



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
REDE NORDESTE AEROESPACIAL
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA AEROESPACIAL

MANOEL CÂNDIDO JÚNIOR

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE JUNTA SOLDADA A LASER
DE FIOS DE Ti-Ni PARA REUTILIZAÇÃO EM MINI SENSORES
AEROESPACIAIS

RECIFE

2023

MANOEL CÂNDIDO JÚNIOR

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE JUNTA SOLDADA A LASER
DE FIOS DE Ti-Ni PARA REUTILIZAÇÃO EM MINI SENSORES
AEROESPACIAIS**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Aeroespacial da Universidade Federal de Pernambuco como requisito para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciências Aeroespaciais

Área de Concentração: Ciências e Tecnologias Aeroespaciais

Orientador: Prof. Dr. Carlos Augusto do Nascimento Oliveira

RECIFE

2023

Catálogo na fonte:
Bibliotecário Carlos Moura, CRB-4/1502

C217c

Cândido Júnior, Manoel.

Caracterização microestrutural de junta soldada a laser de fios de Ti-Ni para reutilização em mini sensores aeroespaciais. / Manoel Cândido Júnior. – 2023.
83 f.: il.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Augusto do Nascimento Oliveira.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Aeroespacial. Recife, 2023.

Inclui referências.

1. Engenharia aeroespacial. 2. Transformações martensíticas. 3. Soldagem a laser.
4. Ligas de Ti-Ni. 5. Efeito memória de forma. 6. Propriedades mecânicas. 7. Sensores.
I. Oliveira, Carlos Augusto do Nascimento (orientador). II. Título.

629.1 CDD (22. ed.)

UFPE
BCTG/2024-28

MANOEL CÂNDIDO JÚNIOR

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE JUNTA SOLDADA A LASER
DE FIOS DE Ti-Ni PARA REUTILIZAÇÃO EM MINI SENSORES
AEROESPACIAIS**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Aeroespacial da Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, como requisito para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciências Aeroespaciais. Área de concentração: Ciências e Tecnologias Aeroespaciais.

Aprovada em: 16/08/2023.

BANCA EXAMINADORA

Participação por videoconferência
Prof. Dr. Carlos Augusto do Nascimento Oliveira (Orientador)
Universidade Federal de Pernambuco

Participação por videoconferência
Prof. Dr. Kleber Gonçalves Bezerra Alves (Examinador Interno)
Universidade Federal de Pernambuco

Participação por videoconferência
Prof. Dr. José Ângelo Peixoto da Costa (Examinador Externo)
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Pernambuco

Dedico este trabalho ao meu querido e amado pai que durante este curso de mestrado descansou para eternidade.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus pelo dom da vida, por poder acordar, estudar, trabalhar e poder contribuir para uma sociedade mais desenvolvida e justa, mesmo com tantos obstáculos pelo caminho.

À minha família, mãe e irmãos que são a fonte de inspiração para que eu possa continuar numa busca constante por uma evolução acadêmica.

À minha esposa Angélica Cândido, meus filhos Lavoisier Cândido e Newton Cândido, que formam um sólido alicerce, firme e seguro possibilitando minha dedicação aos estudos.

Ao meu Orientador, o Professor Doutor Carlos Augusto do Nascimento Oliveira, por acreditar em mim, pela dedicação, pelo companheirismo, pela sua notável, brilhante e admirável habilidade e capacidade de ensino.

Aos meus colegas de Pós-Graduação, Jedaías, Vitor, George, Daniela e Bárbara pelo companheirismo e solidariedade. Ao Felipe Virgolino pelo apoio.

Aos docentes do Programa de Pós-Graduação: Bráulio Silva, Cezar Henrique, Eduardo Padrón, Giovana Machado, Katia Aparecida, Joanna Elzbieta, Kleber Gonçalves, Nathalia Bezerra, Renata Francisca, Ricardo Borges, Severino Leopoldino, Tiago Felipe pelo compromisso e dedicação.

Aos servidores técnicos da UFPE: Ivaldo, Janaína, Walter e Rubens pela disponibilidade e apoio.

Ao Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM) da UFPE, pela disponibilização dos equipamentos para realização desta pesquisa e à Financiadora de Estudos e Projetos (FINEP).

As ligas à base de Ti-Ni são as mais importantes e práticas em termos de memória de forma, apresentando excelentes propriedades mecânicas (Otsuka; Ren, 2005, p.6).

RESUMO

Este estudo tem como objetivo investigar a viabilidade de desenvolvimento de um mini sensor a partir do material extraído de uma junta soldada a laser, feita com uma liga Ti-Ni. Desta forma, o material poderá ser reutilizado, uma vez que, possui um elevado custo de produção. Utilizando técnicas de caracterização de materiais, objetiva-se compreender os efeitos da soldagem na transformação de fase, visando melhorias nos processos de soldagem em ligas de Ti-Ni, como as utilizadas na indústria aeroespacial. Foram analisadas amostras em três condições: tratadas termicamente a 400°C, 500°C e na condição original. Para isso, utilizaram-se técnicas como Microscopia Ótica (MO), Espectroscopia por Dispersão de Elétrons (EDS), Difração de Raios-X (DRX), Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC) e Microdureza, a fim de analisar as propriedades da transformação termoelástica da martensita e a composição dos elementos da liga. Este estudo pode fornecer informações importantes para o aprimoramento de processos de soldagem em ligas de Ti-Ni utilizadas em aplicações críticas. A microscopia revelou que a soldagem a laser provocou mudanças significativas no comportamento da transformação de fase. O ensaio EDS indicou uma mudança significativa na composição na região do cordão de solda em todas as condições estudadas. O ensaio de DRX mostrou a presença de precipitados nas ligas tratadas a 400 e 500°C, sendo a última, a que apresentou maior quantidade de NiTi_2 , Ni_3Ti , $\text{Ni}_{2,67}\text{Ti}_{1,33}$, Ni_3TiO , $\text{Ni}(\text{TiO}_3)$ e NiTi . O ensaio de DSC permitiu a identificação das temperaturas iniciais e finais da transformação e a energia envolvida com a transição. Na análise de Microdureza Vickers, houve um aumento significativo na dureza da liga Ti-Ni tratada termicamente a 500°C, em comparação com a liga tratada a 400°C.

Palavras-Chave: transformações martensíticas; soldagem a laser; ligas de Ti-Ni; efeito memória de forma; propriedades mecânicas; sensores.

ABSTRACT

This study aims to investigate the feasibility of developing a mini sensor made by material extracted from a laser-welded joint made with a Ti-Ni alloy. By doing so, the material can be reused, as it has a high production cost. Using material characterization techniques, the objective is to understand the effects of welding on phase transformation, aiming for improvements in the welding processes of Ti-Ni alloys, such as those used in the aerospace industry. Samples were analyzed under three conditions: heat-treated at 400°C, 500°C, and in the original condition. Techniques such as Optical Microscopy (OM), Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS), X-Ray Diffraction (XRD), Differential Scanning Calorimetry (DSC) and Microhardness were employed to analyze the properties of the thermoelastic martensitic transformation and the composition of the alloy elements. This study can provide important insights for the enhancement of welding processes in Ti-Ni alloys used in critical applications. Microscopy revealed that laser welding caused significant changes in the phase transformation behavior. The EDS analysis indicated a significant composition change in the weld region under all studied conditions. The XRD analysis showed the presence of precipitates in the alloys treated at 400 and 500°C, with the latter exhibiting a higher quantity of NiTi_2 , Ni_3Ti , $\text{Ni}_{2.67}\text{Ti}_{1.33}$, Ni_3TiO , $\text{Ni}(\text{TiO}_3)$, and NiTi . The DSC analysis allowed for the identification of the initial and final transformation temperatures and the energy involved in the transition. In the Vickers Microhardness analysis, a significant increase in the hardness of the Ti-Ni alloy was observed in the heat-treated condition at 500°C compared to the one treated at 400°C.

Keywords: martensitic transformations; laser welding; Ti-Ni alloys; shape memory effect; mechanical properties; sensors.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Exemplo de aplicação de liga de titânio para motor aeroespacial.....	24
Figura 2 – Rover Perseverance da NASA.....	25
Figura 3 – Aeronave A-10 da Força Aérea dos EUA.....	25
Figura 4 – Lockheed SR-71.....	26
Figura 5 – Chevron Ativo de Motor a Jato (LaRC).....	26
Figura 6 – Classificação dos Processos de Soldagem.....	28
Figura 7 – Esquema de um processo de soldagem a laser com cavidade pulso.....	30
Figura 8 – Regiões de junta soldada.....	31
Figura 9 – Transformação de fase de ligas de Ti-Ni.....	36
Figura 10 – Ilustração do funcionamento do EMFS.....	38
Figura 11 – Dados de tensão-deformação-temperatura exibindo o EMF de uma liga Ti-Ni.....	39
Figura 12 – Ilustração do efeito memória de forma reversível.....	40
Figura 13 – Ilustração do comportamento superelástico.....	41
Figura 14 – Diagrama binário de fase de Ti-Ni em percentual atômico.....	42
Figura 15 – Diagrama TIT que descreve o comportamento de envelhecimento para Ti-52Ni.....	44
Figura 16 – Pneu de mola de Ti-Ni.....	47
Figura 17 – Sensores de temperatura, pressão e força aplicados no setor aeroespacial	48
Figura 18 – Sensor de temperatura da TE.....	48
Figura 19 – Micrografia da superfície de liga Ti-Ni com ampliação de 100x.....	53
Figura 20 – Micrografia da superfície de liga Ti-Ni com TT400 e ampliação de 100x	54
Figura 21 – Micrografia da amostra WST, com ampliação de 100x.....	54
Figura 22 – Micrografia da região de solda de WTT400, com ampliação de 100x...	55
Figura 23 – Micrografia da região de solda de WTT500, com ampliação de 100x...	56
Figura 24 – Micrografia da região de solda de WTT500, com ampliação de 50x.....	57
Figura 25 – Análise EDS das amostras submetidas a soldagem nas condições: a) WST, b) WTT400 e c) WTT500.....	57
Figura 26 – Análise EDS do cordão de solda para amostra WTT400.....	60
Figura 27 – Análise EDS do cordão de solda para amostra tratada termicamente a 500°C	60
Figura 28 – Difrátogramas de ligas Ti-Ni, ASTM F2063 nas seguintes condições: a) WST, b) WTT400, c) WTT500.....	62
Figura 29 – Difrátogramas para amostras nas condições: a) STT; b) WST.....	63

Figura 30 – Difractogramas para amostras nas condições: a) TT400; b) WTT400.....	64
Figura 31 – Difractogramas para amostras nas condições: a) TT500; b) WTT500.....	65
Figura 32 – Análise DSC de ligas Ti-Ni, ASTM F2063, nas condições: a) SSTT, b) TT400, c) TT500.....	66
Figura 33 – Análise de DSC pós-soldagem de ligas Ti-Ni, ASTM F2063, a) WST, b) WTT400, c) WTT500.....	67
Figura 34 – Perfil da Microdureza Vickers ao longo do metal de base, zona termicamente afetada e zona de fusão para as amostras nas condições a) WST, b) WTT400 e c) WTT500.....	70

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Lasers Típicos Adequados para Soldagem.....	29
Tabela 2 – Nomenclatura das Amostras.....	51
Tabela 3 – Temperaturas críticas para as fases austenita, martensita e romboédrica..	68

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A	Austenita
A-10	Modelo de aeronave
A320	Airbus 320
ASTMF2063	Tipo de liga de titânio
AWS	American Welding Society (Sociedade Americana de Soldagem)
Dr	Doutor
DRX	X-ray Diffraction (Difração de Raios-x)
DSC	Differential Scanning Calorimetry (Calorimetria Diferencial de Varredura)
EBW	Electrons Beam Welding (soldagem por feixe de elétrons)
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy (Espectroscopia por Dispersão de Elétrons)
EMF	Efeito Memória de Forma
EMFR	Efeito Memória de Forma Reversível
EMFS	Efeito Memória de Forma Simples
et al.	e outros
etc.	e outras coisas
EUA	Estados Unidos da América
F22	Fighter 22 (caça 22)
F35	Fighter 35 (caça 35)
GAU-8/A	Modelo de canhão rotativo
HTSMAs	Ligas de Memória de Forma de Alta Temperatura
INTM	Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais
IPG YLR-3000S	Modelo de equipamento de solda a laser
JSC	Centro Espacial Jonhson
Lap	tipo de junta
LaRC	Chevron ativo de moto a jato
LASER	Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation (Amplificação da Luz por Emissão Estimulada de Radiação)
LBW	Laser Beam Welding (soldagem por feixe de laser)
LF	Linha de Fusão
LW	Welding Laser (soldagem a laser)

M	Martensita
MB	Metal Base
MO	Microscopia Ótica
MS	Metal de Solda
NASA	National Aeronautics and Space Administration
Nd	neodymium (neodímio)
Nd: YAG	tipo de laser de neodímio
P	Página
pH	potencial de hidrogênio
Prof	Professor
SMA	Shape Memory Alloy (liga com memória de forma)
SME	Shape Memory Effect (efeito memória de forma)
SR-71	Modelo de Aeronave Supersônica
STT	Sem solda e sem tratamento térmico
TC4	tipo de liga de titânio
TE	Empresa de Sensores
TIT	Diagrama que descreve o comportamento do envelhecimento de ligas
TT400	Tratamento Térmico de 400°C
TT500	Tratamento Térmico de 500°C
TTT	Diagrama tempo-temperatura- transformação
UFPE	Universidade Federal de Pernambuco
V2500	Vectored 2500 (vetorizado 2500)
VOF	Volume of Fluid (volume de fluido)
WST	liga sem tratamento térmico e com solda
WTT400	liga com tratamento térmico de 400°C e com solda
WTT500	liga com tratamento térmico de 500°C e com solda
XRD-7000	Modelo de difratômetro
YAG	yttrium aluminum garnet (granada de alumínio e ítrio)
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

%	porcentagem
+	adição
±	variação
→	vai para
↔	transição
°C	graus Celsius
°C/ min	graus Celsius por minuto
μm	micrômetro
3D	três dimensões
A _f	austenita final
Al	elemento alumínio
A _s	austenita inicial
B19	estrutura cristalina
B2	estrutura cristalina
CO ₂	dióxido de carbono
Co-Cr-Ni-Ti	Cobalto-cromo-níquel-titânio
Cu	elemento cobre
Cu-Zn-Al	Cobre-zinco-alumínio
Ed	edição
Gf	grama força
HF-HNO ₃ -CH ₃ COOH	reagente Kroll
HV _{0,5}	dureza Vickers com carga de 0,5 quilogramas-força
keV	quiloeltronvolt
kg	quilograma
kW	quilowatts
kx	mil vezes de ampliação
Li	elemento lítio
M _f	martensita final
Mg	magnésio
Mg	miligrama
Mm	milímetro
M _s	martensita inicial

ms	milissegundo
Ni	elemento níquel
nm	nanômetro
ppm	partes por milhão
Ti	elemento titânio
Ti₂Ni	precipitado de titânio níquel
Ti₂Ni₃	precipitado de titânio níquel
Ti₃Ni₄	precipitado de titânio níquel
Ti-52Ni	liga de titânio rica em níquel
Ti-6Al-2Sn-4Zn-3Mo-0.1Si	liga de titânio, alumínio, estanho, zinco, molibdênio e silício
Ti-6Al-4V	liga composta de titânio, alumínio e vanádio
TiAl	liga titânio alumínio
TiCl₄	tetracloreto de titânio
Ti-Ni	liga titânio níquel
TiNi₃	precipitado de titânio níquel
Ti-Ni-Cu	liga de titânio-níquel-cobre
TiO₂	dióxido de titânio
W	Watts
Yb	elemento itérbio
Yb₂O₃	óxido de itérbio
γ	ângulo (gama) entre os vetores de base da estrutura cristalina
ϵ_t	deformação de transformação
θ	ângulo teta
$\mu\text{s}/\text{pxl}$	microsegundos por pixel
σ_f	tensão final
σ_s	tensão inicial
$\sigma\text{-}\epsilon$	diagrama de tensão

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	18
2	OBJETIVOS.....	20
2.1	OBJETIVO GERAL.....	20
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	20
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
3.1	NÍQUEL.....	21
3.1.1	Características do níquel.....	21
3.2	TITÂNIO.....	22
3.2.1	Características do Titânio.....	22
3.2.2	Aplicações do Titânio na Engenharia Aeroespacial.....	23
3.3	SOLDAGEM.....	26
3.3.1	Conceitos e Objetivos.....	26
3.3.2	Classificação dos Processos de Soldagem.....	27
3.3.3	Soldagem a Laser.....	28
3.3.4	Fundamentos de Soldagem a Laser.....	30
3.3.5	Influências do Processo de Soldagem no Material.....	31
3.3.6	Soldagem a laser em ligas de Titânio.....	32
3.3.7	Soldagem a laser em Projetos Aeroespaciais.....	33
3.4	LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA.....	34
3.5	TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS.....	35
3.5.1	Tipos de Transformações Martensíticas.....	37
3.5.2	Propriedades Termoelásticas das Transformações Martensíticas.....	38
3.5.3	O Efeito Memória de Forma Simples (EMFS).....	38
3.5.4	O Efeito Memória de Forma Reversível (EMFR).....	40
3.5.5	Superelasticidade.....	41
3.5.6	Efeito Tipo Borracha.....	41

3.5.7	Diagrama de Fase Ti-Ni.....	42
3.5.8	Diagrama TTT para a liga Ti-Ni.....	44
3.5.9	Precipitação e Crescimento de Grão.....	45
3.5.10	Aplicações de ligas Ti-Ni na Engenharia Aeroespacial.....	45
3.6	SENSORES APLICADOS NA ENGENHARIA AEROESPACIAL.....	47
3.6.1	Sensores de Ti-Ni aplicados na Engenharia Aeroespacial.....	49
4	PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	50
4.1	TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	50
4.2	O PROCESSO DE SOLDAGEM.....	50
4.3	PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA E MICROSCOPIA ÓTICA (MO)..	51
4.4	ESPECTROSCOPIA POR DISPERSÃO DE ELÉTRONS (EDS).....	51
4.5	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X (DRX).....	51
4.6	CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC).....	52
4.7	MICRODUREZA.....	52
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	53
5.1	MICROSCOPIA ÓTICA.....	53
5.2	ESPECTROSCOPIA POR DISPERSÃO DE ELÉTRONS (EDS).....	57
5.3	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X (DRX).....	61
5.4	CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC).....	65
5.5	MICRODUREZA.....	69
6	CONCLUSÕES.....	72
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	73
	REFERÊNCIAS.....	74

1 INTRODUÇÃO

A interação homem-materiais foi importante em diferentes épocas da história, como a Idade da Pedra, Era dos Metais, períodos helênicos, romanos, bizantinos, islâmicos e modernos, culminando na Era do Silício (NAVARRO, 2006).

Os metais foram reconhecidos como materiais importantes há centenas de anos, sendo usados principalmente como materiais estruturais desde a Idade dos Metais. Pesquisas permitiram o desenvolvimento de materiais multifuncionais ou inteligentes com propriedades personalizadas (SHUKLA, GARG, 2023).

São denominados materiais inteligentes aqueles que possuem propriedades que respondem a estímulos externos de maneira adaptativa e previsível (SHARP, 2004). O diferencial de um material inteligente, quando comparado a um material convencional, está na ordem de grandeza que ele responde, ou seja, o material inteligente responde de maneira mais significativa ao mesmo estímulo e reversibilidade do fenômeno a ser analisado.

Os materiais inteligentes são materiais que têm um grande impacto em diversas tecnologias, podem ser aplicados como um sensor, que detecta um sinal de entrada ou um atuador, que executa uma função responsiva e adaptativa. Podem ter uma ou mais propriedades que possam ser alteradas por estímulos externos, como tensão, temperatura, umidade, pH, campo elétrico ou magnético (SALEH, 2021).

Materiais inteligentes podem ser aplicados de várias maneiras, incluindo o uso de sensores de fibras ópticas, materiais piezoelétricos como polímeros e dispositivos microeletromecânicos. Por exemplo, em alguns helicópteros, um tipo de material inteligente é usado para reduzir o ruído aerodinâmico na cabine gerado pelas pás do rotor em rotação. (SALEH, 2021).

Uma ampla gama de setores industriais está incorporando materiais inteligentes em suas investigações, com exemplos proeminentes como a SpaceX no setor aeroespacial (PALMER, 2021), a Boeing na esfera aeronáutica (WILLIAMS, 2020) e o Estaleiro Hyundai Heavy Industries do grupo sul-coreano no domínio naval (JEON *et al.*, 2019). Essas indústrias estão buscando aprimorar suas funcionalidades de maneira economicamente viável, eficiente e produtiva por meio da aplicação destes materiais inovadores. Na indústria aeroespacial, buscaram-se soluções com esses materiais que simplifiquem sistemas e reduzam peso e volume dos dispositivos (JANI *et al.*, 2014; SHUKLA, GARG, 2023).

Os materiais deformados plasticamente que recuperam sua forma, ainda que parcialmente, quando aquecidos, a uma determinada temperatura, são classificados como

materiais com memória de forma. Dentre as diversas ligas metálicas de interesse da indústria aeroespacial, a liga Ti-Ni é de grande relevância pelas suas propriedades de resistência à corrosão, resistência mecânica, propriedades elétricas e magnéticas (COSTANZA, TATA, 2020).

A superelasticidade e o efeito memória de forma são dois aspectos das respostas do material, ambos resultados de um tipo peculiar de transformação cristalina denominada transformação martensítica termoelástica (OTSUKA, WAYMAN, 1998). As propriedades das transformações de fase martensíticas presentes nas ligas com efeito memória de forma concedem a estes materiais a capacidade de exercer a função de sensores e/ou atuadores.

Neste trabalho, foi desenvolvido um estudo de fios metálicos de uma liga Ti-Ni para a obtenção de um mini sensor a partir de material extraído de uma junta soldada a laser, visando o reaproveitamento do material. Técnicas de caracterização de materiais foram utilizadas, como a calorimetria diferencial de varredura (DSC), a análise de microdureza Vickers, a difração de raios-x (DRX) e a espectroscopia por dispersão de elétrons (EDS), além da preparação metalográfica.

Este trabalho de pesquisa está dividido da seguinte forma: uma seção com o objetivo geral e os específicos, na qual são citadas as metas a serem alcançadas; uma seção de revisão bibliográfica, na qual apresenta-se a origem e os conceitos do efeito memória de forma, os estudos recentes realizados envolvendo ligas Ti-Ni para a produção de sensores, pesquisas que desvendam a influência dos parâmetros de soldagem a laser em ligas Ti-Ni, ou seja, uma revisão do estado da arte; uma seção de procedimentos experimentais que descreve o processo de soldagem a laser, a preparação metalográfica, os ensaios realizados, as técnicas de caracterização de materiais que foram aplicadas e os equipamentos utilizados em laboratório; uma seção de resultados e discussões, na qual são descritos, apresentados e discutidos os aspectos relativos ao comportamento do material, a atuação do tratamento térmico em relação às mudanças das temperaturas de transformação e o processo de mudança de fase direta $B2 \rightarrow B19'$. Na conclusão foram apresentadas as evidências alcançadas com a pesquisa como a influência do tamanho dos grãos na microdureza Vickers dos corpos de prova; a influência do maior tempo de envelhecimento na microdureza da junta soldada; o aumento da concentração de Ni nas amostras após tratamentos térmicos, entre outras.

Espera-se que este trabalho possa contribuir com novas informações e ainda corroborar com estudos anteriores envolvendo as propriedades mecânicas e o efeito memória de forma da liga Ti-Ni soldada a laser e possivelmente instigar novos estudos relacionados ao tema para novas descobertas.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo deste estudo é verificar a viabilidade de produzir um mini sensor, a partir de resíduos de uma junta soldada por processo a laser, de uma liga Ti-Ni, avaliando as propriedades encontradas no material.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Fazer o tratamento térmico para obter a transformação de fase martensítica.
- Realizar a soldagem pelo processo laser.
- Utilizar uma parte do cordão de solda para avaliar as temperaturas críticas de transformação de fase.
- Usar técnicas de caracterização, como a Microscopia Ótica para analisar a morfologia do material, EDS, DRX, DSC e análise de Microdureza para identificar as propriedades mecânicas e térmicas da liga.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O níquel e o titânio são metais com propriedades distintas: o níquel é resistente à corrosão e possui alta resistência a altas temperaturas, enquanto o titânio é leve e resistente à corrosão. A soldagem desses metais pode resultar em desafios, como tensões residuais e mudanças nas propriedades do material. Além disso, as transformações martensíticas em ligas de Ti-Ni podem afetar a resistência, tenacidade e ductilidade (KANNAN, SATHIYA, RAMESH, 2017). Esses aspectos são relevantes em aplicações de engenharia, especialmente no setor aeroespacial.

3.1 NÍQUEL

O níquel só foi reconhecido como um elemento químico em 1804, quando o químico inglês William Hyde Wollaston o isolou por meio de eletrólise. Desde então, o níquel se tornou um dos metais mais importantes do mundo moderno, sendo amplamente utilizado em diversas aplicações industriais, incluindo a produção de aço inoxidável, baterias recarregáveis, ligas metálicas para alta temperatura, entre outras. O níquel é um dos metais mais comuns na crosta terrestre e é extraído em minas ao redor do mundo, sendo o principal produtor a Rússia (UNITED STATES GEOLOGICAL SURVEY, 2021).

3.1.1 Características do níquel

- O níquel é um metal de transição brilhante, prateado e maleável que é resistente à corrosão e à oxidação em ambientes normais;
- É um excelente condutor de eletricidade e, portanto, é amplamente utilizado na fabricação de baterias, fios elétricos, circuitos integrados, dispositivos eletrônicos e outros produtos eletrônicos;
- É um metal magnético e apresenta uma forte atração por ímãs. O níquel é usado em ímãs permanentes, como os usados em alto-falantes e geradores elétricos;
- É bastante abundante na Terra, com um teor médio de 0,008% da crosta terrestre. É encontrado em muitos minerais e em depósitos de minério de sulfeto e laterita;
- É um metal versátil, com uma ampla gama de aplicações em muitos setores diferentes, incluindo aeroespacial, automotivo, eletrônico, médico, construção e outros. É usado em ligas para a fabricação de produtos de alta resistência e desempenho, como turbinas de avião e motores de automóveis (RATHI *et al.*, 2023).

3.2 TITÂNIO

O titânio foi descoberto em 1791 pelo mineralogista e químico britânico William Gregor que examinou a areia magnética coletada no rio Helford, na Inglaterra, e encontrou o mineral ilmenita (FeTiO_3) com uma cor preta característica, do qual o titânio foi mais tarde isolado. Em um período de quatro anos após a descoberta de Gregor, o químico alemão Martin Heinrich Klaproth obteve uma importante conquista ao isolar o óxido de titânio a partir de amostras de minerais. Esse composto, conhecido como rutilo (TiO_2), foi o resultado do árduo trabalho de Klaproth e se tornou um marco na compreensão do elemento titânio (LEYENS, PETERS, 2003; LUTJERING, WILLIAMS, 2003).

3.2.1 Características do Titânio

Algumas das principais características que se destacam no titânio e suas ligas incluem:

- O titânio e suas ligas possuem baixa densidade, aproximadamente 60% da densidade do aço e das superligas à base de níquel. Devido a essa característica, é um material ideal para aplicações em que o peso é importante, como na indústria aeroespacial. (HENRIQUES, 2009);
- O titânio e suas ligas são materiais com alta resistência mecânica, superando a resistência dos aços inoxidáveis e sendo ideais para aplicações que exigem resistência estrutural, como na indústria aeroespacial e equipamentos médicos;
- O titânio e suas ligas são altamente resistentes à corrosão em soluções salinas e ácidos, tornando-os ideais para ambientes marinhos, indústria química e outras aplicações que envolvam exposição a ambientes corrosivos (HENRIQUES, 2009);
- É um metal não magnético e apresenta excelentes propriedades térmicas, como um coeficiente de expansão térmica que é inferior à metade do coeficiente do alumínio. Essa característica é importante para aplicações em que o controle da dilatação térmica é crucial, como em aplicações de alta temperatura, e também na fabricação de peças com alta precisão dimensional (HENRIQUES, 2009);
- Elevada resistência à fadiga que também é influenciada pela sua microestrutura e processo de fabricação. As ligas de titânio podem ser tratadas termicamente para melhorar ainda mais suas propriedades mecânicas, incluindo a resistência à fadiga.

O titânio e suas ligas são facilmente afetados por impurezas, como oxigênio e nitrogênio, que podem formar ligas e fases indesejadas, alterando suas propriedades. Por esse motivo, há

muitos graus diferentes de titânio disponíveis para a produção de semiprodutos. (MOISEYEV, 2006).

3.2.2 Aplicações do Titânio na Engenharia Aeroespacial

A fusão do titânio puro ocorre a uma temperatura consideravelmente alta, em torno de $1.668 \pm 10^{\circ}\text{C}$, em comparação com o aço (DONACHIE, 2000). Entretanto, para aplicações estruturais, o valor máximo de temperatura não excede cerca de 600°C , dependendo da composição. Ligas intermetálicas de titânio, como o alumineto de titânio, têm sido utilizadas para temperaturas de até 760°C . A adição de elementos de liga em solução sólida, a transformação de fases ou processos de conformação são meios pelos quais o titânio e suas ligas podem ser endurecidos (DONACHIE, 2000).

O titânio grau 2 é amplamente utilizado em aplicações industriais devido à sua alta ductilidade, resistência notável à corrosão e resistência mecânica sólida. É empregado na fabricação de componentes para a indústria aeroespacial, trocadores de calor e dispositivos de processamento eletroquímico em condições de operação constantes, em temperaturas de até 425°C (ASM, 1990). Já metais de liga de titânio convencionais, como a Ti-6Al-4V (grau 5), são ideais para sistemas de propulsão aérea e compressores de turbinas a gás devido à sua capacidade de suportar cargas em temperaturas de até 350°C (WILLIAMS, 2020).

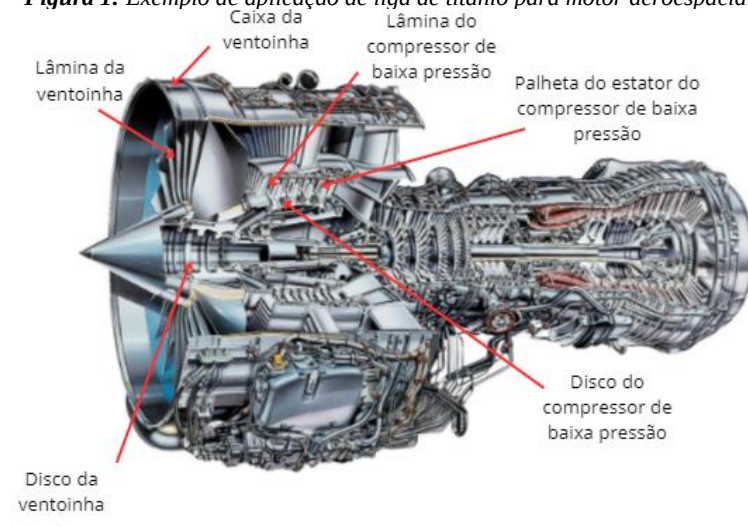
O titânio também é utilizado no trem de pouso de aeronaves, em molas helicoidais de contrapeso da porta de passageiros, suporte do microfone da tripulação, clipe de porta de acesso, clipe de ferramenta, clipe de janela interior, rotor de turbina de motor, nervuras das asas, atuadores verticais de asas, motores, sistema pneumático, etc. (WILLIAMS, 2020).

Na aviação militar, o caça a jato F22 Raptor contém uma estrutura composta por 60.000 libras (27.215,54 kg) de titânio, enquanto o F35 Joint Strike Fighter possui uma quantidade a bordo de 80.000 libras (36.287,39 kg). Em comparação com o antigo caça F4, a nova geração de caças apresenta um aumento significativo no uso de titânio, passando de 9% para 35% (HILL, 2007). O aumento do uso do titânio ocorre devido às suas propriedades funcionais, como alta resistência e baixa densidade, que permitem a construção de aeronaves mais leves, mais resistentes e com melhor desempenho. Somando-se a isto, avanços tecnológicos na fabricação e maior compreensão dos requisitos operacionais levaram ao uso mais extensivo do titânio para atender às demandas de resistência a altas temperaturas, corrosão e esforços estruturais encontrados em ambientes militares desafiadores.

A Figura 1 ilustra exemplos de aplicações da liga de titânio no Motor V2500 utilizado pelo Airbus A320. Esse motor é fabricado pela International Aero Engines, uma associação internacional que inclui empresas japonesas. A produção de materiais é focada principalmente em barras para forjamento da caixa do ventilador, pás do compressor de baixa pressão, palhetas do estator do compressor de baixa pressão, entre outros.

As ligas Ti-6Al4V e Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si são as mais frequentemente utilizadas, e tecnologias eficazes de produção desses materiais foram implementadas, permitindo alta qualidade em uma ampla gama de tamanhos, desde pequenas barras com diâmetro de 30 mm até tarugos superiores a 300 mm.

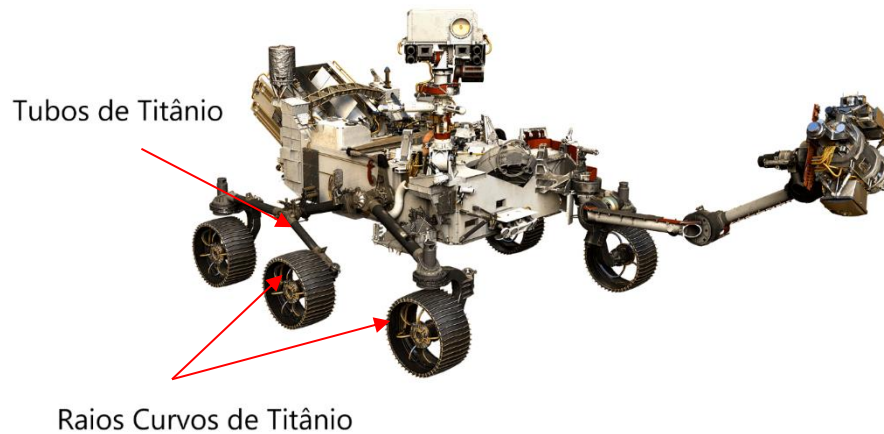
Figura 1: Exemplo de aplicação de liga de titânio para motor aeroespacial



Fonte: International Aero Engines A.G., 2014.

Na Figura 2 abaixo, é possível observar o rover Perseverance da NASA, parte da missão Marte 2020, cuja estrutura é composta por "pernas" feitas de tubos de titânio formados com um processo similar ao utilizado na fabricação de quadros de bicicletas de montanha de alta qualidade. Além disso, observa-se que as seis rodas do rover foram equipadas com raios curvos de titânio para proporcionar suporte elástico.

Figura 2: Rover Perseverance da NASA



Fonte: NASA, Glenn Research Center, 2023.

A seguir observa-se na Figura 3 a aeronave A-10 da Força Aérea dos Estados Unidos, que foi projetada especificamente para combate próximo ao solo. O A-10 é famoso por seu canhão rotativo GAU-8/A Avenger de 30 mm, projetado para penetrar em veículos blindados e posições fortificadas inimigas. A estrutura do A-10 foi projetada para durabilidade, com 1.200 libras (540 kg) de blindagem de titânio para proteger o cockpit e a aeronave.

Figura 3: Aeronave A-10 da Força Aérea dos EUA



Fonte: Linkendin, 2023

Na aeronave supersônica SR-71, da Figura 4 abaixo, o titânio foi usado em 85% da estrutura. O Lockheed SR-71 Blackbird, da Força Aérea dos EUA, foi construído para buscar informações estratégicas dos inimigos dos EUA, especialmente a Rússia.

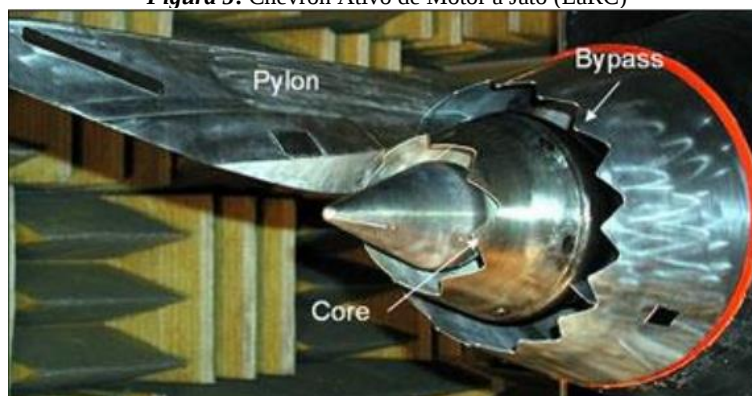
Figura 4: Lockheed SR-71



Fonte: Aeroflap, 2021

Na Figura 5 abaixo, pode-se observar uma aplicação de ligas de Ti-Ni de alta temperatura (HTSMAs) no chevron ativo de motor a jato (LaRC). Chevron de motor é um componente aerodinâmico que se assemelha a um "V" invertido, localizado na parte traseira da saída de exaustão de um motor a jato (BENAFAN, 2020). Ele é projetado para ajudar a reduzir o ruído e aumentar a eficiência do motor, direcionando o fluxo de ar de exaustão de forma a produzir uma mistura mais uniforme com o ar circundante. O chevron de motor é um exemplo de uma tecnologia que pode ajudar a reduzir a poluição sonora em aeroportos e áreas urbanas próximas a aeroportos.

Figura 5: Chevron Ativo de Motor a Jato (LaRC)



Fonte: NASA, 2020

3.3 SOLDAGEM

3.3.1 Conceitos e Objetivos

De acordo com a definição, soldagem é um processo que tem como objetivo obter a coalescência localizada de materiais através do aquecimento a uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de pressão e uso de metal de adição, conforme descrito pela Associação

Americana de Soldagem (AWS, 1997). Soldagem é uma técnica utilizada para unir localmente metais ou não-metais, através da fusão ou não das peças (MACHADO, 1996).

O objetivo da soldagem é garantir que as forças das ligações químicas na junta soldada sejam semelhantes às forças presentes nos materiais originais a serem soldados. Além disso, é importante que a junta soldada mantenha as características físicas e químicas dos materiais originais o máximo possível (MACHADO, 1996).

Os processos de soldagem têm várias aplicações, incluindo a fabricação e reparação de peças, equipamentos e estruturas industriais, bem como a deposição de materiais sobre uma superfície. A deposição de materiais pode ser usada para recuperar partes desgastadas ou para criar um revestimento com características específicas (MODENESI, 2000).

Apesar de ter menos de 150 anos de aplicação em sua forma atual, a soldagem não é um processo completamente novo. Técnicas como a brasagem e a soldagem por forjamento têm sido empregadas desde tempos antigos (MODENESI, 2000).

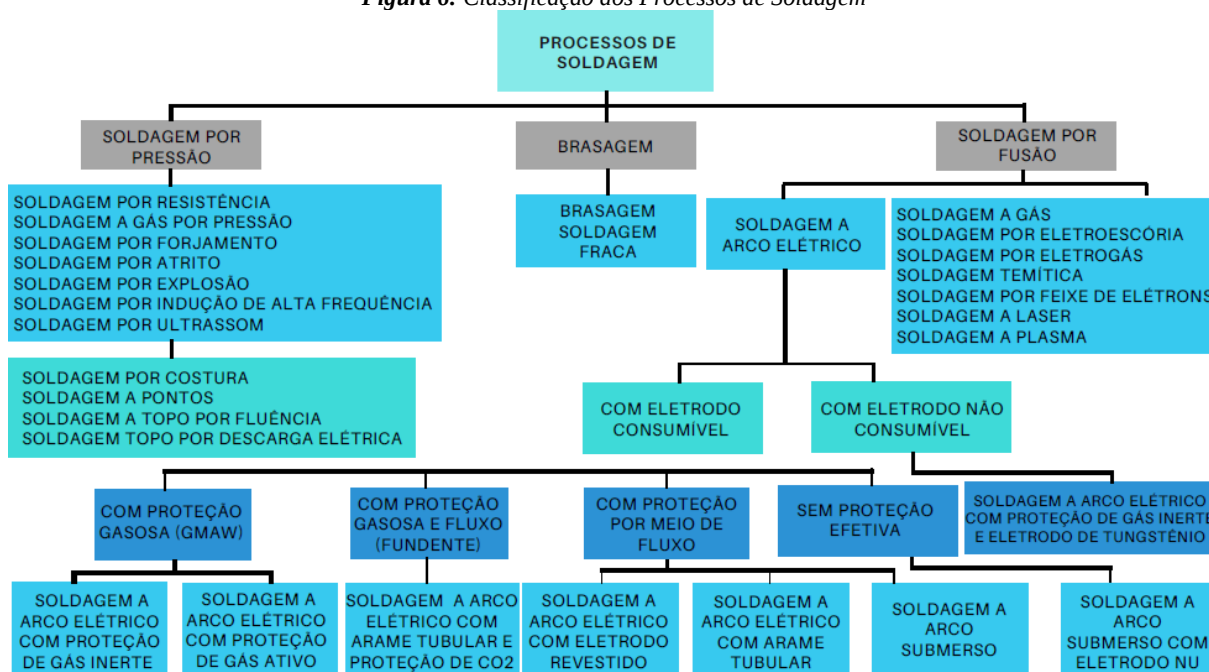
3.3.2 Classificação dos Processos de Soldagem

Existem duas formas de classificar os processos de soldagem: com base no tipo de fonte de energia utilizada ou na natureza da união. Quando classificamos com base na fonte de energia, podemos dividi-los em quatro tipos: fonte mecânica, em que o calor é gerado pelo atrito, ondas de choque ou deformação plástica do material; fonte química, em que o calor é gerado por reações químicas exotérmicas; fonte elétrica, em que o calor é gerado pela passagem de corrente elétrica ou pela formação de um arco elétrico; e fonte radiante, em que o calor é gerado por radiação eletromagnética ou por um feixe de elétrons acelerados através de um potencial (WAINER, BRANDI, MELLO, 1992).

Os processos de soldagem apresentam diferentes características em termos dos consumíveis e não-consumíveis utilizados, como eletrodos e gases de proteção em processos a arco elétrico. Além disso, os processos variam em termos da habilidade necessária do soldador, do fator de ocupação que leva em conta o tempo de arco elétrico efetivo em relação ao tempo total da soldagem devido às etapas de limpeza e troca de eletrodos, pela taxa de deposição do metal, pela possibilidade de utilização de robôs manipuladores para realizar a solda, entre outras particularidades (MARQUES, MODENESI, BRACARENSE, 2009).

A seguir é apresentada na Figura 6 uma classificação que se baseia no critério de divisão em famílias, levando em consideração o fenômeno físico envolvido no processo, e utilizando a forma de energia empregada para subdividir essas famílias.

Figura 6: Classificação dos Processos de Soldagem



Fonte: Adaptado de CETEC, 2012

3.3.3 Soldagem a Laser

Neste estudo, optou-se pelo uso do processo de soldagem a laser devido à sua alta eficiência na união de materiais dissimilares e ligas de titânio. Embora o processo TIG também pudesse ser empregado para soldar essas ligas de titânio, devido à sua capacidade de proporcionar soldas de boa qualidade e controle do arco elétrico. No entanto, o processo a laser se destaca pela sua eficiência superior na fusão do material, o que resulta em soldas de alta qualidade, com mínimas distorções e uma zona afetada pelo calor reduzida.

Os processos de soldagem de alta intensidade são aqueles que empregam alta quantidade de energia em um curto espaço de tempo e em uma área reduzida das peças a serem unidas. Existem dois tipos de processos de alta intensidade: a soldagem a laser (LBW - Laser Beam Welding) e a soldagem por feixe de elétrons (EBW - Electrons Beam Welding). Em determinadas condições, o processo de soldagem por plasma também pode ser considerado um processo de alta intensidade (MARQUES, MODENESI, BRACARENSE, 2009).

Em 1917, após a teoria da relatividade, Einstein publicou um estudo que descreveu o terceiro processo de integração da matéria, a emissão estimulada de radiação, fornecendo os princípios teóricos para um novo tipo de luz. Esse processo foi posteriormente chamado de "Amplificação da Luz por Emissão Estimulada de Radiação" (LASER) por Gold. A radiação LASER ocorre quando os átomos em uma estrutura recebem energia externa, levando-os a um

estado excitado, e, em seguida, liberam energia na forma de fótons para retornar ao estado fundamental (MARQUES, MODENESI, BRACARENSE, 2009).

A escolha cuidadosa das propriedades do laser é essencial para a soldagem eficiente. Fatores como o comprimento de onda da luz e a potência disponível devem ser considerados, além da duração do pulso para lasers pulsados, que deve permitir a penetração de calor no material, e a taxa de repetição de pulso, que deve ser alta o suficiente para soldar uma costura, se necessário (READY, 2008).

A Tabela 1 mostra alguns dos lasers disponíveis para uso em soldagem, juntamente com valores típicos de parâmetros importantes que afetam o processo (READY, 2008).

Tabela 1: Lasers Típicos Adequados para Soldagem

Laser	Modo de Operação	Comprimento de onda (μm)	Potência (watts)	Duração de pulso (ms)	Uso Típico
CO ₂	Contínuo	10.6	Até 20.000	-	Soldas longitudinais
CO ₂	Repetitivamente pulsado	10.6	Até 20.000	1	Soldas longitudinais
Nd:YAG	Contínuo	1.06	Até 5.400	-	Soldas longitudinais
Nd:YAG	Pulsado	1.06	10 ⁶ (pico)	0.5-10	Soldas por pontos
Rubi	Pulsado	0.694	10 ⁶ (pico)	0.2-5	Soldas por pontos
Yb vidro e disco	Contínuo	1.1	Até 6.000	-	Soldas longitudinais
Diodo	Contínuo	8.1-9.8	Até 3.000	-	Soldas longitudinais

Fonte: OP-TEC, 2008

Os lasers de CO₂ são amplamente utilizados na soldagem de materiais finos e espessos em níveis de potência de algumas centenas de W a kW. Eles são os mais comuns na indústria de processamento de materiais devido ao seu preço, desempenho e potência. Além da soldagem, esses lasers também são usados para endurecimento, corte e ablação da maioria dos metais, e agora estão disponíveis comercialmente em potências de até 50 kW (FORSMAN, 2000)

Os lasers Nd:YAG são o segundo mais utilizados na soldagem industrial, após os lasers CO₂, mas estão substituindo-os em algumas aplicações devido ao seu comprimento de onda mais curto. Os lasers Rubi e Nd são utilizados apenas para soldagem por pontos e foram em grande parte substituídos pelos outros tipos de lasers modernos. Os lasers de disco e vidro de Yb estão sendo adotados gradualmente na indústria para operações de soldagem e apresentam uma excelente qualidade de feixe. Os lasers de diodo estão sendo cogitados para operações de soldagem industrial, mas ainda não se estabeleceram como substitutos dos lasers CO₂ e Nd:YAG em aplicações em larga escala devido à qualidade de feixe relativamente pobre (READY, 2008).

A soldagem a laser é utilizada em diversos tipos de uniões, como juntas sobrepostas e de topo, e pode ser feita com lasers pulsados ou contínuos. Durante o processo de soldagem, ocorrem fenômenos típicos que resultam na formação de uma solda de ponto ou cordão, dependendo do tempo de irradiação do laser e da densidade de energia. A absorção do laser pelo metal aumenta a temperatura da superfície da placa, resultando na formação de uma cavidade ou furo de chave devido à pressão de recuo (KATAYAMA, 2013).

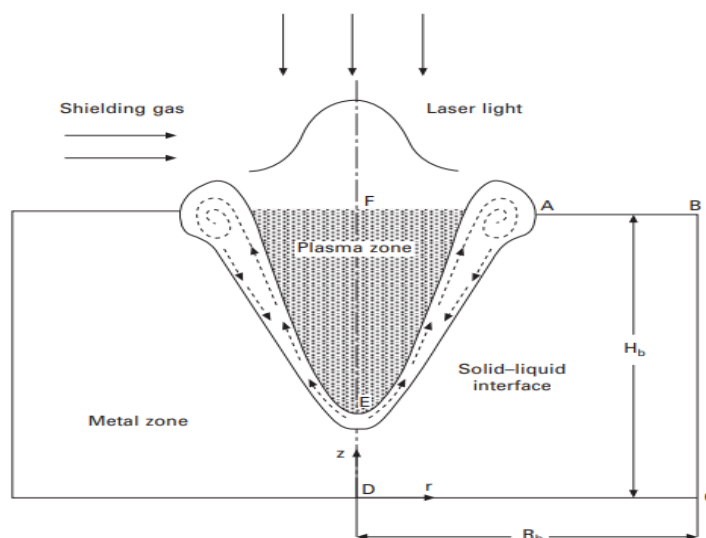
Peças pequenas são soldadas por pontos com laser pulsado, permitindo a formação de soldas de penetração profunda ao aumentar a largura do pulso próximo ao ponto focal. No entanto, a porosidade é facilmente formada, limitando a profundidade máxima das soldas a 1,5 mm ou 3 mm. Para reduzir respingos e porosidade, são realizadas moldagens de pulso de potência de aumento e queda lenta (KATAYAMA, 2013).

3.3.4 Fundamentos de Soldagem a Laser

A soldagem a laser apresenta diversos processos físicos complexos, como a fusão e solidificação de metais, a formação e colapso de cavidades e a interação entre o laser e o plasma da cavidade, gerando fenômenos de transporte extremamente complexos no processo de soldagem (KATAYAMA, 2013).

Devido à natureza diferente dos mecanismos de transferência de calor e massa no metal e no plasma, diferentes modelos foram desenvolvidos para estudar a física fundamental na soldagem a laser (KATAYAMA, 2013). Um modelo foi desenvolvido, conforme Figura 7 para estudar o fenômeno de transporte na região metálica contendo o metal de base.

Figura 7: Esquema de um processo de soldagem a laser com cavidade pulso



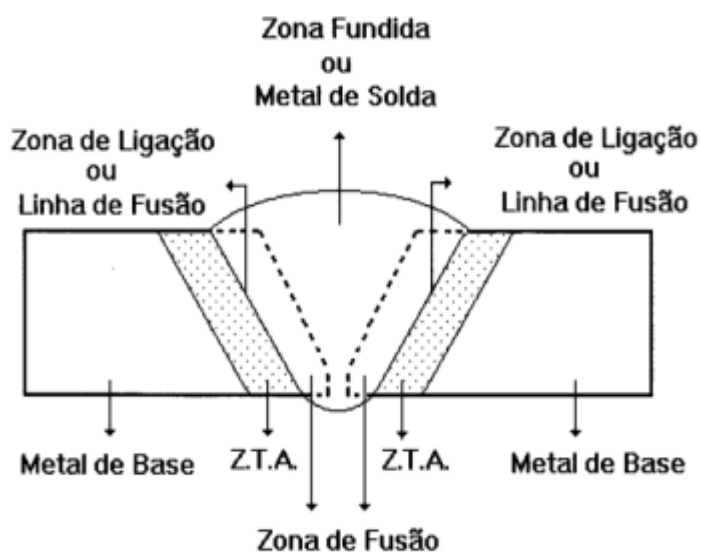
Fonte: KATAYAMA, Seiji, 2013

Entre as duas regiões, há uma interface líquido/vapor que as separa. Na região metálica, a formação contínua é utilizada para calcular o transporte de energia e momento, enquanto na região da cavidade de plasma, é analisada a interação entre o laser e o plasma e o mecanismo de absorção de energia pelo laser. As regiões são acopladas, e a técnica de volume de fluido (em inglês VOF) é empregada para rastrear a interface entre elas (KATAYAMA, 2013).

3.3.5 Influências do Processo de Soldagem no Material

Soldagens têm efeitos significativos no material devido ao aumento da temperatura e deposição de metal de adição. Diante disto, surgem regiões bem definidas que são de grande interesse para o estudo de uma junta de solda. Essas regiões são a zona termicamente afetada (ZTA), a zona de ligação ou linha de fusão (LF), o metal base (MB) e a zona fundida ou metal de solda (MS), onde é adicionado o metal de adição (BARBEDO, 2011). A Figura 8 ilustra essas regiões de maneira esquemática.

Figura 8: Regiões de junta soldada



Fonte: Barbedo, 2011

A microestrutura dessas regiões é influenciada pelas condições térmicas que a junta foi exposta e pela composição química dos metais de base e adição (LANCASTER, 1999).

Durante o processo de resfriamento, ocorrem mudanças na microestrutura tanto na zona fundida quanto na ZTA. Na zona fundida, o metal líquido não sofre super-resfriamento intenso devido ao aquecimento do metal base ao seu ponto de fusão, resultando na formação predominante de grãos colunares e grosseiros no cordão de solda. Por outro lado, na ZTA, três

regiões distintas podem ser observadas com mudanças microestruturais diferentes: a região de crescimento de grão mais próxima da zona fundida, onde há formação de grãos grossos; a região de refino de grão intermediária, onde ocorre a formação de uma estrutura fina de ferrita e perlita; e a região intercrítica mais próxima do metal base, onde as mudanças microestruturais se tornam menos perceptíveis (MARQUES, MODENESI, BRACARENSE, 2009).

3.3.6 Soldagem a laser em ligas de Titânio

A soldagem a laser em ligas de titânio oferece várias vantagens em relação a outros métodos de soldagem. Uma das principais vantagens é a capacidade de obter uma solda mais precisa, com menos distorção e sem a necessidade de adicionar material de solda. A soldagem a laser também permite a união de diferentes espessuras e formatos de peças, o que é especialmente importante na fabricação de peças aeroespaciais (LI *et al.*, 2023).

A soldagem a laser em ligas de titânio apresenta desafios a serem superados. É necessário um controle cuidadoso dos parâmetros do processo para evitar porosidades e falhas na junta soldada, devido às propriedades reativas do titânio. A alta condutividade térmica do titânio dificulta a formação de uma zona fundida homogênea e a penetração adequada. A presença de inclusões, como óxidos e nitretos, também pode afetar a qualidade da junta soldada.

Para superar os desafios, pesquisadores têm realizado vários estudos para otimizar os parâmetros de soldagem a laser em ligas de titânio, bem como para desenvolver novas técnicas de preparação da superfície das peças a serem soldadas (PARANTHAMAN *et al.*, 2021).

Li Wenjie desenvolveu uma pesquisa sobre o efeito do Yb_2O_3 (óxido de itérbio) no comportamento superplástico de junta soldada a laser de uma liga de titânio TC4, na qual verificou que o Yb_2O_3 tem a capacidade de reduzir a largura do centro da solda e refinar o tamanho dos grãos. No estudo do autor, a inclusão de Yb_2O_3 melhorou a habilidade de deformação superplástica da solda e a uniformidade de deformação da junta. À medida que o teor de Yb_2O_3 foi aumentado, a elongação longitudinal da deformação superplástica da solda aumentou primeiro e, em seguida, diminuiu, e o pico do estresse de fluxo diminuiu primeiro e, em seguida, aumentou (WENJIE *et al.*, 2022).

Outro estudo investigou o efeito dos parâmetros de soldagem a laser de penetração total em ligas de titânio na formação de respingos. Os resultados evidenciaram que os parâmetros do processo exercem influência significativa nas propriedades do fluxo de fluido na poça de fusão e nas dinâmicas do vapor metálico na região estreita, o que impacta os padrões dos respingos. Utilizando parâmetros de potência e velocidade reduzidas, a estabilidade do fluxo de líquido na

área de fusão é comprometida, resultando em respingos menores na superfície superior. Em contrapartida, a utilização de parâmetros de alta potência e velocidade, resulta na formação de respingos de solda com tamanho grande, devido à alta densidade de energia do feixe de laser. (CHENG *et al.*, 2021).

3.3.7 Soldagem a laser em Projetos Aeroespaciais

A soldagem a laser é um método amplamente utilizado na fabricação de projetos aeroespaciais, devido às suas vantagens em relação a outros métodos de soldagem, como a soldagem por arco elétrico e a soldagem por fricção.

Uma das principais vantagens da soldagem a laser é a precisão. Como o feixe de luz laser é altamente concentrado, é possível obter uma soldagem muito precisa, mesmo em peças com espessuras muito finas. Além disso, a soldagem a laser é um processo limpo, com pouca ou nenhuma emissão de fumaça ou resíduos, o que é importante em projetos aeroespaciais onde a segurança e a qualidade são essenciais (READY, 2008).

Outra vantagem da soldagem a laser é a sua capacidade de unir materiais dissimilares, como alumínio, titânio e ligas de níquel, que são comumente usados na fabricação de peças aeroespaciais. A soldagem a laser pode unir esses materiais de forma segura e eficaz, sem danificar as propriedades mecânicas dos materiais (READY, 2008).

A soldagem a laser também é útil em projetos aeroespaciais que requerem a união de peças de diferentes tamanhos ou geometrias complexas. Como o feixe de luz laser pode ser ajustado em termos de tamanho e formato, é possível soldar com precisão peças de diferentes tamanhos e formatos, sem a necessidade de ajustes complexos no processo de soldagem.

Abioye investigou a soldagem a laser pulsado em liga de alumínio para aplicações aeroespaciais. O autor identificou as combinações paramétricas apropriadas para produzir juntas de solda adequadas para estruturas de aeronaves e verificou que a largura da solda aumentou com o aumento da corrente do laser pulsado e da frequência de pulso, e com a diminuição do pulso. A estrutura dendrítica das juntas soldadas foi descrita, sendo mais fina com menor energia de pulso e potência de pico média. (ABIOYE *et al.*, 2019).

Dittrich investigou tecnologias de soldagem a laser para ligas de alumínio de alta resistência, contendo Cu e/ou Li, que são difíceis de soldar. Um dos objetivos foi validar e demonstrar a tecnologia que oferecesse as melhores oportunidades de redução de peso e curto tempo de produção. Em projetos de aeronaves o design leve de estruturas de fuselagem é um objetivo principal a fim de reduzir o peso estrutural para aumentar a eficiência em relação ao consumo de combustível (DITTRICH, 2011).

O Centro de Controle Johnson da NASA (JSC) criou procedimentos que estabelecem os requisitos para a soldagem a laser (LW) das abas das baterias ou outros componentes eletrônicos associados. O equipamento utilizado para a soldagem inclui geradores de feixe a laser de CO₂ e estado sólido (Nd: YAG, diodo, fibra) em ambas as modalidades, pulsado e onda contínua, com requisitos procedimentais e de garantia de qualidade. O processo aplica-se à LW às estruturas a serem utilizadas em voos espaciais e não espaciais fabricadas pela NASA. (NASA, 2019).

Haidar *et al.*, revisaram recentemente os avanços na soldagem a laser de materiais aeroespaciais, enfatizando lasers de fibra de alta potência. Eles descreveram como a soldagem a laser é essencial na fabricação de componentes aeroespaciais, permitindo a união de materiais que não podem ser soldados por métodos convencionais, e destacaram suas vantagens de alta precisão, baixa distorção e capacidade de soldar peças de diferentes tamanhos e geometrias complexas. (HAIDAR, 2020).

3.4 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA

As ligas com memória de forma (em inglês: Shape Memory Alloys - SMAs) são materiais excepcionais, com características inteligentes, que exibem uma notável capacidade de deformação pseudoplástica em temperaturas mais baixas, seguida de uma recuperação completa de sua forma original quando submetidas a um aquecimento acima de uma temperatura de transição específica. Essa notável propriedade, conhecida como efeito de memória de forma, é resultado da reorganização da estrutura cristalina do material durante os processos de deformação e recuperação térmica, conferindo às SMAs um potencial imenso para aplicações avançadas em diversos campos científicos e tecnológicos (JANI *et al.*, 2014)

As SMAs são compostas por ligas de metais, como Ni-Ti, Cu-Zn-Al ou Co-Cr-Ni-Ti. Sua estrutura cristalina permite a deformação plástica reversível, o que significa que elas podem ser deformadas e recuperar sua forma original quando aquecidas. Essas características únicas das SMAs as tornam úteis em diversas aplicações, incluindo dispositivos médicos como stents vasculares, instrumentos cirúrgicos e próteses, além de aplicações de engenharia como atuadores, sensores, válvulas, interruptores e amortecedores de vibração (JANI *et al.*, 2014).

Apesar de suas vantagens, as SMAs ainda apresentam alguns desafios, incluindo a limitação de sua resposta em frequências mais altas, além de serem relativamente caras em comparação com outros materiais. No entanto, seu potencial para aplicações inovadoras e sofisticadas continua a ser explorado e desenvolvido em muitos campos.

As ligas magnéticas com memória de forma são uma classe especial de SMAs que mudam sua forma quando expostas a um campo magnético, em vez de variações de temperatura. Essas ligas possuem frequências de atuação mais altas em comparação com as SMAs convencionais e têm sido objeto de intensa pesquisa recentemente. Elas encontram diversas aplicações, como em dispositivos microeletrônicos, atuadores de alta precisão e sistemas de amortecimento de vibrações na indústria aeroespacial (QIN, YANG, 2023).

As ligas magnéticas com memória de forma também apresentam outras propriedades úteis, como baixa perda de energia, alta eficiência energética e resistência à fadiga mecânica. Essas propriedades tornam as ligas magnéticas com memória de forma a escolha ideal para muitas aplicações em engenharia e tecnologia (QIN, YANG, 2023).

Nas últimas décadas, diversos estudos têm investigado os mecanismos microestruturais, os efeitos de engenharia e as aplicações das ligas com memória de forma. Entre eles, destacam-se o trabalho experimental realizado por Jackson e seus colaboradores, as considerações de aplicação discutidas por Duerig e outros pesquisadores e as sínteses abrangentes elaboradas por Perkins, Funakubo, Otsuka e Wayman (LAGOUDAS, 2008).

3.5 TRANSFORMAÇÕES MARTENSÍTICAS

Transformações martensíticas são um tipo de mudança de fase sólida que ocorre em alguns materiais metálicos, como ligas de aço inoxidável, ligas de titânio e ligas de níquel-titânio. Durante a transformação martensítica, a estrutura cristalina do material muda de uma fase austenítica de alta simetria para uma fase martensítica de baixa simetria. Isso ocorre quando o material é resfriado rapidamente, geralmente por meio de um tratamento térmico, como a têmpera. A mudança rápida de temperatura impede que os átomos tenham tempo de se rearranjar em uma estrutura cristalina mais estável (LAGOUDAS, 2008).

A transformação martensítica pode ser benéfica em algumas aplicações de engenharia, como em ligas de nitinol (níquel-titânio), que são frequentemente usadas em aplicações biomédicas e dispositivos de engenharia aeroespacial. Essas ligas têm a capacidade única de se recuperar de deformações significativas e retornar à sua forma original, graças à transformação martensítica. Por exemplo, as ligas de nitinol são usadas em sistemas de atuadores ou sensores para aeronaves e satélites (LAGOUDAS, 2008).

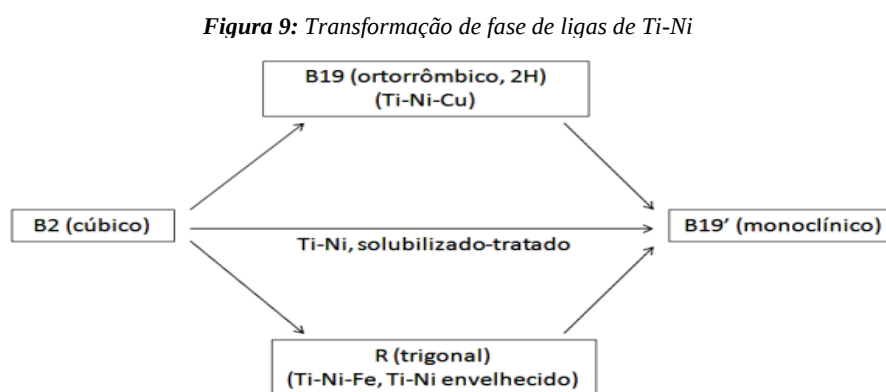
No entanto, a transformação martensítica também pode apresentar alguns desafios em certas aplicações. Por exemplo, a mudança de forma pode levar a tensões residuais que podem afetar a resistência do material. Além disso, as mudanças de forma também podem afetar as

propriedades mecânicas do material, como a tenacidade e a ductilidade, o que pode ser um fator importante a ser considerado na engenharia aeroespacial (PERELOMA, 2012).

As martensitas costumam ser encontradas em forma de pequenas placas ou lentes que se formam sobre os planos de hábito, que são as superfícies de separação entre as duas fases. Geralmente, esses planos não são invariantes cristalograficamente, o que significa que não são planos que não sofrem distorções, já que é difícil encontrar planos comuns entre estruturas cristalinas de duas fases com simetrias de rede diferentes. Observando microscopicamente, as placas de martensita podem ter subestruturas de deformação invariante de rede em seu interior, resultado de processos como maclação ou escorregamento, que ajudam a acomodar melhor as deformações da rede e minimizar as distorções dos planos de hábito. Por essa razão, os planos de hábito são geralmente considerados invariantes macroscopicamente, semelhantes aos planos de macla (REED-HILL, ABBASCHIAN, 1994).

As propriedades únicas das ligas Ti-Ni de superelasticidade e efeito memória de forma, são o resultado de sua estrutura cristalina especial, que é a fase martensítica. Essas propriedades são altamente dependentes da composição da liga, com a superelasticidade ocorrendo em uma faixa estreita de composições de cerca de 49,0 a 49,4 at% de Ti e o efeito memória de forma ocorrendo em uma faixa mais ampla de composições de cerca de 49,7 a 50,7 at% de Ti (DUERIG *et al.*, 1994; REIS, 2001).

A transformação termoelástica da martensita em ligas de Ti-Ni ocorre a partir da fase matriz (β) com estrutura cúbica ordenada (B2) para uma fase final com estrutura monoclinica B19'. Essa transformação pode ocorrer diretamente ou em duas etapas, onde a fase B2 é transformada em uma fase romboédrica (R) ou na fase ortorrômbica B19 durante o resfriamento, antes de transformar-se na fase B19'. A Figura 9 demonstra os três possíveis caminhos para as transformações martensíticas nas ligas Ti-Ni (OTSUKA e REN, 2005).



Fonte: Otsuka e Ren, 2005

A presença da fase romboédrica (R) pode ter implicações significativas nas transformações martensíticas das ligas de Ti-Ni. Em muitos casos, a formação da fase R pode reduzir a estabilidade da fase martensítica B19', que é a fase desejada para exibir as propriedades de superelasticidade e memória de forma. Isso pode resultar em uma transformação menos eficiente e uma redução na qualidade das propriedades de superelasticidade e memória de forma da liga (CHANG *et al.*, 2017).

A formação da fase R pode ocorrer em temperaturas mais altas do que a transformação direta para a fase B19', o que pode levar a uma maior dependência da temperatura no processo de transformação martensítica. Isso pode tornar a liga mais sensível às variações de temperatura e limitar sua aplicação em determinadas condições de serviço (CHANG *et al.*, 2017).

A fase R pode ser particularmente interessante para aplicações em sensores, uma vez que apresenta um comportamento de deformação controlada, que pode ser utilizado para ajustar a tensão aplicada à área de detecção. Além disso, a fase R apresenta propriedades elétricas e magnéticas distintas da fase martensítica B19', o que pode permitir a detecção de deformações com maior sensibilidade e precisão (CHANG *et al.*, 2017).

Portanto, a presença da fase R nas transformações martensíticas das ligas de Ti-Ni pode ser uma oportunidade para explorar novas aplicações em sensores, desde que seja compreendida e controlada adequadamente.

3.5.1 Tipos de Transformações Martensíticas

As transformações martensíticas são uma classe de transformações de fase que ocorrem em materiais com estrutura cristalina, como as ligas de Ti-Ni. Duas formas comuns de transformações martensíticas são a transformação martensítica burst e a transformação martensítica termoelástica (HARIKRISHNAN *et al.*, 2009; OLIVERIA, 2011).

A transformação martensítica burst é uma forma rápida e violenta de transformação martensítica, que pode ocorrer em ligas de Ti-Ni que são submetidas a taxas de resfriamento extremamente rápidas. Durante a transformação burst, a fase martensítica se forma em uma única etapa, em contraste com a transformação termoelástica, que ocorre em várias etapas (HARIKRISHNAN *et al.*, 2009; OLIVEIRA, 2011).

A transformação martensítica termoelástica ocorre em ligas de Ti-Ni quando elas são resfriadas abaixo da temperatura de transformação martensítica. Nesse processo, a fase martensítica se forma em duas etapas, primeiro como uma fase romboédrica (R) ou ortorrômbica (B19), e depois como a fase martensítica final B19'. A transformação termoelástica é uma transformação gradual, que ocorre de forma reversível com a variação da

temperatura e pode exibir as propriedades de superelasticidade e memória de forma (HARIKRISHNAN *et al.*, 2009; OLIVEIRA, 2011).

3.5.2 Propriedades Termoelásticas das Transformações Martensíticas

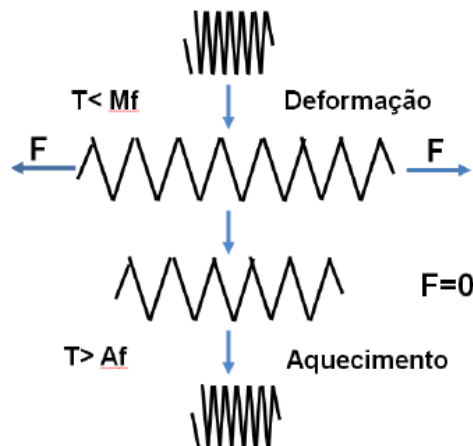
As propriedades termoelásticas das transformações martensíticas referem-se às mudanças de forma que ocorrem em certos materiais quando submetidos a mudanças de temperatura ou tensão.

As transformações martensíticas termoelásticas apresentam fenômenos que são conhecidos como propriedades do EMF (Efeito de Memória de Forma). Essas propriedades incluem o efeito memória de forma simples (EMFS), o efeito memória de forma reversível (EMFR), a superelasticidade e o efeito tipo borracha (OLIVEIRA, 2011).

3.5.3 O Efeito Memória de Forma Simples (EMFS)

Quando uma liga com memória de forma (SMA) está na fase martensítica geminada e é deformada, ela exibe o efeito de memória de forma (SME) ao ser descarregada em uma temperatura abaixo de A_s . Ao ser aquecida acima de A_f , a SMA recuperará sua forma original voltando para a fase austenítica parental. A Figura 10 ilustra o funcionamento do EMFS em uma mola helicoidal. Nesta imagem, é possível observar a aplicação de uma carga de tração que provoca a deformação da mola. A reversão desta deformação ocorre quando o material é aquecido acima da temperatura final da transformação austenítica ou da transformação reversa (OLIVEIRA, 2011).

Figura 10: Ilustração do funcionamento do EMFS

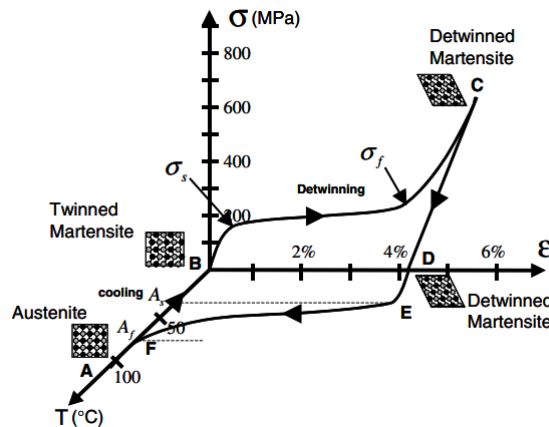


Fonte: Oliveira, Carlos (Tese- 2011)

Seguindo a trajetória do carregamento termomecânico em um espaço combinado de tensão-deformação-temperatura é possível compreender a natureza do SME, como mostrado na Figura 11 que apresenta dados experimentais de uma liga Ti-Ni testado sob carregamento uniaxial. A tensão σ é a uniaxial na liga devido a uma carga aplicada, enquanto a deformação correspondente ϵ é a mudança no comprimento da liga ao longo da direção da carga aplicada, normalizada pelo comprimento original (LAGOUDAS, 2008).

Partindo da fase parental, ponto A na Figura 11, o resfriamento sem tensão da austenita abaixo das temperaturas de transformação progressiva (M_s e M_f) resulta na formação de martensita geminada, ponto B. Quando a martensita geminada é submetida a uma tensão aplicada que ultrapassa o nível de tensão de início (σ_s), o processo de reorientação é iniciado, levando ao crescimento de variantes martensíticas favoravelmente orientadas, em detrimento de outras menos favoráveis. O nível de tensão necessário para a reorientação das variantes é significativamente inferior ao limite de escoamento plástico permanente da martensita. O processo de eliminação de geminação é concluído em um nível de tensão, σ_f , que é caracterizado pelo fim do platô no diagrama σ - ϵ na Figura 11 (LAGOUDAS, 2008).

Figura 11: Dados de tensão-deformação-temperatura exibindo o EMF de uma liga Ti-Ni.



Fonte: LAGOUDAS, 2008

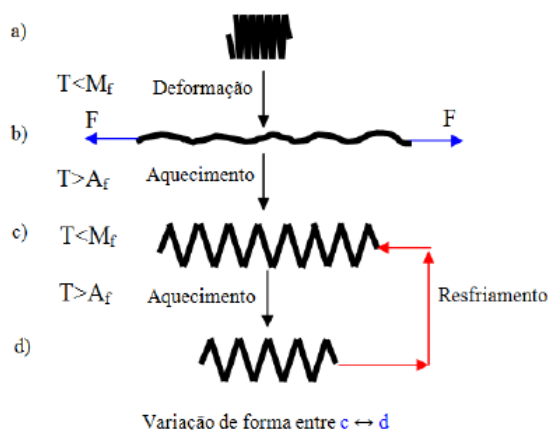
O material é então descarregado elasticamente de C para D e o estado martensítico eliminado da geminação é mantido. Ao ser aquecido na ausência de tensão, a transformação reversa é iniciada quando a temperatura atinge A_s , em E, e é completada em temperatura A_f , ponto F, acima da qual apenas a fase austenítica parental existe. Na ausência de deformação plástica permanente, gerada durante a eliminação da geminação, a forma original da SMA é recuperada, indicada por A. A deformação recuperada, devido à transformação de fase da martensita eliminada da geminação para austenita, é denominada deformação de transformação

(ϵ_t). O resfriamento subsequente para a martensita resultará novamente na formação de variantes martensíticas geminadas, auto acomodadas, sem mudança de forma associada, e todo o ciclo do SME pode ser repetido. O fenômeno descrito acima é chamado de efeito de memória de forma unidirecional, ou simplesmente SME, porque a recuperação da forma é alcançada apenas durante o aquecimento após o material ter sido eliminado da geminação por uma carga mecânica aplicada (LAGOUDAS, 2008).

3.5.4 O Efeito Memória de Forma Reversível (EMFR)

Em determinadas situações, pode ocorrer a recuperação das formas das fases austenita e martensita em materiais com memória de forma, sem que haja necessidade de aplicação de cargas externas. Esse processo é promovido exclusivamente pela variação de temperatura, caracterizando assim o fenômeno conhecido como efeito memória de forma reversível (EMFR), como descrito pelos autores Otsuka e Wayman em 1998. Essa propriedade física é resultado de mudanças estruturais moleculares que permitem a memorização da forma original do material e sua reversibilidade quando submetido a um estímulo térmico apropriado (OTSUKA, WAYMAN, 1998). A Figura 12 ilustra o efeito memória de forma reversível para o caso de uma mola. Nesta ilustração, durante o estágio (a)-(b), uma carga de tração é aplicada, causando a deformação na mola. No estágio (c), a mola recupera parte da deformação imposta após ser aquecida e preserva essa forma mesmo após o resfriamento. Quando a mola é submetida a ciclos térmicos subsequentes, sem a aplicação de esforço externo, nota-se que sua forma varia entre os estágios (c) e (d), (OLIVEIRA, 2011).

Figura 12: Ilustração do efeito memória de forma reversível



Fonte: Oliveira, Carlos (Tese- 2011)

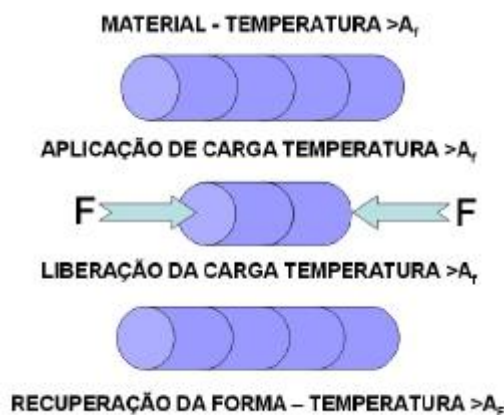
3.5.5 Superelasticidade

A superelasticidade ou comportamento superelástico de uma liga com memória de forma é uma propriedade apresentada quando tensões são geradas e recuperadas mecanicamente através de uma transformação reversível induzida por estresse. Ocorre ao deformar algumas SMAs em temperaturas acima de A_f . Diferentemente do EMF e EMFR, que envolvem mudanças de temperatura, a superelasticidade é isotérmica e envolve o armazenamento de energia potencial (CONCILIO *et al.*, 2021).

A liga Ti-Ni, por exemplo, pode deformar elasticamente até cerca de 8% de deformação, enquanto a maioria dos metais tem a capacidade de deformar elasticamente apenas até menos de 1% de deformação (CONCILIO *et al.*, 2021).

A Figura 13 ilustra o comportamento superelástico nas ligas com memória de forma. No primeiro estágio, o material encontra-se a uma temperatura superior à temperatura de transformação austenítica final. No segundo estágio, uma carga é aplicada ao material na mesma temperatura, e posteriormente, a carga é liberada, permitindo que o material recupere sua forma original sem qualquer variação de temperatura.

Figura 13: Ilustração do comportamento superelástico



Fonte: Oliveira, Carlos (Tese-2011)

3.5.6 Efeito Tipo Borracha

O comportamento semelhante à borracha em ligas de memória de forma é uma deformação pseudoelástica que ocorre na fase martensítica, originada a partir da separação e geminação da referida fase (LIANG, *et al.*, 2017; OTSUKA e REN, 2005).

A fase martensítica é menos estável e apresenta uma estrutura cristalina diferente, caracterizada por planos de deslizamento e deformação. Quando a tensão é removida, a liga na fase martensítica não retorna completamente à sua forma original devido à presença de defeitos

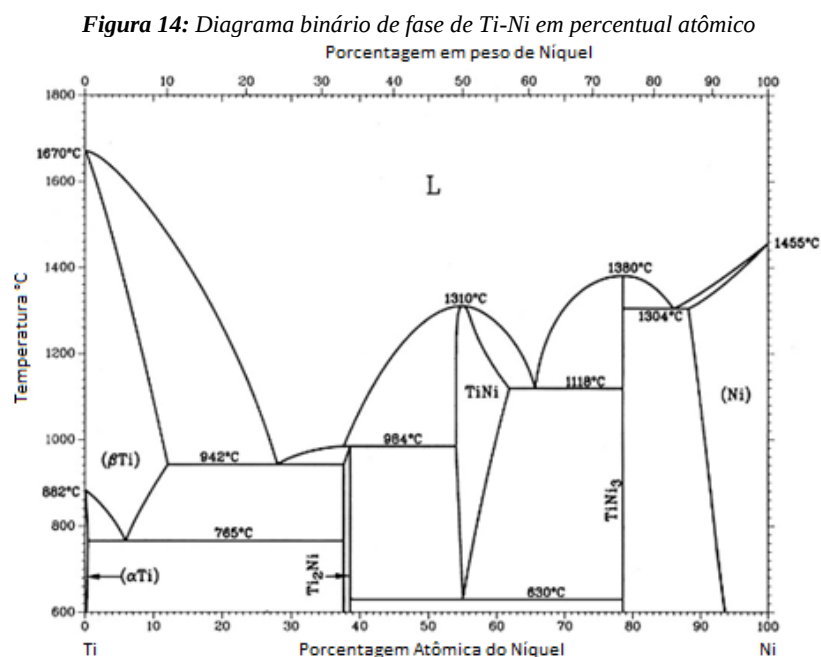
cristalinos e outras desordens. Esse desvio elástico parcial é o que gera o efeito tipo borracha ou deformação pseudoelástica.

Um material de borracha metálica de liga com memória de forma, exibe características típicas da borracha clássica de metal à base de Ni, como rigidez não linear, grande amortecimento, isotropia mecânica transversal, além da porosidade e da dependência de temperatura e efeitos de tratamento térmico (MA, *et al.*, 2015).

3.5.7 Diagrama de Fase Ti-Ni

O diagrama de fase do sistema de ligas de Ti-Ni tem despertado grande interesse e tem sido objeto de muitas investigações. A complexidade do diagrama de fases torna sua análise uma tarefa desafiadora, porém, essa análise é de suma importância para a seleção adequada de tratamentos térmicos para a liga, bem como para a identificação de regiões do diagrama onde a composição do material resulta em propriedades mais favoráveis para o efeito memória de forma (OTSUKA e REN, 2005).

A Figura 14 representa o diagrama de fase do sistema Ti-Ni em percentual atômico e em peso percentual, o qual possibilita a visualização de diferentes regiões, incluindo a região de domínio da fase B2 que é caracterizada pela presença de uma composição aproximadamente equiatômica dos elementos.



Fonte: (Otsuka e Ren, 2005)

A Figura 14 apresenta a variação no limite de solubilidade do Ni em relação à temperatura, quando se tem o Ti como referência para a solubilidade. Nota-se no diagrama que há uma diminuição na solubilidade abaixo de 1118°C. O estudo dessas variações é fundamental para a compreensão das propriedades do material e sua aplicação em diferentes processos industriais (OTSUKA e REN, 2005).

A análise do diagrama de fase do sistema Ti-Ni tem sido objeto de estudo de diversos pesquisadores ao longo dos anos. Entre eles, destaca-se o trabalho de Poole e Hume-Rothery (1955), que investigaram o limite de solubilidade da fase Ti-Ni acima de 900°C por meio de técnicas metalográficas. Outro estudo relevante foi realizado por Purdy e Parr (1961), que empregaram a difração de raios X e técnicas metalográficas para a análise do diagrama de fase. Esses estudos possibilitaram a confirmação de evidências relacionadas à decomposição de ligas de Ti-Ni ricas em Ni em duas fases metaestáveis, a fase Ti_3Ni_4 , formada nos estágios iniciais de envelhecimento em temperaturas abaixo de 680°C, e a fase Ti_2Ni_3 , além da fase estável $TiNi_3$ (GARAY *et al.*, 2003). Esses achados são relevantes para a compreensão das propriedades e do comportamento dessas ligas, contribuindo para o avanço do conhecimento nessa área de pesquisa. O estudo da decomposição de ligas de Ti-Ni é um tema importante em virtude da aplicação desses materiais em diversas áreas, incluindo a indústria aeroespacial, biomédica e automotiva (BEYER, 1995). Os precipitados de Ti_3Ni_4 possuem uma estrutura romboédrica e apresentam a capacidade de gerar campos de tensões que contribuem para o aumento do efeito memória de forma e que influenciam diretamente nas propriedades das ligas de Ti-Ni. Além disso, outros compostos intermediários são encontrados durante o processo de decomposição do Ti-Ni, como o Ti_2Ni , que apresenta estrutura cúbica, e o $TiNi_3$, que possui estrutura hexagonal (GARAY *et al.*, 2003).

Esses compostos intermediários são importantes para a compreensão das propriedades e do comportamento das ligas de Ti-Ni, uma vez que influenciam diretamente em suas características e aplicabilidade em diversos campos da engenharia. Consequentemente, o estudo dessas fases intermediárias e de suas propriedades é relevante para o desenvolvimento de novos materiais e processos de produção mais eficientes e adequados para as demandas tecnológicas contemporâneas (XUN *et al.*, 2023).

Os precipitados resultantes dos processos difusionais de decomposição envolvem alterações na composição química da liga, o que pode ter um impacto significativo sobre as temperaturas de transformação que ocorrem durante a sua utilização (MIYAZAKI *et al.*, 1981).

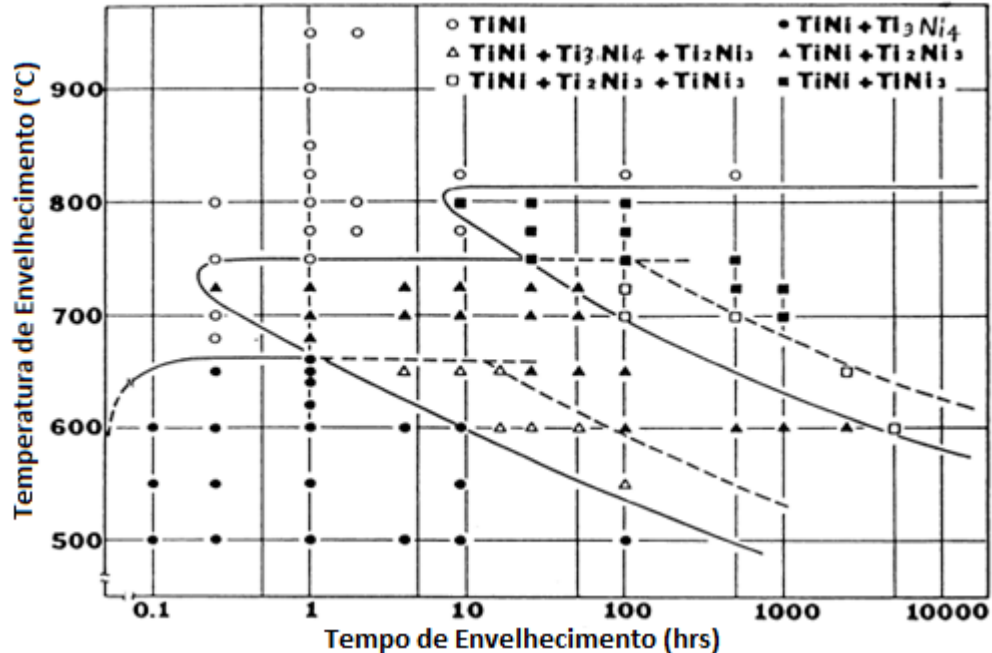
É importante destacar que tais precipitados podem exercer influência direta sobre o comportamento das ligas de Ti-Ni, tanto em termos de sua estabilidade quanto em relação às

suas propriedades termodinâmicas e mecânicas. Assim, a investigação minuciosa desses fenômenos de decomposição é essencial para a compreensão completa do comportamento desses materiais, bem como para o desenvolvimento de aplicações mais avançadas e eficazes em diversos campos da engenharia (XUN *et al.*, 2023).

3.5.8 Diagrama TTT para a liga Ti-Ni

A curva tempo-temperatura-transformação apresentada na Figura 15 da liga Ti-52 at.% Ni descreve o processo de envelhecimento e ilustra os produtos finais da decomposição do material quando submetidos a temperaturas entre 500°C e 800°C. Durante os primeiros momentos desse processo, em baixas temperaturas, forma-se a fase Ti_3Ni_4 , que possui uma estrutura cristalina romboédrica ($a = 0,670$ nm e $\gamma = 113,8^\circ$) e consiste em placas finas que são coerentes com a matriz. Essa fase produz campos de deformação ao redor dos precipitados, o que aumenta a resistência e melhora o efeito memória de forma da liga NiTi (OTSUKA e REN, 2005).

Figura 15: Diagrama TTT que descreve o comportamento de envelhecimento para Ti-52Ni



Fonte: FREMOND, MIYAZAKI, 1996

A precipitação da fase Ti_3Ni_4 é acompanhada por uma diminuição na concentração de níquel da matriz, que ocorre à medida que a temperatura aumenta até atingir uma composição de equilíbrio específica (FREMOND, MIYAZAKI, 1996). Apesar de a fase Ti_3Ni_4 ser menos estável do que a fase $TiNi_3$ (presente no diagrama de fases da liga Ti-Ni), ela é completamente

estável até a temperatura de 600°C (FREMOND, MIYAZAKI, 1996). A formação de placas finas de Ti_3Ni_4 no processo de envelhecimento leva à introdução de células de discordâncias, que promovem alterações nas transformações martensíticas de $B2 \rightarrow B19'$ para $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ (FREMOND, MIYAZAKI, 1996). Os precipitados e as células de discordâncias também induzem o aparecimento de campos de tensão na matriz (FREMOND, MIYAZAKI, 1996).

3.5.9 Precipitação e Crescimento de Grão

A interdependência entre a precipitação e o crescimento de grãos em ligas metálicas é um fenômeno complexo que está diretamente relacionado à composição do material, à temperatura em que é mantido e ao tempo de permanência nesta temperatura. As ligas de Ti-Ni ricas em Ni são altamente suscetíveis aos fenômenos da precipitação, o que pode ter um impacto significativo em suas propriedades mecânicas e estruturais (NISHIDA *et al.*, 1986).

A formação de precipitados nas ligas de Ti-Ni é influenciada pela transmissão atômica e é favorecida em áreas com maior densidade de defeitos cristalinos devido à presença de deslocamentos intersticiais induzidos por tensão (NISHIDA *et al.*, 1986).

Além disso, a temperatura em que as ligas são mantidas pode ter um impacto significativo na formação e crescimento de precipitados, com temperaturas mais elevadas geralmente favorecendo a nucleação e crescimento de precipitados. No entanto, é importante notar que o tempo de permanência a essa temperatura também é um fator crítico, pois pode influenciar a taxa de nucleação e crescimento de precipitados (POLETIKA *et al.*, 2020).

Devido aos fenômenos da precipitação, as ligas de Ti-Ni podem sofrer mudanças em seu comportamento, que incluem o surgimento da fase R devido à formação de precipitados no material durante o processo de recozimento. Esse procedimento pode levar à formação de fases como $TiNi_3$, Ti_3Ni_4 e Ti_2Ni_3 , que empobrecem a fase matriz em Ni e consequentemente alteram o comportamento mecânico do material, conforme observado por Fadila em 2000.

Em resumo, a interação complexa entre a composição do material, e o tempo de permanência, em temperatura elevada, é fundamental para entender a formação e crescimento de precipitados em ligas de Ti-Ni ricas em Ni (POLETIKA *et al.*, 2020).

3.5.10 Aplicações de ligas Ti-Ni na Engenharia Aeroespacial

As ligas de Ti-Ni, também conhecidas como ligas de nitinol, são uma classe de materiais com propriedades únicas de memória de forma e superelasticidade, que as tornam adequadas para uma variedade de aplicações na engenharia aeroespacial.

Em 1982, acoplamentos de tubos termomecânicos contendo Ti-Ni foram testados quanto à sua durabilidade hermética na estação orbital Salyut-7, o que pode ser considerado o primeiro "lançamento" bem-sucedido de Ti-Ni em uma órbita terrestre (RAZOV, CHERNIAVSKY, 1999).

Algumas aplicações das ligas Ti-Ni na engenharia aeroespacial consistem na fabricação de atuadores e sistemas de controle de voo. Devido à sua capacidade de mudar de forma em resposta a estímulos externos, as ligas Ti-Ni são usadas para fabricar atuadores que podem ajustar o ângulo e a direção de controle do avião, tornando o voo mais eficiente e seguro.

Um dos primeiros exemplos de tal aplicação pode ser considerado um modelo de atuadores de fio para as abas do contêiner de instrumentos do satélite Nimbus (RAZOV, CHERNIAVSKY, 1999). Outros exemplos das aplicações incluem a implantação de duas construções em formato de anel de 20 m de diâmetro na espaçonave Progress-40 em 1989, utilizando atuadores de fio de Ti-Ni; e a montagem da grande treliça Sofora em 1991, utilizando acoplamentos termomecânicos especiais com mangas de Ti-Ni, além de outros exemplos (RAZOV, CHERNIAVSKY, 1999).

As ligas Ti-Ni são utilizadas na fabricação de componentes estruturais que requerem alta resistência e capacidade de deformação, como molas de válvulas, componentes de trem de pouso e peças de sistemas de amortecimento de vibrações. Elas também são empregadas em sensores de temperatura e pressão devido à sua capacidade de mudar de forma em resposta a variações nessas grandezas. Outra aplicação relevante das ligas Ti-Ni na engenharia aeroespacial é em sistemas de proteção contra impacto, onde são utilizadas para fabricar componentes que absorvem energia, como estruturas de reforço em zonas de impacto e paraquedas de emergência (WILLIAMS, 2020).

Os engenheiros da NASA estão considerando usar Ti-Ni como material principal no mais recente design de roda, o pneu de mola, para os rovers que vão explorar o terreno rigoroso de Marte, devido às suas propriedades superelásticas. Espera-se que esta nova roda, que possui uma malha de molas Ti-Ni em sua parte externa, leve a mais descobertas em planetas como Marte com menos falhas relacionadas ao terreno (FRATTO, MAMOOZADEH, 2018).

A escolha por uma SMA de Ti-Ni no novo design de roda se deve a capacidade da liga de superar a deformação plástica quando comparada ao uso de aço para molas em modelos de pneus. Os pneus feitos de Ti-Ni possuem uma capacidade de deformação até trinta vezes maior do que a do aço, sem apresentar deformação permanente. Segundo Santo Padula, um cientista de materiais que integrou a equipe de desenvolvimento do pneu de mola de Ti-Ni, o pneu poderia “se deformar até o eixo e ainda voltar à forma original” (FRATTO, MAMOOZADEH,

2018). A capacidade de deformação extrema é altamente vantajosa, pois permite que a superfície do pneu se adapte aos contornos da superfície em que se encontra, proporcionando uma aderência excepcional ao solo, e em seguida, retorne à sua forma original de um pneu redondo conforme a roda gira. Com essa flexibilidade aprimorada, o pneu é capaz de aderir de forma mais eficaz ao terreno do que um pneu convencional, uma vez que pode se ajustar à geometria precisa do terreno (FRATTO, MAMOOZADEH, 2018).

Observa-se na Figura 16 abaixo, a imagem do pneu de mola de Ti-Ni no Centro de Pesquisa Glenn da NASA.

Figura 16: Pneu de mola de Ti-Ni



Fonte: NASA, 2017.

Em geral, as ligas Ti-Ni têm uma ampla gama de aplicações na engenharia aeroespacial, devido às suas propriedades únicas de memória de forma e superelasticidade. Seu uso na fabricação de atuadores, molas, componentes estruturais e sistemas de proteção contra impacto tornam as ligas Ti-Ni uma escolha popular para projetos de engenharia aeroespacial que exigem materiais com alta resistência e capacidade de deformação.

3.6 SENSORES APLICADOS NA ENGENHARIA AEROESPACIAL

Com o avanço da tecnologia, novos tipos de sensores estão sendo desenvolvidos, com maior precisão, menor tamanho e menor consumo de energia, o que amplia ainda mais as possibilidades de aplicação desses dispositivos na engenharia e em outras áreas (KANDRIS *et al.*, 2020).

Na engenharia aeroespacial, por exemplo, sensores são usados para medir e monitorar a temperatura, pressão e vibração em aeronaves durante o voo, garantindo a segurança e o desempenho dos sistemas. Sensores também são usados em testes de materiais e componentes

de aeronaves, para medir e registrar a tensão, deformação e outros parâmetros mecânicos (PONGSAKORNSATHIEN *et al.*, 2019).

A Figura 17 apresenta exemplos de sensores de temperatura, pressão e força.

Figura 17: Sensores de temperatura, pressão e força aplicados no setor aeroespacial.

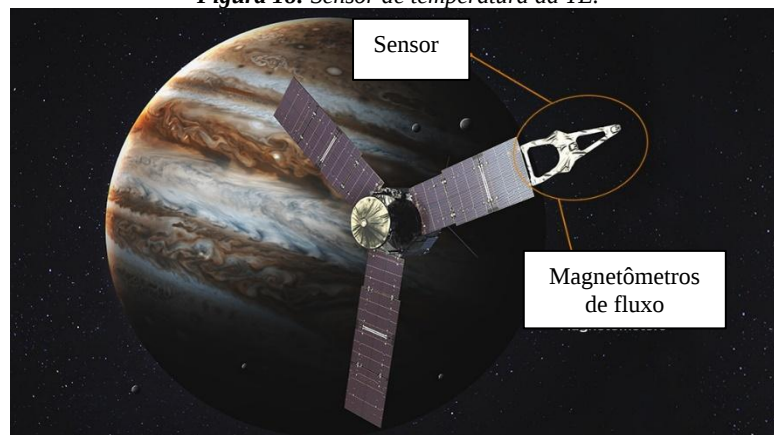


Fonte: TE CONNECTIVITY, 2023.

Os sensores de força e torque para ambientes agressivos permitem que os fabricantes façam leituras em controles de voo, sistemas de atuação e de frenagem com alta confiabilidade.

A empresa TE produz sensores termistores, mostrados na Figura 18, que são qualificados para aplicações de voo espacial estendido de acordo com a especificação NASA GSFC S-311-P-18. A espaçonave Juno utiliza esses sensores a bordo, incluindo dois magnetômetros montados em um braço (TE CONNECTIVITY, 2023).

Figura 18: Sensor de temperatura da TE.



Fonte: TE CONNECTIVITY, 2023.

Os termistores são pequenos, com alta sensibilidade e incluem temperaturas operacionais de -55°C a 150°C , com dimensões variando de 2,4 mm a 2,8 mm. Os termistores da TE estão medindo a temperatura dos magnetômetros da Juno para confirmar a coleta confiável de medições e dados. Os principais atributos são o legado espacial, a estabilidade de longo prazo e a tolerância rigorosa de $\pm 0,20^{\circ}\text{C}$ de 0°C a 70°C (TE CONNECTIVITY, 2023).

Os termistores, embora amplamente utilizados para medição de temperatura, podem ser substituídos por sensores de ligas de Ti-Ni em determinadas aplicações, por exemplo, em

cenários em que a detecção de temperatura está intrinsecamente ligada a mudanças estruturais ou onde a resistência à corrosão é crítica.

3.6.1 Sensores de Ti-Ni aplicados na Engenharia Aeroespacial

Os sensores de Ti-Ni têm sido amplamente utilizados na indústria aeroespacial para monitorar e controlar o comportamento estrutural de diferentes componentes, incluindo asas, motores, fuselagens e sistemas de combustível. Eles são capazes de detectar deformações e mudanças na temperatura em tempo real, o que os torna valiosos para o monitoramento de estruturas em aeronaves e satélites (PONGSAKORNSATHIEN *et al.*, 2019).

Um dos principais usos dos sensores de Ti-Ni na indústria aeroespacial é no monitoramento de tensões em estruturas. Por exemplo, os sensores podem ser embutidos em componentes críticos, como as asas, para detectar qualquer deformação ou tensão que possa afetar o desempenho da aeronave. Isso é particularmente importante em aeronaves militares, onde a detecção precoce de falhas estruturais pode salvar vidas e prevenir acidentes graves.

Os sensores de Ti-Ni também têm sido usados para monitorar a temperatura em componentes críticos, como motores e sistemas de combustível. Esses sensores são capazes de detectar mudanças na temperatura, mesmo em condições extremas de pressão e calor, o que os torna ideais para o monitoramento de equipamentos em condições extremas.

Os sensores de Ti-Ni podem ser integrados em dispositivos de controle ativo de vibrações para detectar vibrações indesejadas e ajustar a frequência de oscilação para minimizá-las. Isso melhora o desempenho da aeronave e reduz o desgaste de componentes críticos (KIM *et al.*, 2023).

4 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Os trabalhos se desenvolveram nos laboratórios do Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM) da Universidade Federal de Pernambuco (UFPE), exceto o processo de soldagem a laser que foi realizado na University of Vigo, na Espanha.

A pesquisa foi desenvolvida numa liga Ti-Ni, ASTM F2063, adquirida da empresa Sandinox, Comércio, Importação e Exportação Ltda, localizada em Sorocaba, São Paulo. O material foi fornecido no formato de fios com 2,2 mm de diâmetro submetido a recozimento. A composição do material, conforme informado pelo fabricante, é Ni-43,7%Ti.

4.1 TRATAMENTOS TÉRMICOS

O material utilizado foi submetido a dois diferentes tratamentos térmicos. Para o procedimento foi utilizado o Forno Mufla JUNG com controlador digital. Inicialmente, o material foi submetido a um processo de tratamento térmico, no qual foi aquecido a uma temperatura de 400°C, mantido nessa temperatura por 10 minutos e, posteriormente, resfriado em água a uma temperatura de 25°C. Este processo recebeu a denominação de TT400. O segundo procedimento de tratamento térmico consistiu em submeter o material a uma temperatura de 500°C, durante um período de 10 minutos, e posteriormente resfriá-lo em água, numa temperatura de 25°C. Este processo foi denominado TT500.

A escolha das temperaturas de 400°C e 500°C para a realização do tratamento térmico das amostras é justificada com base nas propriedades termomecânicas e na estrutura cristalina da liga. A temperatura de 400°C foi selecionada para investigar a possível ocorrência de transformações de fase, pois nessa faixa de temperatura muitos materiais metálicos passam por mudanças significativas em sua estrutura cristalina. Por outro lado, a temperatura de 500°C foi escolhida para avaliar o efeito do tratamento térmico em temperaturas mais elevadas, a fim de explorar potenciais melhorias nas propriedades mecânicas (MARATTUKALAM, 2018).

Três amostras com diâmetro de 2,2 mm foram preparadas, sendo identificadas com as nomenclaturas STT, para amostras sem tratamento térmico, TT400 e TT500, para as amostras submetidas aos tratamentos de 400 e 500°C, respectivamente.

4.2 O PROCESSO DE SOLDAGEM

A soldagem foi executada utilizando um equipamento de solda a laser de fibra de itérbio, modelo IPG YLR-3000 S, com três pulsos que variam de 100 a 300 ms, para diferentes amostras, potência de 600 a 1200 W, para diferentes amostras, comprimento de onda de 1070

nm e proteção de argônio. A solda foi realizada em uma junta de topo nos materiais STT, TT400 e TT500. Após o procedimento de soldagem, as amostras foram classificadas como WST para a amostra apenas soldada, WTT400 e WTT500 para as amostras soldadas após o tratamento térmico de 400 e 500°C, respectivamente.

A seguir veremos a Tabela 2 com as nomenclaturas de todas as amostras com solda e sem solda a laser, nas diferentes condições de tratamento térmico.

Tabela 2: Nomenclatura das Amostras

Processo de Solda	Sem Tratamento Térmico	Com Tratamento Térmico de 400° C	Com Tratamento Térmico de 500°C
Sem Solda	STT	TT400	TT500
Com Solda	WST	WTT400	WTT500

Fonte: O autor

4.3 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA E MICROSCOPIA ÓTICA (MO)

Para a análise detalhada da microestrutura obtida, foi empregado o uso do microscópio óptico ZEISS Axio Lab A1, com as ampliações de 50x, 100x e 200x. Para a preparação metalográfica do material, foi feito o embutimento, em seguida a liga foi submetida ao processo de lixamento e polimento. Para a revelação da microestrutura resultante do processo, foi realizado um ataque químico utilizando o reagente Kroll (HF-HNO₃-CH₃COOH) na proporção de 2:5:5, por um período de 5 segundos.

4.4 ESPECTROSCOPIA POR DISPERSÃO DE ELÉTRONS (EDS)

O equipamento utilizado para a realização da Espectroscopia por Dispersão de Elétrons (EDS) foi o Oxford Instruments, modelo X-act, com o software AZtec. As análises foram realizadas em diferentes modos, incluindo análises pontuais, por linha e mapas, com o objetivo de investigar as possíveis modificações na composição química das ligas Ti-Ni em WST, WTT400 e WTT500, especialmente na região do cordão de solda.

4.5 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X (DRX)

Com a finalidade de detectar fases e precipitados no material, foi empregado o método de Difração de Raios-X utilizando o equipamento Difrátômetro de Raios-X XRD-7000 da Shimadzu Maxima. Os ensaios foram realizados em temperatura ambiente, com variação do

ângulo de difração de 2θ entre 30° e 110° , e com taxa de evolução de 2° por minuto (UCHIL *et al.*, 2007).

4.6 CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

Foi empregado um calorímetro da marca Mettler Toledo, modelo 823^e, para realizar análises calorimétricas por varredura, com o propósito de identificar as temperaturas de transformação de fase das amostras de liga Ti-Ni e entalpias. As massas das amostras variaram de 72 mg a 140 mg. A análise de Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC) foi executada em uma faixa de temperatura de -40°C a 80°C , com uma taxa de aquecimento de $10^\circ\text{C}/\text{min}$.

4.7 MICRODUREZA

Foi realizado um ensaio de Microdureza Vickers utilizando um durômetro da marca DuraScan, em conformidade com o padrão ASTM E384 (KANNAN, SATHIYA, RAMESH, 2017) uma norma regulamentada pela Associação Americana de Testes e Materiais, a uma temperatura ambiente. Para a análise, uma carga de 500 gf foi aplicada, durante 15 segundos, em cada um dos 20 pontos selecionados, que estavam espaçados em uma distância de 0,4 mm.

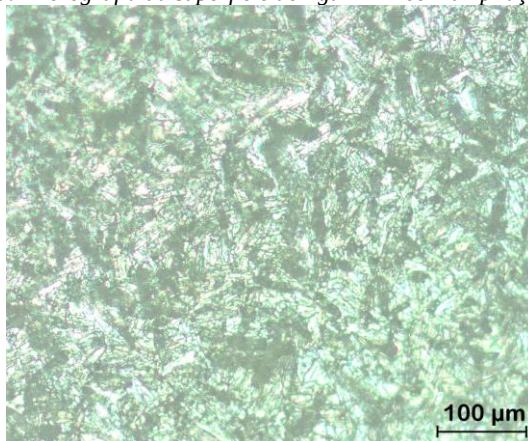
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção se apresenta e discute os resultados das técnicas de caracterização aplicadas, como a Microscopia Ótica, a Espectroscopia por Dispersão de Elétrons, a Difração de Raios-x, a Calorimetria Diferencial de Varredura e a Análise de Microdureza Vickers.

5.1 MICROSCOPIA ÓTICA

Na imagem da Figura 19 é possível observar a microestrutura da liga ASTM F2063, na forma de STT. A morfologia apresenta a fase austenítica na temperatura ambiente de 25°C. A fase austenítica nas ligas de Ti-Ni pode apresentar-se como grãos equiaxiais ou alongados, na imagem da Figura 19 os grãos são equiaxiais (LAPLANCHE, *et al.*, 2017). Essa microestrutura é resultado do processo de recozimento realizado na fabricação do material (FEDRIGO, WOLFART, 2017).

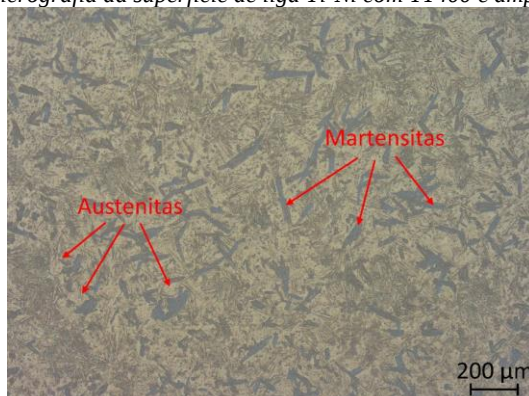
Figura 19: Micrografia da superfície de liga Ti-Ni com ampliação de 100x



Fonte: O autor

A microestrutura identificada na imagem da Figura 20 (TT400) é heterogênea e apresenta grãos da fase austenita, que são as regiões mais claras, e a fase martensita em forma de agulhas. Na imagem a morfologia está relacionada à composição da liga e às condições de processamento, além disso, a formação das agulhas de martensita está relacionada ao tratamento térmico de 400°C.

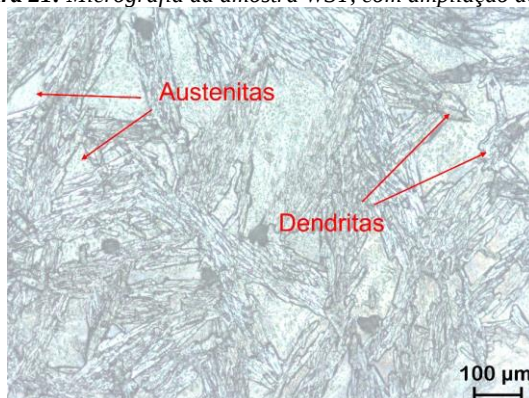
Figura 20: Micrografia da superfície de liga Ti-Ni com TT400 e ampliação de 100x



Fonte: O autor

A partir da análise micrográfica da amostra sem tratamento térmico e com solda (WST), conforme apresentado na Figura 21, é possível verificar uma microestrutura heterogênea, formada pelas regiões mais claras, que indicam a presença de grãos típicos da fase austenítica, além de regiões dendríticas, resultantes da solidificação do material soldado (ASADI, *et al.*, 2020).

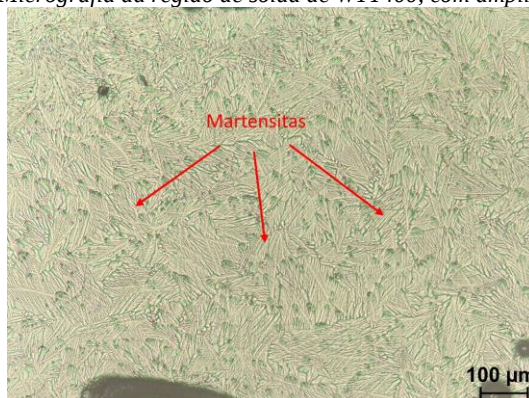
Figura 21: Micrografia da amostra WST, com ampliação de 100x



Fonte: O autor

Através da análise da Figura 22, é possível identificar a microestrutura da região da solda para WTT400. Observa-se, na imagem, a presença de colônias de plaquetas de martensita distribuídas em grãos bem definidos e dispostos em múltiplas direções (GUIMARÃES, GOMES, 1978). Essa complexa disposição dos grãos sugere um processo de soldagem que envolveu uma considerável variação de temperatura e um gradiente térmico que resultou na formação dessa microestrutura característica. A identificação dessas plaquetas de martensita é de grande relevância, pois elas podem influenciar as propriedades mecânicas e funcionais da liga, bem como a sua durabilidade em condições de uso.

Figura 22: Micrografia da região de solda de WTT400, com ampliação de 100x

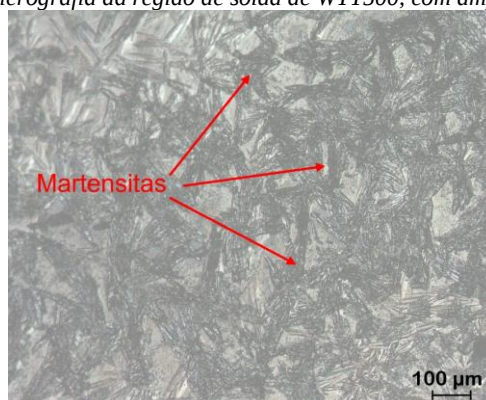


Fonte: O autor

Na Figura 23 (WTT500), a microestrutura é heterogênea, formada pelas fases austenítica e martensítica. As regiões mais claras são grãos de austenita, as martensitas são as agulhas dispostas em várias posições e diferentes tamanhos (GUIMARÃES, GOMES, 1978). O surgimento da fase martensítica se deve provavelmente à alta temperatura de transformação após o tratamento a 500°C.

A liga Ti-Ni, em particular, é altamente suscetível à decomposição da fase austenítica em outras fases fora do equilíbrio termodinâmico, como a fase martensítica, devido ao rápido aquecimento e resfriamento que ocorrem durante a soldagem. Ademais, a microscopia apresentada na Figura 23 evidencia a presença de precipitados, como o NiTi_2 , que se encontra na forma de partículas reduzidas e escuras, cuja formação é atribuída à decomposição do Ti-Ni (TOPREK, BELOSEVIC, KOTESKI, 2015). A fase NiTi_2 , que possui estrutura cúbica, é uma das fases obtidas por meio do processo de decomposição do Ti-Ni (GARAY, ANSELMITAMBURINI, MUNIR, 2003).

Figura 23: Micrografia da região de solda de WTT500, com ampliação de 100x



Fonte: O autor

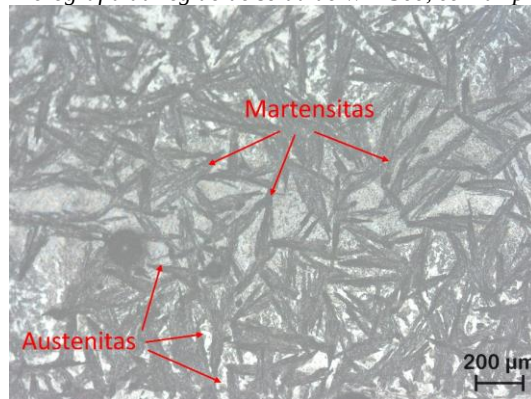
A Figura 24 (WTT500) apresenta o resultado da micrografia da região de solda para a liga submetida a tratamento térmico de 500°C, entretanto a potência utilizada no processo de soldagem a laser para a amostra foi de 1000 w e a velocidade de soldagem foi de 150 ms, diferentemente das anteriores onde a potência utilizada foi de 1200 w e a velocidade de soldagem foi de 100 ms. Na imagem é possível identificar regiões mais claras típicas de grãos de austenita e a estrutura martensita em formato de agulhas dispostas em várias posições e diferentes tamanhos (GUIMARÃES, GOMES, 1978).

Com uma potência mais baixa, é provável que a ZAC, seja mais estreita em comparação com potências mais altas, indicando que a região ao redor da junta terá menos alterações microestruturais. A utilização de uma potência de 1000 w pode reduzir o risco de defeitos, como porosidade ou trincas, em comparação com potências mais altas. Isso ocorre porque a taxa de fusão é menor, permitindo um resfriamento mais controlado e uma solidificação mais uniforme. Com uma potência mais baixa, a quantidade de calor gerada é menor, o que pode resultar em uma menor deformação térmica da peça. Isso é especialmente relevante quando se trabalha com componentes ou estruturas sensíveis a deformações, garantindo um melhor ajuste dimensional após a soldagem (WANG *et al.*, 2020).

A região é de zona da fusão e apresenta microestrutura resolidificada, ou seja, uma microestrutura única que difere significativamente da microestrutura que se formaria se o material fosse resfriado lentamente. Na zona de fusão, a presença predominantemente de austenita ou uma mistura de martensita e austenita à temperatura ambiente, pode contribuir para um aumento na temperatura de transformação de fase (TAM *et al.*, 2011).

Segundo Dong *et al.*, a zona de fusão de fios de Ti-Ni unidos a laser consiste nas fases B2, Ti₃Ni₄, TiNi₃ e precipitados de Ti₂Ni, e não apenas a fase B2 do material base (YAO *et al.*, 2019).

Figura 24: Micrografia da região de solda de WTT500, com ampliação de 50x

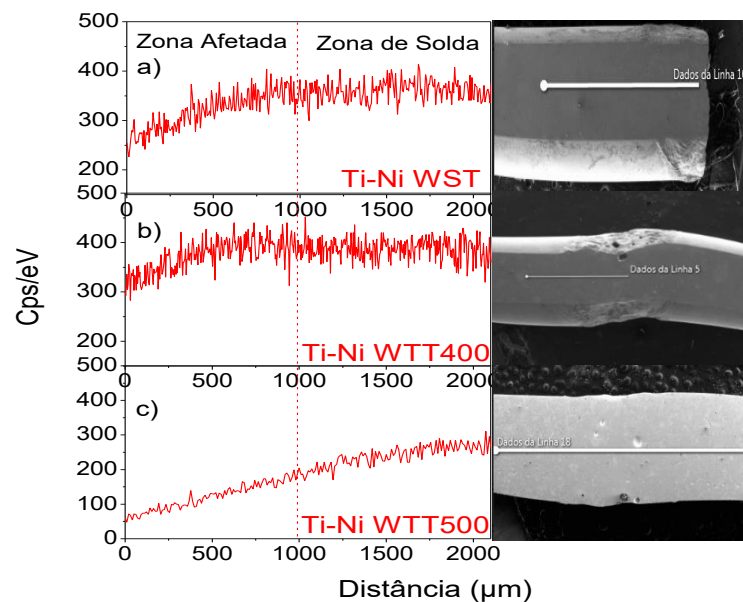


Fonte: O autor

5.2 ESPECTROSCOPIA POR DISPERSÃO DE ELÉTRONS (EDS)

Através da análise por EDS, foi possível obter informações importantes sobre a concentração do elemento químico Ni em diferentes partes do fio. A Figura 25 apresenta os resultados dessa análise, que foram obtidos a partir de uma linha traçada no centro do fio. Esses resultados são essenciais para a compreensão das propriedades químicas dessas amostras de fio, bem como para a identificação de possíveis diferenças e semelhanças entre elas.

Figura 25: Análise EDS das amostras submetidas a soldagem nas condições: a) WST, b) WTT400 e c) WTT500



Fonte: O autor

As unidades são expressas como contagens por segundo (cps) por elétron-volt (eV) por distância em micrômetros. Essa combinação de unidades reflete a taxa de detecção de fótons

emitidos por um material em resposta à incidência de elétrons acelerados, normalizada pela energia do elétron incidente e pela área da amostra analisada. A distância em micrômetros é considerada para fornecer uma medida espacial para a análise de distribuição dos elementos químicos na amostra, complementando as informações energéticas obtidas pelos eV.

Na Figura 25.a observa-se uma redução do percentual de Ni na região do cordão de solda, enquanto que nas figuras 25.b e 25.c é possível observar um aumento da concentração de Ni. Em ligas de Ti-Ni, ricas em Ni, as temperaturas de transformação de fase diminuem conforme o teor do Ni aumenta (LI *et al.*, 2000). As temperaturas de transformação mais altas na região de solda estão relacionadas com a formação de precipitados ricos em Ni (OLIVEIRA *et al.*, 2018). O aumento do teor do níquel tem influência na diminuição da temperatura inicial da martensita (M_s), assim como afeta a largura da histerese térmica e o calor específico de transformação (PROKOSHKIN *et al.*, 2004). Quando a temperatura da M_s diminui, a fração transformada de martensita e a energia de deformação elástica também diminui, as variações são atribuídas a diminuição do tamanho do grão (WAITZ, KAZYKHANOV, KARNTHALER, 2004).

A transformação martensítica em ligas de Ti-Ni é governada por mudanças de entalpia e entropia, que são afetadas pela concentração de Ni na liga. Quando o teor atômico de Ni aumenta, as mudanças de entalpia e entropia da transformação martensítica variam (KHALIL-ALLAFI, AMIN-AHMADI, 2009).

Além disso, é importante destacar que a transformação martensítica em ligas de Ti-Ni também é influenciada por diversos outros fatores, como a temperatura de austenitização, taxa de resfriamento, tamanho de grão e presença de defeitos cristalinos, tais como discordâncias e precipitados (KHALIL ALLAFI *et al.*, 2002). Estudos recentes têm mostrado que a presença de precipitados, como Ti_3Ni_4 , pode afetar significativamente a transformação martensítica em ligas de Ti-Ni ricas em Ni, resultando em mudanças na microestrutura e propriedades mecânicas (ZHU *et al.*, 2021). Por outro lado, a presença de discordâncias pode promover a nucleação de martensita durante a transformação, influenciando também na microestrutura final do material. Dessa forma, compreender os fatores que governam a transformação martensítica em ligas de Ti-Ni é crucial para o desenvolvimento de novos materiais com propriedades específicas para diversas aplicações em áreas como aeroespacial, biomédica e automotiva.

De acordo com pesquisas realizadas, é possível observar uma redução na temperatura inicial de formação de martensita em ligas de Ti-Ni com grãos maiores (POLETIKA *et al.*, 2020). Esse comportamento pode ser explicado pela presença de uma alta densidade de

discordâncias, resultante do processo de laminação, ou pela ocorrência de precipitados durante o envelhecimento da liga (POLETIKA *et al.*, 2020).

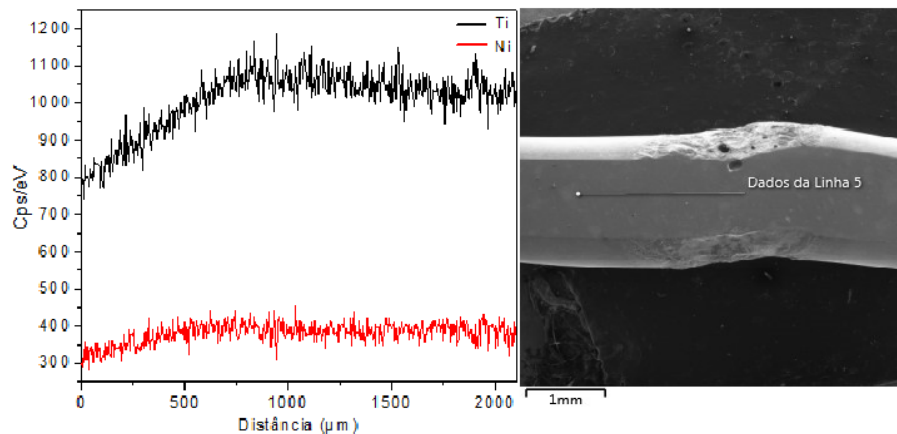
Em ligas binárias de Ti-Ni, o aumento da concentração atômica de Ni resulta numa diminuição nas mudanças de entalpia da transformação martensítica direta e reversa. Esse comportamento pode ser explicado por meio de parâmetros termodinâmicos. Além disso, estudos mostram que ligas de Ti-Ni envelhecidas a temperaturas abaixo de 500°C apresentam a formação de precipitados de Ti_3Ni_4 , que podem afetar a concentração de Ni na matriz B2. Esses resultados indicam que a composição química e o processo de envelhecimento têm um papel fundamental na determinação das propriedades termomecânicas das ligas de Ti-Ni (POLETIKA *et al.*, 2020; XUE *et al.*, 2011; TIMOFEEVA *et al.*, 2020; KAYA, 2017).

Estudos indicam que, em ligas binárias de Ti-Ni com alto teor de Ni, durante o processo de envelhecimento, é possível que a fase B2 original se transforme na fase R (romboédrica), antes mesmo da formação da martensita B19'. Essa transformação de fase pode ser atribuída à presença de precipitados de Ti_3Ni_4 após o envelhecimento da liga (ZHU *et al.*, 2021). Esses resultados indicam a importância de se considerar o efeito dos precipitados na microestrutura das ligas de Ti-Ni, pois esses podem afetar significativamente as transformações de fase e, consequentemente, as propriedades termo-mecânicas dessas ligas (MICHUTTA *et al.*, 2006; XUE *et al.*, 2011.).

De acordo com pesquisas realizadas, foi identificado que a presença de precipitados de Ti_2Ni em escala microscópica em ligas de Ti-Ni com alto teor de Ni pode resultar em uma redução da ductilidade do material. Esse comportamento pode ser explicado pelo fato de que esses precipitados atuam como obstáculos à deformação plástica, podendo levar a fraturas durante processos como a trefilação de fios finos (CHEN *et al.*, 2019). Esses resultados destacam a importância de se considerar a presença de precipitados e outros defeitos microestruturais na avaliação das propriedades mecânicas das ligas de Ti-Ni, e na escolha das condições de processamento mais adequadas para cada aplicação (CHEN *et al.*, 2019).

A Figura 26 apresenta o resultado do ensaio EDS para a amostra WTT400.

Figura 26: Análise EDS do cordão de solda para amostra WTT400



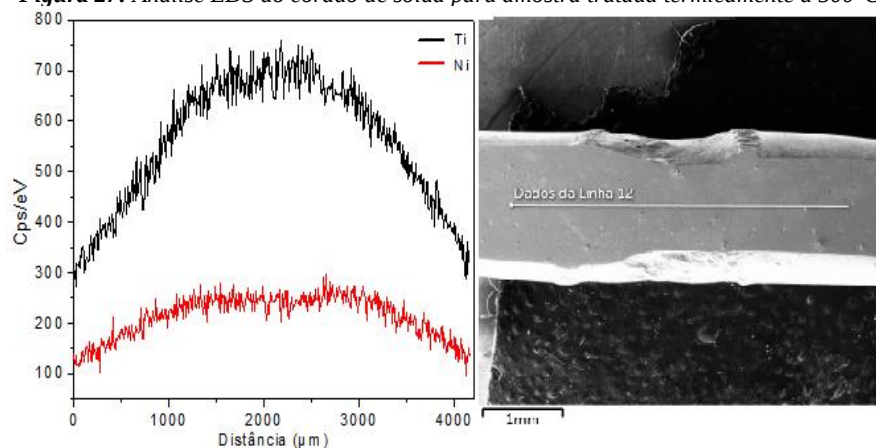
Fonte: O autor

Na curva preta do gráfico observa-se um aumento considerável do elemento Ti, quando comparado ao Ni, resultado que difere das amostras anteriores, onde o aumento do Ni foi mais expressivo. O aumento do teor de Ti pode elevar os valores de recuperação de deformação pelo efeito memória de forma, além de aumentar os parâmetros termodinâmicos, como entalpia e entropia (SAUD *et al.*, 2014).

Estudos de Huang *et al.*, 2020 apontam que à temperatura ambiente, as propriedades mecânicas aumentam e a ductilidade à tração das ligas fundidas aumenta de 3,5% para 12,3% com o aumento do teor de Ti (HUANG *et al.*, 2020). O aumento da ductilidade é justificado pela possível diminuição do tamanho da estrutura do grão.

A Figura 27 mostra o resultado do ensaio EDS para a amostra WTT500.

Figura 27: Análise EDS do cordão de solda para amostra tratada termicamente a 500°C



Fonte: O autor

No gráfico é possível observar a curva, na cor preta, que representa um aumento considerável do Ti na região de solda.

Segundo estudos de Liao *et al.*, 2022, com o aumento do teor do elemento Ti, a resistência ao escoamento e o limite elástico das ligas diminuem significativamente (LIAO *et al.*, 2022). Além disso, estudos apontam que o aumento do teor do Ti, diminui e em seguida aumenta a dureza Vickers, na região de solda, isso ocorre devido à redução da diferença do raio atômico da liga, que enfraquece o reforço da solução sólida (HUANG *et al.*, 2020).

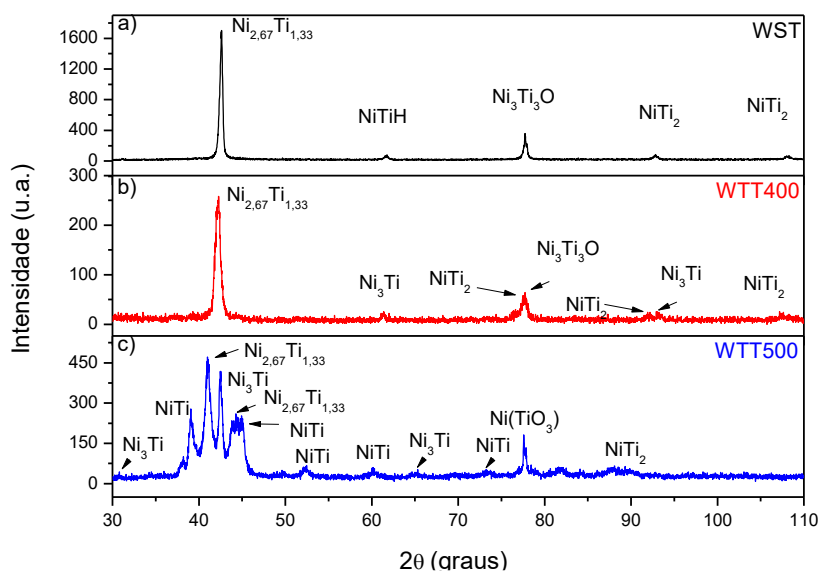
Os resultados obtidos por meio dos ensaios de microscopia e EDS indicam uma significativa mudança de composição na região do cordão de solda em todas as condições estudadas. É presumível que essa mudança na composição possa alterar a dissolução dos elementos na fase matriz, o que pode levar à decomposição de Ti-Ni em fases como Ti_2Ni , Ti_3Ni_4 , Ti_3Ni_2 e $TiNi_3$. Observa-se que esses precipitados apresentam diferenças no balanço de energia e é possível que levem à variação da ductilidade. Esses resultados enfatizam a importância da compreensão das mudanças na composição e na microestrutura dos materiais durante o processo de soldagem, especialmente para aplicações que exigem propriedades mecânicas específicas.

5.3 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X (DRX)

Com o intuito de aprofundar a análise das amostras, as escalas nos gráficos de difração foram meticulosamente ajustadas, levando em consideração a variabilidade nas intensidades dos picos de difração. Esse refinamento das escalas visa facilitar a compreensão e identificação das distintas fases presentes no material sob investigação, bem como aprimorar a visualização e diferenciação dos próprios picos de difração. Ao implementar essa estratégia de otimização, os picos de difração, que refletem a configuração cristalina da amostra, emergem de forma mais nítida e definida, proporcionando uma base sólida para uma análise mais robusta e confiável dos aspectos estruturais e composicionais.

A Figura 28 ilustra os resultados de DRX para: a) WST, b) WTT400 e c) WTT500.

Figura 28: Difratogramas de ligas Ti-Ni, ASTM F2063 nas seguintes condições: a) WST, b) WTT400, c) WTT500



Fonte: O autor

Durante o processo de soldagem a laser, além do aquecimento e surgimento de fases, ocorrem deformações elásticas no material, que podem deslocar os picos de difração para esquerda ou direita, em virtude da expansão térmica do material durante a fase de aquecimento, seguida de uma recuperação elástica à sua condição inicial à medida que o material resfria. Essas deformações elásticas constituem um fenômeno relevante a ser considerado no contexto das análises estruturais durante o processo de soldagem a laser (WU *et al.*, 2023).

Os difratogramas das condições analisadas revelaram a presença de diversas fases decorrentes do processo de decomposição do Ti-Ni. A realização do envelhecimento da liga à 400°C permitiu a identificação dos precipitados $NiTi_2$, Ni_3Ti , $Ni_{2,67}Ti_{1,33}$ e Ni_3TiO . Por outro lado, o aumento da temperatura de envelhecimento para 500°C resultou na formação de uma gama mais ampla de precipitados, incluindo $NiTi_2$, Ni_3Ti , $Ni_{2,67}Ti_{1,33}$, Ni_3TiO , $Ni(TiO_3)$ e $NiTi$, como evidenciado na Figura 29.c.

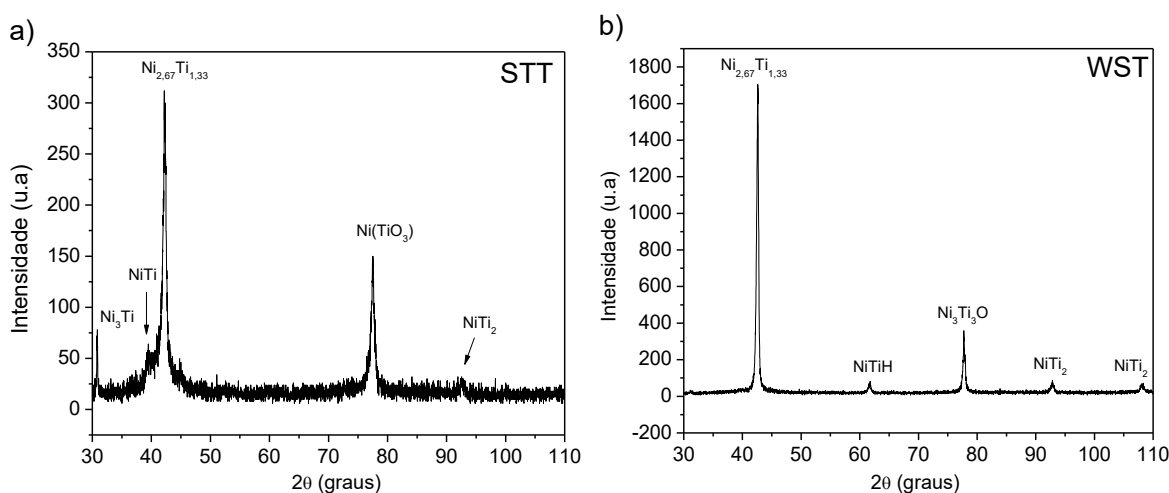
A fase $Ni_{2,67}Ti_{1,33}$ é claramente identificada no espectro da liga sem tratamento térmico, representado na Figura 28.a, com um pico no ângulo 2θ de 42°. Essa mesma fase também é identificada nos espectros das Figuras 28.b e 28.c. As variações nas intensidades dos picos estão diretamente relacionadas com as diferentes temperaturas de tratamento térmico às quais as ligas foram submetidas (KIM *et al.*, 2004)

Os espectros da Figura 28 sugerem que a fase $\text{Ni}_{2,67}\text{Ti}_{1,33}$ é a principal constituinte da liga Ti-Ni em diferentes condições de tratamento térmico. As fases intermetálicas, como NiTi, NiTi_2 e NiTi_3 , apresentam picos menores. No espectro da Figura 28.a, o pico da fase $\text{Ni}_3\text{Ti}_3\text{O}$ se sobrepõe aos picos das fases NiTiH e NiTi_2 , no espectro da Figura 28.b, o pico da fase $\text{Ni}_3\text{Ti}_3\text{O}$ também se sobrepõe aos picos das outras fases. Na Figura 28.c, o pico da fase Ni_3Ti , no ângulo 2θ de $42,74^\circ$, se sobrepõe aos picos das fases NiTi, $\text{Ni}(\text{TiO}_3)$ e NiTi_2 . A coexistência das fases NiTi, NiTi_2 e Ni_3Ti na amostra da Figura 28.c é consistente com estudos anteriores e é justificada pelo processo de decomposição da liga Ti-Ni (BY *et al.*, 1998; WU *et al.*, 2007). O diagrama do Ti-Ni, apresentado na Figura 14 indica que as fases NiTi_2 e Ni_3Ti são mais estáveis, e flutuações na composição local podem levar à sua formação (MASSALSKI *et al.*, 1990; LI, 2000).

Yao *et al.*, analisaram o impacto da soldagem a laser na capacidade de memória de forma de fios de NiTi. Os autores explicaram que a redução da eficiência da memória de forma foi causada pela presença simultânea de precipitados com estrutura de austenita B2 na região afetada pelo calor durante a soldagem (YAO *et al.*, 2019).

A Figura 29 exibe os resultados da difração de raios-x para as ligas de Ti-Ni ASTM F2063, nas seguintes condições: a) STT; b) WST.

Figura 29: Difratogramas para amostras nas condições: a) STT; b) WST



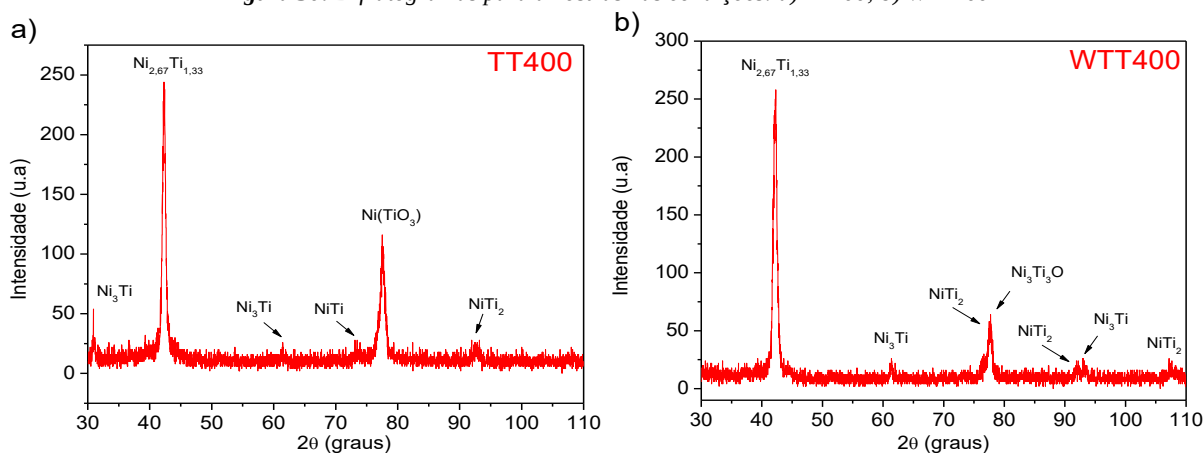
Fonte: O autor

O difratograma da Figura 29.a exibe as fases Ni_3Ti , NiTi, $\text{Ni}_{2,67}\text{Ti}_{1,33}$, $\text{NiTi}(\text{O}_3)$, NiTi_2 , onde a fase $\text{Ni}_{2,67}\text{Ti}_{1,33}$ destaca-se apresentando o pico de maior intensidade do ensaio na posição 2θ de $42,20^\circ$. O difratograma da Figura 29.b exibe os precipitados $\text{Ni}_{2,67}\text{Ti}_{1,33}$, NiTiH, NiTi_3O , NiTi_2 , NiTi_2 , conforme já visto anteriormente. A intensidade do pico da fase $\text{Ni}_{2,67}\text{Ti}_{1,33}$

na Figura 29.b é bem superior que a intensidade do pico da mesma fase na Figura 29.a e está relacionada ao processo de decomposição do Ti-Ni.

A Figura 30 exibe os resultados da difração de raios-x para as ligas de Ti-Ni ASTM F2063, para comparações nas seguintes condições: a) TT400; b) WTT400.

Figura 30: Difratomogramas para amostras nas condições: a) TT400; b) WTT400

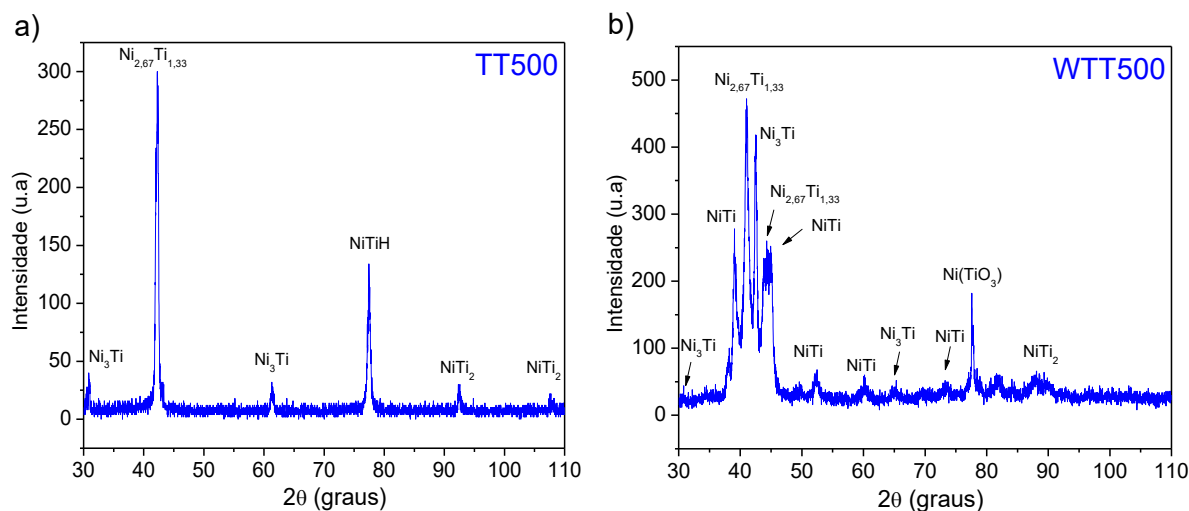


Fonte: O autor

O difratograma da Figura 30.a exibe as fases Ni_3Ti , $\text{Ni}_{2,67}\text{Ti}_{1,33}$, NiTi , $\text{NiTi}(\text{O}_3)$, NiTi_2 , onde a fase $\text{Ni}_{2,67}\text{Ti}_{1,33}$ apresenta pico com a maior intensidade do ensaio no ângulo 2θ de $42,52^\circ$. O difratograma da Figura 30.b exibe o maior pico para a fase $\text{Ni}_{2,67}\text{Ti}_{1,33}$ que se sobrepõe aos demais. Estabelecendo uma comparação entre os valores para as intensidades da fase $\text{Ni}_{2,67}\text{Ti}_{1,33}$ nas Figuras 30.a e 30.b percebe-se que não há uma grande diferença como ocorreu entre as Figuras 29.a e 29.b. Além disso, na Figura 30.b o surgimento de novos precipitados está relacionado ao processo de soldagem, onde a liga é aquecida e resfriada rapidamente, possibilitando o surgimento de novas fases.

A Figura 31 exibe os resultados da difração de raios-x para as ligas de Ti-Ni ASTM F2063, para comparações nas seguintes condições: a) TT500; b) WTT500.

Figura 31: Difratogramas para amostras nas condições: a) TT500; b) WTT500



Fonte: O autor

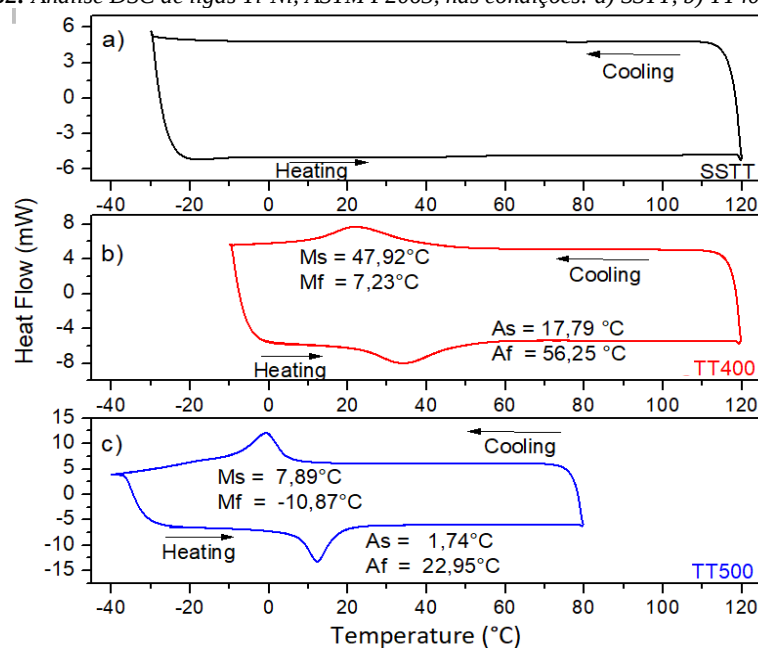
O difratograma da Figura 31.a exibe os precipitados Ni_3Ti , $\text{Ni}_{2,67}\text{Ti}_{1,33}$, NiTiH , NiTi_2 , onde a fase $\text{Ni}_{2,67}\text{Ti}_{1,33}$ apresenta pico com a maior intensidade do ensaio no ângulo 2θ de $42,45^\circ$. O difratograma da Figura 31.b exibe o maior pico para a fase $\text{Ni}_{2,67}\text{Ti}_{1,33}$. Observa-se uma diferença considerável para as intensidades analisadas, além do surgimento de outros precipitados, fenômeno atribuído ao processo de decomposição do Ti-Ni.

O aparecimento de precipitados pode ser influenciado por diversos fatores, incluindo o processo de solda a laser. Durante a soldagem, a liga é submetida a aquecimento e resfriamento rápido, o que pode provocar mudanças na sua estrutura cristalina (EMRE, ARSLAN, 2019; WANG, PENG, CHEN, 2021; CHEN, WANG, DUAN, 2020). Além disso, a solda a laser, assim como outros processos, também pode gerar tensões residuais na liga, que podem afetar a posição dos picos de difração nos gráficos DRX. Portanto, é importante considerar cuidadosamente os efeitos do processo de solda a laser ao analisar a estrutura e as propriedades de uma liga (EMRE, ARSLAN, 2019; WANG, PENG, CHEN, 2021; CHEN, WANG, DUAN, 2020).

5.4 CALORIMETRIA DIFERENCIAL DE VARREDURA (DSC)

A Figura 32 apresenta o resultado da calorimetria para as amostras nas seguintes condições: a) sem tratamento térmico e sem solda; b) com tratamento térmico de 400°C e sem solda; c) com tratamento térmico de 500°C e sem solda.

Figura 32: Análise DSC de ligas Ti-Ni, ASTM F2063, nas condições: a) SSTT, b) TT400, c) TT500



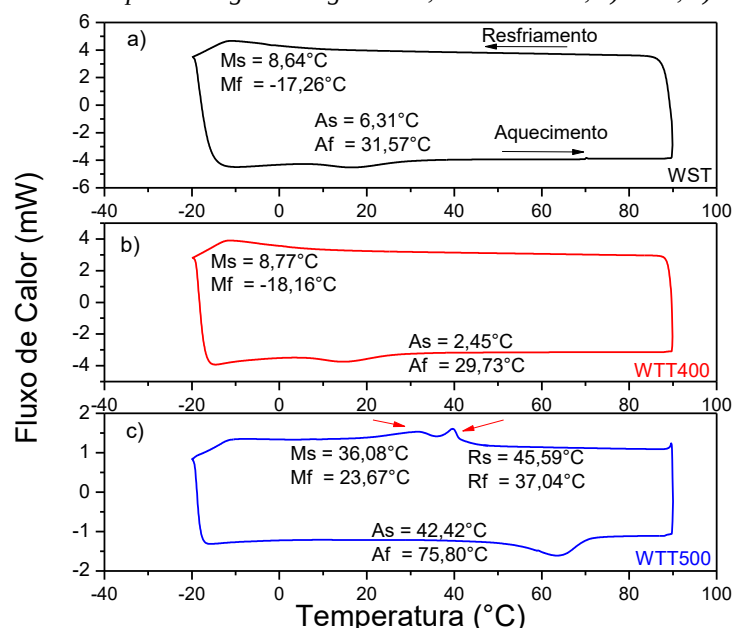
Fonte: O autor

Na Figura 32, não foram observados picos correspondentes à fase romboédrica, sugerindo transformação direta da austenita para a martensita. No entanto, a presença da fase R foi detectada no DSC realizado na liga pós-soldagem como apresentado na Figura 33. A Figura 32.a apresenta um gráfico isento de picos endotérmicos, indicando que a liga se encontra em equilíbrio termodinâmico (CHANG *et al.*, 2017). A curva de fluxo de calor da Figura 32.b da liga TT400 revelou a presença de um pico endotérmico durante o aquecimento, entre as temperaturas de A_s e A_f , bem como um pico exotérmico durante o resfriamento, entre as temperaturas de M_s e M_f . A comparação das temperaturas dos picos das transformações diretas e inversas das Figuras 32.b e 32.c revelou que, na liga Ti-Ni tratada a 500°C, os picos foram observados em temperaturas mais baixas, sendo $A_s = 1,74^\circ\text{C}$, $A_f = 22,95^\circ\text{C}$, $M_s = 7,89^\circ\text{C}$ e $M_f = -10,87^\circ\text{C}$. Além disso, a intensidade dos picos endotérmicos aumentou durante as transformações direta e inversa quando as ligas Ti-Ni foram submetidas a TT400 e TT500, respectivamente. Esse comportamento pode ser justificado pela precipitação de novos intermetálicos que diminuíram a fração do volume da fase $\text{Ni}_{2,67}\text{Ti}_{1,33}$ detectada por DRX (OTSUKA, REN, 2005; BEYER, 1995).

Os resultados da calorimetria para as amostras removidas do cordão de solda são apresentados na Figura 33, ou seja, da região de solda que foi separada do metal de base, onde as figuras a, b e c correspondem às condições WST, WTT400 e WTT500, respectivamente. A análise dessas imagens revela que o processo de soldagem causou uma alteração na transformação martensítica de fase nas três condições mencionadas. No material STT, a

transformação de fase ocorreu em uma única etapa após a soldagem, provavelmente devido ao aporte térmico da solda, que resultou na criação e liberação de campos de tensão relevantes para o desencadeamento da transformação de fase (OTSUKA, SHIMIZU, 1988; OTSUKA, WAYMAN, 1998).

Figura 33: Análise de DSC pós-soldagem de ligas Ti-Ni, ASTM F2063, a) WST, b) WTT400, c) WTT500



Fonte: O autor

A análise dos resultados da calorimetria para as amostras removidas do cordão de solda mostra a transformação de fase que ocorreu durante o processo de soldagem. Na Figura 33.b, observa-se a presença de picos endotérmicos para $A_s = 2,45^{\circ}\text{C}$ e para $M_s = 8,77^{\circ}\text{C}$, com valores inferiores quando comparados com a Figura 32.b. Na Figura 33.c, os picos endotérmicos foram identificados em temperaturas mais elevadas, para $A_s = 42,42^{\circ}\text{C}$ e para $M_s = 36,08^{\circ}\text{C}$, em contraste com a Figura 32.c.

Na Tabela 3, são exibidos os resultados de DSC que determinaram as temperaturas críticas e entalpias associadas à formação das fases austenita, martensita e romboédrica nas ligas de Ti-Ni, tanto antes quanto após a realização do processo de soldagem a laser. Dessa forma, a Tabela 3 é um importante recurso para análise comparativa dos comportamentos térmicos das diferentes fases da liga em questão, permitindo a identificação de possíveis alterações na microestrutura do material em decorrência do processo de soldagem a laser.

Tabela 3: Temperaturas críticas para as fases austenita, martensita e romboédrica

	Antes da Solda		Depois da Solda	
Pontos Críticos	TT400	TT500	WTT400	WTT500
A_s (°C)	17,79	1,74	2,45	42,42
A_f (°C)	56,25	22,95	29,73	75,8
ΔH (J/g)	34	23	22	37
M_s (°C)	47,92	7,89	8,77	36,08
M_f (°C)	7,23	-10,87	-18,16	23,67
ΔH (J/g)	22	11	7	2
R_s (°C)	-	-	-	45,59
R_f (°C)	-	-	-	37,04
ΔH (J/g)	-	-	-	1

Fonte: O autor

Essas informações sugerem que o processo de soldagem afetou a transformação de fase significativamente, resultando em alterações nas temperaturas e nas entalpias. Tais resultados podem ser explicados pela influência do aporte térmico da solda, que pode ter afetado a microestrutura do material e as condições termodinâmicas do sistema.

As entalpias das amostras TT400, TT500, WTT400 e WTT500 apresentam alterações de intensidade, sendo WTT500 a amostra que apresenta a maior intensidade (37 J/g), no segmento endotérmico. De maneira geral, as entalpias são maiores nos segmentos endotérmicos e menores nos exotérmicos. Nas amostras sem solda, a entalpia foi maior para TT400 (34 J/g), no segmento endotérmico, quando comparada com TT500 (23 J/g), ao contrário das amostras com solda, onde a entalpia foi maior para WTT500 (37 J/g), quando comparada com WTT400 (22 J/g). A variação das temperaturas de transformação é influenciada pelo percentual de Ni que, em maior quantidade, induz o aumento das temperaturas de transformação, além de influenciar na formação de precipitados (OLIVEIRA, *et al.*, 2015).

A diminuição das entalpias pode ser justificada pelas mudanças na estrutura cristalina do material durante o tratamento térmico ou variações na composição química das amostras, devido ao processo de soldagem a laser.

A análise da amostra na Figura 33.c (WTT500) sugere que o processo de resfriamento apresenta transformação de fase em duas etapas. Isso é devido à observação de dois picos distintos de transformação durante o processo de resfriamento. A fase R é uma das formas da martensita que surge durante a segunda etapa da transformação martensítica reversa, caracterizada por uma estrutura cristalina particular que contribui para as propriedades de recuperação da forma. Ao contrário de outras transformações martensíticas termoelásticas, a fase R apresenta uma histerese reduzida e uma tensão de rede cerca de 10 vezes menor

(AALTIO, 2019). O surgimento da fase R na liga WTT500 é justificado pela formação de precipitados, pela diferença de composição do material e pelos campos de tensões presentes.

No entanto, a análise por difração de raios-X indica resultados mais complexos, com a presença de numerosas fases resultantes da decomposição do Ti-Ni e alteração da composição em diferentes regiões. A decomposição da liga Ti-Ni ocorre quando a liga é submetida a condições específicas, como tratamentos térmicos ou envelhecimento. Nesse processo, podem ocorrer mudanças na composição química da liga, justificando a formação de precipitados com diferentes estruturas cristalinas e composições. A presença desses precipitados favorece a transformação martensítica, pois agem como regiões preferenciais para a nucleação das reações. Isso significa que a transformação martensítica requer menos energia externa, como o resfriamento, resultando em um aumento na temperatura M_s (STTINER *et al.*, 2006).

Os resultados apresentados são importantes para o desenvolvimento de estratégias mais eficientes de soldagem e para a compreensão dos mecanismos envolvidos na transformação de fase nas ligas Ti-Ni. Levando-se em consideração o tratamento de 500°C observa-se um maior nível de entalpia para WTT500, o que sugere que uma quantidade maior de martensitas estejam sendo orientadas nas amostras. A entalpia alta indica que uma maior fração da liga está na fase martensítica, o que aumenta a viabilidade da aplicação como sensor às mudanças nas condições ambientais ou estímulos aplicados.

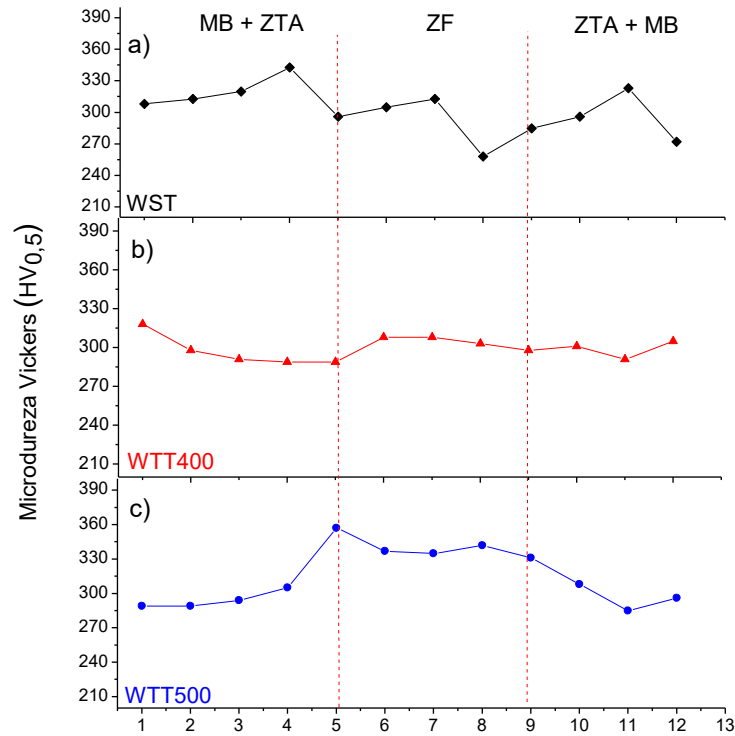
5.5 MICRODUREZA

Durante o processo de soldagem, os materiais são fundidos e consolidados para formar uma união. Como resultado, a região afetada é reduzida, mas ainda pode experimentar processos difusionais tanto dentro quanto fora do equilíbrio termodinâmico. Mudanças na composição podem causar uma variação na concentração de níquel ou titânio em diferentes regiões do cordão de solda. Em particular, ligas de Ti-Ni com maior concentração de titânio podem aumentar a ductilidade do material, enquanto ligas com maior concentração de níquel podem aumentar a dureza (CHEN *et al.*, 2019).

A Figura 35 apresenta os resultados da Microdureza Vickers ao longo do metal de base, zona termicamente afetada e zona de fusão. Os resultados revelam uma diminuição leve na microdureza da junta soldada para WST. O perfil da microdureza obtido para WTT400 é mais estável, com variações mínimas. Para a liga WTT500, observa-se um aumento no valor da microdureza na região de solda. Os parâmetros utilizados no processo de solda a laser podem

influenciar o processo de decomposição do Ti-Ni, modificando a microestrutura e interferindo na microdureza da liga.

Figura 34: Perfil da Microdureza Vickers ao longo do metal de base, zona termicamente afetada e zona de fusão para as amostras nas condições a) WST, b) WTT400 e c) WTT500



Fonte: O autor

O aumento de microdureza detectado em WTT500 tem sido atribuído pelos pesquisadores ao surgimento de precipitados, como Ti_2Ni e Ti_3Ni_4 , que se formam quando há uma redução no percentual de titânio e geram campos de tensão (CHEN *et al.*, 2019).

Nas regiões interdendríticas da matriz TiNi , forma-se um precipitado chamado Ti_2Ni . A formação desse precipitado resulta em uma alteração na composição da matriz, com uma redução no percentual de titânio e um aumento na concentração de níquel. Isso, por sua vez, facilita a formação do precipitado Ti_3Ni_4 . Os precipitados Ti_3Ni_4 e TiNi_3 geram campos de tensão que facilitam a transformação de fase romboédrica (CHEN *et al.*, 2019).

A formação dos compostos intermetálicos TiNi , Ti_2Ni e TiNi_3 ocorre através de uma reação química exotérmica. Dentre esses compostos, o TiNi_3 é o mais estável termodinamicamente e possui a capacidade de ligação mais forte. A sequência de estabilidade termodinâmica desses compostos intermetálicos segue a ordem: $\text{TiNi}_3 > \text{TiNi} > \text{Ti}_2\text{Ni}$ (WU *et al.*, 2023).

Os compostos intermetálicos TiNi, Ti₂Ni e TiNi₃ possuem características de condutividade eletrônica e ductilidade. O TiNi₃ apresenta maior resistência, rigidez e dureza, enquanto o Ti₂Ni possui uma propriedade elástica superior em relação aos compostos TiNi e TiNi₃. O composto de Ti-Ni, com estrutura monoclinica, exibe o maior índice de anisotropia elástica, o que implica em uma propensão à iniciação de trincas induzidas por deformação (WU *et al.*, 2023).

Os resultados sugerem que o efeito do endurecimento nas ligas Ti-Ni pode ter sido induzido por precipitação, uma vez que, em estudo semelhante Chen, *et al.*, (2019), demonstraram que o Ti₂Ni causou o efeito do endurecimento, numa liga Ti-Ni, por precipitação após o tratamento de envelhecimento a 500°C, o que causou um incremento de 22% na dureza (CHEN *et al.*, 2019).

Os resultados obtidos através das técnicas de caracterização de materiais demonstram a viabilidade intrínseca de utilização da liga Ti-Ni soldada por processo a laser como sensor/atuador em ambientes que englobam as faixas de temperaturas específicas, conforme análise calorimétrica. Nas circunstâncias em que a Ms = 8,64°C e Mf = -17,26°C para WST, Ms = 8,77°C e Mf = -18,16°C para WTT400, Ms = 36,08°C e Mf = 23,67°C para WTT500, a indução controlada da transformação de fase martensítica no material soldado a laser emerge como o fator determinante que faculta as funcionalidades sensíveis e de atuação. Como consequência dessa propriedade, esta liga apresenta potencial aplicativo no âmbito da indústria aeroespacial, onde poderia ser implementada em tarefas como a vigilância térmica, funcionando como um alarme para sistemas de detecção de incêndio, ou operando como atuador na elevação de cargas, e em outras esferas de aplicação igualmente promissoras.

6 CONCLUSÕES

O tratamento térmico aplicado induziu a transformação de fase martensítica, exercendo influência sobre as propriedades de memória de forma e superelasticidade do material, assim como, sobre sua dureza. O processo de soldagem a laser conduzido neste estudo, foi eficaz para unir os fios de Ti-Ni, ricos em Ni, resultando em modificações nas propriedades mecânicas e na transformação de fase do material. Essas alterações foram notadamente condicionadas pelo aporte térmico do procedimento de solda, que pode ter criado e liberado campos de tensões no material. As análises realizadas por meio das técnicas de caracterização de materiais indicam a viabilidade de utilização da liga de Ti-Ni, soldada a laser, como sensor/atuador dentro de ambientes que delimitam as faixas de temperaturas específicas, conforme demonstrado pela avaliação calorimétrica. Para temperaturas de $M_s = 8,64^{\circ}\text{C}$ e $M_f = -17,26^{\circ}\text{C}$ para WST, $M_s = 8,77^{\circ}\text{C}$ e $M_f = -18,16^{\circ}\text{C}$ para WTT400, e $M_s = 36,08^{\circ}\text{C}$ e $M_f = 23,67^{\circ}\text{C}$ para WTT500, a indução da transformação de fase martensítica no material que passou pelo processo de soldagem a laser, emerge como o elemento preponderante que possibilita as funções sensíveis e atuadoras. A confluência dessas características confere a essa liga um potencial aplicativo notório na indústria aeroespacial, onde sua aplicação pode estender-se à monitorização térmica, desempenhando o papel de um sistema de alerta em detecção de incêndios, ou atuando como mecanismo propulsor no erguimento de cargas, ou ainda, podem ser integrados a sistemas de controle de voo para ajustar automaticamente as posições dos flaps, ailerons e outros dispositivos de controle, além de outras esferas de aplicação igualmente promissoras.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Algumas sugestões de possíveis pesquisas futuras para as ligas de Ti-Ni, que podem contribuir para o desenvolvimento de novas aplicações e tecnologias no vasto ecossistema aeroespacial:

- a. Aprofundar a investigação sobre a formação e crescimento de precipitados em ligas de Ti-Ni ricas em Ni afim de desenvolver novas técnicas para otimizar as propriedades mecânicas e estruturais dessas ligas promissoras.
- b. Investigar a influência de diferentes elementos de liga, como Al, Fe e Cu, na microestrutura e propriedades das ligas de Ti-Ni, a fim de ampliar o conhecimento sobre o comportamento mecânico e térmico dessas ligas.
- c. Avaliar o desempenho das ligas de Ti-Ni em ambientes extremos, como em temperaturas muito baixas ou elevadas, e em ambientes químicos corrosivos, para entender melhor o comportamento dessas ligas em aplicações industriais e em equipamentos aeroespaciais.
- d. Investigar novos processos de fabricação, como a impressão 3D, para produzir componentes complexos de Ti-Ni com geometrias personalizadas, e avaliar as propriedades mecânicas desses componentes.

REFERÊNCIAS

AALTIO, Ilkka et al. Elastocaloric cooling and heating using R-phase transformation in hot rolled Ni-Ti-Fe shape memory alloys with 2 and 4 at% Fe content. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 780, p. 930-936, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.11.406>. Acesso em: 13 jul. 2023.

ABIOYE, T.; ZUHAILAWATI, H.; AIZ1AD, S.; ANASYIDA, A. Geometrical, microstructural and mechanical characterization of pulse laser welded thin sheet 5052-H32 aluminium alloy for aerospace applications. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, v. 29, issue 4, p. 667-679, 2019. ISSN 1003-6326, Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(19\)64977-0](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(19)64977-0). Acesso em: 11 nov. 2022.

AEROFLAP, Portal. Disponível em: <https://www.aeroflap.com.br/wp-content/uploads/2021/07/SR-71.jpg>. Acesso em: 26 fev. 2023.

ASADI, S.; SAEID, T.; VALANEZHAD, A.; WATANABE, I.; KHALIL-ALLAFI, J. The effect of annealing temperature on microstructure and mechanical properties of dissimilar laser welded superelastic NiTi to austenitic stainless steels orthodontic archwires, *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, v. 109, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2020.103818>. Acesso em 20 ago. 2023.

AWS Handbook. *Welding Processes*, 8ª ed. Miami: American Welding Society, v. 2, 1997.

AWS Handbook. *Welding Science and Tecnology*, 9ª ed. Miami: American Welding Society, v. 1, 2001.

BENAFAN, O. Ph.D. *Ramificação de Ligas de Alta Temperatura e Inteligentes*. Centro de Pesquisa Glenn da NASA, EUA, maio de 2020.

BEYER, J. Recent Advances in the Martensitic Transformations of Ti-Ni Alloys. Colloque C2, supplkment au *Journal de Physique*, v. 5, n. 111, 1995.

BY, L., LI, R., LI, Y.Y. Porous NiTi alloy prepared from elemental powder sintering. *Journal of Materials Research*, v. 13, p. 2847-2851, 1998.

CONCILIO, A.; ANTONUCCI, V.; AURICCHIO, F.; LECCE, L.; SACCO, E. *Shape Memory Alloy Engineering*, For Aerospace, Structural, and Biomedical Applications. 2nd ed. Jan. 2021.

COSTANZA, G.; TATA, M. E. Ligas com memória de forma para o setor aeroespacial, desenvolvimentos recentes e novas aplicações: uma breve revisão. *Materiais*, v. 13, n. 8, p. 1856, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/ma13081856>. Acesso em: 20 ago. 2023.

CHANG, P.C.; KO, M. L.; RAMACHANDRAN, B.; KUO, Y. K.; CHIEN, C. WU, S. K. Comparative study of R-phase martensitic transformations in TiNi-based shape memory alloys induced by point defects and precipitates. *Intermetallics*, v. 84, p. 130-135, 2017. ISSN 0966-9795. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2017.01.008>. Acesso em: 25 mar. 2023.

CHEN, C.; WANG, Y.; WU, S.; LU N. Precipitation hardening by nanoscale Ti₂Ni phase in high Ti-rich Ti52.6Ni46.8Si0.6 melt-spun ribbon. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 810, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.151904>. Acesso em: 16 dez. 2023.

CHENG, H.; ZHOU, L.; LI, Q.; DU, D.; CHANG, B. Effect of welding parameters on spatter formation in full-penetration laser welding of titanium alloys. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 15, p. 5516-5525, 2021, ISSN 2238-7854. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.11.006>. Acesso em: 15 jan. 2023.

CHEN, Z., WANG, B.; DUAN, B. Mechanical Properties and Microstructure of a High-Power Laser-Welded Ti6Al4V Titanium Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 29, p. 2296–2304, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s11665-020-04737-6>. Acesso em 15 jan. 2023.

CHROBAK, D., MORAWIEC, H. Thermodynamic analysis of the martensitic transformation in plastically deformed NiTi alloy, *Scripta Materialia*, v. 44, issue 5, p. 725-730, 2001.

DITTRICH, D.; STANDFUSS, J.; LIEBSCHER, J.; BRENNER, B.; BEYER, E. Laser Beam Welding of Hard to Weld Al Alloys for a Regional Aircraft Fuselage Design – First Results. *Physics Procedia*, v. 12, part. A, 2011, p. 113-122, 2011. ISSN 1875-3892. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2011.03.015>. Acesso em: 20 fev. 2023.

DONACHIE Jr., M. J. *Titanium: a technical guide*. 2ª ed.

DUERIG, T., MELTON, K., STOKEL, D., & WAYMAN, C. (Eds.). *Engineering Aspects of Shape Memory Alloys*. Butterworth-Heinemann. London, 1990.

DUERIG T.W.; PELTON A.R. Ti-Ni. *Shape Memory alloys*. Materials Properties Handbook: Titanium alloys. USA, ASM international, p. 1035-1048, 1994.

EMRE, E.; ARSLAN, H. Ş. Efeito da soldagem a laser na microestrutura e propriedades mecânicas do Ti6Al4V biomédico. *Applied Physics A*, v. 125, p. 755, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s00339-019-3045-3>. Acesso em: 15 mar. 2023.

FADILA, K. *Effet des Traitements Thermomécaniques sur les Transformations Displacives de L'alliage Ti-Ni*, L'institut National des Sciences Appliquées de Lyon, França. 2000. (Dsc thesis).

FEDRIGO, G.; WOLFART, M. *Avaliação da microestrutura da liga de titânio Ti6Al4V após tratamento térmico de envelhecimento*. Instituto Federal Catarinense. p. 1-9, 2017. Disponível em: <https://secitec.luzerna.ifc.edu.br/wp-content/uploads/sites/30/2017/03/Artigo-SECITEC-Vers%c3%a3o-5-Ghisana-21-29.pdf>. Acesso em: 17 mar. 2023.

FORSMAN, L. *Laser welding of aluminium alloys*. Lulea University of Tecnology. p. 1, 2000. Disponível em: <https://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:991757/FULLTEXT01.pdf>. Acesso em: 23 fev. 2023.

FRATTO, N; MAMOOZADEH, A. *The Aerospace Applications of Nickel-Titanium as a Superelastic Material*. University of Pittsburg Swanson School of Engineering. Pensilvânia,

EUA, 2018. Disponível em: <https://sites.pitt.edu/~budny/papers/8164.pdf>. Acesso em: 25 fev. 2023.

FREMOND, M. MIYAZAKI, S. *Shape Memory Alloys*. Springer-Verlag Wien GmbH. Springer-Verlag Wien, New York, EUA, 1996. ISBN 978-3-211-82804-5.

FUNAKUBO, H. (Ed.). *Shape Memory Alloys*. Gordon and Breach Science Publishers, 1987.
GARAY, J.E; ANSELMINI-TAMBURINI, U.; MUNIR, Z.A. Enhance growth of intermetallic phases in the NiTi system by current effects. *Acta Materialia*, v. 51, p. 4487-4495, 2003.

IAE. International Aero Engines. EUA. Disponível em: <https://prattwhitney.com/-/media/project/pw/pw-internet/pwu/pwu/products/commercial/v2500-engine-cutaway.jpg?rev=336b7e3363b34ab9bb8d2938454358b6>. Acesso em: 06 mar. 2023.

HAIDAR, J., *et al.* Welding of Aerospace Materials by High Power Fiber Lasers: A Review. *Journal of Materials Science and Technology*, v. 36, no. 1, p. 59-73, 2022.

HARIKRISHNAN, K.; MISRA, P. S.; CHANDRA, K.; AGARWALA, V. S. Characteristic of Burst Transformations in Pseudoelasticity and Shape Memory Effect- a Review. *Journal of Mat. Science*, v. 39, n. 6, p. 1913-1935, 2004. Disponível em: https://www.esomat.org/articles/esomat/pdf/2009/01/esomat2009_02019.pdf. Acesso em: 28 fev. 2023.

HENRIQUES, Vinicius A. R. Titanium production for aerospace applications. *Journal of Aerospace Technology and Management*, v. 1, n. 1, 7-17 p. São José dos Campos, Brasil. Jan/Jun, 2009. Disponível em: <https://jatm.com.br/jatm/article/view/1/140>. Acesso em: 24 fev. 2023.

HILL, B. *Titanium use in aerospace applications, industrial heating*. November, 2007. Disponível em: <https://www.industrialheating.com/articles/87802-titanium-use-in-aerospace-applications>. Acesso em 20/02/2023.

HUANG, T.; WU, S.; JIANG, H.; LU, Y.; WANG, T.; LI, T. Effect of Ti content on microstructure and properties of Ti_xZrVNb refractory high-entropy alloys. *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*, v. 27, p. 1318–1325, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s12613-020-2040-1>. Acesso em: 10 jan. 2023.

JACKSON, C. M.; WAGNER, H. J.; WASILEWSKI, R. J. 55-Nitinol-The alloy with a memory: Its physical metallurgy, properties and applications. *Progress in Materials Science*, v. 19, n. 1, p. 1-65, 1975.

JANI, Jaronie Mohd *et al.* A review of shape memory alloy research, applications and opportunities. *Materials & Design*, v. 56, p. 1078-1113, 2014. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.11.084>. Acesso em: 19 ago. 2023.

JEON, M.; PARK, J.; WOO, J. Development of HHI's Advanced Navigation Assistance System for Safe Voyage. *IFAC-PapersOnLine*, v. 52, Issue 21, p. 111-113, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ifacol.2019.12.292>. Acesso em: 20 ago. 2023.

KHALIL-ALLAFI, J.; AMIN-AHMADI, B. Ni₄Ti₃-precipitation during aging of NiTi shape memory alloys and its influence on martensitic phase transformations, *Acta Materialia*, v. 50, issue 17, p. 4255-4274, 2002. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00257-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00257-4). Acesso em: 15 fev. 2023.

KANNAN, D. B. T.; SATHIYA, P.; RAMESH, T. Experimental investigation and characterization of laser welded NiTiInol shape memory alloys. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 25, p. 253-261, 2017. ISSN 1526-6125. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2016.12.006>. Acesso em: 15 mar. 2023.

KANDRIS, D.; NAKAS, C.; VOMVAS, D.; KOULORAS, G. Applications of Wireless Sensor Networks: An Up-to-Date Survey. *Applied System Innovation*, v. 3, n. 1, p. 14, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/asi3010014>. Acesso em: 19 jan. 2023.

KATAYAMA, Seiji. *Handbook of laser welding technologies*. WP Woodhead Publishing Limited, Filadélfia, EUA, 2013. ISBN 978-0-85709-877-1.

KAYA, I.; KARACA, H.E.; SOURI, M.; CHUMLYAKOV, Y.; KURKCU, H. Effects of orientation on the shape memory behavior of Ni₅₁Ti₄₉ single crystals, *Materials Science and Engineering: A*, v. 686, p. 73-81, 2017.

KHALIL-ALLAFI, J.; AMIN-AHMADI, B. The effect of chemical composition on enthalpy and entropy changes of martensitic transformations in binary NiTi shape memory alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, v. 487, issue 1–2, p. 363-366, 2009.

KIM, S. M.; KIM, D. W.; KW, A.K.; M.K. Projeto e Implementação de um Algoritmo de Controle de Vibração Ativa Utilizando Controle de Servo-Atuador Instalado em Série com um Amortecedor de Mola. *Ciências Aplicadas*. v. 13, n. 5, p. 3349, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/app13053349>. Acesso em: 16 abr. 2023.

LAGOUDAS, D. C. *Shape Memory Alloys*. Texas A&M University, College Station, TX, EUA: Texas A&M University Press, 2008.

LANCASTER, J. F. *Metallurgy of welding Abington*. William Andrew, p. 446, 1999.

LAPLANCHE, G.; BIRK, T.; SCHNEIDER, S.; FRENZEL, J.; EGGELER, G.; Effect of temperature and texture on the reorientation of martensite variants in NiTi shape memory alloys, *Acta Materialia*, v. 127, p. 143-152, 2017. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.01.023>. Acesso em: 18 ago. 2023.

LEYENS, C.; PETERS, M. *Titanium and Titanium alloys: Fundamentals and applications*. Weinheim: Wiley-VCH, p. 532, 2003. ISBN 3-527-30534-3.

LIAO, H.; WU, M.; DENG, D.; ZHONG, W.; XIONG, B.; TONG, Y. Effects of Ti content on the microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of Ti_xZrNb alloys, *Journal of Materials Research and Technology*, v. 19, p. 1433-1443, 2022. ISSN 2238-7854. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.05.140>. Acesso em: 12 fev. 2023.

LIANG, Xiao et al. Elastocaloric effect induced by the rubber-like behavior of nanocrystalline wires of a Ti-50.8Ni (at.%) alloy. *Scripta Materialia*, v. 134, p. 42-46, 2017. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.02.026>. Acesso em: 20 jul. 2023.

LI, B.Y.; RONG, L. J.; LI, Y.Y.; GJUNTER, V. E. Synthesis of porous Ni–Ti shape-memory alloys by self-propagating high-temperature synthesis: reaction mechanism and anisotropy in pore structure, *Acta Materialia*, v. 48, issue 15, p. 3895-3904, 2000. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00184-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00184-1). Acesso em: 17 jan. 2023.

LI, F.S. et al. Realizing deep penetration and superior mechanical properties in a titanium alloy thick plate joint via vacuum laser beam welding. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 26, p. 2254-2264, 2023. Disponível em: <http://10.1016/j.jmrt.2023.08.059>. Acesso em: 16 jun. 2023.

LINKEDIN, *Aeronave A-10 da Força Aérea dos Estados Unidos*. Disponível em: <https://www.linkedin.com/pulse/6al-4v-per-ams-4911-titanium-its-use-aircraft-chris-krebs>. Acessado em: 26 fev. 2023.

LOSERTOVIÁ, M. et al. Microstructure evolution of heat treated NiTi alloys. *Materials Science and Engineering*, v. 266. 2017. Disponível em: <https://10.1088/1757-899X/266/1/012008>. Acesso em: 20 ago. 2023.

LUTJERING, G.; WILLIAMS, J. C. *Titanium*. New York: Springer, p. 2, 2003. ISBN 3-540-42990-5.

MACHADO, Ivan Guerra. *Soldagem e Técnicas Conexas: processo*. Porto Alegre: editado pelo autor, 1996.

MARATTUKALAM, et al. Effect of heat treatment on microstructure, corrosion, and shape memory characteristics of laser deposited NiTi alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 744, p. 337-346, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.174>. Acesso em: 20 ago. 2023.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BACARENSE, A. Q. *Soldagem: Fundamentos e Tecnologia*. 3ª ed. Belo Horizonte: Ufmg, p. 362, 2009.

MASSALKI, T.B.; OKAMOTO, H.; SUBMANIAN, P.R.; KACPRZAK, L. *Diagramas de fase de liga binária*. ASM International, Materials Park (OH), p. 2874, 1990.

MA, Yanhong et al. The mechanics of shape memory alloy metal rubber. *Acta Materialia*, v. 96, p. 89-100, 2015. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.05.031>. Acesso em: 20 jul. 2023.

MIYAZAKI, S.; FREMOND, M. *Shape Memory Alloys*. Springer-Verlag Wien GmbH. University of Tsukuba. ISBN 978-3-211-82804-5.

MIYAZAKI, S.; OTSUKA, K.; SUZUKI, Y. Transformation Pseudoelasticity and Deformation Behavior in a Ti-50.6at%Ni Alloy. *Scripta Metall.*, v. 15, p. 287, 1981. ISSN 0036-9748, Disponível em: [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(81\)90346-X](https://doi.org/10.1016/0036-9748(81)90346-X). Acesso em: 24 fev. 2023.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. *Soldagem I – Introdução aos Processos de Soldagem*. Belo Horizonte, Minas Gerais: Universidade Federal de Minas Gerais – Departamento e Engenharia Metalúrgica, 2000.

MOISEYEV, V. N. Titanium Alloys, Russian Aircraft and Aerospace Applications. *Advances in Metallic Alloys*. Taylor e Francis Group. Moscow, Russian, v. 5. p. 1. Disponível em: <https://doi.org/10.1201/9781420037678>. Acessado em: 10 fev. 2023.

NASA. *Process Specification for the Laser Welding of Battery Assemblies*. Texas, USA, p. 4, 2019. Disponível em: https://www.nasa.gov/sites/default/files/atoms/files/prc-0016_current_0.pdf. Acesso em: 23 fev. 2023.

NASA. *Mars Rover Specifications*. Glenn Research Center. Disponível em: <https://www.nasa.gov/specials/wheels/>. Acessado em: 25 fev. 2023.

NAVARRO, R. F. A Evolução dos Materiais. Parte 1. Da Pré-história ao Início da Era Moderna. *Revista Eletrônica de Materiais e Processos*, v. 1, p. 1-10, 2006. Disponível em: <https://aplicweb.feevale.br/site/files/documentos/pdf/32246.pdf>. Acesso em: 01 de fev. 2023.

NISHIDA, M.; WAYMAN, C.M.; HONMA, T. Precipitations Processes in Near Equiatomic TiNi Shape Memory Alloys. *Materials Transaction* 17(A), p. 1505-1515, 1986.

OLIVEIRA, C. A. N. *Estudo Mecano-Metalúrgico de fios de Ti-Ni para aplicação em atuadores de válvulas de fluxos*. Orientador: Cezar Henrique Gonzalez. 2011. 122f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2011.

OLIVEIRA, C. A. do N. *et al.* Análise das temperaturas de transformação de atuadores helicoidais Ti-Ni usando métodos numéricos computacionais. *Matéria* (Rio de Janeiro), [S.l.], v. 16, n. 4, p. 944-953, jul. 2013. Disponível em: <https://doi.org/10.1590/S1516-14392013005000066>. Acesso em: 22 jul. 2023.

OLIVEIRA, C. A. do N. *et al.* Análise Termomecânica de Molas Helicoidais com Memória de Forma Ti-Ni Sob Cargas Cíclicas de Tração. *Matéria* (Rio de Janeiro) [Internet], v. 18, p. 17–24, dez. 2015. Disponível em: <https://doi.org/10.1590/1516-1439.334514>. Acesso em: 15 ago. 2015.

OLIVEIRA, J. P.; CAVALEIRO, A. J.; SCHELL, N.; STARK, A.; MIRANDA, R. M.; OCANA, J. L.; FERNANDES, F.M.B. Efeitos do processamento a laser nas características de transformação do NiTi: uma contribuição para a manufatura aditiva. *Scripta Materialia*, v. 152, p. 122-126, 2018.

OTSUKA, K.; REN X. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys. *Progress Materials Science*, v. 50, n. 5, p. 511-678, jul. 2005.

OTSUKA, K., SHIMIZU, K. *Shape Memory Materials*: May 31-June 3, 1988, Sunshine City, Ikebukuro, Tokyo, Japan.

OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. (Eds.). *Shape Memory Materials*. Cambridge University Press, 1999.

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

PALMER, Chris. SpaceX Starship Lands on Earth, But Manned Missions to Mars Will Require More. *Engineering*, v. 7, Issue 10, p. 1345-1347, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.eng.2021.08.005>. Acesso em: 20 ago. 2023.

PARANTHAMAN, V.; DHINAKARAN, V.; SAI, M. S.; DEVARFAJU, A. A systematic review of fatigue behaviour of laser welding titanium alloys, *Materials Today: Proceedings*, v. 39, part. 1, p. 520-523, 2021, ISSN 2214-7853. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.08.249>. Acesso em: 09 jan. 2023.

PERELOMA, E.; EDMONDS, D. V. *Phase Transformations in Steels: Fundamentals and Diffusion-Controlled Transformations*. v. 1, 1st ed.

PERKINS, J. *Shape Memory Effects in Alloys*. New York: Plenum Press, 1975.

POLETIKA, T.M.; GIRSOVA, S.L.; LOTKOV, A.I. Ti₃Ni₄ precipitation features in heat-treated grain / subgrain nanostructure in Ni-rich TiNi alloy. *Intermetallics*, v. 127, p. 106966, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106966>. Acesso em: 20 ago. 2023.

PONGSAKORNSATHIEN, N.; LIM, Y.; GARDI, A.; HILTON, S.; PLANKE, L.; SABATINI, R.; KISTAN, T.; EZER, N. Redes de Sensores para Sistemas Humano-Máquina Aeroespaciais. *Sensores*, v. 19, p. 3465, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/s19163465>. Acesso em: 12 abr. 2023.

PROKOSHKIN, S. D.; KOROTITSKIY, A.V.; BRAILOVSKI, V.; TURENNE, S.; KHMILEVSKAYA, I. Y.; TRUBITSYNA, I.B. On the lattice parameters of phases in binary Ti-Ni shape memory alloys. *Acta Materialis*, v. 52, p. 4479-4492, 2004.

QIN, X.; YANG, X. Theoretical design of Ti₂-based magnetic shape memory alloys from first-principles. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 579, 2023, 170876. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2023.170876>. Acesso em: 19 ago. 2023.

RATHI, N.; KUMAR, P.; KHATKAR, S. K.; GUPTA, A. Non-conventional machining of nickel based superalloys: A review, *Materials Today: Proceedings*, 2023, ISSN 2214-7853. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.02.176>. Acesso em: 21 fev. 2023.

RAZOV, A.I.; CHERNIAVSKY, A.G. *Applications of shape memory alloys in space engineering: past and future*. In: DANESSEY, D. (Ed.). *Space Mechanisms and Tribology*, Proceedings of the 8th European Symposium, held 29 September - 1 October, 1999 in Toulouse, France. European Space Agency, ESA-SP, v. 438, p. 141, 1999.

READY, J. *Laser Welding and Surface Treatment*. OP-TEC. The National Center for Optics and Photonics Education. University of Central Flórida, p. 3, 2008.

REED-HILL, R.E.; ABBASCHIAN, R. *Physical Metallurgy Principles*, 3. ed., PWS. Publishing Company, p. 926, 1994.

REIS, W. P. *Caracterização de Ligas de Níquel – Titânio Para Ortodontia*. Rio de Janeiro, 2001.

SALEH, T. A. Chapter 2 - *Materials*: types and general classifications, Editor(s): Tawfik Abdo Saleh, In *Plastics Design Library, Polymer Hybrid Materials and Nanocomposites*, William Andrew Publishing, p. 27-58, 2021. ISBN 9780128132944. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/topics/materials-science/intelligent-material>. Acesso em: 25 fev. 2023.

SAUD, S. N.; HAMZAH, E., ABUBAKAR, T.; ZAMRI, M.; TANEMURA, M. Influência da adição de Ti na transformação de fase martensítica e nas propriedades mecânicas de ligas com memória de forma Cu–Al–Ni. *J Therm Anal Calorim*, v. 118, p. 111–122, 2014. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s10973-014-3953-6>. Acesso em: 13 fev. 2023.

SHARP, SR; CLEMENA, GG; (VTRC), Conselho de Pesquisa em Transporte da Virgínia. *Levantamento do Estado da Arte de Materiais Avançados e Seu Potencial de Aplicação em Infraestrutura Rodoviária*. Charlottesville, Virgínia, novembro de 2004. Disponível em: https://www.virginiadot.org/vtrc/main/online_reports/pdf/05-r9.pdf. Acesso em: 01 fev. 2023.

SHUKLA, U; GARG, K., Journey of smart material from composite to shape memory alloy (SMA), characterization and their applications-A review. *Smart Materials in Medicine*, v. 4, p. 227-242, 2023. ISSN 2590-1834. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2590183422000503>. Acessado em: 10 fev. 2023.

SOBOYEJO, W.O.; SRIVATSAN T.S. *Advanced structural materials: properties, design optimization, and applications*, NewYork: CRC Press, 2007, p. 359-396, ISBM: 978-1-57444-634-0.

SITTNER, P.; LANDA, M.; LUKA'S, P. E NOVA'K., V. R-phase Transformation Phenomena in Thermo-Mechanically Loaded NiTi oly crystals. *Mechanics of Materials*. 38: p.475-492, 2006.

TAM, B.; KHAN, M.I.; ZHOU, Y. Propriedades mecânicas e funcionais de fios de Ti-55,8 Wt Pct Ni nitinol soldados a laser. *Metal. Mater. Trans. Um Físico. Metal. Sci.*, v. 42, p. 2166-2175, 2011. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0639-6>. Acesso em: 2 jan. 2023.

TIMOFEEVA, E.E.; SURIKOV, N.Y.; TAGILTSEV, A.I.; EFTIFEEVA, A.S.; NEUMAN, A.A.; PANCHENKO, E.Y.; CHUMLYAKOV, Y.I. The superelasticity and shape memory effect in Ni-rich Ti-51.5Ni single crystals after one-step and two-step ageing. *Materials Science and Engineering: A*, v. 796, 2020. Diponível em: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140025>. Acesso em: 06 fev. 2023.

TOPREK, D.; BELOSEVIC-CAVOR, J.; KOTESKI, V. Ab initio studies of the structural, elastic, electronic and thermal properties of NiTi₂ intermetallic. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, v. 85, p. 197-205, 2015. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jpcs.2015.05.019>. Acesso em: 06 mar. 2023.

TE CONNECTIVITY. Disponível em: <https://www.te.com/usa-en/industries/sensor-solutions/applications/solutions-for-aircraft-applications.html>. Acesso em: 16 mar. 2023.

UCHIL, J.; FERNANDES, F.M.; MAHESH, K.K. X-ray diffraction study of the phase transformations in NiTi shape memory alloy. *Materials Characterization*, v. 58, issue 3, p. 243-248, 2007. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.04.022>. Acesso em: 19 mar. 2023.

UNITED STATES GEOLOGICAL SURVEY (2021). *Nickel Statistics and Information*. Disponível em: <https://www.usgs.gov/centers/nmic/nickel-statistics-and-information>. Acesso em: 15 maio 2023.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. *Soldagem: processos e metalurgia*. São Paulo: Edgard Blucher Ltda., p. 494, 1999.

WAITZ, T.; KAZYKHANOV, V.; KARNTHALER, H.P. Martensitic phase transformations in nanocrystalline NiTi studied by TEM. *Acta Materialia*, v. 52, issue 1, p. 137-147, 2004. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2003.08.036>. Acesso em: 12 fev. 2023.

WANG, B.; PENG, H.; CHEN, Z. Microstructure and mechanical properties of a laser welded Ti-6Al-4V titanium alloy/FeCoNiCrMn high entropy alloy with a Cu filler layer. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 12, p. 1970-1978, 2021. ISSN 2238-7854. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.04.010>. Acesso em: 16 mar. 2023.

WANG, X.; YU, J.; LIU, J.; CHEN, L.; YANG, Q.; WEI, H.; SUN, J.; WANG, Z.; ZHANG, Z.; ZHAO, G.; HUMBEECK, J. V. Effect of process parameters on the phase transformation behavior and tensile properties of NiTi shape memory alloys fabricated by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, v. 36, p. 101-545, 2020. ISSN 2214-8604. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101545>. Acesso em: 21 maio 2023.

WENJIE, L.; DONGAI, C.; CHUANCHEN, Z.; HAO, G.; ZHAOZE, L.; FUTING, Z.; ANTAI, Q. Effect of Yb₂O₃ on Superplastic Behavior of Laser Welded Joint of TC4 Titanium Alloy, *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, p. 1-18, 2022. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2022.10.002>. Acesso em: 19 mar. 2023.

WILLIAMS J.C.; BOYER R.R. Opportunities and Issues in the Application of Titanium Alloys for Aerospace Components. *Metals*, v. 10, n. 6, p. 705, 2020. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/met10060705>. Acesso em: 24 abr. 2022.

WIKIPÉDIA. *A Enciclopédia Livre*. Disponível em: <https://pt.wikipedia.org/wiki/Rutilo>. Acesso em: 26 fev. 2023.

WU, S.; CHUNG, C.Y.; LIU, X.; CHU, P.K.; HO, J.P.Y.; CHU, C.L.; CHAN, Y.L.; YEUNG, K.W. K.; LU, W. W.; CHEUNG, K. M. C.; LUK, K. D. K. Pore formation mechanism and characterization of porous NiTi shape memory alloys synthesized by capsule-free hot isostatic pressing. *Acta Materialia*, v. 55, issue 10, p. 3437-3451, 2007. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.01.045>. Acesso em: 10 maio 2023.

WU, F.; CHEN, H.; YANG, Z.; QIAO, J.; HOU, YI.; YAN, R.; BAI, H. Investigation on the electronic structures, elastic and thermodynamic properties of TiNi, Ti₂Ni and TiNi₃

intermetallic compound. *Materials Today Communications*, v. 34, p. 105273, 2023. ISSN 2352-4928. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.105273>. Acesso em: 27 maio 2023.

XUE, D.; ZHOU, Y.; REN, X. The effect of aging on the B2-R transformation behaviors in Ti-51at%Ni alloy. *Intermetallics*, v. 19, issue 11, p. 1752-1758, 2011. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.07.014>. Acesso em: 10 jan. 2023.

XUN, L.; YING, L.; LU, W.; RUOSHAN, L. Ti₂Ni and TiNi₃ intermetallic compounds to prepare dense TiNi alloy with enhanced recovery property. *Scripta Materialia*, v. 234, p. 115573, 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2023.115573>. Acesso em: 22 ago. 2023.

YAO, R.; DONG, P.; LIAW, P.K.; ZHOU, J.; WANG, W. Microstructure and shape memory effect of laser welded Nitinol wires. *Materials Letters*, v. 238, p. 1-5, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.11.141>. Acesso em: 16 dez. 2022.

ZHU, J.; WU, H. H.; WU, Y.; WANG, H.; ZHANG, T.; XIAO, H.; WANG, Y.; SHI, S. Q. Influence of Ni₄Ti₃ precipitation on martensitic transformations in NiTi shape memory alloy: R phase transformation. *Acta Materialia*, v. 207, p. 116-665, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116665>. Acesso em: 21 mai. 2023.