

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

ALINE MICHELLY DO NASCIMENTO

DESENVOLVIMENTO DE MALHAS FLEXÍVEIS DE LIGAS COM MEMÓRIA DE  
FORMA NÍQUEL-TITÂNIO (Ni-Ti) PARA APLICAÇÕES BIOMÉDICAS

CAMPINA GRANDE, PB

2019

ALINE MICHELLY DO NASCIMENTO

DESENVOLVIMENTO DE MALHAS FLEXÍVEIS DE LIGAS COM MEMÓRIA DE  
FORMA NÍQUEL-TITÂNIO (Ni-Ti) PARA APLICAÇÕES BIOMÉDICAS

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Centro de Ciências e Tecnologia da Universidade Federal de Campina Grande em cumprimento às exigências para obter o título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Linha de pesquisa: Análise e Projeto de Sistemas Termomecânicos

Orientador: Prof. Dr. Carlos José de Araújo

CAMPINA GRANDE, PB

2019

N244d Nascimento, Aline Michelly do.  
Desenvolvimento de malhas flexíveis de ligas com memória de forma níquel-titânio (Ni-Ti) para aplicações biomédicas / Aline Michelly do Nascimento. – Campina Grande, 2019.  
76 f. : il. color.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, 2019.  
"Orientação: Prof. Dr. Carlos José de Araújo".  
Referências.

1. Liga Ni-Ti. 2. Laminação a Frio. 3. Malhas. 4. Soldagem. 5. GTAW. I. Araújo, Carlos José de. II. Título.

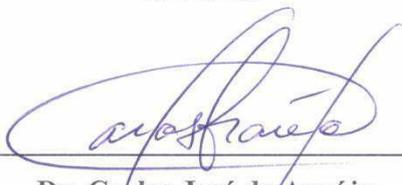
CDU 620.1(043)

ALINE MICHELLY DO NASCIMENTO

DESENVOLVIMENTO DE MALHAS FLEXÍVEIS DE LIGAS COM MEMÓRIA DE  
FORMA NÍQUEL-TITÂNIO (Ni-Ti) PARA APLICAÇÕES BIOMÉDICAS

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Centro de Ciências e Tecnologia da Universidade Federal de Campina Grande em cumprimento às exigências para obter o título de mestre em Engenharia Mecânica.

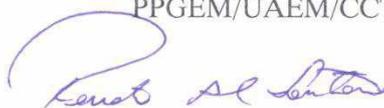
Dissertação aprovada em 28 de fevereiro de 2019, pela banca examinadora constituída dos seguintes membros:



**Dr. Carlos José de Araújo**

Orientador

PPGEM/UAEM/CCT/UFCG



**Dr. Renato Alexandre Costa de Santana**

Examinador Interno

PPGEM/UAEM/CCT/UFCG



**Dr. Raphael Henrique Falcão de Melo**

Examinador Externo

IFPB

A meu esposo Inácio e meu filho Vinicius, pelos  
quais encontrei motivação, força e coragem para  
elaborar este trabalho.

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, por tudo que sou e que tenho, por ser refúgio nos momentos mais difíceis e merecedor de toda honra e toda glória.

Ao meu esposo Inácio, por todo amor e apoio ao longo desses dois anos.

A meu filho Vinicius, por ser minha maior motivação em continuar e por seu amor incondicional.

Aos meus pais, por sempre acreditarem em mim, me apoiarem e fazerem todo o possível pra me fazer feliz. Às minhas irmãs, pelo companheirismo e amizade desde sempre.

Ao professor Dr. Carlos José de Araújo pela oportunidade de ser sua orientanda, por toda paciência e apoio durante todo o trabalho e mesmo antes de ingressar no Mestrado.

Aos colegas do LaMMEA (Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas), por todo apoio dado a este trabalho. Em especial a Paulo Cesar por ter me acolhido desde que entrei e por ser sempre prestativo em tirar minhas dúvidas e realizar os ensaios que precisava. À Magna, pela amizade e disposição em ajudar, pelas conversas sobre maternidade. A Antônio Aristófanis, por toda ajuda durante sua estadia pelo LaMMEA.

A José Ricardo, pela amizade dentro e fora da Universidade, por ter me apresentado a Fabiana, por todos os conselhos dados e por toda a torcida.

Aos integrantes do SIPGEM, por tanto terem me ensinado sobre companheirismo e trabalho em grupo. Em especial, João Manoel, Felipe e Renan.

A Kaline e Raissa, por serem a força feminina no meio de tantos homens, pela amizade e pela companhia na Bahia.

A Marcelio e a Armando, por fazerem do LVI minha segunda casa na UFCG, por todos os cafés e conversas jogadas fora.

Ao professor João Baptista, pela confiança desde que cheguei na UFCG. Aos professores Celso Rosendo e Antônio Gilson, pela inspiração e palavras de apoio.

A Universidade Federal de Campina Grande e ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, pela oportunidade de realizar este mestrado.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico - CNPq, pela concessão de bolsa de estudo.

A todos que contribuíram direta e indiretamente para realização deste trabalho.

*Aprendi que a coragem não é a ausência do medo, mas o triunfo sobre ele. O homem corajoso não é aquele que não sente medo, mas o que conquista esse medo.*

*Nelson Mandela*

NASCIMENTO, Aline Michelly do. DESENVOLVIMENTO DE MALHAS FLEXÍVEIS DE LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA NÍQUEL-TITÂNIO (Ni-Ti) PARA APLICAÇÕES BIOMÉDICAS. 2019, 76 f. Dissertação. (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba, 2019.

## RESUMO

As Ligas com Memória de Forma (LMF) são materiais funcionais que possuem a capacidade de recuperar grandes níveis de deformações, quando comparadas aos metais convencionais, após serem submetidas a um gradiente de temperatura ou tensão. Dentre as LMF, aquelas do sistema binário Níquel-Titânio (Ni-Ti) têm se destacado nas áreas de aplicações biomédicas por apresentarem a combinação de biocompatibilidade, resistência mecânica, ductilidade e capacidade de amortecimento. Devido às dificuldades relacionadas à usinabilidade desses materiais, novas alternativas de fabricação vêm sendo estudadas para a fabricação de geometrias complexas, incluindo a soldagem. Nesse contexto, o objetivo deste trabalho foi fabricar e caracterizar termomecanicamente protótipos de malhas de LMF Ni-Ti superelásticas (SE) e com efeito memória de forma (EMF) a partir de fios comerciais superelásticos laminados e submetidos à soldagem por pulsos de GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*). Inicialmente, fios Ni-Ti com diâmetro de 0,67 mm foram laminados a frio para obtenção de fitas finas e flexíveis (0,15 mm de espessura) a serem soldadas usando um processo por pulsos GTAW controlado. Após testes preliminares para determinar os melhores parâmetros de soldagem (potência e tempo de pulso) protótipos de malhas LMF Ni-Ti foram fabricados. As fitas laminadas íntegras obtidas apresentaram resistência mecânica 37% maior que o fio LMF Ni-Ti. A soldagem promoveu modificações nas temperaturas de transformação na junta soldada das fitas, assim como modificou a resistência mecânica das mesmas, levando a uma redução da ordem de 59% em relação à fita íntegra EMF. As malhas obtidas apresentaram o efeito memória de forma e a superelasticidade. Concluiu-se que é possível confeccionar malhas com características funcionais a partir da laminação e soldagem por pulsos GTAW.

Palavras-chave: Liga Ni-Ti. Laminação a frio. Malhas. Soldagem. GTAW.

NASCIMENTO, Aline Michelly do. DEVELOPMENT OF FLEXIBLE NICKEL-TITANIUM (Ni-Ti) SHAPE MEMORY ALLOY MESHES FOR BIOMEDICAL APPLICATIONS. 2019, 76 p. Dissertation. (Master's degree in Mechanical Engineering). Federal University of Campina Grande, Campina Grande, Paraíba, 2019.

### **ABSTRACT**

Shape Memory Alloys (SMA) are functional materials that have the ability to recover large deformations, when compared to conventional metals, after being subjected to a change in temperature or mechanical loading. Among them, the SMA of the binary system Nickel-Titanium (Ni-Ti) have stood out for biomedical applications because they present the combination of biocompatibility, mechanical strength, ductility and damping capacity. Due to the difficulties related to the workability of these materials, new manufacturing alternatives have been studied for the manufacture of complex shapes, as welding techniques. In this context, the objective of this work was to manufacture and characterize thermo-mechanically prototypes of superelastic (SE) and shape-memory effect (SME) Ni-Ti meshes from laminated superelastic commercial wires and subjected to GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) spot welding. Initially, Ni-Ti wires with a diameter of 0.67 mm were cold rolled to obtain thin and flexible ribbons (0.15 mm thick) to be welded using a controlled GTAW pulse process. After preliminary tests to determine the best welding parameters (power and pulse time) prototypes of SMA Ni-Ti meshes were fabricated. The obtained laminated ribbons presented mechanical resistance 37% higher than the Ni-Ti SMA wire. The welding promoted changes in the welding temperatures as well as on the mechanical resistance of the ribbons, with a reduction of around 59% in relation to the SME ribbon without welded joint. The obtained meshes presented the shape memory effect and the superelasticity. It is concluded that it is possible to make meshes with functional characteristics from cold rolling and GTAW spot welding.

Keywords: Meshes. Ni-Ti Alloy. Welding. Cold rolling. GTAW.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Comportamento mecânico Tensão x Deformação esquemático para aço inoxidável, Ni-Ti e osso. ....	22
Figura 2 - Estrutura de Malhas: a) knitted; b) warp-knitted; c) nonwoven; d) woven. ....	24
Figura 3 - Radiografia do paciente após implantação do enxerto ósseo. ....	27
Figura 4 - Malha de Titânio moldada para corresponder o modelo com defeito segmentar. ....	27
Figura 5 - Utilização de uma malha de titânio modelada manualmente para reconstrução de um defeito craniano frontotemporal bilateral. ....	28
Figura 6 - Osso Alveolar: a) antes do procedimento cirúrgico; b) malha de titânio preenchida com enxertos ósseos. ....	29
Figura 7 - Fratura causada por tiro: a) fratura do úmero; b) início do tratamento; c) e d) TMC utilizado no pós-operatório. ....	30
Figura 8 - Diagrama Tensão x Deformação x Temperatura da LMF Ni-Ti. ....	32
Figura 9 - Esquema ilustrando o efeito da adição de Ni (%at) no comportamento de LMF binárias Ni-Ti. ....	35
Figura 10 - Gráfico Tensão aplicada x Deformação plástica mostrando: a) o efeito da temperatura de recozimento para 40% de trabalho a frio; b) o efeito do trabalho a frio nas amostras de Ni-Ti recozidas a 400°C. ....	37
Figura 11 - DSC das amostras submetidas a diferentes porcentagens de laminação a frio durante (a) transformação reversa (aquecimento) (b) transformação direta (resfriamento). ....	38
Figura 12 – Número de trabalhos publicados sobre processos de união de ligas com memória de forma Ni-Ti ao longo do tempo. ....	39
Figura 13 - Curvas DSC: (a) material de base; (b) zona termicamente afetada e zona fundida. ....	40
Figura 14 - Curva Tensão x Deformação de uma junta soldada de LMF Ni-Ti martensítica. ....	41
Figura 15 – Curva Tensão x Deformação com 4, 6 e 8% de deformação: (a) amostra Ni-Ti como recebida (b) amostra Ni-Ti soldada. ....	41
Figura 16 - Curvas Tensão x Deformação para o fio, a zona termicamente afetada e a zona fundida. ....	42
Figura 17 - Concepção da malha (dimensões em mm). ....	45
Figura 18 - Molde gabarito de soldagem. ....	47
Figura 19 - Método das tangentes para determinação das temperaturas de transformação de fase em LMF a partir de um ensaio DSC. ....	48

Figura 20 - Gráfico obtido de um ensaio de tração para ligas Ni-Ti superelásticas seguindo a norma.....	49
Figura 21 - Montagem da fita íntegra EMF na garra utilizada na Instron modelo E10000. ....	50
Figura 22 - Fita Ni-Ti fixada na garra de tração para realização dos ensaios no DMA. ....	50
Figura 23 - Método das tangentes para determinação das temperaturas de transformação de fase em LMF a partir de um ensaio RET.....	51
Figura 24 - Montagem da malha EMF na garra para ensaio de tração, na Instron 5582.....	52
Figura 25 - Malha Ni-Ti fixada na garra de flexão modo mono esgastado para realização dos ensaios no DMA. ....	53
Figura 26 - Fitas LMF Ni-Ti laminadas antes e depois dos Tratamentos Térmico para obtenção das propriedades funcionais. ....	53
Figura 27 - Frequência acumulada para a: (a) largura; (b) espessura.....	55
Figura 28 - Curvas de ensaio DSC para fio e fitas de LMF Ni-Ti. ....	55
Figura 29 - Diagrama Tensão x Deformação: a) do fio Ni-Ti; b) da fita bruta; c) da fita SE; d) da fita EMF.....	57
Figura 30 - Módulo de elasticidade em função da temperatura para a fita íntegra EMF. ....	59
Figura 31 - Módulo de elasticidade em função da temperatura para a fita íntegra SE.....	60
Figura 32 - Diagrama Tensão x Deformação para as fitas soldadas a) EMF; b) SE. ....	61
Figura 33 - Comparação entre os Diagramas Tensão x Deformação das fitas íntegras e soldadas: a) EMF; b) SE.....	62
Figura 34 - Curvas DSC de fitas íntegras e soldadas: a) EMF; b) SE.....	63
Figura 35 - Módulo de elasticidade em função da temperatura para a fita soldada EMF. ....	64
Figura 36 - Módulo de elasticidade em função da temperatura para a fita soldada SE.....	65
Figura 37 - Malhas Ni-Ti fabricadas. ....	65
Figura 38 - Curvas de análise térmica obtidas via RET para a malha: (a) EMF; (b) SE. ....	66
Figura 39 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração uniaxial em uma malha de LMF Ni-Ti EMF. ....	68
Figura 40 - Rigidez em função da temperatura para a malha de LMF Ni-Ti EMF.....	69
Figura 41 - Rigidez em função da temperatura para a malha de LMF Ni-Ti SE. ....	69
Figura 42 - Protótipo de malha confeccionado e sem tratamento térmico. ....	70
Figura 43 - Defeitos nos pontos de solda da malha: (a) Mordedura; (b) Falta de centralização. ....	70

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do fio de LMF Ni-Ti.....	44
Tabela 2 - Valores obtidos após a análise de incerteza pelo método Monte Carlo .....	54
Tabela 3 - Temperaturas de transformação de fase obtidas de ensaio DSC para fios e fitas Ni-Ti.....	56
Tabela 4 - Resumo das propriedades mecânicas do fio e das fitas Ni-Ti.....	58
Tabela 5 - Condições de soldagem testadas para as fitas EMF.....	60
Tabela 6 - Condições de soldagem testadas para as fitas SE.....	61
Tabela 7 - Temperaturas de transformação de fase obtidas de ensaio DSC para fitas soldadas Ni-Ti. ....	63
Tabela 8 – Comparação entre as Temperaturas de transformação de fase obtidas de ensaio DSC para fitas íntegras e soldadas de LMF Ni-Ti e de ensaio RET para malhas LMF Ni-Ti.	67

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A – Austenita;

Al – Alumínio;

ASTM – American Society for Testing Materials;

Co – Cobalto;

Cr – Cromo;

Cu – Cobre;

DMA – *Dynamic Mechanical Analyser*;

DSC – *Differential Scanning Calorimeter*;

EBW – *Electrom Beam Welding*;

El<sub>r</sub> – Residual Elongation;

El<sub>u</sub> – Ultimate Elongation;

EMF – Efeito Memória de Forma;

ePTFE – Politetrafluoretileno expandido;

FDA – *Food and Drug Administration*;

Fe – Ferro;

GBR – *Guided Bone Regeneration*;

GTAW – *Gas Tungsten Arc Welding*;

LaMMEA – Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas;

LBW – *Laser Beam Welding*;

LMF – Ligas Memória de Forma;

LPS – *Lower Plateau Strength*;

M – Martensita;

MB – Metal de base;

Nb – Nióbio;

Ni – Níquel;

PAW – *Plasma Arc Welding*;

R – Fase R;

RET – Resistência Elétrica versus Temperatura;

SE – Superelasticidade;

Ti – Titânio;

TMC – Titanium Mesh Cage;

TTPS – Tratamentos Térmicos Pós Soldagem;

UAEM – Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica;

UFMG – Universidade Federal de Campina Grande;

UPS – *Upper Plateau Strength*;

Zn – Zinco.

## LISTA DE SÍMBOLOS

[%] – Porcento;

[MPa] – Megapascal;

[GPa] – Gigapascal;

$M_s$  – Temperatura Martensítica Inicial;

$M_f$  – Temperatura Martensítica Final;

$A_s$  – Temperatura Austenítica Inicial;

$A_f$  – Temperatura Austenítica Final;

$\sigma_{MS}$  – Tensão Crítica Inicial da Transformação Martensítica;

$\sigma_{MF}$  – Tensão Crítica Final da Transformação Martensítica;

$\sigma_{AS}$  – Tensão Crítica Inicial da Transformação Austenítica;

$\sigma_{AF}$  – Tensão Crítica Final da Transformação Austenítica;

$\sigma$  – Tensão;

T – Temperatura;

$\Delta S$  – Variação de Entropia;

$\varepsilon$  – Deformação;

$M_d$  – Temperatura em que não é possível obter martensita induzida por tensão;

[°C] – Grau Celsius;

at. – Atômico;

[mm] – Milímetro;

[min] – Minuto;

[VA] – Volt-ampere;

[ms] – Milissegundos;

[l] – Litro;

$\bar{L}$  – Desvio-padrão associado à média/variabilidade das leituras de largura;

$\Delta RL$  – Resolução finita do sistema de medição para a largura;

$\Delta CL$  – Incerteza de calibração do sistema de medição para a largura;

$\bar{E}$  – Desvio-padrão associado à média/variabilidade das leituras de espessura;

$\Delta RE$  – Resolução finita do sistema de medição para a espessura;

$\Delta CE$  – Incerteza de calibração do sistema de medição para a espessura;

[kN] – Kilonewton;

[Hz] – Hertz;

[ $\mu\text{m}$ ] – Micrometro;

R – Resistência elétrica de referência;

$R_i$  – Resistência elétrica instantânea;

[N] – Newton;

$E_R$  – Módulo de Elasticidade para a fase R;

$E_A$  – Módulo de Elasticidade para a austenita.

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO .....	19
2	OBJETIVOS.....	20
2.1.	Geral .....	20
2.2.	Específicos.....	21
3	JUSTIFICATIVA.....	21
4	REVISÃO DA LITERATURA.....	23
4.1.	Estudo da Arte em Malhas para Aplicações Biomédicas .....	23
4.1.1.	CLASSIFICAÇÃO DAS MALHAS .....	23
4.1.1.1.	Quanto ao design.....	23
4.1.1.2.	Quanto a matéria-prima.....	24
4.1.2.	MALHAS POLIMÉRICAS .....	25
4.1.3.	MALHAS BIODEGRADÁVEIS .....	25
4.1.4.	MALHAS METÁLICAS.....	26
4.2.	Ligas com Memória de Forma.....	30
4.2.1.	TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA .....	31
4.2.2.	COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO.....	32
4.2.2.1.	Efeito Memória de Forma .....	33
4.2.2.2.	Superelasticidade.....	33
4.2.3.	LIGAS NIQUEL-TITÂNIO .....	34
4.3.	Processos de Fabricação de Ligas com Memória de Forma.....	36
4.3.1.	LAMINAÇÃO .....	36
4.3.2.	SOLDAGEM .....	39
4.3.2.1.	Soldagem GTAW.....	42
5	MATERIAIS E MÉTODOS .....	44
5.1.	Material Utilizado.....	44
5.2.	Fabricação das Fitas.....	44
5.3.	Concepção da Malha .....	45
5.4.	Fabricação das Malhas.....	45
5.5.	Caracterização dos Materiais.....	47
5.5.1.	FITAS ÍNTEGRAS E SOLDADAS.....	47
5.5.1.1.	Análise de incerteza de medição .....	47
5.5.1.2.	Caracterização Térmica.....	48

5.5.1.3.	Caracterização Mecânica.....	48
5.5.1.4.	Caracterização Termomecânica .....	50
5.5.2.	MALHAS.....	51
5.5.2.1.	Caracterização Térmica.....	51
5.5.2.2.	Caracterização Mecânica.....	52
5.5.2.3.	Caracterização Termomecânica .....	52
6	RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	53
6.1.	Fitas LMF Íntegras .....	53
6.1.1.	ANÁLISE DA INCERTEZA DE MEDIÇÃO .....	54
6.1.2.	CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA .....	55
6.1.3.	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA.....	56
6.1.4.	CARACTERIZAÇÃO TERMOMECÂNICA.....	59
6.2.	Fitas LMF Soldadas.....	60
6.2.1.	ESCOLHA DO PARÂMETRO DE SOLDAGEM .....	60
6.2.2.	CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA .....	62
6.2.3.	CARACTERIZAÇÃO TERMOMECÂNICA.....	64
6.3.	Malhas LMF Ni-Ti .....	65
6.3.1.	CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA .....	66
6.3.2.	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA.....	67
6.3.3.	CARACTERIZAÇÃO TERMOMECÂNICA.....	68
6.3.4.	ANÁLISE QUALITATIVA .....	69
7	CONCLUSÕES.....	71
8	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	72
	REFÊRENCIAS .....	73

## 1 INTRODUÇÃO

A perda de um órgão ou de uma parte do corpo gera, além da perda da função, transtornos sociais e psicológicos. Os avanços alcançados na área da Saúde, aliados à Engenharia e a outros ramos da Ciência, motivados principalmente pelo aumento da expectativa e da qualidade de vida, têm possibilitado o desenvolvimento de técnicas que buscam restabelecer as funções totais ou parciais do órgão ou do tecido da pessoa que sofreu algum tipo de mutilação ou foi acometida por alguma doença. Dentre estas técnicas, a que apresenta maior versatilidade e possibilidades de desenvolvimento é a que oferece aos pacientes a substituição total ou parcial do tecido danificado por implantes constituídos por biomateriais (RODRIGUES, 2013). Esses implantes são geralmente adicionados no esqueleto humano em suturas, para correção de deformidades, restabelecimento das funções de partes originais do corpo, estando expostos às características bioquímicas e dinâmicas do corpo humano. O seu projeto é determinado pela anatomia e pelas condições fisiológicas desse ambiente. Assim, os materiais utilizados na fabricação dos implantes devem suportar as características agressivas do meio e as solicitações de carregamento que lhes são impostas (MUDALI; SRIDHAR; RAJ, 2003).

Com o objetivo de reduzir as rejeições causadas pela utilização de implantes, aproximando-os cada vez mais da estrutura e fisiologia dos tecidos humanos, pesquisadores vêm buscando novos materiais, novos formatos de implantes e novos processos de fabricação.

Dentre os materiais metálicos possíveis, as Ligas com Memória de Forma (LMF) de Níquel-Titânio (Ni-Ti) vêm sendo estudadas por possuírem características atrativas como a habilidade de promover grande recuperação de deformação durante carregamento mecânico (superelasticidade), recuperação de forma após aquecimento (efeito memória de forma) e biocompatibilidade, o que as torna um dos metais adequados para aplicações biomédicas (KAYA; KAYA, 2018).

A fim de se aproximar cada vez mais das propriedades dos tecidos humanos, novas estruturas e formatos de implantes estão sendo desenvolvidos. Por exemplo, estruturas porosas de LMF Ni-Ti estão se tornando o foco de pesquisas em materiais implantáveis ou de substituição de tecidos rígidos devido a benefícios tais como módulo de elasticidade próximo ao de vários tecidos duros, promover a adesão e crescimento de células e permitir a troca de fluidos corporais (YUAN; ZHU; CHUNG, 2018). Muitos trabalhos têm dedicado atenção à fabricação e ao desempenho mecânico e biológico destas estruturas (LIU *et al.*, 2016; WANG *et al.*, 2009; YUAN *et al.*, 2006). Outro exemplo são as malhas cirúrgicas utilizadas em áreas

que necessitam de reforço e proteção após um procedimento cirúrgico, favorecendo a passagem de células responsáveis pelo restabelecimento do tecido danificado. Pesquisadores têm focado na análise e implementação de uma grande variedade de materiais. Atualmente, métodos de modificação da superfície da malha e o desenvolvimento de sistemas baseados em nanofibras estão sendo ativamente explorados como alternativas para manter a resistência do material e aumentar a biocompatibilidade das malhas disponíveis (BAYLÓN *et al.*, 2017).

Por fim, novos processos de fabricação estão sendo estudados para a fabricação de implantes, tais como o processo de manufatura aditiva (ATAEE *et al.*, 2016; CHOCHAN *et al.*, 2017; JAMMALAMADAKA; TAPPA, 2018). Neste processo é permitida a produção de estruturas complexas com características biomiméticas que possuem o potencial de superar as limitações dos métodos de fabricação convencionais (YUAN; DING; WEN, 2019). No entanto, estudar novas aplicações para os processos convencionais de fabricação também é uma boa opção. Por exemplo, a utilização de fundição de precisão para a fabricação de implantes ortopédicos (GOMES, 2018; MONTENEGRO, 2016). Novas alternativas de soldagem, como o GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding* - Soldagem ao arco elétrico com proteção gasosa), para ligas Ni-Ti podem possibilitar a obtenção de geometrias complexas a custos menores que a soldagem LBW (*Laser Beam Welding* – Soldagem a laser) e que a manufatura aditiva.

Nesse cenário, o grande desafio desse trabalho foi projetar dispositivos no formato de malhas, a serem fabricados a partir da laminação a frio de um fio LMF Ni-Ti superelástico fornecido no mercado nacional, associado a aplicação de pulsos de GTAW nas fitas laminadas produzidas. Devido a biocompatibilidade intrínseca do material de partida (fio Ni-Ti superelástico), estima-se que os elementos de malha obtidos a partir da soldagem das fitas laminadas poderiam ser empregados como implantes.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1. Geral**

Desenvolver a fabricação e realizar a caracterização termomecânica de malhas de LMF Ni-Ti superelásticas e com efeito memória de forma a partir de fitas laminadas submetidas à soldagem por pulsos de GTAW.

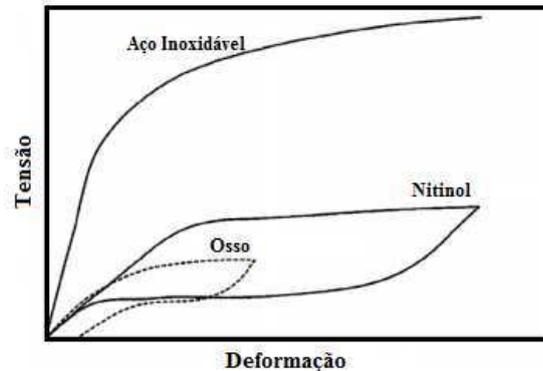
## 2.2. Específicos

- Determinar a rota de laminação a frio de fios de LMF Ni-Ti superelásticos para a obtenção de fitas finas com 0,15 mm de espessura;
- Determinar, através de teste de soldagem, parâmetros otimizados de soldagem por pulsos de GTAW (potência e tempo) para fitas de LMF Ni-Ti com 0,15 mm de espessura;
- Desenvolver a fabricação de malhas com propriedades funcionais através da microsoldagem de fitas Ni-Ti por pulsos controlados de GTAW;
- Realizar a caracterização térmica e termomecânica das malhas fabricadas.

## 3 JUSTIFICATIVA

O uso das LMF Ni-Ti em aplicações biomédicas é justificado por sua boa biocompatibilidade e excelente compatibilidade com a ressonância magnética e a tomografia computadorizada. Além disso, o comportamento mecânico do Ni-Ti é mais parecido com a resposta de tecidos biológicos quando comparado com o comportamento apresentado por outros materiais metálicos comumente utilizados em dispositivos biomédicos, como o aço inoxidável 316L e a liga cromo-cobalto (Cr-Co) (PETRINI; MIGLIAVACCA, 2011). A Figura 1 permite uma comparação qualitativa entre os diagramas tensão-deformação de três materiais diferentes. No caso do aço inoxidável, a deformação recuperável é inferior a 0,5%. Por outro lado, até 8% de deformação é recuperável em ligas Ni-Ti. Do mesmo modo, o osso apresenta mais de 1% de deformação recuperável, bem como histerese nos ciclos de carga-descarga. Esta semelhança entre o comportamento de deformação do Ni-Ti e do osso revela o comportamento biomimético de implantes desse material em condições de carga-descarga no corpo (ELAHINIA *et al.*, 2012). Além disso, outros aspectos peculiares do comportamento das LMF Ni-Ti, cuja ocorrência simultânea é pouco comum, são: resistência à corrosão e baixa toxicidade; resistência a deformações localizadas (dobramento e torção); capacidade de recuperar grandes deformações sob tensão constante e resistência à fadiga.

Figura 1 - Comportamento mecânico Tensão x Deformação esquemático para aço inoxidável, Ni-Ti e osso.



Fonte - Adaptado de Elahinia *et al.* (2012)

Devido à diferença entre os valores de módulo de elasticidade do osso e de implantes metálicos, o estudo de diferentes geometrias é interessante para produtos de LMF Ni-Ti. As propriedades mecânicas dos implantes de Ni-Ti podem ser alteradas e otimizadas pelo controle da porosidade, do tamanho, formato e distribuição de poros, por exemplo, para melhor corresponder às propriedades do osso natural (ELAHINIA *et al.*, 2012). Em um trabalho recente, Montenegro (2016) estudou o comportamento termomecânico de telas de Ni-Ti com pequena espessura.

Nesse cenário, o formato de malhas de Ni-Ti com pequena espessura também pode ser bastante interessante. Essas malhas de LMF Ni-Ti com propriedades funcionais (efeito memória de forma e superelasticidade), 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 a interação com os tecidos humanos devido ao seu módulo de elasticidade (o módulo de elasticidade do osso esponjoso é na faixa de 22,4 a 132,32 MPa, enquanto que o do osso cortical é muito maior, variando entre 7,7 e 21,8 GPa (YUAN; DING; WEN, 2019)). Somado a isto, as características de biocompatibilidade e recuperação da forma, podem promover a abertura de novos horizontes no desenvolvimento de próteses e implantes a partir de malhas flexíveis de LMF Ni-Ti.

## 4 REVISÃO DA LITERATURA

### 4.1. Estudo da Arte em Malhas para Aplicações Biomédicas

Atualmente, malhas cirúrgicas são um dos implantes médicos mais utilizados, cujas aplicações incluem reparo de defeitos na parede abdominal, cirurgia ortopédica restauradora, reparo de defeitos de tecidos moles, entre outras. Pesquisadores têm investigado metais, compósitos, polímeros e materiais biodegradáveis na tentativa de obter a malha ideal, no entanto, a escolha depende do procedimento a ser empregado, do caso clínico e da experiência do cirurgião.

De acordo com Khodorenko *et al.* (2017), as propriedades e características físicas importantes que capacitam uma malha para aplicações médicas são:

- Alta biocompatibilidade com os tecidos corpóreos;
- Habilidade de deformação elástica em todas as direções;
- Recuperação da forma após descarregamento;
- Habilidade do material em reter as propriedades iniciais depois de deformações alternadas;
- Alta elasticidade e resistência determinando a capacidade de um material ser sujeito a deformação em uma faixa pré-definida sem destruição;
- Resistência ao desgaste que são caracterizados pela forma e retenção de tamanho sob longo funcionamento;
- Esterilização confiável dos implantes pelos métodos padrão disponíveis;

No entanto, as malhas atuais apresentam muitas, mas não todas as características desejáveis. Assim, os esforços dos pesquisadores focam em promover potenciais soluções que variam da utilização de novos materiais a um novo design que melhorariam as deficiências existentes.

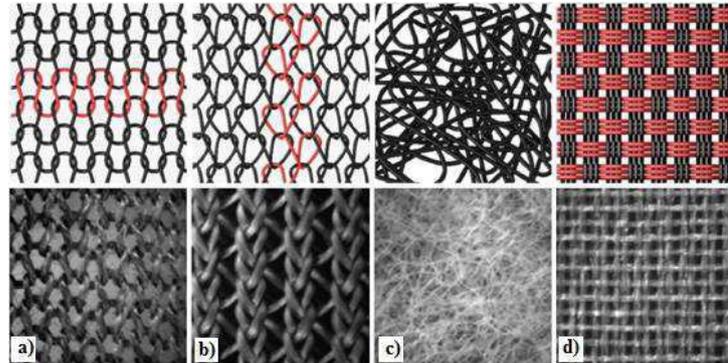
#### 4.1.1. CLASSIFICAÇÃO DAS MALHAS

##### 4.1.1.1. Quanto ao design

A estrutura das malhas pode ser mono ou multifilamentos e sua classificação leva em consideração a maneira como os fios estão dispostos. Na Figura 2 é mostrada a aparência

esquemática das estruturas *knitted* (tricotado), *warp-knitted* (tricotado em urdidura), *nonwoven* (não tecido) e *woven* (tecido).

Figura 2 - Estrutura de Malhas: a) *knitted*; b) *warp-knitted*; c) *nonwoven*; d) *woven*.



Fonte – Zhu; Schuster; Klinge (2015)

Como pode ser observado, malhas *knitted* são constituídas de várias linhas consecutivas de *loops* assim como as *warp-knitted*. No entanto, a primeira apresenta apenas comportamento mecânico anisotrópico e não pode ser cortada, uma vez que isso pode causar sua completa desintegração. Já a segunda, apresenta tanto comportamento anisotrópico quanto isotrópico, e podem ser cortadas e costuradas novamente.

Estruturas *nonwoven* são constituídas por fios descontínuos não orientados ou orientados até certo grau que precisam ser colados por um processo mecânico, térmico ou químico (ZHU; SCHUSTER; KLINGE, 2015). Apresentam características mecânicas isotrópicas.

Já as estruturas *woven* são caracterizadas pela estrutura regular com propriedades uniformes em todas as direções. São feitos a partir de dois sistemas de fios perpendiculares entre si por múltiplos entrelaçamentos.

#### 4.1.1.2. Quanto a matéria-prima

Quanto ao tipo de material com que são fabricadas, as mais utilizadas em procedimentos cirúrgicos atualmente podem ser classificadas em poliméricas, biodegradáveis ou metálicas.

Neste trabalho, malhas poliméricas e biodegradáveis serão brevemente discutidas, devido a terem bastante aplicações na área biomédica, no entanto um maior foco será dado para as malhas metálicas.

#### 4.1.2. MALHAS POLIMÉRICAS

Malhas cirúrgicas poliméricas têm características superiores comparadas às metálicas, pelo fato de serem mais flexíveis, fáceis de moldar durante o procedimento cirúrgico e não terem propensão à desintegração em longo prazo. Em 1958, Usher iniciou o uso de malhas de polipropileno para o reparo de hérnias nas paredes do abdômen (PANDIT; HENRY, 2004). Desde então, as malhas mais comuns utilizadas atualmente, para esse tipo de procedimento, são as poliméricas.

Uma das principais aplicações desse tipo de implante é a sua utilização no reparo de hérnias. Hérnia é definida como uma protrusão ou projeção (prolapso) de um órgão pela parede da cavidade onde ele normalmente está contido. Existem vários tipos de hérnias, a maioria classificada pela sua localização no corpo, sendo a parede do abdômen o local mais susceptível de ocorrência (BAYLÓN *et al.*, 2017). A cirurgia para seu reparo na parede do abdômen geralmente envolve reforço do tecido abdominal e o uso de malhas para este fim se tornou um procedimento natural, uma vez que elas são flexíveis (ZIMKOWSKI *et al.*, 2013), e promovem um reparo livre de tensão que facilita a incorporação de tecido fibro-colagenoso (BAYLÓN *et al.*, 2017).

Os três principais tipos de malhas sintéticas são as de polipropileno, poliéster e politetrafluoroetileno expandido (ePTFE).

#### 4.1.3. MALHAS BIODEGRADÁVEIS

Malhas biodegradáveis são aquelas que após serem implantadas se deterioram ao longo do tempo sendo absorvida pelo corpo humano. Apresentam como vantagem a eliminação de procedimento cirúrgico para sua remoção e o fato de poderem ser utilizadas em campos operativos contaminados. No entanto, o controle de sua taxa de degradação para permitir uma transferência gradual de tensão da malha para o tecido natural sem causar recorrência do defeito tem se provado difícil (PANDIT; HENRY, 2004). Podem ser confeccionadas a partir de materiais biológicos ou sintéticos.

As malhas de materiais biológicos, também conhecidas como malhas biológicas, são fabricadas a partir de tecidos contendo colágeno de origem humana ou animal, tais como intestino, válvulas cardíacas ou pele. Esse material passa por processamento para remoção de células e componentes celulares, restando uma estrutura tridimensional de colágeno e alguns

restos de proteínas. Procedimentos adicionais podem ser feitos para aumentar sua resistência e diminuir a taxa de degradação (KAUFMANN *et al.*, 2017). Apresentam como desvantagem o enorme custo de desenvolvimento e produção.

Assim, várias malhas sintéticas biodegradáveis estão sendo desenvolvidas com a resistência das sintéticas junto com baixas taxas de infecção que são associadas ao uso das biológicas. São extremamente duráveis e foram desenvolvidas a um custo reduzido. Também que elas podem ser usadas em campos cirúrgicos contaminados com resultados similares aqueles das biológicas.

#### 4.1.4. MALHAS METÁLICAS

As malhas metálicas são recomendáveis em aplicações que exijam que uma maior rigidez estrutural seja mantida. O titânio tem sido usado extensivamente em numerosas aplicações cirúrgicas por causa da sua alta resistência e rigidez, baixa densidade e baixo peso correspondente, sua habilidade em suportar altas temperaturas e sua resistência à corrosão (RAKHMATIA *et al.*, 2013).

Segundo Rocuzzo *et al.* (2004), as malhas de titânio foram primeiro apresentadas por Boyne, em 1969, para a reconstrução de grandes defeitos ósseos e secundariamente para restauração óssea de cristas maxilares desdentadas. A excelente biocompatibilidade do titânio e o manuseio fácil da estrutura de malha permite sua aplicação em reconstruções tridimensionais de grandes defeitos ósseos. Atualmente, estão sendo utilizadas na reconstrução de pequenos e grandes defeitos ósseos em cirurgias orais e maxilofaciais.

Matsui *et al.* (2006) utilizaram malhas de titânio para estabilizar partículas de osso na reconstrução óssea de defeitos em pacientes que apresentam lábio leporino. Enxertos autógenos de osso tornaram-se um tratamento essencial em pacientes que apresentam esse tipo de defeito, pois apresentam excelentes propriedades osteogênicas, osteoindutoras e osteocondutoras. Volume, altura e largura do osso obtido após esse procedimento foram medidos e observou-se que o aumento do rebordo alveolar com malhas de titânio é bastante previsível como um procedimento pré-implante em pacientes com lábio leporino. Na Figura 3 é possível observar uma malha implantada na região do céu da boca, a qual está preenchida com partículas ósseas.

Figura 3 - Radiografia do paciente após implantação do enxerto ósseo.



Fonte - Matsui *et al.* (2006)

Vários métodos já foram relatados para reconstrução da mandíbula, e um deles é o implante de enxertos ósseos utilizando malhas de titânio. A grande vantagem de utilizar esse tipo de implante é que a forma anatômica da mandíbula pode ser facilmente reproduzida para o tratamento final com implantes dentários. Yamashita *et al.* (2008), em seu trabalho, sugeriram um método em que a malha é moldada previamente em um modelo de crânio fabricado baseado em exames de tomografia computadorizada, uma vez que é difícil e demorado encaixar e moldar a malha durante a cirurgia reconstrutiva. Além disso, após a malha ser moldada, outra camada desta foi colocada e soldada para evitar sua fratura em virtude do movimento da mandíbula. Na Figura 4 é apresentada a malha moldada antes do procedimento cirúrgico. As setas indicam as áreas reforçadas com soldagem LBW. Em outro trabalho Yamashita *et al.* (2014) utilizaram o mesmo método.

Figura 4 - Malha de Titânio moldada para corresponder o modelo com defeito segmentar.



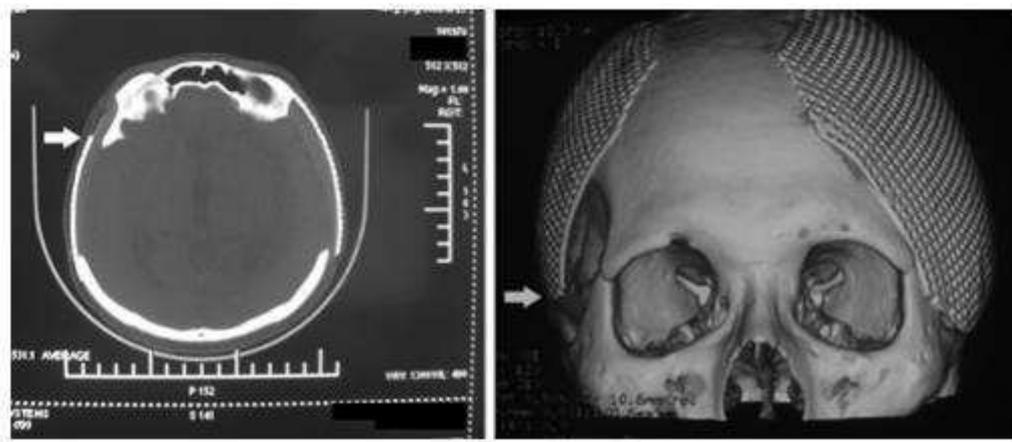
Fonte - Yamashita *et al.* (2008)

A elevação do assoalho do seio maxilar é um procedimento clínico para permitir implantes nas áreas posteriores da maxila em caso de altura alveolar reduzida. Consiste no

preenchimento do compartimento criado cirurgicamente entra a membrana do seio superiormente de posto e o assoalho do seio ósseo com materiais de enxerto adequados. O uso de malhas de titânio permite uma melhor estabilidade desses materiais e um resultado mais previsível. Papadogeorgakis, Prokopidi e Kourtis (2010) apresentaram o uso dessas malhas como uma barreira com o objetivo de eliminar o problema de manter o espaço para o aumento da altura alveolar e para maximizar o conteúdo de enxertos.

A partir de uma variedade de diferentes materiais de reparo, malhas de titânio tornaram-se um material popular para cranioplastia devido à sua boa biocompatibilidade com o tecido humano, leveza, pequena espessura e capacidade de ser facilmente modelada. *Luo et al.* (2012) compararam as vantagens e desvantagens do uso destas malhas com modelagem assistida por computador e modeladas manualmente. Comparadas com as modeladas manualmente, as modeladas via computador alcançam restauração satisfatória da aparência da cabeça, diminuem complicações pós-operatórias e a duração da cirurgia, reduz o número de parafusos utilizados, e aumentam a satisfação do paciente com o procedimento. No entanto, muitos pacientes preferem escolher a manualmente modelada devido a seu baixo custo, aproximadamente duas vezes menor. Na Figura 5 é apresentada a tomografia de um defeito craniano frontotemporal bilateral. Nota-se que a inclinação da malha na fossa temporal não acompanha a curvatura fisiológica original do crânio (local indicado pela seta).

Figura 5 - Utilização de uma malha de titânio modelada manualmente para reconstrução de um defeito craniano frontotemporal bilateral.



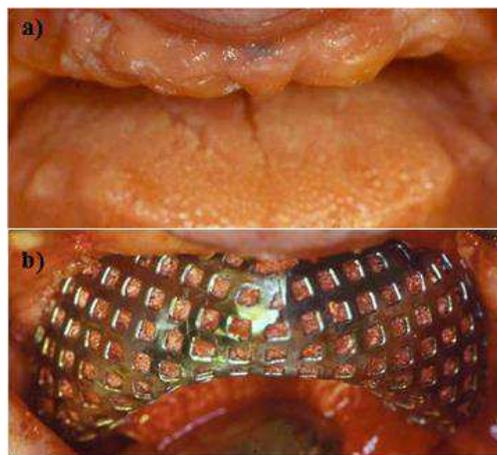
Fonte - Luo *et al.* (2012)

O tratamento de implantes dentários consiste na inserção de uma raiz de dente artificial e vem sendo praticado amplamente como um método efetivo para pacientes que perderam dentes. Entretanto, alguns pacientes têm altura e largura do osso alveolar

insuficiente e o aumento ósseo é necessário. Nesses casos, um método conhecido como Regeneração Óssea Guiada (*Guided Bone Regeneration*– GBR) é empregado. Utilizando este método, a área com o defeito ósseo é preenchida com partículas de osso autógeno ou material ósseo compensatório e depois coberta com uma membrana artificial (SUMIDA *et al.*, 2015).

Malhas de titânio têm propriedades mecânicas excelentes para a estabilização de enxertos ósseos sob a membrana. Sua rigidez proporciona ampla manutenção do espaço e evita o colapso do contorno; sua elasticidade impede a compressão da mucosa; sua estabilidade impede o deslocamento do enxerto; e sua plasticidade permite dobrar, contornar e adaptar-se a qualquer defeito ósseo de forma única. Vários estudos têm mostrado o sucesso do uso dessas malhas em procedimentos GBR (HER; KANG; FIEN, 2012; MALCHIODI *et al.*, 1998; POLI *et al.*, 2014; RAKHMATIA *et al.*, 2013; ROCCUZZO *et al.*, 2004; SUMIDA *et al.*, 2015; VON ARX; KURT, 1999) e mesmo quando há exposição da malha, técnicas podem ser utilizadas para reduzir a quantidade de trauma e manter suas vantagens de dispositivo de manutenção de espaço (AL-ARDAH *et al.*, 2017). Na Figura 6 é possível observar em **a** um paciente que apresenta o pré-requisito para o método GBR: altura do osso alveolar insuficiente. Já em **b** a técnica é empregada e o defeito é preenchido com enxerto ósseo recriando a quantidade de osso ideal para a colocação de implante subsequente. A malha é inserida sobre o enxerto para prevenir qualquer pequeno movimento.

Figura 6 - Osso Alveolar: a) antes do procedimento cirúrgico; b) malha de titânio preenchida com enxertos ósseos.

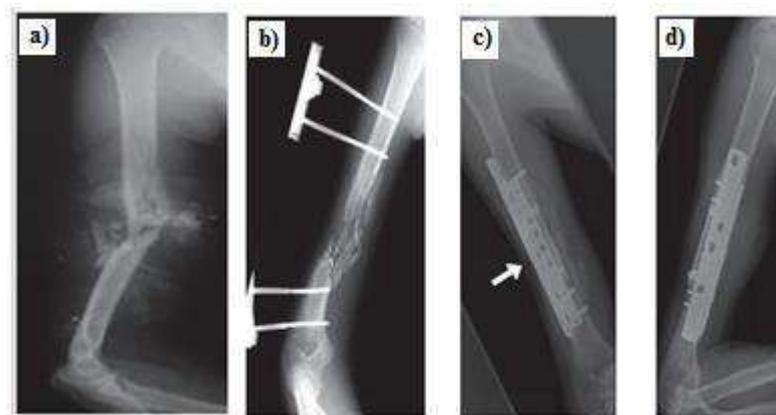


Fonte - Poli *et al.* (2014)

Attias *et al.* (2018) em seu trabalho analisam o uso de uma gaiola de malha de titânio (*Titanium Mesh Cage* – TMC) como um complemento para reconstrução de placa intramedular de um defeito segmentar extra-articular de osso longo. O uso de TMC foi

aprovado pela *Food and Drug Administration* (FDA) em 1990 para reconstrução e/ou reforço do osso, e para a restauração efetiva de continuidade do osso em vários locais do corpo humano. Tem sido extensivamente utilizado em cirurgias da coluna vertebral como substituição vertebral com sucesso considerável, como apresentado por Grob, Daehn e Mannion (2005) e Sundararaj *et al.* (2011). Na Figura 7 são mostradas as radiografias de um paciente que foi atingido por um tiro no braço. Em **a** uma fratura aberta do úmero, em **b** é mostrado que o osso morto foi removido e foi aplicado fixação externa, e em **c** e **d** a utilização de TMC para preencher a lacuna e dar suporte para a reintegração do osso.

Figura 7 - Fratura causada por tiro: a) fratura do úmero; b) início do tratamento; c) e d) TMC utilizado no pós-operatório.



Fonte - Attias *et al.* (2018)

Apesar das propriedades de alta resistência, malhas metálicas têm desvantagens associadas a seu comportamento em cargas dinâmicas. Baseado nisso, a busca por novos materiais que respondam aos altos requerimentos médicos e biológicos é uma atividade urgente.

#### 4.2. Ligas com Memória de Forma

As Ligas com Memória de Forma (LMF) são materiais ativos que possuem a capacidade de recuperar grandes deformações após serem submetidos a uma variação de temperatura e/ou tensão. Suas propriedades tais como o comportamento tensão-deformação, módulo de elasticidade e resistência elétrica são extremamente afetados por mudanças de temperatura. A razão para isso é a mudança estrutural, entre duas estruturas cristalinas, durante o processo de aquecimento e resfriamento.

Várias LMF foram descobertas nos últimos 100 anos (ASANOVIĆ; DELIJIĆ, 2007; BASINSKI; CHRISTIAN, 1954; BUEHLER; GILFRICH; WILEY, 1963; GRENINGER; MOORADADIAN, 1938; KHALIL *et al.*, 2013; ÖLANDER, 1932; WANG; BUEHLER; PICKART, 1965; WAYMAN, 1971; YANG *et al.*, 2004). Muitas dessas ligas, embora interessantes cientificamente, consistem de metais preciosos ou apenas apresentam propriedades úteis na forma de cristais únicos, o que não as tornam práticas para aplicações comerciais. Algumas ligas, entretanto, surgiram como comercialmente viáveis para novos dispositivos. Isso inclui algumas ligas de cobre (Cu-Al-Zn) e ligas de base níquel-titânio (Ni-Ti), como a quase equiatômica Ni-Ti, conhecida como Nitinol, e algumas ligas ternárias tais como Ni-Ti-Cu e Ni-Ti-Nb (SHAW; CHURCHILL; IADICOLA, 2008).

Destacam-se nestas ligas duas propriedades características, o Efeito Memória de Forma e a Superelasticidade, que serão discutidas mais adiantes.

#### 4.2.1. TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

A transformação de fase cristalográfica responsável pelos fenômenos de Efeito de Memória de Forma e Superelasticidade é do tipo martensítica termoelástica. Sua ativação ocorre pela variação da temperatura, ocorrendo no estado sólido sem que haja quebra das ligações atômicas, apenas a distorção reversível dos planos cristalográficos.

Essa transformação ocorre entre duas fases: uma estável em temperaturas mais baixas, conhecida como martensita (*M*), e outra estável em temperaturas mais altas, conhecida como austenita ou fase-mãe (*A*).

A fase austenítica em LMF tipicamente apresenta-se na forma cristalina cúbica de corpo centrado (B2). Quando comparada a martensita, esta fase possui maior rigidez e menor amortecimento. Já a martensita pode ocorrer sob a forma de cristais monoclinicos (B19'), no caso de ligas equiatômicas de níquel-titânio (Ni-Ti), cristais ortorrômbicos (B19), no caso de ligas Ni-Ti com adição elementos como cobre ou paládio, ou cristais romboédricos, no caso do aparecimento da fase intermediária R. Esses cristais podem ocorrer ainda de duas maneiras, dependendo da aplicação de tensão mecânica ou não. Na ausência de tensão mecânica, as variantes da martensita surgem sem direção preferencial e esse tipo de martensita é chamada de martensita de autoacomodação (*self-accommodated martensite*), martensita não-orientada ou martensita maclada (*twinned martensite*). Com a presença de tensão mecânica, os grãos martensíticos crescem na direção da carga aplicada e a estrutura formada é a martensita orientada (*detwinned martensite*). Apresenta maiores níveis de

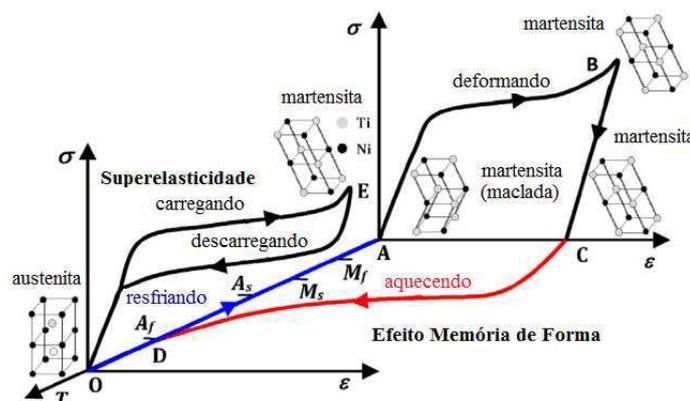
amortecimento e menor rigidez. Sua estrutura é mais macia e maleável, isto é, pode ser prontamente deformada pela aplicação de uma força externa (JANI *et al.*, 2014).

As transformações martensíticas podem ocorrer de forma direta, quando se resfria o material (austenita  $\rightarrow$  martensita), ou reversa, quando o material é aquecido (martensita  $\rightarrow$  austenita). A temperatura na qual se inicia a transformação direta é chamada Martensítica Inicial ( $M_s$ ) e a na qual a transformação é finalizada é a Martensítica Final ( $M_f$ ). De maneira semelhante, na transformação reversa temos a temperatura Austenítica Inicial ( $A_s$ ), na qual a martensita inicia sua transformação em austenita, e a Austenítica Final ( $A_f$ ), onde é finalizada a transformação. Essas temperaturas são chamadas Temperaturas Críticas de Transformação de Fase e podem apresentar variações em seus valores devido aos mais diversos fatores, entre eles a composição química e o processamento termomecânico são os mais importantes.

#### 4.2.2. COMPORTAMENTO TERMOMECÂNICO

O comportamento termomecânico associado à transformação termoelástica das LMF envolve dois fenômenos macromecânicos principais: o Efeito Memória de Forma (EMF) e a Superelasticidade (SE). A fase estável à temperatura de trabalho determina qual a propriedade funcional está ativa. Em temperaturas abaixo de  $M_f$  a fase em que o material se encontra é a martensita, na qual a propriedade funcional predominante é o EMF. A SE é observada apenas em temperaturas acima de  $A_f$ , na qual o material se encontra na fase de austenita. Na Figura 8 é mostrado um ciclo termomecânico de tensão x deformação x temperatura que descreve o EMF e a SE, destacando também as estruturas cristalográficas relacionados a cada etapa do ciclo. Estes fenômenos serão discutidos com mais detalhes nas seções seguintes.

Figura 8 - Diagrama Tensão x Deformação x Temperatura da LMF Ni-Ti.



Fonte - Adaptado de Guo *et al.* (2013)

#### 4.2.2.1. Efeito Memória de Forma

O Efeito Memória de Forma (EMF) é observado quando uma LMF sofre uma deformação extensa (de 4% a 8%) no estado martensítico e ao cessar o carregamento grande parte desta deformação se mantém, lembrando uma deformação plástica convencional. No entanto, ao submeter à LMF a um aumento de temperatura para valores superiores ao da temperatura  $A_f$ , a estrutura do material sofre uma transformação de martensita para austenita e recupera esta deformação. Ao se resfriar a LMF para temperaturas abaixo da temperatura  $M_f$ , nenhuma deformação ocorre e a LMF terá simplesmente retornado ao seu estado martensítico original devido à ocorrência da transformação direta austenita – martensita.

Na Figura 8, nota-se que o EMF inicia-se quando a martensita é do tipo maclada (não-orientada). A aplicação da carga induz uma direção preferencial para as maclas da martensita e a estrutura passa a ser chamada de martensita orientada. Com a retirada da carga a estrutura orientada é mantida assim como a deformação pseudoplástica. Esta é recuperada após o aquecimento a uma temperatura acima de  $A_f$ , quando a austenita é a única fase estável. Com o resfriamento posterior abaixo da  $M_f$ , martensita maclada é obtida, completando o ciclo.

Na prática, o EMF é menos interessante para fabricação de atuadores, onde um grande número de ciclos de ativação e desativação é desejável, pois cada vez que o atuador for acionado será preciso aplicar novamente uma deformação antes da próxima atuação.

#### 4.2.2.2. Superelasticidade

O comportamento mecânico associado com a formação e reversão da martensita induzida pelo carregamento mecânico aplicado (tensão) é denominado Superelasticidade (SE), e ocorre quando a LMF é carregada e descarregada mecanicamente a uma temperatura constante e superior a temperatura  $A_f$ . Acima dessa temperatura, quando uma LMF é submetida a um carregamento mecânico a fase austenítica inicia sua deformação elástica até atingir um nível de tensão mecânica crítico, conhecido como tensão crítica inicial de transformação martensítica ( $\sigma_{MS}$ ). É nesse nível de tensão que tem o início do patamar superelástico. Após atingir esse patamar a transformação martensítica se completará ao alcançar a tensão crítica final de transformação martensítica ( $\sigma_{MF}$ ). Nesse ponto, toda a microestrutura presente na LMF é formada por martensita não maclada. Ao iniciar o descarregamento, a LMF inicia a transformação reversa ao atingir a tensão crítica inicial de

transformação austenítica ( $\sigma_{AS}$ ) finalizando o processo ao atingir sua tensão crítica final de transformação austenítica ( $\sigma_{AF}$ ).

Ainda na Figura 8, é possível observar que o gráfico do efeito SE apresenta uma histerese. Fisicamente, essa histerese de tensão representa a diferença entre a energia recebida pelo material para sofrer a deformação, e a energia devolvida ao sistema. Isso implica dizer que o material tem a capacidade de dissipar uma parcela da energia utilizada para realizar o ciclo superelástico. É devido a essa característica apresentada pelas LMF que o fenômeno da superelasticidade vem sendo amplamente empregado em dispositivos utilizados como absorvedores dinâmicos (OLIVEIRA, 2014).

A tensão crítica para a martensita induzida por tensão segue a relação de Clausius-Clapeyron:  $d\sigma/dT = \Delta S/\varepsilon$  ( $\sigma$  é a tensão aplicada, T a temperatura,  $\Delta S$  a variação de entropia e  $\varepsilon$  a deformação aplicada). Quando a temperatura é aumentada, é necessária uma tensão maior para iniciar a transformação induzida por tensão. Por outro lado, a tensão crítica para induzir o deslizamento e, por consequência, a deformação plástica, diminui com o aumento da temperatura. Assim, é possível que, em uma determinada temperatura, a tensão crítica para a movimentação de discordâncias ocorra antes que o efeito superelástico, inibindo esta propriedade (OLIVEIRA; MIRANDA; BRAZ FERNANDES, 2017). A temperatura em que não é possível obter martensita induzida por tensão, pois a fase austenita é totalmente estável, é conhecida como  $M_d$  (HABERLAND; KADKHODAEI; ELAHINIA, 2016).

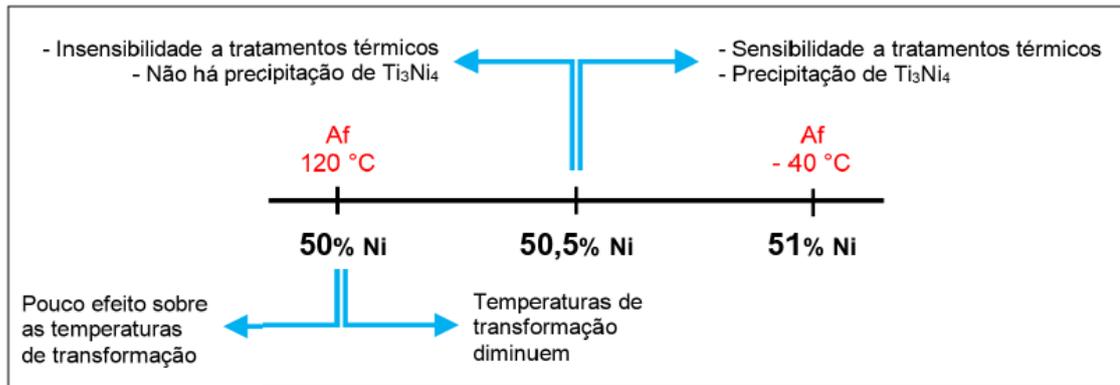
#### 4.2.3. LIGAS NIQUEL-TITÂNIO

As Ligas de Níquel-Titânio (Ni-Ti) são as LMF mais comumente estudadas e utilizadas devido a sua melhor fadiga funcional e biocompatibilidade, em comparação com as outras LMF comercialmente importantes. Como um composto intermetálico, essa liga apresenta boa ductilidade (que está relacionado à transformação martensítica com diferentes modos de deformação), baixa anisotropia e tamanho de grão relativamente pequeno (ELAHINIA *et al.*, 2012).

A liga Ni-Ti é obtida por uma composição equiatômica dos componentes níquel e titânio. A liga com 50% de ambos os metais é caracterizada pelo maior  $A_f$  (120°C) de todas as composições Ni-Ti estudadas. Diminuindo a porcentagem atômica (at.%) do Ni da composição equiatômica não altera as temperaturas de transformação. Por outro lado, um excesso de níquel (1%) é a variação de composição mais frequente para diminuir a temperatura  $A_f$  e mudar o comportamento da LMF na temperatura ambiente (EMF ou SE)

(LECCE; CONCILIO, 2014). Na Figura 9 é apresentado um esquema feito por Grassi (2014) ilustrando o efeito da porcentagem de níquel no comportamento termomecânico de ligas binárias Ni-Ti.

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



Fonte - Grassi (2014)

Ligas LMF Ni-Ti quase equiatômicas geralmente possuem duas fases: uma fase de alta temperatura (B2, austenita) e uma de baixa temperatura (B19', martensita). Adicionalmente, uma fase intermediária (fase R) pode aparecer, sendo um estado de transição entre a fase austenítica e martensítica. Existem basicamente três maneiras de conseguir a sequência de transformação B2 → R → B19' (OTSUKA; WAYMAN, 1998) em Ni-Ti: (a) trabalho a frio, (b) o envelhecimento das ligas com alto teor de Ni e (c) adição de um elemento ternário como o Fe. A transformação intermediária B2↔R tem atraído o interesse de cientistas e físicos de materiais desde início de 1970. Verificou-se que esta transformação apresenta uma histerese estreita e não varia muito com a ciclagem através da escala de transformação. As excelentes propriedades funcionais de fadiga associados com transformação B2↔R são comumente atribuídas a pequenas deformações da transformação (~ 1%). Tornando-se, portanto, muito atraente para aplicações de atuadores.

Embora a maioria dos estudos sugira que as ligas Ni-Ti têm boa biocompatibilidade, ainda há dúvidas sobre o desempenho *in vivo* e as interações no nível molecular das células. Entre essas questões, a corrosão assistida por tensão e os efeitos tóxicos da liberação de íons são os mais significativos. Foi relatado, no entanto, que a camada de óxido de titânio formada nas ligas Ni-Ti age como uma barreira à corrosão e a interação química e restringe a difusão de íons de níquel. Existe um consenso que a biocompatibilidade *in vivo* e *in vitro* do Ni-Ti é muito elegível para aplicações biomédicas (KAYA; KAYA, 2018).

### 4.3. Processos de Fabricação de Ligas com Memória de Forma

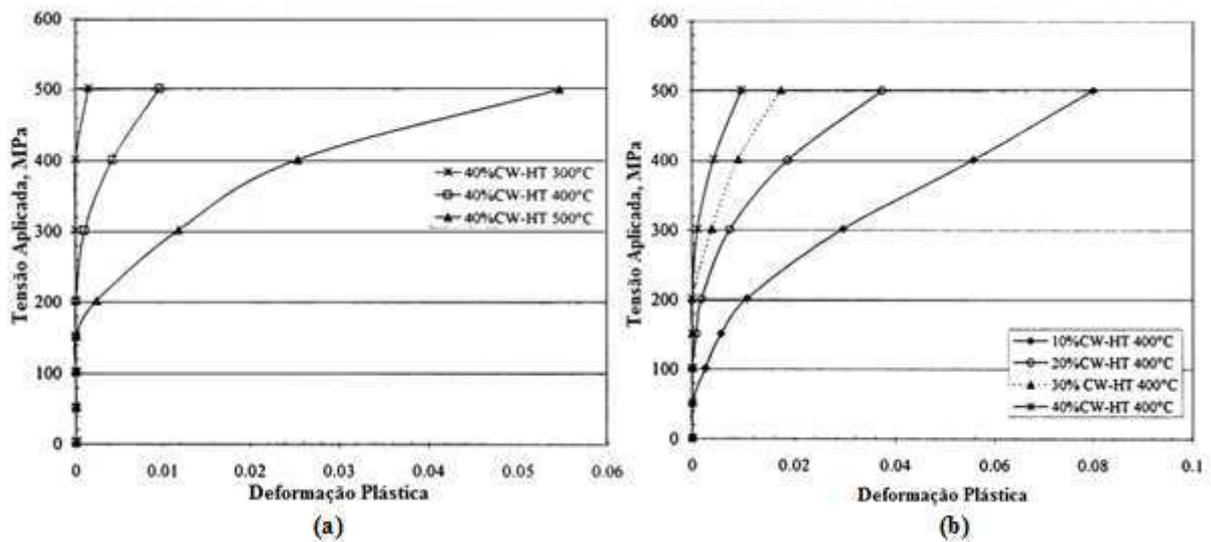
Os processos de fabricação desempenham um papel muito importante na formação do produto final desejado. Devido às suas propriedades exclusivas de memória de forma, a fabricação de materiais de LMF Ni-Ti requer atenção especial. Para fabricar as peças de Ni-Ti desejadas, desenvolver uma melhor compreensão das propriedades únicas do Ni-Ti é necessário (KAYA; KAYA, 2018).

#### 4.3.1. LAMINAÇÃO

Nos últimos anos, extensas pesquisas estão sendo realizadas para a melhoria das propriedades funcionais das ligas com memória de forma através de tratamentos termomecânicos tais como laminação a frio e recozimento subsequente (MOHAMMAD SHARIFI et al., 2014). O trabalho a frio aplicado sozinho, isto é, sem ser acompanhado pelo recozimento, aumenta a resistência mecânica do Ni-Ti, mas há a diminuição da quantidade de deformação recuperável pelo efeito memória de forma. O recozimento restaura o EMF, mas diminui a resistência mecânica. Acredita-se que o trabalho a frio introduz uma grande quantidade de discordâncias “aleatórias”, que impedem a mobilidade das variantes de martensita. O recozimento rearranja essas discordâncias (DUERIG *et al.*, 1990).

Miller e Lagoudas (2001) em seu trabalho analisaram a influência do trabalho a frio e do tratamento térmico no efeito memória de forma e no desenvolvimento da deformação plástica em LMF termicamente ativadas sob a aplicação de tensão constante. As amostras de fio Ni-Ti foram laminadas a frio com redução para 10, 20, 30 e 40% do diâmetro inicial do fio e depois recozidas a 300, 400 e 500°C por 15 minutos, resultando em diferentes níveis de recristalização. Os resultados mostraram que o aumento da porcentagem de trabalho a frio para temperaturas de recozimento semelhantes ou a redução na temperatura de recozimento para porcentagens de trabalho a frio similares, aumentam o nível de tensão para o início da deformação plástica e reduzem o desenvolvimento plástico adicional. Na Figura 10 é mostrado um desses resultados, o qual indica que um aumento na temperatura de recozimento aumenta a deformação plástica acumulada e um aumento da porcentagem de trabalho a frio diminui a mesma.

Figura 10 - Gráfico Tensão aplicada x Deformação plástica mostrando: a) o efeito da temperatura de recozimento para 40% de trabalho a frio; b) o efeito do trabalho a frio nas amostras de Ni-Ti recozidas a 400°C.



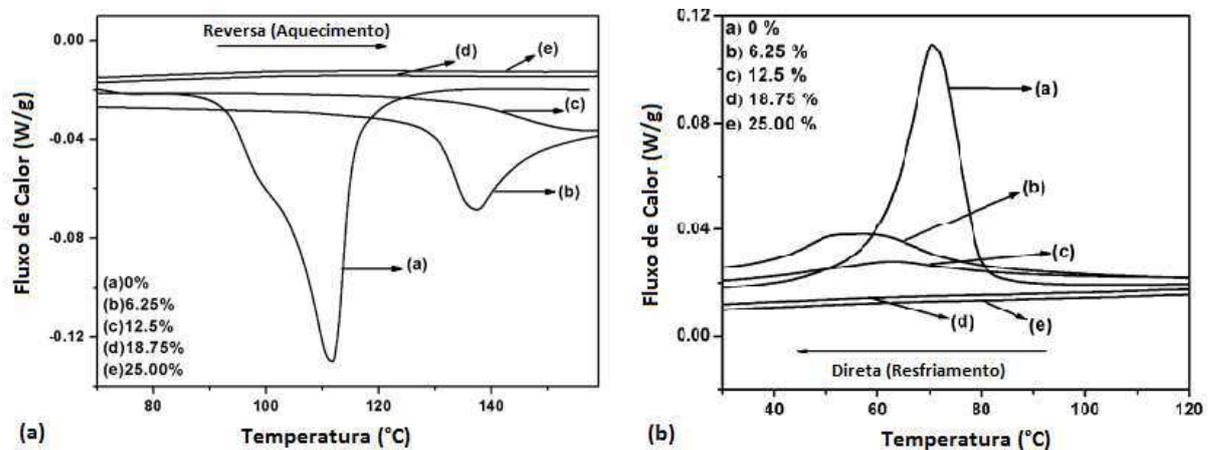
Fonte - Adaptado de Miller e Lagoudas (2001)

Mitwally e Farag (2009) analisaram o efeito do trabalho a frio e do recozimento na estrutura e características de uma barra de Ni-Ti submetida à laminação a frio com reduções de espessura de 20, 30 e 40% do valor inicial. Para a redução de 40%, algumas amostras foram recozidas por um tempo de 1 hora nas temperaturas de 400, 500, 600 e 700°C. Foi observado que com o aumento da porcentagem de redução o volume de fração de martensita aumenta e há uma redução da recuperação da memória de forma. Isto ocorre devido à presença de discordâncias que impedem a transformação de martensita em austenita, fazendo com haja uma estabilização da martensita em temperaturas mais altas do que deveria e isso leva a redução da recuperação do efeito memória de forma. Com o recozimento após a laminação, foi observado que a fração de austenita aumenta com a temperatura de recozimento, uma vez que o rearranjo das discordâncias pode facilitar a transformação da martensita para austenita.

Pattabi e Murari (2014) analisaram o efeito da laminação a frio nas temperaturas de transformação de amostras de placa fina de Ni-Ti submetidas a reduções de 6,25%, 12,5%, 18,75% e 25%. Algumas amostras passaram por tratamentos térmicos de 300, 500 e 660°C por 20 minutos e foi analisada a recuperação das propriedades da LMF. Na Figura 11 é apresentado o DSC (*Differential Scanning Calorimeter* - Calorimetria Diferencial de Varredura) das amostras antes do tratamento térmico e é possível observar que as temperaturas no aquecimento são deslocadas para a direita até que em porcentagens maiores de deformação a transformação não é detectada pelo DSC, tanto no aquecimento quanto no

resfriamento. Esse efeito é atribuído à mudança interna de estado introduzida pela laminação a frio. As amostras submetidas a tratamentos posteriores de 300 e 500°C mostraram recuperação das características de memória de forma até naquelas que sofreram maiores deformações. Elas apresentaram a fase R indicando que as discordâncias introduzidas devido ao trabalho a frio não foram completamente removidas pelo tratamento nessas temperaturas. A partir da análise dos DSC para o tratamento a 660°C, os autores concluíram que houve a completa recuperação dos defeitos introduzidos pelo processo, uma vez que eles mostraram-se bastante similares ao da amostra sem trabalho a frio.

Figura 11 - DSC das amostras submetidas a diferentes porcentagens de laminação a frio durante (a) transformação reversa (aquecimento) (b) transformação direta (resfriamento).



Fonte - Adaptado de Pattabi e Murari (2014)

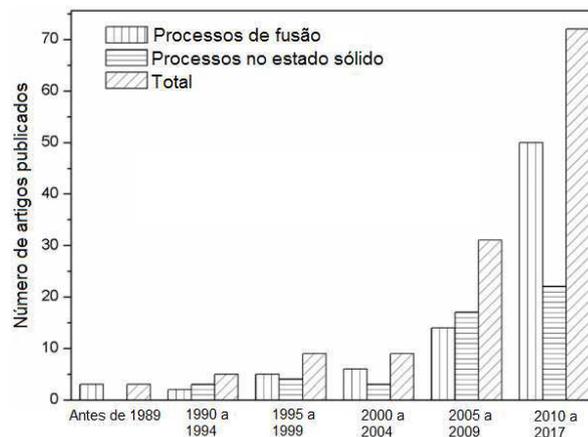
A laminação a frio de ligas Ni-Ti para reduções de 50 a 70% leva a amorfização parcial e a um refinamento dos grãos. Tal refinamento da estrutura permite uma melhoria significativa das propriedades mecânicas e funcionais, especialmente no caso de serem alcançados elementos na escala nanométrica. Sob uma perspectiva de aplicação de engenharia, grãos ultrafinos são caracterizados por alto limite de escoamento e altas resistências a fratura e ao desgaste em comparação com materiais convencionais de grãos grosseiros e de grãos finos (BRAILOVSKI *et al.*, 2011). Segundo Mohammad Sharifi *et al.* (2014), a acumulação de discordâncias parece ser a maior causa de amorfização induzida pela laminação a frio.

A laminação a frio também causa um comportamento anisotrópico no material. O comportamento de memória de forma é visto apenas na direção que passa através dos rolos, mas não na direção transversal (DUEIRIG *et al.*, 1990).

#### 4.3.2. SOLDAGEM

Para alcançar sucesso na fabricação de geometrias complexas de ligas Ni-Ti, é necessário desenvolver tecnologias de processamento efetivas e eficientes. A baixa usinabilidade das ligas Ni-Ti requer o desenvolvimento de métodos próprios de soldagem e união que possam garantir que as propriedades funcionais dessas ligas permaneçam após o processamento (ZHANG *et al.*, 2018). Nas últimas duas décadas, o número de pesquisas relatado na literatura no que diz respeito a técnicas de soldagem e junção de ligas Ni-Ti aumentaram significativamente, como mostrado na Figura 12.

Figura 12 – Número de trabalhos publicados sobre processos de união de ligas com memória de forma Ni-Ti ao longo do tempo.



Fonte - Adaptado de Oliveira; Miranda; Braz Fernandes (2017)

O processo de soldagem por fusão é o mais utilizado na indústria e existe uma classificação deste baseado no tipo de fonte de energia utilizada para fundir os materiais. Para Ni-Ti os processos mais utilizados são: GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding* - Soldagem ao arco elétrico com proteção gasosa), LBW (*Laser Beam Welding* – Soldagem a laser), PAW (*Plasma Arc Welding* – Soldagem a plasma) e EBW (*Electrom Beam Welding* - soldagem por feixe de elétrons). Destaca-se a soldagem LBW, sendo até o momento o mais estudado, devido a sua precisão, bom controle de fornecimento de calor, baixa densidade de energia e, portanto, pequena zona termicamente afetada pelo calor, com tensões residuais mínimas, o que o torna bastante interessante para soldar LMF de Ni-Ti.

Os principais problemas de soldabilidade associados com as LMF de Ni-Ti são: redução da resistência, formação de compostos intermetálicos, modificação da transformação de fase e das temperaturas de transformação, assim como, nos efeitos superelástico e de

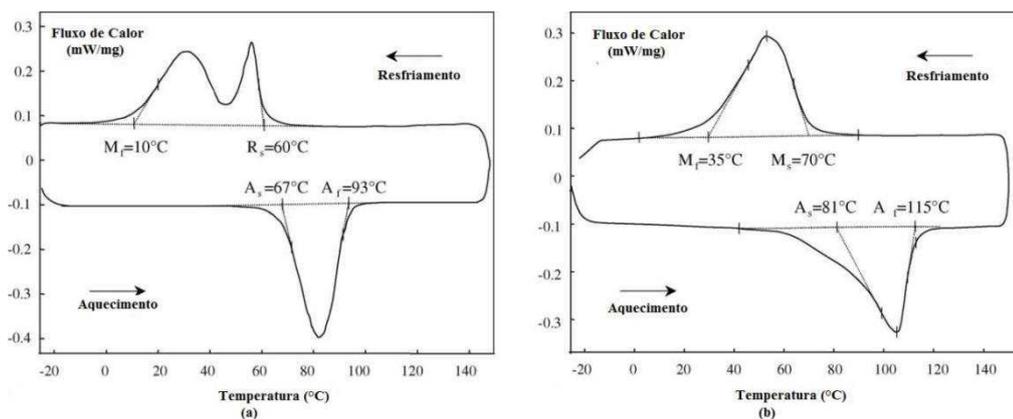
memória de forma (OLIVEIRA; MIRANDA; BRAZ FERNANDES, 2017). Para obtermos juntas soldadas de elevada qualidade é necessário preservar ao máximo a composição química e microestruturas originais do metal de base e fazer com que o metal de solda se aproxime o máximo possível destas mesmas condições, mesmo que seja necessária a utilização de técnicas conexas como tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) (MELO, 2017).

Neste trabalho, a soldagem LBW será brevemente discutida por ser, até o momento, a mais estudada. No entanto, a soldagem GTAW também merece destaque por ser o processo de soldagem utilizado neste trabalho e por ser um processo bem mais simples e barato em comparação com a soldagem LBW.

#### 4.3.2.1. Soldagem LBW

Falvo, Furgiuele e Maletta (2005) analisaram o efeito da soldagem LBW no comportamento mecânico e de efeito memória em uma LMF Ni-Ti. Eles observaram que a mudança significativa no comportamento de transformação ocorre porque a soldagem reseta o efeito da laminação a frio e dos tratamentos térmicos efetuados no material durante o processo de produção. Como resultado, as temperaturas de transformação das amostras soldadas a laser aparecem significativamente diferentes daquelas do material de base, como apresentado na Figura 13. A transformação de fase em dois estágios, correspondente a austenita – fase R – martensita, é substituída pela transformação em um estágio, austenita – martensita.

Figura 13 - Curvas DSC: (a) material de base; (b) zona termicamente afetada e zona fundida.

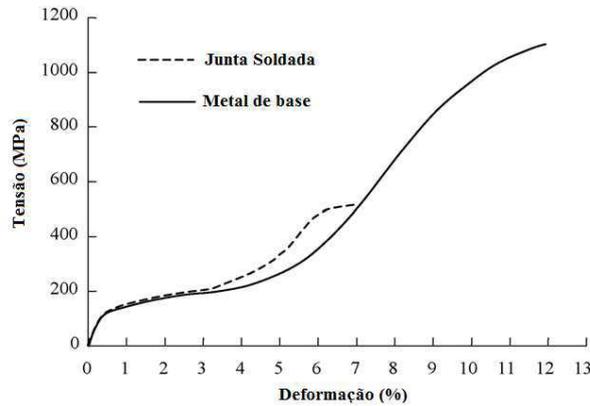


Fonte - Adaptado de Falvo, Furgiuele e Maletta (2005).

Falvo, Furgiuele e Maletta (2005) ainda mostraram a redução nas propriedades mecânicas da junta soldada, apresentada no gráfico da Figura 14. Embora nenhuma análise

estrutural tenha sido feita, é razoável se concluir que a redução ocorreu devido a grande diferença microestrutural, observada pela microscopia ótica, entre a zona fundida e o material de base (OLIVEIRA; MIRANDA; BRAZ FERNANDES, 2017).

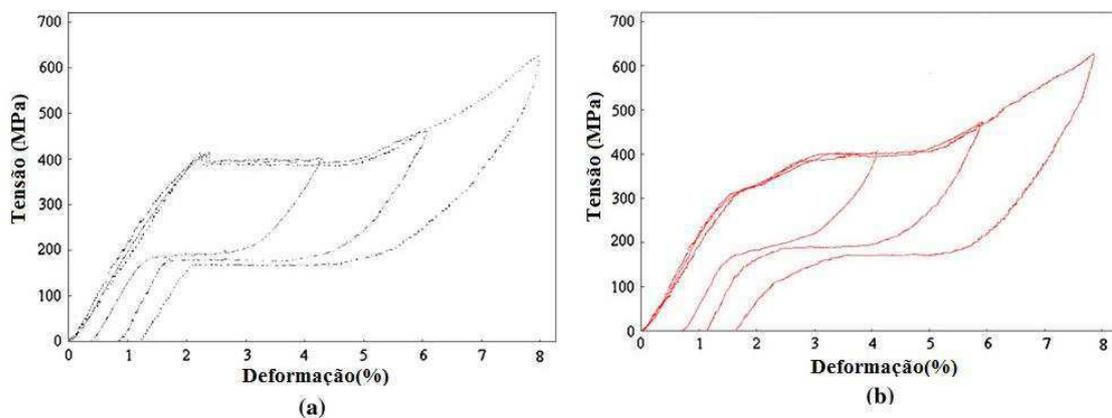
Figura 14 - Curva Tensão x Deformação de uma junta soldada de LMF Ni-Ti martensítica.



Fonte - Adaptado de Falvo, Furgieule e Maletta (2005).

Chan, Man e Yue (2011) em seu trabalho analisaram, entre outros fatores, o efeito da soldagem LBW no comportamento superelástico de placas finas soldadas. Comparando a Figura 15 **a** e **b**, eles observaram que a amostra soldada apresentou uma pequena redução na propriedade superelástica, provavelmente devido a formação de compostos intermetálicos no contorno dos grãos na zona fundida, que dificulta a reorientação da martensita e, por consequência, enfraquece o efeito SE.

Figura 15 – Curva Tensão x Deformação com 4, 6 e 8% de deformação: (a) amostra Ni-Ti como recebida (b) amostra Ni-Ti soldada.



Fonte – Adaptado de Chan, Man e Yue (2011).

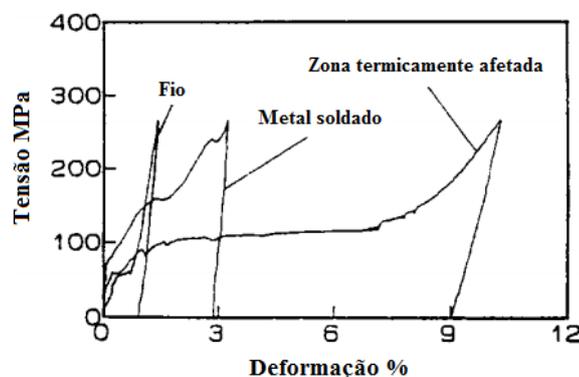
Vieira *et al.* (2011) observaram que a direção de laminação é um fator que deve ser levado em conta na soldagem de placas de Ni-Ti, sugerindo soldar perpendicularmente a direção de laminação. Apesar de haver uma redução na resistência mecânica das soldas em ambos os casos, devido à presença de porosidades e microestruturas desfavoráveis, a soldagem perpendicular apresentou melhor resistência do que a solda ao longo da direção de laminação.

#### 4.3.2.2. Soldagem GTAW

O processo de soldagem ao arco elétrico com proteção gasosa - GTAW utiliza como fonte de calor um arco elétrico mantido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça a soldar. A proteção da região de soldagem é feita por um fluxo de gás inerte (WAINER; BRANDI; MELLO, 2004). As juntas soldadas são de alta qualidade desde que sejam selecionados parâmetros apropriados de soldagem.

Ikai, Kimura e Tobushi (1996) utilizaram o processo GTAW para soldar fios e placas finas de LMF Ni-Ti. Na Figura 16 são apresentadas curvas tensão x deformação do ensaio de carregamento-descarregamento para o fio, a amostra similar a zona fundida e a amostra similar a zona termicamente afetada. É possível observar que as curvas são diferentes para cada região. Embora a transformação da fase R apareça em deformações em torno de 0,5% no fio, não aparece claramente na amostra similar ao metal soldado e na amostra similar a zona termicamente afetada. Os autores observaram que o processo de soldagem removeu as características obtidas após trabalho a frio e por isso a fase R não aparece claramente na zona fundida e na zona termicamente afetada.

Figura 16 - Curvas Tensão x Deformação para o fio, a zona termicamente afetada e a zona fundida.



Fonte - Adaptado de Ikai, Kimura e Tobushi (1996)

Rodrigues (2016) em seu trabalho avaliou a influência da soldagem de fios de ligas com memória de forma Ni-Ti usando pulsos controlados de GTAW, avaliando as propriedades termomecânicas de juntas soldadas destes fios nas condições com EMF e com SE. Os resultados evidenciaram a influência do estado inicial do material a soldar, uma vez que diferentes comportamentos foram obtidos para o fio martensítico e para o austenítico. As juntas superelásticas, por exemplo, fraturam prematuramente a cerca de 2,5 % de deformação por atingirem a resistência máxima da junta muito antes da junta formada por um fio atuador.

Oliveira *et al.* (2016) utilizaram o processo GTAW para soldar placas finas de LMF Ni-Ti. Os ensaios de tração da junta soldada apresentaram deformação de ruptura em torno de 20% e um patamar superelástico 30 MPa abaixo do patamar para o metal de base. Observaram também que a superelasticidade e o efeito memória de forma foram preservados após a soldagem, confirmando, assim, a viabilidade do uso do processo GTAW para soldagem de LMF Ni-Ti.

Melo (2017) avaliou a soldabilidade de chapas finas de LMF de NiTi nos estados austenítico e martensítico pelos processos GTAW, PAW e LBW. As juntas soldadas pelo processo GTAW foram capazes de suportar deformações maiores que as suportadas pelos outros processos, superiores a 60% da deformação suportada pelo metal de base (MB) no estado austenítico e maior que 90% no estado martensítico.

## 5 MATERIAIS E MÉTODOS

Todas as atividades desenvolvidas neste trabalho foram realizadas no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA), da Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica (UAEM) da Universidade Federal de Campina Grande (UFCG).

### 5.1. Material Utilizado

Para a realização deste trabalho foram utilizados fios de LMF Ni-Ti apresentando o efeito superelástico à temperatura ambiente. Os fios são comercializados no mercado nacional pela empresa Sandinox Ltda e seguem os requisitos da norma ASTM F2063 que trata dos padrões de qualidade para LMF de Ni-Ti utilizadas em dispositivos médicos e implantes cirúrgicos.

Em seu estado original, como recebido, o fio possui 0,67 mm de diâmetro. Na Tabela 1 apresenta-se a composição química do material, segundo o fabricante.

Tabela 1 - Composição química do fio de LMF Ni-Ti.

Ni (% em peso)	Ti (% em peso)
56,02	43,73

Fonte – Sandinox Ltda.

### 5.2. Fabricação das Fitas

O fio superelástico, como recebido, é fornecido em bobina, e é inicialmente cortado em comprimentos de aproximadamente 50 mm. Para a obtenção das fitas delgadas de Ni-Ti, as amostras de fio foram laminadas a frio (temperatura ambiente). Esta laminação consiste na passagem do fio por dois rolos diminuindo a espessura até a desejada. Foram realizadas três passagens no laminador: a primeira com redução de 25% (0,50 mm), a segunda com redução de 25% (0,38 mm) e a terceira com redução de 60% (0,15 mm). Após a laminação as fitas foram submetidas a tratamentos térmicos para recuperação do encruamento provocado pela laminação e obtenção das características de superelasticidade e do efeito memória de forma.

As temperaturas e os tempos para a realização dos tratamentos térmicos foram selecionados com base no estudo realizado anteriormente por Grassi (2014) em micro molas superelásticas de LMF Ni-Ti e aplicados por Silva (2017) em fitas laminadas. Os tratamentos

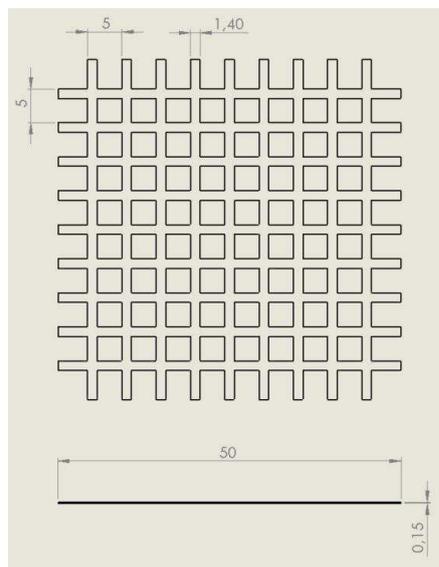
foram realizados no forno resistivo para tratamentos térmicos da marca EDG, modelo F3000 10P e os parâmetros escolhidos para o tratamento para obtenção do EMF foi de 550 °C por 180 min e para a SE de 450°C por 20 min, resfriado ao ar.

### 5.3. Concepção da Malha

A concepção da malha baseou-se na metodologia utilizado por Silva Filho *et al.* (2018), o qual desenvolveu uma malha flexível a partir de fios LMF Ni-Ti martensíticos. Esses fios foram laminados e logo após soldados utilizando um gabarito com as dimensões da malha.

Para este trabalho, a ideia foi utilizar fios superelásticos já utilizados em aplicações biomédicas e fornecidos pelo mercado local. A configuração da malha, assim como suas dimensões em milímetros, é apresentada na Figura 17.

Figura 17 - Concepção da malha (dimensões em mm).



Fonte - Autoria própria

### 5.4. Fabricação das Malhas

Com o objetivo de executar a soldagem por pulsos controlados de GTAW das fitas de LMF Ni-Ti com o efeito memória de forma e com a superelasticidade, foi utilizada uma soldadora GTAW, modelo PUK U4, fornecida pela empresa Lampert (Alemanha).

A máquina PUK U4 tem uma potência nominal máxima de 400VA. O pulso de soldagem é realizado com o uso de atmosfera protetora de argônio, a fim de reduzir a quantidade de impurezas na região da junta durante o procedimento de união. A partir da escolha do material a ser soldado, o equipamento fornece recomendação de faixas de uso pré-configuradas, o que facilita a escolha dos parâmetros de soldagem.

Neste trabalho, foram selecionados fitas de LMF Ni-Ti com espessura nominal de 0,15 mm, totalizando 0,3 mm quando uma fita está sobreposta à outra. Assim, a função a ser utilizada é a prevista para espessuras superiores a 0,3 mm. A faixa recomendada para o titânio com espessura superior a 0,3 mm é de tempo 4-8 ms e potência 24-65% da potência nominal (96-260 VA).

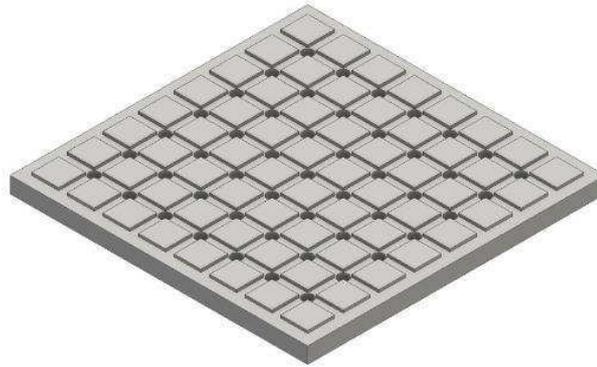
Com testes preliminares de soldagem realizados variando a potência do pulso, o tempo do pulso e a quantidade de pulsos, conseguiu-se chegar a parâmetros nos quais se verificou a maior resistência mecânica da junta soldada. Também foram feitos testes com relação ao tratamento térmico, para a obtenção do EMF e da SE, ser realizado antes ou após a soldagem. Verificou-se que para a fita EMF, melhor resistência foi obtida com o tratamento sendo realizado após a soldagem, e para a fita SE, o tratamento é realizado antes do procedimento de união.

As soldagens são realizadas sem material de adição (solda autógena) utilizando um eletrodo não consumível de tungstênio com diâmetro de 0,5mm. Gás argônio comercial com uma vazão de 5 l/min foi utilizado como atmosfera de proteção da poça de fusão.

Antes de do procedimento de soldagem, as fitas laminadas passaram por uma limpeza utilizando álcool isopropílico com o intuito de remover as impurezas contidas na superfície das fitas.

Para auxiliar na fabricação da malha de LMF Ni-Ti foi construído um gabarito por meio de impressão 3D. Esse molde, mostrado na Figura 18, tem o formato e dimensões desejadas para a malha, de 50 x 50 mm e espaçamento de 5 mm entre as fitas. A base metálica sob a qual o gabarito com as fitas montadas é colocado foi feita de cobre, por apresentar uma alta condutividade térmica.

Figura 18 - Molde gabarito de soldagem.



Fonte - Autoria própria

## 5.5. Caracterização dos Materiais

### 5.5.1. FITAS ÍNTEGRAS E SOLDADAS

#### 5.5.1.1. Análise de incerteza de medição

Para avaliar a incerteza de medição da espessura e largura das fitas foram realizadas 31 medições em uma amostra de fita. As medições foram realizadas com um paquímetro digital do fabricante Messen, de resolução 0,01 mm e faixa nominal de 150 mm. Como não há certificado de calibração deste sistema de medição, a incerteza expandida associada à calibração foi calculada, seguindo recomendação de Vuolo (1996), como sendo igual a resolução do instrumento, para um fator de abrangência de 2.

O método utilizado para avaliação da incerteza de medição foi o de Monte Carlo, que é um procedimento numérico para a solução de problemas matemáticos por meio de simulações de variáveis aleatórias, sendo uma ferramenta para combinar distribuições. Para avaliar a incerteza de medição, o método de Monte Carlo usa simulações computacionais, onde as distribuições de probabilidades das variáveis de entrada são propagadas.

Para o cálculo da incerteza de medição da largura da fita foram definidas três variáveis de influência:  $\bar{L}$  – desvio-padrão associado à média/ variabilidade das leituras,  $\Delta RL$  – resolução finita do sistema de medição e  $\Delta CL$  – incerteza de calibração do sistema de medição. O modelo matemático é apresentado na Equação 1. Do mesmo modo, para o cálculo de incerteza de medição da espessura foram definidas as variáveis:  $\bar{E}$  – desvio-padrão associado à média/ variabilidade das leituras,  $\Delta RE$  – resolução finita do sistema de medição e

$\Delta CE$  – incerteza de calibração do sistema de medição. O modelo matemático é apresentado na Equação 2.

$$L = \bar{L} + \Delta RL + \Delta CL \quad (1)$$

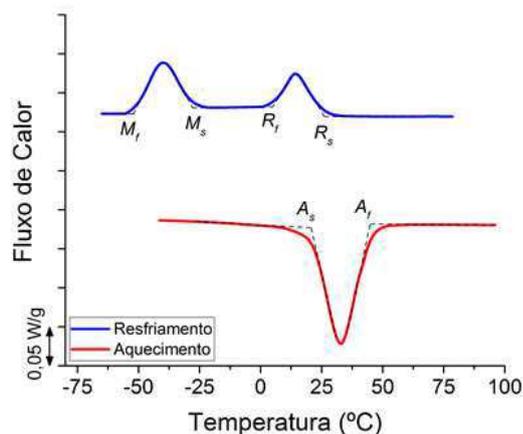
$$E = \bar{E} + \Delta RE + \Delta CE \quad (2)$$

### 5.5.1.2. Caracterização Térmica

As temperaturas de transformação das fitas íntegras e soldadas de LMF Ni-Ti foram obtidas a partir de ensaios de Calorimetria Diferencial de Varredura (*Differential Scanning Calorimeter* - DSC). O equipamento utilizado foi o DSC Q20, da marca TA Instruments disponível no LaMMEA. Os parâmetros utilizados foram: taxa de variação de temperatura de 10 °C/min e faixa de temperatura entre -60 °C e 120 °C, com exceção da fita SE soldada, em que a faixa de temperatura foi entre -80°C e 120°C.

As temperaturas de transformação de fase foram calculadas através do traçado das tangentes aos picos das curvas características de fluxo de calor obtidas no DSC, como apresentado na Figura 19.

Figura 19 - Método das tangentes para determinação das temperaturas de transformação de fase em LMF a partir de um ensaio DSC.



Fonte - Autoria própria

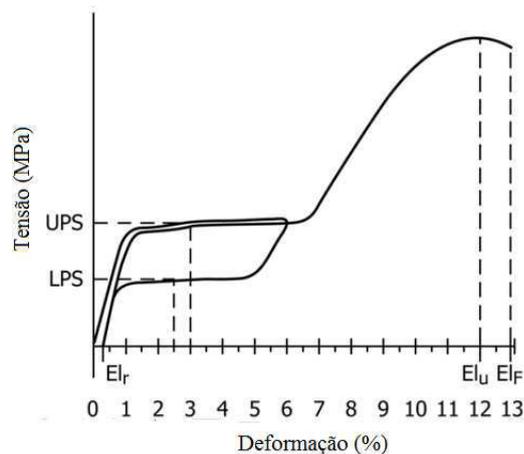
### 5.5.1.3. Caracterização Mecânica

A caracterização da resistência mecânica das fitas de Ni-Ti íntegras e soldadas foi realizada por meio de ensaio tração uniaxial, à temperatura ambiente, utilizando a máquina universal de ensaios eletrodinâmica da marca INSTRON, modelo Electropuls E10000. Os

ensaios foram realizados com base na norma ASTM F2516-18, que trata da padronização de ensaios de tração em LMF superelásticas de Ni-Ti.

Segundo esta norma, a caracterização consiste em submeter o corpo de prova a um ciclo de 6% de deformação com posterior retorno superelástico por descarregamento. Em seguida o corpo de prova é tracionado até a ruptura. A partir da curva tensão - deformação resultante desse ensaio é possível obter as seguintes propriedades: a tensão do patamar superior (UPS – *Upper Plateau Strength*), a tensão do patamar inferior (LPS – *Lower Plateau Strength*), o alongamento residual ( $El_r$  – *residual elongation*) e o alongamento total ( $El_u$  – *ultimate elongation*). Com os valores obtidos das tensões dos patamares superior e inferior, pode-se calcular a histerese de tensão do material. A Figura 20 apresenta um gráfico tensão x deformação tipicamente resultante deste ensaio, assim como as propriedades mencionadas anteriormente.

Figura 20 - Gráfico obtido de um ensaio de tração para ligas Ni-Ti superelásticas seguindo a norma ASTM F2516-18.



Fonte - Adaptado de Norma ASTM F2516-18

Nesse contexto, foram realizados ensaios de tração uniaxial utilizando-se uma célula de carga de 1 kN. Os ensaios foram realizados utilizando uma taxa de deformação de  $0,02 \text{ min}^{-1}$  durante o ciclo de 6% de deformação e a uma taxa de  $0,2 \text{ min}^{-1}$  no carregamento até a ruptura. Os corpos de prova consistiam em fitas íntegras e soldadas com o comprimento útil de aproximadamente 20 mm. Na Figura 21 é possível observar a montagem de uma fita na garra utilizada no ensaio.

Figura 21 - Montagem da fita íntegra EMF na garra utilizada na Instron modelo E10000.

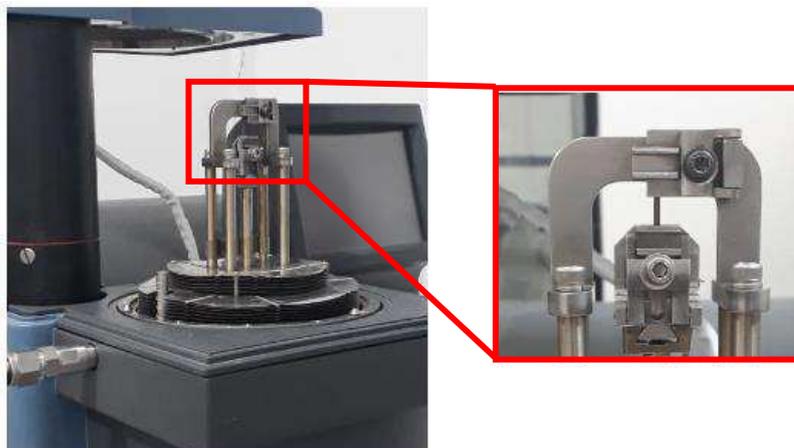


Fonte - Autoria própria

#### 5.5.1.4. Caracterização Termomecânica

Para a realização dos ensaios dinâmicos nas fitas de Ni-Ti íntegras e soldadas, o equipamento utilizado foi um Analisador Dinâmico Mecânico (*Dynamic Mechanical Analyser* - DMA), cuja função essencial é analisar propriedades viscoelásticas com a variação da temperatura por meio de ensaios dinâmicos. O DMA disponível no LaMMEA é o Q800 da marca TA Instruments. As fitas no modo de tração com frequência de excitação de 1 Hz e amplitude de 10  $\mu\text{m}$  foram submetidas a uma rampa de aquecimento entre 30°C a 100°C com uma taxa de troca de calor de 2 °C/min. Na Figura 22 é apresentada a montagem no DMA utilizando a garra de tração para filmes ou amostras com superfície plana.

Figura 22 - Fita Ni-Ti fixada na garra de tração para realização dos ensaios no DMA.



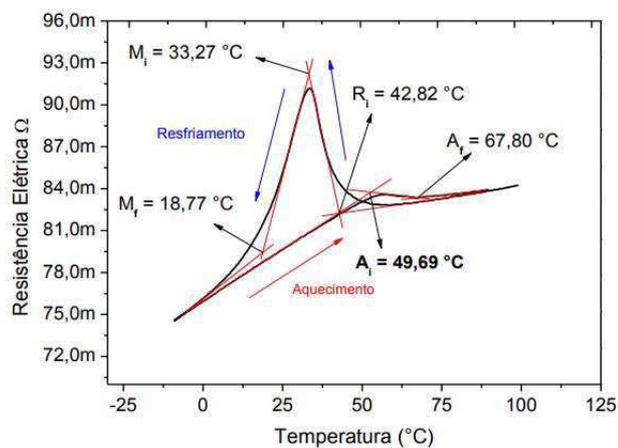
Fonte - Autoria própria

## 5.5.2. MALHAS

### 5.5.2.1. Caracterização Térmica

Para determinar as temperaturas de transformação de fase realizou-se uma avaliação da variação da resistência elétrica em função da temperatura (RET), a uma taxa média de 4°C/min, para uma faixa de temperaturas variando de -60 °C a 100 °C. Para isso utilizou-se de um banho termo regulável modelo CC 902 da marca Huber. Uma fonte de corrente contínua modelo E3633A da marca AGILENT induz uma corrente constante sob a malha, e por meio de um sistema de aquisição de dados modelo 34970A da marca AGILENT são obtidos os valores de queda de tensão e temperatura. Por fim, pelo método das tangentes determinam-se as temperaturas características de transformação de fase sob tensão nula a partir da curva resistência elétrica versus temperatura, como apresentado na Figura 23. Maiores detalhes da montagem experimental podem ser vistos em Reis (2010).

Figura 23 - Método das tangentes para determinação das temperaturas de transformação de fase em LMF a partir de um ensaio RET.



Fonte - Reis (2010)

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 ( $R$ ) e um valor de resistência elétrica instantânea ( $R_i$ ). A partir desses valores, é possível obter a relação ( $dR/R$ ), em que  $dR = R_i - R$ .

### 5.5.2.2. Caracterização Mecânica

Uma máquina de ensaios eletromecânica da marca Instron, modelo 5582, foi utilizada para a realização de ciclos de deformação de 1% até 6% em relação ao comprimento útil, correspondente a 4 células na direção longitudinal (aproximadamente 20 mm de comprimento). A montagem da malha é apresentada na Figura 24.

Figura 24 - Montagem da malha EMF na garra para ensaio de tração, na Instron 5582.



Fonte - Autoria própria

A célula de carga utilizada foi a de 30 kN. Cada ciclo de descarregamento deixa uma força residual de 5 N. Foi utilizado um período constante de 4 min por ciclo.

### 5.5.2.3. Caracterização Termomecânica

Assim como as fitas, as malhas com o efeito memória de forma e as superelásticas foram submetidas a ensaios dinâmicos no DMA. As malhas no modo de flexão mono engastada (*single cantilever*) com frequência de excitação de 1 Hz e amplitude de 30  $\mu\text{m}$  foram submetidas a uma onda triangular de aquecimento entre 30°C a 100°C com uma taxa de troca de calor de 2 °C/min. Na Figura 25 é apresentada a montagem da malha no modo de flexão mono engastada no DMA.

Figura 25 - Malha Ni-Ti fixada na garra de flexão modo mono esgastado para realização dos ensaios no DMA.



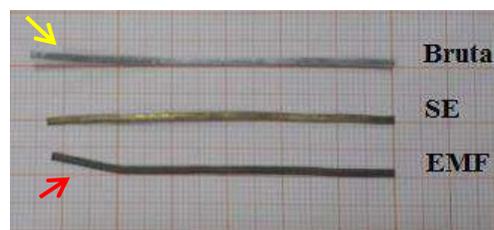
Fonte - Autoria própria

## 6 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 6.1. Fitas LMF Íntegras

A partir do procedimento descrito na metodologia para a laminação dos fios LMF Ni-Ti, foi possível obter as fitas pretendidas para a fabricação das malhas. As fitas brutas foram submetidas aos tratamentos térmicos descritos para a obtenção das características de memória de forma e de superelasticidade, e na Figura 26 são apresentadas as fitas obtidas ao final do processo.

Figura 26 - Fitas LMF Ni-Ti laminadas antes e depois dos Tratamentos Térmico para obtenção das propriedades funcionais.



Fonte - Autoria própria

É possível observar na Figura 26 que a fita bruta, apesar de retilínea longitudinalmente, apresenta uma pequena curvatura com relação ao plano, indicada pela seta em amarelo. Já a fita EMF apresenta a angulação indicada pela seta vermelha. Algumas fitas apresentaram essas características. Segundo FILHO et al. (2011), o defeito de encurvamento

surge como resultado de uma condição de assimetria na passagem que decorre das posições, diâmetros, condições superficiais e velocidades dos cilindros de trabalho. O defeito de cambamento, por sua vez, caracterizado por uma curvatura lateral em grande arco, resulta da laminação da tira de espessura uniforme em um laminador com essa distância não uniforme. As fitas que apresentavam este último defeito, desde que não compromettesse o comprimento de 50 mm, foram aproveitadas.

### 6.1.1. ANÁLISE DA INCERTEZA DE MEDIÇÃO

A proposta inicial de projeto para as fitas é a de espessura de 0,15 mm. Conforme descrito na metodologia, foi utilizado o método de Monte Carlo para avaliação da incerteza nas medições. Para a espessura e a largura da fita, realizando a simulação de Monte Carlo, com 1 milhão de iterações, a partir de 31 leituras realizadas, foram obtidos os valores apresentados na Tabela 2. Ambas as medições apresentaram fator de abrangência de 2 e probabilidade de abrangência de 95,45. Isto significa que, para cada 1 milhão de iterações realizadas, 954500 terão valores de largura variando entre 1,39 e 1,43 mm e de espessura variando entre 0,15 e 0,19 mm.

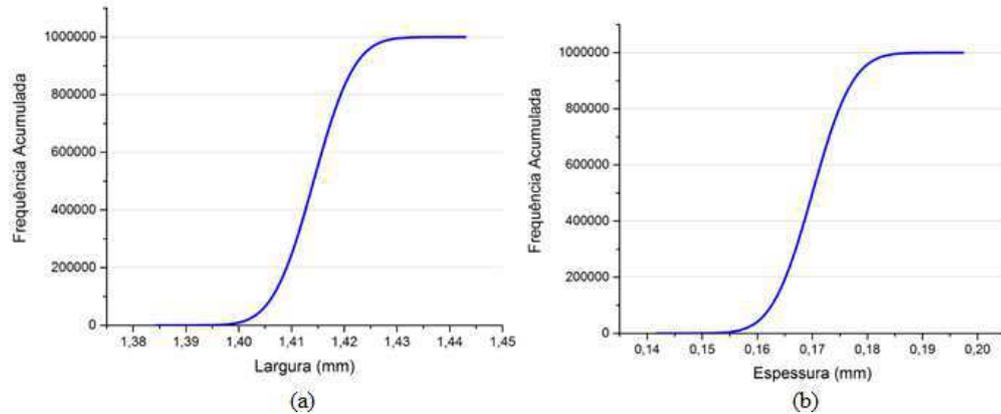
Tabela 2 - Valores obtidos após a análise de incerteza pelo método Monte Carlo

	<b>Medição (mm)</b>
Largura	1,41 ± 0,02
Espessura	0,17 ± 0,02

Fonte - Autoria própria

Nas curvas da Figura 27 **a** e **b** são apresentadas a distribuição acumulada para as iterações realizadas para a largura e espessura, respectivamente. A partir do formato similar ao S e do valor da distorção das iterações (cerca de 0,0001, ou seja, aproximadamente nula), pode-se afirmar que a distribuição das medições tem o formato de uma distribuição normal.

Figura 27 - Frequência acumulada para a: (a) largura; (b) espessura.

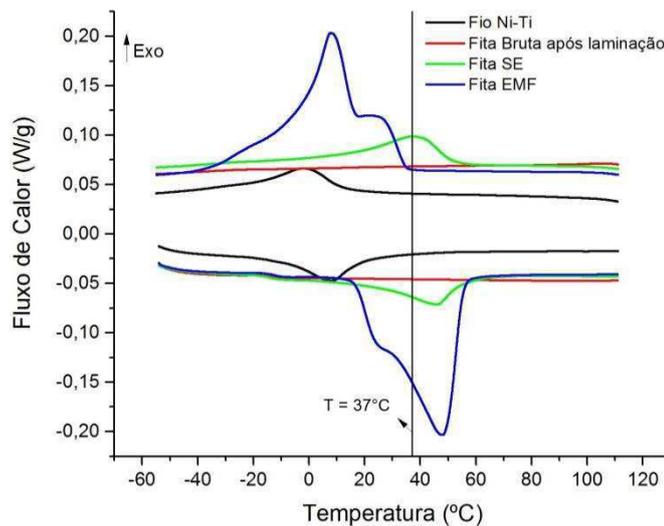


Fonte - Autoria própria

### 6.1.2. CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA

Conforme descrito na metodologia, após a conclusão da fase de fabricação das fitas, passou-se à fase de caracterização das mesmas. Inicialmente as fitas foram submetidas a ensaios de DSC para determinação das temperaturas de transformação de fase. Na Figura 28 são apresentadas as curvas de calorimetria DSC obtidas do fio, fita bruta após laminação, fita SE e fita EMF.

Figura 28 - Curvas de ensaio DSC para fio e fitas de LMF Ni-Ti.



Fonte - Autoria própria

Destas curvas foram extraídas as temperaturas de transformação de fase. Na Tabela 3 são apresentados os valores para as temperaturas de transformação.

Tabela 3 - Temperaturas de transformação de fase obtidas de ensaio DSC para fios e fitas Ni-Ti.

<b>Temperaturas de Transformação de Fase (°C)</b>						
	$M_f$	$M_s$	$R_f$	$R_s$	$A_s$	$A_f$
Fio Ni-Ti	-	-	-15,58	11,36	-6,12	19,39
Fita Bruta	-	-	-	-	-	-
Fita SE	-	-	34,60	51,32	30,08	55,16
Fita EMF	-0,67	15,92	25,11	34,52	17,48	55,26

Fonte - Autoria própria

A partir da análise da Tabela 3, verifica-se que o fio Ni-Ti adquirido apresenta comportamento superelástico na temperatura ambiente, conforme descrito pelo fabricante.

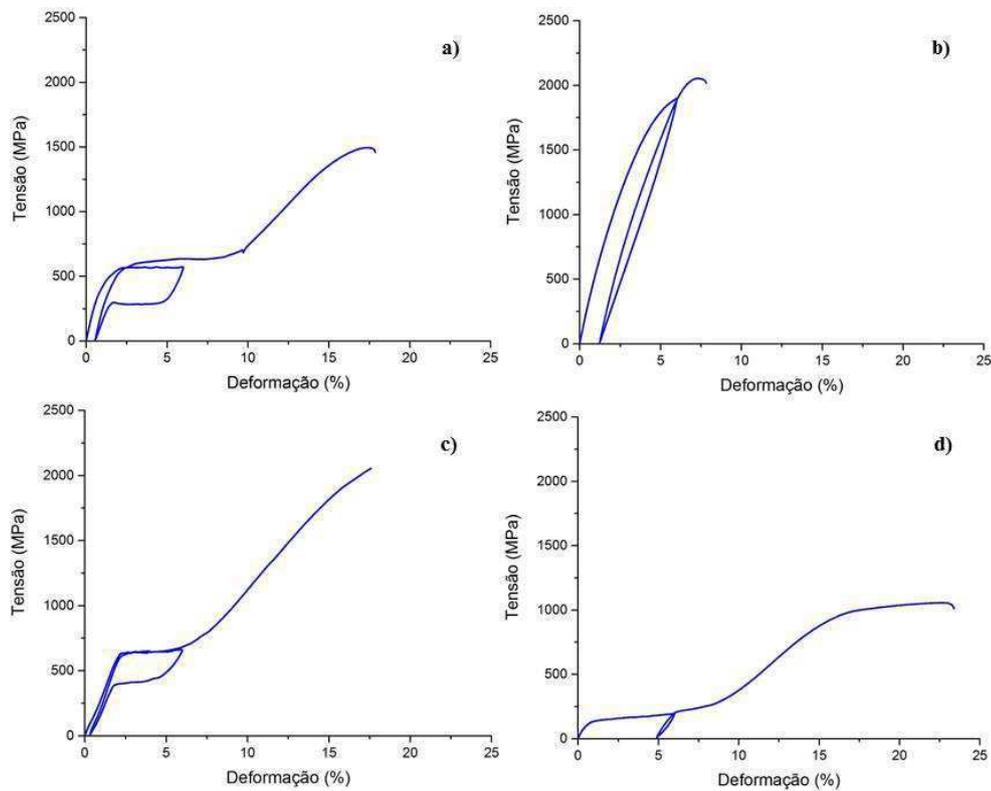
Na Figura 28 é possível notar que a curva para a fita bruta (laminada e sem tratamento térmico) não apresenta picos de transformação. Esse efeito é atribuído à mudança interna de estado introduzida pela laminação a frio, com a introdução de discordâncias que acabam por impedir que ocorra a transformação de fase. Este resultado está de acordo com o apresentado por Pattabi e Murari (2014), os quais obtiveram curvas semelhantes para reduções acima de 12,5%.

As fitas submetidas a tratamentos térmicos descritos na metodologia mostraram a aquisição das características de memória de forma e superelasticidade. A fita EMF apresenta a fase R, resultante do trabalho a frio aplicado antes do tratamento térmico.

### 6.1.3. CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

Para efeito de caracterização mecânica, o fio de Ni-Ti e as fitas brutas, SE e EMF foram submetidos a ensaios quase estáticos tomando como base as diretrizes de ensaio apresentadas pela norma ASTM F2516-18. Nesse contexto, na Figura 29 são apresentadas as curvas tensão x deformação obtidas a partir desses ensaios.

Figura 29 - Diagrama Tensão x Deformação: a) do fio Ni-Ti; b) da fita bruta; c) da fita SE; d) da fita EMF.



Fonte - Autoria própria

A curva tensão x deformação do fio Ni-Ti é apresentada na Figura 29a. O material apresenta uma deformação linear elástica ainda no estado austenítico (aproximadamente 2%). Em seguida, tem-se o começo da transformação de fase do material. O patamar que caracteriza esse fenômeno tem início em aproximadamente 560 MPa estendendo-se a 640 MPa com quase 10% de deformação. A partir daí, o material apresenta uma microestrutura completamente martensítica induzida por tensão e inicia sua deformação linear elástica. O comportamento elástico nessa fase estende-se até aproximadamente 1380 MPa com quase 15% de deformação seguido de deformação plástica até a ruptura, em 1500 MPa.

Na Figura 29b, é apresentada a curva para a fita Ni-Ti laminada sem tratamento térmico posterior. Como apontado na seção anterior, devido à quantidade de discordâncias introduzidas pelo trabalho a frio, a fita não apresenta EMF e nem SE, comportando-se assim como um metal convencional. Esse fato é confirmado no diagrama tensão x deformação no qual a fita bruta apresenta uma deformação máxima de aproximadamente 7%, menor do que as apresentadas pelos materiais LMF. Observa-se, no entanto, que a laminação a frio conferiu um resistência mecânica de 2060 MPa, superior a do fio Ni-Ti.

O digrama tensão x deformação da fita laminada SE é apresentado na Figura 29c. A transformação de fase do material é iniciada a partir de 640 MPa estendendo-se a 680 MPa com quase 6% de deformação, sendo caracterizado pelo patamar. O comportamento elástico da martensita induzida por tensão, que se inicia ao final do patamar, estende-se até aproximadamente 14% de deformação seguido de deformação plástica até a ruptura, em 2060 MPa. Observa-se que, comparando-se com o fio superelástico de Ni-Ti, há uma elevação do patamar de transformação, aumento da resistência mecânica e uma diminuição da deformação ao longo do patamar, de 10% no fio para 6% na fita laminada e tratada para SE. Segundo Mohammad Sharifi *et al.* (2014), o trabalho a frio aplicado aumenta a resistência do Ni-Ti, mas leva a pequenas deformações recuperáveis por causa da introdução de discordâncias aleatórias no material.

Por último, a curva da Figura 29d representa o comportamento do efeito memória de forma para após tratamento térmico da fita bruta. Nota-se um patamar de reorientação da martensita que se estende de 137 MPa a 194 MPa. O diagrama apresenta uma deformação residual da martensita de aproximadamente 5%, recuperável após aquecimento acima da temperatura  $A_f$ . A fita apresenta uma resistência mecânica de aproximadamente 1050 MPa com deformação em torno de 23%.

A Tabela 4 apresenta um resumo da tensão de início de patamar, tensão máxima e deformação máxima suportada.

Tabela 4 - Resumo das propriedades mecânicas do fio e das fitas Ni-Ti.

	<b>Início do Patamar (MPa)</b>	<b>Tensão Máxima (MPa)</b>	<b>Deformação Máxima (%)</b>
Fio Ni-Ti	560	~1500	~15
Fita Bruta após Laminação	-	~2060	~7
Fita SE	640	~2060	~17
Fita EMF	137	~1050	~23

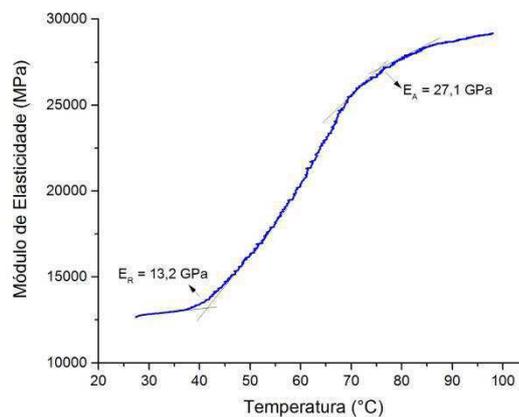
Fonte - Autoria própria.

Na Tabela 3 é possível observar que a temperatura  $A_s$  da fita laminada SE é maior que a do fio. Segundo a relação de Clausius- Clapeyron é necessária uma tensão maior para iniciar a transformação da martensita induzida por tensão quando há aumento de temperatura. Logo, o aumento do valor da tensão de início de transformação de fase da fita SE, observado na Tabela 4 e Figura 29, segue a relação de Clausius- Clapeyron.

#### 6.1.4. CARACTERIZAÇÃO TERMOMECÂNICA

Os ensaios realizados utilizando um analisador dinâmico-mecânico (DMA) para a fita íntegra EMF revelaram uma transição de fase, no caso de fase R para fase austenítica. Na Figura 30 é possível observar um ganho de módulo de elasticidade quando a fita é aquecida para a fase austenítica. Esse comportamento é coerente, já que a temperatura de teste é em torno de 30°C, e nessa temperatura a fita se encontra na fase R. Esse aumento do módulo de elasticidade com a temperatura indica um acréscimo na rigidez do material quando em altas temperaturas. Pode-se considerar, para um valor próximo de  $A_s$ , o módulo de elasticidade  $E_R$  de 13,2 GPa. Para um valor próximo de  $A_f$ , considera-se o módulo de elasticidade  $E_A$  de 27,1 GPa.

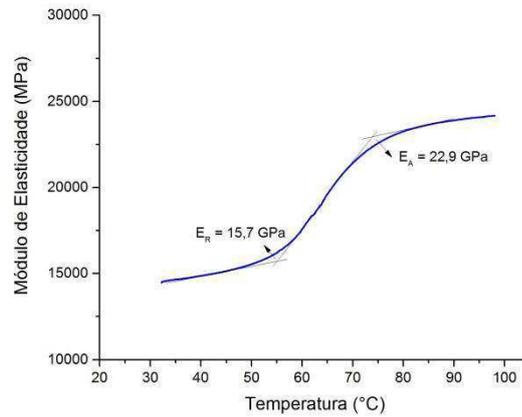
Figura 30 - Módulo de elasticidade em função da temperatura para a fita íntegra EMF.



Fonte - Autoria própria

Para a fita íntegra SE também é possível observar transição de fase, da fase R para fase austenítica, na curva da Figura 31. Pode-se considerar, para um valor próximo de  $A_s$ , o módulo de elasticidade  $E_R$  de 15,7 GPa. Para um valor próximo de  $A_f$ , considera-se o módulo de elasticidade  $E_A$  de 22,9 GPa.

Figura 31 - Módulo de elasticidade em função da temperatura para a fita íntegra SE.



Fonte - Autoria própria.

## 6.2. Fitas LMF Soldadas

### 6.2.1. ESCOLHA DO PARÂMETRO DE SOLDAGEM

A escolha dos parâmetros de soldagem foi feita baseada na resistência mecânica apresentada pela solda testada em ensaio tração. Foram variados a potência, o tempo de soldagem e a quantidade de pulsos. Na Tabela 5 são apresentados os parâmetros de soldagem escolhidos para cada condição para a fita EMF e na Tabela 6 as condições para a fita SE. Na Figura 32a é apresentada o resultado do ensaio de tração para as fitas soldadas EMF, as quais foram soldadas brutas e depois tratadas termicamente para conferir o efeito memória de forma. Já na Figura 32b, o diagrama tensão x deformação corresponde ao das fitas soldadas SE, as quais foram soldadas após o tratamento térmico para a superelasticidade.

Tabela 5 - Condições de soldagem testadas para as fitas EMF.

Condição	Potência (VA)	Tempo (ms)	Quantidade de pulsos
1	104	5	1
2	104	7	1
3	112	5	1
4	112	7	1
5	120	4	2

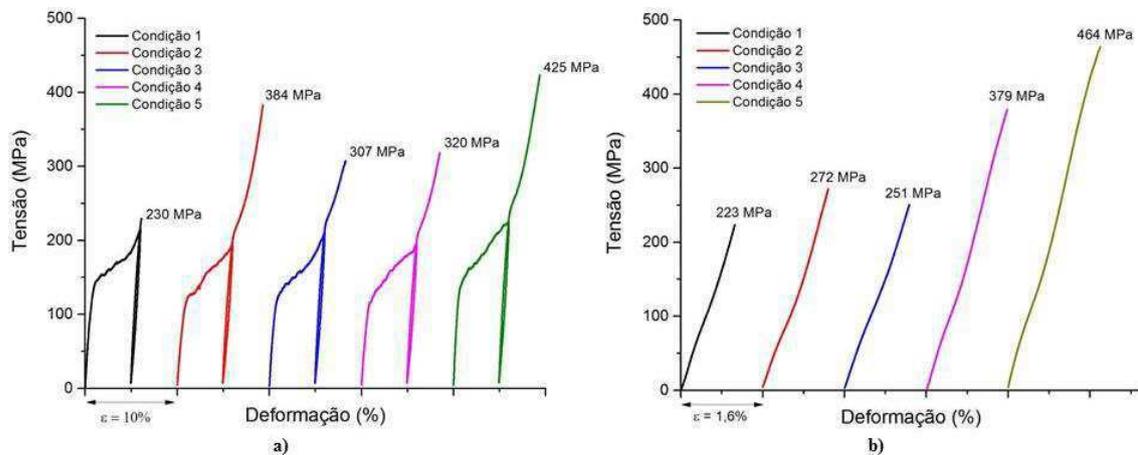
Fonte - Autoria própria

Tabela 6 - Condições de soldagem testadas para as fitas SE.

Condição	Potência (VA)	Tempo (ms)	Quantidade de pulsos
1	104	5	1
2	104	6	1
3	112	5	1
4	112	6	1
5	120	4	2

Fonte - Autoria própria

Figura 32 - Diagrama Tensão x Deformação para as fitas soldadas a) EMF; b) SE.

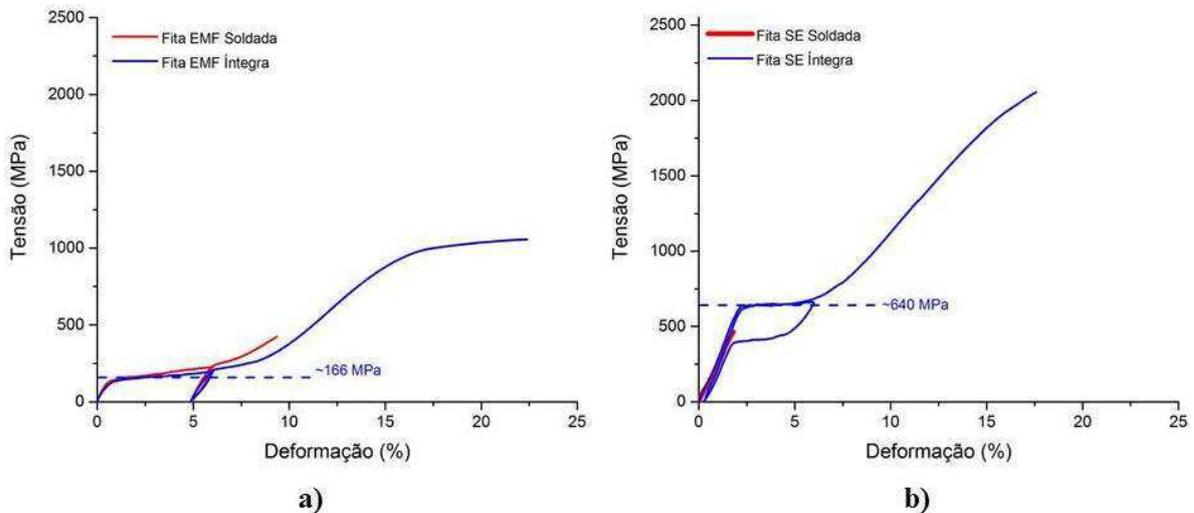


Fonte - Autoria própria

A partir da análise das Figura 32 **a** e **b**, é possível observar que variação na potência e no tempo de aplicação do pulso de soldagem influencia na resistência mecânica das juntas. Para um mesmo valor de potência, aumento no tempo provocou uma resistência maior. Do mesmo modo, para uma mesma duração de pulso, um aumento na potência provoca um aumento na resistência. Pode-se inferir que a combinação dos dois provocaria a máxima resistência. No entanto, como apontado por Rodrigues (2016), juntas onde há a combinação de parâmetros mais intensos, ocorre o defeito de soldagem conhecido como mordedura. Por isso optou-se por reduzir o tempo de aplicação do pulso e aumentar a quantidade dos mesmos, sendo aplicado um em cada lado da junta. Tanto para fita EMF quanto para a fita SE, os parâmetros de 120 VA (30% da potência do equipamento), 4 milissegundos e 2 pulsos foram os que apresentaram maior resistência mecânica da solda. Esta resistência não é a mais adequada para aplicações que envolvam tração diretamente na solda. Mas, para fins deste trabalho, mostram-se adequadas uma vez que a malha atuará predominantemente sob o esforço de flexão.

A Figura 33 **a** e **b** fazem um comparativo entre o comportamento tensão x deformação das fitas íntegra com o das soldadas. Em **a** tem-se o diagrama para as fitas EMF no qual é possível verificar que houve uma redução da tensão máxima da fita soldada em relação à íntegra na ordem de 59%. As curvas revelam que a soldagem não afeta o patamar de deformação correspondente à tensão de orientação da estrutura martensítica (da ordem de 125 MPa).

Figura 33 - Comparação entre os Diagramas Tensão x Deformação das fitas íntegras e soldadas: a) EMF; b) SE.



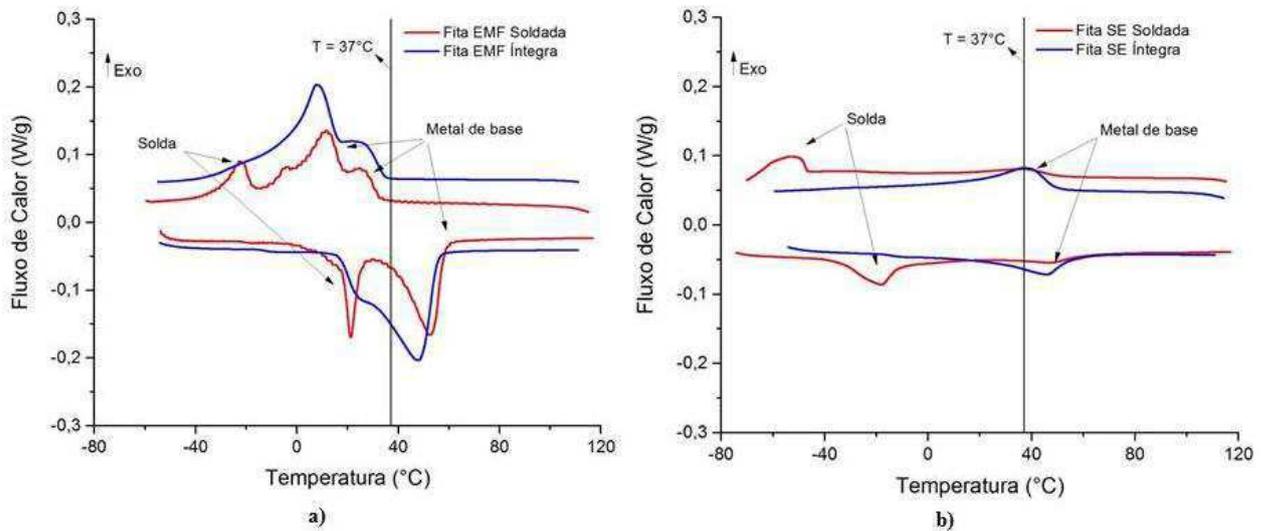
Fonte - Autoria própria

Na Figura 33b tem-se o diagrama para as fitas SE. Nota-se que a resistência da junta soldada não chegou a atingir o patamar de transformação de fase do material e o comportamento da fita não apresentou o laço histerético característico de LMF superelásticas. Um tratamento térmico para que o patamar de transformação baixe, mantendo a condição de superelasticidade, seria necessário para que a fita soldada pudesse apresentar o comportamento desejado.

### 6.2.2. CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA

Para a caracterização térmica das fitas soldadas foi realizado o ensaio de DSC. Na Figura 34 são mostradas, em **a**, curvas de DSC de fitas EMF comparando fitas íntegras e fitas com solda, enquanto em **b** são apresentadas curvas de DSC de fitas SE, comparando fitas íntegras e fitas com solda.

Figura 34 - Curvas DSC de fitas íntegras e soldadas: a) EMF; b) SE.



Fonte - Autoria própria

Destas curvas foram extraídas as temperaturas de transformação de fase para a fita soldada. Na Tabela 7 são apresentados os valores para as temperaturas de transformação.

Tabela 7 - Temperaturas de transformação de fase obtidas de ensaio DSC para fitas soldadas Ni-Ti.

		Temperaturas de Transformação de Fase (°C)					
		$M_f$	$M_s$	$R_f$	$R_s$	$A_s$	$A_f$
<b>Fita EMF</b>	<b>MB</b>	1,56	16,71	22,79	31,24	40,77	57,95
	<b>Solda</b>	-18,78	-28,77	-	-	17,57	24,91
<b>Fita SE</b>	<b>MB</b>	-	-	15,66	49,79	32,91	60,62
	<b>Solda</b>	-	-48,79	-	-	-33,29	-12,08

Fonte - Autoria própria

Para a fita EMF soldada é possível observar, na Figura 34a, a presença de picos referentes à transformação no metal de base e picos referentes à solda propriamente dita. As temperaturas de transformação para a solda sofrem um deslocamento para esquerda. Esta significativa modificação no comportamento de transformação de fase após a soldagem ocorre porque a refusão seguida de resfriamento rápido causada pelo processo redefine os efeitos do trabalho a frio e dos tratamentos térmicos realizados sobre o material (FALVO; FURGIUELE; MALETTA, 2005).

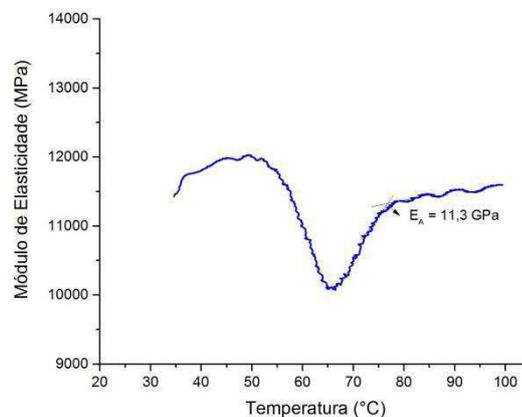
De modo semelhante, na Figura 34b há a presença de picos referente à transformação no metal de base e na solda, assim como um deslocamento das temperaturas de transformação para a esquerda.

A possibilidade de presença de defeitos induzidos pela soldagem ou a diferença no tamanho dos grãos, quando comparada à zona fundida com o material de base, sem excluir a possibilidade de fenômenos de precipitação ou a incorporação de elementos externos durante a solidificação são fatores que podem influenciar na mudança das temperaturas de transformação de fase (OLIVEIRA; MIRANDA; BRAZ FERNANDES, 2017).

### 6.2.3. CARACTERIZAÇÃO TERMOMECAÂNICA

Na Figura 35 é apresentada a variação do módulo de elasticidade durante o aquecimento para as fitas de LMF Ni-Ti EMF na condição soldada. É possível verificar que ocorre uma diminuição inicial do módulo de elasticidade antes de se iniciar a transformação da fase R para a austenita. Esse comportamento de diminuição inicial do módulo de elasticidade ocorre por que a martensita ou fase R perde rigidez com o aumento inicial da temperatura, até imediatamente antes de se iniciar a transformação de fase. O aumento posterior de rigidez está ligado à mudança estrutural da martensita para a austenita. Pode-se considerar, para um valor próximo de  $A_f$ , o módulo de elasticidade  $E_A$  de 11,3 GPa.

Figura 35 - Módulo de elasticidade em função da temperatura para a fita soldada EMF.

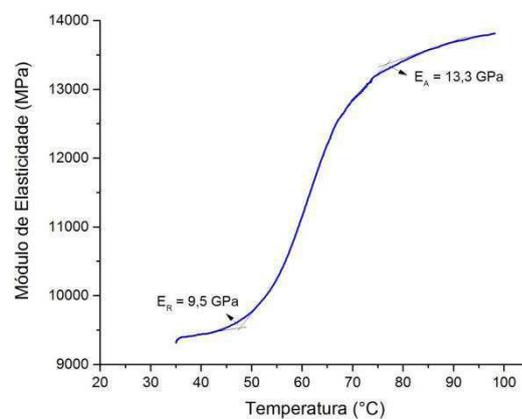


Fonte - Autoria própria

A diferença entre os valores de módulo de elasticidade entre as fitas íntegra e soldada pode ter ocorrido devido aos defeitos impostos pela soldagem nas fitas de LMF Ni-Ti. Uma redução de aproximadamente 16 GPa após a soldagem foi verificada, tendo o módulo diminuído de 27,1 GPa (fita íntegra) para 11,3 GPa (fita soldada) a uma temperatura de aproximadamente 75 °C. Essa diminuição do módulo de elasticidade também pode estar ligada ao fato da soldagem realizar, de certa forma, um tratamento térmico localizado na fita.

Assim como para a fita soldada EMF, a fita soldada SE apresentou uma redução do módulo de elasticidade quando comparado os valores com os da fita íntegra SE, como é possível observar na Figura 36. Uma redução de aproximadamente 10 GPa após a soldagem foi verificada, tendo o módulo diminuído de 22,9 GPa (fita íntegra SE) para 13,3 GPa (fita soldada) a uma temperatura de aproximadamente 75 °C. Da mesma forma, essa diminuição do módulo de elasticidade pode estar ligada aos defeitos impostos pela soldagem nas fitas e ao fato da soldagem realizar, de certa forma, um tratamento térmico localizado na fita.

Figura 36 - Módulo de elasticidade em função da temperatura para a fita soldada SE.

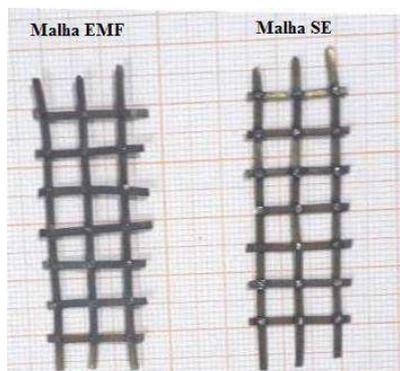


Fonte - Autoria própria

### 6.3. Malhas LMF Ni-Ti

Após a escolha dos parâmetros de soldagem, foi possível fabricar malhas de Ni-Ti com o efeito memória de forma e com a superelasticidade. Na Figura 37 são apresentados corpos de prova das malhas fabricadas.

Figura 37 - Malhas Ni-Ti fabricadas.

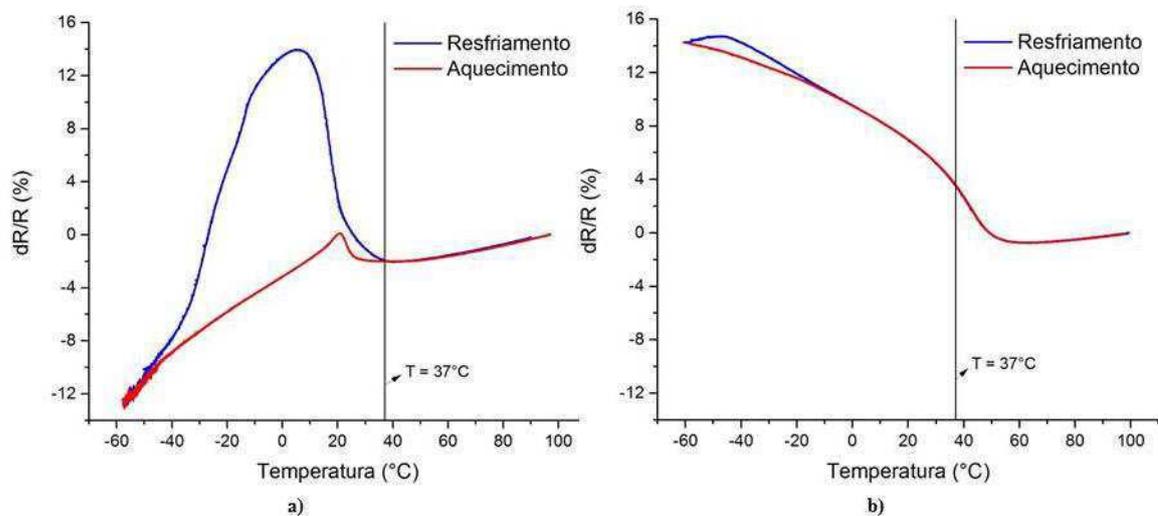


Fonte - Autoria própria

### 6.3.1. CARACTERIZAÇÃO TÉRMICA

Na Figura 38 são apresentadas as curvas que indicam as temperaturas das transformações de fase via variação da resistência elétrica (RET), para as malhas confeccionadas a partir das fitas EMF (Figura 38a) e das fitas SE (Figura 38b). As temperaturas de início e fim de transformação são determinadas a partir da intersecção das retas tangentes, como já fora citado na metodologia.

Figura 38 - Curvas de análise térmica obtidas via RET para a malha: (a) EMF; (b) SE.



Fonte - Autoria própria

O perfil da curva da Figura 38a indica que a malha de LMF Ni-Ti EMF possui duas etapas na transformação direta ( $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ ). Observa-se ainda que a mesma encontra-se em uma região de transição entre as transformações de fase austenítica e martensítica, para a temperatura de 37°C. Logo, a liga pode ser considerada como termoativada para aplicações biomédicas, ou seja,  $M_s < 37^\circ\text{C} < A_f$ . Já o perfil da curva da Figura 38b indica que a malha de LMF Ni-Ti SE encontra-se em um estado misto entre a fase R e a fase austenítica, para a temperatura de 37°C, podendo-se observar as temperaturas de início e fim de transformação da fase R ( $R_s$  e  $R_f$ ) e a de fim de transformação da fase austenítica ( $A_f$ ). A Tabela 8 apresenta as temperaturas de transformação de fase obtidas através do RET para as malhas EMF e SE. Para fins de comparação, foram inseridas as temperaturas de transformação de fase para as fitas íntegras e para as fitas soldadas nas condições EMF e SE.

Tabela 8 – Comparação entre as Temperaturas de transformação de fase obtidas de ensaio DSC para fitas íntegras e soldadas de LMF Ni-Ti e de ensaio RET para malhas LMF Ni-Ti.

<b>Temperaturas de Transformação de Fase (°C)</b>							
		$M_f$	$M_s$	$R_f$	$R_s$	$A_s$	$A_f$
<b>EMF</b>	<b>Fita íntegra</b>	-0,67	15,92	25,11	34,52	17,48	55,26
	<b>Fita Soldada</b>	-18,78	-28,77	-	-	17,57	24,91
	<b>Malha</b>	-33,41	-10,41	13,63	35,85	16,02	25,82
<b>SE</b>	<b>Fita íntegra</b>	-	-	34,60	51,32	30,08	55,16
	<b>Fita Soldada</b>	-	-48,79	-	-	-33,29	-12,08
	<b>Malha</b>	-	-	-45,37	52,35	35,08	52,40

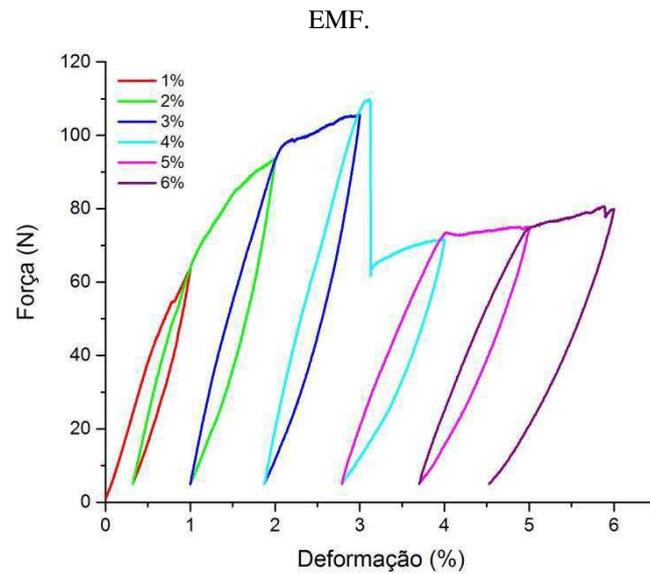
Fonte - Autoria própria

Na Tabela 8 observa-se que a malha EMF apresenta temperaturas mais próximas da fita soldada EMF, levando-se a inferir que como ao longo de uma fita da malha existem várias regiões com pontos de solda, esses interferem nas temperaturas de transformação da malha como um todo. No entanto, a malha SE apresenta temperaturas mais próximas da fita SE íntegra. A diferença entre as malhas, além das temperaturas e tempos de tratamento térmico, está no fato do tratamento térmico da malha EMF ter sido feito após a soldagem da mesma enquanto o tratamento da SE foi feito antes da soldagem. Logo, o fato da malha EMF apresentar temperaturas mais próximas da fita soldada EMF se dá por ambas terem adquirido o efeito memória de forma simultaneamente, isto é, o tratamento térmico para a fita e para o ponto de solda foi realizado no mesmo instante. A malha SE apresenta temperaturas mais próximas da fita íntegra por as regiões com pontos de solda serem pequenas em relação ao comprimento da fita. Mesmo comportamento foi observado por Silva Filho (2018) em uma malha EMF.

### 6.3.2. CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

Na Figura 39 são apresentados os resultados obtidos do comportamento força-deformação de uma malha de LMF Ni-Ti com o efeito memória de forma. Nesse ensaio, o corpo de prova foi previamente aquecido até uma temperatura superior a  $A_f$  para recuperar deformações que a malha tenha sofrido anteriormente e resfriado ao ar.

Figura 39 - Comportamento força – deformação para os ciclos de tração uniaxial em uma malha de LMF Ni-Ti

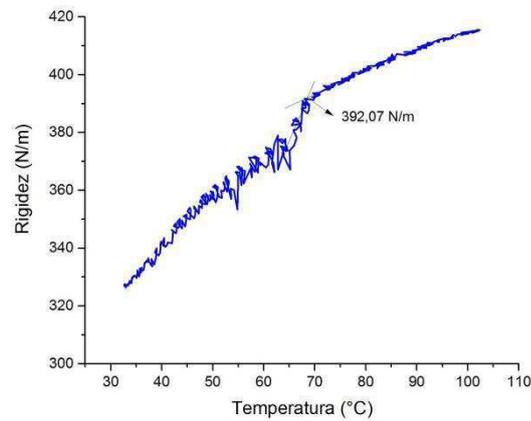


A tela mostrou-se resistente quando submetidas a deformações de até 3%, momento no qual um dos pontos de solda rompeu. O ensaio prosseguiu até a deformação de 6%, em rompimento de novos pontos de solda, no entanto, houve uma queda no valor de força necessário para a deformação de 4, 5 e 6%.

### 6.3.3. CARACTERIZAÇÃO TERMOMECAÂNICA

Na Figura 40 é apresentada a variação da rigidez durante o aquecimento para a malha de LMF Ni-Ti EMF, revelando um comportamento típico de uma LMF inicialmente no estado martensítico, que apresenta um ganho de rigidez com a temperatura. Este aumento de rigidez está ligado à mudança estrutural da martensita para a austenita, que causa alteração no módulo de elasticidade  $E$ , por consequência, na rigidez. Pode-se considerar, para um valor próximo de  $A_f$ , um valor de rigidez em torno de 392,07 N/m.

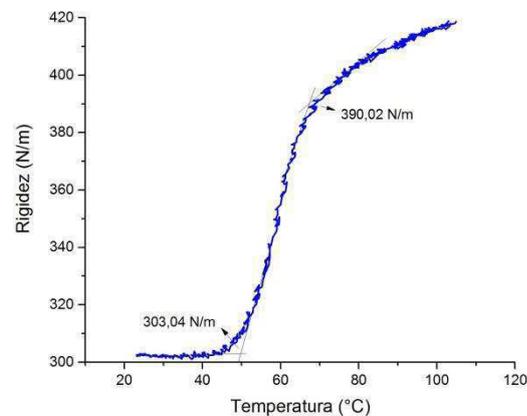
Figura 40 - Rigidez em função da temperatura para a malha de LMF Ni-Ti EMF.



Fonte - Autoria própria

Para a malha de LMF Ni-Ti SE também é possível observar transição de fase, da fase R para fase austenítica, curva da Figura 41. Pode-se considerar, para um valor próximo de  $A_s$ , uma rigidez de 303,04 N/m. Para um valor próximo de  $A_f$ , considera-se a rigidez de 390,02 N/m.

Figura 41 - Rigidez em função da temperatura para a malha de LMF Ni-Ti SE.

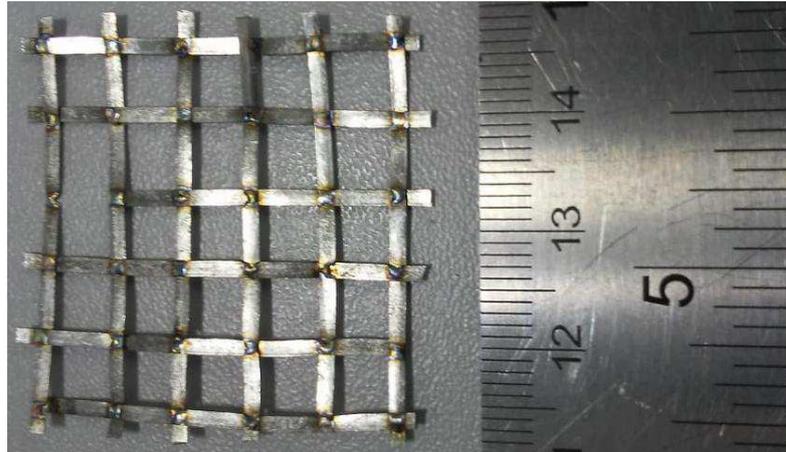


Fonte - Autoria própria

#### 6.3.4. ANÁLISE QUALITATIVA

Durante o processo de fabricação das malhas conforme a concepção da malha apresentada na seção 5.3 algumas dificuldades foram observadas. A Figura 42 apresenta o protótipo de malha confeccionado e sem tratamento térmico.

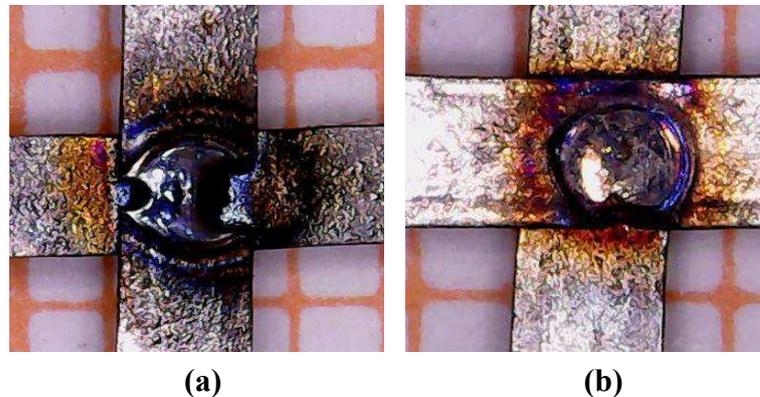
Figura 42 - Protótipo de malha confeccionado e sem tratamento térmico.



Fonte – Autoria própria.

A principal dificuldade apresentada foi a de reproduzir pontos de solda sem defeito ao longo da malha, ou seja, manter uma reprodutibilidade dos pontos de solda de qualidade. Esse fator é de vital importância uma vez que um ponto de solda com defeito compromete a malha como um todo. Na Figura 43 são apresentados os defeitos recorrentes.

Figura 43 - Defeitos nos pontos de solda da malha: (a) Mordedura; (b) Falta de centralização.



(a)

(b)

Fonte – Autoria própria.

O defeito da Figura 43a é conhecido como mordedura caracterizado pela redução de seção oriundo do processo de soldagem. Rodrigues (2016) apresentou o mesmo problema e notou que este ocorreu principalmente nas juntas onde se teve um conjunto de parâmetros mais intensos.

Na Figura 43b é observado uma falta de centralização do ponto de solda. A fita apresenta uma pequena largura e uma espessura ainda menor, o pulso deve ser o mais centralizado possível. Se o pulso for deslocado para as laterais, formará uma grande zona

termicamente afetada, fazendo com que a resistência mecânica da solda diminua significativamente, podendo ocorrer a fratura da fita pela própria solda.

Esses defeitos podem ter sido potencializados pelo uso do gabarito como guia para a soldagem, uma vez que ele prejudicava a visualização de onde estava ocorrendo o ponto de solda, além de prejudicar o fluxo de gás de proteção e a dissipação de calor.

## 7 CONCLUSÕES

A partir dos resultados apresentados nesse trabalho de pesquisa, pode-se afirmar que é possível fabricar malhas a partir de fitas LMF Ni-Ti laminadas e depois soldadas utilizando pulsos controlados de GTAW.

O processo de laminação a frio a partir de um fio superelástico de LMF Ni-Ti permitiu a fabricação de fitas com maior resistência mecânica, com valores de tensão máxima de aproximadamente 2060 MPa para a fita imediatamente após a laminação. A aplicação de tratamentos térmicos nas fitas laminadas mostraram-se efetivos para a recuperação do efeito memória de forma (EMF) e da superelasticidade (SE).

Os valores de módulo de elasticidade para as fitas íntegras tratadas se aproximaram dos valores de módulo do osso cortical (entre 7,7 e 21,8 GPa). Para a fita EMF, os valores obtidos foram de 13,2 GPa para a fase R e 27,1 GPa para a fase austenítica. Já para a fita SE, os valores foram de 15,7 GPa para a fase R e 22,9 GPa para a fase austenítica.

Os parâmetros de soldagem encontrados levaram a uma boa resistência mecânica para as fitas Ni-Ti com o efeito memória de forma, apresentando uma redução da tensão máxima da fita soldada em relação à íntegra na ordem de 59%. No entanto, as fitas Ni-Ti superelásticas não atingiram o patamar de transformação martensítica induzida por tensão, apresentando um comportamento frágil. Os ensaios de DSC e DMA comprovaram que a soldagem promove mudanças nas temperaturas de transformação de fase e uma redução no módulo de elasticidade das fitas soldadas em relação às fitas íntegras. A redução foi de 16 GPa para a fita EMF e de 10 GPa para a fita SE.

Foram confeccionados protótipos de malhas com o efeito memória de forma e com a superelasticidade. As temperaturas de transformação medidas através do ensaio RET mostraram que uma malha soldada apresenta temperaturas mais próximas das temperaturas da fita íntegra desde que o tratamento térmico para obtenção dos efeitos EMF ou SE seja realizado antes da soldagem.

O ensaio de tração realizado na malha EMF evidenciou a importância de se obter pontos de solda sem defeito, uma vez que uma solda que se rompe promove alteração na resistência mecânica da malha como um todo.

A caracterização termomecânica mostrou o potencial da malha LMF Ni-Ti para aplicações biomédicas em que uma mudança de rigidez seja interessante. Verificou-se que o protótipo fabricado apresenta rigidez variável com a temperatura, devido à variação do módulo de elasticidade do material.

Por fim, é necessário melhorar ou até substituir o gabarito utilizado como guia para confecção das malhas, uma vez que ele pode ter potencializado a formação dos defeitos, pois prejudicou a proteção da poça de fusão pelo gás de proteção e a dissipação de calor na poça de fusão.

## **8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- Fabricar malhas variando a angulação entre as fitas;
- Realizar estudos dos parâmetros de soldagem via planejamento experimental para obter malhas isentas de defeitos de soldagem;
- Realizar estudos de corrosão dos pontos de solda da malha;
- Avaliar a influência da quantidade de passes de laminação na resistência da fita laminada;
- Avaliar a influência de tratamentos pós-soldagem na resistência das malhas;
- Realizar estudo termográfico da junta soldada;
- Avaliar a influência da quantidade de passes, tempo de pulso e potência na resistência de fitas soldadas.

## REFÊRENCIAS

- AL-ARDAH, A. J. et al. Managing Titanium Mesh Exposure With Partial Removal of the Exposed Site : A Case Series Study. **Journal of Oral Implantology**, v. 43, n. 6, p. 482–490, 2017.
- ASANOVIĆ, V.; DELJIĆ, K. THE MECHANICAL BEHAVIOR AND SHAPE MEMORY RECOVERY OF Cu-Zn-Al ALLOYS. **METALURGIJA - JOURNAL OF METALLURGY**, v. 13, p. 59–64, 2007.
- ATAEE, A. et al. Metal scaffolds processed by electron beam melting for biomedical applications. **Metallic Foam Bone: Processing, Modification and Characterization and Properties**, p. 83–110, 2016.
- ATTIAS, N. et al. Management of extra-articular segmental defects in long bone using a titanium mesh cage as an adjunct to other methods of fixation: a multicentre report of 17 cases. **The Bone & Joint Journal**, v. 100–B, n. 5, p. 646–651, 2018.
- BASINSKI, Z. S.; CHRISTIAN, J. W. CRYSTALLOGRAPHY OF DEFORMATION BY TWIN BOUNDARY MOVEMENTS IN INDIUM-THALLIUM ALLOYS. **Acta Metallurgica**, v. 2, n. 1, p. 101–113, 115–116, 1954.
- BAYLÓN, K. et al. Past , Present and Future of Surgical Meshes : A Review. **Membranes (Basel)**, v. 7, n. 3, p. 1–23, 2017.
- BRAILOVSKI, V. et al. Functional properties of nanocrystalline, submicrocrystalline and polygonized Ti-Ni alloys processed by cold rolling and post-deformation annealing. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 509, n. 5, p. 2066–2075, 2011.
- BUEHLER, W. J.; GILFRICH, J. V; WILEY, R. C. Effect of LowTemperature Phase Changes on the Mechanical Properties of Alloys near Composition TiNi. **Journal of Applied Physics**, v. 34, n. 5, p. 1475–1477, 1963.
- CHAN, C. W.; MAN, H. C.; YUE, T. M. Effects of process parameters upon the shape memory and pseudo-elastic behaviors of laser-welded NiTi thin foil. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 42, n. 8, p. 2264–2270, 2011.
- CHOHAN, J. S. et al. Dimensional accuracy analysis of coupled fused deposition modeling and vapour smoothing operations for biomedical applications. **Composites Part B: Engineering**, v. 117, p. 138–149, 2017.
- DUERIG, T. W. et al. (EDS.). **Engineering Aspects of Shape Memory Alloys**. [s.l.] Butterworth-Heinemann, 1990.
- ELAHINIA, M. H. et al. Manufacturing and processing of NiTi implants : A review. **Progress in Materials Science**, v. 57, n. 5, p. 911–946, 2012.
- FALVO, A.; FURGIUELE, F. M.; MALETTA, C. Laser welding of a NiTi alloy: Mechanical and shape memory behaviour. **Materials Science and Engineering A**, v. 412, n. 1–2, p. 235–240, 2005.
- FILHO, E. B. et al. Laminação. In: **Conformação Plástica dos Metais**. 6<sup>a</sup> ed. São Paulo: EPUSP, 2011.

GOMES, A. A. DA C. **DESENVOLVIMENTO DE UMA PLACA DE FIXAÇÃO ÓSSEA UTILIZANDO LIGA COM MEMÓRIA DE FORMA Ni-Ti.** [s.l.] UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE CENTRO, 2018.

GRASSI, E. N. D. **Comportamento Termomecânico de Minimolas Superelásticas de NiTi: Influência de Tratamentos Térmicos.** 2014, 114 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba, 2014.

GRENINGER, A. B.; MOORADADIAN, V. G. Strain Transformation in Metastable Beta Copper-zinc and Beta Copper-tin Alloys. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, v. 128, p. 337–368, 1938.

GROB, D.; DAEHN, S.; MANNION, A. F. Titanium mesh cages ( TMC ) in spine surgery. **European Spine Journal**, v. 14, n. 3, p. 211–221, 2005.

GUO, Y. et al. Machinability and surface integrity of Nitinol shape memory alloy. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 62, n. 1, p. 83–86, 2013.

HABERLAND, C.; KADKHODAEI, M.; ELAHINIA, M. H. Introduction. In: ELAHINIA, M. H. (Ed.). **Shape Memory Alloy Actuators: Design, Fabrication and Experimental Evaluation.** 1. ed. Londres: John Wiley & Sons, 2016. p. 1–43.

HER, S.; KANG, T.; FIEN, M. J. Titanium mesh as an alternative to a membrane for ridge augmentation. **Journal of Oral and Maxillofacial Surgery**, v. 70, n. 4, p. 803–810, 2012.

IKAI, A.; KIMURA, K.; TOBUSHI, H. TIG welding and shape memory effect of TiNi shape memory alloy. **Journal of Intelligent Material Systems and Structures**, v. 7, n. 6, p. 646–655, 1996.

JAMMALAMADAKA, U.; TAPPA, K. Recent advances in biomaterials for 3D printing and tissue engineering. **Journal of Functional Biomaterials**, v. 9, n. 1, 2018.

JANI, J. M. et al. A review of shape memory alloy research , applications and opportunities. **Materials and Design**, v. 56, p. 1078–1113, 2014.

KAUFMANN, R. et al. Characteristics of different mesh types for abdominal wall repair in an experimental model of peritonitis. **British Journal of Surgery**, v. 104, n. 13, 2017.

KAYA, E.; KAYA, İ. A review on machining of NiTi shape memory alloys: the process and post process perspective. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, p. 1–43, 2018.

KHALIL, W. et al. Experimental analysis of Fe-based shape memory alloy behavior under thermomechanical cyclic loading. **Mechanics of Materials**, v. 63, p. 1–11, 2013.

KHODORENKO, V. N. et al. **Structural Features of TiNi-based Textile Materials and Their Biocompatibility with Cell Culture 1 Introduction.** Shape Memory Biomaterials and Implants in Medicine. **Anais...KnE Materials Science**, 2017

LECCE, L.; CONCILIO, A. (EDS.). **Shape Memory Alloy Engineering - For Aerospace, Structural and Biomedical Applications.** 1. ed. [s.l.] Elsevier, 2014.

LIU, Y. J. et al. Microstructure, defects and mechanical behavior of beta-type titanium porous structures manufactured by electron beam melting and selective laser melting. **Acta Materialia**, v. 113, p. 56–67, 2016.

- LUO, J. et al. Comparison of manually shaped and computer-shaped titanium mesh for repairing large frontotemporoparietal skull defects after traumatic brain injury. **Neurosurgical Focus**, v. 33, n. 1, p. 1–5, 2012.
- MALCHIODI, L. et al. Rigid fixation by means of titanium mesh in edentulous ridge expansion for horizontal ridge augmentation in the maxilla. **The International journal of oral & maxillofacial implants**, v. 13, n. 5, p. 701–705, 1998.
- MATSUI, Y. et al. Alveolar Bone Graft for Patients With Cleft Lip / Palate Using Bone Particles and Titanium Mesh : A Quantitative Study. **Journal of Oral and Maxillofacial Surgery**, v. 64, n. 10, p. 1540–1545, 2006.
- MELO, R. H. F. DE. **AVALIAÇÃO DA UNIÃO DE CHAPAS FINAS DE LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA NITI PELOS PROCESSOS DE SOLDAGEM GTAW, PAW E LBW**. 2017, 189 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba, 2017.
- MILLER, D. A.; LAGOUDAS, D. C. Influence of cold work and heat treatment on the shape memory effect and plastic strain development of NiTi. **Materials Science and Engineering A**, v. 308, n. 1–2, p. 161–175, 2001.
- MITWALLY, M. E.; FARAG, M. Effect of cold work and annealing on the structure and characteristics of NiTi alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 519, n. 1–2, p. 155–166, 2009.
- MOHAMMAD SHARIFI, E. et al. Formation of the nanocrystalline structure in an equiatomic NiTi shape-memory alloy by thermomechanical processing. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 23, n. 4, p. 1408–1414, 2014.
- MONTENEGRO, E. DE O. S. **Estudo do Comportamento Termomecânico de Telas de Ligas Memória de Forma Ni-Ti Obtidas por Fundição de Precisão**. 2016, 126 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba, 2016.
- MUDALI, U. K.; SRIDHAR, T. M.; RAJ, B. Corrosion of bio implants. **Sadhana**, v. 28, n. 3–4, p. 601–637, 2003.
- ÖLANDER, A. An Electrochemical Investigation of Solid Cadmium-Gold Alloys. **J. Am. Chem. Soc.**, v. 54, n. 10, p. 3819–3833, 1932.
- OLIVEIRA, H. M. R. DE. **ESTUDO EXPERIMENTAL DO COMPORTAMENTO TÉRMICO E DINÂMICO DE FIOS DE LIGA COM MEMÓRIA DE FORMA NITI EM REGIME SUPERELÁSTICO**. 2014, 113 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba, 2014.
- OLIVEIRA, J. P. et al. Tungsten inert gas (TIG) welding of Ni-rich NiTi plates: Functional behavior. **Smart Materials and Structures**, v. 25, n. 3, p. 03LT01, 2016.
- OLIVEIRA, J. P.; MIRANDA, R. M.; BRAZ FERNANDES, F. M. Welding and Joining of NiTi Shape Memory Alloys: A Review. **Progress in Materials Science**, v. 88, p. 412–466, 2017.
- OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. **Shape Memory Materials**. [s.l.] Cambridge University Press, 1998.
- PANDIT, A. S.; HENRY, J. A. Design of surgical meshes – an engineering perspective.

**Technology and Health Care**, v. 12, p. 51–65, 2004.

PAPADOGEORGAKIS, N.; PROKOPIDI, M.; KOURTIS, S. The Use of Titanium Mesh in Sinus Augmentation. **Implant Dentistry**, v. 19, n. 2, p. 109–114, 2010.

PATTABI, M.; MURARI, M. S. Effect of Cold Rolling on Phase Transformation Temperatures of NiTi Shape Memory Alloy. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 24, n. 2, p. 556–564, 2014.

PETRINI, L.; MIGLIAVACCA, F. Biomedical Applications of Shape Memory Alloys. **Journal of Metallurgy**, v. 2011, n. Figure 1, p. 1–15, 2011.

POLI, P. P. et al. Alveolar Ridge Augmentation with Titanium Mesh . A Retrospective Clinical Study. **The Open Dentistry Journal**, v. 8, p. 148–158, 2014.

RAKHMATIA, Y. D. et al. Current barrier membranes : Titanium mesh and other membranes for guided bone regeneration in dental applications. **Journal of Prosthodontic Research**, v. 57, n. 1, p. 3–14, 2013.

REIS, R. P. B. DOS. **Desenvolvimento de um equipamento para caracterização térmica de atuadores de ligas com memória de forma usando o efeito termoelétrico**. 2010, 74 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba, 2010.

ROCCUZZO, M. et al. Vertical alveolar ridge augmentation by means of a titanium mesh and autogenous bone grafts. **Clinical Oral Implants Research**, v. 15, n. 1, p. 73–81, 2004.

RODRIGUES, L. B. Aplicações de biomateriais em ortopedia. **Estudos Tecnológicos em Engenharia**, v. 9, n. 2, p. 63–76, 2013.

RODRIGUES, L. F. A. **Microsoldagem por Pulsos de GTAW em Fios de Ligas com Memória de Forma**. 2016, 146 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba, 2016.

SHAW, J. A.; CHURCHILL, C. B.; IADICOLA, M. A. Tips and tricks for characterizing shape memory alloy wire: Part 1-differential scanning calorimetry and basic phenomena. **Experimental Techniques**, v. 32, n. 5, p. 55–62, 2008.

SILVA, G. T. G. DA. **Estudo Experimental da Interface entre Fios e Fitas de Ligas com Memória de Forma Ni-Ti Embebidos em Matriz de Silicone para o Desenvolvimento de Estruturas Flexíveis**. 2017, 91 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba, 2017.

SILVA FILHO, M. DE A.; NASCIMENTO, A. M. DO; DE ARAÚJO, C. J. **FABRICAÇÃO E TESTES DE UMA MALHA FLEXÍVEL DE LIGA COM MEMÓRIA DE FORMA Ni-Ti USANDO PULSOS DE SOLDAGEM MICRO TIG**. X Congresso Nacional de Engenharia Mecânica. **Anais...**Salvador: 2018

SUMIDA, T. et al. Custom-made titanium devices as membranes for bone augmentation in implant treatment : Modeling accuracy of titanium products constructed with selective laser melting. **Journal of Cranio-Maxillofacial Surgery**, v. 43, n. 10, p. 2183–2188, 2015.

SUNDARARAJ, G. D. et al. The Use of Titanium Mesh Cages in the Reconstruction of Anterior Column Defects in Active Spinal Infections : Can We Rest the Crest ? **Asian Spine Journal**, v. 5, n. 3, p. 155–161, 2011.

VIEIRA, L. A. et al. Mechanical behaviour of Nd:YAG laser welded superelastic NiTi.

**Materials Science and Engineering A**, v. 528, n. 16–17, p. 5560–5565, 2011.

VON ARX, T.; KURT, B. Implant placement and simultaneous ridge augmentation using autogenous bone and a micro titanium mesh: A prospective clinical study with 20 implants. **Clinical Oral Implants Research**, v. 10, n. 1, p. 24–33, 1999.

VUOLO, J. H. **Fundamentos da Teoria de Erros**. 2<sup>a</sup> ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1996.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. DE (EDS.). **SOLDAGEM - PROCESSOS E METALURGIA (Emílio Wainer, Sérgio Brandi e Fábio Décourt Homem de Mello).pdf**. São Paulo: Edgard Blucher, 2004.

WANG, F. E.; BUEHLER, W. J.; PICKART, S. J. Crystal Structure and a Unique ``Martensitic'' Transition of TiNi. **Journal of Applied Physics**, v. 36, n. 10, p. 3232–3239, 1965.

WANG, X. et al. Porous TiNbZr alloy scaffolds for biomedical applications. **Acta Biomaterialia**, v. 5, n. 9, p. 3616–3624, 2009.

WAYMAN, C. M. On memory effects related to martensitic transformations and observations in  $\beta$ -brass and Fe<sub>3</sub>Pt. **Scripta Metallurgica**, v. 5, n. 6, p. 489–492, 1971.

YAMASHITA, Y. et al. Mandibular Reconstruction Using Autologous Iliac Bone and Titanium Mesh Reinforced by Laser Welding for Implant Placement. **The International Journal of Oral & Maxillofacial Implants**, v. 23, n. 6, p. 1143–1146, 2008.

YAMASHITA, Y. 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**, v. 26, n. 4, p. 511–514, 2014.

YANG, G. et al. Phase Transformations of Ferromagnetic Fe-Pd-Pt-Based Shape Memory Alloys. **Mat. Res. Soc. Symp. Proc**, v. 785, p. 1–6, 2004.

YUAN, B. et al. Superelastic properties of porous TiNi shape memory alloys prepared by hot isostatic pressing. **Materials Science and Engineering A**, v. 438–440, p. 657–660, 2006.

YUAN, B.; ZHU, M.; CHUNG, C. Y. Biomedical porous shape memory alloys for hard-tissue replacement materials. **Materials**, v. 11, n. 9, 2018.

YUAN, L.; DING, S.; WEN, C. Additive manufacturing technology for porous metal implant applications and triple minimal surface structures: A review. **Bioactive Materials**, v. 4, n. 1, p. 56–70, 2019.

ZHANG, W. et al. Effect of ultrasonic spot welding on the mechanical behaviour of NiTi shape memory alloys. **Smart Materials and Structures**, v. 27, n. 8, 2018.

ZHU, L.; SCHUSTER, P.; KLINGE, U. Mesh implants : An overview of crucial mesh parameters. **World Journal of Gastrointestinal Surgery**, v. 7, n. 10, p. 226–236, 2015.

ZIMKOWSKI, M. M. et al. Integrating a novel shape memory polymer into surgical meshes decreases placement time in laparoscopic surgery : An in vitro and acute in vivo study. **Journal Biomedical Materials Research part A**, v. 101A, n. 9, p. 2613–2620, 2013.