



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

FILLIPE STEPHANY DE SOUZA VIRGOLINO

**DESENVOLVIMENTO DE ATUADORES *WAVE SPRING WASHERS* COM LIGAS
DE MEMÓRIA DE FORMA**

Recife

2022

FILLIPE STEPHANY DE SOUZA VIRGOLINO

**DESENVOLVIMENTO DE ATUADORES *WAVE SPRING WASHERS* COM LIGAS
DE MEMÓRIA DE FORMA**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para a obtenção do título de doutor em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos.

Orientador: Prof. Dr. Cezar Henrique Gonzalez.

Recife

2022

Catálogo na fonte:
Bibliotecária Sandra Maria Neri Santiago, CRB-4 / 1267

V817d Virgolino, Fillipe Stephany de Souza.
Desenvolvimento de atuadores *wave spring washers* com ligas de memória de forma / Fillipe Stephany de Souza Virgolino. – 2022.
135 f.: il., figs., tabs., abrev. e siglas.

Orientador: Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos.
Orientador: Prof. Dr. Cezar Henrique Gonzalez.
Tese (Doutorado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG.
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Recife, 2022.
Inclui referências.

1. Engenharia mecânica. 2. Liga com memória de forma. 3. Liga $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$. 4. Arruelas. 5. Pré-carga. 6. Fundição de precisão. 7. Impressão 3D. I. Santos, Tiago Felipe de Abreu (Orientador). II. Gonzalez, Cezar Henrique (Orientador). III. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.)

BCTG/2022-315

FILLIPE STEPHANY DE SOUZA VIRGOLINO

**DESENVOLVIMENTO DE ATUADORES WAVE SPRING WASHERS COM LIGAS
DE MEMÓRIA DE FORMA**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, como requisito parcial para a obtenção do título de doutor em Engenharia Mecânica. Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Aprovada em: 07/07/2022.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos (Orientador)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Cezar Henrique Gonzalez (Orientador)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira (Examinador Interno)
Universidade Federal de Pernambuco

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

Profa. Dra. Nathalia Bezerra de Lima (Examinadora Externa)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Eduardo Padrón Hernández (Examinador Externo)
Universidade Federal de Pernambuco

Dedico esta tese em primeiro lugar a Deus, a toda minha família, especialmente à minha esposa, meus filhos, meus pais e meus avós.

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, a Deus pela transformação feita em minha vida e todas as bênçãos que Ele me proporcionou ao longo da minha vida.

À minha esposa, Eloyse e meus filhos Davi e Ester, que sempre esteve presente na minha, dando-me o seu carinho, amor, afeto e atenção.

Ao meu orientador Prof. Dr. Cezar Henrique Gonzalez pela orientação, paciência, confiança e sugestões dadas para o desenvolvimento deste trabalho.

Ao orientador Prof. Dr. Tiago Felipe pela orientação, apoio e incentivo para o desenvolvimento deste trabalho

Ao Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga pela ajuda durante a pesquisa e por ceder seu laboratório e equipamentos para realização dos experimentos.

Ao Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM) por todos os recursos utilizados em seus laboratórios.

Ao CNPq e a CAPES pelo apoio financeiro.

Aos meus queridos amigos e Técnicos da UFPE, Victor, Rubens, Janaina pela ajuda e pelas inúmeras contribuições.

Aos meus queridos amigos do INTM. Em especial a Igor, Ronildo, Lucas, Ivan, Guilherme, Moises, Elton, pelas inúmeras contribuições, conversas, incentivo e pela amizade conquistada.

A minha família e amigos, pelo incentivo durante os momentos mais difíceis.

A todos aqueles que contribuíram com algo que venha a trazer incentivo, além daqueles que sempre acreditavam no sucesso do nosso projeto.

RESUMO

O desenvolvimento de materiais inteligentes tem crescido intensamente, no qual as várias pesquisas e avanços que permitiram o emprego de matérias na forma de atuadores, conhecidos como atuadores com efeito memória de forma (EMF). As Ligas com efeito memória de forma constituírem materiais metálicos especiais capazes de recuperar deformações pseudoplásticas de elevada intensidade, por intermédio de um simples aquecimento. O objetivo principal deste trabalho é estudar aspectos envolvidos na preparação, fabricação e caracterização de ligas (Ti50Ni50- $X\text{Cu}_x$), com variação dos teores de cobre, para verificar a influência deste na microestrutura e propriedades termoelásticas, na aplicação de uma arruela ondulada para geração de força (aumento de pré-carga) aplicada em rolamentos, garantindo maior vida útil do mesmo. As ligas Ti50Ni50- $X\text{Cu}_x$ foram preparadas considerando cinco diferentes adições de cobre: 5, 10, 15, 20 e 25 at.%. Foram escolhidos 2 tipos de arruela uma de chapa e outra de fio e com dimensões comerciais. Para a fabricação das mesmas optou-se pelos processos de fundição de precisão: Plasma Skull Push-Pull (PSPP), e para fundir as ligas e fusão por indução com injeção por centrifugação (FIC) para fundir as arruelas, utilizando moldes de resina feitos em impressão 3D, os quais se mostraram bastante eficazes. Foram realizados ensaios de caracterização para determinar as propriedades térmicas e mecânicas das ligas. Os principais resultados obtidos foram que as 5 ligas podem ser fabricadas pelo processo de fundição a plasma, e as arruelas das mesmas também apresentaram bons resultados para se trabalhar em temperaturas acima da ambiente em um sistema de pré-carga devido ao EMF. Foi constatado a partir de ensaios de DRX, MEV E MO a presença de alguns precipitados, os mapas de microdureza comprovaram que a fundição é homogênea e a caracterização termomecânica indicaram que com o aumento do teor de cobre nas ligas aumentaram as temperaturas de transformações como também houve a diminuição da histerese. Finalmente as ligas obtiveram transformações de fase em apenas um estágio B2-B19', isto faz com que essas ligas tenham alto potencial para aplicação na fabricação de arruelas onduladas.

Palavras-chave: liga com memória de forma; liga Ti50Ni50- $X\text{Cu}_x$; arruelas; pré-carga; fundição de precisão; impressão 3D.

ABSTRACT

The development of smart materials has grown intensely, in which the various researches and advances that have allowed the employ of materials in the form of actuators, called as EMF actuators. The LMFs are special metallic materials capable of recovering high-intensity pseudoplastic deformations, by considering of a simple heating process. The main goal of this work is to study aspects involved in the preparation, fabrication and characterization a set of alloys (Ti50Ni50- $X\text{Cu}_x$), with variation of copper contents, to verify its influence on microstructure and thermoelastic properties, in the application of a wavy spring washers to generate charge (increased preload) applied to bearings, ensuring longer life. The Ti50Ni50- $X\text{Cu}_x$ alloys were prepared by considering five different addition of copper: 5, 10, 15, 20 and 25 at.%. Two types of washer were chosen, one in sheet metal and the other in wire and with commercial dimensions. For their manufacture, precision casting processes were chosen: Plasma Skull Push-Pull (PSPP), and to cast the alloys and induction casting with centrifugal injection (FIC) to cast the washers, using resin molds made in 3D printing, which proved to be quite effective. Characterization tests were performed to determine the thermal and mechanical properties of the alloys. The results obtained were that the 5 alloys can be manufactured by the plasma casting process, and their washers also showed good results for working at temperatures above ambient in a preload system due to EMF. In the results of XRD, SEM and MO, the presence of some precipitates were observed, the microhardness maps revealed that the casting is homogeneous and the thermomechanical characterization indicated that with the increase of the copper content in the alloys, the transformation temperatures increased and the hysteresis decreased. Finally, the alloys obtained phase transformations in only one B2-B19' stage, something that makes these alloys have high potential for application in the manufacture of wavy spring washers.

Keywords: shape memory alloy; Ti50Ni50- $X\text{Cu}_x$ alloy; washers; preload; precision casting; 3D printing.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 -	Esquemática do EMF em um elemento de LMF.	26
Figura 2 -	Esquemática da transformação martensítica termoelástica e a determinação das temperaturas críticas (M_s , M_f , A_s e A_f) e da histerese (H_t).	28
Figura 3 -	Curva típica de resultado de Calorimetria em uma liga LMF NiTi.	29
Figura 4 -	(a) Dilatação relativa e (b) sua derivada, em função da temperatura na faixa da temperatura ambiente até 900 °C, para a amostra Ti -Ni_02.	30
Figura 5 -	Diagrama esquemático dos fenômenos termomecânicos apresentados pelas LMF.	31
Figura 6 -	Comportamento de tensão, deformação e temperatura em EMFS para uma LMF de Ni -Ti.	32
Figura 7 -	Ilustração da visão macroscópica do EMF em uma LMF.	33
Figura 8 -	Curva tensão -deformação típica do carregamento e descarregamento de uma LMF superelástica.	35
Figura 9 -	Principais aplicações existentes para LMF no âmbito biomédico.	36
Figura 10 -	Representação esquemática de um atuador termomecânico baseado em molas helicoidais de LMF e convencionais.	37
Figura 11 -	Desenho esquemático de uma junta de tubulação SMA.	37
Figura 12 -	Mão robótica baseado em protótipo de mão robótica.	38
Figura 13 -	Evolução de temperaturas de transformação da liga de Ti -Ni quando Fe (a) e Cu (b) são substituídos pelo Ni.	40
Figura 14 -	Resistividade da liga TiNiCu	40
Figura 15 -	Temperaturas de transformação das ligas de Ti50Ni -xCu.	41
Figura 16 -	Transformações das ligas de TiNi.	41
Figura 17 -	Resumo dos processos de fabricação de LMF Ni -Ti.	42

Figura 18 -	Principais etapas do processo de fundição de precisão por molde tipo casca cerâmica para produção de biela automotiva.	44
Figura 19 -	Micro fios metálicos com 100 µm de diâmetro após micro fundição de precisão temperatura do molde de 270 °C e velocidade de rotação de 1500 rpm.	46
Figura 20 -	a) Montagem em câmara de aquecimento de uma máquina universal. b) Detalhe das placas de compressão e extensômetro usados nos ensaios para testes de compressão em um AMFCIL de Ni -Ti.	49
Figura 21 -	Efeito do tratamento térmico de recozimento no comportamento tensão -deformação de uma LMF Ni -Ti usada na fabricação de um AMFCIL. (a) Tração. (b) Compressão. (Adaptado de HESSE et al, 2004).	49
Figura 22 -	Ensaio de compressão do AMFCON de Cu -Al -Ni -Mn -Ti nas temperaturas 60°C, 95°C e 120°	50
Figura 23 -	Teste de compressão do AMFCON da. (a) Montagem nas garras da máquina de ensaio.	51
Figura 24 -	Arruela Ondulada Instalada em Rolamentos.	52
Figura 25 -	Mola Ondulada Instalada em válvula gaveta.	53
Figura 26 -	Comportamento força -temperatura para SMA. (a) Ni -Ti e (b) Ni -Ti -Cu.	54
Figura 27 -	Fluxograma do processo metodológico utilizado na pesquisa.	56
Figura 28 -	Arruela ondulada de chapa e arruela ondulada de fio.	57
Figura 29 -	Dimensões da arruela ondulada de chapa e arruela ondulada de fio.	57
Figura 30 -	Materiais das ligas Ti -Ni -Cu: a) Titânio, b) Níquel e c) Cobre.	59
Figura 31 -	Balança de precisão Mettler.	59
Figura 32 -	Cortadeira de precisão da Struers modelo Discotom -10.	60
Figura 33 -	Impressoras 3D para produção de modelos. (a) Makerbot replicator 2; (b) MakerBot 5th -Gen Replicator; (c) 3D Anycubic Photon.	61

Figura 34 -	(a) Imagem do forno da Máquina Discovery da EDG Equipamentos; (b) Detalhe interno do forno; (c) Detalhe do molde e sua junta de vedação e a amostra fundida ao lado do cadinho de fundição	62
Figura 35 -	Técnica de fundição a Plasma Skull Push -Pull.	63
Figura 36 -	Preparação do molde cerâmico. (a) revestimento cerâmico microfine 1700 com água e catalizador; (b) mistura do revestimento; (c) copo de espatulação; (d) espatulação a vácuo; (e) inserção no anel de silicone; (f) molde cerâmico; (g) sinterização; (h) molde cerâmico finalizado.	64
Figura 37 -	Forno EDG Powercast 1700.	66
Figura 38 -	Forno mufla usado para tratamentos térmicos.	67
Figura 39 -	Embutidora Arotec pre 30.	68
Figura 40 -	Politriz marca Struers Tegramin 2.0.	68
Figura 41 -	Microdurometro Durascan universal.	69
Figura 42 -	DRX de amostra de Ti ₅₀ Ni ₅₀ -XCu _x utilizando as cartas de referência JCPDS no software XPERT high score.	70
Figura 43 -	Microscópio óptico Axio Lab A1.	71
Figura 44 -	Microscópio eletrônico de Varredura (MEV).	71
Figura 45 -	(a) DSC 823e da Mettler. b) detalhe do porta amostra. c) detalhe do termopar (sensor de temperatura).	72
Figura 46 -	Ensaio RET. a) Conjunto Banho térmico, fonte de corrente contínua e sistema de aquisição. b) Representação do ensaio de 4 pontos com amostra e o sensor de temperatura.	73
Figura 47 -	a) Dilatômetro Netzsch DIL 402DMA com amostra. b) detalhe de inserção da amostra.	74
Figura 48 -	a) DMA. b) Detalhe do modo de aplicação da carga.	74
Figura 49 -	Amostras de Ligas de Ti -Ni ₅₀ -x -Cu _x (x = 5, 10, 15, 20 e 25 %at.).	75
Figura 50 -	a) Seleção de área com distância de 0,5 mm para mapa de	76

	dureza. b) Uma das indentações da malha da liga Ti45Ni5Cu.	
Figura 51	Mapa de microdureza da liga Ti45Ni5Cu.	77
Figura 52 -	Mapa de microdureza da liga Ti40Ni10Cu.	78
Figura 53 -	Mapa de microdureza da liga Ti35Ni15Cu.	78
Figura 54 -	Mapa de microdureza da liga Ti30Ni20Cu.	79
Figura 55 -	Mapa de microdureza da liga Ti25Ni25Cu.	79
Figura 56 -	Dureza média das ligas de Ti50Ni50 -XCux.	80
Figura 57 -	Análise de mapa de EDS da liga Ti45Ni5Cu. Imagem MEV, elétrons secundários.	81
Figura 58 -	Análise de mapa de EDS da liga Ti40Ni10Cu. Imagem MEV, elétrons secundários.	81
Figura 59 -	Análise de mapa de EDS da liga Ti35Ni15Cu. Imagem MEV, elétrons secundários.	81
Figura 60 -	Análise de mapa de EDS da liga Ti30Ni20Cu. Imagem MEV, elétrons secundários.	82
Figura 61 -	Análise de mapa de EDS da liga Ti25Ni25Cu. Imagem MEV, elétrons secundários.	82
Figura 62 -	Análise de DRX realizada na liga Ti45Ni5Cu.	83
Figura 63 -	Análise de DRX realizada na liga Ti40Ni10Cu.	84
Figura 64 -	Análise de DRX realizada na liga Ti35Ni15Cu.	84
Figura 65 -	Análise de DRX realizada na liga Ti30Ni20Cu.	85
Figura 66 -	Análise de DRX realizada na liga Ti25Ni25Cu.	85
Figura 67 -	Microscopia óptica da liga de Ti45Ni5Cu: (a) com ampliação de 50x. (b) com ampliação de 100x. (c) com ampliação de 200x. (d) com ampliação de 500x.	87
Figura 68 -	Microscopia óptica da liga de Ti40Ni10Cu: (a) com ampliação de 50x. (b) com ampliação de 100x. (c) com ampliação de 200x. (d) com ampliação de 500x.	88
Figura 69 -	Microscopia óptica da liga de Ti35Ni15Cu: (a) com ampliação	89

	de 50x. (b) com ampliação de 100x. (c) com ampliação de 200x. (d) com ampliação de 500x.	
Figura 70 -	Microscopia óptica da liga de Ti ₃₀ Ni ₂₀ Cu: (a) com ampliação de 50x. (b) com ampliação de 100x. (c) com ampliação de 200x. (d) com ampliação de 500x.	89
Figura 71 -	Microscopia óptica da liga de Ti ₂₅ Ni ₂₅ Cu: (a) com ampliação de 50x. (b) com ampliação de 100x. (c) com ampliação de 200x. (d) com ampliação de 500x.	90
Figura 72	Microscopia eletrônica de varredura da liga de Ti ₄₅ Ni ₅ Cu: (a) com ampliação de 1000x. (b) com ampliação de 1500x. (c) com ampliação de 3000x. (d) com ampliação de 5000x.	91
Figura 73 -	Microscopia eletrônica de varredura da liga de Ti ₄₀ Ni ₁₀ Cu: (a) com ampliação de 1000x. (b) com ampliação de 1500x. (c) com ampliação de 3000x. (d) com ampliação de 5000x.	92
Figura 74 -	Microscopia eletrônica de varredura da liga de Ti ₃₅ Ni ₁₅ Cu: (a) com ampliação de 1000x. (b) com ampliação de 1500x. (c) com ampliação de 3000x. (d) com ampliação de 5000x.	93
Figura 75 -	Microscopia eletrônica de varredura da liga de Ti ₃₀ Ni ₂₀ Cu: (a) com ampliação de 1000x. (b) com ampliação de 1500x. (c) com ampliação de 3000x. (d) com ampliação de 5000x.	94
Figura 76 -	Microscopia eletrônica de varredura da liga de Ti ₂₅ Ni ₂₅ Cu: (a) com ampliação de 1000x. (b) com ampliação de 1500x. (c) com ampliação de 3000x. (d) com ampliação de 5000x.	95
Figura 77 -	Curva de DSC da liga Ti ₄₅ Ni ₅ Cu.	98
Figura 78 -	Curva de DSC da liga Ti ₄₀ Ni ₁₀ Cu.	98
Figura 79 -	Curva de DSC da liga Ti ₃₅ Ni ₁₅ Cu.	99
Figura 80 -	Curva de DSC da liga Ti ₃₀ Ni ₂₀ Cu.	99
Figura 81 -	Curva de DSC da liga Ti ₂₅ Ni ₂₅ Cu.	100
Figura 82 -	Curva de Dilatometria até 900°C da liga Ti ₄₅ Ni ₅ Cu	101
Figura 83 -	Curva de Dilatometria até 180°C da liga Ti ₄₅ Ni ₅ Cu	102
Figura 84 -	Curva de Dilatometria até 900°C da liga Ti ₄₀ Ni ₁₀ Cu.	102

Figura 85 -	Curva de Dilatometria até 180°C da liga Ti40Ni10Cu.	103
Figura 86 -	Curva de Dilatometria até 900°C da liga Ti35Ni15Cu.	103
Figura 87 -	Curva de Dilatometria até 180°C da liga Ti35Ni15Cu.	104
Figura 88 -	Curva de Dilatometria até 900°C da liga Ti25Ni25Cu.	104
Figura 89 -	Curva de Dilatometria até 180°C da liga Ti25Ni25Cu.	105
Figura 90 -	Curva de Dilatometria até 900°C da liga Ti30Ni20Cu.	105
Figura 91 -	Curva de Dilatometria até 180°C da liga Ti30Ni20Cu.	106
Figura 92 -	Curva de RET da liga Ti45Ni5Cu	107
Figura 93 -	Curva de RET da liga Ti40Ni10Cu	107
Figura 94 -	Curva de RET da liga Ti35Ni15Cu	108
Figura 95 -	Curva de RET da liga Ti30Ni20Cu	108
Figura 96 -	Curva de RET da liga Ti25Ni25Cu	109
Figura 97 -	Curva de temperaturas de transformação por RET das ligas de Ti -Ni -Cu.	110
Figura 98 -	Curva de DMA da liga Ti45Ni5Cu. a) Tan δ x Temperatura. b) Modulo de Elasticidade x Temperatura	111
Figura 99 -	Curva de DMA da liga Ti40Ni10Cu. a) Tan δ x Temperatura. b) Modulo de Elasticidade x Temperatura	112
Figura 100 -	Curva de DMA da liga Ti35Ni15Cu. a) Tan δ x Temperatura. b) Modulo de Elasticidade x Temperatura	113
Figura 101 -	Curva de DMA da liga Ti30Ni20Cu. a) Tan δ x Temperatura. b) Modulo de Elasticidade x Temperatura	114
Figura 102 -	Curva de DMA da liga Ti25Ni25Cu. a) Tan δ x Temperatura. b) Modulo de Elasticidade x Temperatura	115
Figura 103 -	(a) impressão 3D em ABS. b) Modelos das arruelas impressos em ABS.	116
Figura 104 -	(a) Imagem de simulação no Photon Workshop. b) Interface da mesa de impressão no software de fatiamento Photon Workshop c) Modelos das arruelas impressos em ABS.	117

Figura 105 -	Fundição da Arruela ondulada na Power Cast 1700 (a) Modelo 3D em resina e molde. b) molde após a injeção do metal líquido. c) árvore de fundição e modelo 3D das arruelas. d) remoção das arruelas da árvore de fundição. e) arruela removida. f) leve acabamento com micro retifica.	118
Figura 106 -	Dimensional das arruelas onduladas fabricadas por fundição.	119
Figura 107 -	Curva de DSC da Arruela produzida pela liga Ti45Ni5Cu.	120
Figura 108 -	Curva de DSC da Arruela produzida pela liga Ti40Ni10Cu.	121
Figura 109 -	Curva de DSC da Arruela produzida pela liga Ti35Ni15Cu.	121
Figura 110 -	Curva de DSC da Arruela produzida pela liga Ti30Ni20Cu.	122
Figura 111 -	Curva de DSC da Arruela produzida pela liga Ti25Ni25Cu.	122
Figura 112 -	Curva de temperaturas de transformação de calorimetria arruelas produzidas pelas ligas de TiNi50 -xCu.	124

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 -	Principais ligas que apresentam efeito memória de forma	25
Tabela 2 -	Dimensões das arruelas de molas onduladas que serão fabricadas por fundição	58
Tabela 3 -	Pesos dos elementos associado a composição química nominal atômica das ligas produzidas	58
Tabela 4 -	Composição das ligas observadas em análises de mapas de EDS	82
Tabela 5 -	Temperaturas e entalpias obtidas a partir das curvas de calorimetria das ligas de TiNi50-xCux brutas fundidas pelo método PSPP	97
Tabela 6 -	Temperaturas e entalpias obtidas a partir das curvas de calorimetria das ligas de TiNi50-xCux fundidas pelo método PSPP e solubilizadas a 850°C	100
Tabela 7 -	Temperaturas de Transformação B19'-B2 das ligas de TiNi50-xCux fundidas obtidas por ensaio de Dilatometria	106
Tabela 8 -	Temperaturas de Transformação das ligas de TiNi50-xCux por ensaio de RET	109
Tabela 9 -	Temperaturas de Transformação das ligas de TiNi50-xCux pela técnica de DMA	116
Tabela 10 -	Temperaturas e entalpias obtidas a partir das curvas de calorimetria das arruelas produzidas através das ligas de TiNi50-xCux fundidas	123

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A _f	Temperatura final da transformação reversa martensita – austenita
A ₅₀	Temperatura de pico da transformação de fase
A _s	Temperatura de início da transformação reversa martensita – austenita
ASTM	American Society for Testing and Materials
B19'	Designação para estrutura cristalina monoclinica da martensita
B19	Designação para estrutura cristalina ortorômbica da martensita
B2	Designação para estrutura cristalina cúbica de corpo centrado da austenita
DMA	Dynamic Mechanical Analysis (Análise Dinâmico-Mecânica)
DSC	Differential Scanning Calorimetry (Calorimetria Diferencial de Varredura)
DTA	Differential thermal analysis (Análise Térmica Diferencial)
EMF	Efeito Memória de Forma
EMFD	Efeito Memória de Forma Duplo
EMFS	Efeito Memória de Forma Simples
H _t	Histerese térmica
LMI	Laboratório de Materiais Inteligentes
LMF	Ligas com Memória de Forma
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
M _s	Temperatura de início de transformação direta austenita – martensita
M _f	Temperatura final da transformação direta austenita – martensita
RET	Resistência Elétrica com a Temperatura
SE	Superelasticidade
Single Cantilever	Flexão Simples com uma das extremidades engastada.
SMA	Shape Memory Alloy
TI	Transformação Inversa
TMT	Transformação Martensítica Termoelástica

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	20
2	OBJETIVOS	22
2.1	OBJETIVO GERAL	22
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	22
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
3.1	ESTRUTURAS INTELIGENTES	23
3.2	LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA (LMF): ASPECTOS GERAIS	24
3.3	TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA TERMOELASTICA	26
3.3.1	Efeito memória de forma (EMF)	32
3.3.2	Superelasticidade(SE)	35
3.4	APLICAÇÕES	36
3.4.1	Área médica	36
3.4.2	Área Industrial	37
3.4.3	Área da robótica	38
3.5	LIGAS DE TINICU	39
3.6	PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE COMPONENTES LMF	43
3.7	FUNDIÇÃO DE PRECISÃO DE LMF	44
3.8	TIPOS DE ARRUELAS	47
3.8.1	Estudos de arruelas de LMF	49
3.8.1.1	Atuadores cilíndricos	49
3.8.1.2	Atuadores conicos (Belleville)	51
3.8.2	Arruelas onduladas e suas aplicações	52
4	MATERIAIS E MÉTODOS	56
4.1	METODOLOGIA	56
4.1.1	Fluxograma de desenvolvimento da pesquisa	57
4.2	TIPO DE ATUADOR (ARRUELA ONDULADA)	58
4.3	SELEÇÃO DA LIGA DE LMF	59
4.4	CONFECÇÃO DA ARRUELA EM MODELO 3D	61
4.5	FUNDIÇÃO DAS LIGAS E ARRUELAS	62
4.5.1	Processo de fusão das ligas $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$	62
4.5.2	Fabricação do molde cerâmico	64

4.5.3	Fabricação das arruelas onduladas (“Wavy Spring Washers”)	66
4.6	CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS	67
4.6.1	Preparação das amostras	67
4.6.2	Microdureza	70
4.6.3	Difração de raios-X (DRX)	70
4.6.4	Microscopia óptica	71
4.6.5	Microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS)	72
4.6.6	Differential scanning calorimetry (DSC)	72
4.6.7	Resistividade	73
4.6.8	Dilatometria	74
4.6.9	DMA (Dynamic Mechanical Analysis)	75
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	76
5.1	PROCESSO DE FABRICAÇÃO POR FUNDIÇÃO PPSP	76
5.1.1	Obtenção das ligas de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$	76
5.2	CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS FABRICADAS	77
5.2.1	Microdureza	77
5.2.2	Espectroscopia de energia dispersiva de raios-x (EDS)	81
5.2.3	Difratometria de Raios-X (DRX)	84
5.2.4	Microscopia óptica	88
5.2.5	Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	92
5.2.6	Análise térmica por DSC	97
5.2.7	Análise térmica por dilatometria	102
5.2.8	Análise térmica por resistividade	107
5.2.9	Análise Térmica por DMA	111
5.3	PROCESSO DE FABRICAÇÃO DO MODELO (ARRUELA ONDULADA)	117
5.3.1	Impressão 3D em ABS	117
5.3.2	Impressão 3D em Resina	118
5.4	PROCESSO DE FUNDIÇÃO DA ARRUELA ONDULADA	119
5.4.1	Calorimetria das arruelas fundidas	121
6	CONCLUSÕES	126
7	TRABALHOS FUTUROS	128
	REFERÊNCIAS	129

1 INTRODUÇÃO

A tecnologia tem um papel importante e poderoso na vida humana, sendo muito importante para o desenvolvimento da civilização e educação. Além disso, tem uma resposta para a maioria dos nossos problemas diários. A tecnologia é multidisciplinar com uma combinação de imaginação, ciência dos materiais e engenheiros que haja muitos esforços para resolver os problemas existentes (DRUCKER, 2011). Percebe-se que a tecnologia com toda a complexidade pode mudar o estilo de vida e dar outra forma aos cidadãos. No entanto, hoje a tecnologia controla todos os âmbitos da vida cotidiana, e há muitas atividades que não podem ser realizadas sem tecnologia, então não há como escapar delas (PRENSKY, 2008).

Um dos campos avançados da tecnologia é a robótica. A robótica nesta era moderna tem uma grande influência em vários campos, como cirurgia, serviços, automotivo, alimentos, engenharia e educação (KÖK et al., 2019b).

Inventores e designers no campo da robótica estão continuamente tentando melhorar os sistemas robóticos, projetando novos tipos de robôs e melhorando a qualidade deles usando materiais primários de alta qualidade. Como as ligas com memória de forma (SMA) e os materiais piezoelétricos possuem comportamentos interessantes, eles funcionam como sensores e atuadores em sistemas robóticos, (KIM et al., 2006; TANAKA; YAMADA, 1991). Outras aplicações são as válvulas de abertura e fechamento do fluxo de fluidos, entre outros (GONZALEZ, 2002).

Dentre esses materiais estão as Ligas com Memória de Forma (LMF) que são materiais metálicos que podem sofrer transformações de fase no estado sólido como resultado da aplicação de um carregamento termomecânico (temperatura e/ou carga mecânica). As ligas com efeito memória de forma chamadas de SMAs são facilmente recuperados para sua forma original após a deformação, esse recurso é chamado de efeito de memória de forma (EMF); (KÖK et al., 2019a, 2019b). Devido a esta propriedade atuadores baseados em SMA podem ser aplicados em um robô de locomoção, como também em manipulador e micro robô.

O funcionamento do efeito de memória de forma é derivado de uma transformação sem difusão no estado sólido conhecida como transformação martensítica, na qual podem coexistir duas fases, martensítica e austenítica (GONZALEZ, 2002). No resfriamento, o material sofre uma transformação da fase

austenita para a fase martensita. Após o aquecimento, a transformação inversa ocorre entre a temperatura inicial da austenita (A_s) e a temperatura final da austenita (A_f). As transformações martensíticas são tipicamente associadas a uma histerese térmica e/ou mecânica. A transformação direta começa em uma temperatura mais baixa (no caso de uma transformação térmica) ou em uma tensão mais alta (no caso de uma tensão induzida transformação) do que a transformação inversa. Ao aquecer ou descarregar, a martensita começa a se transformar novamente em austenita a uma temperatura relativamente mais alta do que a necessária para induzir a transformação por resfriamento ou carregamento mecânico do material (GONZALEZ, 2002).

A pseudoelasticidade ou superelasticidade foi a propriedade que chamou a atenção nestas ligas metálicas de memória de forma por permitir uma deformação recuperável de até 8%, acontecendo à temperatura e tensão constantes. Em análise, a recuperação corresponde a uma deformação 40 vezes maior que uma liga de aço convencional. Atualmente, produtos com superelasticidade podem ser encontrados na área médica, em implantes, molas e fixadores (WANG; ZHU, 2018).

Uma aplicação típica para uma mola ondulada é dentro de um redutor de velocidade ou motor elétrico, ocupando “folga” (ou espaço excessivo) em rolamentos que suportam um eixo. O uso de uma mola ondulada em tais aplicações também acomoda expansão e contração térmicas sem introduzir folgas. As aplicações incluem o pré-carregamento de rolamentos para evitar o deslizamento ou a folga nas montagens (BUDYNAS; NISBETH, 2016).

Uma possível solução para reduzir os inconvenientes supracitados é a utilização de atuadores de LMF da família $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ em formato de arruelas onduladas (Wave Spring Washers), com o intuito de originar e/ou manter uma pré-carga e evitar as folgas para a gaiola do rolamento, eliminando vibrações causadas pela alta velocidade. Um potencial referente a utilização de arruelas onduladas seria o aumento da rigidez após recuperação de forma e com a continuidade do aumento da temperatura da união acima da temperatura final de Transformação Martensita em Austenita (A_f). Esse estado ativado pode proporcionar a arruela “altas” deformações sob cargas praticamente constantes, sem reduzir a pré-carga, devido ao fenômeno efeito memória de forma.

2 OBJETIVOS

Esta seção mostra os principais objetivos referentes ao presente trabalho.

2.1 OBJETIVO GERAL

Avaliar o comportamento termomecânico de arruelas tipo Wave Spring Washers fabricadas com ligas com memória de forma (LMF) da família $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ para aplicação como carga de mola usada em sistema de pré-carga para rolamentos e avaliar o Efeito memória de forma (EFM) dessas arruelas.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Para atingir o objetivo geral proposto, os objetivos específicos são:

- ✓ Seleção de LMF da família $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$, visando o estudo comparativo;
- ✓ Fabricação das LMF pela técnica “Plasma Skull Push Pull” (PSSP);
- ✓ Estudo das relações entre composição química e propriedades térmicas das ligas produzidas;
- ✓ Analisar através de ensaios de microdureza a homogeneidade das propriedades de dureza das ligas fundidas;
- ✓ Analisar o comportamento das transformações de fase via “Differential Scanning Calorimeters” (DSC), Resistividade, Dilatometria e “Dynamic Mechanical Analysis” (DMA);
- ✓ Fabricação das Arruelas pelo método de cera perdida utilizando impressoras 3D para fabricação dos modelos.
- ✓ Realizar ensaios de Calorimetria (DSC) para validar o sistema a pré-carga através das arruelas tipo “Wave Spring Washers” de SMA da família $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A seção de revisão bibliográfica se propõe a apresentar os conceitos fundamentais da literatura necessários para a compreensão do presente trabalho.

3.1 ESTRUTURAS INTELIGENTES

Muitos tipos de materiais estão sendo usados nas indústrias, mas os materiais inteligentes estão ganhando importância continuamente devido às suas características únicas. Basicamente, os materiais inteligentes são constituintes de nova geração que excedem os materiais funcionais e estruturais convencionais. Esses materiais são chamados de inteligentes por causa de sua auto-detecção, auto-adaptabilidade, capacidades de memória e múltiplas funções. Os recursos de auto-adaptação de materiais inteligentes são de grande valor para incorporar as adaptações de materiais inteligentes. Uma estrutura inteligente deve propiciar funções múltiplas como de sensor, atuador e processador. Atualmente, há uma grande demanda por materiais inteligentes em várias indústrias devido à sua capacidade de alterar propriedades físicas de maneira precisa em reação à mudança nos fatores ambientais - respostas a estímulos (BASHEER, 2020).

Os materiais que mudam de forma são as tecnologias mais maduras listadas acima e a maioria é baseada em materiais metálicos com memória de forma. Eles exibem a propriedade de “lembrar” sua forma original para a qual retornam após a deformação quando submetidos a um estímulo térmico ou outro (BOGUE, 2014).

Materiais inteligentes são aqueles materiais inteligentes que são adaptáveis e possuem múltiplas propriedades, que mudam automaticamente de forma controlada, sob a aplicação de um estímulo externo como pressão, temperatura, estresse, campo elétrico e magnético, luz, pH, etc. Os materiais inteligentes mais proeminentes são os materiais com memória de forma (SMM), como ligas com memória de forma, polímeros com memória de forma, Shape Memory Composites etc. Esses materiais memorizam a forma da estrutura e se recuperam da forma deformada, quando expostos a condições de estímulos externos, isso é chamado de efeito memória de forma (SHARMA; SRINIVAS, 2020).

A maioria das ligas com memória de forma (SMAs) são em materiais de base Ni-Ti, Nitinol, um acrônimo que reflete os elementos constituintes do material e a localização da descoberta original, o US Naval Ordnance Laboratory. SMAs estão amplamente disponíveis em uma variedade de formas físicas e aproximadamente 20 diferentes ligas binárias, ternárias e quaternárias são conhecidas por exibir o efeito de memória de forma. O comportamento de memória dos SMAs surge da transformação de fase austenita para martensita induzida pela temperatura, que às vezes é chamada de transformação martensítica termoelástica. A transformação que causa a recuperação da forma é resultado da necessidade da rede cristalina manter um estado mínimo de energia a uma dada temperatura (BOGUE, 2014).

3.2 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA (LMF): ASPECTOS GERAIS

As Ligas com Memória de Forma (LMF) são materiais metálicos especiais que possuem a capacidade e recuperar uma deformação “aparentemente plástica”, ou de desenvolver consideráveis forças de restituição ao se restringir a recuperação de sua forma original, quando submetidas a variações de temperatura, corrente elétrica ou de tensão elétrica, devido a transformações de fase induzidas no material (OTSUKA; WAYMAN, 1999). O princípio de funcionamento básico desse material consiste em deformá-lo, através da aplicação de uma força externa que, quando cessada, deixa uma deformação residual. O material deformado irá recuperar sua forma original quando aquecido acima de uma temperatura crítica (JANI et al., 2014).

Um breve histórico nos diz que em 1932 o primeiro registro de observação de uma transformação martensítica com memória de forma, devida a CHANG & READ, em que a reversibilidade da transformação foi observada em AuCd através de metalografia e calorimetria diferencial (DSC). Em 1938, a transformação foi verificada em latão (CuZn) e, em 1962, (BUEHLER; WANG) verificaram o efeito em liga níquel-titânio (Ni-Ti) equiatômica, no “Naval Ordnance Laboratory – NOL” em Silver Springs, Maryland – EUA (HODGSON; BROWN; JEFREY, 2000). Passados dez anos, alguns produtos fabricados com o material estavam disponíveis no mercado e a compreensão do efeito já se encontrava avançada. Dentre as ligas que exibem EMF, ligas de Ni-Ti e à base de Cu foram alvo da maioria dos esforços de

pesquisa e exploração comercial (HODGSON; BROWN; JEFREY, 2000). A primeira utilização em grande escala de uma liga com memória de forma (LMF) deu-se em 1971, com uma conexão de Ni-Ti para tubulação hidráulica de titânio da aeronave Grumman F-14 (MELTON, 1998; REN et al., 1999; WAYMAN, 1980). Porém, foram necessários aproximadamente 25 anos para que as LMF se tornassem materiais funcionais bem conhecidos. A competição, inicialmente estabelecida entre as ligas à base de Cu e as de Ni-Ti, evoluiu para a consolidação da superioridade das ligas de Ni-Ti na maioria das aplicações comerciais (VAN HUMBEECK, 1999).

Existem algumas ligas metálicas com memória de forma, porém para que estas possam ser comercializadas é necessário que possuam uma boa capacidade de recuperação da deformação, cerca de 8%, ou que gerem uma força significativa durante o processo de transformação de fase. Deste modo, as ligas mais comuns encontradas no mercado são o Ni-Ti, o Cu-Al-Ni e o Cu-Al-Zn. As ligas Ni-Ti são de maior potencial em aplicações comerciais, pois combinam boas propriedades mecânicas com memória de forma e biocompatibilidade (FERNANDES, 2006). As principais LMF estão na Tabela 1.

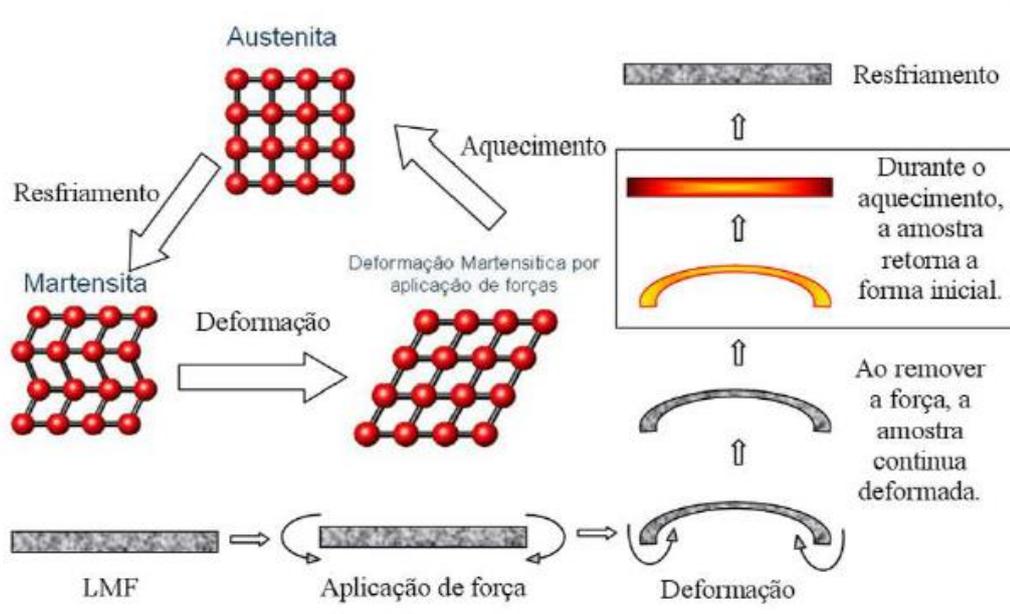
Tabela 1 - Principais ligas que apresentam efeito memória de forma.

Ligas	Composição	Faixa de temperaturas de transformação (°C)	Histerese térmica de transformação (°C)
Ag-Cd	44/49 at% Cd	-190 a -50	~15
Au-Cd	46,5/50 at% Cd	30 a 100	~15
Cu-Al-Ni	12/14,5%Al3/4,5% Ni	-140 a 100	~35
Cu-Sn	~15 at% Sn	-120 a 30	-
Cu-Zn	38,5/41,5% Zn	-180 a -10	~10
Cu-Zn-X (X=Si, Sn, Al)	alguns % de X	-180 a 200	~10
Ni-Al	36/38 at% Al	-180 a 100	~10
Ni-Ti	49/51 at% Ni	-50 a 110	~30
Fe-Pt	~25 at% Pt	~-130	~4
Mn-Cu	5/35 at% Cu	-250 a 180	~25
Fe-Mn-Si	32%Mn%Si	-200 a 150	~100

Fonte: Wu e Lin (2000)

Na Figura 1, o EMF é representado pelas estruturas das faces (escala atômica), onde se verifica o resfriamento da austenita (temperatura inferior a M_f) para formar a fase martensita que depois é aplicada uma força que provoca deformação. A deformação produzida é recuperada submetendo a amostra a aquecimento até a temperatura de transformação da fase austenítica (um aquecimento acima de A_f). A fase martensítica é mais maleável que na fase austenítica e por isso é mais fácil de deformar. No aquecimento, ao atingir a temperatura crítica de transformação austenítica ou inversa, o material começa a recuperação da forma. Este processo é realizado sem difusão atômica, mas por movimento cooperativo dos átomos, principalmente por cisalhamento (OTSUKA; WAYMAN, 1999).

Figura 1 - Esquemática do EMF em um elemento de LMF.



Fonte: Reis et al. (2006).

3.3 TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA TERMOELASTICA

As transformações martensíticas ocorrem devido ao movimento cooperativo de átomos da fase matriz por mecanismo de cisalhamento mantendo uma correspondência de rede entre os reticulados da fase matriz e produto (LAURENTIS; MAVROIDIS, 2002; NAGANUMA et al., 1998). Normalmente, a altas temperaturas existe a ocorrência da fase austenítica que é cúbica (CFC) e a fase martensítica é

encontrada quando o material está a baixas temperaturas e apresenta menor simetria que a fase matriz se transforma em domínios de estrutura CCC ou TCC. Nas ligas a base de cobre sua estrutura é geralmente ortorrômbica. A morfologia da fase martensítica é formada por finas estruturas chamadas de agulhas ou plaquetas de auto-acomodação (GONZALEZ, 2002; OLIVEIRA, 2007). Por extensão, as estruturas criadas com estas características de transformação são chamadas de “martensitas” e as transformações cristalográficas sem difusão que lhes dão origem são chamadas de “transformações martensíticas” (NISHIYAMA, 2012).

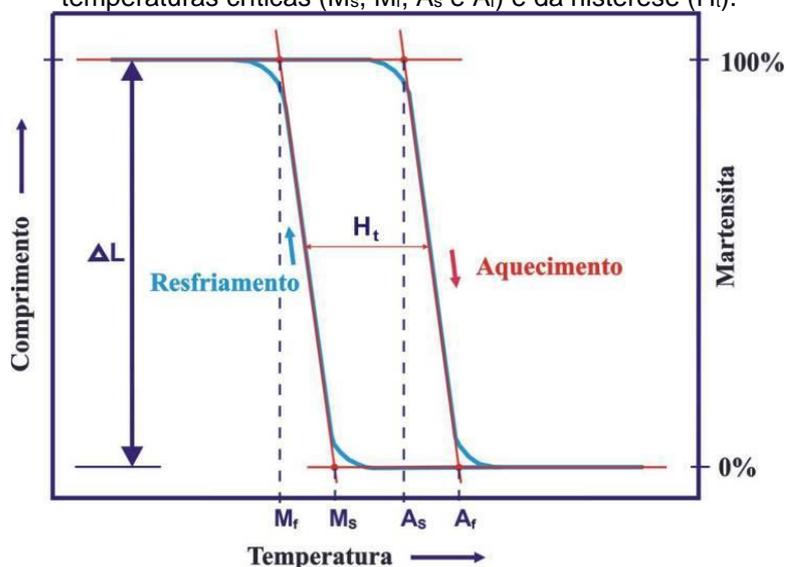
A transformação de fase da austenita para martensita, ou da fase matriz para a fase produto, em princípio é quem caracteriza o efeito memória de forma (EMF). No caso das LMF, a transformação martensítica é reversível e termoelástica (OTSUKA; WAYMAN, 1999), o que leva a total ou parcial recuperação de forma imposta pela deformação pseudoplástica, após um aquecimento até uma temperatura situada acima da temperatura final de transformação martensita - austenita (A_f).

A caracterização física da transformação martensítica termoelástica consiste basicamente em determinar os parâmetros que tem relação direta com o fenômeno, medidos em função da temperatura, como o deslocamento ou deformação correspondente ao efeito memória de forma, alterações na resistência elétrica do material, a absorção ou liberação de energia, variação de rigidez, dentre outras. A partir destas características é possível determinar as temperaturas de transformação de fase e a histerese em temperatura (H_t) de uma LMF. Figura 2, ilustra uma curva típica de variação dimensional (comprimento, por exemplo) em função da temperatura para um material com memória de forma. A maior parte da transformação direta (austenita – martensita, no resfriamento) e inversa (martensita – austenita, no aquecimento) acontece em uma faixa de temperatura relativamente estreita, embora o começo e o fim da transformação durante aquecimento ou resfriamento, de fato estenda-se a uma faixa de temperatura substancialmente maior ($M_f \leftrightarrow A_f$). Esse comportamento também exhibe uma histerese em temperatura (H_t), que é medida a 50% da transformação, conforme ilustra a Figura 2. As temperaturas de transformação definidas nessa figura variam de um sistema de LMF para outro, e essa variação pode ser causada tanto pelo tipo de carregamento a qual o material é submetido, quanto pela sua composição química e processamento termomecânico

imposto durante a fabricação (HODGSON; BROWN; JEFREY, 2000). As temperaturas críticas da transformação são:

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

Figura 2 - Esquemática da transformação martensítica termoelástica e a determinação das temperaturas críticas (M_s , M_f , A_s e A_f) e da histerese (H_t).

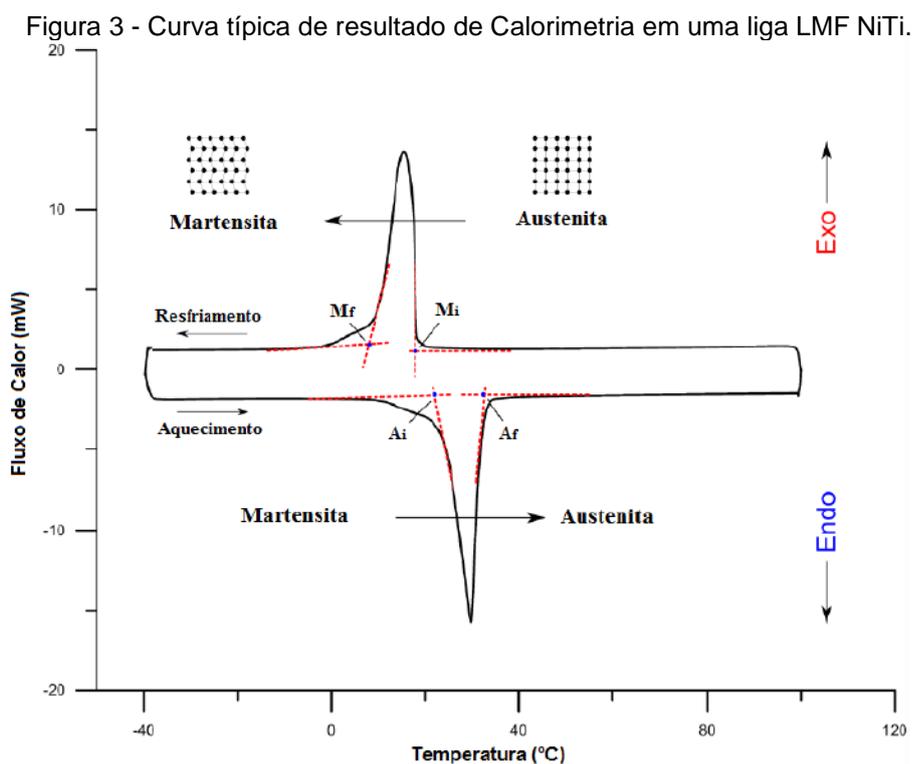


Fonte: Hodgson, Brown e Jeffrey (2000).

A obtenção dessas informações é de extrema importância para o processo de seleção desses materiais em aplicações técnicas específicas; por exemplo, uma pequena histerese é necessária para aplicações de acionamento rápido (área da robótica) enquanto uma maior histerese é necessária para reter a forma pré-definida dentro de um amplo intervalo de temperatura (tal como em estruturas destacáveis e união de tubulações). Além disso, as temperaturas de transição a que se refere a Figura 2 identificam a gama de funcionamento para uma aplicação. Estas temperaturas de transformação e o comportamento do ciclo de histerese são influenciados pela composição do material, pelo processamento termomecânico aplicado para a fabricação da LMF e pelo ambiente de trabalho da própria aplicação (por exemplo, a existência de tensão aplicada) (JANI et al., 2014).

Técnicas de caracterização como a calorimetria diferencial de varredura (DSC – “Differential Scanning Calorimetry”), análise dinâmico-mecânica (DMA – “Dynamic Mechanical Analysis”), análise térmica diferencial (DTA – “Differential thermal analysis”) e variação de resistência elétrica com a temperatura (RET) podem ser utilizadas para determinar as temperaturas de transformação das LMF (SAEDI et al., 2016a). Dentre estas, a análise por DSC é a técnica mais comumente empregada.

Quando o material sofre transformação de fase, ele absorve ou emite uma grande quantidade de calor com uma alteração relativamente pequena da temperatura, e o DSC identifica tal mudança. Ou seja, o equipamento considera a mudança na capacidade calorífica do material para determinar o início e fim das temperaturas de transformação (BARBARINO et al., 2014). A Figura 3 mostra uma curva esquemática típica do resultado de DSC de uma liga Ni-Ti e a determinação das temperaturas de transformação através das intersecções das tangentes aos picos do DSC.



Fonte: Wang (2013).

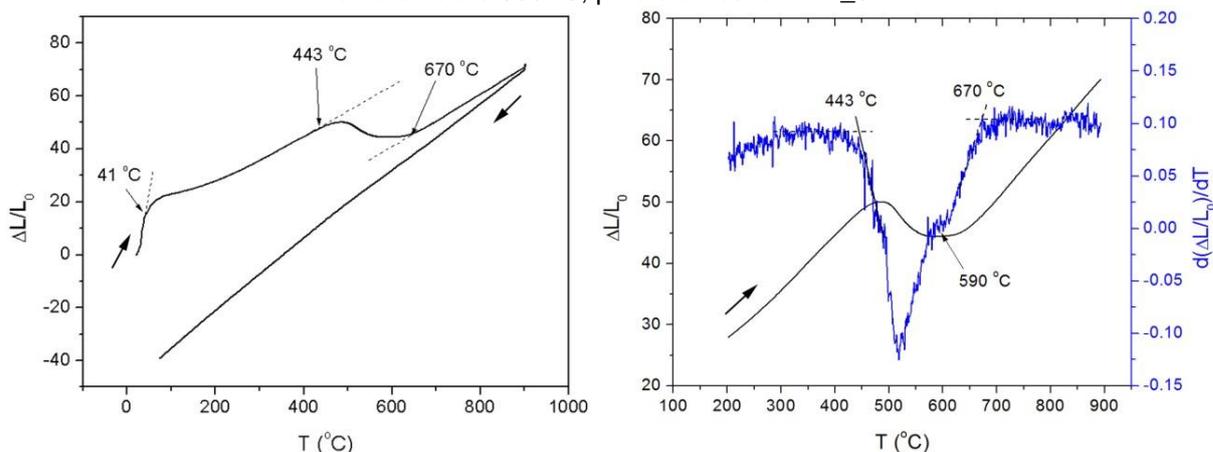
A curva DSC apresentada na Figura 3 evidencia as transformações martensita – austenita, pela absorção de calor e as transformações austenita – martensita, pela liberação de calor, no aquecimento e no resfriamento

respectivamente. Podemos observar que o intervalo de temperatura da transformação martensítica no aquecimento é um pouco maior que a transformação no resfriamento, conseqüentemente surge o fenômeno da histerese. A histerese é geralmente definida como a diferença entre as temperaturas nas quais o material está 50% transformado em austenita no aquecimento e 50% transformado em martensita no resfriamento. A área no interior do ciclo histerético corresponde à energia absorvida pelo material durante a transformação de fase, o que confere a LMF uma alta capacidade de amortecimento (AMARAL, 2014; BUEHLER; WANG, 1968).

As curvas de dilatométrica apresentadas na Figura 4 de uma amostra rica em níquel de composição Ti-50.2Ni at.% (Ti-Ni_02) obtida durante o aquecimento da temperatura ambiente até 900 °C, com transformações em torno de 41 °C e na faixa de 443-670 °C. A primeira delas corresponde ao A_f para a transformação B19'→B2. O volume da alteração da martensita B19' foi sensivelmente maior que o da transformação R→B2, permitindo sua identificação por dilatométrica. A transformação a 443-670 °C foi associada à solubilização de precipitados de Ti₃Ni₄. Durante o envelhecimento, partículas de Ti₃Ni₄ precipitam na matriz B2, reduzindo assim a quantidade de níquel na matriz, até atingir um estado de equilíbrio. Otsuka et al. (1999) relataram uma temperatura final de dissolução do Ti₃Ni₄ em torno de 680 °C para as ligas Ti-52Ni, Ti-54Ni e Ti-56Ni at.%, concordando com os presentes achados (VIRGOLINO et al., 2019).

Uma possível transformação foi aparente a 590 °C (Figura 4 b), que pode ser atribuída ao produto intermediário, Ti₂Ni₃, que normalmente está presente na matriz Ti-Ni quando ocorre uma transformação em dois estágios de acordo com (FAN et al., 2006; PAULA et al., 2004).

Figura 4 - (a) Dilatação relativa e (b) sua derivada, em função da temperatura na faixa da temperatura ambiente até 900 °C, para a amostra Ti-Ni_02.



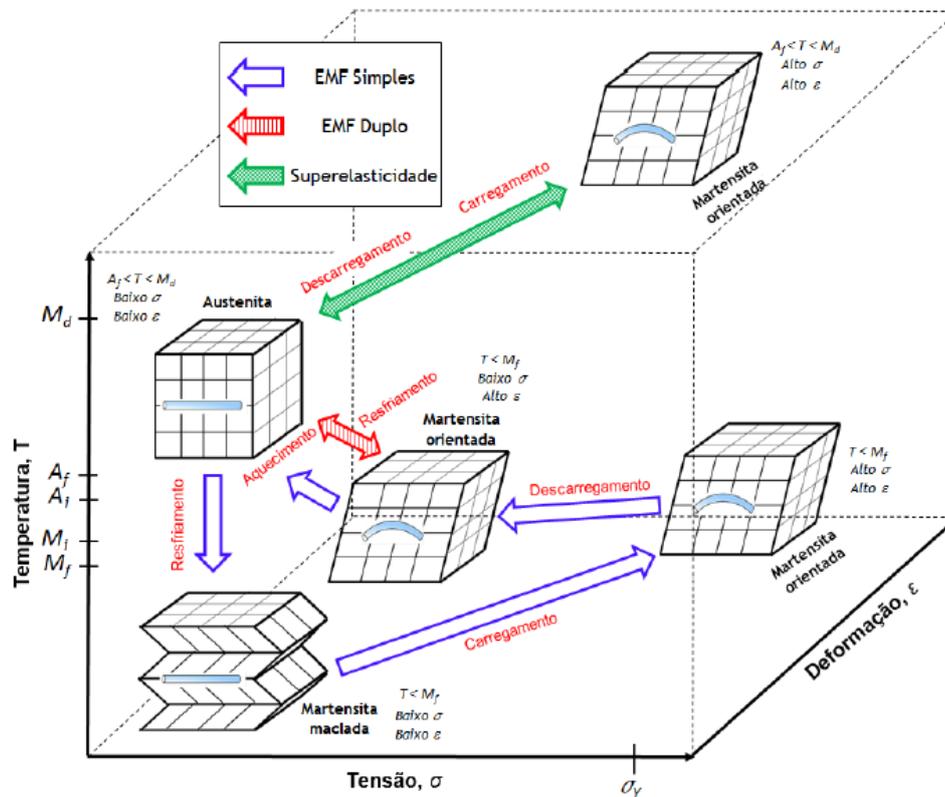
Fonte: Virgolino et al. (2019).

Como resultado das temperaturas de Transformações Martensíticas, as LMF podem experimentar três caminhos termomecânicos que resultam nos seguintes fenômenos:

- Efeito Memória de Forma Simples (EMFS): o material, depois de ser submetido a grandes deformações, recupera sua forma original após aquecimento;
- Efeito Memória de Forma Duplo (EMFD) ou Reversível: quando o material “memoriza” duas formas, uma em cada fase cristalina;
- Superelasticidade (SE): quando a forma é recuperada imediatamente depois da retirada da carga, sem a necessidade de aquecimento.

A Figura 5 mostra o esquema de um diagrama tridimensional tensão-deformação-temperatura delineando os três fenômenos citados anteriormente. Esses fenômenos serão descritos com mais detalhes nas seções a seguir.

Figura 5 - Diagrama esquemático dos fenômenos termomecânicos apresentados pelas LMF.



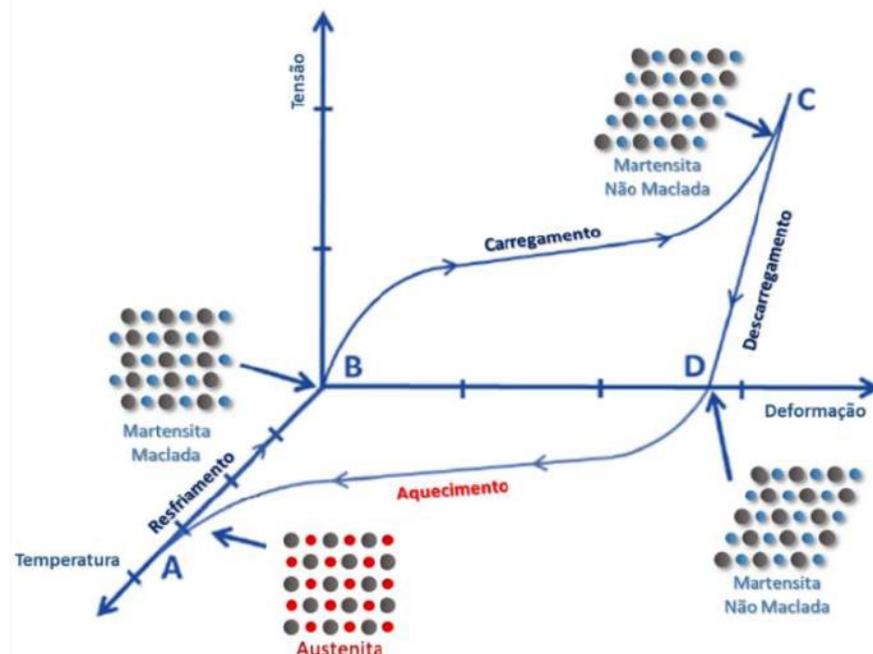
Fonte: Jani et al. (2014).

3.3.1 Efeito memória de forma (EMF)

O Efeito Memória de Forma (EMF) ocorre quando o material é deformado, de modo aparentemente permanente, e recupera sua forma original, quando aquecido à determinada temperatura (LAGOUDAS, 2008). Fisicamente, o EMF está relacionado à transformação martensítica cristalograficamente reversível e, geralmente, esta transformação é termoelástica, diferentemente das ligas a base de ferro (OTUBO; MEI; KOSHIMIZU, 1997).

A natureza do EMF pode ser compreendida analisando a Figura 6, a qual apresenta os dados experimentais de tensão, deformação e temperatura para uma típica amostra de Ni-Ti testada sob carregamento uniaxial.

Figura 6 - Comportamento de tensão, deformação e temperatura em EMFS para uma LMF de Ni-Ti.

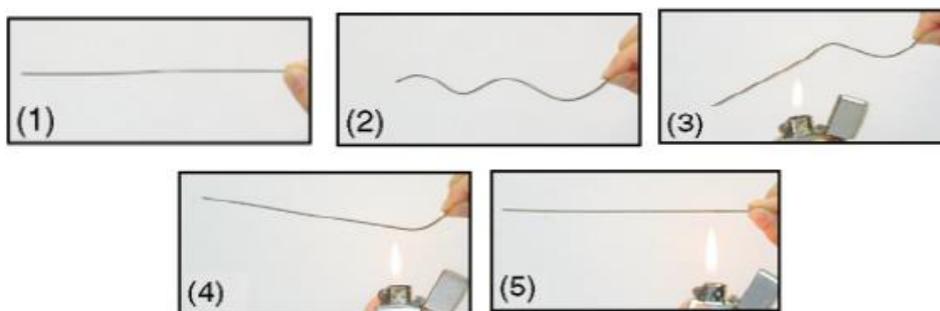


Fonte: Rao, Srinivasa e Reddy (2015).

Partindo da “fase-mãe” (ponto A na Figura 6), verificamos que o resfriamento da austenita, com ausência de tensão, abaixo das temperaturas de transformação M_s e M_f resulta na formação de martensita maclada (ponto B). Quando a martensita maclada é submetida a um carregamento que excede o nível de tensão σ_s , o processo de reorientação é iniciado, o que leva ao crescimento de certas variantes martensíticas orientadas que crescem a partir de outras variantes, resultando na martensita maclada (ponto C). O material é então elasticamente descarregado de C para D e o estado martensítico maclado é mantido. Sob aquecimento na ausência de tensão, a TI se inicia ao atingir a temperatura A_s (ponto E) e é completada na temperatura A_f (ponto F), acima da qual existe apenas a fase austenita. Na falta de deformação plástica permanente gerada durante a maclagem, a forma original da LMF é recuperada (ponto A) (LAGOUDAS, 2008).

A Figura 7 apresenta uma perspectiva macroscópica do EMF numa liga Ni-Ti, onde: um fio de Ni-Ti é linear na fase austenita (1), em seguida o fio é deformado no estado martensítico à temperatura ambiente (2). No entanto, ele recupera sua forma original através da transformação inversa (3) – (5) quando aquecido a uma temperatura superior a A_f .

Figura 7 - Ilustração da visão macroscópica do EMF em uma LMF.



Fonte: Otsuka e Kakeshita (2002).

Conforme mencionado anteriormente, de acordo com o comportamento mecânico da liga em função do ciclo térmico, o efeito memória de forma pode ser de dois diferentes tipos:

- Efeito Memória de Forma Simples (EMFS);
- Efeito Memória de Forma Duplo (EMFD).

O primeiro refere-se a materiais com EMF como até agora discutido, ou seja, uma deformação é aplicada e em seguida, com ativação térmica, a configuração inicial é alcançada. Já o EMFD, refere-se àqueles materiais que podem "lembrar" as duas formas, de baixa e de alta temperatura, cada uma das quais pode ser recuperada à determinada temperatura, sem a necessidade de aplicar uma deformação. Devido estas características, muitos pesquisadores vêm estudando a origem e o desempenho do EMFD ao longo dos anos (BARBARINO et al., 2014; LAUREANDA, 2008; MOHRI; NILI-AHMADABADI, 2015; SCHROEDER; WAYMAN, 1977; STALMANS; VAN HUMBEECK; DELAEY, 1992; YAN; GE; VAN HUMBEECK, 2015; YU et al., 2006).

O EMFD não é uma propriedade intrínseca a LMF como o EMFS, sendo necessário fazê-la passar por um treinamento intenso (carga e descarga) para que adquira o EMFD, ou seja, é preciso realizar uma ciclagem através de um carregamento termomecânico específico. (BARBARINO et al., 2014; LAGOUDAS, 2008; LAURENTIS; MAVROIDIS, 2002). Neste caso, a LMF, ao passar por diversos ciclos termomecânicos, ocorre um processo de orientação preferencial das maclas de martensita devido à presença de defeitos na microestrutura do material a cada ciclo. Então, com determinado número de ciclos, a aplicação da carga mecânica não

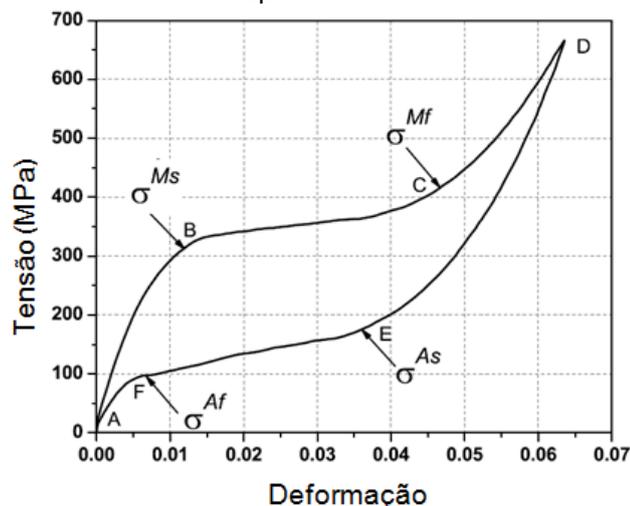
será mais necessária para obter maclas de martensita naquela direção, bastando apenas à mudança de temperatura.

3.3.2 Superelasticidade(SE)

A superelasticidade é a capacidade de um material recuperar grandes deformações além do limite elástico, ou seja, deformação aparentemente plástica (pseudoplástica). A liga de Ni-Ti, por exemplo, quando deformada em até 8% aproximadamente, além do seu limite elástico é capaz de total recuperação, já o aço inoxidável recupera apenas 0,3% (OTUBO; MEI; KOSHIMIZU, 1997).

O comportamento superelástico nas LMF está associado à TMT induzida por tensão. Neste caso, a martensita maclada é obtida a partir da aplicação de uma carga mecânica suficientemente elevada para o material na fase austenita. Se a temperatura do material for superior a A_f , uma completa recuperação de forma é obtida após o descarregamento, no entanto, se o material for testado abaixo da temperatura A_f , apenas uma recuperação de forma parcial é observada (LAGOUDAS, 2008). Para ilustrar o comportamento superelástico com maior detalhe consideremos a curva tensão-deformação representada na Figura 8.

Figura 8 - Curva tensão-deformação típica do carregamento e descarregamento de uma LMF superelástica.



Fonte: Lagoudas (2008).

Quando uma carga mecânica é aplicada, a austenita sofre carregamento elástico ($A \rightarrow B$) e ao atingir um nível de tensão específico (σ_{Ms}) se inicia a

transformação martensítica, a mesma prossegue ($B \rightarrow C$) até que o nível de tensão σ_{Mf} seja atingido. O subsequente aumento na tensão não causa continuação da transformação, se refere apenas a uma deformação elástica da martensita demarcada ($C \rightarrow D$). Quando a tensão é liberada gradualmente, a martensita descarrega elasticamente ao longo do trajeto ($D \rightarrow E$). No ponto E, ao atingir o nível de tensão σ_{As} , a TI se inicia e a martensita começa a reverter para austenita. O fim da TI é indicado pelo ponto o qual a curva σ - ϵ reencontra a região elástica de austenite (ponto F, correspondendo ao nível de tensão σ_{Af}), em seguida o material descarrega elasticamente até o ponto A (LAGOUDAS, 2008).

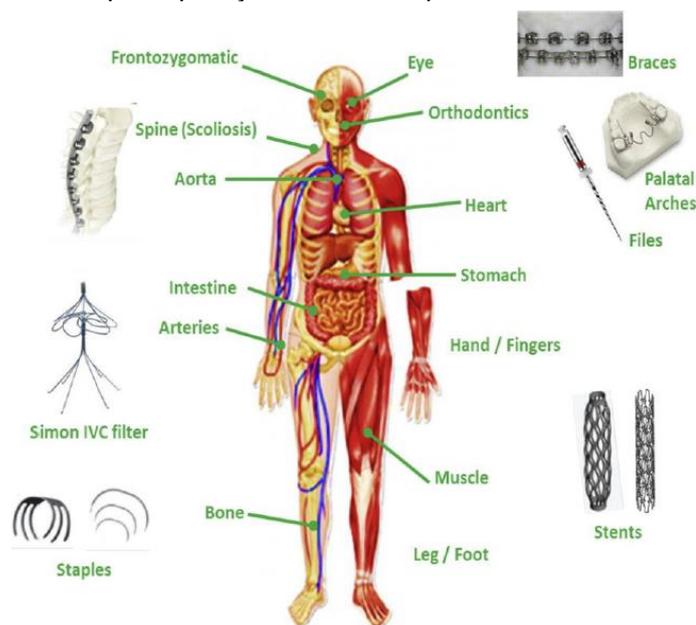
3.4 APLICAÇÕES

São várias as aplicações para as LMF, em áreas tão diversas como a medicina, a odontologia, automotiva, eletro-eletrônica, aeroespacial, robótica e nas várias ramificações da engenharia industrial. Atualmente, as LMF possuem alta qualidade e confiabilidade, combinada com custos mais baixos de fabricação graças a um maior interesse do mercado que permitiu a pesquisa de novas aplicações. Dentre as principais aplicações nestas áreas podemos citar a médica, industrial e robótica (WADOOD, 2016).

3.4.1 Área médica

Na medicina e odontologia as LMF, principalmente do sistema NiTi, podem ser usadas em equipamentos e dispositivos médicos nas áreas de ortopedia, neurologia, cardiologia e radiologia intervencionista (GOMES, 2018). Estas aplicações médicas e odontológicas incluem ainda a área da endodontia, cardiologia (com a fabricação de stents), pinças médicas, suturas, âncoras para a fixação do tendão ao osso, implantes, tratamentos de aneurisma, armações de óculos, fios-guia e outras (JANI et al., 2014). O mapeamento das aplicações biomédicas pode ser visualizado na Figura 9.

Figura 9 - Principais aplicações existentes para LMF no âmbito biomédico.

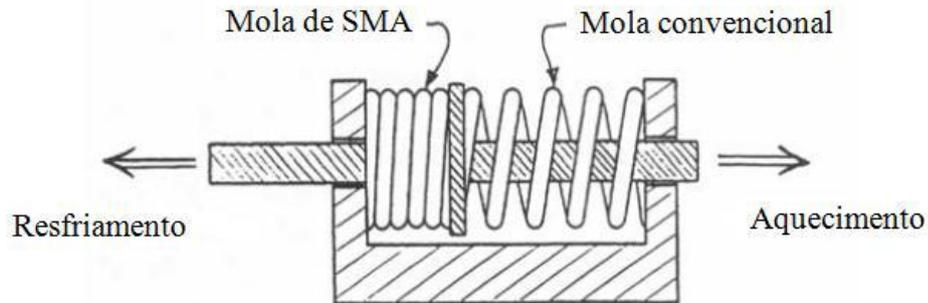


Fonte: Jani et al. (2014).

3.4.2 Área Industrial

Aplicações de LMF em atuadores também são frequentes, como por exemplo em válvulas, posicionadores, bombas, mecanismos de desengate, etc. Um tipo comum de atuador com EMF consiste em colocar uma mola de LMF balanceada contra uma mola de material convencional de modo que quando o dispositivo é aquecido, a mola de LMF vence a resistência da mola convencional, empurrando o pistão em uma direção. Por outro lado, quando o dispositivo é resfriado, a mola de LMF sofre uma transformação de fase, sendo comprimida pela ação da mola convencional, o que empurra o pistão na direção oposta (HODGSON; BROWN; JEFREY, 2000). Este tipo de atuador é apresentado esquematicamente na Figura 10 e tem inspirado um grande número de aplicações (TORRA et al., 2017).

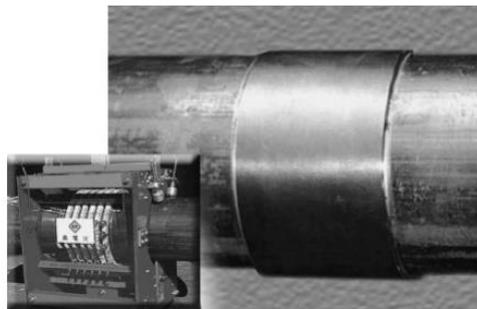
Figura 10 - Representação esquemática de um atuador termomecânico baseado em molas helicoidais de LMF e convencionais.



Fonte: Hodgson, Brown e Jeffrey, (2000).

A Figura 11 ilustra um acoplamento com EMF visando aplicação para união da tubulação, o tipo mais simples de aplicação é usar a força de recuperação no alongamento. A força de conexão gerada na junta do tubo pertence a esta categoria no sentido de que utiliza a contração após o alongamento ao redor da junta do tubo. Um dos projetos confiáveis é usar um anel em forma de C como mostrado na Figura 11. O anel C é eficaz neste ponto, pois a força de tração que atua nos tubos conectados é sustentada principalmente pelo(s) anel(es) (SATO; KUBO; MARUYAMA, 2006).

Figura 11 - Desenho esquemático de uma junta de tubulação SMA.



250A pipe used in tunnel construction

Fonte: Sato, Kubo e Maruyama (2006).

3.4.3 Área da robótica

Recriar corpos humanos perdidos que poderiam realizar suas tarefas com facilidade e precisão pode ser praticável com materiais inteligentes. Mão robótica de bioengenharia (DUERIG; MELTON; STÖCKEL, 2013), é um exemplo que foi fabricado usando SMAs (Figura 12). É uma tecnologia compacta, leve e poderosa,

que pode ser utilizada como músculo artificial. Seus dedos são feitos de alumínio e SMAs.

As LMF imitam muito bem o músculo humano e tendões, sendo fortes e compactas de forma a apresentar uma grande vantagem de ter o movimento de se contrair e se expandir semelhante ao músculo humano, promovendo um movimento indisponível em outros sistemas de atuação mecânicos. Um exemplo de aplicação nessa área, utilizando esses atuadores de LMF, pode ser visualizado na Figura 12.

Figura 12 - Mão robótica baseado em protótipo de mão robótica.



Fonte: Duerig, Melton e Stöckel (2013).

3.5 LIGAS DE TINIQU

Existem muitas ligas susceptíveis ao efeito de memória de forma por exemplo: Ag-Cd, Au-Cd, Cu-Zn, Cu-Zn-X (X = Si, Sn, Al, Ga), Cu-Al, Cu-Al-Ni, Cu-Sn, Ni-Al, Ti-Ni Ti-Ni-X (X = Al, Fe, Cu, Pd, Zr, Hf, etc.), Fe-Pt, Fe-Mn-Si, etc. A maioria dessas ligas têm uma transformação termoelástica, exceto para alguns ligas de base Fe (FUNAKUBO, 1987).

Ligas de Ti-Ni memória de forma são compostos intermetálicos de composição equiatomic base. Estas ligas foram desenvolvidas no início dos anos 60 por Buehler e Wiley (1965) em uma pesquisa em relação a dez compostos intermetálicos potencialmente utilizáveis para a fabricação de nariz de mísseis. Os primeiros anos de pesquisa se concentraram na compreensão do mecanismo da transformação e do efeito de memória observado. Isto foi seguido pela produção e de vendas pelo aparecimento de uma linha de produtos bastante limitada. Ao

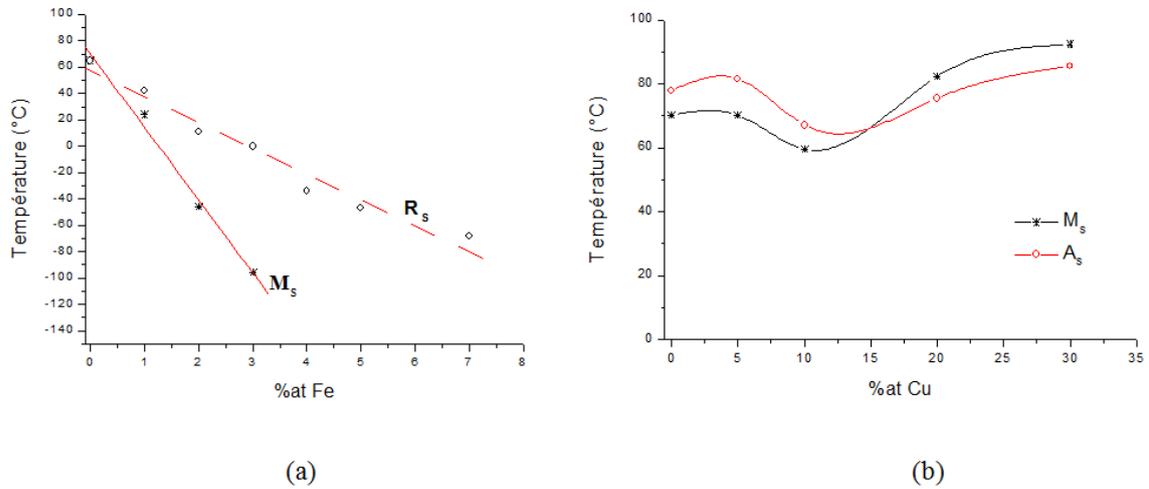
mesmo tempo, um grande número de patentes e de novas maneiras usando esta liga tem sido proposto, mas poucos foram de fato vendidos (GOLDSTEIN, 1980).

Todas as ligas de Cu com base, por exemplo, têm estruturas e comportamentos familiares e, entre estes, o Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni e Cu-Al-Be, atualmente as principais ligas industriais (GUÉNIN, 1996). No entanto, as ligas à base de Ti-Ni podem ser consideradas como o mais importante comercializado, atualmente, em virtude das suas propriedades notáveis. Na verdade, estas ligas têm as propriedades EMF relacionados e resistência à corrosão que muitas vezes fazem mais interessante que a ligas de base de Cu, mas eles são mais caros por causa das dificuldades relacionadas com o seu desenvolvimento. Uma comparação entre o comportamento geral dos dois tipos de liga pode ser feita a partir de artigos publicados por (MIYAZAKI; DUERIG; MELTON, 1990).

Algumas vezes, pode ser importante para aplicações industriais e tecnológicas a substituição ou a adição de um terceiro elemento de metal. Claramente, neste caso, não falamos de impurezas, mas os itens que são quimicamente semelhantes ou Ni ou Ti, como a adição de cobre na liga em influência de níquel (Ti-Ni-xCu) que tem alguns estudos com de (VIRGOLINO, 2017).

A liga ternária Ni-Ti-Cu tem um forte potencial industrial. É geralmente aceito que a inclusão de Cu substituindo Ni (Maximo 30%at) afeta muito pouco a temperatura de transformação martensítica (FUNAKUBO, 1987; MERCIER, 1982), embora outros resultados não suportam bastante este (NAM et al., 1990; TADAKI; OTSUKA; SHIMIZU, 1988). Além disso, a histerese térmica torna-se menos importante quando se atinge ou excede a 5% at de Cu (CHANG; CHIU, 2015). Esta redução de histerese pode ser mais de 50% em comparação com o binário Ti-Ni. Não aparecendo fase intermediária, em ligas de até 10%at de Cu, após isso o processamento ocorre em duas etapas: B2→martensita ortorrômbica (B19) →monoclínica martensite (B19') (DUERIG; MELTON; STÖCKEL, 2013; NAM et al., 1990). Como pode ser visto na Figura 13.

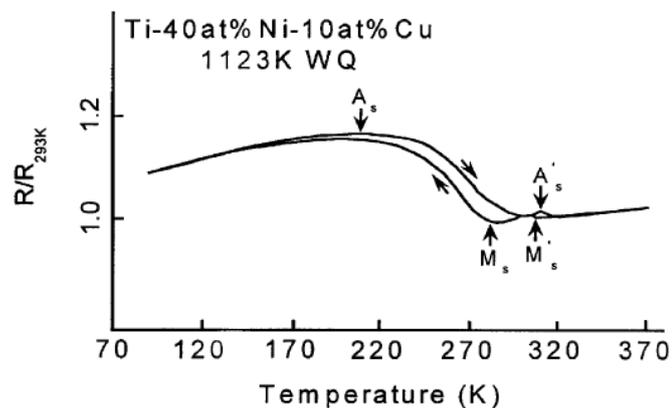
Figura 13 - Evolução de temperaturas de transformação da liga de Ti-Ni quando Fe (a) e Cu (b) são substituídos pelo Ni.



Fonte: Funakubo (1987).

Segundo Otsuka, existe um tipo de transformação martensítica que é obtido quando o Ni é substituído por Cu em uma liga binária de Ti – Ni, conforme mostrado para Ti-40Ni-10Cu na Figura 14.

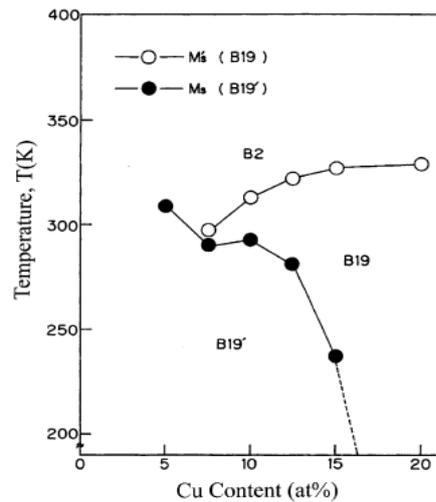
Figura 14 - Resistividade da liga TiNiCu



Fonte: Otsuka e Wayman (1999).

Nesse caso, a transformação ocorre em duas etapas, conforme indicado por M_s' e M_s , respectivamente, após esfriar. A martensita na primeira transformação é chamada B19 (ortorrômbica), e a segunda transformação representa a de B19 para B19' (monoclínica). As transformações martensíticas em ligas Ti50Ni50xCu_x têm dependência da composição (OTSUKA; KAKESHITA, 2002), conforme, Figura 15.

Figura 15 - Temperaturas de transformação das ligas de Ti50Ni-xCux.

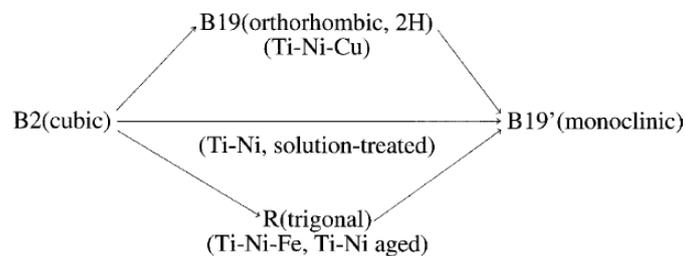


Fonte: Otsuka e Wayman (1999).

Quando $x \geq 7.5$, as transformações de dois estágios de $B2 \rightarrow B19 \rightarrow B19'$ ocorrem conforme descrito acima. No entanto, é uma questão em aberto se a segunda transformação $B19 \rightarrow B19'$ realmente ocorre ou não, quando $x > 16$. Além disso, quando $5 \leq x \leq 7.5$, as transformações de dois estágios realmente ocorrem, mas a segunda transformação logo ocorre, e a fase B19 não existe em grande quantidade (OTSUKA; WAYMAN, 1999). Assim, é difícil observar a fase B19 durante a transformação por difração de raios-X. Assim, podemos classificar três tipos de transformações como mostrado na Figura 16.

Figura 16 - Transformações das ligas de TiNi.

Martensitic Transformations in Ti-Ni-based Alloys



Fonte: Otsuka e Wayman (1999).

Neste esquema, pode ser verificado que todas as ligas têm tendência de se transformar de $B2 \rightarrow B19'$ martensita para ligas de base Ti-Ni, e de fato para o binário tratado com solução Ligas de Ti – Ni a transformação ocorre de $B2 \rightarrow B19'$

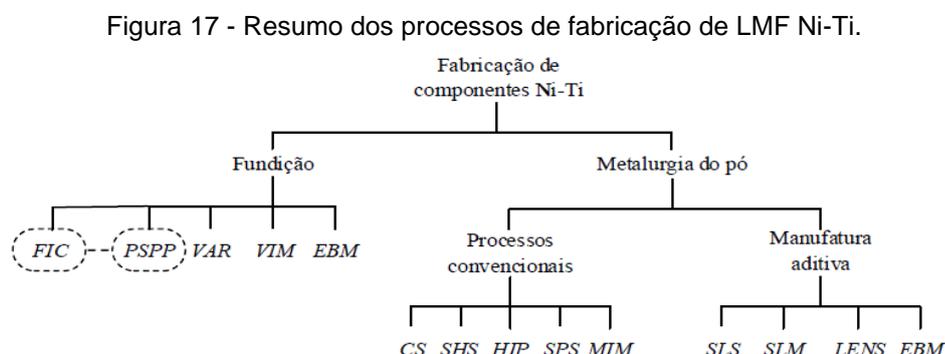
diretamente, enquanto para os casos superior e inferior duas transformações sucessivas ocorrem no resfriamento contínuo. No entanto, dependendo da composição e do tratamento térmico, apenas a primeira transformação pode ocorrer, e a segunda pode ser perdida (OTSUKA; WAYMAN, 1999).

3.6 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE COMPONENTES LMF

A fabricação de LMF inclui diversos processos de fabricação; o controle das diversas fases, de cada processo, é primordial para obter as propriedades funcionais dos dispositivos fabricados. Na preparação dos metais, é importante haver o controle de qualidade para se evitar a contaminação da liga metálica (WANG; ZHU, 2018).

A escolha do modo fabricação pode ditar os níveis de controle da composição química bem como das impurezas contidas no produto final; pequenas alterações de composição química, sejam elas de apenas 0,1 % do percentual atômico, na composição química, podem afetar consideravelmente as temperaturas de transformação de fase de LMF Ni-Ti (VILLA, 2015).

Existem diversos processos que podem ser empregados na fabricação das LMF. Porém nos últimos anos têm surgido inovações que permitem novas perspectivas e soluções em diversos campos industriais. Na Figura 17 é apresentado um resumo dos principais processos de fabricação de LMF, já incluindo (FIC e PSPP).



Fonte: Elahinia et al. (2012).

Os processos de fabricação de LMF Ni-Ti baseados no uso de pós são maioria, isso se deve à dificuldade existente em usinar e/ou conformar

mecanicamente este tipo de material após a fabricação (FARVIZI et al., 2018). Desse modo, busca-se obter as peças finais acabadas, sem que haja a necessidade de execução de trabalhos mecânicos posteriores (SHARMA; JANGRA; RAJ, 2018).

Na metalurgia do pó as peças são fabricadas através da compactação de pós metálicos seguido da sinterização. O processo consiste em compactar e/ou modelar a mistura e aquecê-la (sinterizar), com o objetivo de gerar continuidade de matéria entre as partículas e melhorar a resistência. Nesse processo a temperatura permanece abaixo da temperatura de fusão do elemento constituinte principal. O maior problema da metalurgia do pó para fabricação de componentes em Ni-Ti é a grande incidência de contaminantes (SAEDI et al., 2016b).

Já a fundição também pode ser adotada para a fabricação de componentes em LMF. Havendo um bom preparo das cargas de fundição e um bom controle das condições do processo é possível reduzir substancialmente os problemas de contaminação da liga metálica. No tocante à temperatura de trabalho, esta deve ser equivalente à temperatura de fusão do elemento constituinte principal. Já a forma final da peça pode ser obtida a partir da fabricação de um molde com a forma desejada, onde o metal líquido é injetado (SHARMA; SRINIVAS, 2020).

3.7 FUNDIÇÃO DE PRECISÃO DE LMF

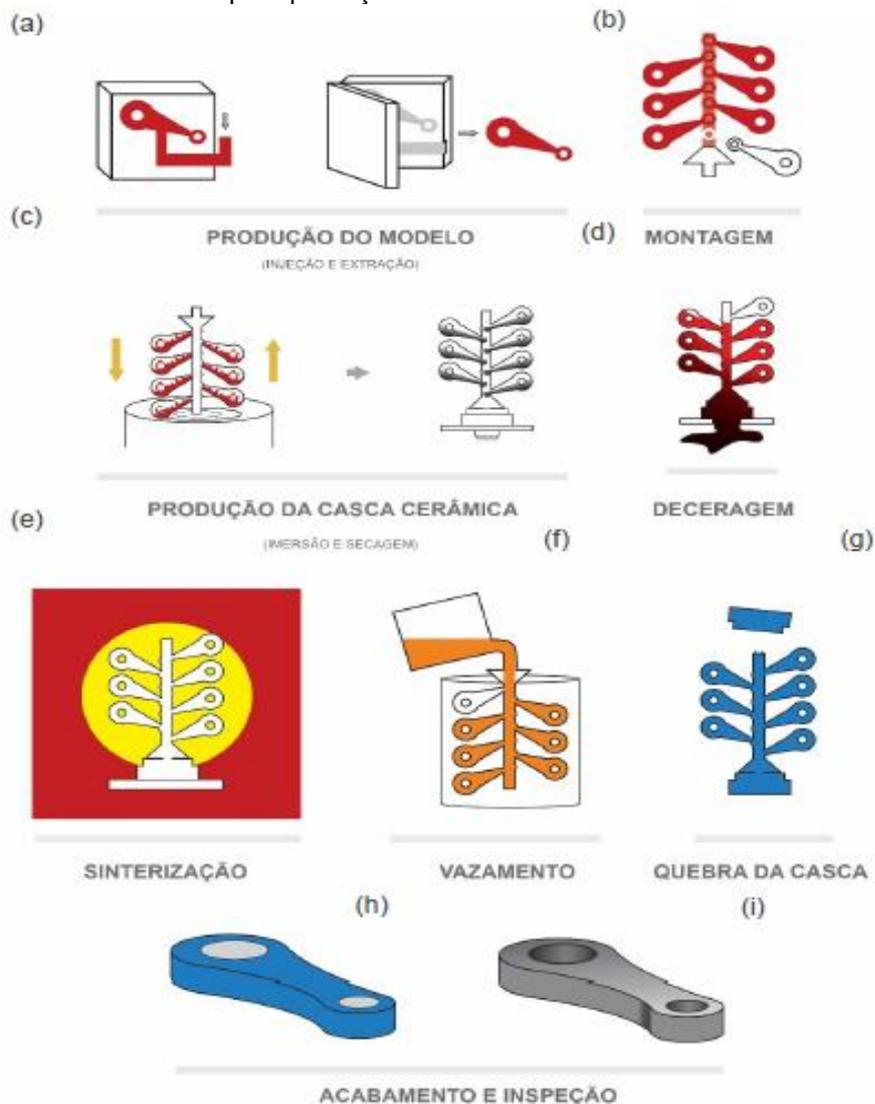
A fundição de precisão, ou como é popularmente conhecida “fundição por cera perdida” é um dos processos de fabricação mais antigos, e ao longo do tempo tem evoluído. No entanto o domínio completo desta técnica é algo complexo. A fundição por cera perdida pode ser considerada de certo modo um processo artesanal, pois na maioria de suas etapas são exigidos trabalhos manuais nos preparativos, que podem ir desde a etapa de confecção dos modelos até a fase de acabamento das peças produzidas (KABIRI; KERMANPUR; FOROOZMEHR, 2012).

Dependendo do tipo e da quantidade de peças que se deseja fabricar, é possível mecanizar a etapa de produção dos modelos (BUDYNAS; NISBETH, 2016; KAPRANOS et al., 2014).

As fases do processo de fundição que utilizam moldes em casca são ilustradas na Figura 18. A fundição de precisão começa pela elaboração de um padrão de cera ou dimensões ligeiramente superiores para compensar as perdas (a)

e (b), em seguida esse modelo é revestido com material cerâmico formando um molde (c). Logo após o conjunto modelo e molde são aquecidos para que a cera seja removida e então cria-se um molde oco para ser injetado o metal líquido (d) e (e). Após a injeção do metal e solidificação do mesmo, o revestimento cerâmico é removido e então as peças são destacadas para acabamento (f) e (g). O acabamento e inspeção são necessários para garantir a qualidade superficial e dimensional das peças fabricadas (h) e (i) (SIMÕES, 2016).

Figura 18 - Principais etapas do processo de fundição de precisão por molde tipo casca cerâmica para produção de biela automotiva.



Fonte: Simões (2016).

Para garantir uma ótima qualidade superficial e dimensional é necessário controlar diversos fatores, de acordo com Shen et al. (2002), alguns desses fatores

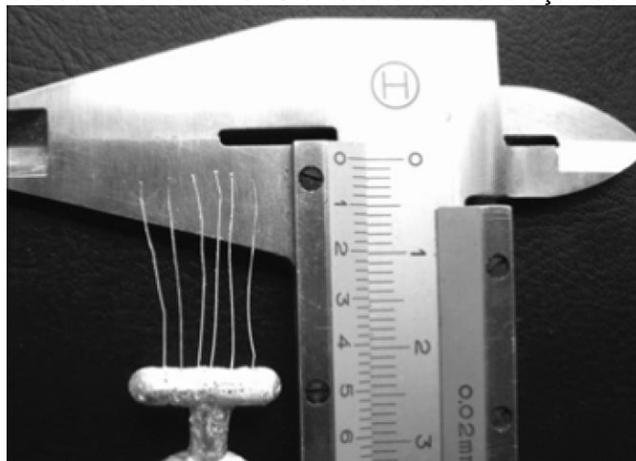
são: parâmetros de injeção, tempo de resfriamento, pressão de injeção, temperatura de fusão, velocidade de injeção, tempo de injeção, tempo de preenchimento e temperatura do molde. Singh et al. (2012) constatou que o desvio dimensional padrão aumentava à medida que a temperatura da injeção aumentava, e diminuiu à medida que a temperatura da matriz aumentava e a temperatura da injeção diminuiu.

Lembrando que a qualidade dimensional também é alterada pelo modelo em cera que deve conter tolerâncias dimensionais para compensar sua própria expansão volumétrica e a contração da solidificação do material fundido no molde cerâmico (PATTNAIK; KARUNAKAR; JHA, 2012). Por isso a importância de selecionar um revestimento cerâmico adequado para qualidade na construção do molde cerâmico, Jones et al. (2003) destacaram que o molde cerâmico deve possuir uma boa resistência térmica e mecânica, alta estabilidade química, boa condutividade térmica e boa permeabilidade.

Após a injeção do metal fundido nos moldes e término da solidificação, a etapa de remoção do revestimento cerâmico requer cuidados especiais para evitar que o produto seja danificado, com a remoção do revestimento, as peças passam por processos secundários, como usinagem e tratamentos térmicos, para melhorar a qualidade superficial e as propriedades mecânicas.

Esse tipo de processo é bastante difundido porque permite a reprodução de peças com boa precisão dimensional, bom acabamento superficial, além da capacidade de copiar fielmente geometrias complexas, que por ventura não poderiam ser obtidas por outros processos como a usinagem. Aproveitando essa característica de boa reprodução de detalhes, tem se difundido a tecnologia de micro fundição de precisão, como ilustrado na Figura 19. Essa técnica baseia-se a fundição de precisão associada à centrifugação, o objetivo é produzir pequenos componentes, que possuam elevada relação de aspecto, ou seja, relação do comprimento do fluxo e o diâmetro (CHUANG et al., 2009).

Figura 19 -Micro fios metálicos com 100 μm de diâmetro após micro fundição de precisão - temperatura do molde de 270 $^{\circ}\text{C}$ e velocidade de rotação de 1500 rpm.



Fonte: Chuang et al. (2009).

3.8 TIPOS DE ARRUELAS

As arruelas são geralmente discos em forma de anel que servem para aumentar a área de contato entre a cabeça do parafuso ou a porca e a parte presa. Uma arruela é normalmente usada onde a carga de compressão do parafuso na peça fixada precisa ser distribuída em uma área maior do que a cabeça do parafuso ou porca pode fornecer. O uso de uma arruela também evita danos à superfície do adjacente ao fixador pela porca quando esta é apertada (MOHAMMAD; ZHOU, 2014).

Arruelas são componentes vitais nas operações de fixação e montagem. Além de servir de assento para parafusos, porcas, parafusos e rebites, as arruelas executam muitas outras funções que incluem isolamento, vedação, travamento, espaçamento, melhoria de aparência, fornecimento de mola, alinhamento, distribuição de cargas. As arruelas são indispensáveis para as funções de muitas máquinas ou dispositivos e de importância para suas operações (MOHAMMAD; ZHOU, 2014).

Existem muitas arruelas diferentes para várias aplicações. As configurações e especificações das arruelas são estreitamente relacionadas às suas aplicações e requisitos. Arruelas são divididas em seis categorias básicas com base em suas configurações: plana, flange, aba, trava, rebaixadas e mola. As arruelas planas possuem configuração de disco plano e furo interno, mas suas formas externas podem ser redondas, quadradas, retangulares, hexagonais ou outras baseadas em

aplicações. Arruelas de ombro também são chamadas de arruelas de degrau ou de flange, pois há uma luva cilíndrica. Eles são aplicados principalmente em dispositivos eletrônicos como isolantes e são feitos de materiais não condutores. As arruelas de lingueta têm saliências internas ou externas únicas ou múltiplas nelas. Essas saliências ou abas impedem que a arruela gire sob o parafuso ou em relação a um eixo, também impedem a rotação do eixo, podendo travar em furos ou sobre a borda da base de montagem. As arruelas de pressão possuem uma superfície curvada ou ondulada para evitar que um parafuso ou parafuso gire ou afrouxe. As arruelas de trava fornecem excelente tensionamento do parafuso para montagens apertadas e proteção contra afrouxamento resultante de vibração. As arruelas rebaixadas fornecem uma superfície de apoio para parafusos de cabeça chata. Eles também podem fornecer uma função de vedação para parafusos de cabeça chata (MOHAMMAD; ZHOU, 2014).

As arruelas de molas são arruelas elásticas e têm formas irregulares semelhantes a discos. Elas são flexíveis axialmente e desviam como molas quando são comprimidos. As arruelas de pressão possuem uma pré-carga entre as duas superfícies fixadas e são usadas para evitar fixação solte, absorver choques, eliminar folgas e uniformizar a carga.

As arruelas de molas têm três tipos básicos: Belleville, curva ou curva cilíndrica e onda (MOHAMMAD; ZHOU, 2014). As arruelas Belleville têm formas cônicas ou esféricas cortadas e também são chamadas de arruelas cônicas. As arruelas Belleville fornecem uma pequena faixa de deflexão e possuem alta capacidade de carga. Uma arruela Belleville inicialmente tem a forma de um cone que se aplanar progressivamente quando o parafuso é apertado. No aperto inicial, a curva carga-deflexão tem um gradiente positivo constante. À medida que o aperto continua, a curva carga-deflexão terá um gradiente negativo devido à grande mudança geométrica na forma da arruela cônica. Uma arruela Belleville deve operar na região onde o gradiente é negativo. Desta forma, aumentará a carga no parafuso para evitar a folga, de modo que o afrouxamento é neutralizado (MOHAMMAD; ZHOU, 2014).

As arruelas curvas são curvadas cilíndricamente em uma direção e fornecem uma taxa de mola uniforme em uma ampla faixa de deflexão. Elas também são conhecidas como arruelas crescentes ou curvadas. Elas são mais adequadas para

aplicações que oferecem flexibilidade, ciclos de carga frequentes e cargas leves. Para que uma arruela curvada funcione corretamente, a parte curvada deve estar livre para deslizar e as superfícies de apoio devem ser duras o suficiente para evitar que os cantos da arruela raspem ou escorram (MOHAMMAD; ZHOU, 2014).

As arruelas onduladas são onduladas na direção axial e possuem vários lóbulos curvilíneos. Elas fornecem pressão de mola quando a superfície ondulada é comprimida. As arruelas de pressão onduladas são empregadas quando o espaço radial é limitado e a carga moderada é aplicada na operação. A uniformidade de onda é importante porque o gradiente de deflexão de carga real não inicia até que todas as ondas estejam carregadas uniformemente. Uma vez que todas as ondas estejam uniformemente carregadas, uma taxa de mola relativamente linear será obtida até a arruela defletir próximo à sua posição plana.

As arruelas de onda ou de mola são produzidas por estampagem da matriz de chapa recozida. Elas oferecem alguns benefícios como: espaço axial reduzido em cerca de 50%; A redução de peso não apenas a torna mais leve, como também torna os custos de produção menores. Já as arruelas com molas onduladas multivoltas são uma excelente alternativa à arruela de onda empilhada onde a mesma oferece fácil instalação e facilita a manutenção.

3.8.1 Estudos de arruelas de LMF

O desafio de desenvolver novas aplicações a partir de LMF fez com que o interesse de pesquisadores e engenheiros tenha sido despertado, objetivando a aplicação de atuadores de LMF tipo arruelas, principalmente para geração de forças em uniões aparafusadas.

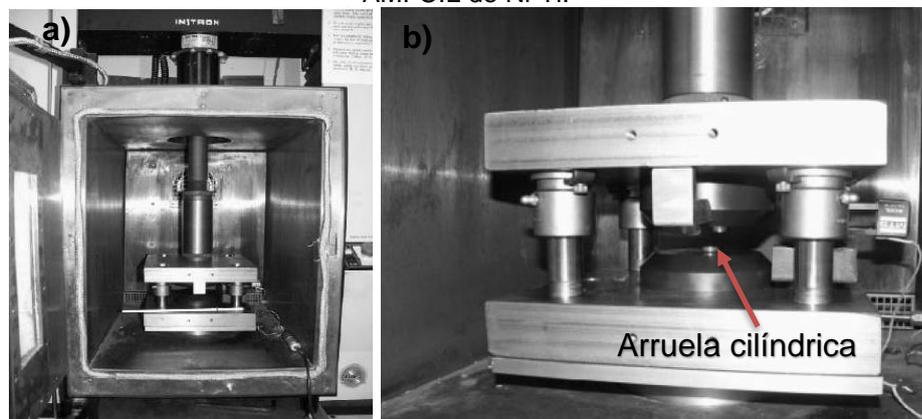
A maior parte dos estudos de atuadores do tipo arruelas se estende a arruelas cônicas e arruelas cilíndricas. Por isso o intuito do trabalho de avaliarmos as arruelas onduladas.

3.8.1.1 Atuadores cilíndricos

Hesse et al. (2004) publicaram um estudo de uma arruela cilíndrica (AMF_{CIL}) de Ni-Ti sob tração e compressão e sua aplicação como atuador para geração de

força de aperto em uniões aparafusadas, relatando a necessidade da realização de estudos dessas LMF submetidas principalmente à compressão, uma vez que a maioria dos estudos encontrados na literatura concentra-se apenas na forma de atuadores sob tração. Uma foto da montagem do experimento realizado para os testes de compressão em uma máquina universal de ensaios é mostrada na Figura 20.

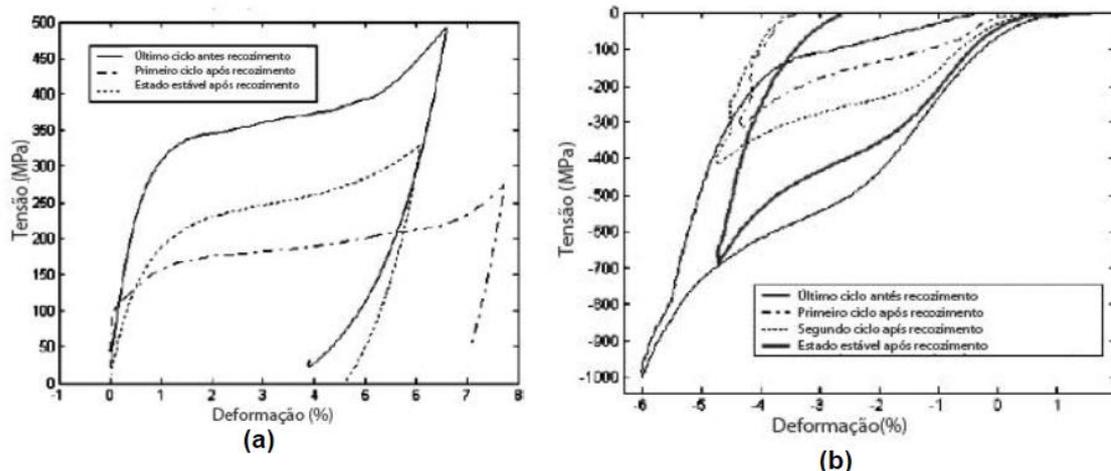
Figura 20 – a) Montagem em câmara de aquecimento de uma máquina universal. b) Detalhe das placas de compressão e extensômetro usados nos ensaios para testes de compressão em um AMFCIL de Ni-Ti.



Fonte: Hesse, Ghorashi e Inman (2004).

A Figura 21 mostra o comportamento tensão – deformação da LMF Ni-Ti usada na fabricação do AMFCIL antes e após tratamento térmico de recozimento em tração e compressão.

Figura 21 - Efeito do tratamento térmico de recozimento no comportamento tensão-deformação de uma LMF Ni-Ti usada na fabricação de um AMFCIL. (a) Tração. (b) Compressão. (Adaptado de HESSE et al, 2004).



Fonte: Hesse, Ghorashi e Inman (2004).

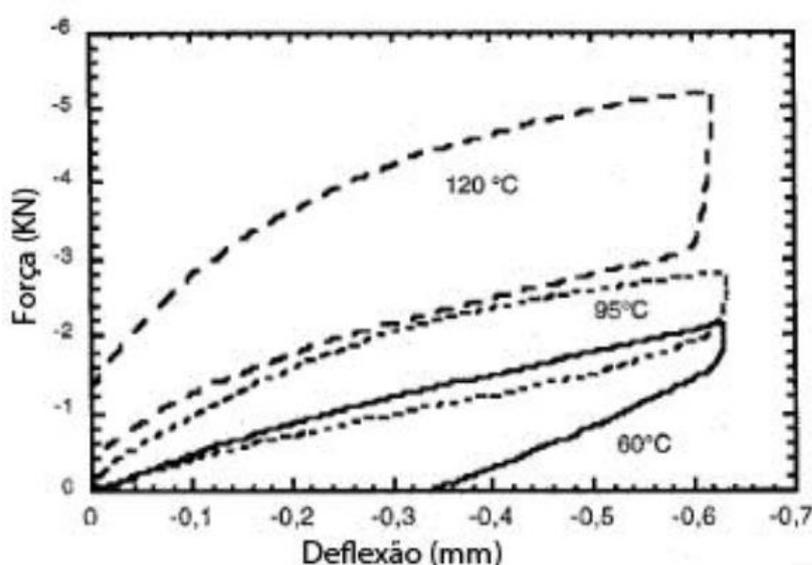
3.8.1.2 Atuadores conicos (Belleville)

Comparativamente aos atuadores com Memória de Forma Cilíndricos (AMFCIL), existem poucos trabalhos de pesquisa envolvendo estudos destes atuadores com formato cônico, do tipo arruelas Belleville (AMFCON), principalmente quando se trata de geração de força em função da temperatura.

Labrecque (1996) usou da sensibilidade das LMF com a temperatura para proporcionar variação da curva de carga-deflexão usando um AMFCON, descrevendo as propriedades e o comportamento de uma arruela Belleville de LMF Cu-Al-Ni-Mn-Ti em condições de teste diferentes.

A **Erro! Fonte de referência não encontrada.** apresenta os resultados dos testes de compressão em diferentes temperaturas, correspondentes a 60°C, 95°C e 120°C. Observa-se que a carga máxima para uma mesma deflexão aumenta com o aumento da temperatura. Outra característica importante dos resultados é a diferença na forma das curvas força-deflexão de compressão. A parte superior de cada curva corresponde ao carregamento, enquanto a parte inferior é o caminho do descarregamento. Para temperaturas mais altas, superiores a A_f , que é 80 °C, o AMFCON é completamente Superelástico, o que significa que um alto nível de deformação elástica pode ser induzido no atuador.

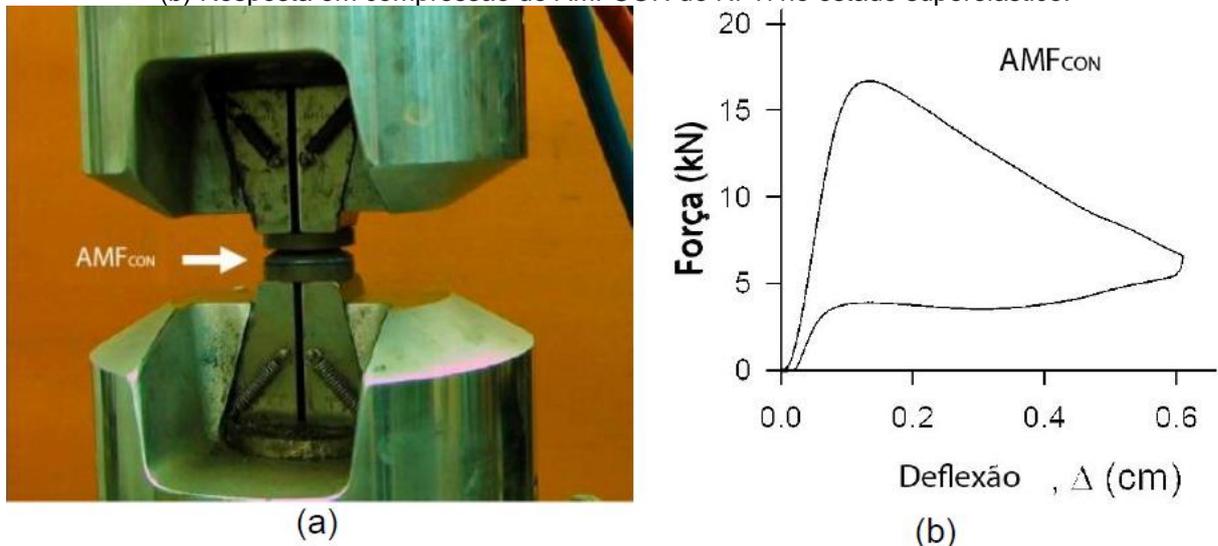
Figura 22 - Ensaio de compressão do AMFCON de Cu-Al-Ni-Mn-Ti nas temperaturas 60°C, 95°C e 120°



Fonte: Labrecque et al. (1996).

O sistema com arruelas Belleville de Ni-Ti, também levaram a resultados que exigem mais pesquisas, uma vez que existe a necessidade de se desenvolver arruelas com melhores características de força-deformação individuais. Estas melhorias devem incluir a criação de arruelas que não têm a tendência a inverter o sentido de deformação e também não tenha redução da capacidade de carga quando a deformação é aumentada. As dimensões dos AMFCON Ni-Ti utilizadas neste sistema foram: diâmetro de 55 mm, espessura de 3,1 mm e uma altura livre de 6 mm. A Figura 23 mostra a montagem utilizada para o teste individual dos AMFCON e a curva característica obtida no ensaio de compressão no seu estado superelástico (SPEICHER, 2010).

Figura 23 - Teste de compressão do AMFCON da. (a) Montagem nas garras da máquina de ensaio. (b) Resposta em compressão do AMFCON de Ni-Ti no estado superelástico.



Fonte: Speicher (2010).

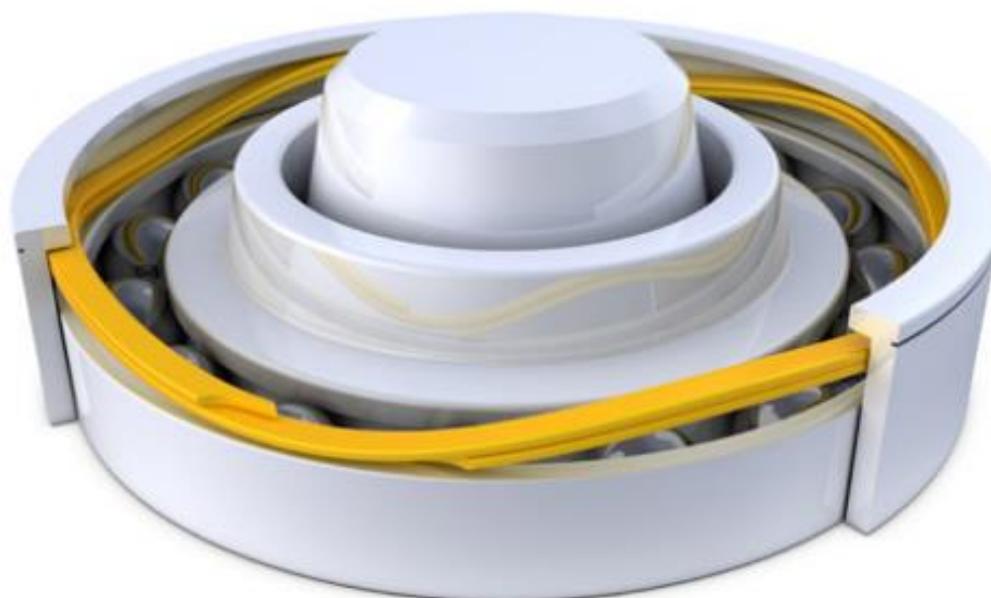
3.8.2 Arruelas onduladas e suas aplicações

As arruelas de pressão onduladas fornecem forças de mola leves a moderadas em espaços apertados. As arruelas onduladas assumem a folga nas montagens e são projetadas para absorver o choque. Arruelas de mola onduladas são capazes de compensar expansões térmicas e contrações. Arruelas onduladas são utilizadas para garantir cargas. Esse tipo de arruela de pressão é projetado para acomodar espaço axial mínimo e intervalos de trabalho modestos.

As peças são estampadas a partir de chapas de aço laminadas planas e, portanto, essas arruelas de pressão de onda têm uma borda externa contínua sem extremidades abertas. Uma aplicação típica para uma mola de onda é dentro de um redutor de velocidade ou motor elétrico, ocupando “folga” (ou espaço excessivo) em rolamentos que suportam um eixo. O uso de uma mola ondulada em tais aplicações também acomoda expansão e contração térmicas sem introduzir folgas. As aplicações incluem o pré-carregamento de rolamentos para evitar o deslizamento ou a folga nas montagens. Motores, caixas de câmbio ou redutores de velocidade e conectores são exemplos de dispositivos típicos que implementam esses aplicativos.

As arruelas onduladas possuem a forma de um anel de retenção e a funcionalidade adicional de uma mola ondulada. A arruela ondulada mantém o conjunto acoplado e fornece uma pré-carga para a gaiola do rolamento, eliminando vibrações causadas pela alta velocidade, conforme Figura 24.

Figura 24 - Arruela Ondulada Instalada em Rolamentos.



Fonte: O autor (2022).

A mola ondulada de compressão (Figura 25) é constituída de vários anéis de arruelas onduladas que pode ser aplicada para evitar folgas em sedes de válvulas. Pois as mesmas mantêm uma carga constante e impede a folga engrenando as roscas no eixo principal, impedindo que o registro gire no sentido anti-horário, a

resistência de deflexão do conjunto de arruelas, diminuindo a folga e a probabilidade de rotação.

Figura 25 - Mola Ondulada Instalada em válvula gaveta.



Fonte: O autor (2022).

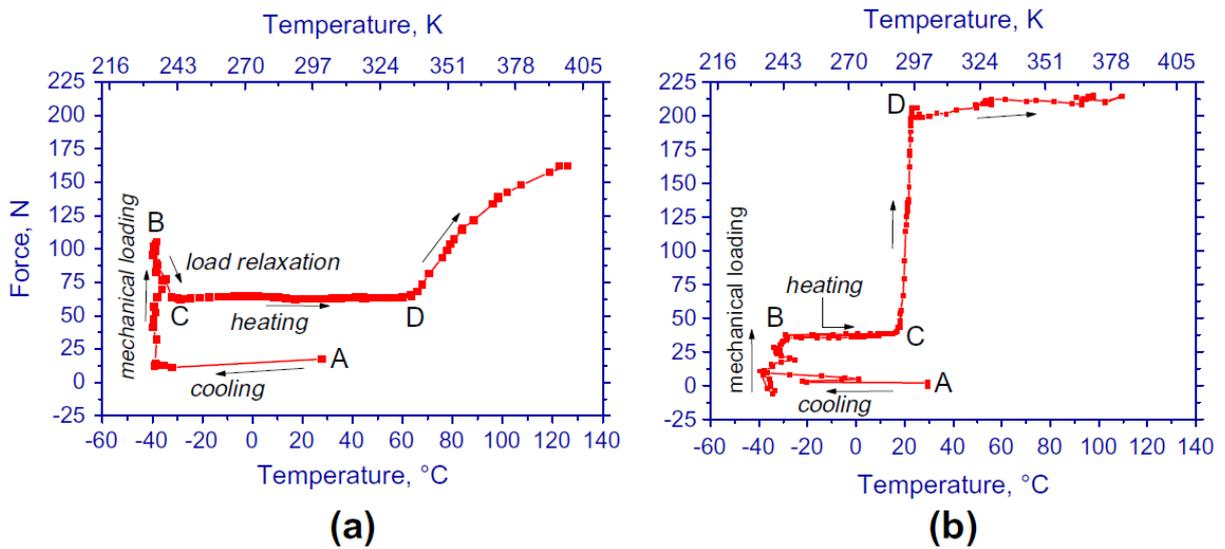
Alguns estudos de geração de força, semelhantes aos atuadores das arruelas cilíndricas e cônicas, fornecem uma análise de geração de força para amostras com geometrias mais complexas do que uma arruela ondulada. Estes dispositivos demonstram capacidade de gerar forças de recuperação, quando deformados em compressão e depois aquecidos, em relação à força gerada.

Em um outro estudo (DE ARAÚJO et al., 2011) compara ligas de Ni₅₀Ti (at.%) e Ti₄₅Ni₅Cu (at.%) SMA, ambos obtidos pelo método Plasma Skull Push-Pull (PSPP). Por fim, verificou-se também uma melhor capacidade de geração de força em placas em Ti-Ni-Cu SMA quando comparada à liga equiatômica Ni-Ti, o que possibilita que atue como atuador em sistemas mecânicos. Conforme Figura 26.

A Figura 26a mostra o resultado obtido durante a geração de força teste para Ni-Ti SMA com o sistema mecânico. O ponto A na Figura 26a indica o início do resfriamento do corpo de prova da placa, que foi deformado com uma certa deflexão central (y), quando a temperatura atingiu o valor de 233 K (-40 C), inferior à temperatura M_f . A força aumenta à medida que a placa é deformada, atingindo um

valor de aproximadamente 115 N (ponto B). Quando a aplicação de carga é interrompida nota-se um relaxamento de carga até atingir um valor próximo a 62 N (ponto C). A força registrada pela célula de carga aumenta novamente quando a ativação do SME é iniciada (ponto D) durante o aquecimento do corpo de prova. Assim, a força gerada pelo Ni-Ti SMA sob carregamento atingiu um valor próximo a 100 N (diferença de 162 N - 62 N). Já a Figura 26b mostra o resultado obtido durante a geração de força teste para uma liga de Ti-Ni-Cu SMA com o sistema mecânico.

Figura 26 - Comportamento força-temperatura para SMA. (a) Ni-Ti e (b) Ni-Ti-Cu.



Fonte: De Araújo et al. (2011)

A escolha das ligas de TiNiCu que obtiveram boas resposta de geração de carga (DE ARAÚJO et al., 2011). Além do que essas ligas suprem a fase-R e tem boas propriedades térmicas, mecânicas e elétricas.

Baseado nestes estudos e com intuito de encontrar melhoria de propriedades é que escolhemos para este estudo arruelas no formato onduladas, pois não encontramos estudos a respeito deste tipo de arruela.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Todas as atividades deste trabalho foram desenvolvidas nas instalações do Laboratório de Materiais Inteligentes (LMI), e nos Laboratórios do Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM). A metodologia experimental será descrita e detalhada abaixo.

4.1 METODOLOGIA

O processo metodológico utilizado neste trabalho segue o fluxograma apresentado na Figura 27.

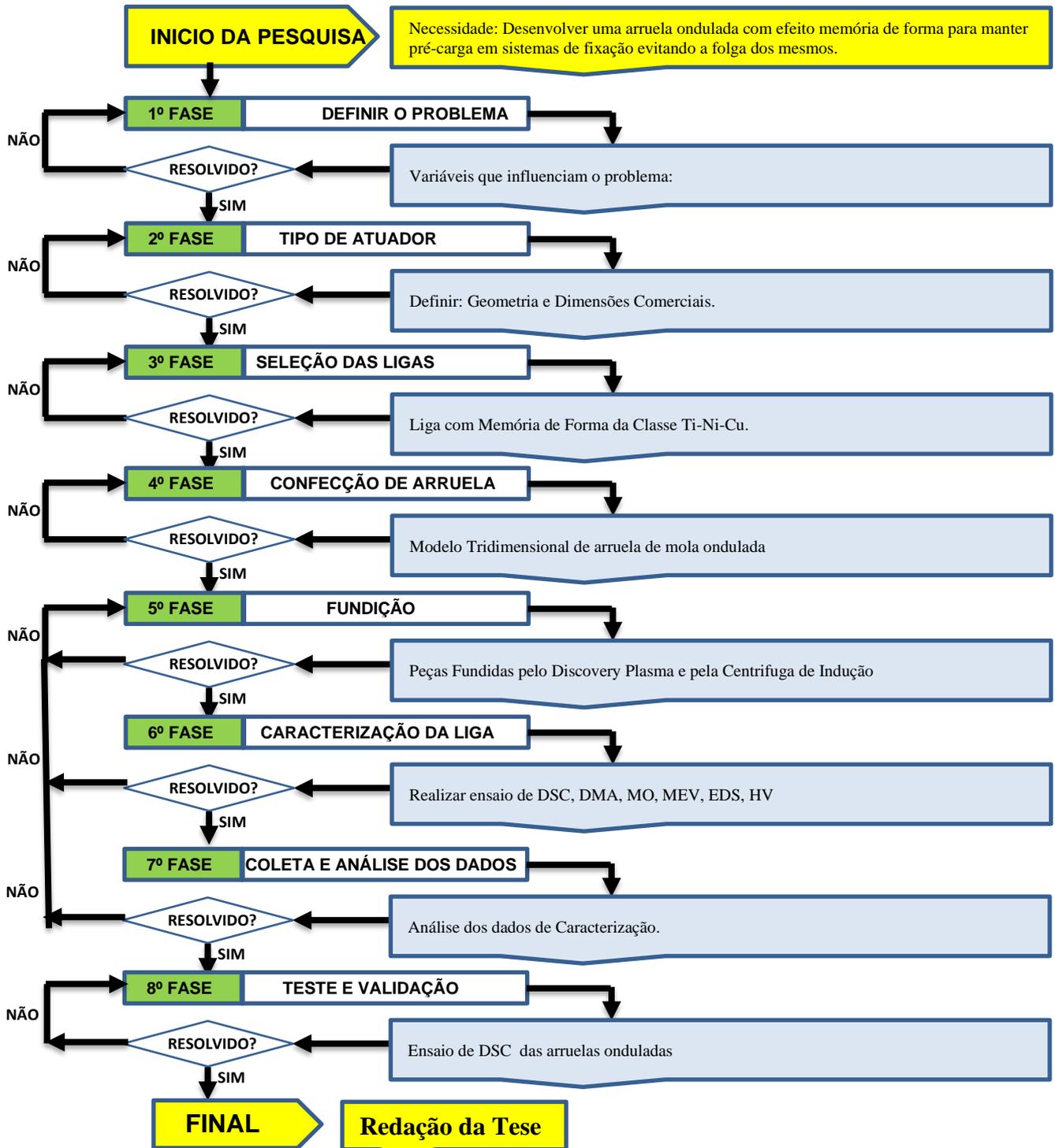
As atividades foram definidas em oito (08) Fases, assim estabelecidos:

- Fase 1, constitui da definição do problema;
- Fase 2, determinação do tipo de atuador, geometria e dimensões a serem adotadas;
- Fase 3, seleção da liga metálica empregada para fabricação do protótipo;
- Fase 4, desenvolvimento do modelo tridimensional da peça;
- Fase 5, realização das fundições pelo forno Discovery Plasma das ligas e na Centrifuga de Indução das arruelas;
- Fase 6, execução de ensaios de caracterizações das ligas;
- Fase 7, coleta e análise dos dados de caracterização;
- Fase 8, construção de um dispositivo de teste e de validação.

Cada uma das fases apontados no fluxograma é subdividida em etapas, que permitem um melhor entendimento de todo o processo utilizado para fabricação do atuador utilizado neste estudo, além dos vários tipos de caracterizações realizadas para validar o trabalho.

4.1.1 Fluxograma de desenvolvimento da pesquisa

Figura 27 - Fluxograma do processo metodológico utilizado na pesquisa.

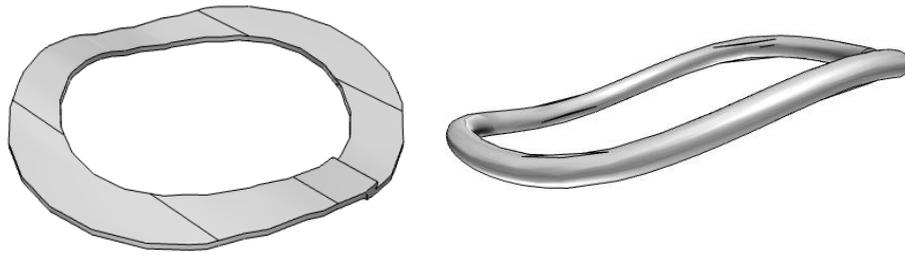


Fonte: O autor (2022).

4.2 TIPO DE ATUADOR (ARRUELA ONDULADA)

Nessa etapa, foram estudados 2 tipos de arruelas comerciais. Uma arruela de chapa e outra arruela de fio com o mesmo diâmetro interno foi selecionado para avaliação e estudo, conforme Figura 28 e Figura 29.

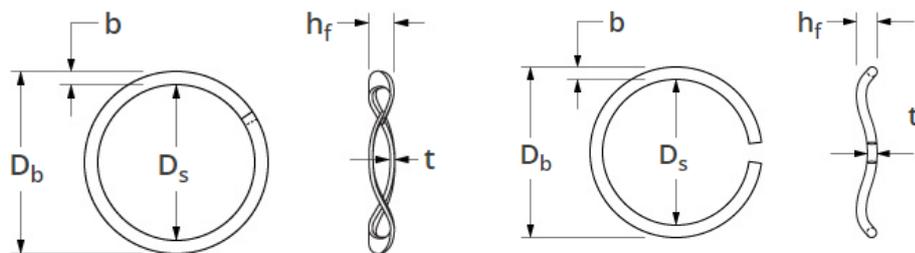
Figura 28 - Arruela ondulada de chapa e arruela ondulada de fio.



Fonte: O autor (2022).

As dimensões avaliadas para cada tipo de arruela ondulada encontram-se na figura abaixo:

Figura 29 - Dimensões da arruela ondulada de chapa e arruela ondulada de fio.



Fonte: O autor (2022).

D_s – Diâmetro Interno
D_b – Diâmetro Externo
b – Espessura ou diâmetro do fio
h_f – Altura livre
t – Altura de trabalho

Essas dimensões que foram usadas para os dois tipos de arruelas para fabricação, encontram-se na **Erro! Fonte de referência não encontrada.**, abaixo:

Tabela 2 – Dimensões das arruelas de molas onduladas que serão fabricadas por fundição.

Descrição Comercial	Db – Diâmetro Externo (mm)	Ds – Diâmetro Interno (mm)	b – Espessura (mm)	hf – Altura livre (mm)	t – Altura de trabalho (mm)	Carga (N)	Nº de Ondulações
CHATA	22,4	18	2,2	2,64	0,51	62	3
FIO	22,4	20	1,2	3,05	0,3	300	3

Fonte: O autor (2022).

4.3 SELEÇÃO DA LIGA DE LMF

Na terceira fase, visando a melhoria das propriedades das LMF de Ti-Ni-Cu, no que diz respeito ao efeito de memória de forma; decidiu-se produzir uma liga com potencialidade de aplicações para arruelas onduladas, ou seja, com temperaturas de transformação de fase inversa (aquecimento) superiores à temperatura ambiente. Assim, as ligas $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$, foram escolhidas de forma a levar a temperaturas de transformação inversa (A_s e A_f) superiores a $25^{\circ}C$. Para o cálculo da composição da liga em peso, utilizou-se a equação (1).

$$w_A = \frac{n_A M_A}{n_A M_A + n_B M_B + n_C M_C} \times 100 \quad (1)$$

Onde w é o percentual em peso, n o percentual atômico, M a massa atômica e os índices A, B e C representam cada elemento na liga.

As ligas do sistema $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$, foram produzidas variando a concentração atômica de Cu (cobre) nas porcentagens de 5, 10, 15, 20, 25(%at.), sendo assim, substituindo apenas o Ni (níquel) na liga $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$, conforme Tabela 3.

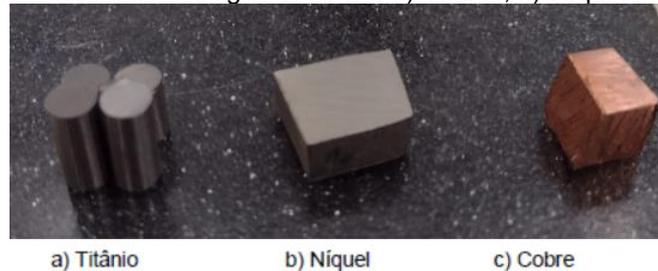
Tabela 3 - Pesos dos elementos associado a composição química nominal atômica das ligas produzidas.

LIGA / Peso	Ti-45Ni-5Cu	Ti-40Ni-10Cu	Ti-35Ni-15Cu	Ti-30Ni-20Cu	Ti-25Ni-25Cu
Ti (gramas)	8,94	8,90	8,86	8,82	8,78
Ni (gramas)	9,87	8,73	7,60	6,49	5,38
Cu (gramas)	1,19	2,36	3,53	4,68	5,83

Fonte: O autor (2022).

Os materiais utilizados para compor as ligas foram: Níquel comercialmente puro (>99,9%), Titânio comercial e Cobre eletrolítico (Figura 30). A quantidade de material que foi pesado para cada liga foi de aproximadamente 20 g, conforme somatório das ligas da Tabela 3.

Figura 30 - Materiais das ligas Ti-Ni-Cu: a) Titânio, b) Níquel e c) Cobre.



Fonte: O autor (2022).

As ligas produzidas obedeceram aos mesmos critérios de fusão em forno a plasma, com carga de 20 g. Para garantir a precisão do peso de cada liga foi utilizada uma balança de precisão ME403 da Mettler, conforme Figura 31.

Figura 31 - Balança de precisão Mettler.



Fonte: O autor (2022).

Os cortes foram feitos em uma cortadeira de precisão da Struers modelo Discotom-10 (Figura 32). Com controle de avanço e rotação para garantir cortes precisos sem induzir deformações que possam impedir efeito memória de forma das ligas.

Figura 32 - Cortadeira de precisão da Struers modelo Discotom-10.



Fonte: O autor (2022).

4.4 CONFECÇÃO DA ARRUELA EM MODELO 3D

A quarta fase do projeto acontece através das impressões dos modelos tridimensionais das arruelas onduladas que podem ser feitas nos equipamentos mostrados na Figura 33. Atualmente temos 2 tipos de impressoras que são mais utilizadas para impressão 3D. As impressoras de filamentos e as impressoras de resina sintética. Como exemplo, as impressoras Makerbot replicator 2 e MakerBot 5th-Gen Replicator realizam impressões em filamentos de ABS e/ou PLA, já as peças produzidas na Impressora 3D Anycubic Photon são em resina.

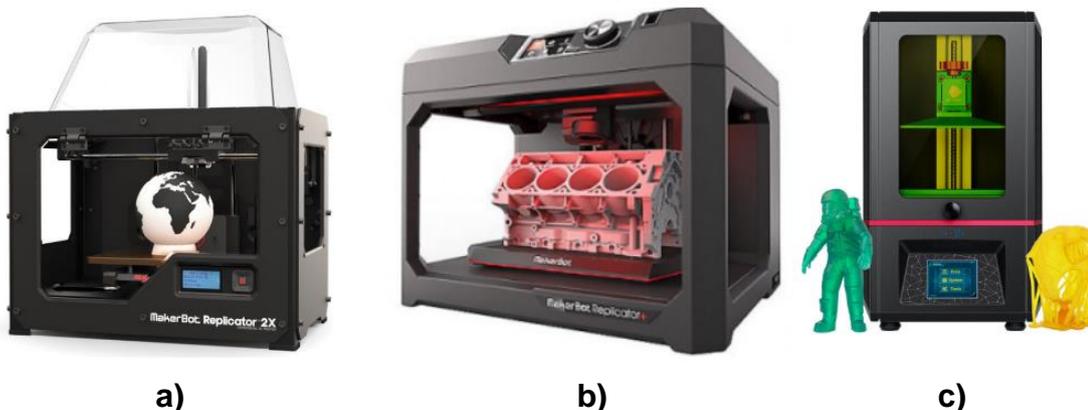
As principais diferenças desses três equipamentos (Figura 33) deve-se ao nível de precisão dimensional e acabamento superficial dos modelos produzidos e tamanho da mesa para produção de peças.

As impressoras Impressora 3D de filamentos como exemplo a MakerBot 5th-Gen Replicator que usa PLA Filament que permite impressões duráveis, protótipos de força de alto impacto e acessórios. Ela é ideal para projetos profissionais, além de oferece a possibilidade de impressão de múltiplas peças. A diferença está no alto custo da impressora.

A Anycubic Photon (Figura 33c) é uma das principais impressoras 3D de resina do mercado e foi adquirida pelo LMI para o desenvolvimento desse trabalho. Esse modelo entrega alta qualidade, baixo custo, com detalhes bem precisos. Essas

características permitem a utilização dessa máquina na fabricação de Action Figures, área odontológica e até mesmo artigos de joalheria.

Figura 33 - Impressoras 3D para produção de modelos. (a) Makerbot replicator 2; (b) MakerBot 5th-Gen Replicator; (c) 3D Anycubic Photon.



Fonte: O autor (2022).

4.5 FUNDIÇÃO DAS LIGAS E ARRUELAS

A fase 5 é composta da fabricação da liga em utilizando a técnica PSPP (do inglês Plasma Skull Push-Pull) usando o equipamento de fusão Discovery. Posteriormente é fabricado o molde com um revestimento cerâmico, neste estudo optou-se pelo Micro fine 1700. E após isso a liga será injetada no molde metálico para obtenção da liga e o segundo processo é o de fundição por indução, seguido de injeção por centrifugação em molde cerâmico (FIC) utilizando o equipamento Power CAST 1700 da marca EDG Equipamentos.

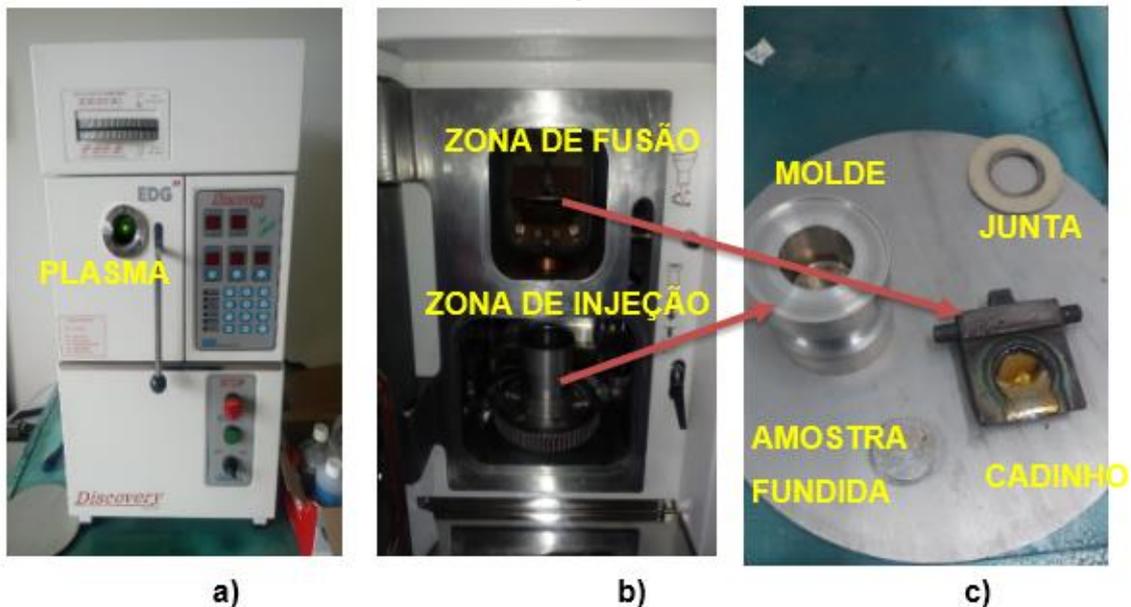
4.5.1 Processo de fusão das ligas $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$

As ligas $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ foram fabricados a partir dos metais elementares Ti, Ni e Cu utilizando a técnica PSPP (“Plasma Skull Push-Pull”) usando o equipamento de fusão “Discovery All” da EDG Equipamentos (Figura 34) mesmo processo foi validado por (DE ARAÚJO et al., 2009) na fabricação de LMF de base Ni-Ti e Cu-Al.

No forno a plasma, as amostras foram fundidas à vácuo com a potência de fusão de 17kW, com pressão interna da câmara em torno de 10^{-2} Pa, conforme Figura 34. O gás utilizado foi o argônio com pressão 25 kg/cm². A atmosfera controlada por gás argônio produz ligas com mínima ou nenhuma oxidação. Para prevenir a

contaminação do metal fundido pelo material do cadinho, é utilizado o processo Skull de fusão, em que o material é fundido sobre uma fina camada dele mesmo. O equipamento Discovery utiliza também no processo de fundição com sistema “Push-Pull” (empurra-puxa, pela injeção de metal fundido no molde) onde o molde é submetido a uma pressão de 0,2 MPa (2 kg/cm²) na parte superior e vácuo na parte inferior na intenção de obter ligas com boa qualidade.

Figura 34 - (a) Imagem do forno da Máquina Discovery da EDG Equipamentos; (b) Detalhe interno do forno; (c) Detalhe do molde e sua junta de vedação e a amostra fundida ao lado do cadinho de fundição



Fonte: O autor (2022).

O processo de obtenção das ligas $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ pela técnica Plasma “Skull Push-Pull” pode ser observada na Figura 35. Os elementos de peso em torno de 20 g foram colocados no cadinho de cobre em ordem decrescente de ponto de fusão.

O processo é iniciado encaixando a bandeja de cobre no suporte da câmara superior do forno, em seguida é colocado o molde com o seu anel vedante na plataforma de elevação, depois que o molde é posicionado a chave da plataforma é operada para que a plataforma se eleve, o próximo passo é a adição das cargas de Ti, Ni e Cu respectivamente, na bandeja de cobre, depois efetuar a programação do forno em função da liga a ser fundida e do peso, por fim foi executado o comando para iniciar a fundição onde a máquina irá operar de forma automática efetuando a lavagem das câmaras com o gás, o vácuo das câmaras, a fusão da liga, acionamento do gatilho da bandeja e o resfriamento da peça. Um eletrodo rotativo

de tungstênio origina uma tocha de plasma em atmosfera de argônio, provocando a fusão dos elementos puros como mostrado na Figura 35.

Uma vez que o metal foi completamente fundido, foi realizado automaticamente a injeção em uma coquilha cilíndrica de alumínio para se obter um produto em forma de botão. Ao término da operação acontece a remoção do molde com o auxílio de uma ferramenta como uma pinça ou uma tenaz.

As Ligas foram refundidas pelo menos 4 vezes para garantir que haja homogeneidade das mesmas.

Figura 35 - Técnica de fundição a Plasma Skull Push-Pull.

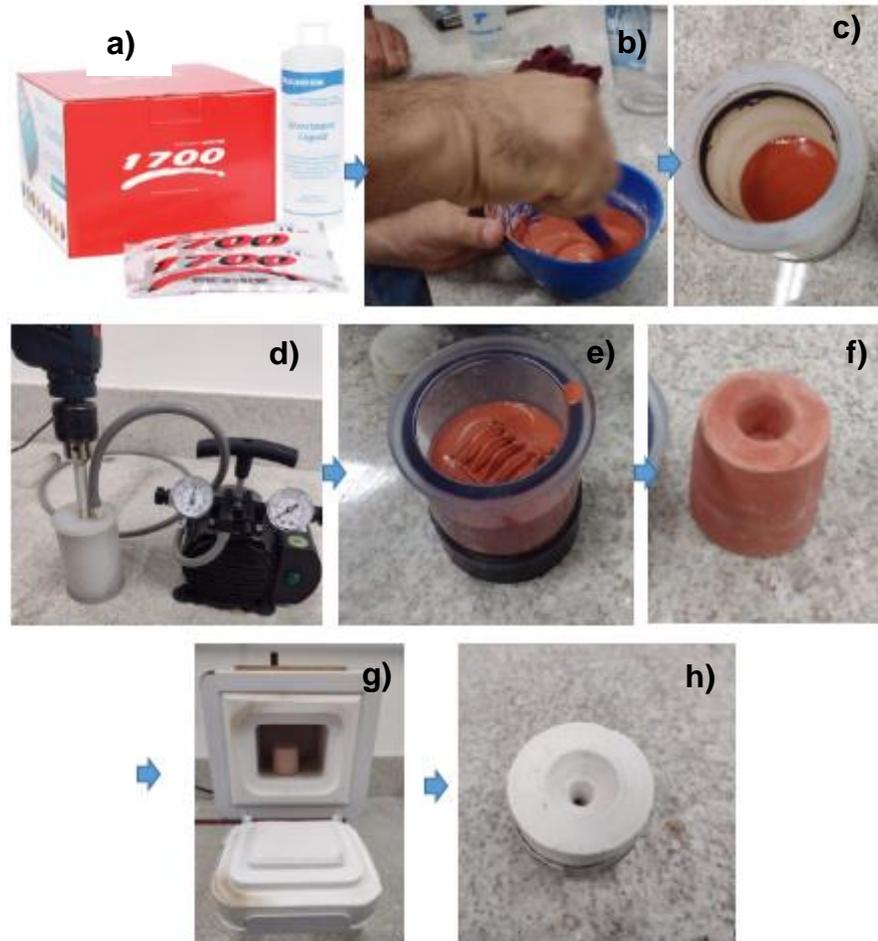


Fonte: O autor (2022).

4.5.2 Fabricação do molde cerâmico

Essa fase pode ser dividida nas seguintes etapas, confecção do molde, fundição da liga, vazamento do metal líquido, remoção das peças e remoção dos canais. O molde foi confeccionado em revestimento cerâmico da marca Micro Fine 1700 como ilustrado Figura 36(a), para produzir o molde foi necessário catalisador, pó de revestimento e água destilada, seguindo as recomendações do fabricante que informa que para cada 90g de revestimento seria necessário a adição de 18ml de catalisador em conjunto com 5ml de água destilada, logo depois de devidamente adicionados faz-se necessário a mistura com duração de 10s, logo em seguida a mistura deve ser despejada de forma que não sejam produzidas bolhas que possam gerar discontinuidades nas fundições ou trincas nos moldes.

Figura 36 - Preparação do molde cerâmico. (a) revestimento cerâmico microfina 1700 com água e catalizador; (b) mistura do revestimento; (c) copo de espatulação; (d) espatulação a vácuo; (e) inserção no anel de silicone; (f) molde cerâmico; (g) sinterização; (h) molde cerâmico finalizado.



Fonte: O autor (2022).

Para remover e solucionar o problema de bolhas nos moldes foi projetado e confeccionado um espatulador a vácuo com uso de um recipiente hermetico Figura 36(c), uma furadeira e uma bomba de vácuo Figura 36(d) acima.

Após a mistura no espatulador (misturador), despeja o revestimento no anel de silicone junto com o molde da arruela e espera a sua secagem que dura de 40 a 45min a temperatura ambiente dependendo da quantidade produzida, depois da secagem inicia-se o processo de sinterização Figura 36(g) do revestimento cerâmico e evaporação da resina do molde. O material foi aquecido seguindo as instruções do fabricante do revestimento, para a resina leva-se o molde para o forno pré-aquecido com 300°C durante 30min para efetuar a queima da resina, depois faz-se necessário elevar a temperatura para 950°C com uma taxa de 30°C/min por 20min, depois dos 20min deve-se abaixar a temperatura até chegar nos 850°C com taxa de 30°C/min e resfriar no forno até a temperatura de 300°C que foi usada para injeção

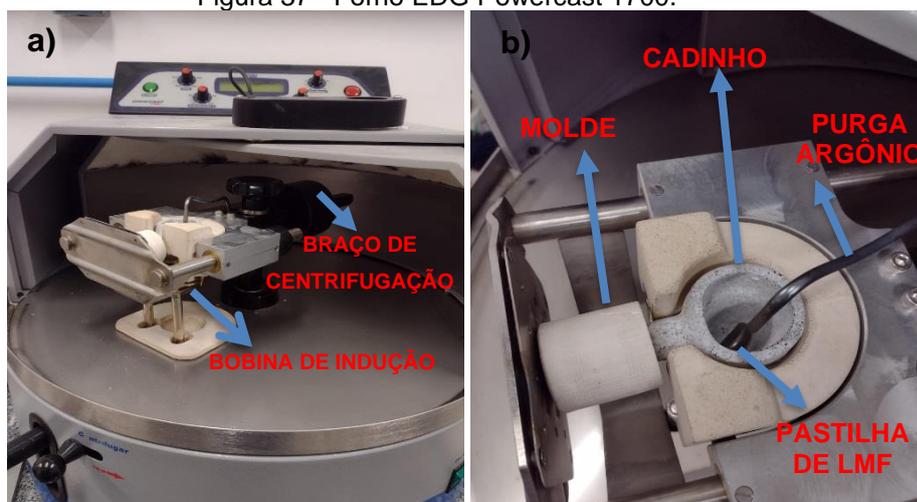
de metal líquido, para evitar a ruptura do molde durante o processo e, conseqüentemente, o vazamento do metal para área externa, danificando o equipamento.

4.5.3 Fabricação das arruelas onduladas (“Wavy Spring Washers”)

Esta etapa compreende à atividade de fundição das arruelas onduladas através das ligas de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$. Nessa fase foram realizados dois processos de fundição de precisão: o primeiro denominado “Plasma Skull Push- Pull” (PSPP) (DE ARAÚJO et al., 2009), no qual a liga é fundida sobre um cadinho de cobre sob atmosfera protegida por argônio; e o segundo processo é o de fundição por indução, seguido de injeção por centrifugação em molde cerâmico (FIC) (SIMÕES, 2016).

A fundição por indução foi feita na Power CAST 1700 da marca EDG Equipamentos conforme ilustrado na Figura 37(a). Nesse processo, a pastilha de LMF Figura 37(b) de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ é colocada em um cadinho cerâmico, submetido a um fluxo de gás argônio de proteção e fundida por indução eletromagnética. O cadinho é suportado por um braço de centrifugação na câmara de fusão, que durante a injeção rotaciona para promover o escoamento do metal fundido para dentro da cavidade do molde. A temperatura do molde cerâmico no momento da injeção, foi de aproximadamente 1550 °C (monitorada por pirômetro). Por fim, temos a remoção da peça fundida do molde. Nesse passo é realizada a limpeza da peça, eliminando todo e qualquer fragmento do revestimento cerâmico. Também foram cortados os canais de alimentação com e massalote com retifica, restando ao final apenas a arruela ondulada.

Figura 37 - Forno EDG Powercast 1700.



Fonte: O autor (2022).

4.6 CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS

Nesta fase foram realizados os seguintes tipos de caracterização: Calorimetria exploratória diferencial (DSC) para verificação das temperaturas de transformação, análise dinâmico mecânica (DMA) para verificação de temperaturas de transformação sob tensão de compressão e verificação do módulo de elasticidade, microscopia óptica (MO) para verificação de possíveis defeitos de fundição; microscopia eletrônica de varredura (MEV) para verificação da microestrutura e espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS) para verificação de possíveis contaminantes do processo de fundição, além de ensaio de microdureza para verificação da influência do processo de fusão e do tratamento térmico.

4.6.1 Preparação das amostras

As amostras foram separadas por composição química, onde foram produzidas ligas de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ variando a concentração de Cu (cobre) nas porcentagens de 5, 10, 15, 20, 25% at.Cu, sendo assim, substituindo apenas o Ni (níquel) na liga.

Antes de iniciar o processo de fusão é importante submeter os elementos distintos a uma decapagem química. Neste trabalho a solução utilizada seguiu a

norma ASTM B600-11(2017), consistindo de uma solução ácida composta por: 3 ml de ácido fluorídrico, 30 ml de ácido nítrico e 67 ml de água.

A Tabela 3 resume os pesos dos elementos associados as composições químicas nominais das ligas Ti-Ni-Cu fabricadas neste estudo para 20g.

Antes de passar à fase de caracterização térmica e mecânica, se faz necessário a realização de tratamentos térmicos de homogeneização em um forno mufla (Figura 38) da marca JUNG a uma temperatura de 850°C durante 15 minutos, com subsequente resfriamento em água a temperatura ambiente (~27°C). Esse tratamento objetiva à homogeneização da estrutura bruta de solidificação e alívio das tensões internas provenientes do processo de solidificação do metal fundido no interior do molde. A figura abaixo ilustra o forno utilizado para o tratamento térmico.

Figura 38 - Forno mufla usado para tratamentos térmicos.



Fonte: O autor (2022).

Para um melhor manuseio durante o processo de metalografia as amostras, na forma de discos de 40mm, foram embutidas a quente, em equipamento da AROTEC, conforme Figura 39.

Figura 39 - Embutidora Arotec pre 30.



Fonte: O autor (2022).

A preparação metalográfica das amostras consistiu em lixamento com lixas d'água de Carbetto de Silício (SiC) de granulometrias: 220, 400, 600, 800, 1200, 1500 e 2000. Entre uma lixa e outra, as amostras foram lavadas em água corrente com o objetivo de remover os resíduos da lixa anterior. Foi usada uma politriz automática da struers (Figura 40), que foi fundamental para a etapa de análise microscópica.

O procedimento de polimento foi conduzido na mesma politriz automática com diamante de granulometria de 3 μm e 1 μm , respectivamente. Após o polimento as amostras foram lavadas em água corrente e com álcool etílico e secadas com o auxílio de um secador elétrico.

Figura 40 - Politriz marca Struers Tegramin 2.0.



Fonte: O autor (2022).

Um ataque químico manual com a seguinte solução Ácido Acético, nítrico e fluorídrico (CH_3COOH : HNO_3 : HF) na proporção 5ml: 5ml: 2ml, com aplicação nas amostras por no máximo 5 segundos similar ao aplicado por (OLIVEIRA et al., 2015).

4.6.2 Microdureza

Para a análise de microdureza foi empregado o microdurometro Durascan universal de bancada da EmcoTest automático com penetrador Vickers (piramidal de diamante. Foram realizadas medições para mapeamento de microdureza com a distância entre as indentações de 0,5 mm, carga de 300 g e tempo de 15 s, como ilustrado na Figura 41.

Figura 41 - Microdurometro Durascan universal.



Fonte: o autor (2022).

Esse experimento foi realizado com o intuito de verificar a influência da fundição e tratamentos térmicos nas amostras.

4.6.3 Difração de raios-X (DRX)

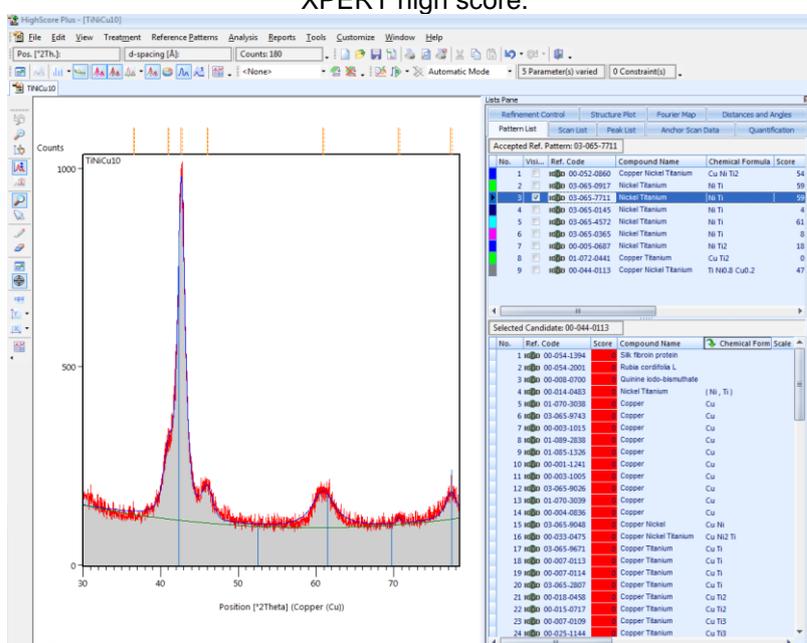
A técnica de difração de raios-X permite identificar e quantificar as fases cristalinas presentes no material fabricado, assim como determinar os parâmetros de rede da célula unitária e o tamanho do cristal. Para auxílio da identificação das fases formadas foi utilizado o difratômetro Shimadzu MAXima_X XRD-7000. Foram empregados os seguintes parâmetros: ânodo de cobre com comprimento de onda

Cu-K α (1,5406 Å); voltagem de 40 KV, corrente de 10 mA. A fenda divergente (DS) e a fenda de espalhamento (SS) foram de 1°.

Os padrões de DRX foram obtidos no modo contínuo na região de 2 θ compreendida entre 20 – 80°, com passo de 0,02°, velocidade de 1°/min.

Os perfis de DRX de todas as amostras foram obtidos à temperatura ambiente que foi mantida a 25°C. Para identificação das fases foram utilizadas cartas de referência JCPDS no software XPERT high score os quais foram usados para interpretar os resultados. Conforme Figura 42.

Figura 42 - DRX de amostra de Ti₅₀Ni_{50-x}Cu_x utilizando as cartas de referência JCPDS no software XPERT high score.



Fonte: O autor (2022).

4.6.4 Microscopia óptica

Para a caracterização microestrutural das ligas de Ti₅₀Ni_{50-x}Cu_x foi utilizado o microscópio Axio Lab A1 com câmera acoplada AxioCam 105 color da ZEISS, ilustrado na Figura 43. Todos os equipamentos supracitados se encontram no INTM. Deste modo foi possível verificar a fase martensita das amostras de Ti₅₀Ni_{50-x}Cu_x.

Figura 43 - Microscópio óptico Axio Lab A1.



Fonte: O autor (2022).

4.6.5 Microscopia eletrônica de varredura (MEV/EDS)

O estudo morfológico das microestruturas das ligas obtidas foi realizado por um Microscópio Eletrônica de Varredura com Espectroscopia de raios-X por Dispersão em Energia (MEV/EDS) da marca Tescan MIRA3, ilustrado na Figura 44. A preparação das amostras para obtenção das imagens por meio de MEV é semelhante àquela utilizada para microscopia óptica.

Figura 44 - Microscópio eletrônico de Varredura (MEV).



Fonte: O autor (2022).

4.6.6 Differential scanning calorimetry (DSC)

A técnica de DSC é muito eficaz para a determinação registro das temperaturas de transformação de fase em LMF. Os valores das temperaturas, da entalpia e da histerese térmica são determinados pelo software “Stare”, integrado ao equipamento de DSC, A partir do método das tangentes aplicados aos picos de

transformação, definido pelas normas internacionais ASTM F2004-5 (2005), ASTM F2005-5 (2005) e ASTM F2082-5 (2006), foram obtidos os resultados das temperaturas de transformação.

Estas propriedades são obtidas através do equipamento DSC 823e da Mettler Toledo do Laboratório de Materiais Inteligentes (LMI). O equipamento pode ser visualizado na Figura 45.

Figura 45 - (a) DSC 823e da Mettler. b) detalhe do porta amostra. c) detalhe do termopar (sensor de temperatura).



Fonte: O autor (2022).

O equipamento permite-nos trabalhar entre -50 e 600 ° C, utilizando cadinhos de platina padrão. Em todas as medidas, utilizou-se um cadinho de referência vazia. As amostras têm pequenas dimensões de 3 mm, taxa de aquecimento e de resfriamento de 10 °C/min e faixa de temperatura de -20 °C a 100 °C.

4.6.7 Resistividade

Nessa Etapa a peça fabricada passa pela caracterização térmica usando o ensaio de resistência elétrica em função da temperatura (RET), cujo objetivo é detectar as temperaturas de transformação de fase da liga $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$.

Na Figura 46(a) é apresentada a configuração para o ensaio RET. Durante o ensaio a amostra fica submersa em um fluido térmico e a temperatura desse fluido é controlada por um banho termorregulável, da marca Cole Parmer, que é programado para variar a temperatura do fluido entre -20 a 100 °C, avaliando aquecimento e resfriamento. Na Figura 46(b) é possível observar a representação esquemática da amostra durante o ensaio. São soldados quatro fios à amostra. Nos fios das

extremidades é induzida passagem de corrente elétrica de forma controlada, utilizando uma fonte de corrente contínua de 0,5 A, nos fios centrais mede-se a variação de tensão com auxílio de um circuito eletrônico feito com arduino para controle e aquisição de dados.

Figura 46 - Ensaio RET. a) Conjunto Banho térmico, fonte de corrente contínua e sistema de aquisição. b) Representação do ensaio de 4 pontos com amostra e o sensor de temperatura.



Fonte: O autor (2022).

Durante ensaio, além da tensão elétrica faz-se a aquisição da temperatura do fluido, por meio do uso de um termopar tipo K, posicionado próximo a amostra Figura 46(b). Ao final é possível traçar um gráfico da variação da resistência elétrica em função da temperatura da amostra ensaiada.

4.6.8 Dilatometria

Os ensaios de dilatometria foram realizados com um Dilatômetro Netzsch DIL 402, conforme Figura 47, usando uma faixa de temperatura de 25 a 900°C e uma taxa de aquecimento de 10°C.s-1. A comprimento inicial das amostras foi de 25 mm.

Figura 47 - a) Dilatômetro Netzsch DIL 402DMA com amostra. b) detalhe de inserção da amostra.



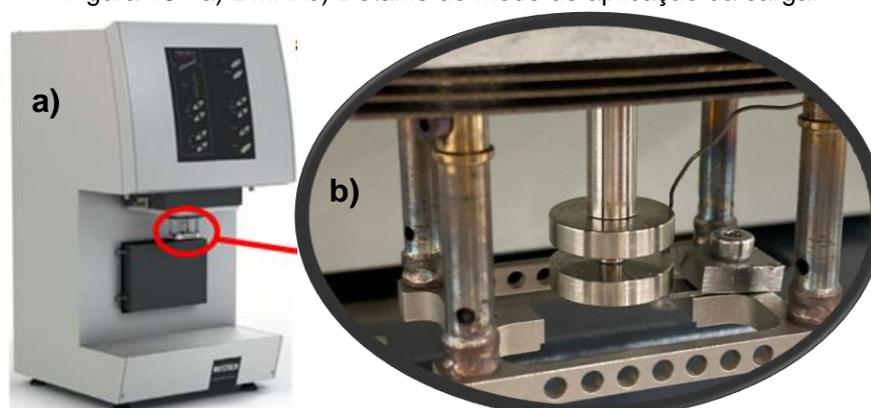
Fonte: O autor (2022).

4.6.9 DMA (Dynamic Mechanical Analysis)

Os ensaios dinâmicos foram realizados utilizando um equipamento Dynamic Mechanical Analysis – DMA 242 E Artemis da NETZSCH. Este equipamento permite determinar as temperaturas de transformações sobre o efeito da aplicação de uma carga, e também a variação da rigidez do material, ambos em função da temperatura.

A sequência fotográfica da Figura 48, mostra a montagem do DMA 242 E Artemis da NETZSCH e da garra no modo single cantilever (engastada e uma extremidade) utilizada nesta parte do trabalho. E os parâmetros utilizados para os ensaios das ligas de $\text{Ti-Ni}_{50-x}\text{-Cu}_x$ foram frequência de 0,1 Hz, amplitude de oscilação de $5\mu\text{m}$ e taxa de aquecimento máxima de $5^\circ\text{C}/\text{min}$ conforme (CHIEN; WU; CHANG, 2014; VIRGOLINO, 2017).

Figura 48 - a) DMA. b) Detalhe do modo de aplicação da carga.



Fonte: O autor (2022).

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção serão apresentados os resultados desse estudo de arruelas onduladas fabricadas via processos de fundição de precisão de ligas $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$.

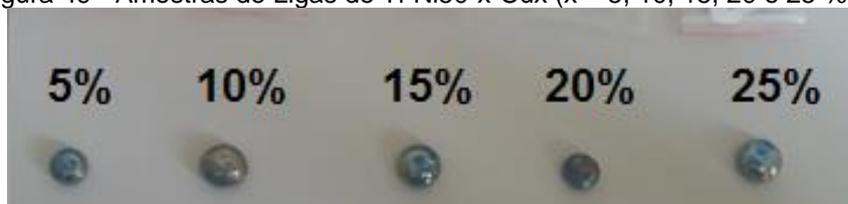
5.1 PROCESSO DE FABRICAÇÃO POR FUNDIÇÃO PPSP

Nessa etapa, será apresentado o processo de fabricação por fundição a plasma e as composições das ligas fundidas.

5.1.1 Obtenção das ligas de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$

A obtenção das ligas de composição química $Ti-Ni_{50-x}-Cu_x$ ($x = 5, 10, 15, 20$ e 25 %at.) por meio do processo PSPP, onde as cargas de fusão das ligas são apresentadas na Figura 49. Os resultados e discussões apresentados nesse estudo de ligas $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$, tiveram o propósito de conhecer os efeitos da adição de Cobre nas ligas em substituição ao Níquel.

Figura 49 - Amostras de Ligas de $Ti-Ni_{50-x}-Cu_x$ ($x = 5, 10, 15, 20$ e 25 %at.).



Fonte: O autor (2022).

Após a produção das ligas de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$, foram realizados cortes para etapas posteriores de estudo de caracterização por EDS, DRX, MO, MEV, e análises térmicas.

Apesar de termos conseguido a produção das ligas do presente trabalho, alguns fatores precisam ser analisados detalhadamente, como o controle de composição química, pois pesquisas relatam que pequenas mudanças na composição podem afetar as características físicas e térmicas. Outro fato importante é o grau de contaminação por oxigênio e carbono, pois a contaminação por carbono

forma precipitados TiC, e por oxigênio Ti_4Ni_2O , ambos removem titânio da matriz e deixam a liga rica em níquel (OTUBO et al., 2005a).

Algumas características das ligas de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ já são conhecidas, como as que indicam que o cobre reduz a tensão de orientação da Martensita (SHAW & KRISHNAN, 2005). Outro fator é que Incrementos de Cu na liga binária Ti-Ni alteram a estrutura cristalina, e subseqüentemente as temperaturas de transformação (OTSUKA; REN, 2005).

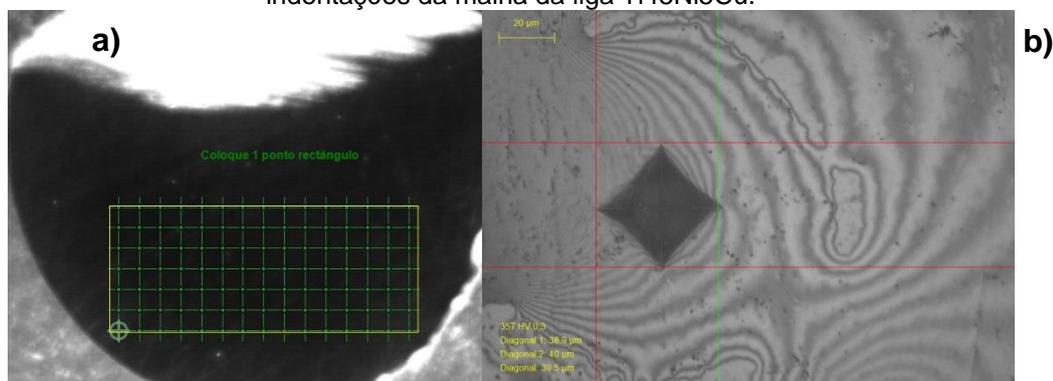
5.2 CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS FABRICADAS

Nessa etapa, será apresentado a caracterização das ligas fabricadas pela fundição a plasma.

5.2.1 Microdureza

Através da Figura 50a é possível ver uma análise microscópica na análise da área selecionada para realização de mapa de microdureza Vickers da amostra de $Ti_{45}Ni_{5}Cu$. Já a Figura 50b, nos mostra uma das indentações do mapa a um aumento de 50x na qual é possível verificar as diagonais do indentador de Pirâmide de diamante Vickers realizando a detecção da microdureza com carga equivalente a 300 gramas e tempo de penetração de 15 segundos.

Figura 50 - a) Seleção de área com distância de 0,5 mm para mapa de dureza. b) Uma das indentações da malha da liga $Ti_{45}Ni_{5}Cu$.

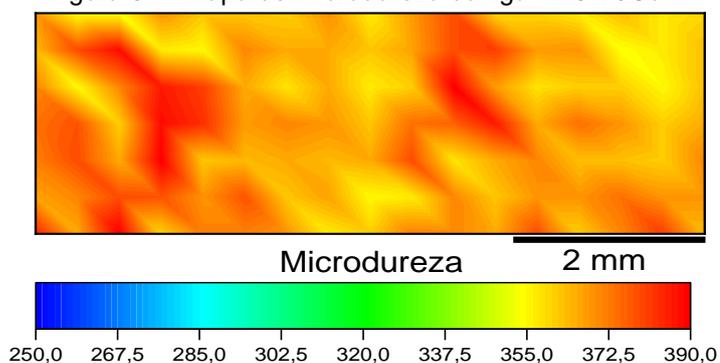


Fonte: O autor (2022).

De acordo com o perfil de microdureza da liga com 5% de cobre, não foi constatado uma mudança significativa na dureza da amostra como mostra a Figura 51, pois os valores de microdureza ao longo de mais de 100 indentações permaneceu sem variações bruscas de dureza, com alguns pontos em vermelho possivelmente devido aos precipitados de NiTi_2 formados pela liga e visto anteriormente no DRX.

Outro ponto importante é que como a dureza mantém um perfil sem grandes variações, isso mostra que esse tipo de fundição mantém as características da liga sem perda de suas propriedades mecânicas em toda a amostra, sendo indicada para aplicações como a deste trabalho, por exemplo.

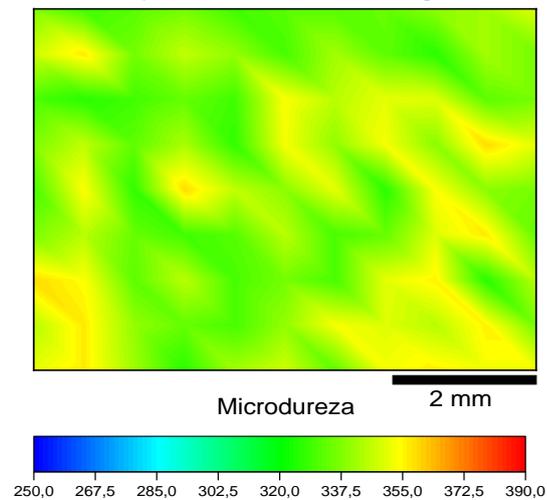
Figura 51 - Mapa de microdureza da liga Ti45Ni5Cu.



Fonte: O autor (2022).

Em relação ao perfil de microdureza da liga com 10% de cobre, também não foi constatado mudanças significativas como mostra a Figura 52, pois os valores de microdureza permaneceu praticamente sem grandes variações de dureza, com alguns pontos amarelos que representam um pequeno aumento de dureza, devido aos precipitados de NiTi_2 formados pela liga e apresentados anteriormente no DRX.

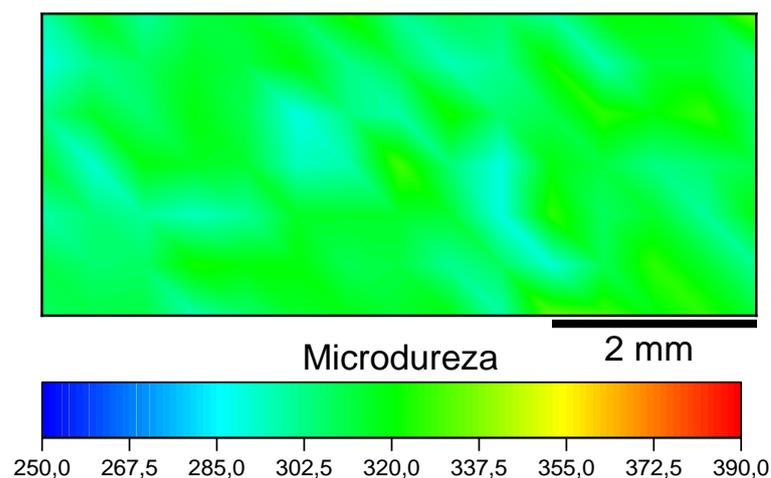
Figura 52 - Mapa de microdureza da liga Ti40Ni10Cu.



Fonte: O autor (2022).

De acordo com o perfil de microdureza da liga com 15% de cobre, também não foi constatado mudança significativa, como mostra a Figura 53, pois os valores de microdureza ao longo do mapa permaneceu sem variações significativas de dureza, com algumas regiões na cor azul que representam um pequeno aumento de dureza, possivelmente devido aos precipitados de NiTi_2 formados pela liga e apresentados anteriormente no DRX.

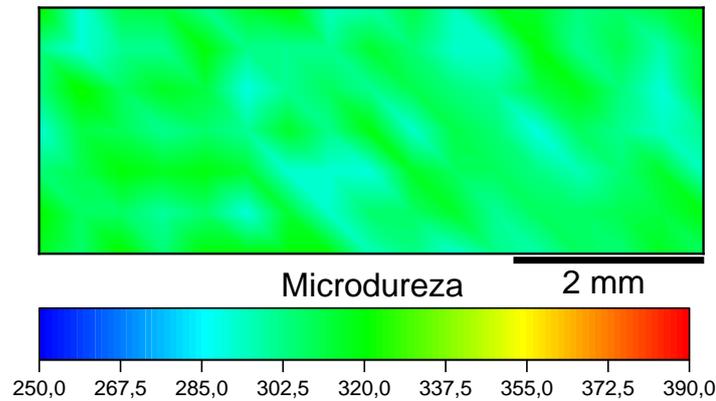
Figura 53 - Mapa de microdureza da liga Ti35Ni15Cu.



Fonte: O autor (2022).

De acordo com o perfil de microdureza da liga com 20% de cobre, também não foram constatadas mudanças significativas, garantindo um bom processo de fundição a plasma, como mostra a Figura 54.

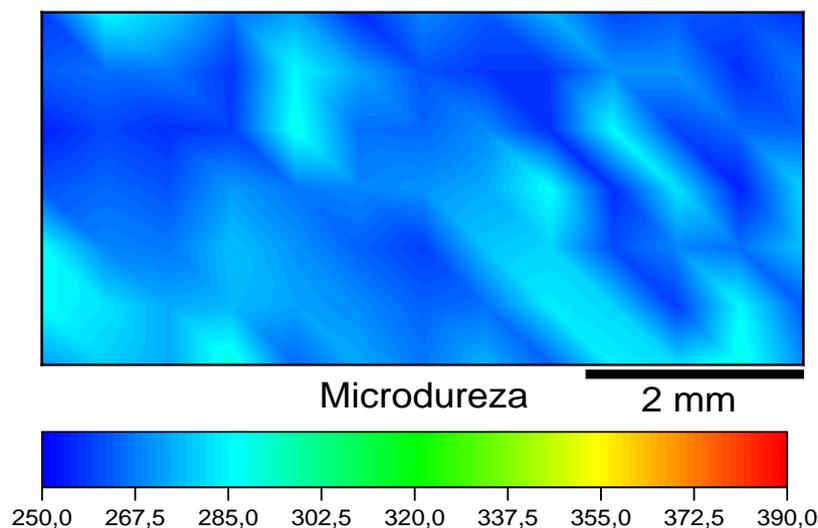
Figura 54 - Mapa de microdureza da liga Ti30Ni20Cu.



Fonte: O autor (2022).

Segundo o perfil apresentado de microdureza da liga com 25% de cobre, também não foi constatado mudança significativa, como mostra a Figura 55, mantendo um perfil constante e garantindo um bom processo de fundição a plasma, com pequenas regiões na cor branca que representam um pequeno aumento de dureza, devido aos precipitados de NiTi₂ e CuTi apresentados anteriormente no DRX.

Figura 55 - Mapa de microdureza da liga Ti25Ni25Cu.

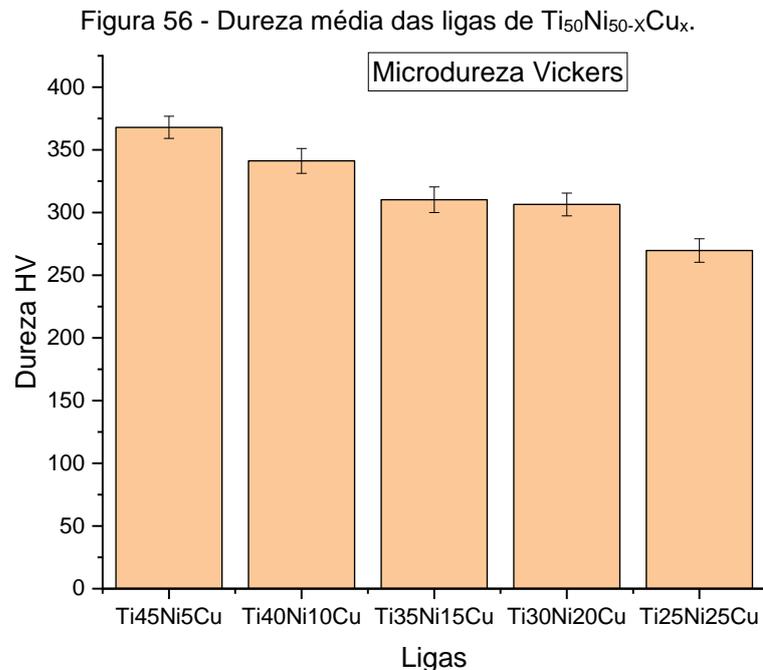


Fonte: O autor (2022).

Através da

Figura 56, é possível afirmar que a microdureza de Vickers detectado nas amostras de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$, corroboram com o princípio de que quanto menor o percentual de Níquel das ligas metálicas menor é a dureza do material em questão. As amostras que contém menor percentagem de Níquel apresentaram uma marcação maior na amostra da pirâmide quadrada, referente penetração da pirâmide de diamante de Vickers.

Os resultados obtidos para microdureza de Vickers, para ligas contendo Ti-Ni-Cu obtiveram dureza média de 367,9 HV, para liga com 5% Cobre, dureza de 341,2 HV, para liga com 10% Cobre, dureza média de 310,2 HV para a liga com 15% Cobre, dureza média de 306,4 HV para a liga com 20% Cobre, dureza média de 269,7 HV para a liga com 25% de Cobre em sua composição.



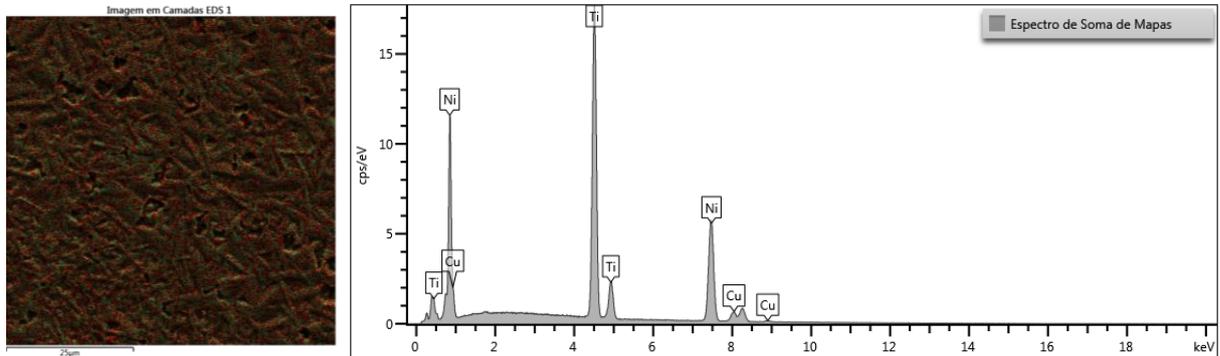
Fonte: O autor (2022).

5.2.2 Espectroscopia de energia dispersiva de raios-x (EDS)

Foram realizadas análises de EDS das amostras de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$. A análise foi feita com intuito de confirmar os valores de cada elemento da liga como Ti, Ni e Cu a fim de confirmar que na fundição não houve perda de algum dos elementos base, mesmo sabendo que o método não é o ideal para obter a composição real.

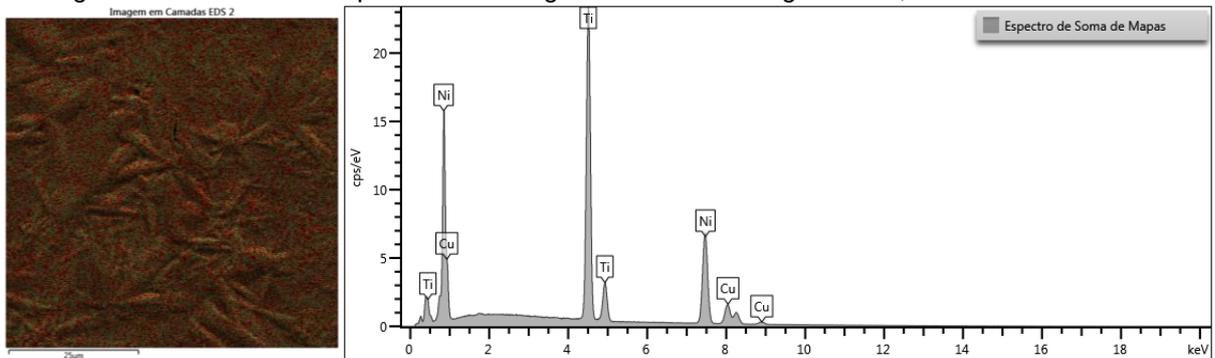
Os espectros de Energia Dispersiva de Raios-X (EDS) das 5 ligas fundidas estão ilustradas nas Figura 57 a Figura 61, produzidas com diferentes composições.

Figura 57 - Análise de mapa de EDS da liga Ti45Ni5Cu. Imagem MEV, elétrons secundários.



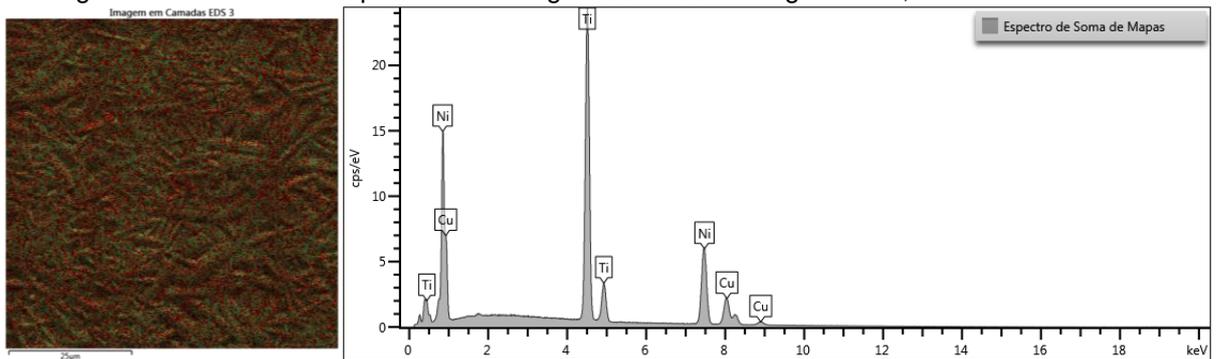
Fonte: O autor (2022).

Figura 58 - Análise de mapa de EDS da liga Ti40Ni10Cu. Imagem MEV, elétrons secundários.



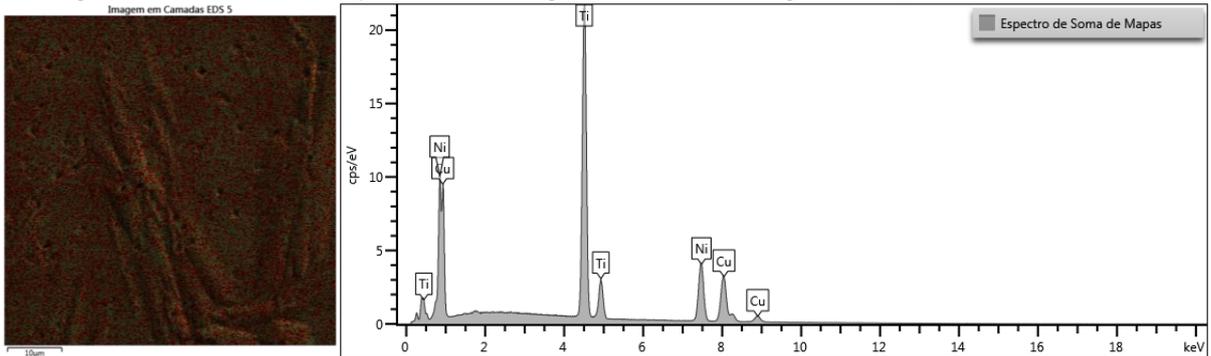
Fonte: O autor (2022).

Figura 59 - Análise de mapa de EDS da liga Ti35Ni15Cu. Imagem MEV, elétrons secundários.



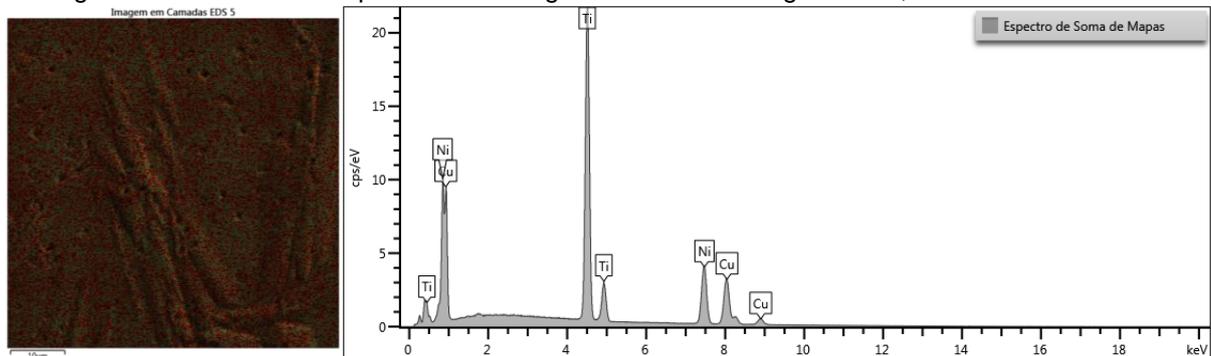
Fonte: O autor (2022).

Figura 60 - Análise de mapa de EDS da liga Ti30Ni20Cu. Imagem MEV, elétrons secundários.



Fonte: O autor (2022).

Figura 61 - Análise de mapa de EDS da liga Ti25Ni25Cu. Imagem MEV, elétrons secundários.



Fonte: O autor (2022).

A Tabela abaixo mostra as composições observadas por mapas de EDS das 5 amostras analisadas nas Figura 57 a Figura 61.

Tabela 4 - Composição das ligas observadas em análises de mapas de EDS.

Rótulo Padrão	Ti45Ni5Cu		Ti40Ni10Cu		Ti35Ni15Cu		Ti30Ni20Cu		Ti25Ni25Cu	
	Wt%	Sigma Wt%	Wt%	Sigma Wt%	Wt%	Sigma Wt%	Wt%	Sigma Wt%	Wt%	Sigma Wt%
Ti	48,36	0,16	48,27	0,12	48,86	0,14	48,7	0,12	47,87	0,12
Ni	46,39	0,17	40,58	0,12	35,44	0,15	31,4	0,12	25,86	0,12
Cu	5,26	0,14	11,15	0,11	15,7	0,15	19,9	0,13	26,27	0,13

Fonte: O autor (2022).

De acordo com a Figura 57, de forma semi-quantitativa conseguimos comprovar que as ligas de Ti45Ni5Cu mantiveram a composição inicial sem grandes perdas e tendo a certeza que o cobre substituiu o níquel em 5% na liga.

As análises de EDS das figuras acima, nos mostra de maneira semi-quantitativa que só houve o aparecimento dos elementos, Titânio, Níquel e cobre, e que os mesmos se mantiveram dentro das composições das ligas produzidas sem

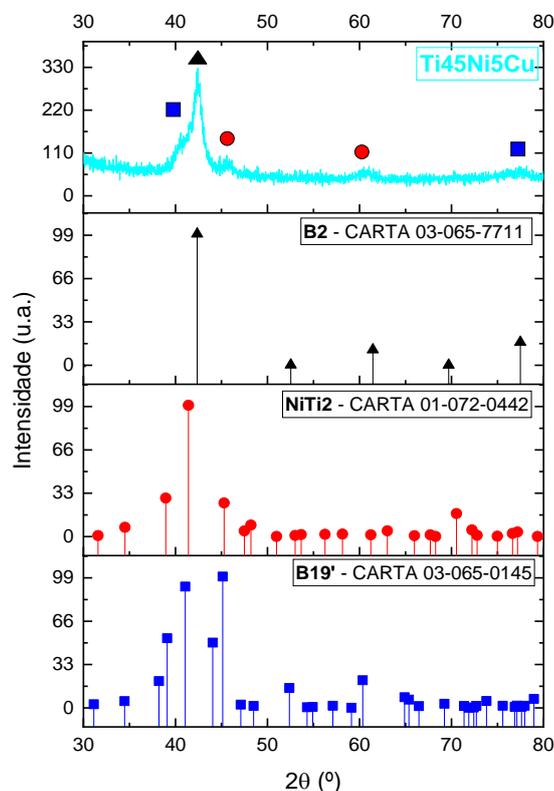
grandes perdas e tendo a certeza que o cobre substituiu o níquel em aproximadamente em 5% de acordo com a Figura 57, em 10% conforme, em 15% segundo a Figura 59, em 20% visto na Figura 60 e 25% de acordo com a Figura 61.

Em conformidade ao que foi apresentado nas figuras anteriores, em que as composições das ligas de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ se mantiveram de acordo com o previsto e fundido nas amostras, agora a parte primordial é saber quais as fases e precipitados envolvidos em cada liga e para isso a próxima etapa que é o DRX foi fundamental para comprovarmos algumas expectativas das ligas com relação as suas propriedades mecânicas.

5.2.3 Difratometria de Raios-X (DRX)

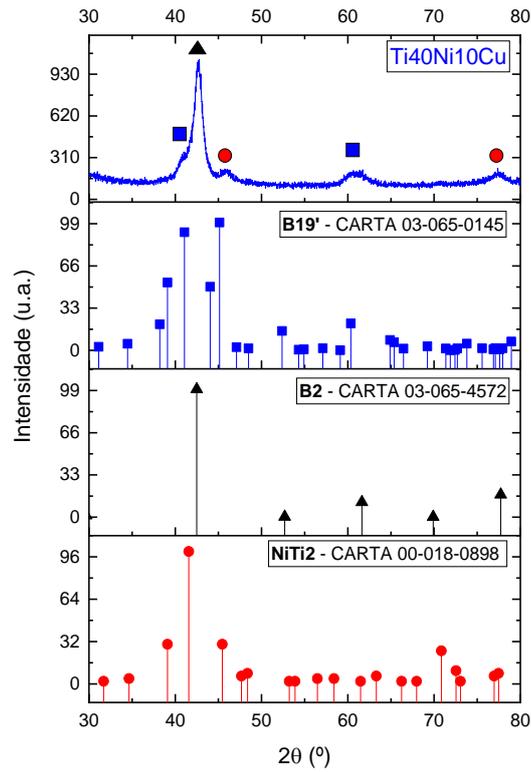
As análises de DRX das amostras de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ foram realizadas a fim de obter informações sobre as possíveis fases das ligas, além de verificar a possibilidade de precipitados. Os difratogramas das 5 ligas fundidas estão ilustradas nas Figura 62 a Figura 66, produzidas com diferentes composições.

Figura 62 - Análise de DRX realizada na liga $Ti_{45}Ni_{5}Cu$.



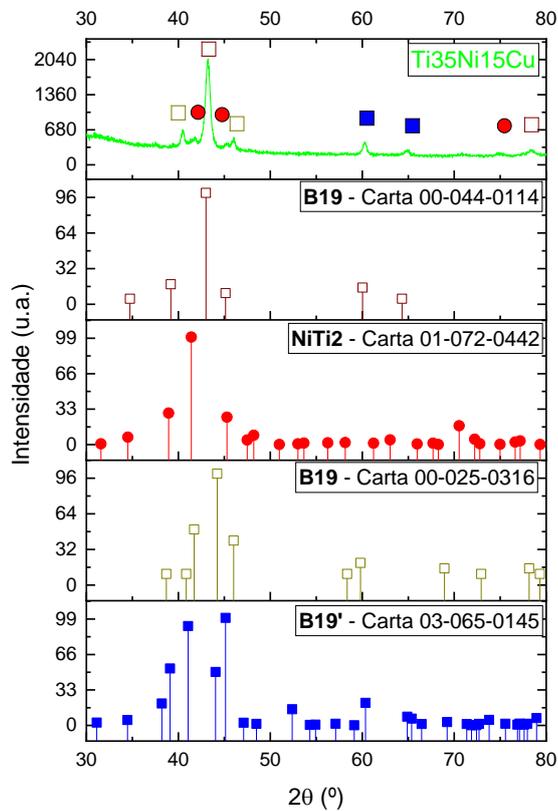
Fonte: O autor (2022).

Figura 63 - Análise de DRX realizada na liga Ti40Ni10Cu.



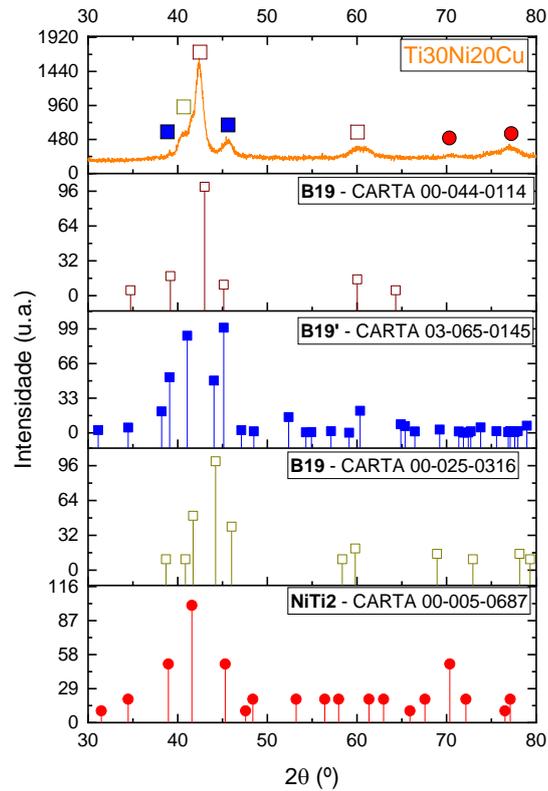
Fonte: O autor (2022).

Figura 64 - Análise de DRX realizada na liga Ti35Ni15Cu.



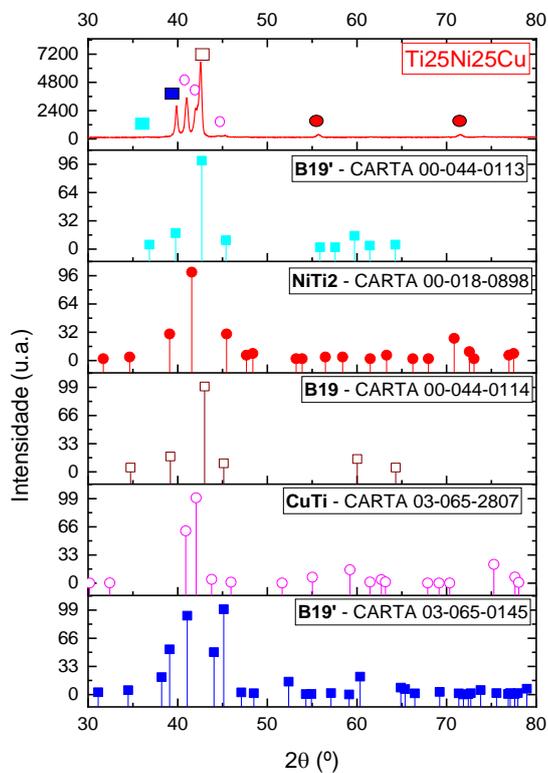
Fonte: O autor (2022).

Figura 65 - Análise de DRX realizada na liga Ti30Ni20Cu.



Fonte: O autor (2022).

Figura 66 - Análise de DRX realizada na liga Ti25Ni25Cu.



Fonte: O autor (2022).

Os padrões de DRX das amostras foram indexados utilizando as cartas de referência JCPDS no software XPERT high score os quais foram usados para interpretar os resultados. As análises de DRX das amostras de Ti50Ni50-XCu foram realizadas a fim de obter informações sobre as possíveis fases das ligas, além de verificar a possibilidade de precipitados. Os difratogramas das 5 ligas fundidas estão ilustradas nas Figura 62 a Figura 66, produzidas com diferentes composições.

Na Figura 62, ilustra o padrão DRX da liga Ti45Ni5Cu. As cartas usadas foram 03-065-7711 (B2), 01-072-0442 (NiTi₂) e 03-065-0145 (B19'). As fases identificadas foram martensita-B19', enquanto houve o aparecimento de fase austenita-B2 e também, o NiTi₂ que é uma fase secundária, existente nessas ligas de TiNiCu. Enquanto que, na Figura 63 onde apresenta o padrão DRX da liga Ti40Ni10Cu. As cartas usadas foram 03-065-4572 (B2), 01-018-0898 (NiTi₂) e 03-065-0145 (B19'). As fases identificadas para a liga com 10% de cobre foram as mesmas encontradas na liga de 5% de cobre, ou seja, martensita-B19', austenita-B2 e também, o NiTi₂.

Na Figura 64 onde temos o padrão DRX da liga Ti35Ni15Cu. As cartas usadas foram 03-065-0145 (B19'), 01-072-0442 (NiTi₂), 00-025-0316(B19) e 00-044-114 (B19). As fases identificadas nesta liga de 15% de cobre tiveram a ausência da fase mãe (austenita) e o aparecimento das fases B19', B19 e do precipitado NiTi₂. Já na Figura 65 que mostra o padrão DRX da liga Ti30Ni20Cu. Encontramos as mesmas fases da liga de 15% de cobre, ou seja, ausência da fase mãe (austenita) e o aparecimento das fases B19', B19 e do precipitado NiTi₂. As cartas usadas foram 03-025-0316 (B19), 00-005-0687 (NiTi₂), 00-065-0145 (B19') e 00-044-0114(B19).

No difratometro da Figura 66 mostra o padrão DRX da liga Ti25Ni25Cu. As cartas usadas foram 03-044-0113 (B19'), 03-065-0145 (B19'), 01-018-0898 (NiTi₂), 03-065-2807 (CuTi) e 00-044-0114(B19). As fases identificadas foram martensita-B19' e B19, e também dos precipitados NiTi₂ e CuTi.

5.2.4 Microscopia óptica

No processo de fabricação das ligas de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ foi adicionado Cu em substituição ao Ni e a variação de seu percentual atômico na liga pode provocar a obtenção de diferentes microestruturas e propriedades.

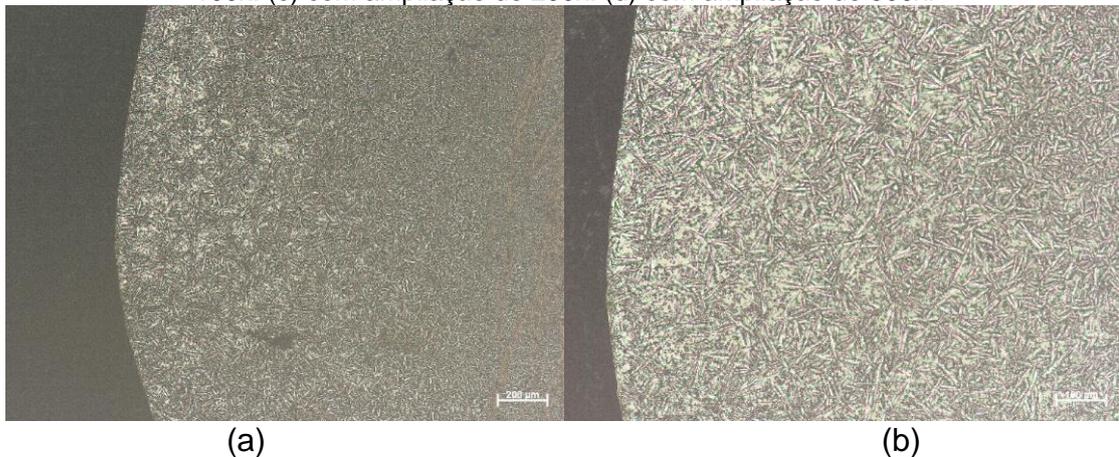
De acordo com Xu et al. (2007) devido à sua natureza intermetálica, as microestruturas e propriedades das ligas binárias Ni-Ti são muito sensíveis à relação dos teores de Ni e Ti. Portanto, desvios na estequiometria, como na adição de elementos ternários, substituindo Ti ou Ni, podem ocasionar a precipitação de fases secundárias, durante a solidificação ou tratamento térmico em altas temperaturas, como visto nos DRX das ligas.

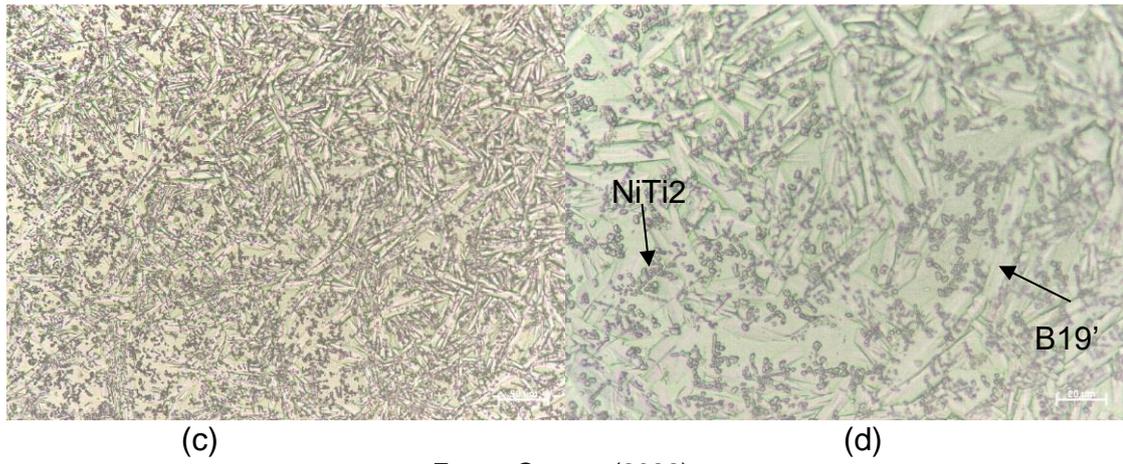
Ligas de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ foram metalograficamente preparadas nos Laboratórios do INTM, e os resultados são apresentados nas Figura 67 a

Figura 71.

Todas as amostras foram colocadas na geladeira por 30 min e logo após atacadas com reagente tipo Kroll adaptado nas proporções de 5ml de Ácido Nítrico, 5 ml de ácido acético e 2 ml de ácido fluorídrico. Lembrando que nenhum outro tipo de reagente conseguiu evidenciar a martensita. Os outros que foram encontrados nas normas e no HANDBOOK só conseguiram evidenciar os precipitados e fase mãe B2.

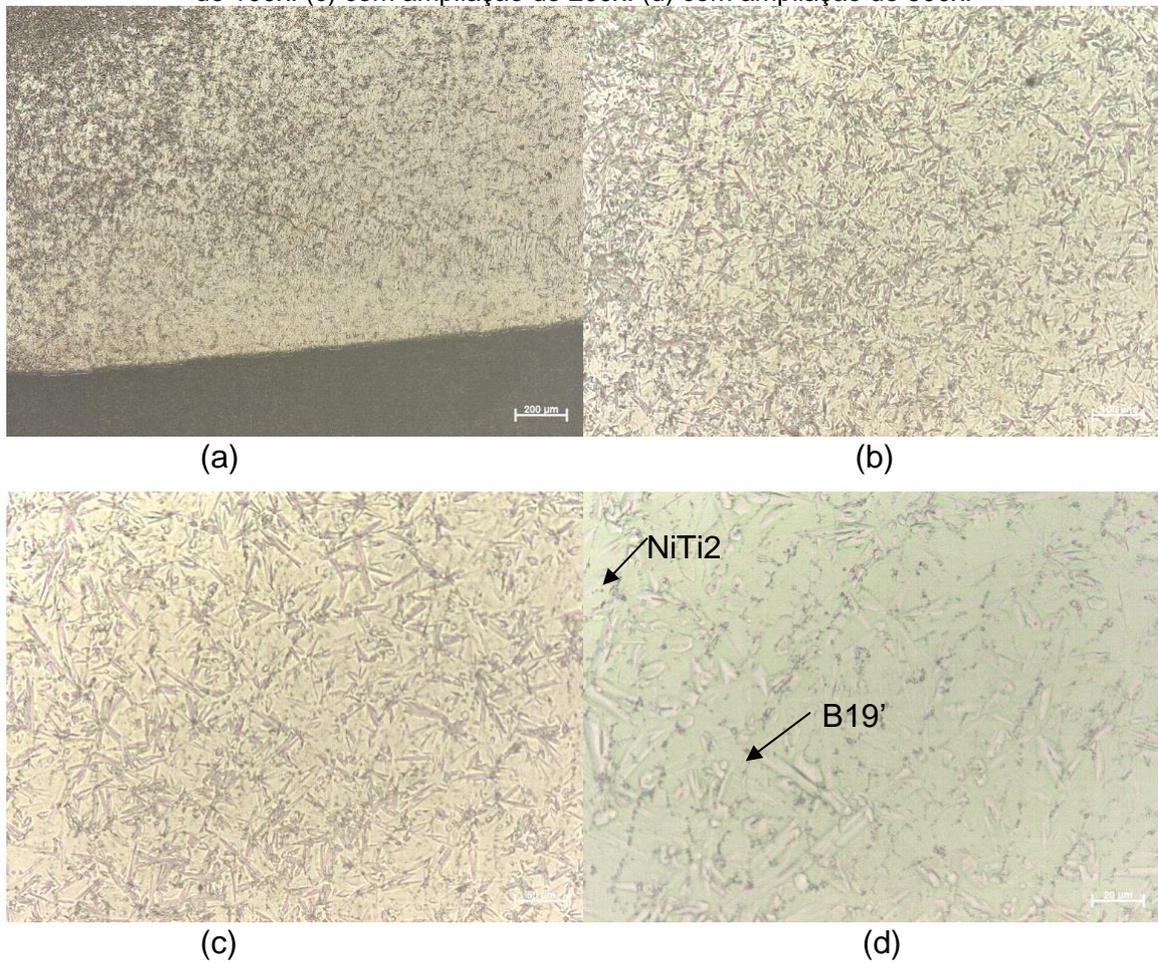
Figura 67 - Microscopia óptica da liga de $Ti_{45}Ni_{5}Cu$: (a) com ampliação de 50x. (b) com ampliação de 100x. (c) com ampliação de 200x. (d) com ampliação de 500x.





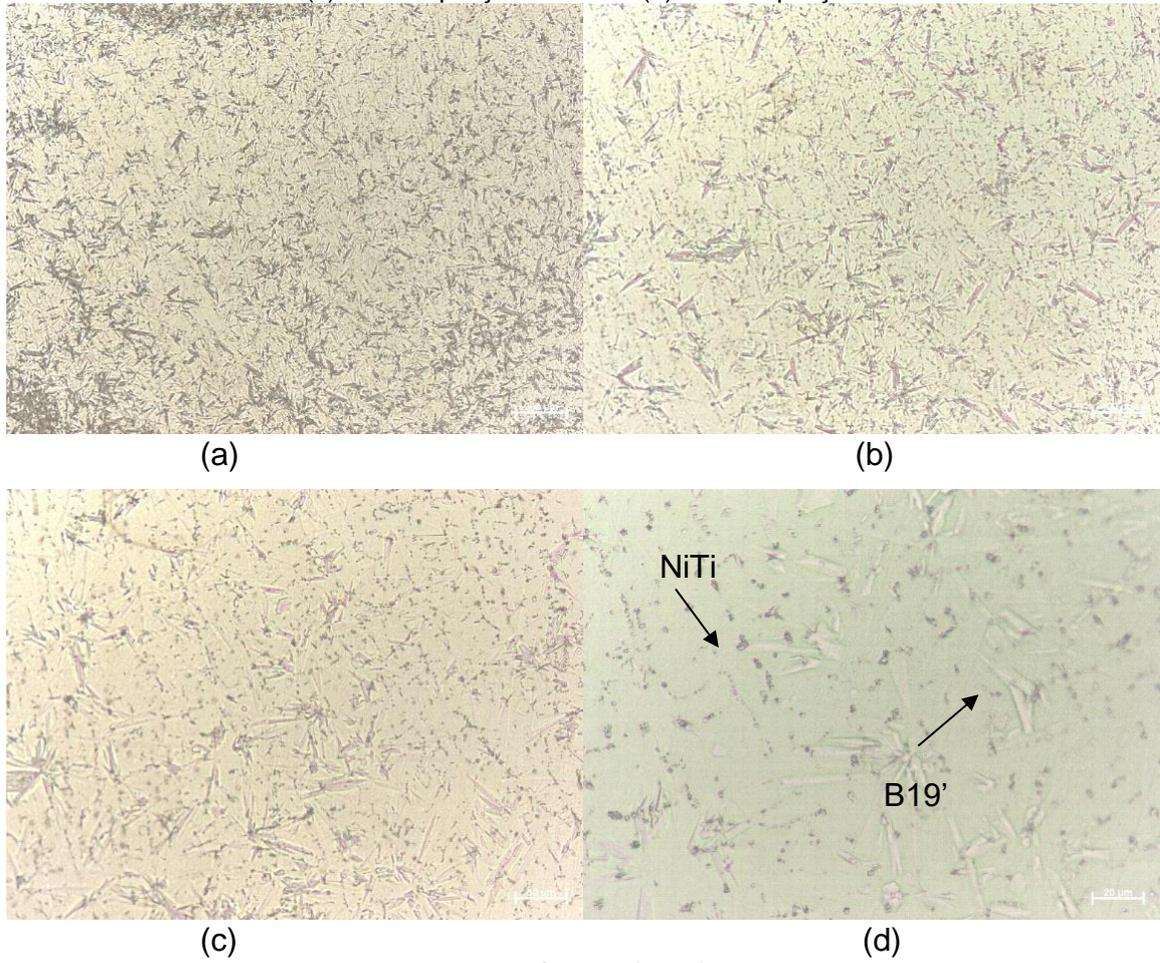
Fonte: O autor (2022).

Figura 68 - Microscopia óptica da liga de Ti40Ni10Cu: (a) com ampliação de 50x. (b) com ampliação de 100x. (c) com ampliação de 200x. (d) com ampliação de 500x.



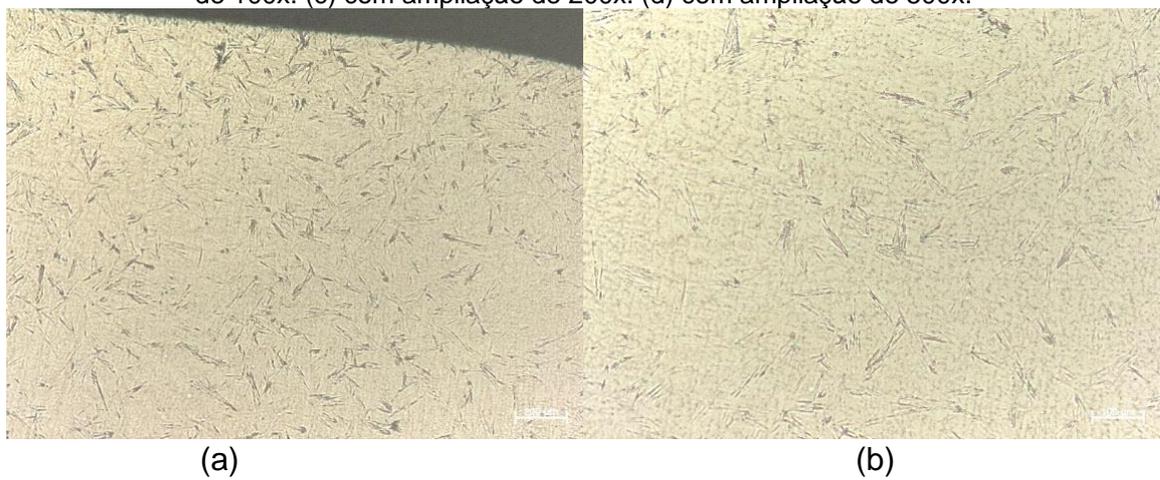
Fonte: O autor (2022).

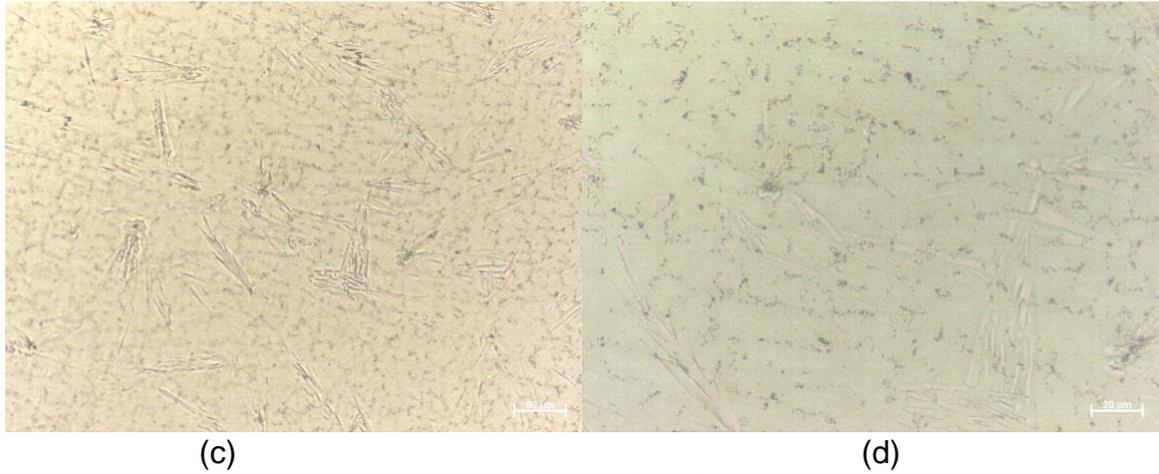
Figura 69 - Microscopia óptica da liga de Ti35Ni15Cu: (a) com ampliação de 50x. (b) com ampliação de 100x. (c) com ampliação de 200x. (d) com ampliação de 500x.



Fonte: O autor (2022).

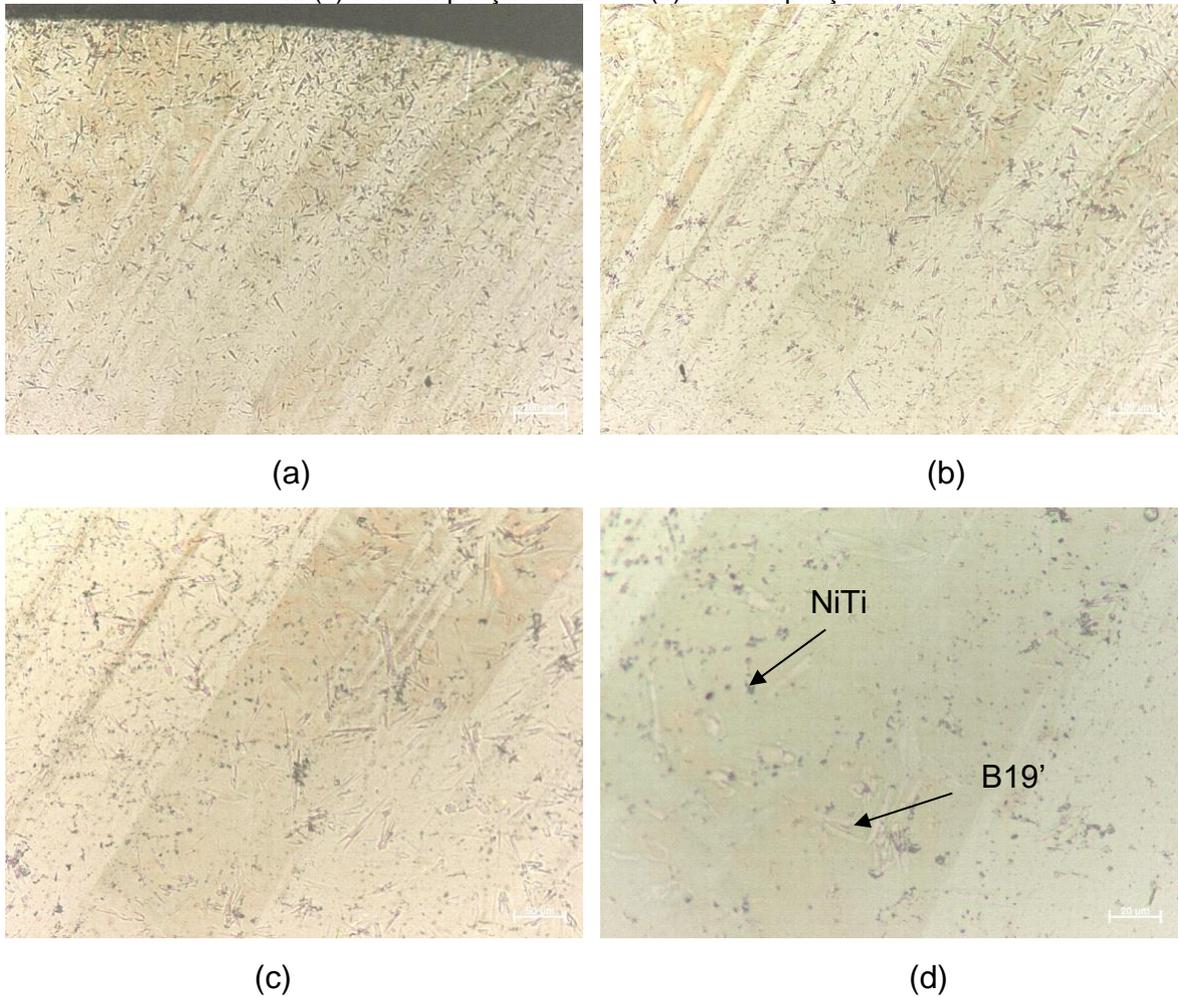
Figura 70 - Microscopia óptica da liga de Ti30Ni20Cu: (a) com ampliação de 50x. (b) com ampliação de 100x. (c) com ampliação de 200x. (d) com ampliação de 500x.





Fonte: O autor (2022).

Figura 71 - Microscopia óptica da liga de Ti₂₅Ni₂₅Cu: (a) com ampliação de 50x. (b) com ampliação de 100x. (c) com ampliação de 200x. (d) com ampliação de 500x.



Fonte: O autor (2022).

Na Figura 67, apresentam as micrografias das amostras da liga Ti₄₅Ni₅Cu, com aumento de 50x, 100x, 200x e 500x e nas mesmas conseguimos identificar a

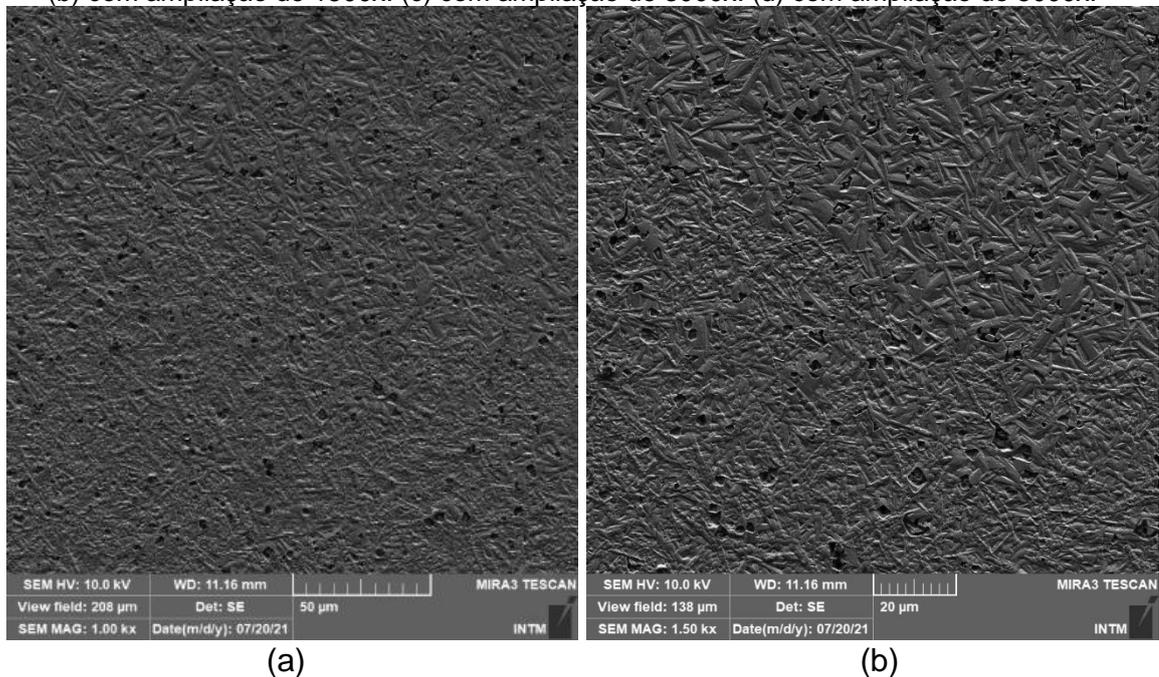
martensita B19' e o precipitado NiTi₂. O mesmo foi possível ser verificado na Figura 68, Figura 69, Figura 70 e

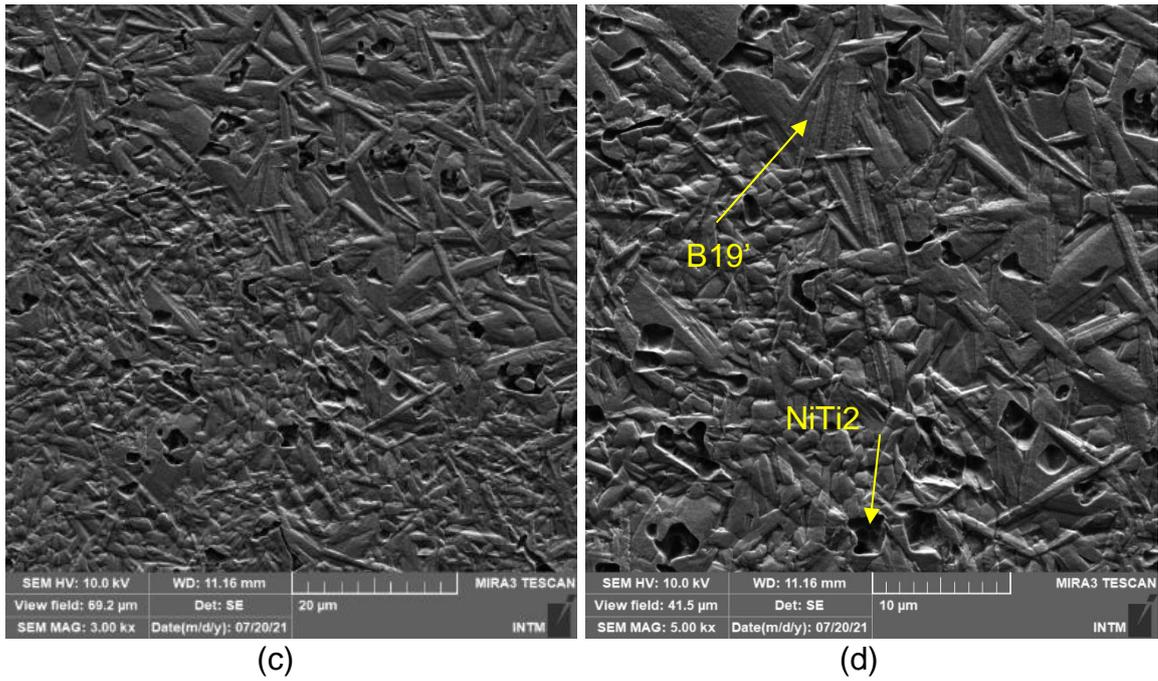
Figura 71, que apresentam as micrografias das amostras da liga Ti40Ni10Cu, Ti35Ni15Cu, Ti30Ni20Cu e Ti25Ni25C, respectivamente. Nas amostras das 5 ligas estudadas foi possível confirmar a presença da fase B19' e do precipitado NiTi₂. Outro fator importante a ressaltar foi que as agulhas mais finas foram diminuindo e aparecendo agulhas mais grosseiras com o aumento do teor de Cobre. Além da diminuição da densidade do precipitado NiTi₂ com o aumento do teor de Cobre.

5.2.5 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Com o intuito de obter uma melhor visualização das fases e dos precipitados verificados na etapa anterior de microscopia óptica, foram realizadas análises de microscopia eletrônica de varredura nas Ligas de Ti₅₀Ni_{50-x}Cu_x.

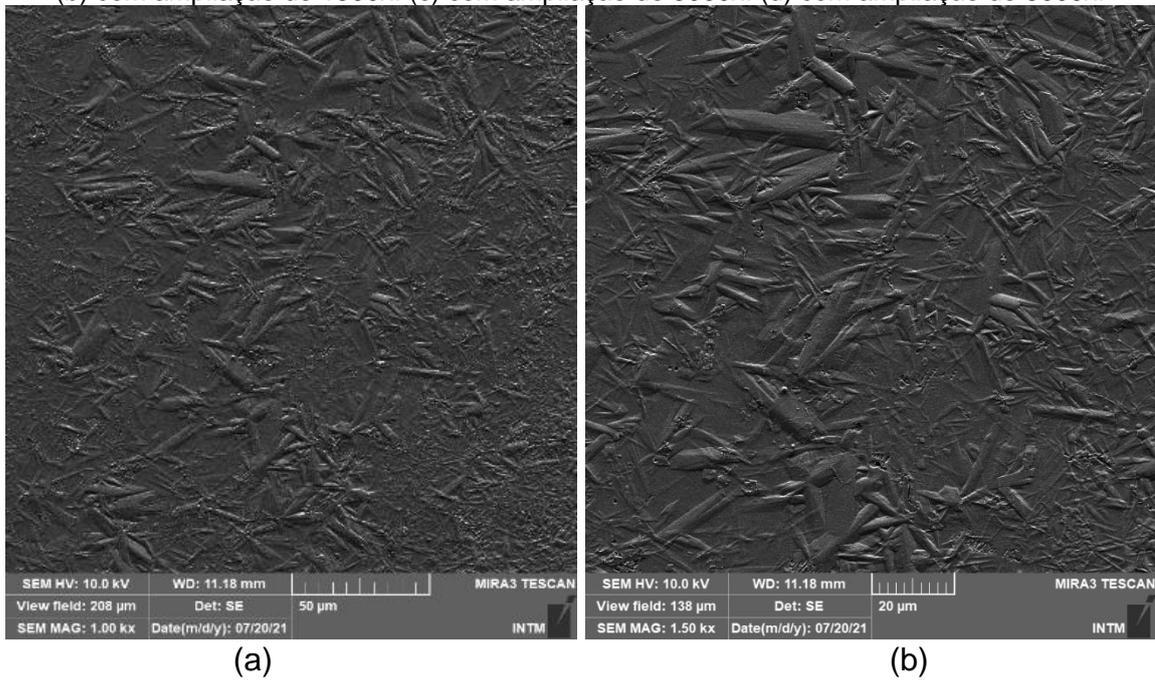
Figura 72 - Microscopia eletrônica de varredura da liga de Ti45Ni5Cu: (a) com ampliação de 1000x. (b) com ampliação de 1500x. (c) com ampliação de 3000x. (d) com ampliação de 5000x.

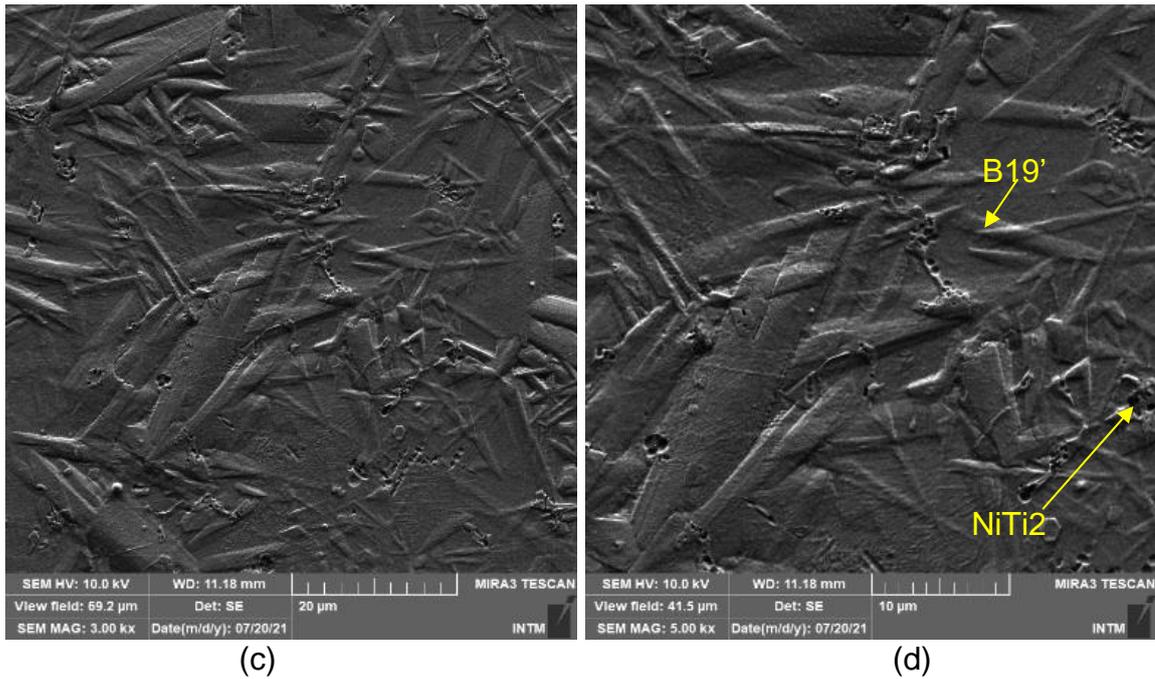




Fonte: O autor (2022).

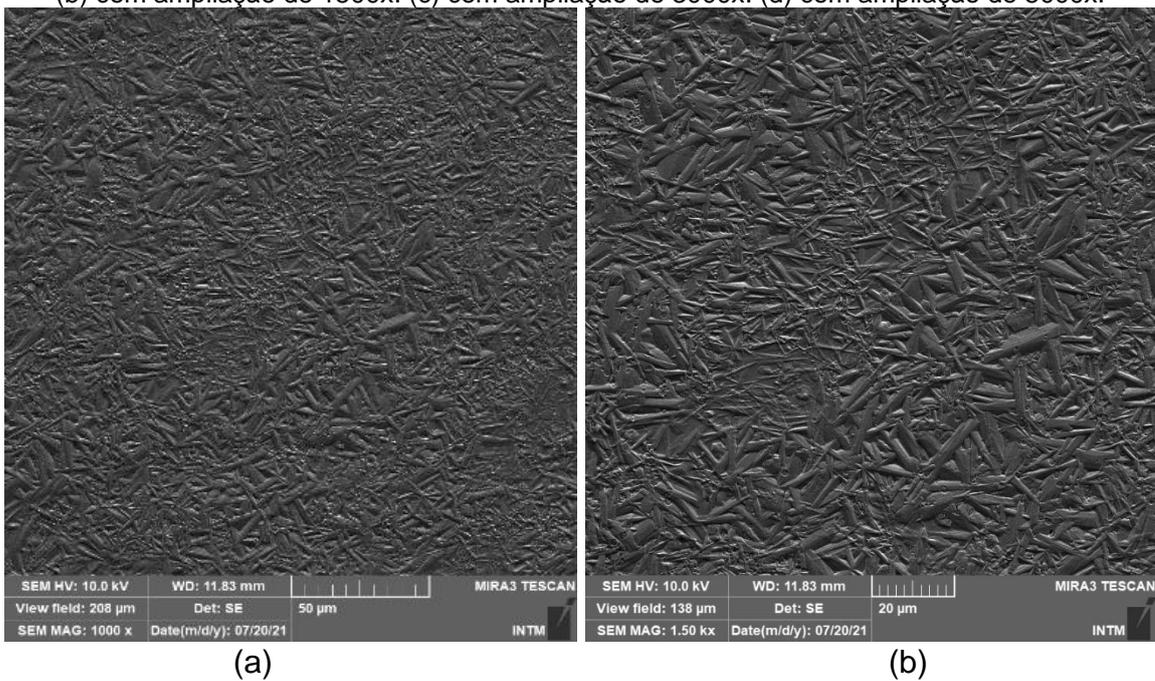
Figura 73 - Microscopia eletrônica de varredura da liga de Ti40Ni10Cu: (a) com ampliação de 1000x. (b) com ampliação de 1500x. (c) com ampliação de 3000x. (d) com ampliação de 5000x.

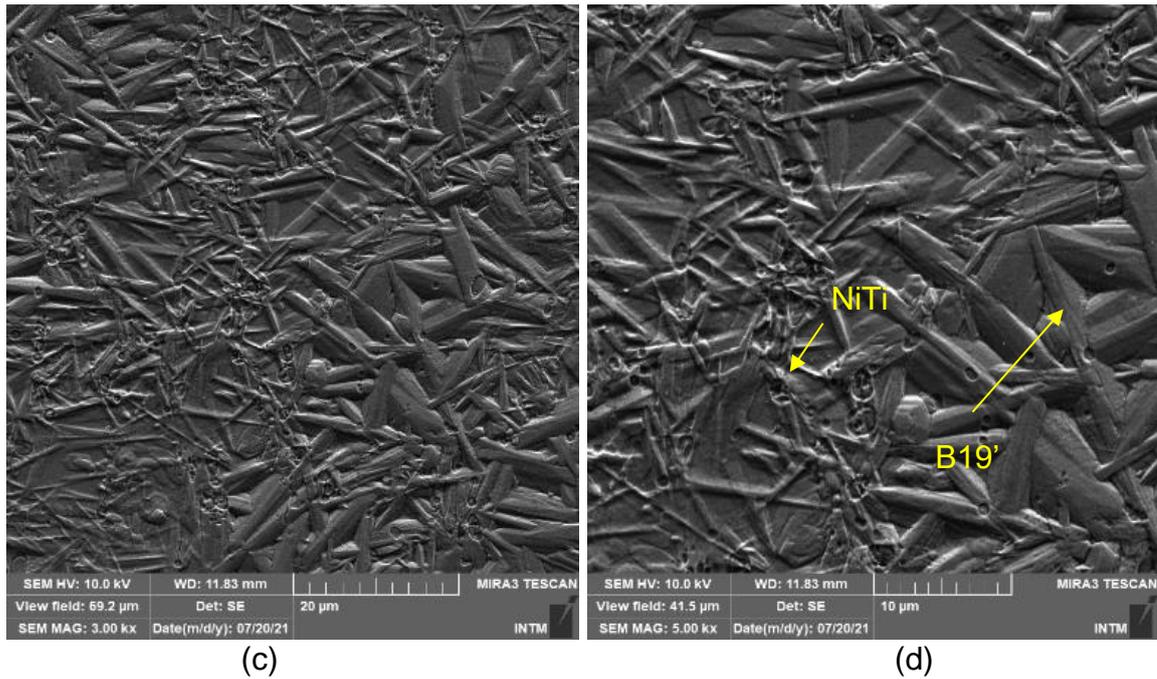




Fonte: O autor (2022).

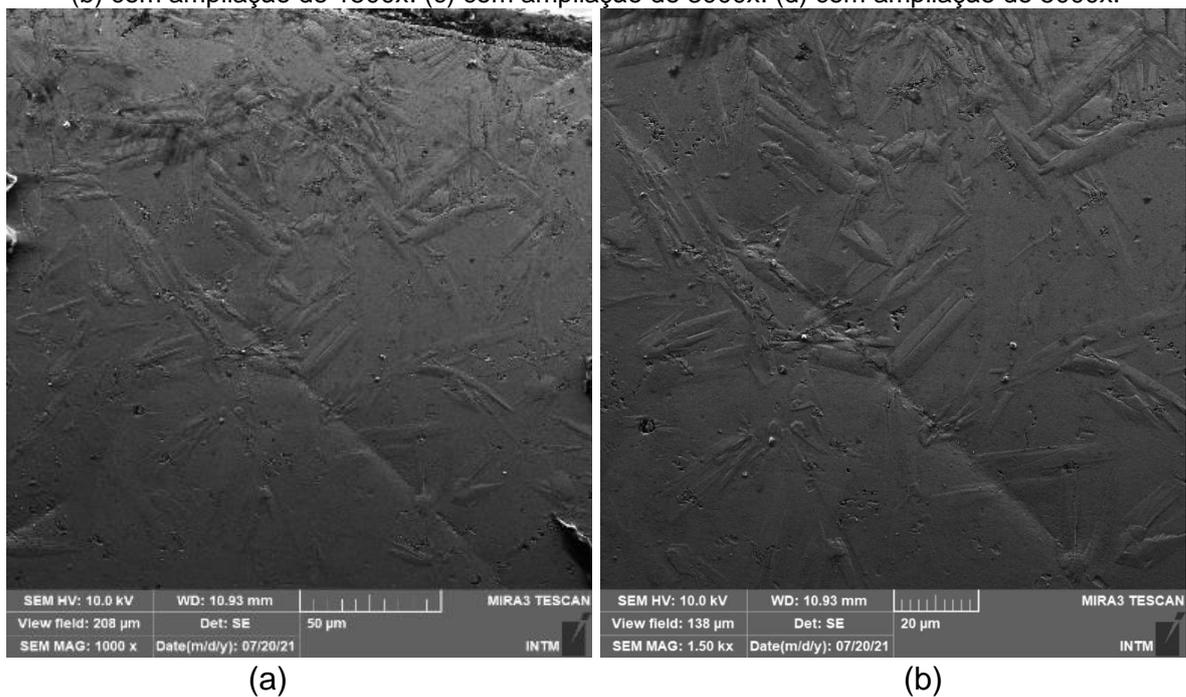
Figura 74 - Microscopia eletrônica de varredura da liga de Ti35Ni15Cu: (a) com ampliação de 1000x. (b) com ampliação de 1500x. (c) com ampliação de 3000x. (d) com ampliação de 5000x.

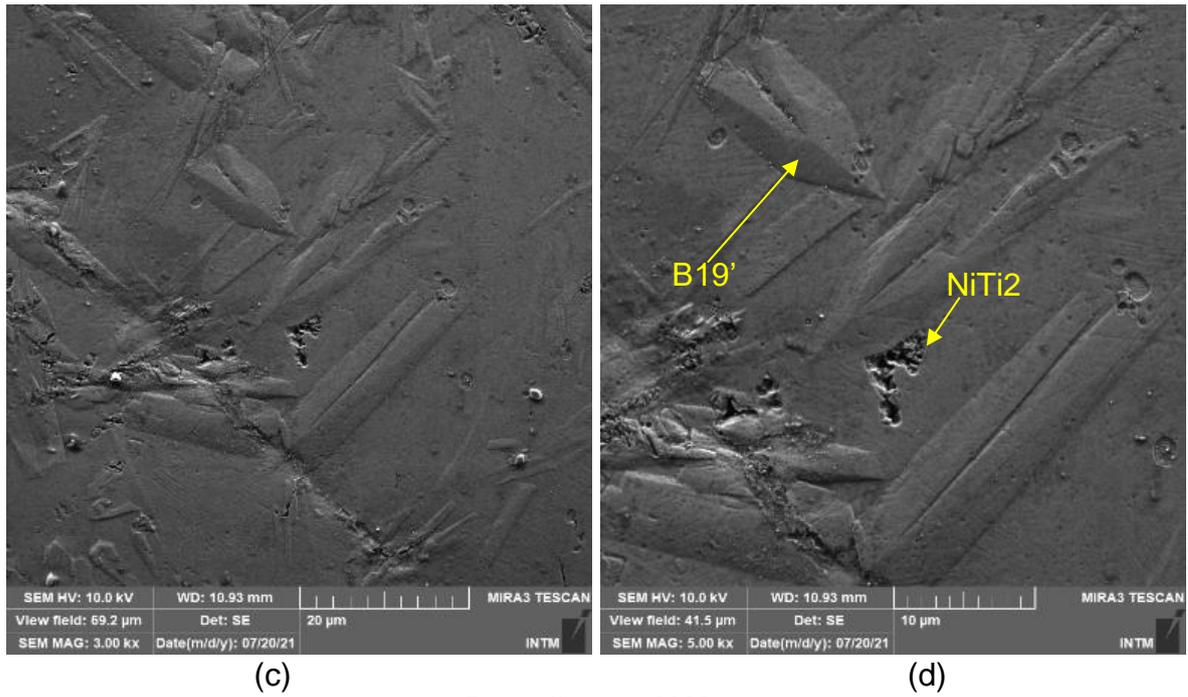




Fonte: O autor (2022).

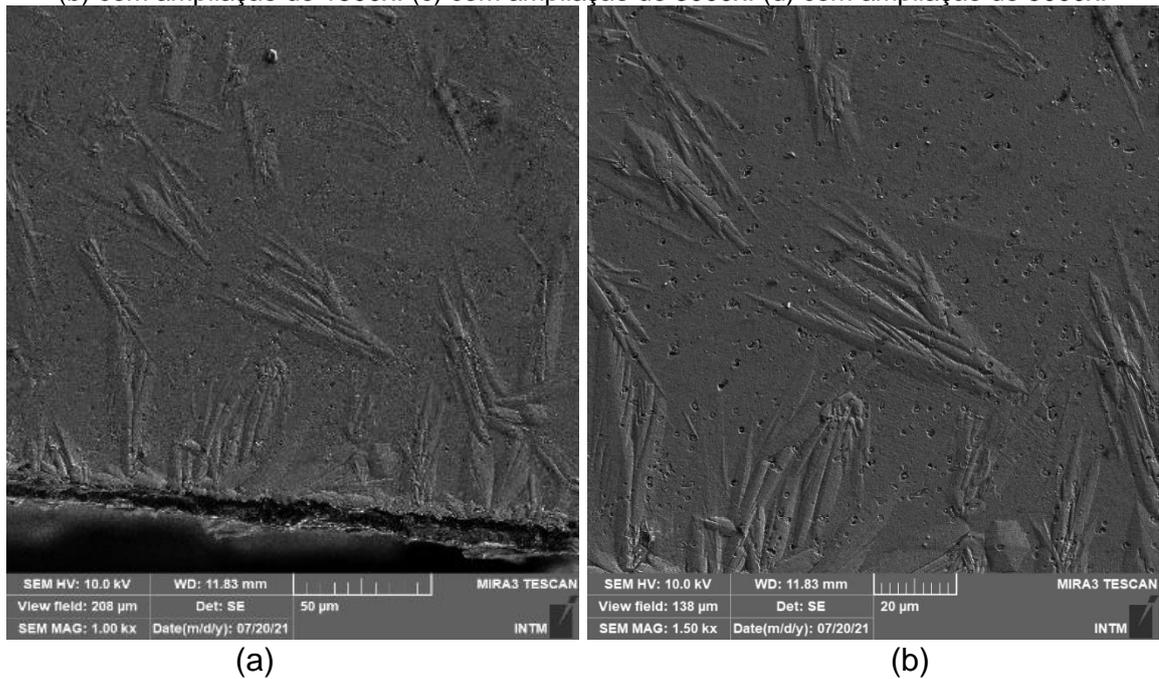
Figura 75 - Microscopia eletrônica de varredura da liga de Ti₃₀Ni₂₀Cu: (a) com ampliação de 1000x. (b) com ampliação de 1500x. (c) com ampliação de 3000x. (d) com ampliação de 5000x.

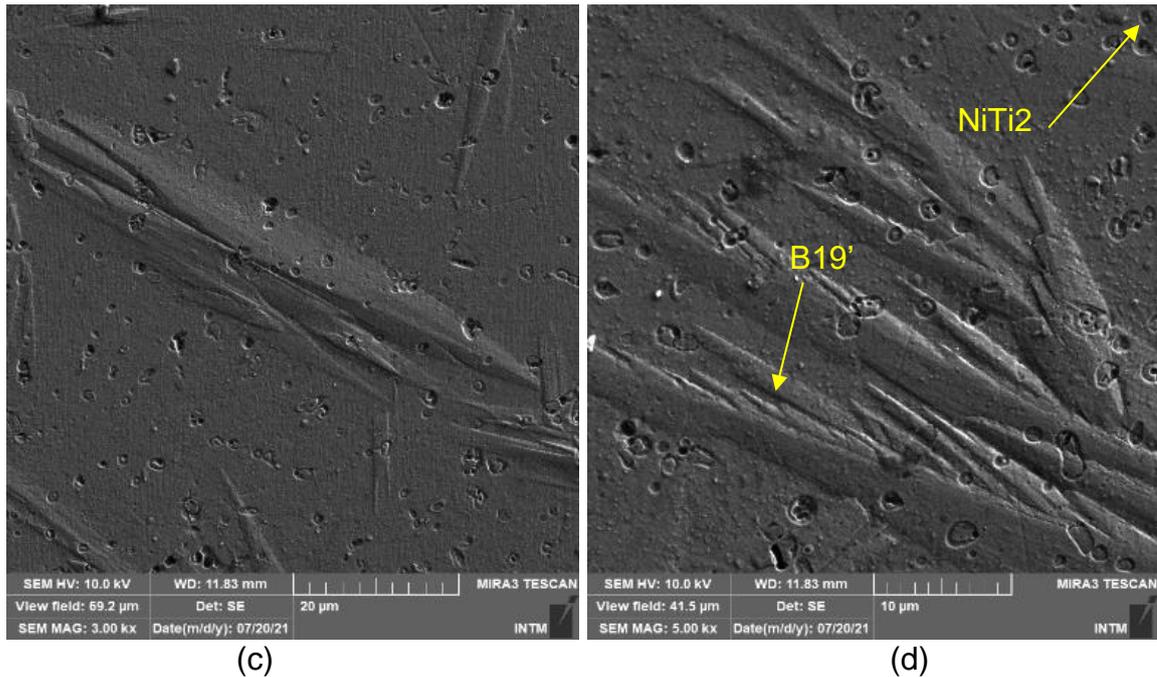




Fonte: O autor (2022).

Figura 76 - Microscopia eletrônica de varredura da liga de Ti₂₅Ni₂₅Cu: (a) com ampliação de 1000x. (b) com ampliação de 1500x. (c) com ampliação de 3000x. (d) com ampliação de 5000x.





Fonte: O autor (2022).

As Ligas de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ foram metalograficamente preparadas, e os resultados são apresentados nas Figura 72 a Figura 76 das microscopias eletrônicas de varredura MEV das amostras das ligas $Ti_{40}Ni_{10}Cu$, $Ti_{35}Ni_{15}Cu$, $Ti_{30}Ni_{20}Cu$ e $Ti_{25}Ni_{25}Cu$, respectivamente, com aumentos de 1000X, 1500 X, 3000 X e 5000 X, onde conseguimos identificar a martensita B19' e o precipitado $NiTi_2$, encontrados na etapa anterior deste trabalho. É importante ressaltar que as agulhas mais finas foram diminuindo e aparecendo agulhas mais grosseiras com o aumento do teor de cobre e o mesmo comportamento ocorreu com o precipitado $NiTi_2$ que diminuiu sua densidade com o aumento do teor de cobre.

5.2.6 Análise térmica por DSC

Os resultados de Calorimetria Diferencial de Varredura (“ Differential Scanning Calorimetry”- DSC) foram obtidas das ligas com intuito de medir as temperaturas de transformações, mas também a entalpia de transformação, ou seja, a energia envolvida necessária para ocorrer a mudança de fase das LMF $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$.

As temperaturas críticas de transformação, entalpias e histerese das ligas brutas de fusão pelo método PSPP são apresentadas na tabela abaixo.

Tabela 5 - Temperaturas e entalpias obtidas a partir das curvas de calorimetria das ligas de $TiNi_{50-x}Cu_x$ brutas fundidas pelo método PSPP.

LIGAS	MS (°C)	M50 (°C)	Mf (°C)	ENTALPIA DIRETA (J/g)	AS (°C)	A50 (°C)	Af (°C)	ENTALPIA INVERSA (J/g)	Histerese (°C)
Ti45Ni5Cu	8,5	0,99	-5,44	15,77	5,64	22,57	39,57	-16,84	21,58
Ti40Ni10Cu	26,63	18,91	10,59	10,72	26,86	35,41	41,32	-10,51	16,5
Ti35Ni15Cu	38,23	29,18	12,44	11,67	28,99	44,66	50,13	-11,63	15,48
Ti30Ni20Cu	48,3	37,25	19,25	9,16	33,15	51,41	60,81	-9,46	14,16
Ti25Ni25Cu	61,65	44,22	30,45	8,22	41,36	56,79	72,42	-8,36	12,57

Fonte: O autor (2022).

A Tabela 5, indica com clareza a transformação em apenas um estágio B2-B19' (austenita – martensita monoclinica), com picos bem definidos em todas as curvas calorimétricas. Lembrando que a transformação em dois estágios pode aparecer com auxílio de tratamento térmico ou após vários ciclos térmicos, apesar deste trabalho não ter avaliado esse fenômeno. O aumento das temperaturas de transformação e a diminuição da histerese ocorre devido o aumento dos teores de cobre. Esses resultados são consistentes com os relatados anteriormente na literatura (PHUKAOLUAN et al., 2011).

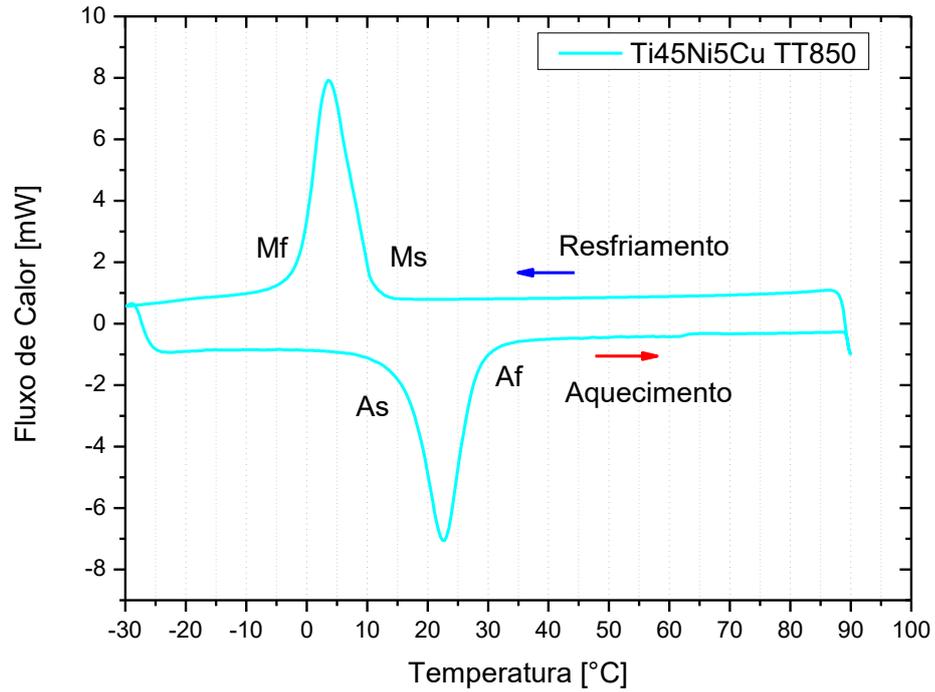
Visando homogeneizar as ligas fundidas, foi realizado um tratamento térmico de solubilização a 800°C por 15 minutos, e resfriado em água, o mesmo realizado por (NAM et al., 1990).

Silva et al. (2009) também produziu uma liga de composição nominal Ti-45Ni-5Cu (%at), via fusão por plasma (PSPP), e em seu estudo, as ligas foram submetidas a tratamentos de homogeneização de 840°C em um patamar de 2.400 s (40 minutos) com posterior resfriamento rápido em água a T_{amb} .

As curvas de DSC solubilizadas são apresentadas nas Figuras 73 a 77, correspondentes às ligas $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$, variando a concentração de cobre em substituição ao Níquel.

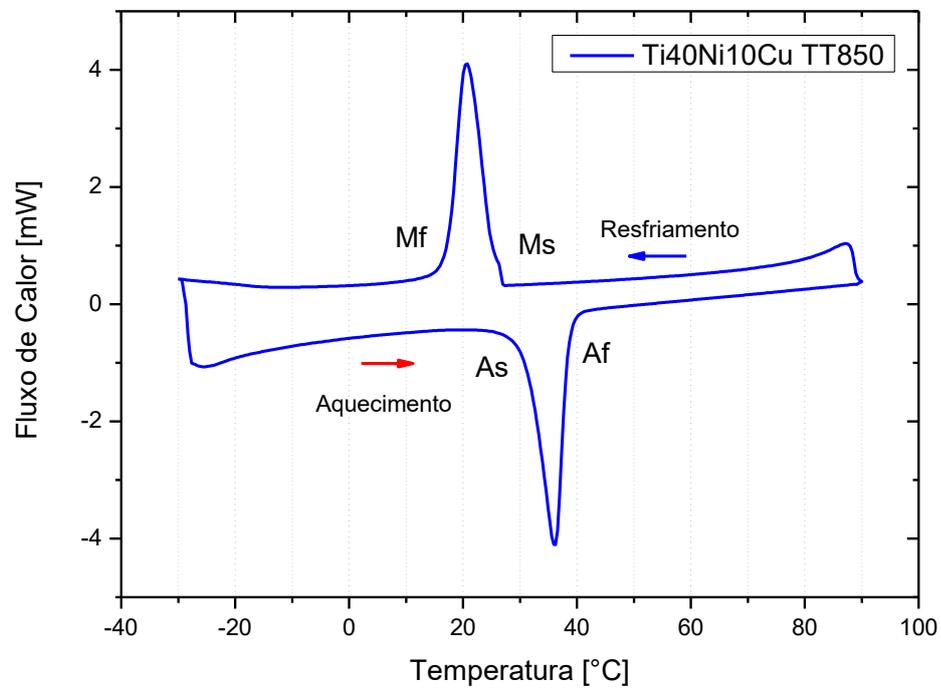
Nas curvas de calorimetria a seta azul representa a direção de resfriamento e a seta vermelha representa a direção de aquecimento durante o ensaio em todo o ciclo. E as temperaturas críticas de transformação foram obtidas pelo método das tangentes.

Figura 77 - Curva de DSC da liga Ti45Ni5Cu.



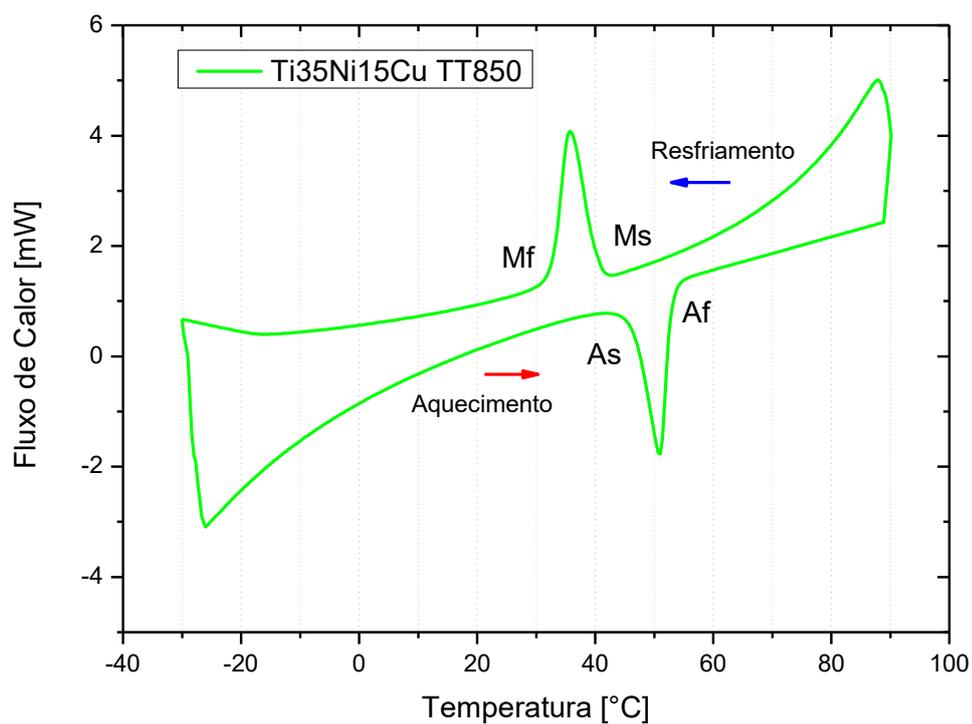
Fonte: O autor (2022).

Figura 78 - Curva de DSC da liga Ti40Ni10Cu.



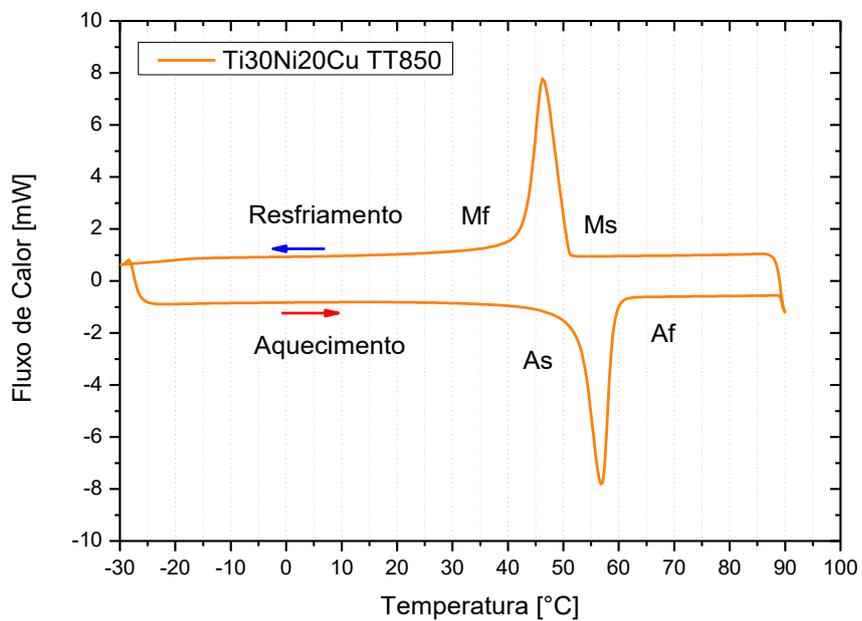
Fonte: O autor (2022).

Figura 79 - Curva de DSC da liga Ti35Ni15Cu.



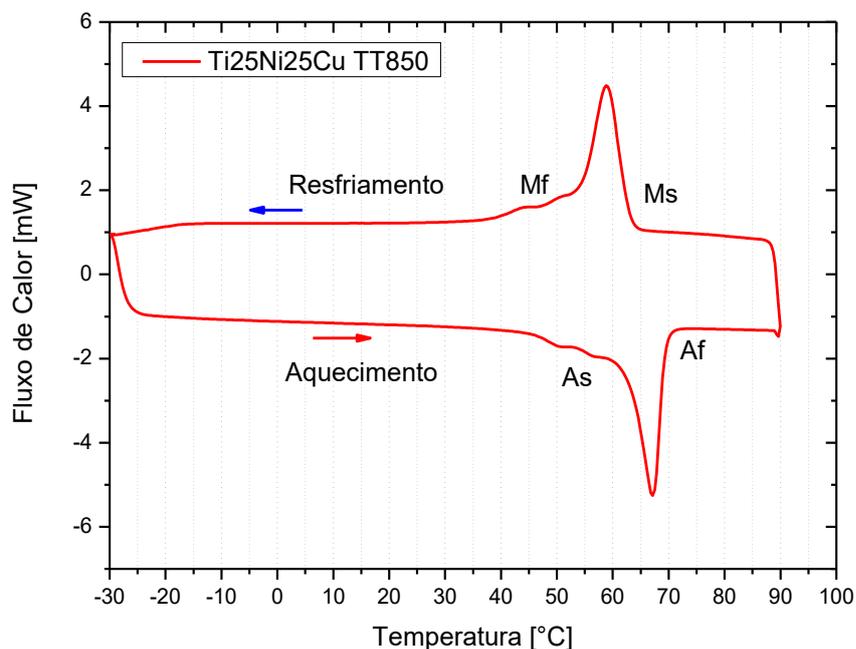
Fonte: O autor (2022).

Figura 80 - Curva de DSC da liga Ti30Ni20Cu.



Fonte: O autor (2022).

Figura 81 - Curva de DSC da liga Ti25Ni25Cu.



Fonte: O autor (2022).

Nas caracterizações térmicas, por calorimetria mostradas nas Figura 77 a

Figura 80 é possível observar com clareza a transformação em apenas um estágio $B2 \rightarrow B19'$ e $B19' \rightarrow B2$, mesmo após a solubilização a 850°C .

A Tabela 6, resume as temperaturas críticas de transformação, entalpias e histerese das ligas solubilizadas a 850°C e também mostra que em todas as ligas a transformação ocorre em apenas um estágio.

Tabela 6 - Temperaturas e entalpias obtidas a partir das curvas de calorimetria das ligas de $\text{TiNi}_{50-x}\text{Cu}_x$ fundidas pelo método PSPP e solubilizadas a 850°C .

LIGAS	MS ($^\circ\text{C}$)	M50 ($^\circ\text{C}$)	Mf ($^\circ\text{C}$)	ENTALPIA DIRETA (J/g)	AS ($^\circ\text{C}$)	A50 ($^\circ\text{C}$)	Af ($^\circ\text{C}$)	ENTALPIA INVERSA (J/g)	Histerese ($^\circ\text{C}$)
Ti45Ni5Cu	10,57	3,7	-1,3	13,00	16,23	22,64	28,03	-12,96	18,94
Ti40Ni10Cu	25,58	20,59	17,15	8,40	30,92	36,09	38,49	-8,33	15,5
Ti35Ni15Cu	40,31	35,7	32,75	5,81	46,12	50,87	52,93	-6,60	15,17
Ti30Ni20Cu	50,79	46,41	43,03	10,01	52,65	56,91	59,03	-9,77	10,5
Ti25Ni25Cu	63,16	58,98	53,65	12,32	62,25	66,98	69,4	-10,41	8

Fonte: O autor (2022).

As temperaturas de transformação das ligas Cu tiveram os valores muito próximos do encontrado na literatura. Exemplo é a liga com 20% de cobre que

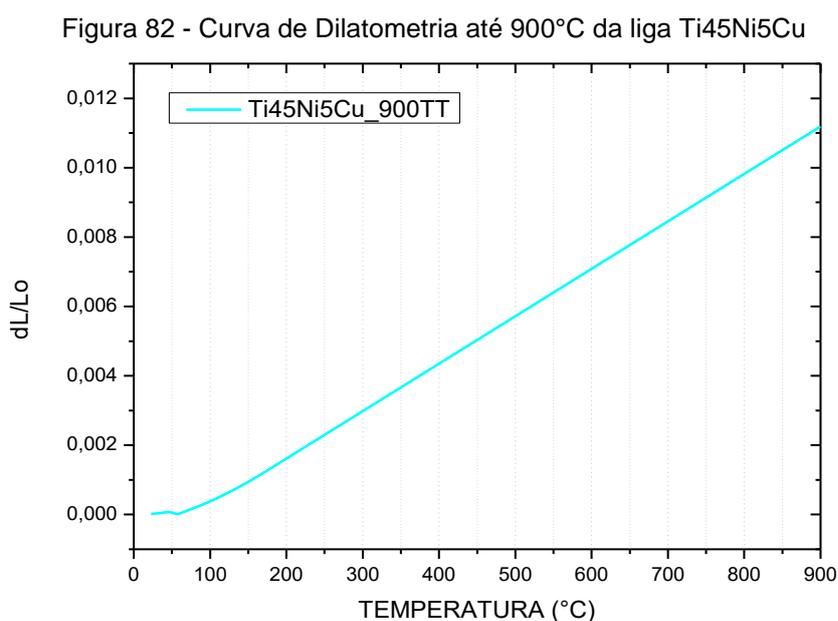
Segundo Yong-Hua Li et al. (2005), as temperaturas inicial e final da martensita, M_s e M_f , bem como as temperaturas inicial e final da transformação reversa, A_s e A_f , determinadas pelo método tangente da curva DSC são $58,9^\circ\text{C}$, $49,6^\circ\text{C}$, $54,8^\circ\text{C}$ e $65,5^\circ\text{C}$, respectivamente. A histerese de temperatura ($T = A_f - M_s$) é de $6,6^\circ\text{C}$.

O aumento das temperaturas de transformação e a diminuição da histerese ocorre à medida que aumenta os teores de cobre. Esses resultados são consistentes com os relatados na literatura (PHUKAOLUAN et al., 2011).

Conforme dados apresentados na tabela acima as ligas de 20% e 25% de cobre são as mais adequadas para aplicações que requerem resposta de atuação rápida, devido aos menores valores de histerese.

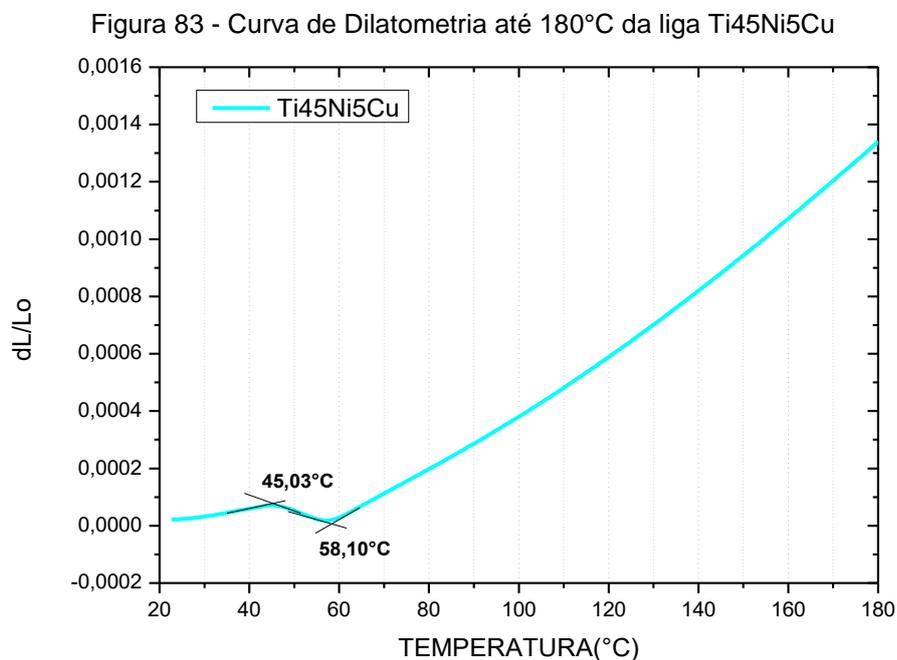
5.2.7 Análise térmica por dilatometria

Com o intuito de verificar os valores de temperaturas de transformação e a possível solubilização de algum precipitado foram realizados os ensaios de dilatometria das ligas de $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-x}\text{Cu}_x$, utilizando faixa de temperatura de 25° a 900°C e taxa de aquecimento de $10^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ e comprimento da amostra de 25mm. Na caracterização térmica, por dilatometria mostrado na Figura 82, é possível observar a transformação em apenas um estágio B19'-B2 em temperaturas abaixo de 100°C , ampliado na Figura 83. Nenhuma solubilização de precipitado foi identificada.



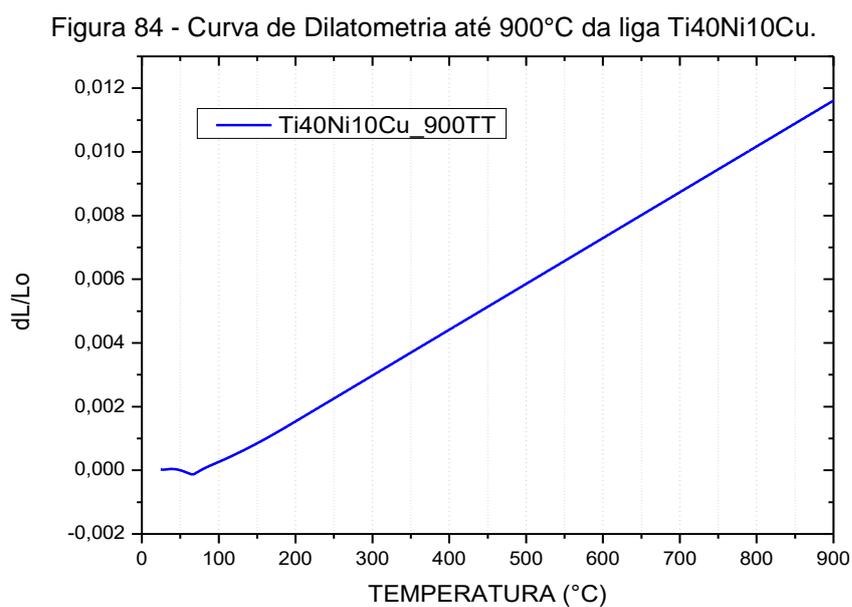
Fonte: O autor (2022).

Na Figura 83, que é uma ampliação da Figura 82, é possível verificar as temperaturas de início ($45,03^{\circ}\text{C}$) e final ($58,10^{\circ}\text{C}$) da transformação para a fase B2.



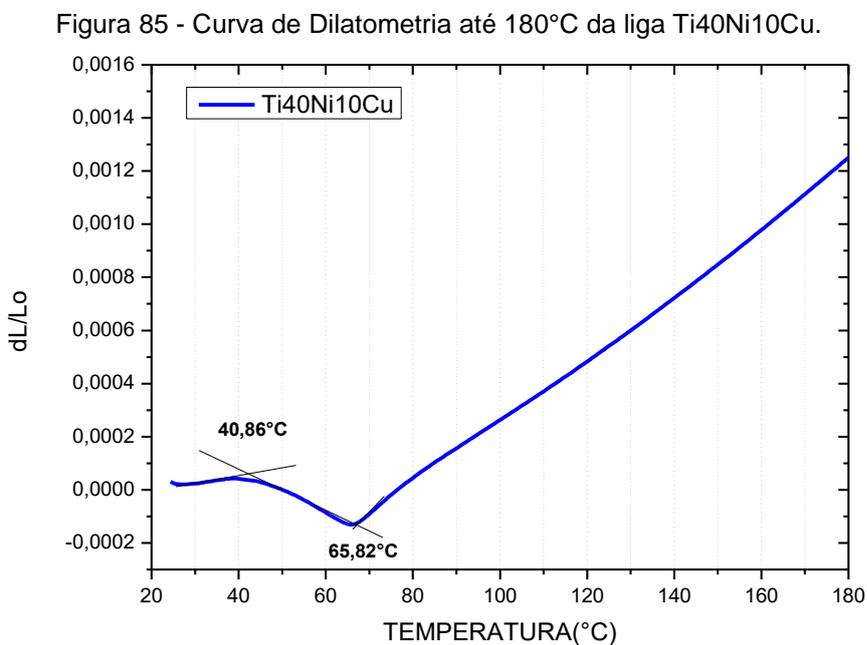
Fonte: O autor (2022).

Na curva de Dilatometria mostrada na Figura 84, é possível observar a transformação em apenas um estágio B19'-B2 e não foi possível verificar a solubilização de precipitado.



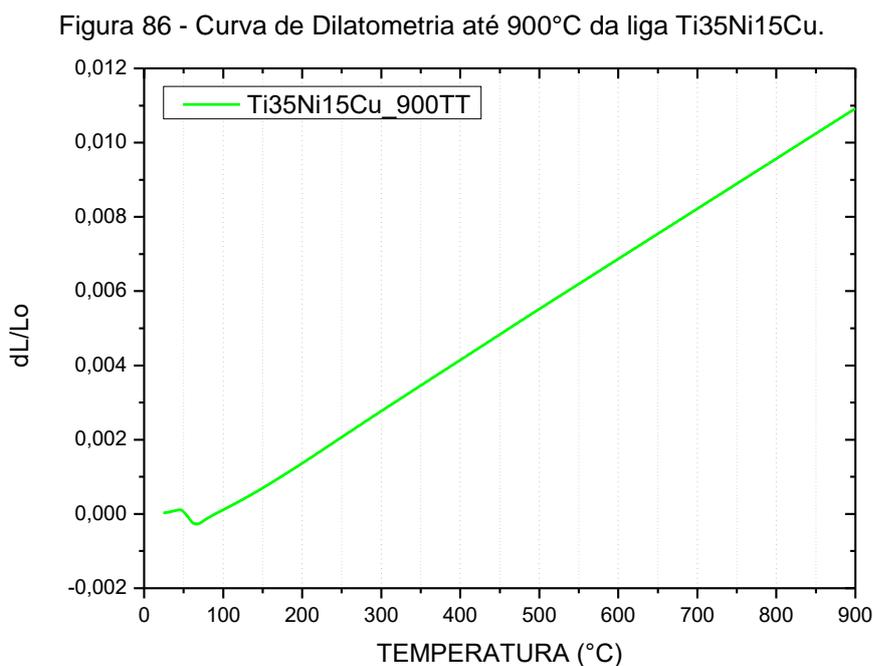
Fonte: O autor (2022).

Na Figura 85, que é uma ampliação da Figura 84, é possível verificar as temperaturas de início (40,86°C) e final (65,82°C) da transformação para a fase B2.



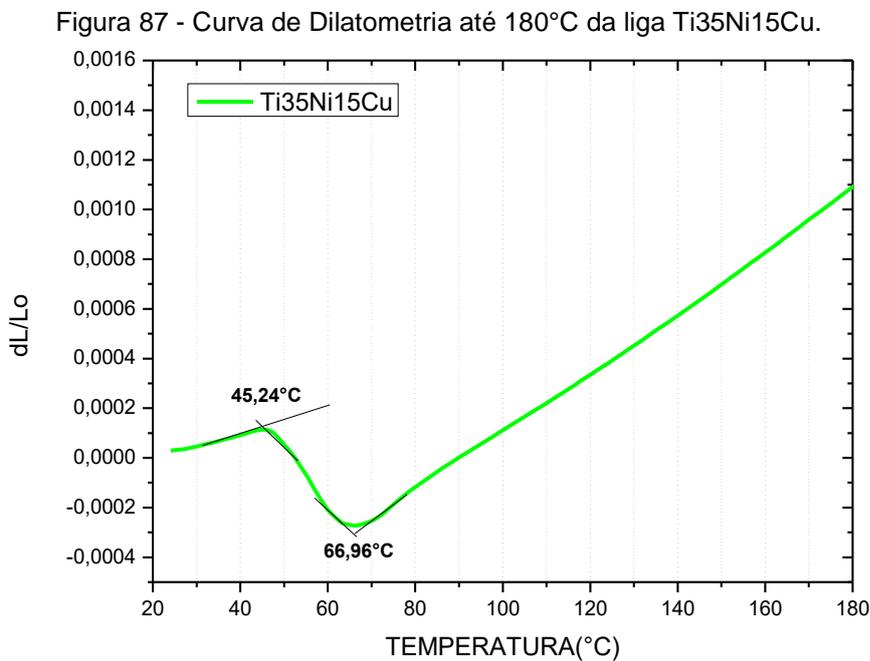
Fonte: O autor (2022).

Na Figura 86, é possível observar a transformação em apenas um estágio B19'-B2 e nenhuma solubilização de precipitado foi identificada pelo ensaio.



Fonte: O autor (2022).

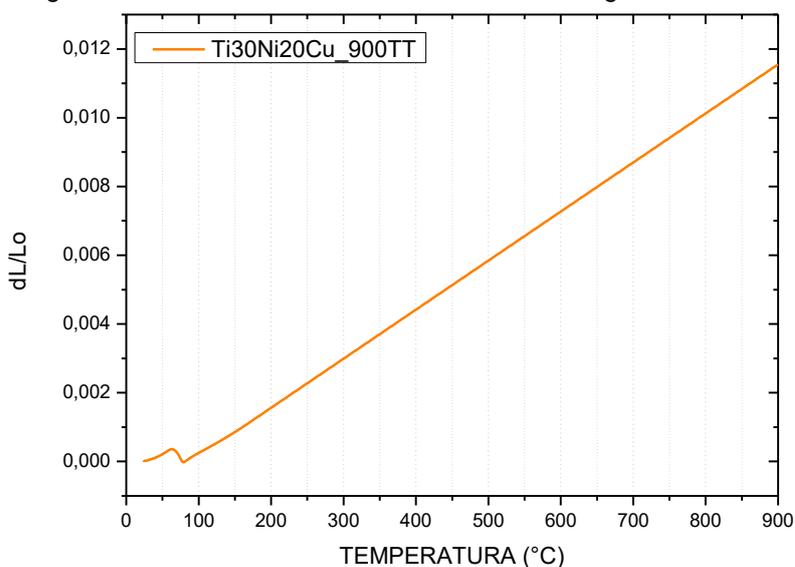
A Figura 87, que é uma ampliação da Figura 86, nela é possível verificar as temperaturas de início (45,24°C) e final (66,96°C) da transformação para a fase B2.



Fonte: O autor (2022).

Na caracterização térmica, por Dilatometria mostrado na Figura 88, é possível observar a transformação em apenas um estágio B19'-B2 e nenhuma solubilização de precipitado foi identificada pelo ensaio.

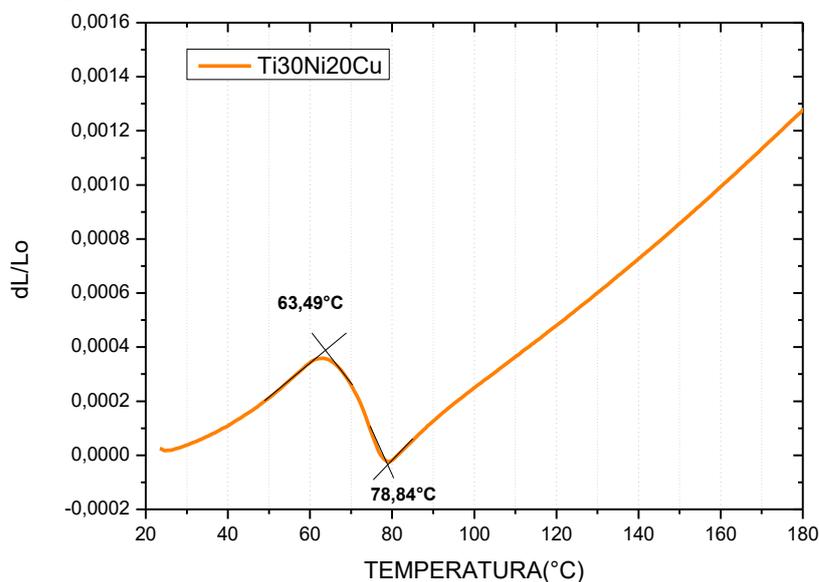
Figura 88 - Curva de Dilatometria até 900°C da liga Ti25Ni25Cu.



Fonte: O autor (2022).

A Figura 89, que é uma ampliação da Figura 88, é possível verificar as temperaturas de início (64,49°C) e final (78,84°C) da transformação para a fase B2.

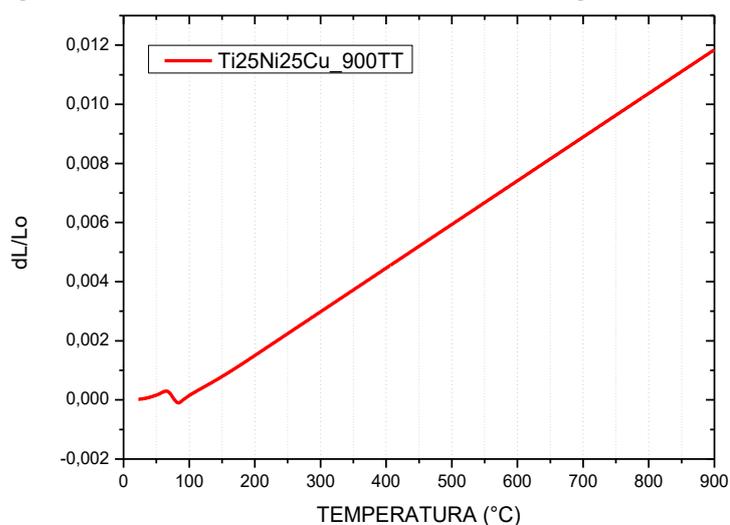
Figura 89 – Curva de Dilatometria até 180°C da liga Ti25Ni25Cu.



Fonte: O autor (2022).

Na caracterização térmica, por Dilatometria mostrado na Figura 90, é possível observar a transformação em apenas um estágio B19'-B2 em temperaturas abaixo de 100°C. Nenhuma solubilização de precipitado foi identificada pelo ensaio.

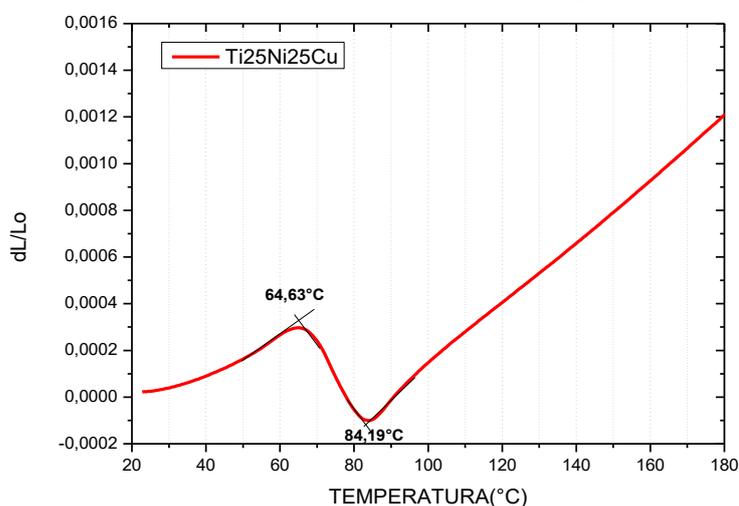
Figura 90 - Curva de Dilatometria até 900°C da liga Ti30Ni20Cu.



Fonte: O autor (2022).

Na Figura 91, que é uma ampliação da Figura 90, é possível verificar as temperaturas de início (64,63°C) e final (84,19°C) da transformação para a fase B2.

Figura 91 - Curva de Dilatometria até 180°C da liga Ti30Ni20Cu.



Fonte: O autor (2022).

Na Tabela 7, é possível verificar as temperaturas de início e final da transformação para a fase B2, As e Af, respectivamente, onde indica que há um aumento das temperaturas de transformações com o aumento do teor de cobre, conforme obtido em análise de DSC. Outro fator importante é que não foi possível verificar a solubilização de precipitados, provavelmente pela densidade ser muito pequena e a técnica da dilatometria não conseguir identificar esta solubilização.

Tabela 7 - Temperaturas de Transformação B19'-B2 das ligas de TiNi50-xCux fundidas obtidas por ensaio de Dilatometria.

LIGAS	AS (°C)	Af (°C)
Ti45Ni5Cu	45,03	58,1
Ti40Ni10Cu	40,86	65,82
Ti35Ni15Cu	45,24	66,96
Ti30Ni20Cu	63,49	78,84
Ti25Ni25Cu	64,63	84,19

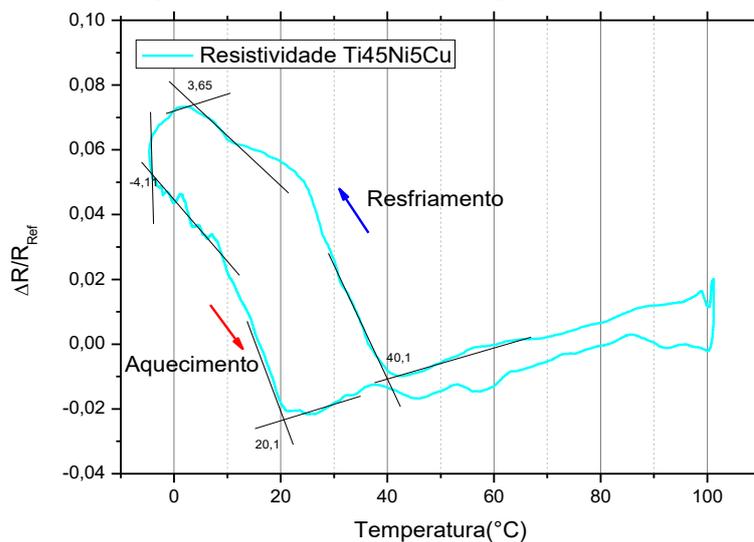
Fonte: O autor (2022).

5.2.8 Análise térmica por resistividade

Conforme descrito no processo metodológico, após a caracterização via DSC outra caracterização foi realizada para determinação das temperaturas críticas de

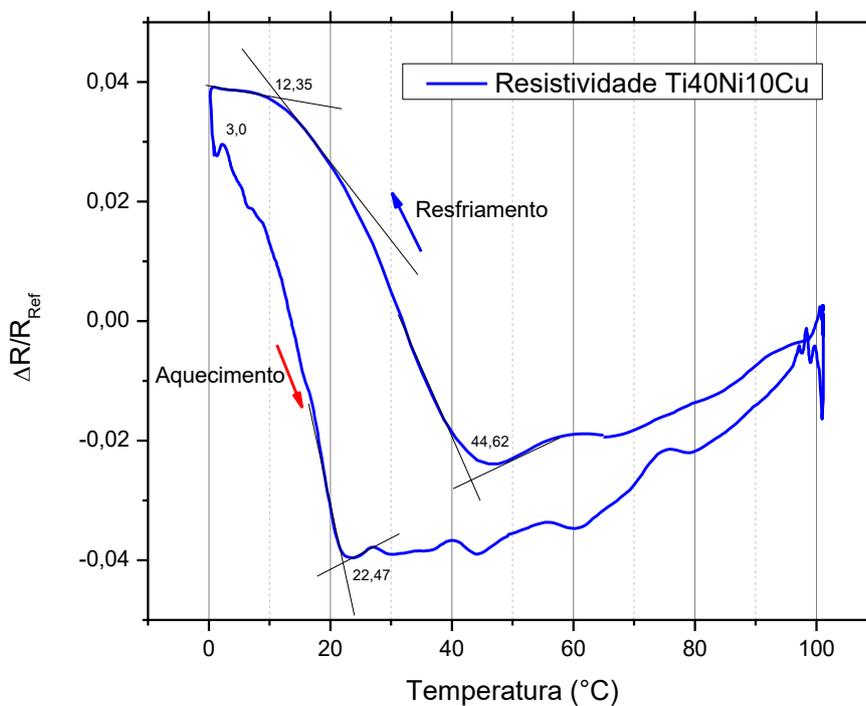
transformações através do ensaio de resistividade em função da temperatura (RET), cujo objetivo é detectar as temperaturas de transformação de fase das ligas $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$. As figuras abaixo ilustram as curvas de RET das ligas.

Figura 92 - Curva de RET da liga $Ti_{45}Ni_{55}Cu$



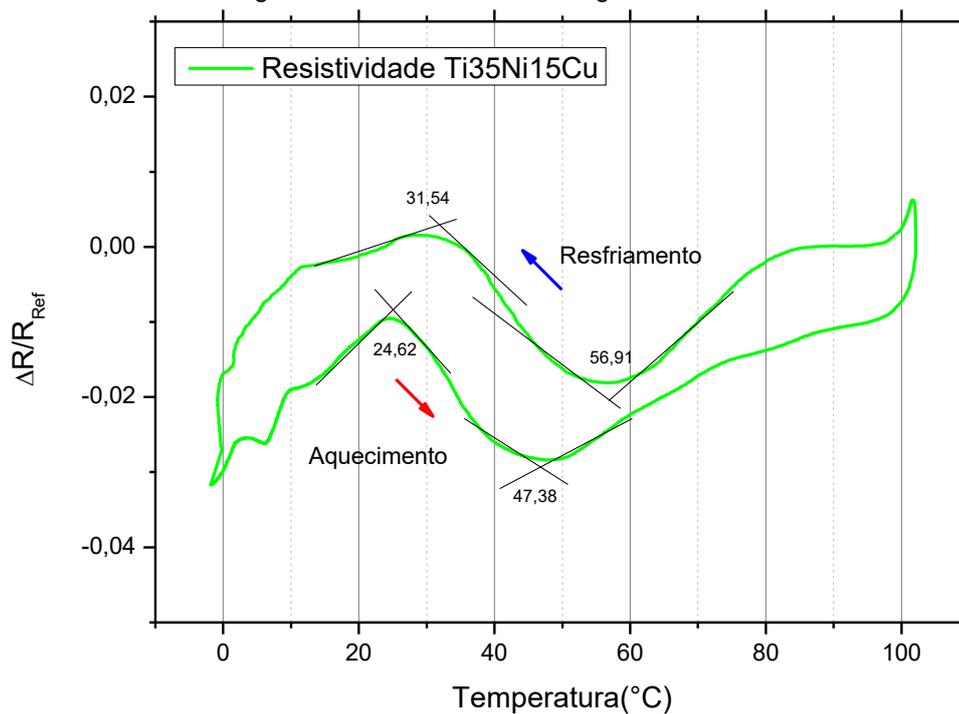
Fonte: O autor (2022).

Figura 93 - Curva de RET da liga $Ti_{40}Ni_{60}Cu$



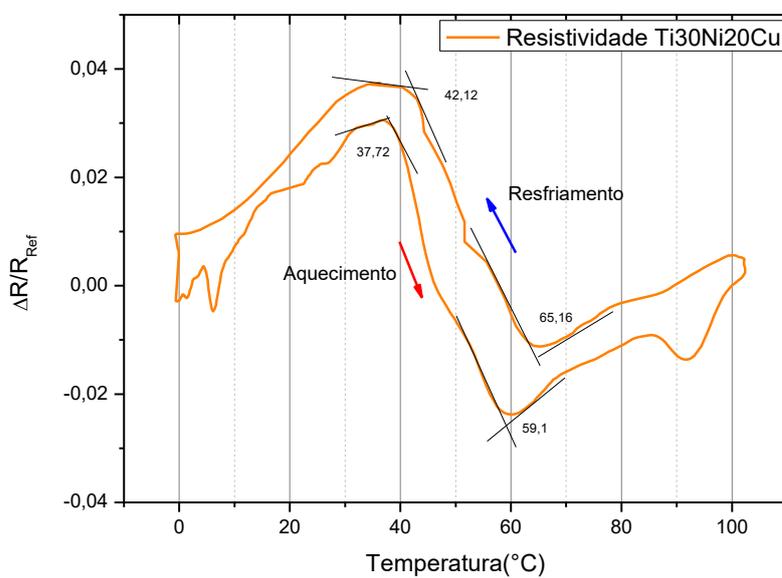
Fonte: O autor (2022).

Figura 94 - Curva de RET da liga Ti35Ni15Cu



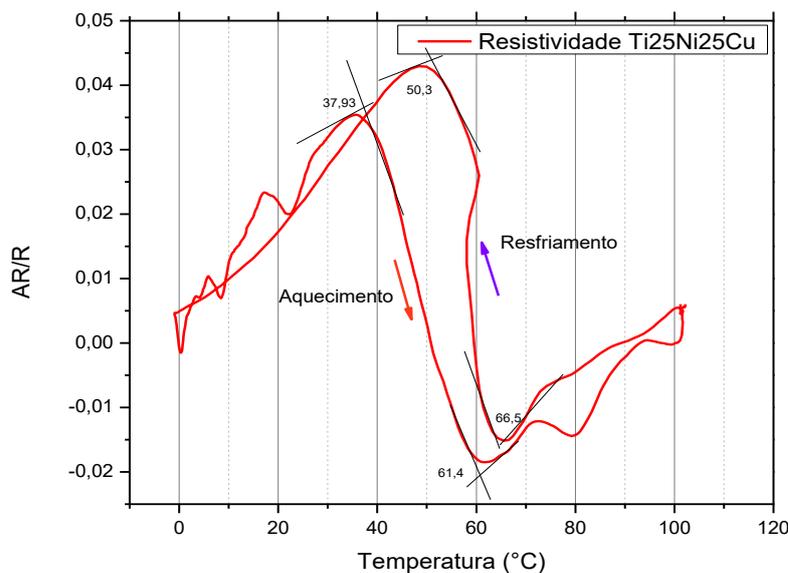
Fonte: O autor (2022).

Figura 95 - Curva de RET da liga Ti30Ni20Cu



Fonte: O autor (2022).

Figura 96 - Curva de RET da liga Ti25Ni25Cu



Fonte: O autor (2022).

Nas caracterizações térmicas, através dos ensaios de RET mostrado nas Figura 92,

Figura 93, Figura 94, Figura 95 e Figura 96 que corresponde as ligas Ti45Ni5Cu, Ti40Ni10Cu, Ti35Ni15Cu, Ti30Ni20Cu e Ti25Ni25C é possível observar a transformação em apenas um estágio B2-B19', mesmo após a solubilização a 850°C.

Os valores de temperaturas de transformação via DSC divergem um pouco daqueles obtidos por ensaio RET e por ensaios de DSC, no entanto essa diferença pode ser considerada normal tendo em vista que um ensaio é realizado com um corpo de prova de grandes dimensões (RET) enquanto o outro é realizado a partir de um fragmento da LMF Ti-Ni-Cu (DSC). E outro fator é o fato de o DSC tem uma maior quantidade de termopares de grande sensibilidade e alta resolução.

A Tabela 8, resume as temperaturas de transformação das ligas solubilizadas a 850°C e analisadas por resistividade.

Tabela 8 - Temperaturas de Transformação das ligas de TiNi50-xCux por ensaio de RET.

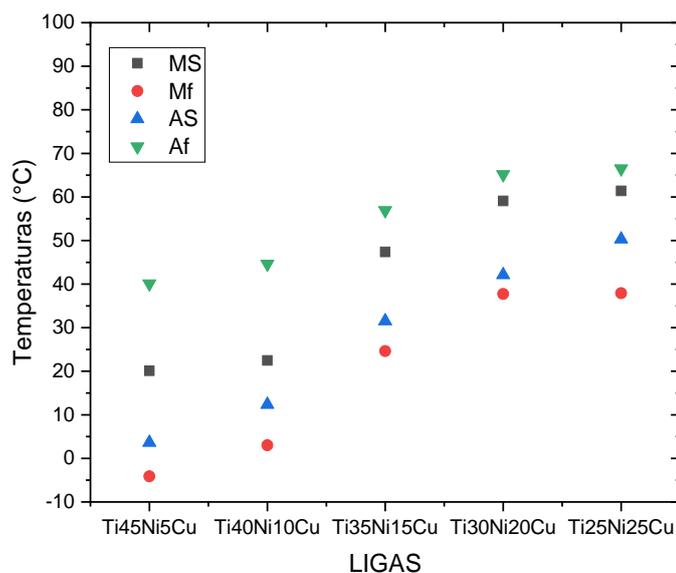
LIGAS	MS (°C)	Mf (°C)	AS (°C)	Af (°C)	Histerese (°C)
Ti45Ni5Cu	20,1	-4,1	3,65	40	18,12
Ti40Ni10Cu	22,47	3	12,35	44,62	14,93
Ti35Ni15Cu	47,38	24,62	31,54	56,91	10,6

Ti30Ni20Cu	59,1	37,72	42,12	65,16	8,06
Ti25Ni25Cu	61,4	37,93	50,3	66,5	9,9

Fonte: O autor (2022).

A medida que o teor de que o teor de Cobre aumenta as temperaturas de transformação aumenta, conforme verificado nos ensaios de DSC, RET e DIL, apesar dos valores serem diferentes. E ilustrado na Figura 97.

Figura 97 - Curva de temperaturas de transformação por RET das ligas de Ti-Ni-Cu.

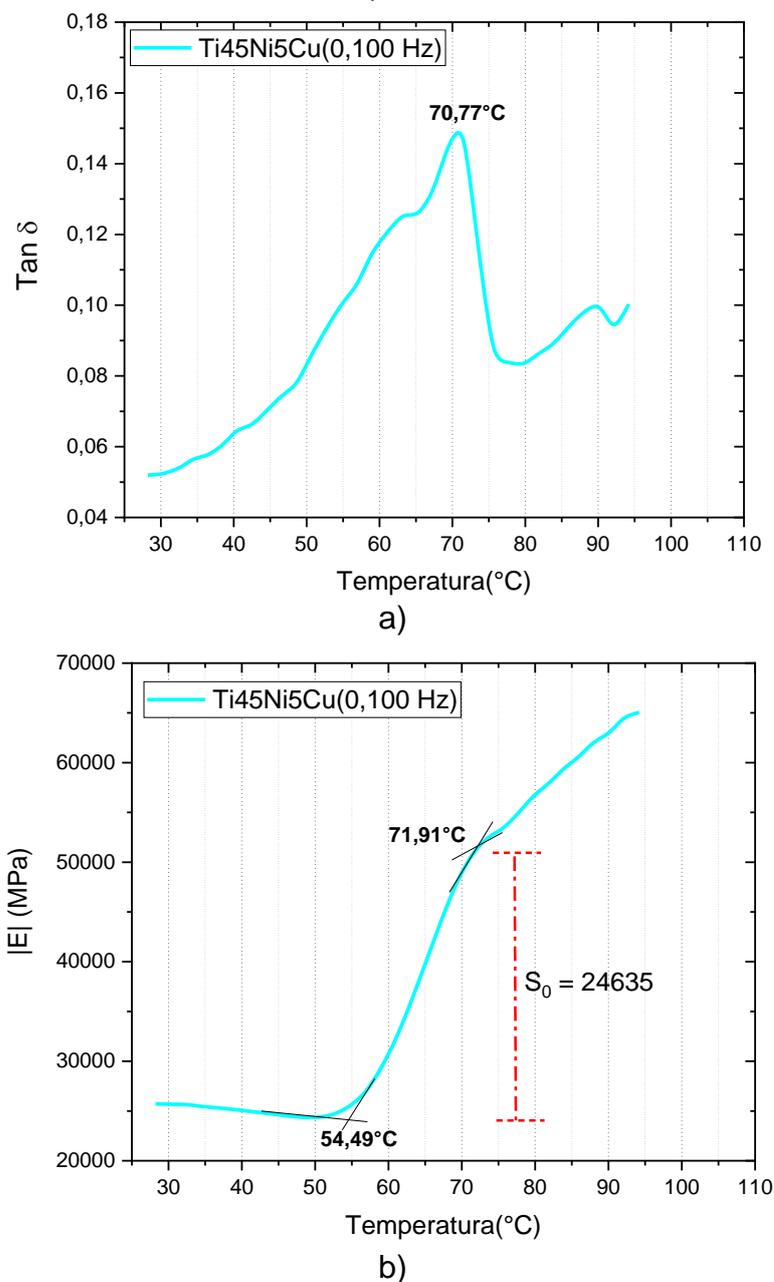


Fonte: O autor (2022).

5.2.9 Análise Térmica por DMA

A caracterização pela técnica de “Dynamics Mechanical Analyzer” (DMA) foi feita para determinação das temperaturas de transformação, porém o ensaio só foi feito no aquecimento, já que não foi possível fazer o ciclo de resfriamento. No ensaio de DMA na Figura 98, temos, As (54,49°C) e Af (71,91°C) e A₅₀ (70,77°C).

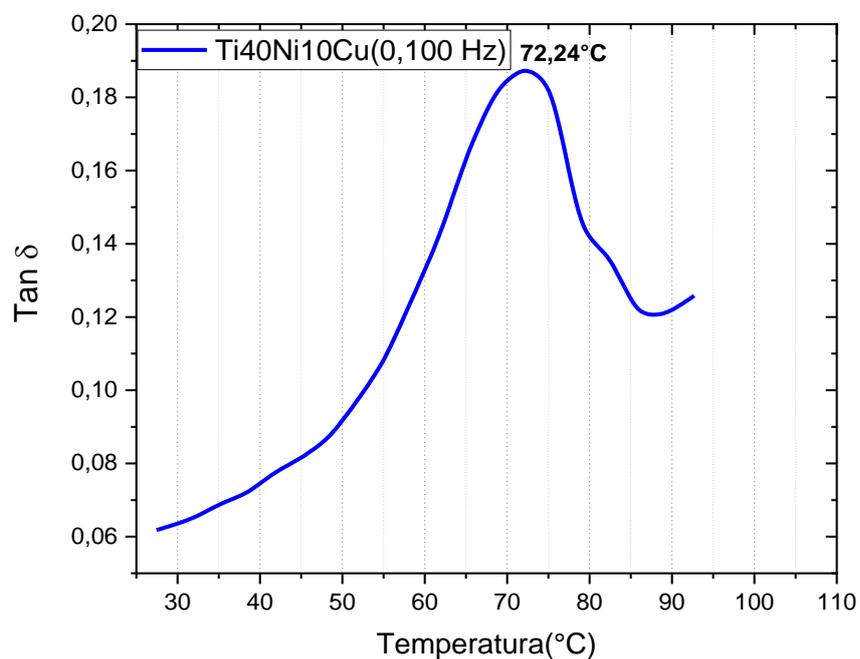
Figura 98 - Curva de DMA da liga Ti45Ni5Cu. a) $\text{Tan } \delta$ x Temperatura. b) Modulo de Elasticidade x Temperatura



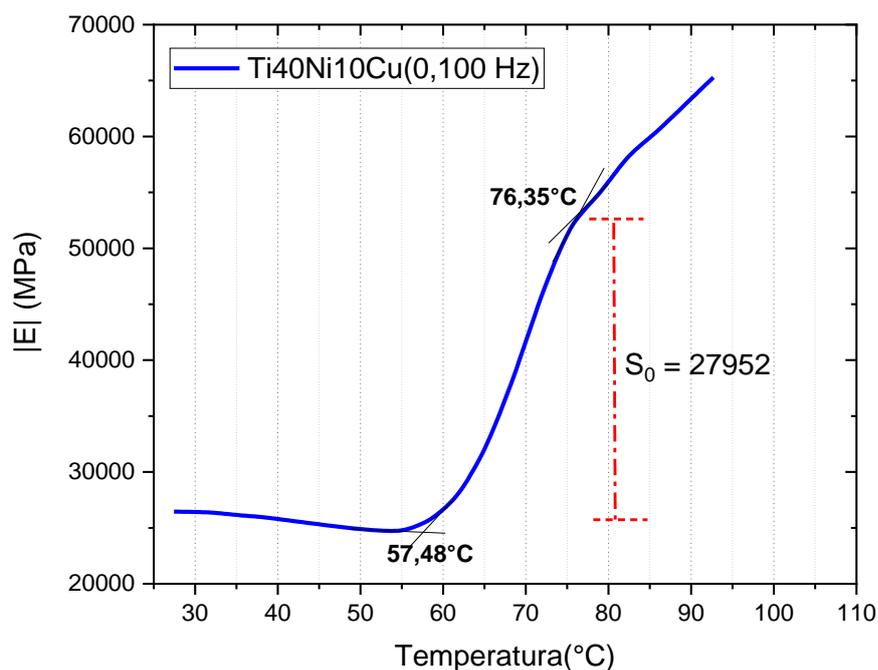
Fonte: O autor (2022).

Nas caracterizações térmicas, no ensaio de DMA mostrado na Figura 99, é possível observar a transformação em apenas um estágio B19'-B2, com temperaturas de início de transformação, A_s ($57,48^{\circ}\text{C}$) e final de transformação, A_f ($76,35^{\circ}\text{C}$) e A_{50} ($72,24^{\circ}\text{C}$).

Figura 99 - Curva de DMA da liga Ti40Ni10Cu. a) $\text{Tan } \delta$ x Temperatura. b) Modulo de Elasticidade x Temperatura



a)

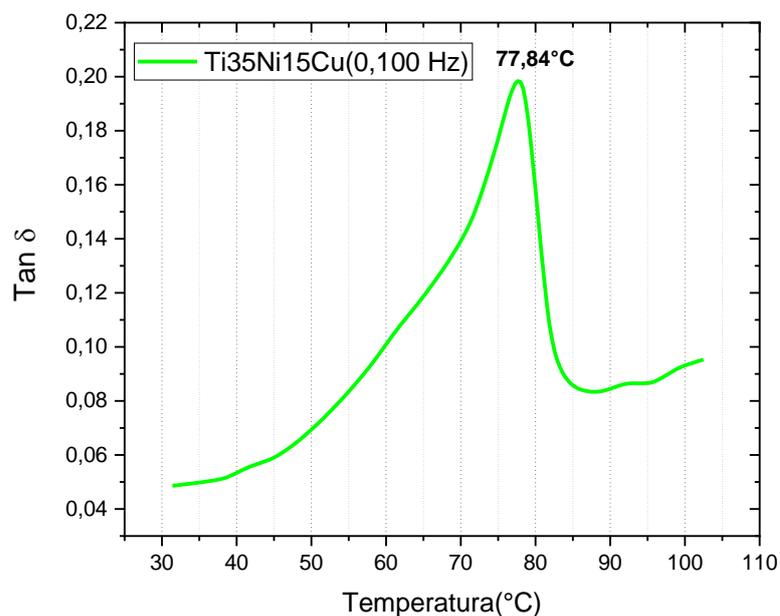


b)

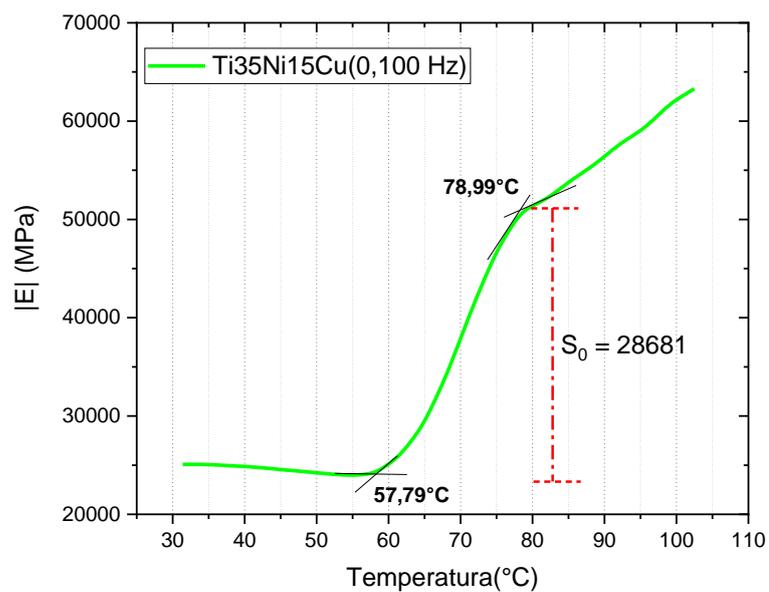
Fonte: O autor (2022).

Nas caracterizações térmicas, no ensaio de DMA mostrado na Figura 100, é possível observar a transformação em apenas um estágio B19'-B2, com temperaturas de início de transformação, A_s (57,79 $^{\circ}\text{C}$) e final de transformação, A_f (78,99 $^{\circ}\text{C}$) e A_{50} (77,84 $^{\circ}\text{C}$).

Figura 100 - Curva de DMA da liga Ti35Ni15Cu. a) $\text{Tan } \delta$ x Temperatura. b) Modulo de Elasticidade x Temperatura



a)

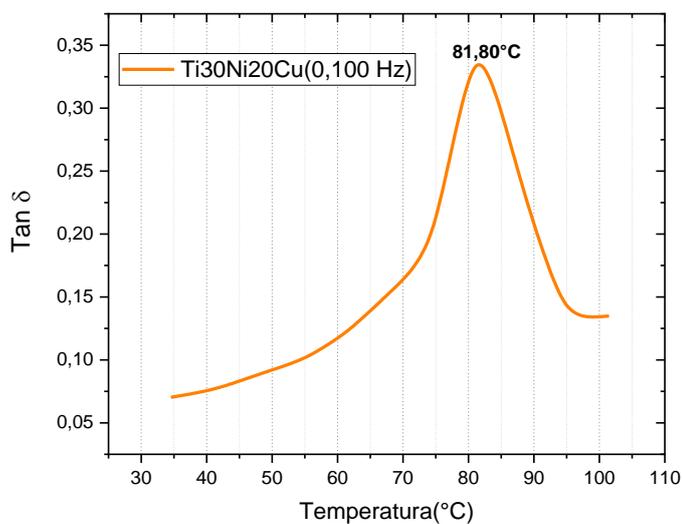


b)

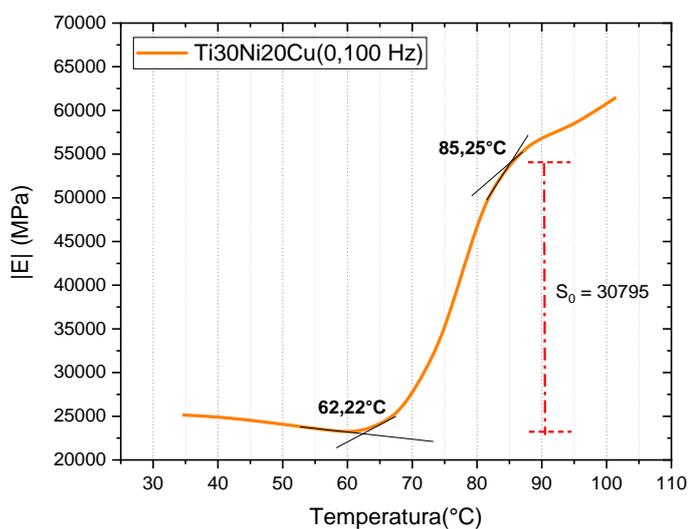
Fonte: O autor (2022).

Nas caracterizações térmicas, no ensaio de DMA mostrado na Figura 101, é possível observar a transformação em apenas um estágio B19'-B2, com temperaturas de início de transformação, A_s (62,22 $^{\circ}\text{C}$) e final de transformação, A_f (82,25 $^{\circ}\text{C}$) e A_{50} (81,80 $^{\circ}\text{C}$).

Figura 101 - Curva de DMA da liga Ti30Ni20Cu. a) $\text{Tan } \delta$ x Temperatura. b) Modulo de Elasticidade x Temperatura



a)

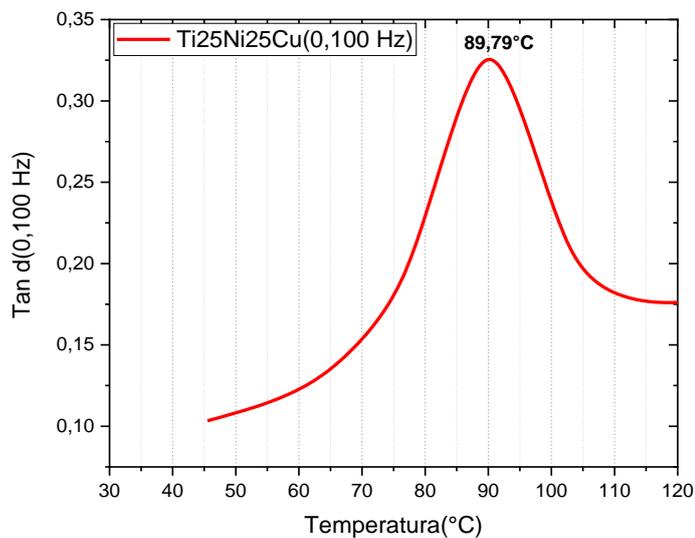


b)

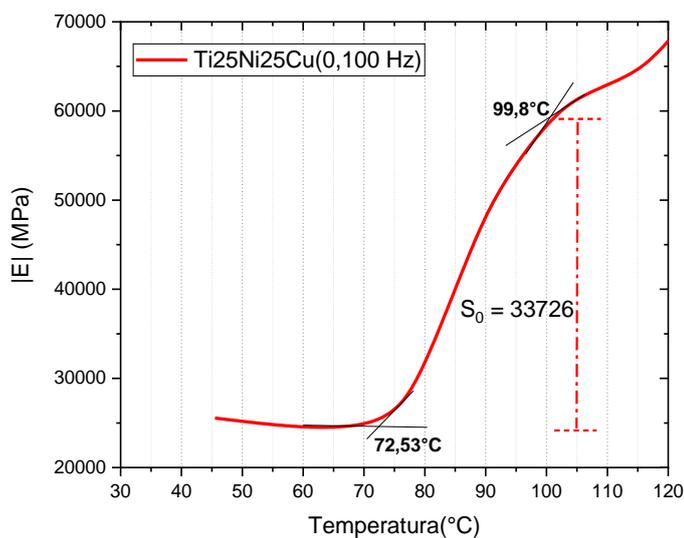
Fonte: O autor (2022).

Nas caracterizações térmicas, no ensaio de DMA mostrado na Figura 102, é possível observar a transformação em apenas um estágio B19'-B2, com temperaturas de início de transformação, A_s (72,53 $^{\circ}\text{C}$) e final de transformação, A_f (99,80 $^{\circ}\text{C}$) e A_{50} (89,79 $^{\circ}\text{C}$).

Figura 102 - Curva de DMA da liga Ti25Ni25Cu. a) $\tan \delta$ x Temperatura. b) Módulo de Elasticidade x Temperatura



a)



b)

Fonte: O autor (2022).

Na Tabela 9, é possível verificar as temperaturas de início e final da transformação para a fase B2, As e Af, a temperatura de pico de amortecimento ($\tan \delta$), e a magnitude do endurecimento (E_0) medido pelo aumento de rigidez do módulo de elasticidade.

Tabela 9 - Temperaturas de Transformação das ligas de TiNi50-xCux pela técnica de DMA

LIGAS	AS (°C)	Af (°C)	tanδ(°C)	E0 (Mpa)
Ti45Ni5Cu	54,49	71,91	70,77	24635
Ti40Ni10Cu	57,48	76,35	72,24	27952
Ti35Ni15Cu	57,79	78,99	77,84	28681
Ti30Ni20Cu	62,22	85,25	81,80	30795
Ti25Ni25Cu	72,53	99,8	89,79	33796

Fonte: O autor (2022).

Através dos dados da tabela acima é possível identificar que houve um aumento das temperaturas de transformação com a adição de cobre, confirmado através das técnicas de calorimetria, RET e dilatometria, além de um aumento da rigidez do material confirmados na técnica de dureza e através da magnitude de endurecimento (E0). Este aumento das propriedades mencionadas foi verificado por (CHIEN; WU; CHANG, 2014) apesar do ensaio ter sido realizado com frequência e amplitude de deslocamentos diferentes. O aumento de rigidez das LMF na transformação B2-B19' é primordial para concluirmos que quanto maior essa variação maior será a pré-carga e assim garantir menor possibilidade de folgas nas arruelas.

5.3 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DO MODELO (ARRUELA ONDULADA)

Nessa etapa, será apresentado o processo de fabricação do modelo das arruelas onduladas.

5.3.1 Impressão 3D em ABS

Com o intuito de realizar a impressão do modelo da arruela foi possível buscar as alternativas para fabricação dos modelos em 3D neste trabalho. Na Figura 103 é apresentado o primeiro resultado de modelo 3D em ABS, para uso na fundição via método FIC.

Figura 103 - (a) impressão 3D em ABS. b) Modelos das arruelas impressos em ABS.



Fonte: O autor (2022).

Como visto na figura acima por se tratar de um componente de baixa espessura o método de impressão por filamento deixa uma rugosidade na peça. Lembrando que é imprescindível que estes modelos possuam bom acabamento superficial, do contrário há grandes chances de que as imperfeições contidas nos modelos sejam replicadas à peça final algo que não é interessante para nosso processo de fundição, pois pode propagar um erro nas dimensões.

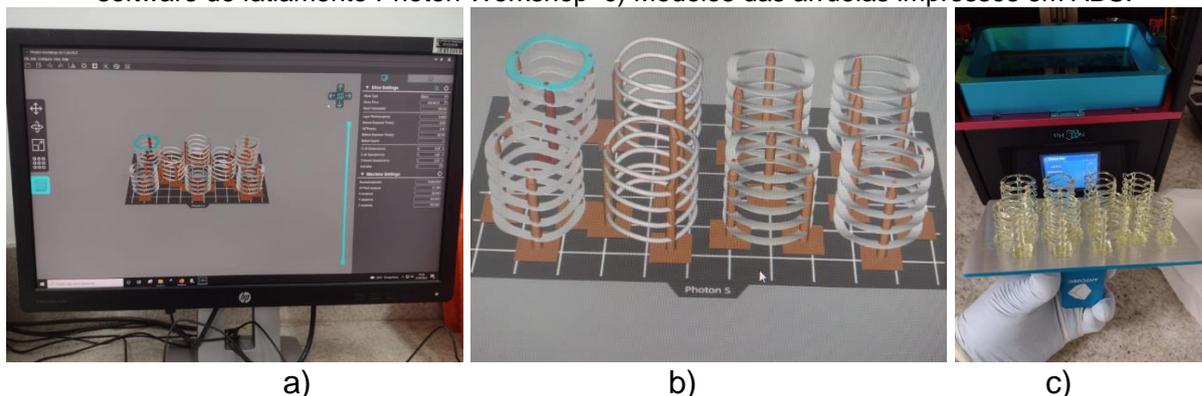
Uma alternativa para impressão por filamento seria a 5ª geração da impressora, a MakerBot 5th-Gen Replicator que usa PLA Filament tem uma resolução muito melhor e resolveria esse problema facilmente, trazendo mais uma alternativa para nosso processo.

Pensando em obtermos uma alta resolução optamos por fazer as impressões utilizando outro método que tem um melhor custo benefício e que será descrito, logo abaixo.

5.3.2 Impressão 3D em Resina

Para solucionar os problemas detectados no processamento do modelo 3D por impressora de filamento, optou-se inicialmente por alterar o material do filamento, mas fazendo algumas pesquisas e visitando algumas empresas de impressão 3D, resolvemos fazer a substituição por outro processo utilizando a Impressora 3D Anycubic Photon de resina, conforme mostrado na Figura 104(c).

Figura 104 - (a) Imagem de simulação no Photon Workshop. b) Interface da mesa de impressão no software de fatiamento Photon Workshop c) Modelos das arruelas impressos em ABS.



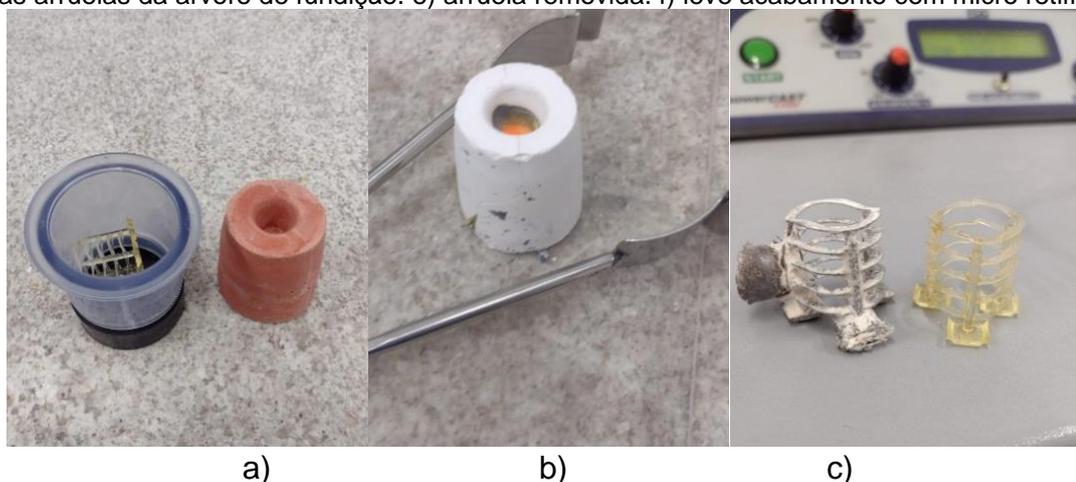
Fonte: O autor (2022).

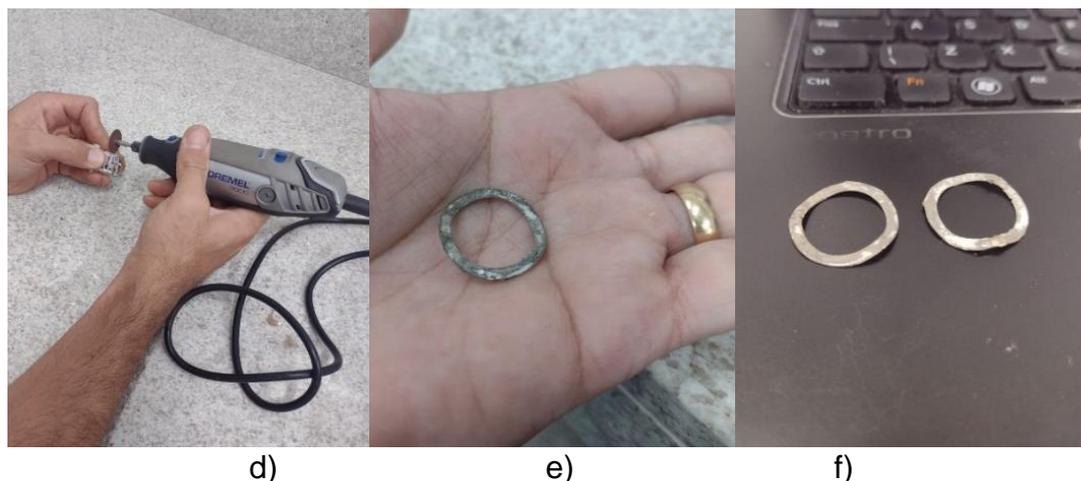
Essa alteração proporcionou um ótimo acabamento superficial do modelo impresso, conseqüentemente esse acabamento foi replicado às peças fundidas. Outra vantagem foi a fácil manipulação do software de fatiamento Photon Workshop da impressora que facilitou a inserção dos canais de alimentação de fundição que estão em laranja segundo Figura 104(b).

5.4 PROCESSO DE FUNDIÇÃO DA ARRUELA ONDULADA

A manufatura das arruelas onduladas utilizando o processo de fundição de precisão com injeção por centrifugação (FIC), reproduzindo inclusive as diferentes configurações dimensionais, com sucesso, conforme a Figura 105.

Figura 105 - Fundição da Arruela ondulada na Power Cast 1700 (a) Modelo 3D em resina e molde. b) molde após a injeção do metal líquido. c) árvore de fundição e modelo 3D das arruelas. d) remoção das arruelas da árvore de fundição. e) arruela removida. f) leve acabamento com micro retifica.





Fonte: O autor (2022).

Na Figura acima é possível verificar algumas etapas da fundição da Arruela ondulada, onde na etapa inicial é preciso ter Modelo 3D em resina Figura 105(a) dentro do anel de silicone e molde feito de revestimento cerâmico. b) molde após a injeção do metal líquido. c) arvore de fundição e modelo 3D das arruelas. d) remoção das arruelas da arvore de fundição. e) arruela removida. f) leve acabamento retifica.

A fabricação das arruelas por meio dos processos fusão por indução com injeção por centrifugação (FIC), se bastante eficaz. Os resultados do processo de fabricação revelaram as arruelas onduladas obtidas estão em concordância com os modelos em resina projetados neste trabalho (Figura 106), onde é possível visualizar as diferentes configurações geométricas produzidas, na fundição após a remoção do revestimento cerâmico.

Figura 106 - Dimensional das arruelas onduladas fabricadas por fundição.



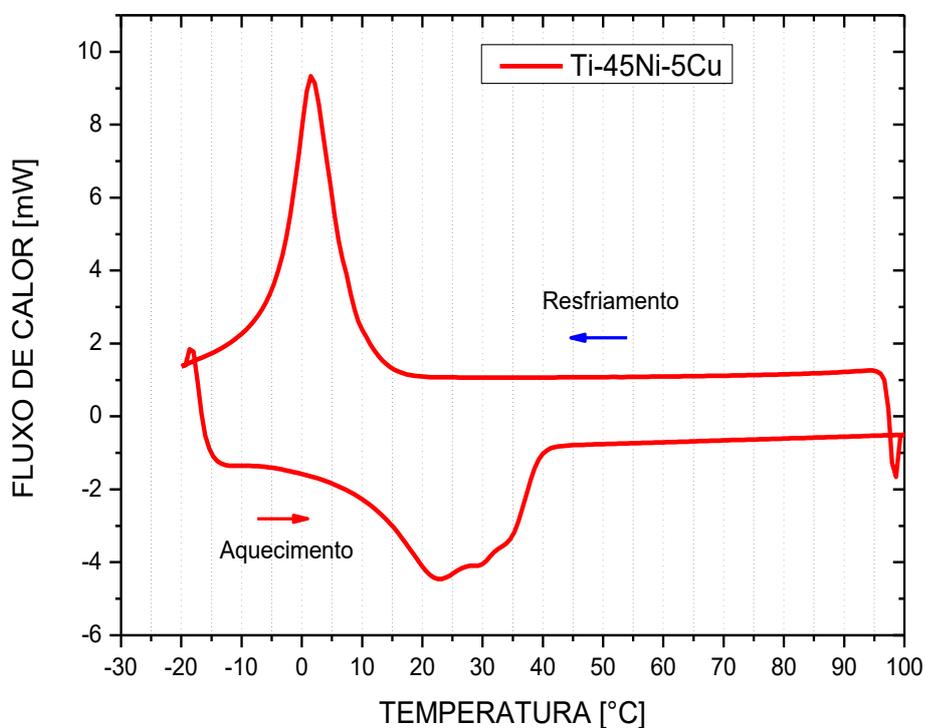


Fonte: O autor (2022).

5.4.1 Calorimetria das arruelas fundidas

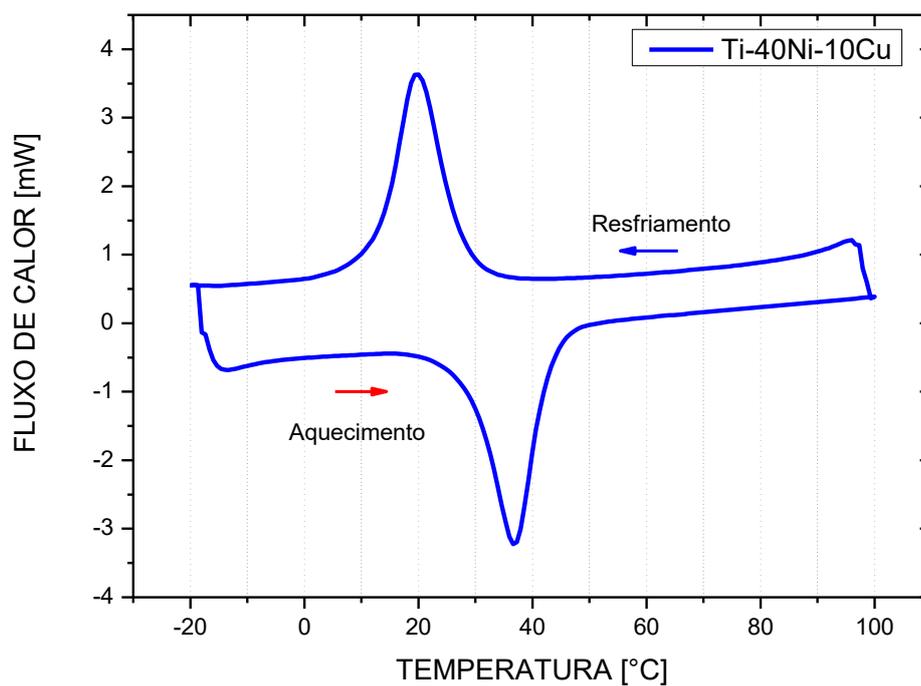
Com as arruelas onduladas fabricadas, foi realizada a caracterização térmica nos estados bruto de fundição. As análises foram feitas através das curvas geradas nos ensaios de DSC conforme Figura 107 a Figura 111.

Figura 107 - Curva de DSC da Arruela produzida pela liga Ti45Ni5Cu.



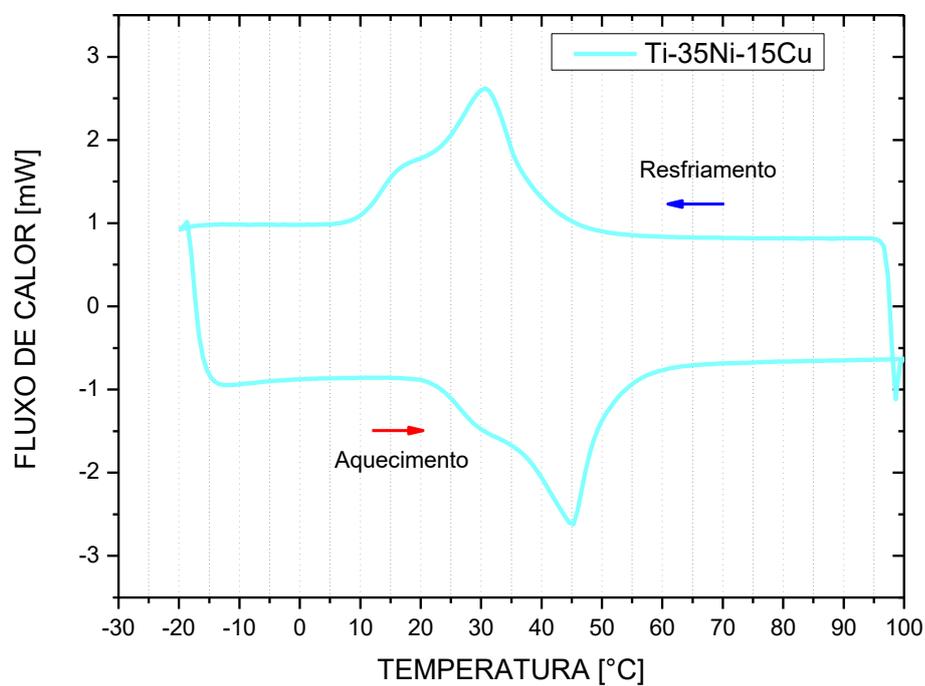
Fonte: O autor (2022).

Figura 108 - Curva de DSC da Arruela produzida pela liga Ti40Ni10Cu.



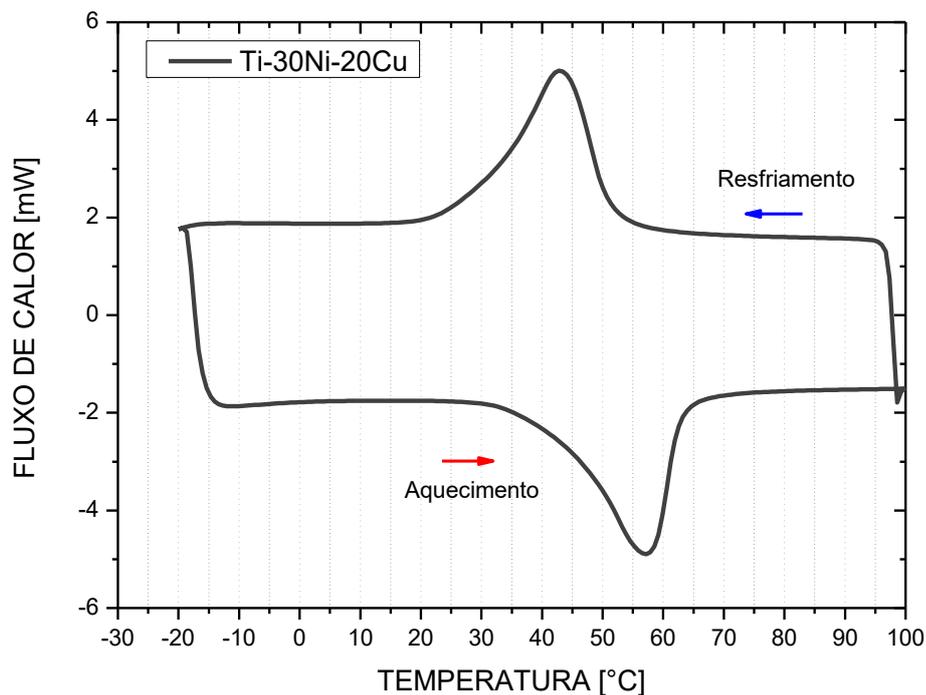
Fonte: O autor (2022).

Figura 109 - Curva de DSC da Arruela produzida pela liga Ti35Ni15Cu.



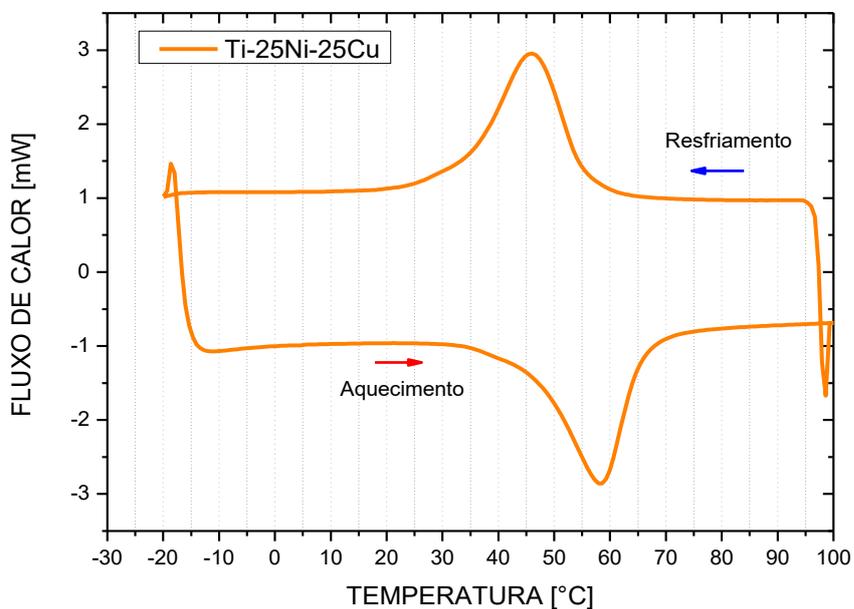
Fonte: O autor (2022).

Figura 110 - Curva de DSC da Arruela produzida pela liga Ti30Ni20Cu.



Fonte: O autor (2022).

Figura 111 - Curva de DSC da Arruela produzida pela liga Ti25Ni25Cu.



Fonte: O autor (2022).

Observa-se que as curvas de transformação de fases das arruelas onduladas das ligas de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$, apresentaram apenas um estágio de transformação ($B2 \leftrightarrow B19'$) como verificado em resultados anteriores das ligas, apesar das curvas das

arruelas das ligas com 5% e 15% de cobre apresentarem algo semelhante a uma aglutinação de 2 picos, ou seja duas fases.

Na Tabela 10 é possível verificar que houve para um aumento da adição de cobre, um aumento das temperaturas de transformação e uma diminuição das entalpias tanto de transformação direta, como de transformação inversa. Outro fator é que a histerese também diminuiu, algo que é muito bom para utilização de atuadores como as arruelas onduladas.

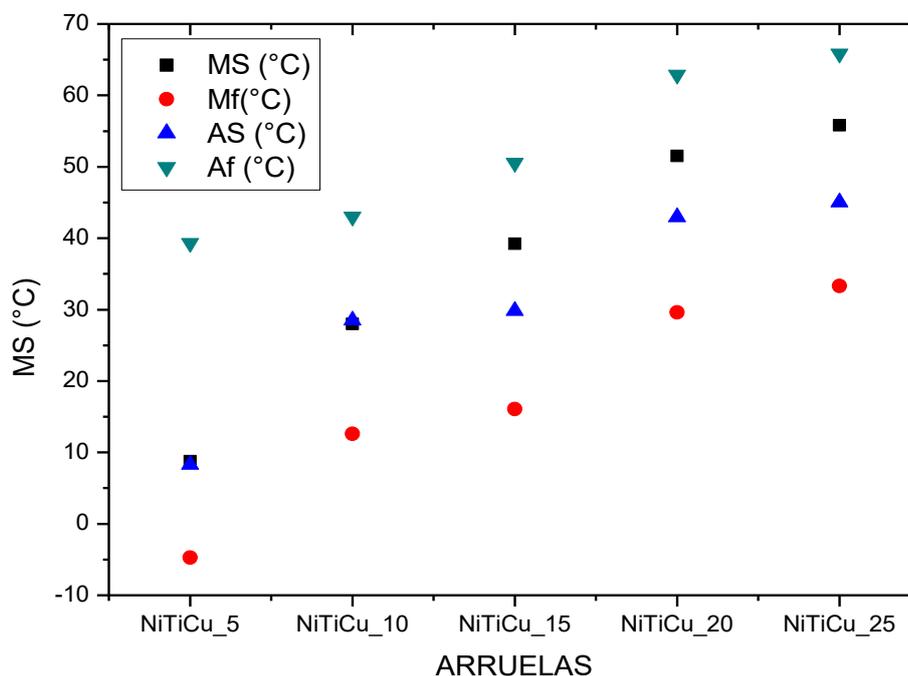
Tabela 10 - Temperaturas e entalpias obtidas a partir das curvas de calorimetria das arruelas produzidas através das ligas de TiNi50-xCux fundidas.

LIGAS	MS (°C)	M50 (°C)	Mf (°C)	ENTALPIA DIRETA (J/g)	AS (°C)	A50 (°C)	Af (°C)	ENTALPIA INVERSA (J/g)	Histerese (°C)
Ti45Ni5Cu	8,78	1,68	-4,72	18,27	8,31	23,06	39,33	-17,16	21,38
Ti40Ni10Cu	28	19,73	12,62	13,74	28,49	36,94	43,02	-13,25	17,21
Ti35Ni15Cu	39,23	30,73	16,07	15,57	29,82	45,10	50,56	-15,09	14,37
Ti30Ni20Cu	51,53	42,96	29,61	14,78	42,98	57,19	62,86	-14,14	14,23
Ti25Ni25Cu	55,81	45,91	33,31	11,88	45,03	58,25	65,86	-11,93	12,34

Fonte: O autor (2022).

Através da Figura 112, é possível confirmar que houve um aumento das temperaturas de transformação a medida que o teor de cobre foi aumentando, algo que foi confirmado através das análises térmicas das ligas e é confirmado através das curvas de calorimetria que nos mostra o comportamento das temperaturas críticas conforme figura abaixo.

Figura 112 - Curva de temperaturas de transformação de calorimetria arruelas produzidas pelas ligas de TiNi50-xCux.



Fonte: O autor (2022).

Através dessa etapa de calorimetria foi confirmado que mesmo após a fundição as transformações não foram bloqueadas e garantindo que não é preciso fazer outra etapa de tratamentos térmicos para garantir o efeito memória de forma e conseqüentemente a mudança de rigidez que é a garantia do aumento de pré-carga na qual é imprescindível para o uso das arruelas onduladas.

6 CONCLUSÕES

Essa pesquisa abordou a fabricação e caracterização de Atuadores do tipo Arruelas Onduladas de SMA de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$, quando submetidos aos fenômenos associados ao EMF. As principais conclusões que se destacam a partir dos resultados obtidos são apresentadas abaixo:

A fabricação das ligas pelo processo de fundição a Plasma Skull Push-Pull (PSPP), se mostrou bastante eficiente e foi observado através do EDS que não há variações das composições das ligas, apesar do método não ser o mais adequado para caracterização de composição.

Através dos difratogramas foi identificado as fases identificadas foram martensita (B19' e B19), a fase austenita (B2) e também dos precipitados $NiTi_2$ e $CuTi$.

As ligas de SMA de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ apresentaram uma homogeneização da dureza que foi possível confirmar através dos mapas de durezas de cada liga.

Os resultados de caracterização térmica via DSC das ligas, comprovaram a presença da transformação martensítica nas curvas de transformações de fase apresentadas obteve-se um único estágio de transformação B2–B19' e corroboradas pelas outras técnicas de caracterização, como RET e Dilatometria.

A caracterização por DMA confirmou o potencial das ligas como atuadores de geração de força. Verificou-se que as mesmas apresentam rigidez variável com a temperatura, devido a variação do módulo do material.

O modelo de impressão por resina é muito mais preciso do que o modelo por impressão por filamento, gerando um bom acabamento da peça.

A fundição conseguiu manter os padrões dimensionais das peças (arruelas onduladas) em comparação com os modelos de resina, apesar de ser necessário um processo posterior de acabamento através de decapagem e polimento.

As arruelas onduladas de $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ podem ser fabricadas com sucesso pelo processo fusão por indução com injeção por centrifugação (FIC). Os resultados do processo de fabricação revelaram que as arruelas onduladas obtidas estão em concordância com os modelos em resina projetados.

Finalmente, esse trabalho teve um bom êxito na fabricação de Atuadores do tipo arruelas onduladas, que pode ser aplicado através do EMF para geração de

força em pistas de rolamentos garantindo uma maior vida útil dos mesmos. Além disso, pode-se afirmar que foi dada uma contribuição importante para os estudos de atuadores de LMF submetidos a carregamentos compressivos, já que os trabalhos existentes na literatura sobre carregamentos de tração e flexão, além de utilização de atuadores cilíndricos e cônicos.

7 TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados e conclusões obtidos nesta pesquisa, apresenta-se algumas sugestões para trabalhos futuros:

- Realizar um estudo com vários tipos de tratamentos térmicos, com objetivo de determinar um processo com melhores propriedades mecânicas e termoelásticas.
- Realizar análises químicas como FRX (Espectroscopia de Fluorescência de Raios X) para garantir a composição das ligas.
- Analisar o comportamento desses atuadores do tipo arruela ondulada com variação nos seus parâmetros dimensionais.
- Avaliar o comportamento das arruelas associados em série e em paralelo;
- Analisar um maior número de parâmetros de ensaios: nível de deformação, temperatura, composição química e processos de fabricação dos atuadores.
- Avaliar a estrutura dos produtos fundidos, por meio de tomografias computadorizadas, com vistas a detectar a presença de possíveis defeitos internos.
- Realizar uma análise numérica por simulação computacional, usando o método dos elementos finitos, para determinar a distribuição de tensão na arruela ondulada.

REFERÊNCIAS

AMARAL, B. A. F. **Vigas de GFRP Reforçadas com Ligas de Memória de Forma**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil)—Lisboa: Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade Nova de Lisboa, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM) B600-11. **Standard Guide for Descaling and Cleaning Titanium and Titanium Alloy Surfaces**. West Conshohocken, United States: [s.n.]. v. 1

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM), F2004-5. **Standard Test Method for Transformation Temperature of Nickel-Titanium Alloys by Thermal Analysis**. West Conshohocken, United States: [s.n.]. v. 13.01

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM), F2005-5. **Standard Terminology for Nickel-Titanium Shape Memory Alloys**. West Conshohocken, United States: [s.n.]. v. 13.01

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM), F2082-5. **Standard Test Method for Determination of Transformation Temperature of Nickel-Titanium Shape Memory Alloys by Bend and Free Recovery**. West Conshohocken, United States: [s.n.]. v. 13.01

BARBARINO, S. et al. A review on shape memory alloys with applications to morphing aircraft. **Smart materials and structures**, v. 23, n. 6, p. 063001, 2014.

BASHEER, A. A. Advances in the smart materials applications in the aerospace industries. **Aircraft Engineering and Aerospace Technology**, v. 92, n. 7, p. 1027–1035, 2020.

BOGUE, R. Smart materials: a review of capabilities and applications. **Assembly Automation**, 2014.

BUDYNAS, R. G.; NISBETH, J. K. **Elementos de Máquinas de Shigley**. 10. ed. [s.l.] McGraw Hill Brasil, 2016.

BUEHLER, W. J.; WANG, F. E. A summary of recent research on the nitinol alloys and their potential application in ocean engineering. **Ocean Engineering**, v. 1, n. 1, p. 105–120, 1968.

BUEHLER, W. J.; WILEY, R. C. **Nickel-base alloys**. [s.l.] Google Patents, 1965.

CHANG, S.-H.; CHIU, W.-C. Selective leaching and surface properties of Ti50Ni50–xCu_x (x= 0–20 at.%) shape memory alloys for biomedical applications. **Applied Surface Science**, v. 324, p. 106–113, 2015.

CHIEN, C.; WU, S.-K.; CHANG, S.-H. Damping characteristics of Ti50Ni50–xCu_x (x= 0~ 30 at.%) shape memory alloys at a low frequency. **Materials**, v. 7, n. 6, p. 4574–4586, 2014.

CHUANG, Y. et al. Micro precision casting based on investment casting for micro structures with high aspect ratio. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 19, p. s521–s525, 2009.

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

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

DRUCKER, P. F. **Technology, management, and society**. Boston, Mass: Harvard Business Press, 2011.

DUERIG, T. W.; MELTON, K. N.; STÖCKEL, D. **Engineering aspects of shape memory alloys**. [s.l.] Butterworth-heinemann, 2013.

ELAHINIA, M. H. et al. Manufacturing and processing of NiTi implants: A review. **Progress in materials science**, v. 57, n. 5, p. 911–946, 2012.

FAN, G. et al. Precipitation kinetics of Ti₃Ni₄ in polycrystalline Ni-rich TiNi alloys and its relation to abnormal multi-stage transformation behavior. **Materials Science and Engineering: A**, v. 438, p. 622–626, 2006.

FARVIZI, M. et al. Fabrication of NiTi and NiTi-nano Al₂O₃ composites by powder metallurgy methods: comparison of hot isostatic pressing and spark plasma sintering techniques. **Ceramics International**, v. 44, n. 13, p. 15981–15988, 2018.

FERNANDES, F. M. B. Ligas com memória de forma. **Departamento de ciência dos Materiais/CENIMAT, Universidade de Lisboa, Lisboa**, p. 1–20, 2006.

FUNAKUBO, H. (ED.). **Shape memory alloys**. New York: Gordon and Breach Science Publishers, 1987.

GOLDSTEIN, D. **A Source Manual for Information on Nitinol and NiTi. First Revision**. [s.l.] NAVAL SURFACE WEAPONS CENTER SILVER SPRING MD, 1980.

GOMES, A. A. DA C. Desenvolvimento de uma placa de fixação óssea utilizando liga com memória de forma Ni-Ti. 2018.

GONZALEZ, C. H. **Etude des comportements électro-thermomécaniques et de la stabilisation martensitique d'alliages monocristallins à mémoire de forme base cuivre**. [s.l.] Lyon, INSA, 2002.

GUÉNIN, G. **Alliages à mémoire de forme**. [s.l.] Ed. Techniques Ingénieur, 1996.

HESSE, T.; GHORASHI, M.; INMAN, D. J. Shape Memory Alloy in Tension and Compression and its Application as Clamping-Force Actuator in a Bolted Joint: Part 1

— Experimentation. **Journal of Intelligent Material Systems and Structures**, v. 15, n. 8, p. 577–587, ago. 2004.

HODGSON, D. E.; BROWN, J. W.; JEFREY, W. Using nitinol alloys. Shape memory applications. **Inc., San Jose, CA**, 2000.

JANI, J. M. et al. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities. **Materials & Design (1980-2015)**, v. 56, p. 1078–1113, 2014.

JONES, S.; YUAN, C. Advances in shell moulding for investment casting. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 135, n. 2–3, p. 258–265, 2003.

KABIRI, Y.; KERMANPUR, A.; FOROOZMEHR, A. Comparative study on microstructure and homogeneity of NiTi shape memory alloy produced by copper boat induction melting and conventional vacuum arc melting. **Vacuum**, v. 86, n. 8, p. 1073–1077, 2012.

KAPRANOS, P. et al. Advanced Casting Methodologies. Em: **Comprehensive Materials Processing**. [s.l.] Elsevier, 2014. p. 39–67.

KIM, B. et al. An earthworm-like micro robot using shape memory alloy actuator. **Sensors and Actuators A: Physical**, v. 125, n. 2, p. 429–437, 2006.

KÖK, M. et al. Thermal stability and some thermodynamics analysis of heat treated quaternary CuAlNiTa shape memory alloy. **Materials Research Express**, v. 7, n. 1, p. 015702, 2019a.

KÖK, M. et al. Akıllı Malzemeler üzerine derleme: araştırmalar ve uygulamaları. **EI-Cezeri Fen ve Mühendislik Dergisi**, 30 set. 2019b.

LABRECQUE, C. et al. **Experimental and theoretical evaluation of the behavior of a shape memory alloy Belleville washer under different operating conditions**. Electrical Contacts-1996. Proceedings of the Forty-Second IEEE Holm Conference on Electrical Contacts. Joint with the 18th International Conference on Electrical Contacts. **Anais...IEEE**, 1996.

LAGOUDAS, D. C. **Shape memory alloys: modeling and engineering applications**. [s.l.] Springer, 2008.

LAUREANDA, C. **One Way and Two Way–Shape Memory Effect: Thermo–Mechanical Characterization of Ni–Ti wires**. [s.l.] Ph. D. thesis, Università degli Studi di Pavia, 2008.

LAURENTIS, K. J. D.; MAVROIDIS, C. Mechanical design of a shape memory alloy actuated prosthetic hand. **Technology and Health Care**, v. 10, n. 2, p. 91–106, 2002.

LI, Y.-H. et al. Temperature memory effect of Ti50Ni30Cu20 (at.%) alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 400, n. 1–2, p. 112–115, set. 2005.

MELTON, K. N. General applications of SMA's and smart materials. **Shape memory materials**, p. 220–239, 1998.

MERCIER, O. MECHANICAL PROPERTIES OF THE COLD-WORKED MARTENSITIC NITI ALLOYS. 1982.

MIYAZAKI, S.; DUERIG, T. W.; MELTON, K. N. Engineering aspects of shape memory alloys. ed. **TW Duerig, KN Melton, D. Stockel and CM Wayman, Butterworth-Heinenmann, Guildford, UK**, p. 394–413, 1990.

MOHAMMAD, W. S.; ZHOU, H. Modeling and Design of Wave Spring Washers. **Modeling and Design of Wave Spring Washers**, v. 3, n. 9, p. 541–547, 18 set. 2014.

MOHRI, M.; NILI-AHMADABADI, M. Phase transformation and structure of functionally graded Ni–Ti bi-layer thin films with two-way shape memory effect. **Sensors and Actuators A: Physical**, v. 228, p. 151–158, 2015.

NAGANUMA, T. et al. A new, automatic hydrothermal fluid sampler using a shape-memory alloy. **Journal of Oceanography**, v. 54, n. 3, p. 241–246, 1998.

NAM, T. H. et al. Shape memory characteristics and lattice deformation in Ti–Ni–Cu alloys. **Materials Transactions, JIM**, v. 31, n. 12, p. 1050–1056, 1990.

NISHIYAMA, Z. **Martensitic transformation**. [s.l.] Elsevier, 2012.

OLIVEIRA, C. A. DO N. **Caracterização termoelástica de atuadores helicoidais da liga Cu-Zn-Al com memória de forma**. [s.l.] Universidade Federal de Pernambuco, 2007.

OLIVEIRA, C. A. DO N. et al. Thermomechanical analysis on Ti-Ni shape memory helical springs under cyclic tensile loads. **Materials Research**, v. 18, p. 17–24, 2015.

OTSUKA, K.; KAKESHITA, T. Science and technology of shape-memory alloys: new developments. **mrs bulletin**, v. 27, n. 2, p. 91–100, 2002.

OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. **Shape memory materials**. [s.l.] Cambridge university press, 1999.

OTUBO, J.; MEI, P. R.; KOSHIMIZU, S. **Materiais com efeito de memória de forma, características principais e possíveis aplicações**. Anais do 14^o Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica. **Anais...**1997.

PATTNAIK, S.; KARUNAKAR, D. B.; JHA, P. K. Developments in investment casting process-a review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, n. 11, p. 2332–2348, 2012.

PAULA, A. S. et al. Effect of thermal cycling on the transformation temperature ranges of a Ni–Ti shape memory alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 378, n. 1–2, p. 92–96, 2004.

PHUKAOLUAN, A. et al. **Property improvement of TiNi by Cu addition for orthodontics applications**. Applied Mechanics and Materials. **Anais...Trans Tech Publ**, 2011.

PRENSKY, M. The role of technology. **Educational Technology**, v. 48, n. 6, p. 1–3, 2008.

RAO, A.; SRINIVASA, A. R.; REDDY, J. N. **Design of shape memory alloy (SMA) actuators**. [s.l.] Springer, 2015. v. 3

REIS, R. P. B. et al. **Desenvolvimento de um sistema de medição da variação de resistência elétrica em função da temperatura: aplicação a caracterização de ligas com memória de forma**. IV Congresso Nacional de Engenharia Mecânica (IV CONEM). **Anais...2006**.

REN, X. et al. Understanding the martensitic transformations in TiNi-based alloys by elastic constants measurement. **Materials Science and Engineering: A**, v. 273, p. 190–194, 1999.

SAEDI, S. et al. Thermomechanical characterization of Ni-rich NiTi fabricated by selective laser melting. **Smart Materials and Structures**, v. 25, n. 3, p. 035005, 2016a.

SAEDI, S. et al. Thermomechanical characterization of Ni-rich NiTi fabricated by selective laser melting. **Smart Materials and Structures**, v. 25, n. 3, p. 035005, 2016b.

SATO, A.; KUBO, H.; MARUYAMA, T. Mechanical properties of Fe–Mn–Si based SMA and the application. **Materials transactions**, v. 47, n. 3, p. 571–579, 2006.

SCHROEDER, T. A.; WAYMAN, C. M. The two-way shape memory effect and other “training” phenomena in Cu–Zn single crystals. **Scripta metallurgica**, v. 11, n. 3, p. 225–230, 1977.

SHARMA, K.; SRINIVAS, G. Flying smart: Smart materials used in aviation industry. **Materials Today: Proceedings**, v. 27, p. 244–250, 2020.

SHARMA, N.; JANGRA, K. K.; RAJ, T. Fabrication of NiTi alloy: A review. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications**, v. 232, n. 3, p. 250–269, mar. 2018.

SHEN, Y. K. et al. Comparison of the results for semisolid and plastic injection molding process. **International Communications in Heat and Mass Transfer**, v. 29, n. 1, p. 97–105, 2002.

SIMÕES, J. DE B. Fabricação de componentes miniaturizados de ligas com memória de forma Ni-Ti usando fundição de precisão. 2016.

SINGH, B.; KUMAR, P.; MISHRA, B. K. Evaluation of primary slurry used in ceramic shell investment casting process. **Catalyst (ml)**, v. 2, n. 3, p. 4, 2012.

SPEICHER, M. S. **Cyclic testing and assessment of shape memory alloy recentering systems**. [s.l.] Georgia Institute of Technology, 2010.

STALMANS, R.; VAN HUMBEECK, J.; DELAEY, L. The two way memory effect in copper-based shape memory alloys—thermodynamics and mechanisms. **Acta metallurgica et materialia**, v. 40, n. 11, p. 2921–2931, 1992.

TADAKI, T.; OTSUKA, K.; SHIMIZU, K. Shape memory alloys. **Annual Review of Materials Science**, v. 18, n. 1, p. 25–45, 1988.

TANAKA, Y.; YAMADA, A. **A rotary actuator using shape memory alloy for a robot-analysis of the response with load**. Proceedings IROS'91: IEEE/RSJ International Workshop on Intelligent Robots and Systems' 91. **Anais...IEEE**, 1991.

TORRA, V. et al. Civil engineering applications: specific properties of NiTi thick wires and their damping capabilities, a review. **Shape Memory and Superelasticity**, v. 3, n. 4, p. 403–413, 2017.

VAN HUMBEECK, J. Non-medical applications of shape memory alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 273, p. 134–148, 1999.

VILLA, E. Manufacturing of Shape Memory Alloys. Em: **Shape Memory Alloy Engineering**. [s.l.] Elsevier, 2015. p. 79–96.

VIRGOLINO, F. S. DE S. **Comportamento em fadiga termomecânica de fios de liga com memória de forma Ni-Ti-Cu**. [s.l.] Universidade Federal de Pernambuco, 2017.

VIRGOLINO, F. S. DE S. et al. Evaluation of two-step transformation in Ni-rich titanium-nickel alloys using thermal and internal friction analyses. **Matéria (Rio de Janeiro)**, v. 24, 2019.

WADOOD, A. Brief overview on nitinol as biomaterial. **Advances in Materials Science and Engineering**, v. 2016, 2016.

WANG, B.; ZHU, S. Seismic behavior of self-centering reinforced concrete wall enabled by superelastic shape memory alloy bars. **Bulletin of Earthquake Engineering**, v. 16, n. 1, p. 479–502, 2018.

WANG, J. **Multiple Memory Material Processing for Augmentation of Local Pseudoelasticity and Corrosion Resistance of NiTi-based Shape Memory Alloys**. [s.l.] University of Waterloo, 2013.

WAYMAN, C. M. Some applications of shape-memory alloys. **JOM**, v. 32, n. 6, p. 129–137, 1980.

WU, S. K.; LIN, H. C. Recent development of TiNi-based shape memory alloys in Taiwan. **Materials Chemistry and Physics**, v. 64, n. 2, p. 81–92, 2000.

YAN, X.; GE, Y.; VAN HUMBEECK, J. Influence of Annealing on the Stress-Assisted Two-Way Memory Effect in Cold-Worked NiTi Wire. **Advanced Engineering Materials**, v. 17, n. 2, p. 162–166, 2015.

YU, H. J. et al. Temperature memory effect in two-way shape memory TiNi and TiNiCu springs. **Journal of materials science**, v. 41, n. 11, p. 3435–3439, 2006.