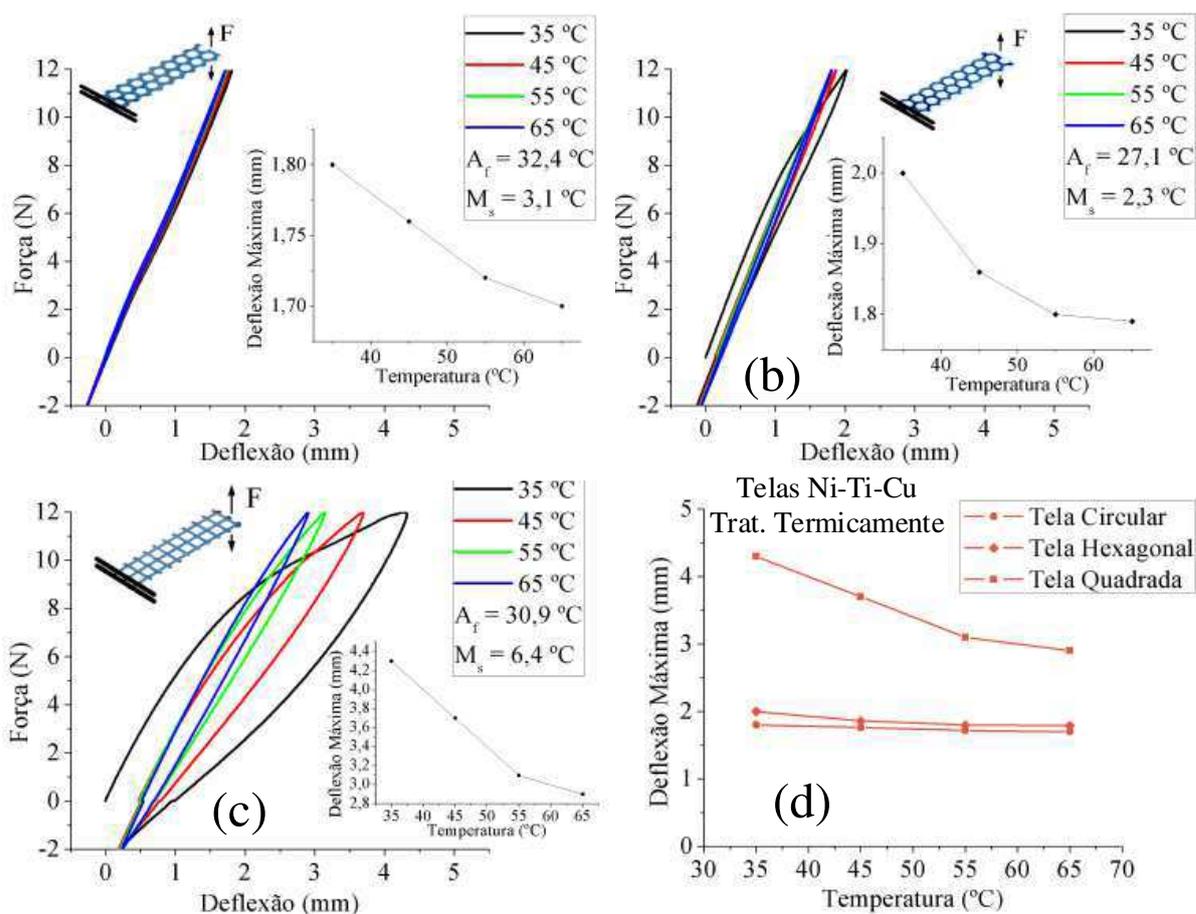
Fonte: Autoria própria.

Na Figura 69 fica clara a redução da deflexão máxima das telas tratadas termicamente, sendo a geometria quadrada àquela que apresentou maior variação com relação às demais, deixando de ser a mais flexível no estado bruto de fundição, para ser uma das mais rígidas após o tratamento térmico.

Enquanto os resultados dos ensaios de força-deformação, mostrados na seção 5.5, mostram que os níveis de força necessários para atingir diferentes níveis de deformação em tração após o tratamento térmico tendem a reduzir, no ensaio de flexão foi observado um comportamento contrário. A tela que sofreu menor influência do tratamento térmico foi a de geometria hexagonal, que apresentou pequena variação entre os resultados nos dois estados. Além dessas, a tela de geometria circular também acompanhou esse aumento da rigidez após o tratamento térmico, reduzindo sua deflexão máxima em aproximadamente 1,3 mm. Dessa forma, conforme afirmado por Grassi (2014), os tratamentos térmicos permitem a manipulação de propriedades como módulo de elasticidade, temperaturas de transformação, rigidez, e capacidade de dissipação de energia.

Assim como na LMF Ni-Ti, na Figura 70 são mostrados os comportamentos termomecânicos das telas LMF Ni-Ti-Cu após serem tratadas termicamente.

Figura 70 - Comportamento termomecânico de flexão em telas de LMF Ni-Ti-Cu tratadas termicamente: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a deflexão máxima atingida por cada geometria em diferentes temperaturas.



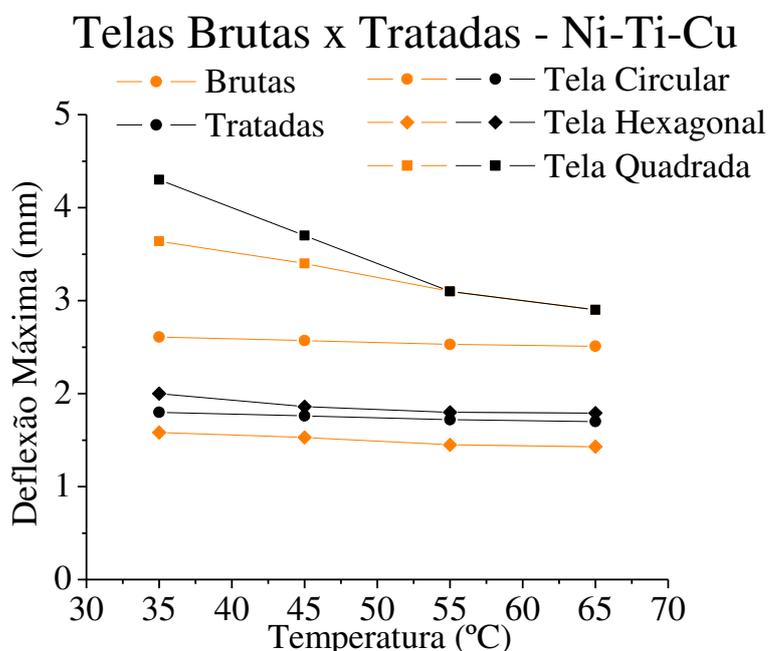
Fonte: Autoria própria.

As telas Ni-Ti-Cu tratadas termicamente que foram utilizadas para os ensaios de flexão, encontram-se no estado superelástico e todas elas suportaram os ciclos de força sem rompimento. Da mesma forma, os sub-gráficos da Figura 70 (a, b e c) permitem verificar que o aumento da temperatura provocou a redução da deflexão máxima atingida em cada geometria de forma praticamente linear, revelando um aumento da rigidez.

Na Figura 70 (d) é mostrado que a tela de geometria quadrada apresentou a maior deflexão em comparação às demais sendo, portanto, a mais flexível. As telas hexagonal e circular apresentaram valores de deflexão máxima em função da temperatura bem semelhantes em todas as temperaturas. Com o objetivo de facilitar a observação da influência

do tratamento térmico nas telas de LMF Ni-Ti-Cu, a Figura 71 permite a comparação entre os dois estados (brutas de fundição e tratadas termicamente).

Figura 71 - Comparação entre as telas LMF Ni-Ti-Cu brutas de fundição e tratadas termicamente com relação a de deflexão máxima atingidos em cada temperatura.

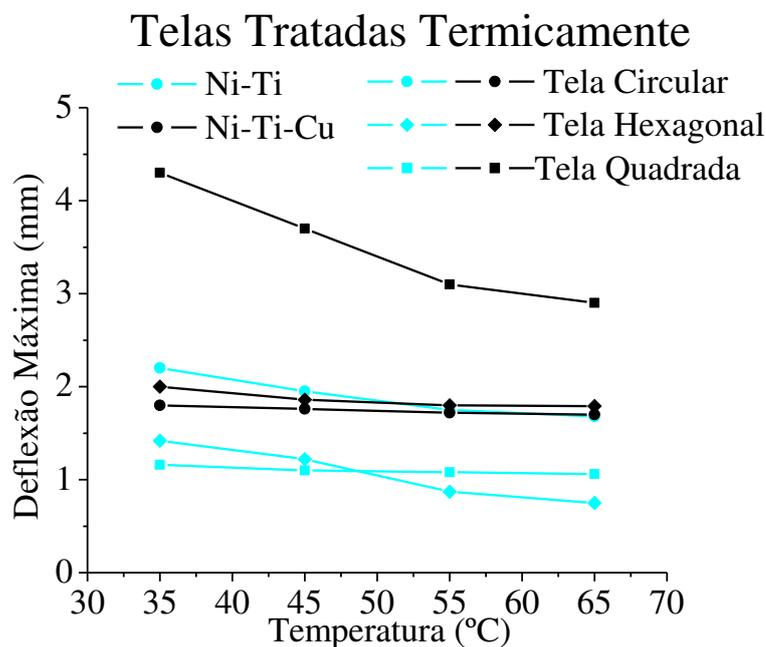


Fonte: Autoria própria.

Fica evidente que o comportamento em flexão de todas as geometrias foi influenciado pelo tratamento térmico e, de forma clara, percebe-se que a tela circular foi àquela que apresentou maior variação com relação às demais, além de apresentar um comportamento similar às de outra composição, sendo mais rígida no estado tratado termicamente. As telas quadrada e hexagonal apresentaram um comportamento diferente das de LMF Ni-Ti, de forma que o tratamento térmico deixou-as mais flexíveis, e promoveu o aumento da deflexão máxima atingida.

A comparação geral entre as duas telas (Ni-Ti e Ni-Ti-Cu) no estado tratado termicamente, para o ensaio termomecânico de flexão está mostrada na Figura 72.

Figura 72 - Comparação entre as telas tratadas termicamente (Ni-Ti e Ni-Ti-Cu) com relação a de deflexão máxima atingidos em cada temperatura.



Fonte: Autoria própria.

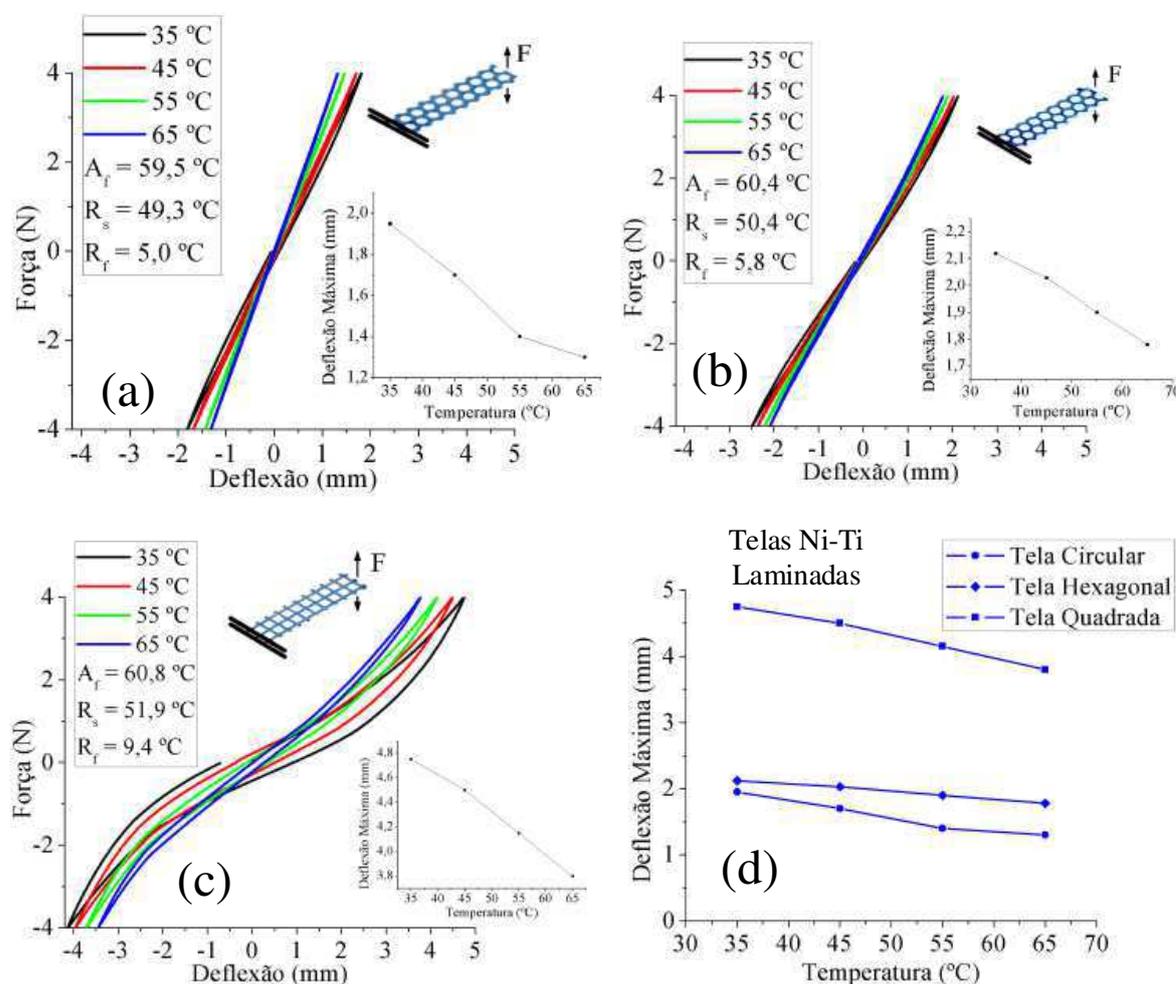
Baseado nessa comparação observa-se uma variação com relação à deflexão máxima entre as duas composições tratadas termicamente. As telas de Ni-Ti com geometria hexagonal e quadrada aparecem com os menores valores de deflexão, sendo, portanto, as mais rígidas. A geometria circular apresentou resultados bem próximos entre as duas composições, sendo inicialmente a Ni-Ti-Cu menos flexível. As telas quadradas foram as que apresentaram maior variação com relação a deflexão máxima atingida, sendo a mais flexível na LMF Ni-Ti-Cu e uma das mais rígidas na LMF Ni-Ti.

Desses resultados pode-se concluir que o tratamento térmico influenciou as geometrias e as telas LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu de forma bastante particular, afetando os valores de rigidez dos corpos de prova, que apresentam temperaturas de transformação bem próximas.

5.6.2 Telas Laminadas

Na Figura 73 estão apresentados os comportamentos força-deflexão das telas LMF Ni-Ti após a conformação mecânica (laminação). Os sub-gráficos da Figura 73 (a, b e c) permitem verificar a relação entre a deflexão máxima e a temperatura em cada corpo de prova.

Figura 73 - Comportamento termomecânico de flexão em telas de LMF Ni-Ti laminadas: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a deflexão máxima atingida por cada geometria em diferentes temperaturas.



Fonte: Autoria própria.

A análise das temperaturas de transformação em cada geometria mostra que as telas estão em seu estado superelástico apenas na temperatura de 65 °C. Nas demais temperaturas, todas se encontram em um estado de mistura de fases (A+R). As telas suportaram os ciclos de deformação sem rompimento, porém ao final de cada ciclo percebe-se um acúmulo de deformações que foi sendo reduzido à medida que a temperatura do ensaio aumentava. Além disso, percebe-se um aumento da rigidez das telas com a elevação da temperatura, que conforme discutido anteriormente, obedece a lei de Clausius-Clapeyron para LMF.

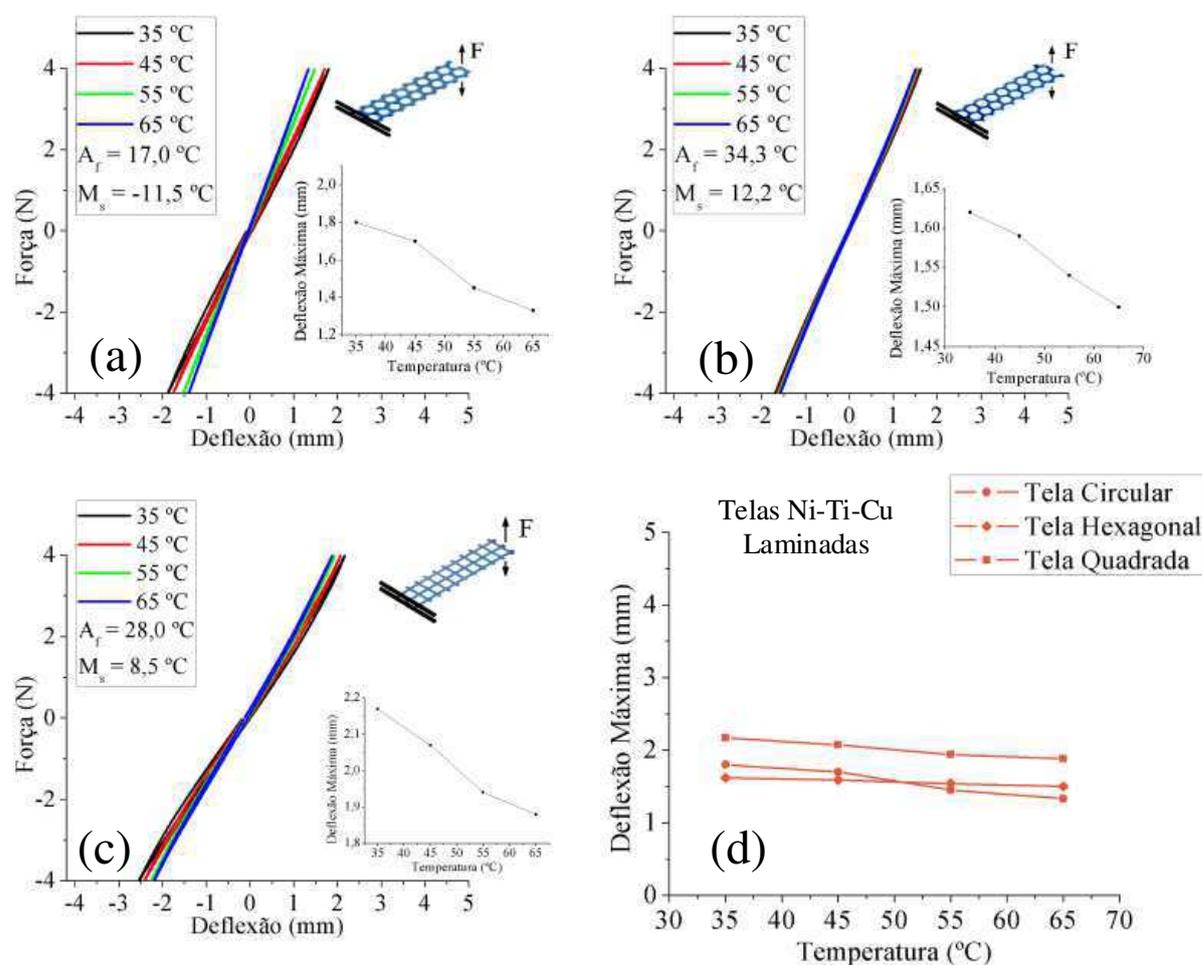
A comparação das deflexões máximas mostradas na Figura 73 (d) em diferentes temperaturas nas três geometrias revela que a tela quadrada apresentou os maiores valores de deflexão em função da temperatura, ou seja, essa estrutura se mostrou a mais flexível sob flexão, além de apresentar uma maior histerese mecânica. Por outro lado, a tela circular exibiu

os menores valores de deflexão no estado laminado, dessa forma, mostra-se como a estrutura mais rígida e conseqüentemente apresentou o menor laço de histerese mecânica.

Desses resultados, pode-se afirmar que, assim como nos ensaios de tração, a geometria foi o fator de maior influência nos resultados dos ensaios termomecânicos de flexão em telas com a mesma espessura e com temperaturas de transformação bem próximas.

Adicionalmente, a Figura 74 permite visualizar o comportamento das telas de LMF Ni-Ti-Cu sob flexão em diferentes temperaturas.

Figura 74 - Comportamento termomecânico de flexão em telas de LMF Ni-Ti-Cu laminadas: (a) Geometria Circular. (b) Geometria Hexagonal. (c) Geometria Quadrada. (d) Relação entre a deflexão máxima atingida por cada geometria em diferentes temperaturas.



Fonte: Autoria própria.

As temperaturas de transformação das telas revelam que todas estão no estado superelástico durante os ensaios. As telas suportaram os ciclos de deformação sem rompimento, com uma pequena histerese em todas as geometrias e conforme previsto,

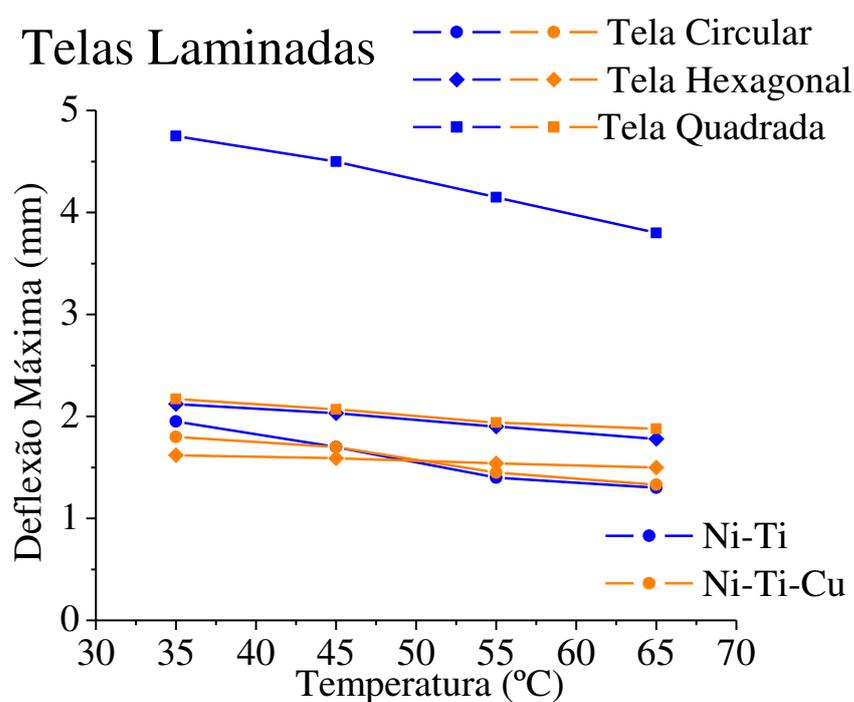
aumentaram sua rigidez com a elevação da temperatura, obedecendo a lei de Clausius-Clapeyron para LMF.

A deflexões máximas observadas na Figura 74 (d) revelam que, assim como nas telas laminadas de Ni-Ti, a tela quadrada apresentou os maiores valores de deflexão em função da temperatura, se mostrando como a estrutura mais flexível sob flexão. Por outro lado, as telas de geometria circular e hexagonal exibiram os menores valores de deflexão no estado laminado, de maneira que à circular apresentou uma maior variação na sua rigidez em função da temperatura tornando-se a mais rígida a partir de aproximadamente 50 °C. Por outro lado, a tela de geometria hexagonal apresentou uma pequena variação nos valores de deflexão máximos atingidos.

Desses resultados, pode-se afirmar que a geometria e as temperaturas de transformação foram os fatores que mais influenciaram nos resultados dos ensaios termomecânicos de flexão em telas de LMF Ni-Ti-Cu com a mesma espessura.

Para avaliar a deflexão máxima em função das temperaturas nas duas composições utilizadas, a Figura 75 permite uma comparação das telas laminadas.

Figura 75 - Comparação entre as telas laminadas (Ni-Ti e Ni-Ti-Cu) com relação a deflexão máxima atingida em cada temperatura.



Fonte: Autoria própria.

Da comparação na Figura 75 observa-se uma variação das deflexões máximas entre as duas telas laminadas (Ni-Ti e Ni-Ti-Cu). As telas de geometria quadrada apresentaram os maiores valores de deflexão nas duas composições, sendo a de LMF Ni-Ti a mais flexível em geral, enquanto que a de Ni-Ti-Cu mostrou resultados bem próximos às demais devido estar completamente no estado austenítico. A geometria circular, a partir de aproximadamente 50° C, se mostrou a estrutura mais rígida e apresentou resultados bem próximos entre duas composições. A tela hexagonal de LMF Ni-Ti-Cu mostrou uma maior rigidez quando comparado à de LMF Ni-Ti, comportamento similar às de geometria quadrada.

Desses resultados pode-se concluir que a redução da espessura dos corpos de prova de telas promovidos pela laminação influenciou a flexibilidade das telas em flexão. Além disso, percebe-se que o tipo de fase presente na temperatura dos ensaios aliado ao tipo de estrutura celular (geometria) foram os fatores que mais influenciaram nos resultados dos ensaios termomecânicos de flexão em telas de LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu com a mesma espessura.

6. CONCLUSÕES

Nesse trabalho de pesquisa foi apresentado um primeiro estudo sobre o comportamento termomecânico de telas de LMF obtidas por fundição de precisão a partir das LMF Ni-Ti e Ni-Ti Cu, com o objetivo de avaliar a influência de três geometrias celulares distintas (circular, hexagonal e quadrada).

A partir do desenvolvimento da nova técnica de fabricação de componentes miniaturizados de LMF, foi possível realizar a fabricação das telas usando o processo de fundição de precisão por cera perdida com bastante sucesso. As telas obtidas atingiram as geometrias de célula requeridas e apresentaram reduções dimensionais (contrações) superiores a 5% com relação aos modelos em cera.

De acordo com os parâmetros definidos com base na revisão bibliográfica, o processo de conformação mecânica (laminação) a frio se mostrou eficiente e promoveu a redução da espessura dos corpos de prova de tela, para conferir-lhes maior flexibilidade. Em cada redução, de até 20% da espessura inicial, foram realizados diversos passes de laminação além de tratamentos térmicos intermediários para obtenção de uma espessura final da ordem de 0,5 mm.

Com relação a análise térmica, as telas das duas composições (Ni-Ti e Ni-Ti-Cu) apresentaram transformação de fase já no estado bruto de fundição, com temperaturas situadas entre -30 °C e +50 °C. O tratamento térmico nas telas de LMF Ni-Ti promoveu uma redução das temperaturas de transformação, que pode estar relacionada ao alívio das tensões internas provenientes da solidificação no molde sólido. Esse tratamento térmico também promoveu o aparecimento da fase intermediária (R) durante o resfriamento. As telas de LMF Ni-Ti laminadas apresentaram transformação de fase, e também revelou o aparecimento da fase R a partir da austenita, que pôde ser visto já a partir dos resultados de DSC, tendo o pico de transformação martensítica (M_s e M_f) se deslocado para a esquerda, enquanto o da transformação romboédrica (R_s e R_f) foi movida para a direita com relação às telas tratadas termicamente. As temperaturas de transformação das telas de LMF Ni-Ti-Cu foram pouco influenciadas pelo tratamento térmico e pela laminação, permanecendo situadas entre -35 °C e + 40 °C.

Os comportamentos mecânicos avaliados nos ensaios de tração revelaram que as telas suportaram deformações de até 6% sem rompimento. No estado bruto de fundição e tratado

termicamente, foi possível concluir que a geometria das células foi o fator de maior influência nos resultados, de forma que as telas de geometria circular exigiram os mais elevados valores de força máxima, correspondente a uma maior resistência mecânica. Apesar de não ter sido realizado um estudo metalúrgico, as telas tratadas termicamente apresentaram menores valores de força máxima atingida para os mesmos níveis de deformação e esse comportamento deve estar ligado ao fenômeno de alívio de tensões provenientes do tratamento térmico.

Os resultados dos ensaios de tração nas telas laminadas revelaram pequena variação com relação aos valores de força máxima atingidas em todas as geometrias. Nesse estado, as telas de geometria quadrada apresentaram maior resistência mecânica. A hipótese é que fatores como a direção da laminação, junto à distorção das estruturas celulares das telas no mesmo sentido do ensaio de tração, foram os fatores de maior influência nos resultados obtidos.

Com relação aos ensaios termomecânicos de flexão, pode-se concluir que todas as telas de LMF apresentaram aumento da rigidez com a elevação da temperatura dos testes. Ficou evidente a tendência de formação de um laço de histerese mecânica nos corpos de prova de tela. Para as telas brutas de fundição, a geometria mais flexível foi a quadrada, que para um mesmo nível de carregamento mecânico, apresentou os maiores valores de deflexão máxima nas duas composições. Em contrapartida, a geometria hexagonal se mostrou a mais rígida. Esses resultados podem estar relacionados, além da geometria das células, com os valores das espessura das telas. Nas telas tratadas termicamente, o tratamento térmico influenciou as geometrias e as composições de maneira bastante peculiar, de forma que, no geral, as telas de LMF Ni-Ti se mostraram mais rígidas.

A partir dos resultados dos ensaios termomecânicos de flexão nas telas laminadas pode-se concluir que a laminação alterou o comportamento das telas nesse tipo de carregamento de forma que todas as geometrias apresentaram resultados bem próximos, sendo àquelas de geometria quadrada as mais flexíveis.

Nesse sentido, fatores como geometria da célula, tipo de LMF, tratamento térmico, conformação mecânica, entre outros, podem influenciar de forma particular o comportamento de telas de LMF do sistema Ni-Ti. Assim, se faz necessária uma análise mais aprofundada das características requeridas, para determinar quais as melhores configurações que se adequam a cada tipo de aplicação.

Finalmente, os resultados obtidos nesse trabalho levam esses componentes ao encontro da inovação e ao avanço tecnológico, devido a diversas possibilidades de aplicações, principalmente na área da biomedicina.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar uma análise numérica por simulação computacional, usando o método dos elementos finitos, para determinar a distribuição de tensão em cada geometria de célula específica;
- Avaliar a possibilidade de obtenção de telas de LMF a partir de outros insumos de fabricação para os modelos que originam os moldes, como o polímero ABS, por exemplo, além de analisar a influência no comportamento termomecânico em outras composições de LMF;
- Realizar um estudo detalhado das estruturas celulares, a fim de identificar as principais causas de falha dessas estruturas;
- Realizar um estudo metalúrgico nas telas LMF obtidas por fundição de precisão;
- Analisar o comportamento termomecânico de telas LMF obtidas por laminação a quente, com o objetivo de determinar qual desses processos apresenta as melhores propriedades mecânicas;
- Realizar ensaios termomecânicos de flexão em diferentes níveis de força, e determinar o potencial de dissipação de energia dessas estruturas sob flexão, além de avaliar o comportamento em fadiga dessas estruturas.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANUSAVICE, Kenneth J.; SHEN, Chiayi; RAWLS, H. Ralph. **Phillips Materiais Dentários**. 12. ed. [s.l.]: Elsevier Editora Ltda, 2013.

ARNABOLDI, Sergio et al. Microcutting of NiTiCu alloy with pulsed fiber laser. **ASME 2010, 10th Biennial Conference on Engineering Systems Design and Analysis, Volume 1**, [s.l.], 2010. ASME International.

ASTM. 2005a. ASTM F2004-05. Standart test method for transformation temperature of Nickel-Titanium alloys by thermal analysis.

BHAT, G. K.. New developments in plasma arc melting. **Journal of Vacuum Science & Technology**, [s.l.], v. 9, n. 6, p.1344-1350, nov. 1972. American Vacuum Society.

BOURGUIGNON FILHO, Aguimar de Matos et al. Fraturas orbitárias blowout: Tratamento com telas de titânio. **Revista de Cirurgia e Traumatologia Buco Maxilo Facial**, Camaragibe, v. 5, n. 3, p.35-42, set. 2005.

BUEHLER, William J.; WANG, Frederick E.. A summary of recent research on the Nitinol alloys and their potential application in ocean engineering. **Ocean Engineering**, [s.l.], v. 1, n. 1, p.105-120, jul. 1968. Elsevier BV.

CALLISTER JR, William D.. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma introdução**. 7. ed. Nova York: John Wiley & Sons, 2008.

CETLIN, Paulo Roberto; HELMAN, Horacio. **Fundamentos da Conformação: Mecânica dos Materiais**. 2. ed. [s.l.]: Artliber, 2005. 264 p.

CHIAVERINI, Vicente. **Tecnologia Mecânica Vol. II – Processos de Fabricação e Tratamento**. 2. ed. São Paulo: Makron Books, 1986. 165 p.

DE ARAÚJO, C.J. et al. Fabrication of shape memory alloys using the plasma skull push–pull process. **Journal of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 209, n. 7, p.3657-3664, abr. 2009. Elsevier BV.

DE ARAÚJO, C.J. et al. A comparative study of Ni–Ti and Ni–Ti–Cu shape memory alloy processed by plasma melting and injection molding. **Materials & Design**, [s.l.], v. 32, n. 10, p.4925-4930, dez. 2011. Elsevier BV.

DICKENS, Aaron J. et al. Titanium mesh as a low-profile alternative for tension-band augmentation in patella fracture fixation: A biomechanical study. **Injury**, [s.l.], v. 46, n. 6, p.1001-1006, jun. 2015. Elsevier BV.

ELAHINIA, Mohammad H. et al. Manufacturing and processing of NiTi implants: A review. **Progress In Materials Science**, [s.l.], v. 57, n. 5, p.911-946, jun. 2012. Elsevier BV.

ELAHINIA, Mohammad H. **Shape memory alloy actuators: Design, fabrication, and experimental evaluation**. Toledo, Oh, Usa: Wiley, 2016.

ELSHAHAWY, W.. Marginal accuracy in casting titanium fixed partial dentures. **Tanta Dental Journal**, [s.l.], v. 12, n. 2, p.119-123, jun. 2015.

ES-SOUNI, Mohammed; ES-SOUNI, Martha; FISCHER-BRANDIES, Helge. Assessing the biocompatibility of NiTi shape memory alloys used for medical applications. **Analytical and Bioanalytical Chemistry**, [s.l.], v. 381, n. 3, p.557-567, 20 jan. 2005. Springer Science + Business Media.

FERNANDES, F.M.B., **Ligas com memória de forma**. Departamento de Ciência dos Materiais / CENIMAT. Faculdade de Ciências e Tecnologia, 2006.

GEBELIN, J. C. et al. Simulation of die filling for the wax injection process: Part I. Models for material behavior. **Metallurgical And Material Transactions B**, [s.l.], v. 35, n. 4, p.755-759, ago. 2004. Springer Science + Business Media.

GHOSH, Pritha; RAO, Ashwin; SRINIVASA, Arun R.. Design of multi-state and smart-bias components using shape memory alloy and shape memory polymer composites. **Materials & Design**, [s.l.], v. 44, p.164-171, fev. 2013.

GRAESSER, E. J.; COZZARELLI, F. A.. Shape memory alloys as new materials for aseismic isolation. **Journal of Engineering Mechanics**, [s.l.], v. 117, n. 11, p.2590-2608, nov. 1991. American Society of Civil Engineers (ASCE).

GRASSI, E. N. D., 2014. **Comportamento termomecânico de minimolas superelásticas de NiTi: Influência de tratamentos térmicos**. 2014, 115f. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2014.

HE, Q et al. Characterization of sputtering deposited NiTi shape memory thin films using a temperature controllable atomic force microscope. **Smart Materials and Structures**, [s.l.], v. 13, n. 5, p.977-982, 2 jul. 2004. IOP Publishing.

JANI, Jaronie Mohd et al. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities. **Materials & Design**, [s.l.], v. 56, p.1078-1113, abr. 2014.

JAVAREZ JUNIOR, Laercio. **Estudo do processo de replicação por laminação em Polimetilmetacrilato (PMMA) aquecido**. 2009. 109 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2009.

JENA, Somnath Prasad et al. "Bone-mesh": Combined fractured bone and titanium mesh for primary reconstruction of compound skull fractures. **The Indian Journal of Neurotrauma**, [s.l.], v. 11, n. 2, p.103-108, dez. 2014. Elsevier BV.

JONES, S et al. Advances in shell moulding for investment casting. **Journal of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 135, n. 2-3, p.258-265, abr. 2003. Elsevier BV.

KAUFFMAN, George B.; MAYO, Isaac. The history of Nitinol: The serendipitous discovery of the memory metal and its applications. **The Chemical Educator**, [s.l.], v. 2, n. 2, p.1-21, jun. 1997. Springer Science + Business Media.

KONTIO, Risto. Treatment of orbital fractures: the case for reconstruction with autogenous bone. **Journal of Oral and Maxillofacial Surgery**, [s.l.], v. 62, n. 7, p.863-868, jul. 2004. Elsevier BV.

LAGOUDAS, D. **Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications**, Editora: Springer Science+Business Media, LLC, 2008.

LEAL, Monica Barbosa et al. Influence of investment type and sprue number on the casting accuracy of titanium crown margins. **The Journal of Prosthetic Dentistry**, [s.l.], v. 95, n. 1, p.42-49, jan. 2006. Elsevier BV.

LEE, Kevin et al. Adhesion tension force between mould and pattern wax in investment castings. **Journal of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 225, p.369-374, nov. 2015. Elsevier BV.

LI, Y. et al. Evolution of microstructure and property of NiTi alloy induced by cold rolling. **Journal of Alloys and Compounds**, [s.l.], v. 653, p.156-161, dez. 2015. Elsevier BV.

LOWERY, Nicholas J.; WUKICH, Dane K.. Adolescent hallux valgus: evaluation and treatment. **Operative Techniques in Orthopaedics**, [s.l.], v. 19, n. 1, p.52-57, jan. 2009. Elsevier BV.

MACHADO, L.G.; SAVI, M.A.. Medical applications of shape memory alloys. **Brazilian Journal of Medical and Biological Research**, [s.l.], v. 36, n. 6, p.683-691, 2003. FapUNIFESP (SciELO).

MAHTABI, M.J.; SHAMSAEI, N.; MITCHELL, M.R.. Fatigue of Nitinol: The state-of-the-art and ongoing challenges. **Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials**, [s.l.], v. 50, p.228-254, out. 2015. Elsevier BV.

MANTOVANI, Diego. Shape memory alloys: Properties and biomedical applications. **JOM**, [s.l.], v. 52, n. 10, p.36-44, out. 2000. Springer Science + Business Media.

MAZZONETTO, R. et al. **Reconstrução alveolar com enxerto ósseo autógeno e malha de titânio: Análise de 16 casos**, São Paulo, In: Implant News. V7N1 2010. p. 73-80, 2010.

MORIN, Michel; GUÉNIN, Gérard; DE ARAÚJO, Carlos José. Estimation of internal stresses in shape memory wires during thermal cycling under constant load: A Macromechanical approach. **Journal of Intelligent Material Systems and Structures**, [s.l.], v. 11, n. 7, p.516-524, 1 jul. 2000.

MORORÓ, Antonio B. G. et al. Tratamento cirúrgico de fratura orbitária blow-out pura com tela de titânio: relato de caso clínico. **Revista Odontológica do Brasil Central**, Fortaleza, v. 22, n. 63, p.120-123, jun. 2013.

OLIVEIRA, Henrique Martinni Ramos de. **Estudo experimental do comportamento térmico e dinâmico de fios de liga com memória de forma NiTi em regime superelástico**. 2014. 112 f. Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2014.

OLIVEIRA, Janaina da Costa Pereira Torres de. **Evolução da microestrutura e da textura durante a laminação a frio e a recristalização de alumínio com diferentes níveis de pureza.** 2009. 261 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

OTSUKA, K; WAYMAN, C.M. **Shape Memory Materials**, Cambridge University Press, Cambridge UK. 1998. p.1-131.

OTUBO, J. et al. The effects of vacuum induction melting and electron beam melting techniques on the purity of NiTi shape memory alloys. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 438-440, p.679-682, nov. 2006. Elsevier BV.

PATTNAIK, Sarojrani et al. Developments in investment casting process - A review. **Journal of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 212, n. 11, p.2332-2348, nov. 2012. Elsevier BV.

PEREIRA, Francisco Fernando Roberto. **Fabricação e testes de parafusos de ligas com memória de forma do sistema NiTi.** 2014. 221 f. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2014.

PERES, Rafael Vidal et al. Propriedades em flexão de fios de liga de Ni-Ti. **Revista Brasileira de Odontologia**, Rio de Janeiro, v. 69, n. 2, p.266-271, dez. 2012.

PETRINI, Lorenza; MIGLIAVACCA, Francesco. Biomedical Applications of Shape Memory Alloys. **Journal Of Metallurgy**, [s.l.], v. 2011, p.1-15, 2011. Hindawi Publishing Corporation.

RAMOS, Allysson Daniel de Oliveira. **Fadiga funcional e estrutural de fios de ligas NiTi com memória de forma em regime superelástico.** 2012. 108 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2012.

RAO, Ashwin; SRINIVASA, A. R.; REDDY, J. N.. Introduction to shape memory alloys. **Design of Shape Memory Alloy (SMA) Actuators**, [s.l.], p.1-31, 2015. Springer Science + Business Media.

SABURI, T. et al. Electron microscope observation of the early stages of thermoelastic martensitic transformation in a Ti-Ni-Cu alloy. **Journal of the Less Common Metals**, [s.l.], v. 118, n. 2, p.217-226, abr. 1986. Elsevier BV.

SHABALOVSKAYA, S.A.. Biological aspects of TiNi alloy surfaces. **Journal de Physique IV (Proceedings)**, [s.l.], v. 05, n. 8, p.1199-1204, dez. 1995. EDP Sciences.

SHAN, Xiao-feng et al. Surgical reconstruction of maxillary and mandibular defects using a printed titanium mesh. **Journal of Oral and Maxillofacial Surgery**, [s.l.], v. 73, n. 7, p.1437-1478, jul. 2015. Elsevier BV.

SIMÕES, Jackson de Brito et al. Development of NiTi shape memory alloy meshes. **Proceedings of the 23rd ABCM International Congress of Mechanical Engineering**, Rio de Janeiro, p.1-7, 2015.

SIMÕES, Jackson de Brito. **Fabricação de componentes miniaturizados de ligas com memória de forma Ni-Ti usando fundição de precisão**. 2016. 243 f. Tese (Doutorado) – Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2016.

SUN, L.; HUANG, W. M.. Nature of the multistage transformation in shape memory alloys upon heating. **Metal Science and Heat Treatment**, [s.l.], v. 51, n. 11-12, p.573-578, nov. 2009. Springer Science + Business Media.

SZURMAN, Ivo; KOCICH, Radim; KURSA, Miroslav. **Shape Memory Alloys: Fabrication and processing**. [s.l.]: Lap Lambert Academic Publishing, 2012. 112 p.

THOMPSON S. A.; An overview of nickel–titanium alloys used in dentistry. **International Endodontic Journal**. Cardiff – UK, 33, 297–310, 2000.

TREPPMANN, D.; HORNBOGEN, E.. On the influence of thermomechanical treatments on shape memory alloys. **Le Journal de Physique IV (Proceedings)**, [s.l.], v. 07, n. 5, p.211-220, nov. 1997. EDP Sciences.

VAN HUMBEECK, Jan. Non-medical applications of shape memory alloys. **Materials Science And Engineering: A**, [s.l.], v. 273-275, p.134-148, dez. 1999.

VIEIRA, Victor Talarico Leal. **Caracterização e propriedades mecânicas de uma lima rotatória de NiTi fabricada através de torção**. 2010. 82 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Odontologia, Universidade do Grande Rio —Prof. José de Souza Herdy, Duque de Caxias, 2010.

VILLARINHO, Denis Jardim. **Caracterização de uma liga NiTi visando confecção e aplicação como material biomédico em órtese grampo de judet**. 2010. 125 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.

WANG, Frederick E. Mechanism of the TiNi martensitic transformation and the crystal structures of TiNi-II and TiNi-III phases. **Journal of Applied Physics**, [s.l.], v. 43, n. 1, p.97-112, 1972. AIP Publishing.

WANG, Z.G et al. Design of TiNi alloy two-way shape memory coil extension spring. **Materials Science and Engineering: A**, [s.l.], v. 345, n. 1-2, p.249-254, mar. 2003. Elsevier BV.

XIA, Minglu; SUN, Qingping. Jump phenomena of rotational angle and temperature of NiTi wire in nonlinear torsional vibration. **International Journal of Solids and Structures**, [s.l.], v. 56-57, p.220-234, mar. 2015. Elsevier BV.

YAMASHITA, Yoshio et al. Mandibular reconstruction using a titanium mesh sheet processed by laser welding after segmental mandibulectomy for implant placement. **Journal of Oral and Maxillofacial Surgery, Medicine, and Pathology**, [s.l.], v. 26, n. 4, p.511-514, out. 2014. Elsevier BV.

YAMAUCHI, K. et al. **Shape Memory and Superelastic Alloys: Technologies and Applications**. Philadelphia - New Delhi: Woodhead Publishing Limited, 2011. 223 p.