

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA
E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Jackson de Brito Simões

**FABRICAÇÃO DE COMPONENTES MINIATURIZADOS DE LIGAS COM
MEMÓRIA DE FORMA NI-TI USANDO FUNDIÇÃO DE PRECISÃO**

Campina Grande – PB

2016

Jackson de Brito Simões

**FABRICAÇÃO DE COMPONENTES MINIATURIZADOS DE LIGAS COM
MEMÓRIA DE FORMA NI-TI USANDO FUNDIÇÃO DE PRECISÃO**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais como requisito parcial à obtenção do título de DOUTOR EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS.

Orientador: Prof. Dr. Carlos José de Araújo

Agência Financiadora: CAPES e CNPq

Campina Grande – PB

2016

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCG

S593f Simões, Jackson de Brito.
 Fabricação de componentes miniaturizados de ligas com memória de
 forma Ni-Ti usando fundição de precisão / Jackson de Brito Simões. –
 Campina Grande-PB, 2016.
 241. il. color.

 Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) –
 Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e
 Tecnologia, 2016.
 "Orientação: Prof. Dr. Carlos José de Araújo".
 Referências.

 1. Ligas com Memória de Forma. 2. Fundição de Precisão. 3.
 Componentes Miniaturizados. 4. Ligas de Ni-ti. 5. Superelasticidade. I.
 Araújo, Carlos José de. II. Título.

CDU 681.587(043)

VITAE DO CANDIDATO

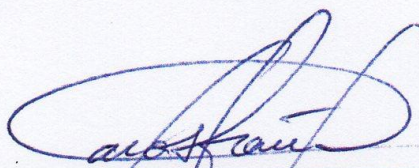
- Engenheiro Mecânico pela UFCG (2006).
- Administrador pela UEPB (2006).
- Mestre em Engenharia Mecânica pela UFCG (2012)

JACKSON DE BRITO SIMÕES

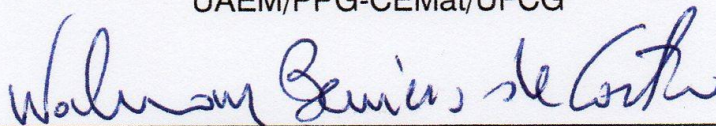
FABRICAÇÃO DE COMPONENTES MINIATURIZADOS DE LIGAS COM
MEMÓRIA DE FORMA Ni-Ti USANDO FUNDIÇÃO DE PRECISÃO

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais como requisito parcial à obtenção do título de **Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais**.

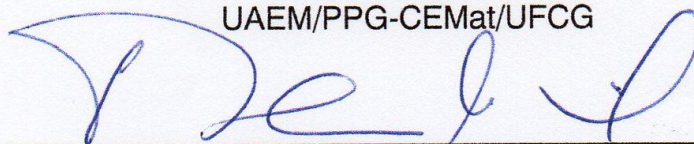
Aprovado em: 31/08/2016



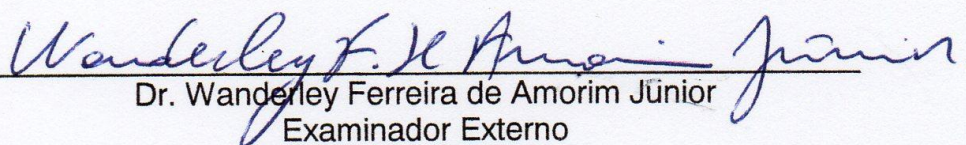
Dr. Carlos José de Araújo
Orientador
UAEM/PPG-CEMat/UFCG



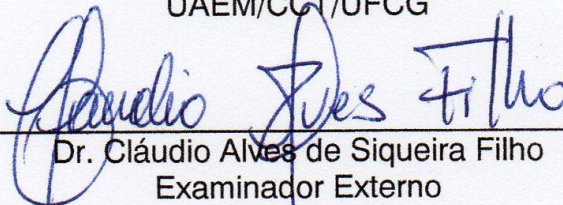
Dr. Walman Benício de Castro
Examinador Interno
UAEM/PPG-CEMat/UFCG



Dr. Theophilo Moura Maciel
Examinador Interno
PPG-CEMat/UAEM/UFCG



Dr. Wanderley Ferreira de Amorim Júnior
Examinador Externo
UAEM/CCT/UFCG



Dr. Cláudio Alves de Siqueira Filho
Examinador Externo
UFPB

" Ne sachant pas qu'il était impossible, il était là et a fait. "

Jean Cocteau, poeta francês

Todo os esforços realizados nesse trabalho eu dedico a minha família, em especial a minha esposa Chiara Millena e minhas filhas Maria Elena e Maria Elisa.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Dr. Carlos José, pela oportunidade de integrar seu grupo de pesquisa desde 2008 e também pela confiança e orientação nos trabalhos que realizamos conjuntamente até hoje.

A Universidade Federal Rural do Semi-Árido (UFERSA) pela dispensa das atividades docentes no interstício da minha qualificação.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pelo financiamento dos projetos: Casadinho UFCG-UFRJ-ITA (Processo no 552199/2011-7), Universal 14/2012 (Processo no 474524/2012-4) e PQ-1D (Processo no 304658/2014-6) e Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pela bolsa de estudos.

A Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica, em especial aos professores Ms. Manasses da Costa Agra Mello (Laboratório de Usinagem) e Dr. João Baptista da Costa Agra de Melo (Laboratório de Metalografia e Ensaio Mecânicos) pela atenção nos ensaios realizados respectivamente

Ao Laboratório de Metrologia e Calibração do Centro de Educação Profissional Professor Stênio Lopes – SENAI, em Campina Grande/PB, pela colaboração nos ensaios de inspeção dimensional.

Ao Laboratório de Avaliação e Desenvolvimento de Biomateriais do Nordeste (CERTBIO) da Unidade Acadêmica de Engenharia de Materiais da UFCG, em Campina Grande/PB pela colaboração nos ensaios de rugosidade.

Ao Laboratório de Solidificação Rápida (LSR) da Universidade Federal da Paraíba (UFPB), pela colaboração nos ensaios fluorescência de raios-X.

Ao Laboratório Químico de Caracterização de Materiais (LQCM), do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE), em São José dos Campos/SP pelos ensaios de determinação elementos químicos.

Aos protéticos Cristophe França e Rafael França que nos ajudaram com as técnicas de prótese dentária, que foram de extrema importância. E a todos que de forma direta ou indireta contribuíram com a realização deste trabalho. Muito obrigado.

RESUMO

As ligas com memória de forma (LMF) apresentam características funcionais de recuperação de deformações plásticas aparentes e mudança de suas propriedades mecânicas quando submetidas a variações de temperatura, proporcionando um crescente interesse para aplicações de engenharia e originando uma nova maneira de projetar sistemas mecânicos. Nesse contexto, é importante desenvolver novos métodos de fabricação de componentes mecânicos principalmente de LMF do sistema Ni-Ti. Adicionalmente, ao final do século XX a fundição de precisão se tornou uma alternativa eficaz para a conformação de componentes de titânio e suas ligas em aplicações de alta tecnologia. Entretanto, não existem informações da utilização desse processo para fabricação de componentes mecânicos de LMF Ni-Ti. Deste modo, o objetivo desta tese foi avaliar duas tecnologias de fundição de precisão, baseadas em fusão e injeção de metal líquido, para obtenção de componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti com propriedades funcionais. Para isso, foi realizada a otimização dos parâmetros controláveis dos processos, seguido da caracterização térmica e mecânica de LMF Ni-Ti com propriedades de efeito memória de forma e superelasticidade. Posteriormente, de forma a validar os processos de fundição de precisão empregados foram fabricados diferentes formatos de componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti (mola Belleville, grampo ortopédico, tela, estrutura celular, mola helicoidal e parafuso), que foram submetidos a caracterização térmica, mecânica e ensaios não-destrutivos de radiografia. Com base nos resultados obtidos foi possível concluir que os processos de fundição de precisão empregados (*Plasma Skull Push-Pull* e Fusão de Indução com Injeção por Centrifugação) foram adequados para a fabricação de componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti com boas propriedades funcionais e geometrias simples e complexas.

Palavras-chave: Ligas com memória de forma, Fundição de precisão, componentes miniaturizados, Ligas de Ni-Ti, Superelasticidade.

ABSTRACT

Shape memory alloy (SMA) have functional characteristics of apparent plastic deformation recovery and change of mechanical properties when subjected to temperature variations, providing an increasing interest for engineering applications and a new way of designing mechanical systems. In this context, it is important develop new methods to manufacture of mechanical components mainly of Ni-Ti SMA system. In addition, from end of the 20th century investment casting has become an effective alternative to forming components of titanium and its alloys for high-tech applications. However, there is no information on the use of this process for the manufacture of Ni-Ti SMA mechanical components. Thus, the aim of this thesis was to evaluate two investment casting technologies, based on melting and injection of liquid metal into a mold to obtain miniaturized Ni-Ti SMA components with functional properties. For this purpose, optimization of controllable process parameters was performed, followed by thermal and mechanical characterization of Ni-Ti SMA with shape memory effect and superelasticity properties. Subsequently, in order to validate the used investment casting processes were made different shapes of Ni-Ti SMA mini-actuators (Belleville springs, orthopedic clamps, meshes, cellular structures, springs and bolts), which were submitted to thermal and mechanical characterization, and non-destructive testing of integrity. Based on the results, it was concluded that the investment casting processes (Plasma *Skull Push-Pull* and Induction Melting with Centrifugal Casting employed were suitable for manufacture of Ni-Ti SMA mini-actuators with good functional properties and simple and complex geometries.

Keywords: Shape Memory Alloys, Superelasticity, Investment Casting, Ni-Ti alloys.

PUBLICAÇÕES

SIMÕES, Jackson de Brito et al. Influence of Heat Treatments on a NiTi Shape Memory Alloy Obtained Using Vacuum Induction Melting and Reprocessed by Plasma Skull Push-Pull. **Materials Research Society**. Cancun, vol.1765, p. 121-126. 2015. Disponível em: <http://journals.cambridge.org/action/displayAbstract?fromPage=online&aid=9987128&fileId=S1946427415008179>. Acesso em: 15 ago. 2016.

SIMÕES, Jackson de Brito et al. Influence of the Reprocessing by Plasma Melting and Injection Molding on the Thermomechanical Properties of a Ni-Ti SMA Manufactured by VIM. **Materials Research Society**. Cancun, vol. 1611, p. 31-36. 2014. Disponível em: <http://journals.cambridge.org/action/displayAbstract?fromPage=online&aid=9313171>. Acesso em: 15 ago. 2016.

PATENTE

SIMÕES, J. B.; DE ARAUJO, C. J. **FUNDIÇÃO DE PRECISÃO PARA LIGAS DO SISTEMA NI-TI COM PROPRIEDADES FUNCIONAIS**. 2016, Brasil. Patente: Privilégio de Inovação. Número do registro: BR1020160207371, título: "FUNDIÇÃO DE PRECISÃO PARA LIGAS DO SISTEMA NI-TI COM PROPRIEDADES FUNCIONAIS", Instituição de registro: INPI - Instituto Nacional da Propriedade Industrial. Depósito: 19/08/2016.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Representação de um dispositivo acoplamento CryoFit® de Ni-Ti desenvolvido para unir tubulações de titânio em caças do exército americano modelo F-14.	6
Figura 2 - Evolução do mercado global de materiais inteligentes. Adaptada de (McWilliams, 2011).....	8
Figura 3 - Histórico de registro de artigos publicados, patentes e projeções de crescimento até 2020. Adaptada de (Jani <i>et al.</i> , 2014).	8
Figura 4 - Histórico das importantes LMF descobertas nos últimos 60 anos.	9
Figura 5 - Representação de estrutura cristalina e microestrutura em LMF.....	13
Figura 6 - Curva de DSC. (a) Característica de LMF sem a presença da fase R. (b) Característica de LMF Ni-Ti com a presença de fase R.....	15
Figura 7 - Curva de RET. (a) Característica de LMF Ni-Ti sem a presença da fase R. (b) Característica de LMF Ni-Ti com a presença da fase R.	17
Figura 8 - Curva características de uma LMF 55,1Ni-44,9Ti (% peso) reprocessada por meio de forno plasma e solubilizada a 850°C durante 8 horas. (a) Ensaio por DSC. (b) Ensaio por RET.....	18
Figura 9 - Fenômeno de transformação de fase devido à variação de temperatura típica em LMF.	19
Figura 10 - Esquematização do EMFS em um atuador LMF tipo mola.	21
Figura 11 - Representação da curva tensão-deformação característica do EMFS.	21
Figura 12 - Esquematização do EMFD em um atuador LMF tipo mola.....	24
Figura 13 - Representação gráfica do comportamento tensão-deformação do EMFD.	24
Figura 14 - Esquematização do efeito de SE em um atuador LMF tipo mola. .	25
Figura 15 - Representação da curva tensão-deformação característica da SE.	26
Figura 16 - Representação de curva DSC característica de material que apresenta deformações plásticas ou altos níveis de tensões internas.....	28

Figura 17 - Curvas tensão-deformação características do comportamento superelástico. (a) Superelasticidade linear. (b) Superelasticidade não-linear. Adaptada de (Shahinpoor e Schneider, 2008).	28
Figura 18 - Representação da curva tensão-deformação para Ni-Ti superelástico com parâmetros típicos que podem ser obtidos. Adaptada de (ASTM F2516, 2007).	29
Figura 19 - Resposta SE de uma liga Ni-Ti submetido a ciclos de carga-descarga com deformação máxima de 7%. (a) Resultados experimentais. (b) Resultados numéricos. Adaptada de (Lecce e Concilio, 2014).	30
Figura 20 - Curvas tensão-deformação em uma amostra sob carga-descarga obtidos em diferentes temperaturas para uma LMF de 55,6Ni-44,4Ti (% em peso). Adaptada de (Fremond e Miyazaki, 1996).	31
Figura 21 - Dispositivos de LMF Ni-Ti para aplicações médicas (Yamauchi <i>et al.</i> , 2011).	33
Figura 22 - Dispositivos atuadores LMF como aplicações médicas potenciais. Adaptada de (Kardas <i>et al.</i> , 2007; Yoneyama e Miyazaki, 2008; Yamauchi <i>et al.</i> , 2011)	34
Figura 23 - (a) Dispositivo atuador LMF superelástico tipo tela utilizado em tratamento de Hálux Valgo. (b) Tela de titânio utilizado para reconstrução da calota craniana. Adaptada de (Hattori <i>et al.</i> , 2011; Yamauchi <i>et al.</i> , 2011).	35
Figura 24 - Dispositivo Chevron aplicado na estrutura externa de uma turbina com seus principais componentes. Adaptada de (Yamauchi <i>et al.</i> , 2011).	36
Figura 25 - Sistema regulador automático utilizado nos trens Shinkansen/Japão. Adaptada de (Yamauchi <i>et al.</i> , 2011).	38
Figura 26 - Montagem utilizada para a ativação de um atuador LMF tipo arruela lisa de Ni-Ti. Adaptada de (Antonios <i>et al.</i> , 2006).	39
Figura 27 - Dispositivos para recentragem de edifícios submetidos a simulação de eventos sísmicos. (a) Dispositivo com mola helicoidal de LMF Ni-Ti. (b) Dispositivo com mola Belleville de LMF Ni-Ti. Adaptada de (Speicher <i>et al.</i> , 2009).	40
Figura 28 - Produtos com aplicações de LMF. (a) Brinquedo. (b) Armação de óculos. (c) Atuador para acionamento da filtragem de pó em máquina de café. (d) Sensor de alerta de cozimento de alimentos. Adaptada de (Yamauchi <i>et al.</i> , 2011).	41

Figura 29 - Diagrama de fase da liga Ni-Ti. (a) Diagrama completo. (b) Ampliação da área de interesse. Adaptada de (Otsuka e Ren, 2005).....	44
Figura 30 - Dependência da temperatura M_s com o teor de Ni na liga Ni-Ti. Adaptada de (Lexcellent, 2013).....	47
Figura 31 - Dependências das temperaturas A_s e A_f com o teor de Ni na liga Ni-Ti. Adaptada de (Lecce e Concilio, 2014).....	47
Figura 32 - Efeito da adição do terceiro elemento na temperatura de transformação M_s em LMF de Ni-Ti. (a) Elementos que aumentam as temperaturas de transformação. b) Ampliação da região em destaque e elementos que diminuem as temperaturas (Lexcellent, 2013).	49
Figura 33 - Faixa de temperatura operacional nas LMF das famílias Ni-Ti e Cu-Al. Adaptada de (Jani <i>et al.</i> , 2014).	51
Figura 34 - Influência dos elementos de liga na LMF Ni-Ti. (a) Trabalho realizado versus temperatura. (b) Energia absorvida versus tensão transformação. Adaptada de (Jani <i>et al.</i> , 2014).....	52
Figura 35 - Protótipo de dedo robótico acionado por fios LMF Ni-Ti (Silva <i>et al.</i> , 2013).	56
Figura 36 - Esquema de um retrovisor automotivo acionado por fios LMF Ni-Ti. Adaptada de (Williams <i>et al.</i> , 2010).....	56
Figura 37 - Diagrama ilustrativo do funcionamento de um smart lockwire constituído por fios de LMF Ni-Ti. Adaptada de (Oliveira <i>et al.</i> , 2012).	57
Figura 38 - Ensaio de geração de força de arruela cônica de LMF Ni-Ti. (a) Esquema experimental. (b) Força gerada para deformações de 10, 15 e 20%. Adaptada de (Simões, 2012).....	58
Figura 39 - Estruturas celulares de LMF Ni-Ti fabricadas por brasagem. Adaptada de (Shaw <i>et al.</i> , 2007b).	59
Figura 40 - Representação de um forno de indução a vácuo para fusão de LMF de Ni-Ti. Adpatada de (Frenzel <i>et al.</i> , 2010).	66
Figura 41 - Esquema da câmara interna de um forno a arco elétrico sob vácuo com eletrodo consumível. Adaptada de (Gupta e Ramkumar, 2015).....	69
Figura 42 - Esquema de um forno EBM e seus principais componentes. Adaptada de (Frenzel <i>et al.</i> , 2010).....	70
Figura 43 - Representação dos quatro estados físicos da matéria.	71

Figura 44 - Esquema da câmara interna de um forno plasma com os principais componentes. Adaptada de (Szurman et al., 2012).	72
Figura 45 - Principais etapas do processo de fundição de precisão por molde tipo casca cerâmica para produção de biela automotiva.....	78
Figura 46 - Principais etapas do processo de fundição de precisão com molde sólido para produção de joia.	79
Figura 47 - (a) Ilustração esquemática do diagrama de equilíbrio da liga Al-Si. Curvas de resfriamento para as composições. (b) Hipoeutéticas. (c) Eutéticas. (d) Hipereutéticas. (Kiminami <i>et al.</i> , 2013).	81
Figura 48 - Representação dos grãos dendritos. (a) Grãos primários. (b) Vista ampliada de dendritas primária. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).	82
Figura 49 - Ilustração esquemática do modo de solidificação entre duas paredes do molde, de metal puro ou liga. (a) Composição eutética. (b) Liga com pequeno intervalo de solidificação. (c) Liga com grande intervalo de solidificação. (d) Liga com intervalo de solidificação intermediário (Kiminami <i>et al.</i> , 2013).	83
Figura 50 - Solidificação de um metal. (a) Molde metálico. (b) Molde cerâmico (Garcia, 2011).	84
Figura 51 - Curva da solubilidade do H em ligas de Al. Adaptado de (Beeley e Smart, 2008).....	85
Figura 52 - Defeitos comuns em peças fundidas. (a) Falha de preenchimento. (b) Delaminação. (c) Gotas frias. (d) Cavidade de contração. (e) Microporosidade. (f) Ruptura a quente (Groover, 2014).....	87
Figura 53 - Exemplo de alimentação de metal líquido na concepção dos pontos externos de um virabrequim. (a) Adequada. (b) Inadequada.	88
Figura 54 - Solidificação esquemática de um tambor de freio. (a) Liga com grande intervalo de solidificação. (b) Liga com pequeno intervalo de solidificação.....	89
Figura 55 - Defeito de porosidade. (a) Defeito superficial de uma peça por FP oriundo da reação do metal com o revestimento cerâmico. (b) Defeito tipo bolha de gás (Beeley e Smart, 2008).....	90
Figura 56 - Defeito de inclusão em uma peça obtida por fundição de precisão e injeção por centrifugação. (a) Distribuídos por toda superfície. (b) Ampliação da região em destaque (vermelho) (Beeley e Smart, 2008).....	92

Figura 57 - Defeitos de trincas devido à contração do metal. (a) Anel. (b) Perfil H (Kliauga e Ferrante, 2009).....	93
Figura 58 - Exemplos de trincas causadas por tensões internas devido a diferentes seções transversas da peça (direções de contração são indicadas pelas setas). (a) e (b) Roda e (c) Haste (Kliauga e Ferrante, 2009).....	93
Figura 59 - Representação do defeito gota quente. (a) Trincas de gotas quentes. (b) Sequência de formação (Kliauga e Ferrante, 2009).....	94
Figura 60 - Representação de um sistema de alimentação de FP e seus principais elementos. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).....	96
Figura 61 - Representação simplificada de um sistema de vazamento em molde na fundição. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).....	97
Figura 62 - Representação de um fluxo no canal com seções de área variáveis (a conservação de massa deve ser atendida nas regiões 1, 2 e 3). (Beeley e Smart, 2008).....	99
Figura 63 - Representação do fluxo fluido sob queda livre em um canal vertical. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).	101
Figura 64 - Representação das linhas de fluxos em sistemas de alimentação. (a) Em canal de entrada vertical simples. (b) Em contornos com mudança de fluxo. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).....	102
Figura 65 - Perfil de velocidade de um fluxo laminar desenvolvido num tubo cilíndrico em escoamento interno. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).....	103
Figura 66 - Perfil de velocidade de um fluxo turbulento num tubo cilíndrico em escoamento interno. (a) Camada limite estável. (b) Camada limite instável (Beeley e Smart, 2008).	104
Figura 67 - Representação de um sistema de alimentação em molde com a utilização de filtro para forçar o surgimento de fluxo laminar. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).	106
Figura 68 - Perfil de distribuição de temperatura colocado sobre uma superfície quente. (a) Imediatamente após o contato. (b) Depois de um tempo. (c) Estado de equilíbrio. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).....	109
Figura 69 - Perfil de temperatura no molde pós-vazamento durante a solidificação. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).....	111
Figura 70 - Canais alimentadores laterais para aumento do rendimento do processo de fundição. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).	113

Figura 71 - Representação de aletas utilizadas no projeto de molde para acelerar a solidificação de uma determinada região. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).....	114
Figura 72 - Esquema da máquina de fundição Centrifuga Ticast Super. Adaptada de (Okabe <i>et al.</i> , 1998).	123
Figura 73 - Esquema de máquina de fundição plasma Castmatic equipada com duas câmaras com diferença de pressão. Adaptada de (Okabe <i>et al.</i> , 1998).124	
Figura 74 - Máquina AutoCast equipada com câmara única sob pressão de gás. Adaptada de (Okabe <i>et al.</i> , 1998).....	125
Figura 75 - Máquina Vulcan-T equipada com câmara única sob pressão de gás (vista Superior). Adaptada (Okabe <i>et al.</i> , 1998).	126
Figura 76 - Fluxograma da metodologia utilizada para caracterizar as LMF Ni-Ti obtidas por meio das duas técnicas de fusão e injeção para fabricação de componentes miniaturizados.....	128
Figura 77 - Fluxograma da fabricação e caracterização dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti.....	129
Figura 78 - Máquina de fusão por plasma Discovery e seus principais componentes.....	131
Figura 79 - Principais componentes do interior da máquina Discovery da EDG.	131
Figura 80 - Esquemática da sequência de fusão do processo PSPP. (a) Inserção de pastilha e molde nas câmaras. (b) Evacuação das câmaras. (c) Injeção de gás Ar. (d) Fusão por plasma. (e) Injeção de metal. (f) Solidificação sob gás Ar.	133
Figura 81 - Máquina de fusão por indução por centrifugação Power Cast 1700 (EDG Equipamentos) e seus principais componentes.	135
Figura 82 - Esquemática da sequência de fusão do processo FIC. (a) Inserção de pastilha e molde na máquina. (b) Fusão da pastilha. (c) Centrifugação. (d) Solidificação do fundido no molde ao ar ambiente.	136
Figura 83 - Sequência metodológica para produção dos moldes sólidos.	140
Figura 84 - Representação do ciclo de sinterização do revestimento Microfine 1700.	141
Figura 85 - Fluxograma metodológico utilizado para obtenção dos Cp de LMF Ni-Ti para ensaio de tração.	143

Figura 86 - Codificação para designação dos Cp LMF Ni-Ti utilizados.	144
Figura 87 - Dimensões dos Cp utilizados na primeira parte experimental (dimensões em mm). (a) Barra retangular. (b) Cp para ensaio de tração.	145
Figura 89 - Codificação para designação dos componentes miniaturizados LMF Ni-Ti.....	147
Figura 88 - Parâmetros dimensionais dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti selecionados para fabricação. (a) Grampo ortopédico. (b) Mola Belleville. (c) Mola helicoidal. (d) Parafuso auto atarrachante 4.2 mm. (e) Estrutura celular (perfil hexagonal e Circular). (f) Tela (perfil quadrado).....	148
Figura 90 - Esquemática do ensaio de RET para um atuador LMF tipo parafuso.	151
Figura 91 - Termogramas DSC das LMF Ni-Ti obtidas por PSPP com fundição em molde metálico de Cu.....	159
Figura 92 - Termogramas DSC das LMF Ni-Ti obtidas por PSPP com fundição em molde sólido.	160
Figura 93 - Termogramas DSC das LMF Ni-Ti obtidas por FIC com fundição em molde sólido.	161
Figura 94 - Termogramas DSC das LMF Ni-Ti obtidas. (a) FIC resfriado ao ar. (b) PSPP resfriado ao ar. (c) FIC resfriado em água. (d) PSPP resfriado em água.	167
Figura 95 - Termogramas DSC para as LMF 54,7Ni-Ti, 55,0Ni-Ti e 55,3Ni-Ti fundidas pelos processos PSPP e FIC com resfriamento ao ar ambiente e em água.	169
Figura 96 - Resultados qualitativos da caracterização térmica (DSC e RET) dos Cp de LMF 55,3Ni-Ti. (a) Cp-FIC-SE-T. (b) Cp-PSPP-SE-T.....	172
Figura 97 - Corpo de prova de LMF Ni-Ti produzido por PSPP e corte por eletroerosão. (a) Barra retangular em seu estado bruto de fundição. (b) Cp tipo gravata.	174
Figura 98 - Curvas tensão-deformação para a LMF 54,7Ni-Ti fundida pelo processo FIC.....	175
Figura 99 - Curvas tensão-deformação LMF 54,7Ni-Ti fundida pelo processo PSPP.....	176
Figura 100 - Curvas tensão-deformação para a LMF 55,3Ni-Ti fundida pelo processo FIC.....	177

Figura 101 - Curvas tensão-deformação para a LMF 55,3Ni-Ti fundida pelo processo PSPP.	178
Figura 102 - Curva tensão-deformação de uma LMF Ni-Ti (49.2Ti-50.8Ni,%at), obtida por fundição de precisão apresentando comportamento de SE (Hamanaka <i>et al.</i> , 1989).	179
Figura 103 - Componente miniaturizado de LMF Ni-Ti do tipo estrutura celular. (a) HC-PSPP-SE-T. (b) HC-FIC-SE-T. (c) HE-PSPP-SE-T. (d) HE-FIC-SE-T.	180
Figura 104 - Componente miniaturizado de LMF Ni-Ti do tipo grampo ortopédico. (a) G-PSPP-SE-B. (c) G-FIC-EMF-B.	181
Figura 105 - Componente miniaturizado de LMF Ni-Ti do tipo mola Belleville. (a) PSPP. (b) FIC.	181
Figura 106 - Componente miniaturizado de LMF Ni-Ti do tipo mola helicoidal. (a) PSPP. (b) FIC.	181
Figura 107 - Componente miniaturizado de LMF Ni-Ti do tipo parafuso auto atarrachante 4.2. (a) P-PSPP-SE-B. (b) P-FIC-SE-B.	182
Figura 108 - Componente miniaturizado de LMF do Ni-Ti tipo tela. (a) TQ-PSPP. (b) FIC. (a) TQ-PSPP. (b) FIC. (a) TQ-PSPP. (b) FIC. (a) TQ-PSPP. (b) FIC. (a) TQ-PSPP. (b) FIC.	182
Figura 109 - Curvas DSC e RET do componente miniaturizado HC-FIC-SE-B.	183
Figura 110 - Contração dimensional em %, para cada componente miniaturizado de LMF Ni-Ti por processo.	188
Figura 111 - Descontinuidades tipo vazio no interior do componente miniaturizado B-PSPP-SE-B.	189
Figura 112 - Descontinuidades tipo vazio no interior dos componentes miniaturizados P-PSPP-SE-B.	190
Figura 113 - Descontinuidades tipo vazio no interior dos componentes miniaturizados P-FIC-SE-B.	190
Figura 114 - Descontinuidades tipo vazio no interior dos componentes miniaturizados M-PSPP-SE-B.	191
Figura 115 - Descontinuidades tipo vazio no interior dos componentes miniaturizados M-FIC-SE-B.	191

Figura 116 - Descontinuidades tipo falta de preenchimento no interior dos componentes miniaturizados. (a) HE-PSPP-SE-B. (a) HC-PSPP-SE-B.	192
Figura 117 - Parâmetro de rugosidade Ra para modelo e componente miniaturizado de LMF Ni-Ti tipo HC.	193
Figura 118 - Parâmetro de rugosidade Ra para modelo e componente miniaturizado de LMF Ni-Ti tipo G.	194
Figura 119 - Curva força x deformação de componentes miniaturizados LMF Ni-Ti. (a) HC-FIC-SE-T sob compressão. (b) P-FIC-SE-T sob tração. (c) G-FIC-SE-B sob flexão.	195
Figura 120 - Curvas força x deformação, com laços internos, em componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti em seus estados bruto e tratado termicamente. (a) B-PSPP-SE sob compressão. (b) M-PSPP-SE sob tração. (c) G-PSPP-EMF sob flexão.	197
Figura 121 - Curvas de força x deformação, com laços internos, em componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti obtidos sob mesmas condições pelos processos PSPP e FIC em seus estados bruto de fundição e tratado termicamente. (a) Mola Belleville, sob compressão. (b) Mola helicoidal, sob tração. (c) Estrutura de célula hexagonal, sob compressão.	198
Figura 122 - Fluxo de obtenção do componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo grampo ortopédico. (a) Modelo em ABS. (b) Árvore do modelo. (c) Desinclusão do revestimento/fundido. (d) Limpeza. (e) Árvore de fundição. (f) G-PSPP-SE-B. (g) G-FIC-SE-B.	217
Figura 123 - Fluxo de obtenção do componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo mola Belleville. (a) Modelo em ABS. (b) Árvore do modelo. (c) Desinclusão do revestimento/fundido. (d) Limpeza. (e) Árvore de fundição. (f) B-PSPP-SE-B. (g) B-FIC-SE-B.	218
Figura 124 - Fluxo de obtenção do componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo mola helicoidal. (a) Modelo em cera. (b) Árvore do modelo. (c) Desinclusão do revestimento/fundido. (d) Limpeza. (e) Árvore de fundição. (f) M-PSPP-SE-B. (g) M-FIC-SE-B.	219
Figura 125 - Fluxo de obtenção do componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo parafuso. (a) Modelo em resina. (b) Árvore do modelo. (c) Desinclusão do revestimento/fundido. (d) Limpeza. (e) Árvore de fundição. (f) P-PSPP-SE-B. (g) P-FIC-SE-B.	220

Figura 126 - Fluxo de obtenção do componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo estrutura celular. (a) Modelo em ABS. (b) Árvore do modelo. (c) Desinclusão do revestimento/fundido. (d) Limpeza. (e) Árvore de fundição. (f) HC-PSPP-SE-B. (g) HE-PSPP-SE-B. (h) HC-FIC-SE-B. (i) HE-FIC-SE-B.	221
Figura 127 - Fluxo de obtenção do componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo tela. (a) Modelo em Cera. (b) Árvore do modelo. (c) Desinclusão do revestimento/fundido. (d) Limpeza. (e) Árvore de fundição. (f) TQ-PSPP-SE-B. (g) TQ-FIC-SE-B. (h) TE-PSPP-SE-B. (i) TE-FIC-SE-B. (j) TC-PSPP-SE-B. (l) TC-FIC-SE-B.	222
Figura 128 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti B-PSPP-SE-B. (a) Face superior. (b) Face inferior. (c) Bolha de gás. (d) Porosidades.	223
Figura 129 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti B-FIC-SE-B. (a) Face superior. (b) Face inferior. (c) Bolha de gás. (d) Rechupe.	224
Figura 130 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti G-PSPP-EMF-B. (a) Face frontal. (b) Porosidade. (c) Bolha de inclusão. (d) Reprodução da geometria do grampo no detalhe isento de defeitos.	225
Figura 131 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti G-FIC-SE-B. (a) Face frontal. (b) Bolha de gás. (c) Bolha de inclusão. (d) Reprodução da geometria do grampo no detalhe isento de defeitos.	226
Figura 132 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti M-PSSP-SE-B. (a) Isento de defeitos superficiais. (b) Espiras parte interna. (c) Espiras parte externa.	227
Figura 133 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti M-FIC-SE-B. (a) Presença de defeitos superficiais. (b) Espiras parte interna, bolha de inclusão. (c) Espiras parte externa, bolha de inclusão.	228
Figura 134 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti P-FIC-SE-B. (a) Presença de defeitos superficiais. (b) Bolha de inclusão.	229
Figura 135 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti P-FIC-SE-B. (a) Presença de defeitos superficiais. (b) Bolha de inclusão.	229
Figura 136 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti TQ-PSPP-SE-B. (a) Defeitos face superior. (b) Defeitos face inferior. (c) Reprodução da geometria tela no detalhe isento de defeitos. (d) Porosidade (e) Bolha de inclusão. (f) Bolha de gás.	230
Figura 137 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti TC-PSPP-SE-B. (a) Defeitos face superior. (b) Defeitos face inferior. (c) Porosidade. (d) Bolha de gás.	231

Figura 138 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti TE-PSPP-SE-B. (a) Face superior. (b) Face inferior. (c) Porosidade. (c) Bolha de gás.....	232
Figura 139 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti TQ-FIC-SE-B. (a) Face superior isento de defeitos. (b) Defeitos face inferior. (c) Reprodução da geometria tela no detalhe isento de defeitos. (d) Bolha de inclusão.	233
Figura 140 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti TC-FIC-SE-B. (a) Face superior isento de defeitos. (b) Defeitos face inferior. (c) Reprodução da geometria tela no detalhe isento de defeitos. (d) Bolha de inclusão.	234
Figura 141 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti TE-FIC-SE-B. (a) Defeitos face superior. (b) Defeitos face inferior. (c) Reprodução da geometria tela no detalhe isento de defeitos. (d) Bolha de gás.	235
Figura 142 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti HC-PSPP-EMF-B. (a) Distribuição dos defeitos. (b) Bolha de gás. (c) Porosidade. (d) Reprodução da geometria tela no detalhe isento de defeitos.....	236
Figura 143 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti HE-PSPP-SE-B. (a) e (b) Estrutura isenta de defeitos. (c) Porosidade. (d) Falta de preenchimento.....	237
Figura 144 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti HC-FICP-SE-B. (a) Distribuição dos defeitos. (b) e (c) Porosidade. (d) Reprodução da geometria tela no detalhe isento de defeitos.....	238
Figura 145 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti HE-FIC-SE-B. (a) Distribuição dos defeitos. (b) Bolha de gás e (c) Porosidade. (d) Rechupe. .	239

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades mecânicas e físicas de algumas LMF. Adaptada de (Huang, 2002; Huang <i>et al.</i> , 2005; Kan <i>et al.</i> , 2013; Rao <i>et al.</i> , 2015).....	10
Tabela 2 - Principais pontos o diagrama de equilíbrio do sistema Ni-Ti. Adaptada de (Szurman <i>et al.</i> , 2012).....	45
Tabela 3 - Representação de LMF com diferentes composições. Adaptada de (Frenzel <i>et al.</i> , 2015).	50
Tabela 4 - Efeitos de várias impurezas de fusão sobre as propriedades LMF Ni-Ti. Adaptada de (Jurczyk, 2012).....	52
Tabela 5 - Coeficiente de perdas no sistema de alimentação. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).	100
Tabela 6 - Valores das viscosidades média de alguns metais líquidos e da água. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).	105
Tabela 7 - Possibilidades de configuração de equipamentos para fundição/injeção do Ti e suas ligas. Adaptada de (Leyens e Peters, 2003). ..	121
Tabela 8 - Programas do equipamento Discovery <i>All Metals</i> para uma série de metais e ligas.	134
Tabela 9 - Módulos de fundição das geometrias desejadas dos componentes miniaturizados LMF de Ni-Ti fundidos.	138
Tabela 10 - Características esperadas para as LMF Ni-Ti a temperatura ambiente.....	142
Tabela 11 - Limites de impurezas encontradas no material de partida para fabricação das LMF Ni-Ti por meio de PSPP.	142
Tabela 12 - Limites de impurezas encontradas no Ar comercial. Fonte: White Martins.	142
Tabela 13 - Modelos utilizados para produção de componentes miniaturizados e o respectivo material utilizado.	147
Tabela 14 - Níveis de deformação aplicada por ciclo para cada componente miniaturizado de LMF Ni-Ti.	157
Tabela 15 - Temperaturas de transformação da LMF 54,7Ni-Ti fundida pelos processos PSPP e FIC com os revestimentos cerâmicos para Ti: Microfine e Rematitan.....	163

Tabela 16 - Temperaturas e energias de transformação das LMF 54,7Ni-Ti fundidas pelos processos PSPP e FIC com revestimento Microfine sob temperaturas de 800 °C e 200 °C.	164
Tabela 17 - Temperaturas e energias de transformação das LMF 55,0Ni-Ti fundidas pelos processos PSPP e FIC com revestimento Microfine sob temperaturas de 800 °C e 200 °C.	165
Tabela 18 - Temperaturas e energias de transformação das LMF 55,3Ni-Ti fundidas pelos processos PSPP e FIC com revestimento Microfine sob temperaturas de 800 °C e 200 °C.	165
Tabela 19 - Temperaturas e energias de transformação das LMF 54,7Ni-Ti fundidas pelos processos PSPP e FIC resfriadas ao ar ambiente e em água.	168
Tabela 20 - Temperaturas e energias de transformação das LMF 55,0Ni-Ti fundidas pelos processos PSPP e FIC resfriadas ao ar ambiente e em água.	168
Tabela 21 - Temperaturas e energias de transformação das LMF 55,3Ni-Ti fundidas pelos processos PSPP e FIC resfriadas ao ar ambiente e em água	168
Tabela 22 - Composições das LMF Ni-Ti fundidas por PSPP e FIC.	170
Tabela 23 - Temperaturas de transformação dos Cp fundidos com LMF 54,7Ni-Ti.	173
Tabela 24 - Temperaturas de transformação dos Cp fundidos com LMF 55,3Ni-Ti.	173
Tabela 25 - Temperaturas e energias de transformação de fase dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti brutos e tratados termicamente obtidos pelos processos PSPP e FIC.....	184
Tabela 26 - Defeitos superficiais observados nos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti fabricados (PSPP e FIC).	186

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Abreviaturas e Siglas

ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CAPES	Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior
CERTIBIO	Laboratório de Avaliação e Desenvolvimento de Biomateriais do Nordeste
CFC	Cúbica de corpo centrado
CIE	Compostos intermetálicos estequiométricos
CNC	Controle numérico computadorizado
CNPq	Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico
Cp	Corpo de Prova
DSC	Calorimetria diferencial exploratória
EBM	Fusão em forno por feixe de elétrons
EDG	Edg Equipamento e controles
EDM	Usinagem por eletroerosão
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva
EMF	Efeito memória de forma
EMFD	Efeito memória de forma duplo
EMFS	Efeito memória de forma simples
END	Ensaio não destrutivo
FIC	Fusão de indução com injeção por centrifugação
FP	Fundição de precisão
IAE	Instituto de Aeronáutica e Espaço
ITA	Instituto Tecnológico Aeronáutico
JAT	Usinagem por jateamento de água
LaMMEA	Laboratório multidisciplinar de materiais e estruturas ativas
LQCM	Laboratório Químico de Caracterização de Materiais
LMF	Ligas com memória de forma
LSR	Laboratório de Solidificação Rápida
LTC	Laboratório de tomografia computadorizada
MEV	Microscópio eletrônico de varredura

NOL	<i>Naval Ordnance Laboratory</i>
PSPP	<i>Plasma Skull Push-Pull</i>
RET	Resistência elétrica em função da temperatura
SE	Superelasticidade
SENAI	Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial
UEPB	Universidade Estadual da Paraíba
UFCG	Universidade Federal de Campina Grande
UFERSA	Universidade Federal Rural do Semi-Árido
UFPB	Universidade Federal da Paraíba
USA	Estados Unidos da América
VAM	Forno de fusão a arco elétrico
VIM	Forno de indução a vácuo

Símbolos

A	Austenita
at	Atômico
A_F	Temperatura de final da transformação reversa
Al	Alumínio
A_M	Temperatura de início da transformação reversa
A_P	Temperatura de pico da transformação reversa
Au	Ouro
b	Coeficiente global de contração volumétrica
B19	Fase martensítica orientada ou maclada
B19'	Fase martensítica
B2	Fase austenita
Be	Berílio
C	Carbono
Cd	Cádmio
C_h	Constante de Chevron
Co	Cobalto
Cr	Cromo

Cu	Cobre
C_{vol}	Contração volumétrica
D	Diâmetro do canal
$\frac{d_1}{\mu}$	Viscosidade cinemática
ΔE_A	Entalpia de transformação austenita
ΔE_M	Entalpia de transformação martensita
e_1	Emissividade
E_A	Módulo elástico da fase austenita
E_M	Módulo elástico da fase martensita
E_r	Deformação residual
f	Fator de atrito na parede
F	Fator de atrito de perda
Fe	Ferro
F_i	Força de atrito
$\sum F$	Somatório do coeficiente de perda
h	Altura
I_r	Irídio
H	Hidrogênio
H_f	Háfnio
H_t	Histerese térmica
k	Constante de proporcionalidade de condutividade térmica
L	Comprimento do canal
LPS	Tensão crítica de transformação reversa
M	Martensita
M_F	Temperatura de final da transformação martensítica
Mo	Molibidênio
M_P	Temperatura de início da transformação martensítica
M_S	Temperatura de pico da transformação martensítica
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
N_{Re}	Número de Reynolds
η	Eficiência do Massalote

O	Oxigênio
Q	Taxa volumétrica de fluxo
R	Fase Romboédrica
R_H	Raio do alimentador
$R_{V/A}$	Razão volume/área superficial
T	Temperatura
TCC	Tetragonal de corpo centrado
t_f	Tempo de solidificação
Ti	Titânio
TM _s	Transformação martensítica
UPS	Tensão crítica de transformação (durante o carregamento)
V	Velocidade, Vánadio
V_{AV}	Velocidade média
v	Volume específico
V_i	Velocidade real
V_m	Volume do massalote
V_{ol}	Volume do fundido
V_r	Volume do rechupe
w	Peso
$wV^2/2g$	Energia cinética
$w \sum F$	Energia de pressão
wh	Energia potencial
Zn	Zinco
Zr	Zircônio

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1 Ligas com Memória de Forma (LMF).....	4
2.1.1 Breve Histórico	4
2.1.2 Características e Aspectos Gerais	9
2.1.3 Caracterização Térmica	13
2.1.4 Comportamento Termomecânico	18
2.1.5 Aplicações	32
2.2 Ligas com Memória de Forma de Níquel – Titânio (Ni-Ti)	41
2.2.1 Características das LMF Ni-Ti.....	41
2.2.2 Diagrama de Equilíbrio de Fases para o Sistema Ni-Ti.....	43
2.2.3 Influência dos Elementos de Liga nas LMF Ni-Ti	48
2.2.4 Componentes Miniaturizados de LMF de Ni-Ti	53
2.2.5 Fabricação de Componentes Miniaturizados de LMF Ni-Ti.....	60
2.3 Tecnologias de Fusão de LMF	65
2.3.1 Por Indução.....	66
2.3.2 Ao Arco Elétrico.....	68
2.3.3 Por Feixe de Elétrons.....	69
2.3.4 Por Plasma.....	71
2.4 Fundição de Precisão	73
2.4.1 Aspectos Gerais.....	74
2.4.2 Etapas do Processo, Vantagens e Desvantagens	76
2.4.3 Princípios de Solidificação	80
2.4.4 Defeitos Típicos.....	85
2.4.5 Projeto de Sistema de Alimentação de Molde e o Fluxo Fluido	95
2.4.6 Projeto de Sistemas de Alimentação de Molde e o Fluxo de Calor	108
2.4.7 Diretrizes Volumétricas e Geométricas de Peças Fundidas.....	116
2.4.8 Fundição do Titânio e suas Ligas.....	119
2.4.9 Equipamentos para Fundição do Titânio.....	120
3 MATERIAIS E MÉTODOS	127
3.1 Metodologias de Fabricação.....	130
3.1.1 Tecnologia Plasma <i>Skull Push-Pull</i> (PSPP).....	130
3.1.2 Tecnologia de Fusão por Indução com Injeção por Centrifugação (FIC).....	134

3.2 Moldes Sólidos: Projeto e Fabricação	137
3.3 Materiais	141
3.4 Fabricação dos Corpos de Prova	142
3.4.1 Corpos de Prova Ni-Ti – 1ª Parte Experimental	142
3.4.2 Componentes Miniaturizados de LMF Ni-Ti – 2ª Parte Experimental	145
3.5 Caracterização das LMF Ni-Ti para Validação dos Processos – 1ª Parte Experimental.....	149
3.5.1 Análise Química	149
3.5.2 Análise Térmica.....	150
3.5.3 Ensaio Mecânico	152
3.6 Caracterização dos Componentes Miniaturizados de LMF Ni-Ti – 2ª Parte Experimental.....	152
3.6.1 Análise Térmica.....	153
3.6.2 Inspeção das Peças Fundidas	153
3.6.3 Ensaio Mecânicos	156
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	158
4.1 Avaliação para Otimização das Propriedades de Transformação de Fase	158
4.1.1 Análise do Processamento das LMF Ni-Ti por meio da Fundição de Precisão	158
4.1.2 Análise da Influência do Material do Molde Sólido nas Características das LMF Ni-Ti.....	162
4.1.3 Análise da Influência da Temperatura do Molde durante a Fundição nas Características das LMF Ni-Ti	163
4.1.4 Análise da Influência do Resfriamento Pós-Solidificação nas Características das LMF Ni-Ti Refundidas.....	166
4.2 Avaliação dos Materiais Processados por PSPP e FIC.....	170
4.2.1 Análise da Caracterização Química	170
4.2.2 Análise da Caracterização Térmica dos Cp de LMF Ni-Ti.....	172
4.2.3 Obtenção dos Cp LMF Ni-Ti para Ensaio de Tração.....	173
4.2.4 Análise dos Ensaio Mecânicos	174
4.3 Avaliação dos Componentes Miniaturizados de LMF Ni-Ti.....	180
4.3.1 Obtenção.....	180
4.3.2 Análise da Caracterização Térmica.....	183
4.3.3 Avaliação dos Níveis de Defeitos de Fabricação	185
4.3.4 Avaliação dos Ensaio Mecânicos	194
5 CONCLUSÕES	199
6 SUGESTÕES PARA PESQUISAS FUTURAS	202

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	204
APÊNDICE A - Obtenção dos Componentes Miniaturizados LMF Ni-Ti ..	217
APÊNDICE B - Defeitos	223

1 INTRODUÇÃO

As ligas com memória de forma (LMF) são materiais metálicos que podem responder a mudanças de temperatura produzindo uma deformação macroscópica de grande intensidade (de 4 a 10 % em tração uniaxial), se caracterizando como atuadores termomecânicos naturais, capazes de realizar trabalho mecânico. As principais ligas que apresentam esse fenômeno são em sua maioria de duas famílias: ligas à base de cobre (Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni, Cu-Al-Mn, Cu-Al-Be, etc) e ligas à base de níquel-titânio (Ni-Ti, Ni-Ti-Cu, Ni-Ti-Nb, etc). As LMF de Ni-Ti são as que apresentam propriedades de recuperação de deformação mais expressivas. No entanto, embora sejam conhecidas e utilizadas desde 1970 no mundo, no Brasil seu desenvolvimento ainda apresenta pouca evolução, sobretudo para uso em escala comercial. A maior parte das pesquisas tem se concentrado em investigações de cunho científico utilizando matérias-primas, subprodutos e produtos de LMF adquiridos por meio de importação com elevados custos envolvidos, sendo um obstáculo para o desenvolvimento tecnológico nessa área por parte das empresas nacionais.

Sabe-se que o processamento das LMF de Ni-Ti é extremamente complexo devido ao alto ponto de fusão do Ti e da sua reatividade com o oxigênio. Esse fato torna a fabricação de produtos de LMF Ni-Ti um desafio tecnológico, principalmente devido à necessidade de um bom controle de composição química e propriedades desejadas, tendo em vista que mínimas variações na composição e processamento dessas LMF influenciam de maneira significativa o comportamento termomecânico destes metais. Contudo, os processos de fundição já existentes têm conseguido entregar LMF com propriedades aceitáveis. Inúmeros são os processos de obtenção de LMF de base Ni-Ti e de base cobre, como, por exemplo, fusão em forno de indução ao ar ambiente, fusão por indução sob vácuo (Zhang *et al.*, 2005), fusão a arco com eletrodo consumível e não consumível sob vácuo (Wu, 2001), fusão por feixe de elétrons (Otubo *et al.*, 2004) e plasma (De Araújo *et al.*, 2009), tendo cada um desses processos particularidades e limitações tecnológicas (Elahinia *et al.*, 2012). Entretanto, a preparação de produtos a partir das LMF é bastante restrita as empresas detentoras da tecnologia, de forma que poucos países no mundo dominam o processamento desses materiais bem como a fabricação de

componentes (que tem caráter de alta tecnologia) (Jani *et al.*, 2014; Lecce e Concilio, 2014; Elahinia, 2016).

Um levantamento bibliográfico realizado até o presente momento sobre a obtenção de componentes miniaturizados de LMF, aqui denominados de componentes miniaturizados, revela que os processos de fabricação, que vão desde os processos convencionais de usinagem até os mais sofisticados (usinagem a laser e metalurgia do pó), apresentam uma série de inconvenientes que tem limitado o desenvolvimento de novas aplicações. Estas limitações incluem: dificuldade de usinagem somada a um alto desgaste de ferramentas, desperdício de matéria-prima, baixas taxas de remoção de material e degradação das propriedades e dos efeitos funcionais associados a essas ligas (transformação de fase, efeito de memória de forma e superelasticidade). Além disso, as pesquisas abordam de forma sucinta esses processos e não descrevem os parâmetros para obtenção de componentes miniaturizados de LMF com qualidade, tampouco os efeitos do processamento nas propriedades funcionais do material. Em sua grande maioria, as pesquisas se resumem a resultados preliminares de investigação ou apenas citam tais processos como forma de obtenção de componentes miniaturizados LMF para o estudo das suas funcionalidades que darão suportes ao desenvolvimento de novas aplicações.

Paralelamente, a utilização do processo de fundição de precisão via cera perdida para obter o titânio e suas ligas tem sido cada vez mais reconhecida como solução acessível e capaz de atender os requisitos rigorosos para fabricação de componentes de geometria complexa, principalmente na indústria de alta tecnologia. Muitos avanços e inovações tecnológicas foram realizados na indústria de fundição ao longo dos últimos 20 (vinte) anos para promover o aumento da homologação de peças fundidas na indústria aeroespacial e automobilística (Beeley e Smart, 2008). As melhorias no processo resultaram na obtenção de peças fundidas com qualidade superior, juntamente com um melhor entendimento das propriedades mecânicas, associadas principalmente com o material do molde (revestimento cerâmico para titânio).

Deste modo, com as inovações tecnológicas que tornaram a fundição de precisão atraente para o processamento do titânio e suas ligas, e motivado

pela oportunidade de promover uma alternativa para os aspectos problemáticos que são encontrados na fabricação de produtos de LMF, foi estudada neste trabalho de tese uma alternativa para a produção de componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti por meio da utilização e caracterização de duas técnicas de fundição de precisão. No Brasil, e no mundo, estudos mais focados nas especificidades da utilização dessas técnicas para o objetivo proposto neste trabalho são completamente inexistentes até o presente momento, dando a essa pesquisa um caráter original e tecnologicamente pioneiro, principalmente com referência às pesquisas brasileiras.

Diante do exposto, a motivação para este trabalho é justificada pelo fato dessa pesquisa promover a validação do processo de fundição de precisão usando moldes cerâmicos sólidos para fabricação de componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti. Os componentes mecânicos obtidos nesta pesquisa são considerados miniaturizados por possuírem massa máxima da ordem de 25 gramas. Para a validação desse processo, foram utilizadas e comparadas duas técnicas de fusão e injeção de metal líquido em molde. A primeira delas foi à fusão por plasma com injeção sob pressão-vácuo em molde cerâmico, denominada de *Plasma Skull Push-Pull* (PSPP). A segunda técnica empregada foi à fusão por indução com injeção via centrifugação (FIC). Os processos PSPP e FIC são comumente utilizados para confecção de próteses dentárias na área odontológica e de joias no setor de ourivesaria. Nesse contexto, foi demonstrado que a combinação dos processos PSPP e FIC fornece condições para a produção de componentes miniaturizados de LMF de diversos formatos (parafusos, arruelas cônicas, estruturas celulares, telas, entre outros) com boa qualidade dimensional e com propriedades funcionais de efeito memória de forma e/ou superelasticidade para aplicações de alta tecnologia em diversas áreas (biomédica, automotiva, aeroespacial e outras).

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A utilização dos materiais ativos, muitas vezes denominados de materiais inteligentes, no projeto de componentes miniaturizados para aplicações tecnológicas das mais diversas tem crescido consideravelmente nas últimas três décadas, ocupando um importante espaço nesse nicho de mercado (Jani *et al.*, 2014). As ligas com memória de forma (LMF) fazem parte do grupo dos principais e mais importantes materiais denominados “inteligentes”, dentre os quais se encontram também os materiais piezelétricos (cerâmicas e polímeros), os fluidos magneto-reológicos e eletro-reológicos (Lagoudas, 2008). Neste sentido, esta seção tratará dos diversos tópicos relacionados com o tema da pesquisa, tanto em termos de materiais (LMF) quanto de processos de fabricação (fundição de precisão).

2.1 Ligas com Memória de Forma (LMF)

As LMF foram assim denominadas por terem a capacidade de memorizar ou retornar à sua forma anterior (a uma deformação que lhe foi imposta), quando submetidas a certos estímulos externos, tanto termomecânicos como magnéticos (Rao *et al.*, 2015). Devido a isso, esses metais especiais têm despertado o interesse comercial nos últimos anos para inúmeras aplicações. Neste capítulo, serão tratados os aspectos gerais, características, comportamentos e aplicações desses materiais.

2.1.1 Breve Histórico

Foi no final do século XIX devido à descoberta da estrutura martensita em aços, pelo então metalurgista alemão Adolf Martens, que um passo importante foi dado para a eventual descoberta das LMF. A transformação martensítica, como observada no sistema Fe-C foi estabelecida como um processo irreversível sendo talvez o fenômeno metalúrgico mais pesquisado no início do século XX (Lexcelent, 2013).

Em 1932, pela primeira vez a transformação de fase no estado sólido em LMF foi observada pelo físico sueco Arne Olander, por meio do notável

comportamento elástico (semelhante ao de uma borracha) à temperatura ambiente (T_{amb}) em uma liga de ouro-cádmio (Au-Cd) (Shahinpoor e Schneider, 2008). Ao mesmo tempo, o comportamento pseudoplástico de memória de forma era implicitamente estudado em uma liga ferro-níquel (Fe-Ni) por Scheil (Ziolkowski, 2015). Pouco tempo depois, em 1938, os americanos Greninger e Mooradian observaram pela primeira vez o Efeito Memória de Forma (EMF) em uma liga de cobre-zinco (Cu-Zn) e cobre-estanho (Cu-Sn) respectivamente. O fenômeno fundamental do EMF é regido pelo comportamento termoelástico da fase martensita que foi amplamente divulgado uma década depois pelos americanos Kurdjumov e Khandros em 1949 e por seus compatriotas Chang e Read em 1951 (Rao *et al.*, 2015; Ziolkowski, 2015).

O conceito de transformação martensítica termoelástica, que explicou a mudança reversível de martensita nas LMF, foi introduzido em 1949 por Kurdjumov e Khandros com base em observações experimentais da estrutura martensítica termicamente reversível em ligas Cu-Zn e cobre-alumínio (Cu-Al) (Lagoudas, 2008). Em 1953, a ocorrência da transformação martensítica termoelástica era observada em ligas de índio-titânio (In-Ti). Estas descobertas haviam despertado o interesse de muitos pesquisadores, mas inúmeras aplicações práticas na indústria ainda não poderiam ser realizadas devido aos altos custos desses materiais, complexidade de fabricação e propriedades mecânicas pouco atraentes (Jani *et al.*, 2014). As ligas que apresentavam transformações martensíticas reversíveis permaneceram inutilizadas até 1963 (Lagoudas, 2008).

Com a descoberta da LMF de níquel-titânio (Ni-Ti) por William Buehler em 1959, o potencial para aplicação e comercialização de materiais que apresentavam esse fenômeno passou a ser vislumbrado. Sua primeira utilização comercial somente se tornou disponível após a aplicação do EMF bem-sucedida em acoplamentos, que foi patenteada para uma liga Ni-Ti equiatômica pela empresa americana *Raychem Corporation*. Esta empresa desenvolveu o acoplamento *CryoFit*® representado na Figura 1. Esse dispositivo foi utilizado para unir tubos hidráulicos de titânio por interferência mecânica em caças militares modelo F-14 em 1971 (que foram utilizados até 2006 pelo exército americano) (Duerig *et al.*, 1999; Ziolkowski, 2015).

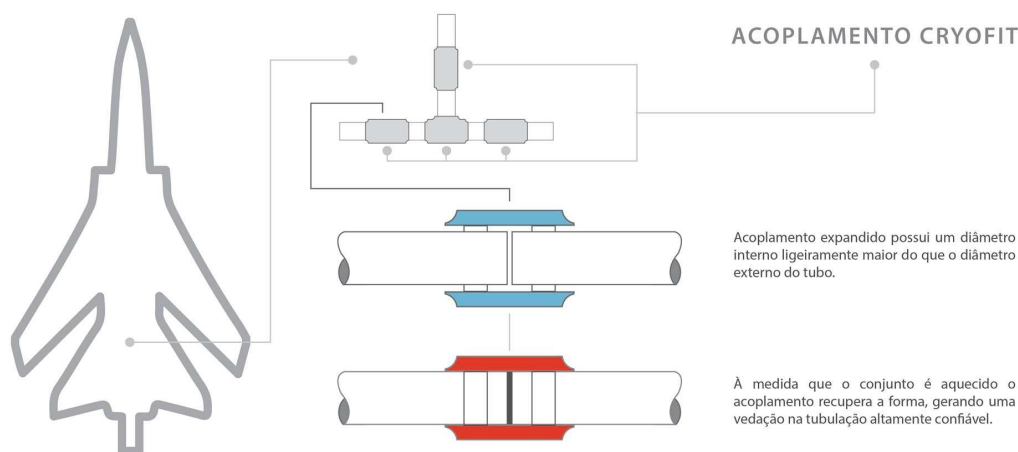


Figura 1 - Representação de um dispositivo acoplamento CryoFit® de Ni-Ti desenvolvido para unir tubulações de titânio em caças do exército americano modelo F-14.

Na década de 1980, as aplicações comerciais, de LMF de Ni-Ti se desenvolveram em muitas áreas, devido a maiores exigências por atuadores leves e compactos, especialmente para o setor biomédico (Funakubo, 1987). Já no início dos anos 90, a tecnologia de memória de forma foi integralmente introduzida na sociedade principalmente com crescimento das indústrias japonesas que começaram a desenvolver aplicações em sistemas de condicionamento de ar, antenas e outras utilidades de pequeno porte (Schwartz e Schneider, 2008; Yamauchi *et al.*, 2011; Lexcellent, 2013).

Atualmente, as atividades de pesquisa no domínio das LMF e transformação martensíticas, vêm sendo vivenciada em paralelo por uma série de conferências internacionais regulares que têm sido realizadas sobre o assunto. Esses eventos têm contado com a participação de pesquisadores e engenheiros de todo o mundo nos últimos 12 anos, além da presença regular deste tópico em outras conferências. As três principais conferências internacionais são: *The Shape Memory and Superelastic Technologies Conferences (SMST)*, *The European Symposia on Martensitic Transformations and Shape Memory Alloys (ESOMAT)* e *The International Conferences on Martensitic Transformations (ICOMAT)* (Ziolkowski, 2015).

Os projetos que utilizam LMF mudaram em muitos aspectos desde sua primeira aplicação, expandindo-se no mercado em diversas áreas, incluindo automotiva, aeroespacial, robótica, biomédica, eletrodomésticos, de

brinquedos, indústria de moda, e principalmente, no desenvolvimento de sensores e atuadores (Jani *et al.*, 2014). Recentemente, algumas LMF têm sido aplicadas com sucesso como atuadores para atenuar vibrações que operam em baixa frequência, sendo que muitas outras aplicações potenciais estagnam em limitações tecnológicas e custos de processamento (Oliveira, 2008; Yamauchi *et al.*, 2011). Por esse motivo, sistematicamente muitos trabalhos de investigação tanto no âmbito do material como de suas aplicações são necessários para melhorar o desempenho das LMF, em especial para aumentar sua vida em fadiga, estabilidade e ainda aperfeiçoar seu processamento. Por efeito, muitos pesquisadores têm realizado uma vasta abordagem experimental para melhorar os atributos das LMF, aperfeiçoando a composições desses materiais (quantificando as temperaturas de transição de fase da LMF) para atender uma faixa de temperatura (T) de funcionamento mais amplo, melhorando a resposta do material em sistemas de controle e otimizando processos de fabricação para atender as demandas de mercado e necessidades de projeto (Jani *et al.*, 2014).

Segundo McWilliams (2011), o mercado global de materiais inteligentes vem crescendo consideravelmente. Em 2010, o faturamento do setor chegou a US\$ 20 bilhões de dólares e em 2011 obteve um incremento de 10% com uma perspectiva de superar os US\$ 40 bilhões até 2016 (a expectativa é de um índice de crescimento anual de 12,8%). As maiores aplicações desses materiais no mercado têm se concentrado no segmento de atuadores, com faturamento que atingiu US\$ 11 bilhões (55% do mercado total) em 2010 e com previsão de chegar aos 26 bilhões (aproximadamente 64% do mercado mundial) até o final de 2016 como mostra o gráfico da Figura 2. Desta forma, é perceptível a importância de se desenvolver tecnologias para obtenção de dispositivos a partir dessas LMF.

Até o ano de 2014, o número de patentes registradas no mundo superava os 20 mil, dentre as quais um pouco mais da metade dessas aplicações foram registradas nos Estados Unidos da América (EUA) segundo levantamento realizado por (Jani *et al.*, 2014) que está apresentado no gráfico da Figura 3. Com isso, a projeção para 2020 é que o número de patentes e publicações das mais diversas relacionadas com esses materiais superem os 30 mil. Entretanto, a materialização de produtos e dispositivos viáveis para toda

esta propriedade intelectual até o presente momento encontra limitações. A razão disso está principalmente nos obstáculos tecnológicos exigidos durante o processamento de componentes, na longevidade e estabilidade do produto final bem como em métodos para aplicar LMF de forma robusta, devido aos altos níveis de energia envolvidos em diversas aplicações (Jani *et al.*, 2014).

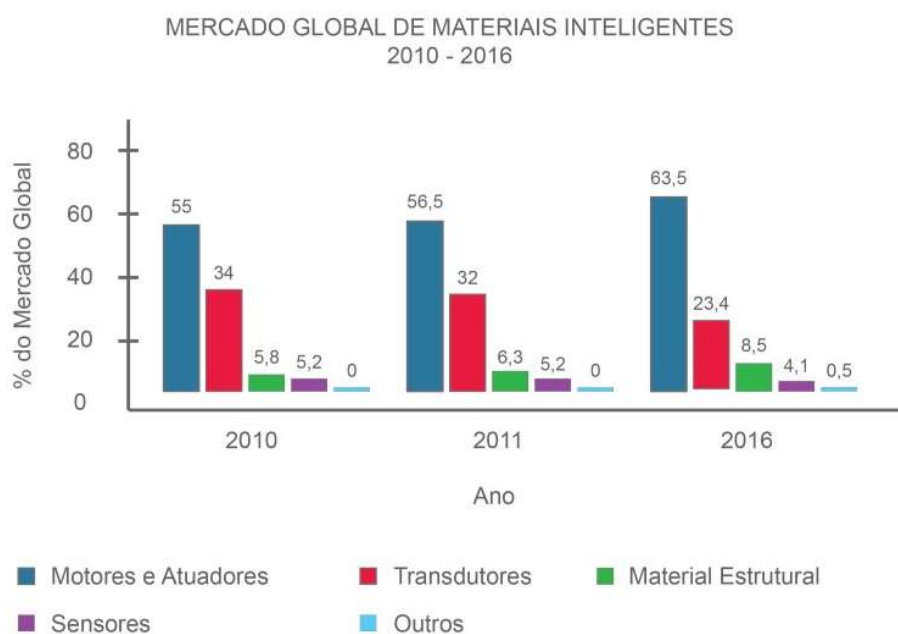


Figura 2 - Evolução do mercado global de materiais inteligentes. Adaptada de (McWilliams, 2011).

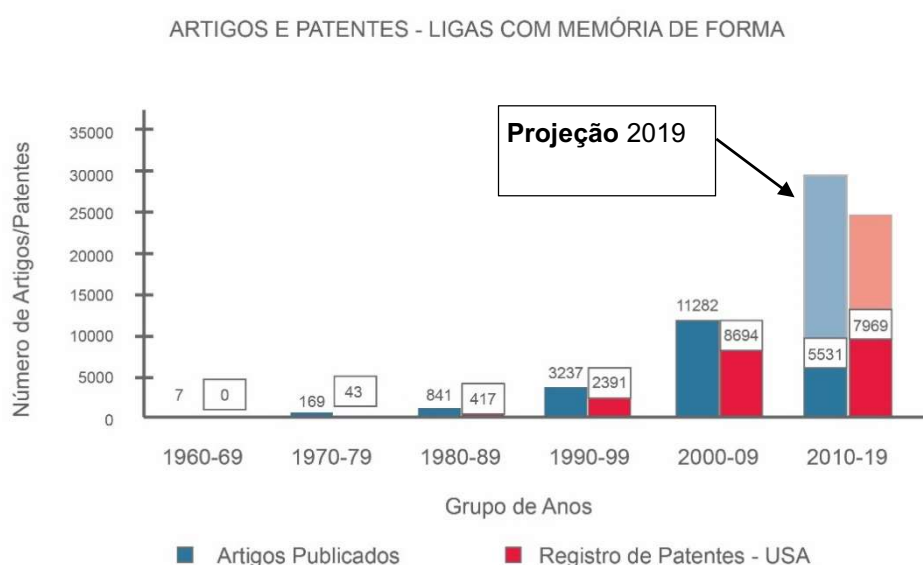


Figura 3 - Histórico de registro de artigos publicados, patentes e projeções de crescimento até 2020. Adaptada de (Jani *et al.*, 2014).

2.1.2 Características e Aspectos Gerais

As LMF têm a capacidade de recuperar a sua geometria original após uma deformação pseudoplástica imposta, ou desenvolver consideráveis forças de restituição ao se restringir essa recuperação, mediante a imposição de um campo de temperatura e/ou de tensão. O fenômeno de transformações de fase no estado sólido que pode ser induzidas no interior do material ocorre por intermédio de distorções da rede de cristalina (cisalhamento) ao invés de difusão atômica (Funakubo, 1987; Otsuka e Wayman, 1998). Além disso, sob condições específicas as LMF são capazes de absorver e dissipar energia mecânica, passando por uma mudança de forma reversível (histerese) quando são aplicados carregamentos mecânicos cíclicos por exemplo. Uma linha cronológica da descoberta de ligas que apresentam o EMF no decorrer dos últimos 60 anos é apresentada na Figura 4, em destaque (em azul) estão as LMF que obtiveram interesse comercial.

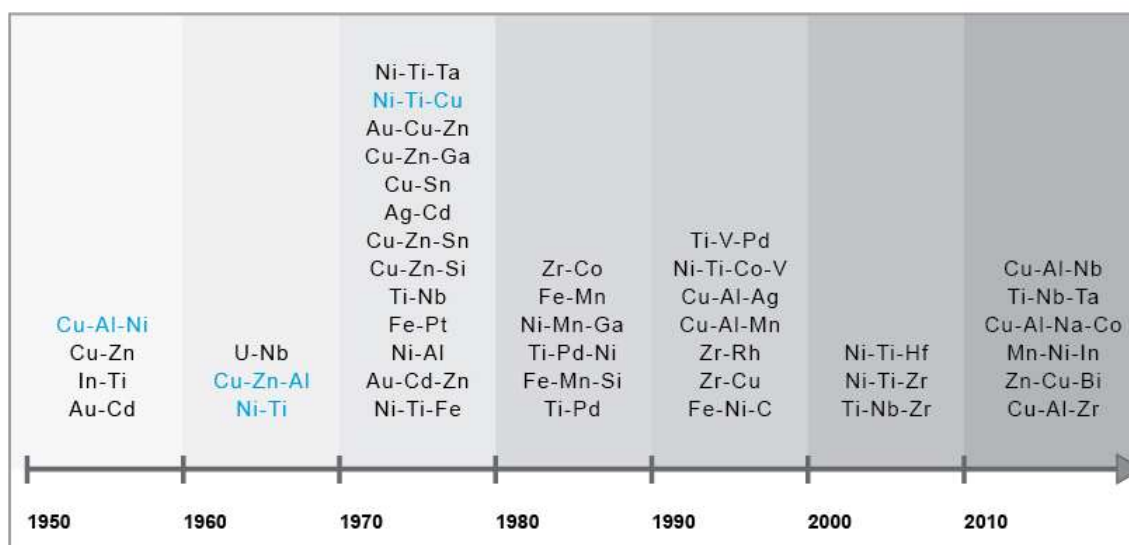


Figura 4 - Histórico das importantes LMF descobertas nos últimos 60 anos.

As LMF podem ser classificadas de acordo com os seguintes aspectos: elementos primários da liga, modo de atuação (magnético, térmico), temperatura de operação, ou comportamento termomecânico (Lagoudas, 2008). Entretanto, somente aquelas que têm a capacidade de recuperar uma quantidade substancial de deformação, ou gerar força de restituição significativa sobre a mudança de forma possuem interesse comercial. Estas

ligas metálicas especiais são, em sua maioria, com relação aos elementos primários da liga classificadas em duas famílias: ligas à base de cobre (Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni, Cu-Al-Mn) e ligas à base de Ni-Ti (Ni-Ti, Ni-Ti-Cu, Ni-Ti-Nb), mas apenas as ligas Ni-Ti se destacam por suas propriedades, sendo as mais utilizadas comercialmente e terão foco seção 4.2. A Tabela 1 apresenta um comparativo das propriedades mecânicas e físicas de algumas LMF de acordo com a literatura que são comercialmente utilizadas para projeto de atuadores LMF (Huang, 2002; Huang *et al.*, 2005; Rao *et al.*, 2015).

Tabela 1 - Propriedades mecânicas e físicas de algumas LMF. Adaptada de (Huang, 2002; Huang *et al.*, 2005; Kan *et al.*, 2013; Rao *et al.*, 2015).

Sistema LMF - comercial		Base Ni-Ti	Base Cu	Base Fe
		Ni-Ti Ni-Ti-Cu Ni-Ti-Nb Ni-Ti-Ag	Cu-Al-Mn Cu-Al-Mn-Zr Cu-Al-Ni	Fe-Ni-Co-Al Fe-Mn-Al-Ni Fe-Mn-Si
Propriedades				
Ponto de fusão	°C	1260-1310	950-1050	1350
Densidade	Kg/cm ³	6,4 – 6,5	7,1-8,0	7,2-7,5
Resistência elétrica	Ωm10 ⁻⁶	0.5-1.1	0.07-0.14	1-1,3
Condutividade térmica (T _{amb})	W/(m.K)	10-18	75-120	85
Entalpia específica	J/Kg	12-32	7-9	-
Entalpia de Transformação	J/g	28	7,2-9	-
Modulo de Young's	GPa			
Austenita		30-95		
Martensita		17-45	70-100	140-200
Resistência à tração	MPa	800-1900	400-900	700-100
Deformação de fratura (na martensita)	%	30-50	8-15	-
Resistência a Fadiga	MPa	350	270-350	-
Tamanho de grão	µm	20-100	30-500	-
Domínio de transformação	°C	-200 a 200	-200 a 200	-200 a 150
Histerese	°C	2-50	5-40	-
Amplitude (Spread) (Af-As)	°C	30	10-30	-
Deformação máxima				
Efeito memória simples	8	3-5	3-6	
Efeito memória duplo	5	2	2-3	
10 ² ciclos	5	1	1.2	-
10 ⁵ ciclos	2.5	0.8	0.8	
10 ⁷ ciclos	2	0.5	0.5	
Amortecimento	SDC-%	15	10-30	
Resistência a corrosão		Excelente	Boa	Ruim
Biocompatibilidade		Boa	Ruim	Ruim
Coefficiente de Poisson		0.34	0.34	0.36
Tamanho de grão	m.10 ⁻⁶	1-100	25-150	
Deformação típica martensita	%	6-10	2-8	4-13
Deformação típica martensita treinada	%	2-3	1-2	-
Deformação típica austenita		10	2-3	-

Exibindo um comportamento completamente distinto dos materiais clássicos, as LMF apresentam uma deformação elástica em carregamento de tração uniaxial que pode chegar a 10% no seu estado austenítico; nos aços essa deformação é de apenas 0,20% (Otsuka e Wayman, 1998). Esse fenômeno (alta deformação elástica) está associado a uma transformação martensítica, que tem a característica de ser termoelástica e reversível, diferentemente da transformação martensítica convencional que ocorre nos aços (Lagoudas, 2008).

Segundo Pereloma e Edmonds (2012) os primeiros materiais em que foram observadas e identificadas às transformações martensíticas (TMs) foram os aços. Estes, quando aquecidos a elevadas temperaturas situadas no campo da fase austenítica e posteriormente temperados em água, aumentam significativamente a sua dureza. Em observações via microscópio óptico após tempera, uma estrutura lamelar fina e em forma de “agulhas” foi visualizada sendo denominado de “martensita” em homenagem ao seu descobridor, o então metalurgista Alemão Adolf Martens (Funakubo, 1987).

As TMs têm início somente quando o material atinge valores abaixo da temperatura de início da transformação martensítica (Funakubo, 1987). Quando este tipo de transformação ocorre na maioria de ligas ferrosas e nos aços, os cristais da martensita (M) não continuam a crescer depois de formados. Desta forma, a transformação continua pela nucleação de novos cristais de M remanescente no material, pela diminuição da temperatura. Assim, os cristais de M são então nucleados de forma individual no sólido, os quais crescem rapidamente (aproximadamente 1/3 da velocidade de ondas elásticas em sólidos) não voltando a crescer ou decrescer por mudança da temperatura, ou seja, trata-se de uma transformação irreversível, não-termoelástica e que ocorre por cisalhamento da rede cristalina (Fremont e Miyazaki, 1996).

Nas transformações termoelásticas presentes nas LMF, uma vez nucleados os cristais de M, estes crescem a uma velocidade proporcional à taxa de resfriamento. De forma similar, o mesmo se aplica aos cristais de austenita durante o aquecimento. Assim, as TMs são decisivas para promover o EMF, no qual, aumentar se a temperatura a martensita torna-se instável, e a transformação inversa sucede. Caso essa transformação seja

cristalograficamente reversível, a martensita reverte-se para a fase-mãe na orientação original. Com isso, as LMF apresentam duas fases cristalográficas distintas, em uma mesma amostra, dependendo apenas da temperatura em que se encontram (Otsuka e Wayman, 1998).

As transformações das estruturas cristalinas (austenita-martensita e martensita-austenita) nas LMF não acontecem por difusão de átomos, mas por deformações cisalhantes na rede cristalina, envolvendo pequenos deslocamentos atômicos (Funakubo, 1987). Neste caso, a estrutura cúbica de face centrada (CFC) da austenita transformava-se em regiões em forma de agulhas ou placas com estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC). Portanto, com uma transformação não difusional a concentração de átomos do soluto dissolvido na fase martensítica é igual à da fase-mãe que em função do tipo de metal, liga ou composto que pode promover a fase martensítica como uma solução sólida substitucional ou intersticial (Otsuka e Ren, 2005).

A fase de alta temperatura, mais quente, foi denominada de austenita (A) que em LMF tem uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Já a fase de baixa temperatura, mais fria, foi denominada de martensita, e que por não possuir uma estrutura cúbica, pode apresentar diferentes orientações (até 24 variantes) originando uma estrutura tetragonal, ortorrômbica ou monoclínica (Duerig *et al.*, 1999). Ainda, algumas LMF podem apresentar uma fase pré-martensítica ou romboédrica, também conhecida como fase R. A representação da estrutura cristalina e da microestrutura de cada fase é apresentada na Figura 5. Diferentemente dos aços, a estrutura martensítica nas LMF é mais dúctil em comparação com a estrutura austenítica (Fremond e Miyazaki, 1996). O termo martensita para as LMF foi atribuído pelos seus descobridores devido à semelhança com a microestrutura em forma de agulhas também encontrada nos aços, embora estas microestruturas (aço e LMF) tenham propriedades completamente distintas (Yamauchi *et al.*, 2011).

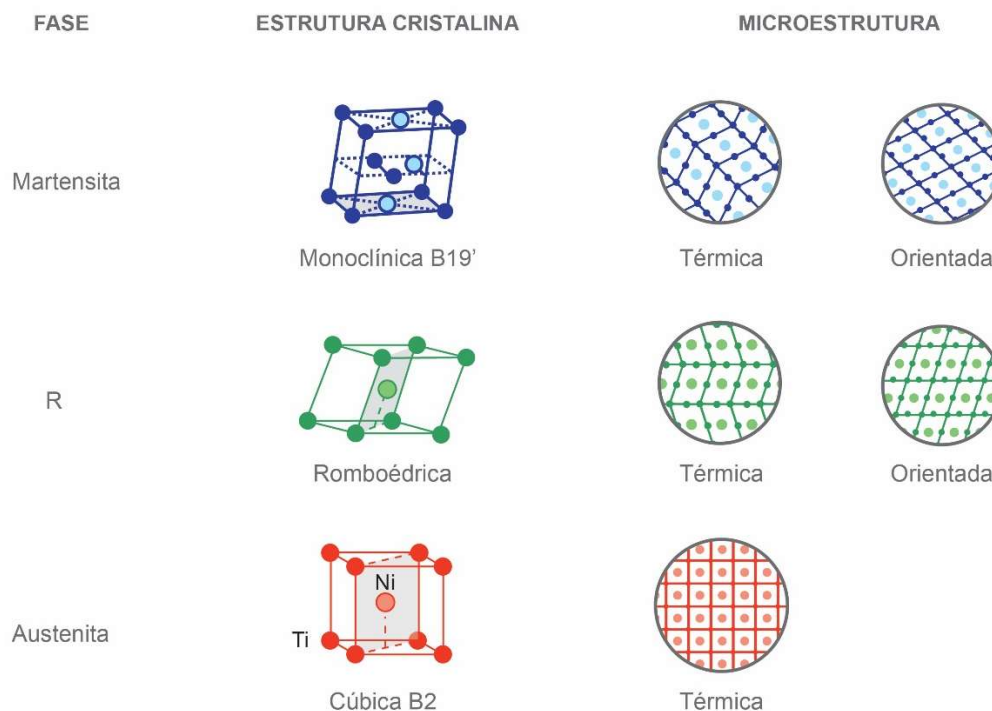


Figura 5 - Representação de estrutura cristalina e microestrutura em LMF.

2.1.3 Caracterização Térmica

Para as LMF, as chamadas temperaturas críticas ou temperaturas de transformação definem quando se inicia e termina a transformação de cada fase. Essas temperaturas variam de liga para liga de acordo com uma série de fatores tais como: composição química, tamanho de grão, tratamento térmico e processamento (Duerig *et al.*, 1990; Shahinpoor e Schneider, 2008). Sendo assim, a determinação dessas temperaturas é de extrema importância no projeto e aplicação das LMF. A temperatura em que se dá início a transformação da austenita em martensita, que ocorre durante resfriamento é conhecida como Martensita Inicial (M_s), enquanto a temperatura onde essa transformação termina, isto é, onde o material tem em sua totalidade uma estrutura completamente martensita é conhecida como Martensita Final (M_F). Analogamente, durante o aquecimento, as temperaturas de início e fim da transformação martensítica em austenita são chamadas respectivamente de Austenita Inicial (A_s) e Austenita Final (A_F). Quando o material se encontrar a uma temperatura intermediária entre A_F e M_F , a presença das duas fases pode ocorrer. Essas temperaturas de transformação são obtidas principalmente por

dois procedimentos de caracterização térmica: a calorimetria exploratória diferencial (DSC), e a variação de resistência elétrica em função da temperatura (RET) (Otsuka e Wayman, 1998).

A caracterização via DSC é uma técnica de análise térmica que pode ser usada para determinar as temperaturas de mudança de fase, o calor latente devido à transformação, e o calor específico de diferentes fases de um material, com a vantagem de exigir apenas uma pequena quantidade de material (de 5 a 200 mg). O princípio básico dessa técnica é submeter a amostra, que deve estar livre de tensões externas, a um fluxo de calor de forma a manter uma taxa de temperatura constante na câmara durante o resfriamento e aquecimento desta forma, mensurar a energia absorvida (transformação endotérmica) ou liberada (transformação exotérmica) nesse processo (Lecce e Concilio, 2014).

A técnica DSC é utilizada para caracterização de vários tipos materiais. No caso das LMF, é possível determinar principalmente as temperaturas de transformação de fase, as quais definem o início e o fim de formação das fases nesses metais, bem como a energia de transformação. A Figura 6 apresenta uma curva DSC típica de uma LMF, onde os picos típicos durante resfriamento e aquecimento característicos revelam a formação e reversão da fase martensítica. A partir da utilização do método das tangentes definido pelas normas internacionais da Sociedade Americana para Ensaio de Materiais da *American Society for Testing and Materials* ASTM F2004/05, F2005/05 e F2082/03 é possível obter as temperaturas de início, pico e fim de formação das da fase martensita (M_s , M_P e M_F) na transformação direta (resfriamento) e da fase reversa austenita (A_s , A_P e A_F) durante o aquecimento. Quando essas transformações apresentam picos bem definidos, conforme mostrado na Fig.6.a, a histerese térmica (H_t) da transformação é definida e pode ser determinada pela diferença das temperaturas dos picos de transformação ($A_P - M_P$). É importante salientar que a área interna em destaque da transformação de cada pico representa a quantidade de energia liberada ou absorvida pelo material para que ocorra a transformação de fase e corresponde a variação da entalpia de transformação de fase (ΔE). Na Tabela 1 foram apresentadas as energias médias de transformação de cada fase para algumas LMF (Lagoudas, 2008).

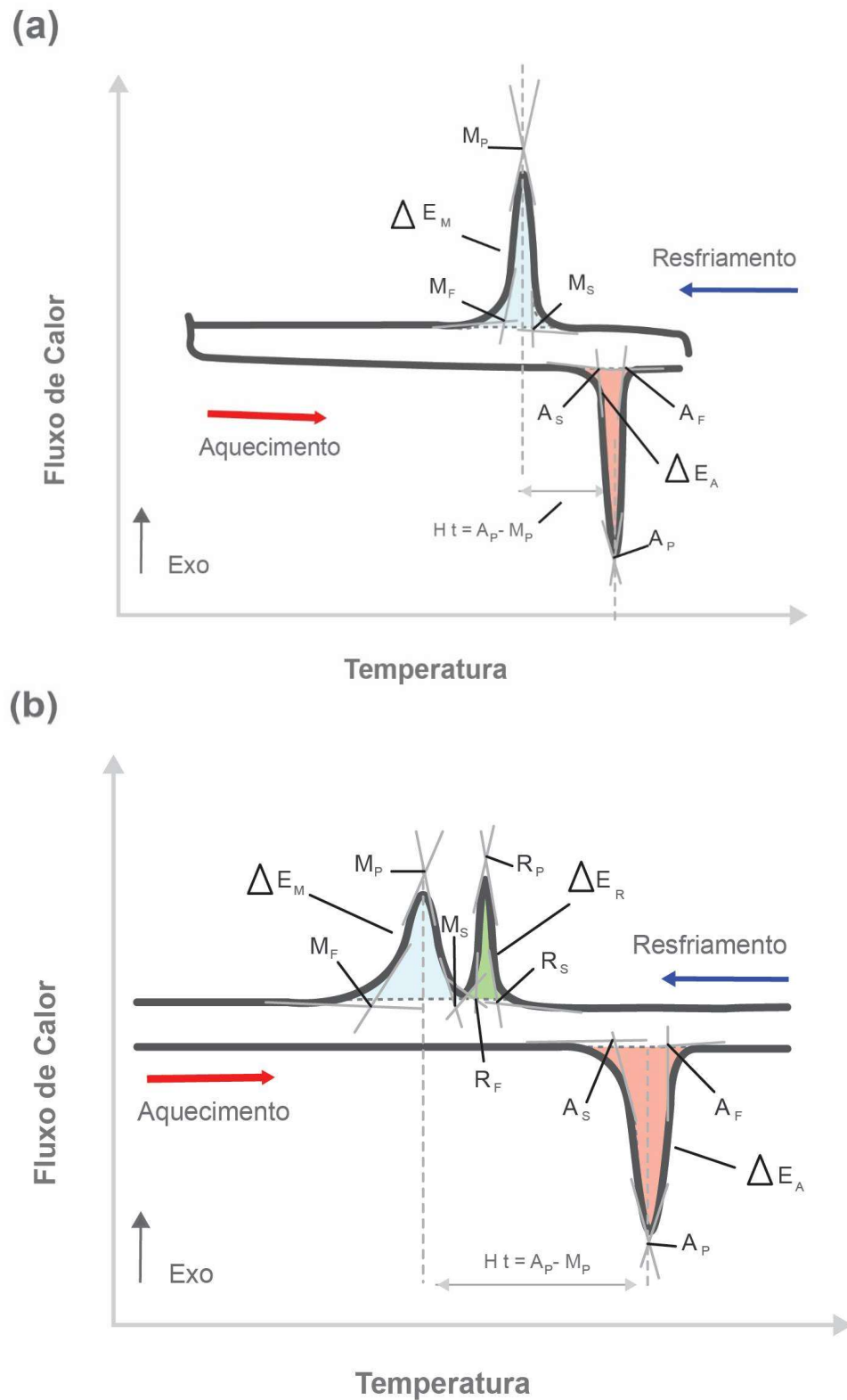


Figura 6 - Curva de DSC. (a) Característica de LMF sem a presença da fase R. (b) Característica de LMF Ni-Ti com a presença de fase R.

Outra técnica frequentemente utilizada para determinar as temperaturas de transformação de LMF é baseada em medidas de variação de resistência elétrica do material em função da temperatura durante o resfriamento e aquecimento. O princípio básico desta técnica consiste em promover a passagem de uma corrente contínua (conhecida) e constante pela amostra de LMF, com o intuito de captar variações na tensão elétrica (ddp) que ocorre durante as transformações de fase no ciclo térmico (Otsuka e Wayman, 1998). Usando este procedimento, variações significativas de resistividade de até 20%, podem ser aferidas na região do intervalo transformação (Lecce e Concilio, 2014). Quando se utiliza RET, a variação de temperatura é normalmente realizada via convecção forçada em meio a banho termoregulável equipado com fluido, forno elétrico, ou por condução usando pastilhas termoelétricas (Reis, 2010). Uma vez que a resistência elétrica das LMF varia com a temperatura, ocorre o aparecimento de inflexões nas curvas RET, como pode ser percebido na Figura 7. Durante o ensaio, a LMF funciona como um resistor linear até que a temperatura de início de transformação de fase seja atingida. A partir dessa temperatura uma inflexão na curva RET é visualizada e, terminada a transformação a LMF volta a se comportar como um resistor linear. De forma semelhante à técnica DSC, as temperaturas de transformação de fase no ensaio RET são determinadas pelo método das tangentes.

Em uma pesquisa recente Simões *et al.* (2014) relatam que a combinação destas duas técnicas é uma ferramenta importante na determinação das temperaturas de transformação de LMF, devido uma maior sensibilidade da técnica de RET na determinação das temperaturas de transformação, e principalmente quando é desejável caracterizar componente miniaturizado LMF sem a necessidade de um ensaio destrutivo como no caso do DSC. A Figura 8 apresenta uma sincronização das curvas DSC e RET para uma LMF com 55,1Ni-44,9Ti (% peso) obtida por forno de indução a vácuo, reprocessada por meio de forno plasma e solubilizada a 850°C durante 8 horas.

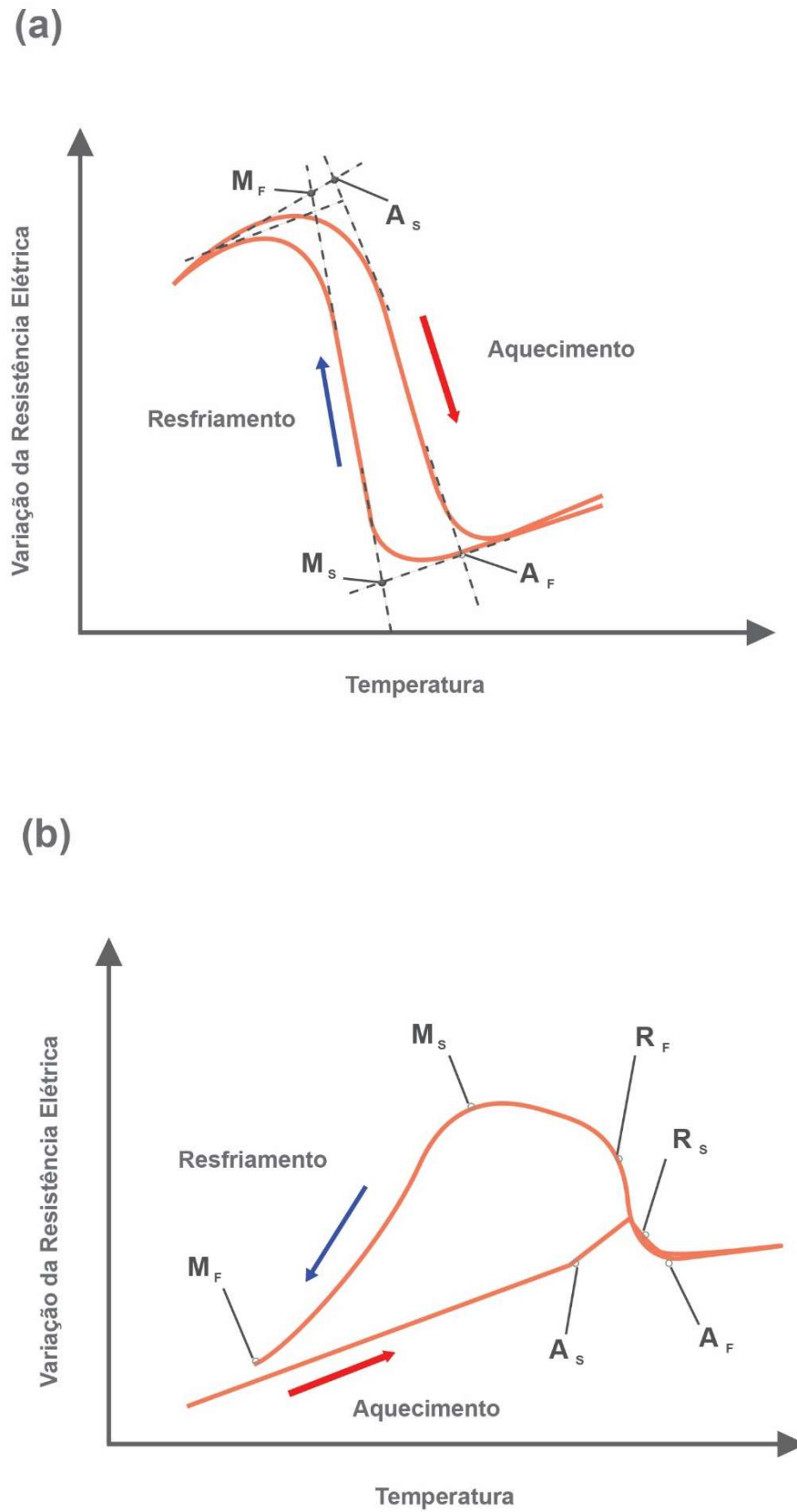


Figura 7 - Curva de RET. (a) Característica de LMF Ni-Ti sem a presença da fase R. (b) Característica de LMF Ni-Ti com a presença da fase R.

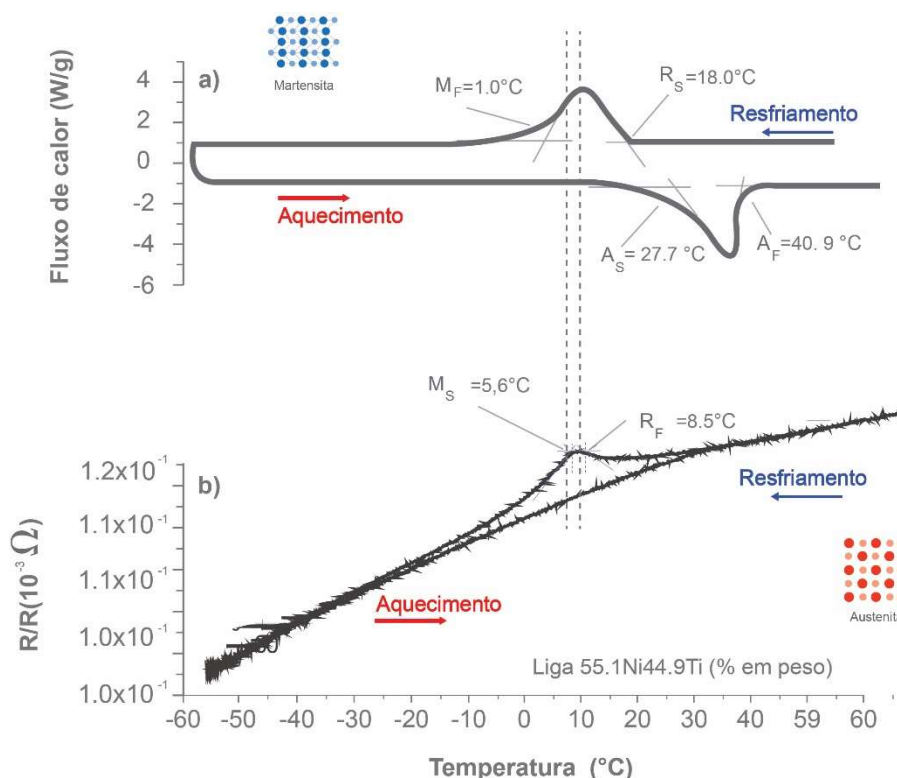


Figura 8 - Curva características de uma LMF 55,1Ni-44,9Ti (% peso) reprocessada por meio de forno plasma e solubilizada a 850°C durante 8 horas. (a) Ensaio por DSC. (b) Ensaio por RET.

2.1.4 Comportamento Termomecânico

As LMF são os mais instigantes e promissores metais, pois conseguem trabalhar como sensores e atuadores concomitantemente (Lagoudas, 2008). Assim, esses metais tem atraído interesse para seu uso potencial como material funcional em muitas aplicações de engenharia, tais como estrutura ativa, adaptativa, e ainda biomédica de reabilitação humana (Jani *et al.*, 2014). Suas atuais e potenciais aplicações têm criado uma vasta demanda por pesquisas em inúmeras áreas do conhecimento, visando ampliar o campo de atuação desses metais (Rao *et al.*, 2015; Ziolkowski, 2015).

O comportamento termomecânico associado à transformação termoelástica das LMF envolvem principalmente três (03) fenômenos macromecânicos: o efeito Superelástico ou superelasticidade (SE), o Efeito

Memória de Forma Simples e o Efeito Memória de Forma Duplo ou Reversível, (Otsuka e Wayman, 1998; Lagoudas, 2008). As propriedades de memória de forma, superelasticidade e amortecimento, possibilitam aplicações que variam desde a um simples elementos de fixação até dispositivos mais complexos como os atuadores estruturais ativos (Shahinpoor e Schneider, 2008). Segundo Otsuka e Wayman (1998), o processo de transformação de fase em LMF para uma propriedade ou parâmetro material qualquer, devido à variação de temperatura, ocorre graficamente de acordo com o esboço apresentado na Figura 9.

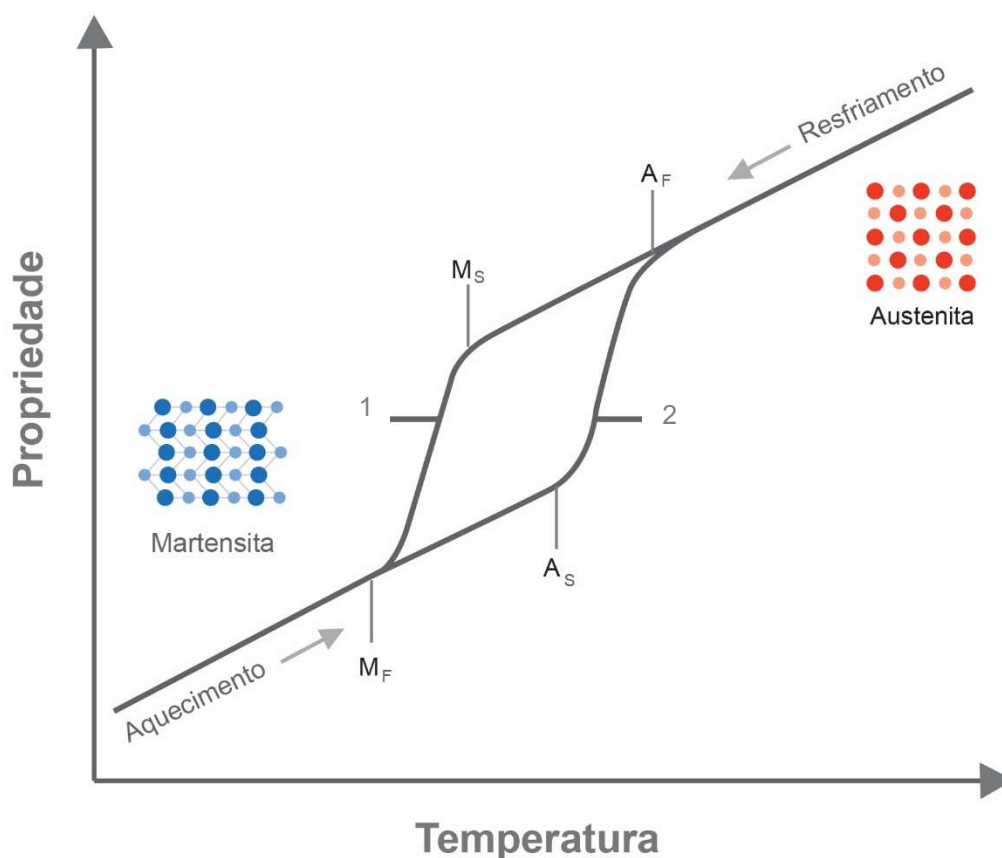


Figura 9 - Fenômeno de transformação de fase devido à variação de temperatura típica em LMF.

O fenômeno de transformação de fase do material no estado sólido ocorre da seguinte forma: inicialmente, considere uma amostra de LMF a uma temperatura acima de A_F (onde o material apresenta uma estrutura A) e livre de carregamentos. Com a diminuição da temperatura, a estrutura cristalina experimenta uma transformação para a fase martensítica ($A \Rightarrow M$, trecho 1).

Este processo inicia-se na temperatura M_s e se desenvolve até que a temperatura M_F , abaixo da qual a martensita é estável, seja atingida. Ao se elevar a temperatura, atingindo A_s , observa-se o início de uma transformação de fase inversa, da martensita em austenita ($M \Rightarrow A$, trecho 2), que persiste até que a temperatura A_F seja alcançada. Este fenômeno pressupõe três (03) regiões distintas, sendo que duas delas estão relacionadas aos trechos lineares que correspondem à expansão térmica das fases austenita e martensita e uma região onde há uma região de histerese relacionada aos trechos de transformação de fase. A área compreendida pela histerese representa a energia dissipada durante o processo. Existem dois (02) tipos de histerese presentes nas transformações martensíticas termoelásticas: a térmica (associado ao EMF) e a mecânica (associada à superelasticidade), (Otsuka e Wayman, 1998; Yamauchi *et al.*, 2011). Esse ciclo de aquecimento e resfriamento, livre de carregamento mecânico, apresentado anteriormente, pode ser repetido inúmeras vezes sem que as propriedades do material sofram alterações. A transformação martensítica também pode ocorrer devido a um carregamento mecânico, que origina o comportamento superelástico (Auricchio e Sacco, 1997).

O Efeito Memória de Forma Simples (EMFS) é a capacidade que as LMF possuem de recuperar uma deformação aparentemente plástica, introduzida a baixa temperatura ($T < M_F$), através de um aquecimento simples acima de uma temperatura crítica ($T > A_s$) (Otsuka e Wayman, 1998). O EMFS está ilustrado esquematicamente na Figura 10 para um atuador LMF tipo mola. Inicialmente o atuador está a uma temperatura inferior a M_F quando é aplicado um carregamento que provoca uma deformação. Ao ser descarregada, uma pequena parte de sua forma é reestabelecida (deformação elástica), permanecendo uma deformação residual recuperável. Ao submeter à amostra a um aquecimento acima de A_F permite-se recuperar completamente sua deformação ou forma original. Caso essa deformação seja bloqueada forças de restituição podem ser geradas (Lagoudas, 2008). O EMFS está representado graficamente em uma curva (tensão-deformação) da Figura 11.

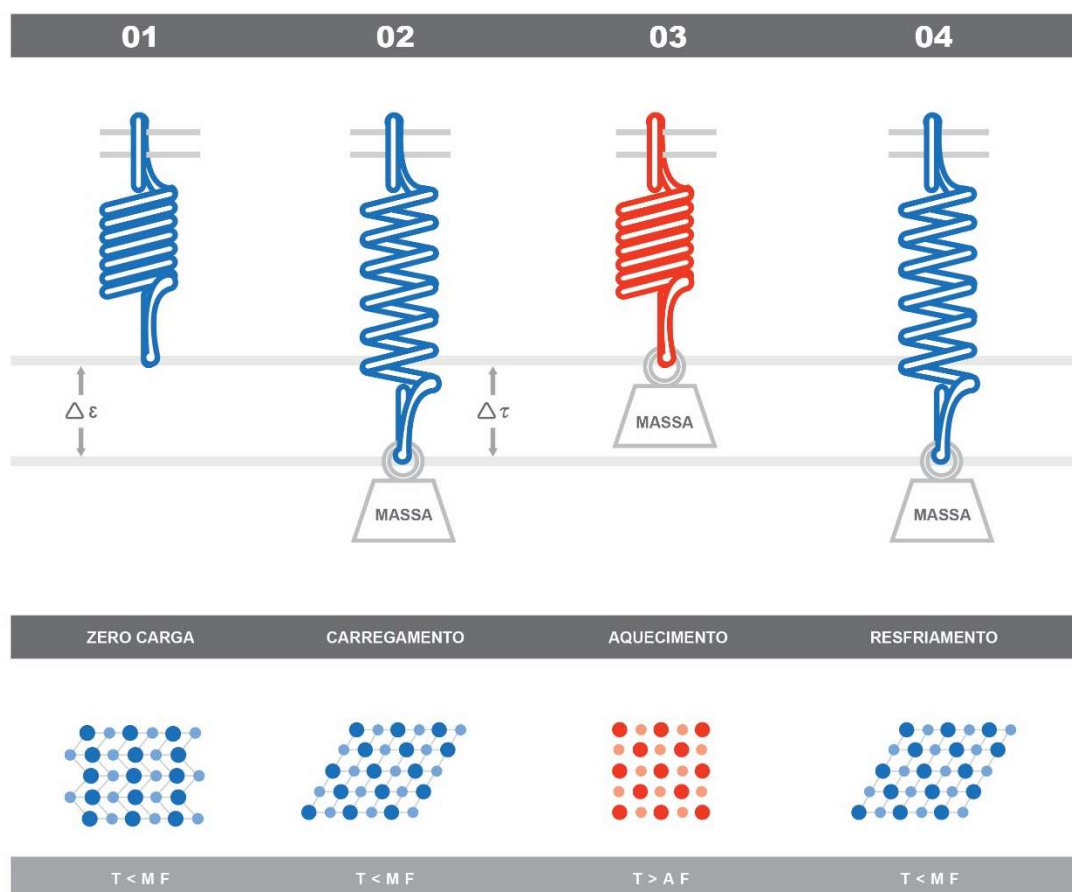


Figura 10 - Esquemática do EMFS em um atuador LMF tipo mola.

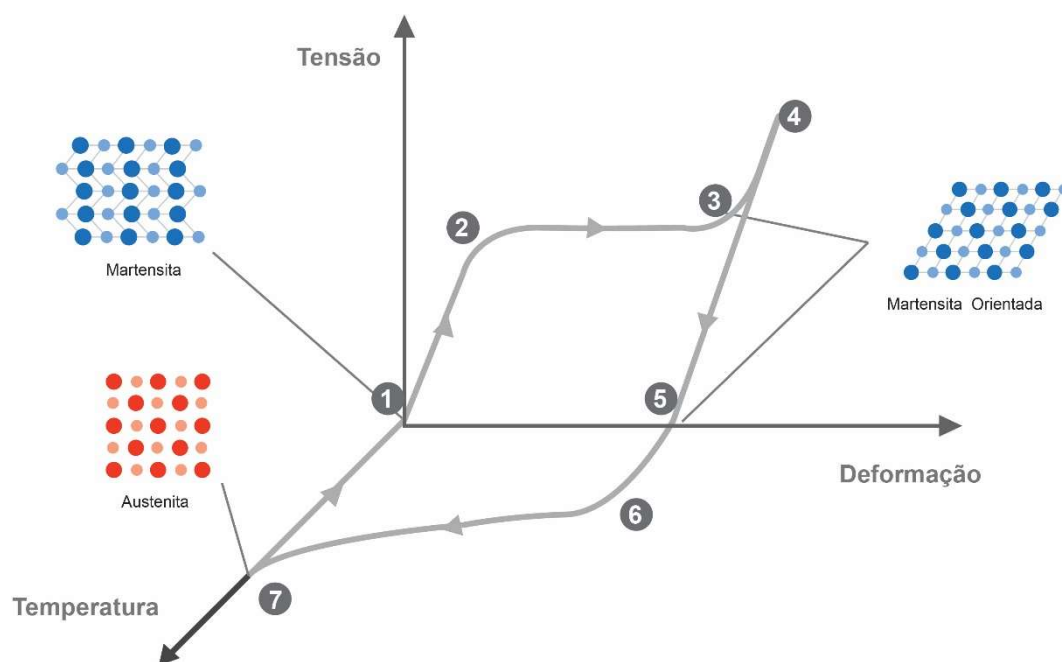


Figura 11 - Representação da curva tensão-deformação característica do EMFS.

Ao submeter uma LMF, que está em uma temperatura abaixo de M_F , a um carregamento mecânico em baixos níveis de deformação, a curva tensão-deformação se comporta de forma semelhante à curva elástica dos metais clássicos (caminho 1-2). A partir do ponto (2), quando a tensão crítica de orientação martensítica é atingida, a pseudoelásticidade começa a ser percebida. Com a continuidade do carregamento, as variantes martensíticas se reorientam na direção do carregamento sendo tipicamente associados com grandes deformações macroscópicas ($\sim 6-8\%$) ou a mudança de forma (caminho 2-3). Estas deformações macroscópicas formam um platô martensítico devido às cargas puramente mecânicas. Se o carregamento for prosseguido (deformado acima do ponto 3), a fase martensita orientada sob tensões mais elevadas pode sofrer deformação plástica permanente devido o deslizamento dos planos, impossibilitando a recuperação de forma.

Durante o descarregamento (caminho 3-4) é perceptível a recuperação elástica da fase martensítica (normalmente entre $0,5-1\%$) acompanhado de uma deformação residual aproximada de $4-6\%$, dependendo do nível de tensão no carregamento (ponto 4), ou seja, o material não retorna completamente seu estado não deformado (ponto 1). Estas deformações residuais parecem irrecuperáveis, semelhantes às observadas em metais clássicos que são plastificadas quando as deformações vão além do seu limite elástico. No entanto, no caso das LMF, esta deformação residual pode ser recuperada após aquecimento e isso capacita as LMF com características únicas dentro do grupo dos metais.

A deformação que é induzida na fase martensítica (abaixo da temperatura crítica M_F na qual a LMF é extremamente maleável), inicia sua recuperação (caminho 5-6-7) quando o material é submetido a um aquecimento acima da temperatura crítica A_s (ponto 6) provocando o início da alteração estrutural do material para a fase austenita, que é mais rígida. A transformação é completada quando a temperatura atinge ou excede A_F , ponto (7). Esse efeito, também conhecido como Efeito Memória de Forma Unidirecional é caracterizado por não apresentar durante o resfriamento da LMF nenhuma alteração macroscópica observável, ainda que a estrutura sofra uma transformação martensítica direta ($A \rightarrow M$) (Funakubo, 1987). Assim, quando a LMF é submetida a um nível de deformação aparentemente plástica, esta

persiste até que o material seja aquecido, conduzindo assim uma recuperação da forma anterior à deformação atribuída. Quando submetido a um novo resfriamento, o material não modifica espontaneamente sua forma, tendo que ser deliberadamente deformado novamente se outra recuperação da forma for desejada (Lecce e Concilio, 2014).

A repetição de ciclos termomecânicos do EMF (deforma-aquece-resfria-deforma-aquece) conduz a um fenômeno chamado de Efeito Memória de Forma Reversível (EMFD), no qual não se faz necessário à aplicação de carga para a deformação (mudança de forma) do material, apenas mudança em sua temperatura. O EMFD refere-se à reversibilidade espontânea na mudança de forma por aquecimento e resfriamento entre a “forma associada à alta temperatura” e a “forma associada a baixa temperatura” (Otsuka e Wayman, 1998). Existem algumas maneiras de se obter esse efeito de memória duplo também chamado de bidirecional, uma delas é realização de ciclos termomecânicos (conhecido como treinamento) no material (Lagoudas, 2008). Esse treinamento é realizado por meio de ciclos de carregamentos (50 a 1000 ciclos, dependendo do volume da amostra), que induzem alterações na microestrutura da LMF provocando mudanças macroscópicas observáveis que são responsáveis pelo comportamento do material (Stebner e Brinson, 2013).

O EMFD que surge sem aplicação de carregamento, responde apenas à ação de um campo de temperatura após um procedimento de ciclagem ter sido realizado está ilustrado na Figura 12 para um atuador LMF tipo mola (Otsuka e Wayman, 1998). Observa-se que quando o atuador LMF tipo mola é submetido a um resfriamento, abaixo da temperatura de transformação direta M_F , uma mudança em sua forma original sem que haja nenhum carregamento mecânico é então observada. Do mesmo modo, ao elevar a temperatura do atuador, acima da temperatura de transformação reversa A_F , ocorre como resultado o retorno à forma inicial espontaneamente. As LMF de Ni-Ti podem ser treinadas para ter o EMFD com até 8% de deformação recuperável (Lagoudas, 2008). O EMFD está representado graficamente em uma curva tensão-deformação na Figura 13.

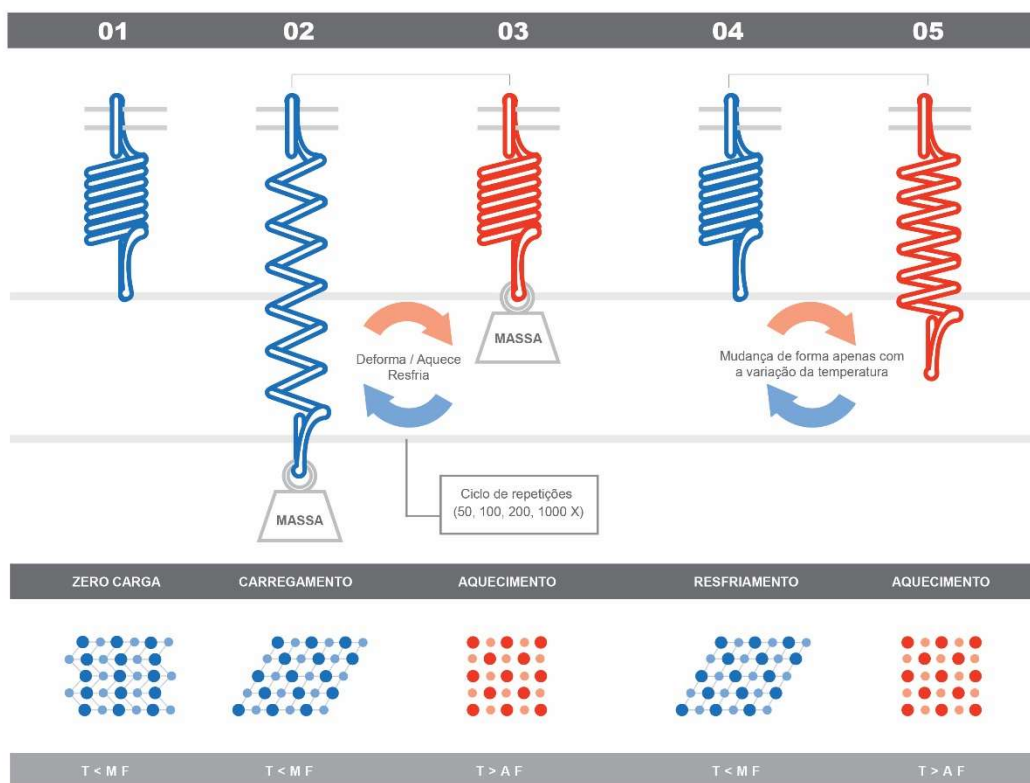


Figura 12 - Esquemática do EMFD em um atuador LMF tipo mola.

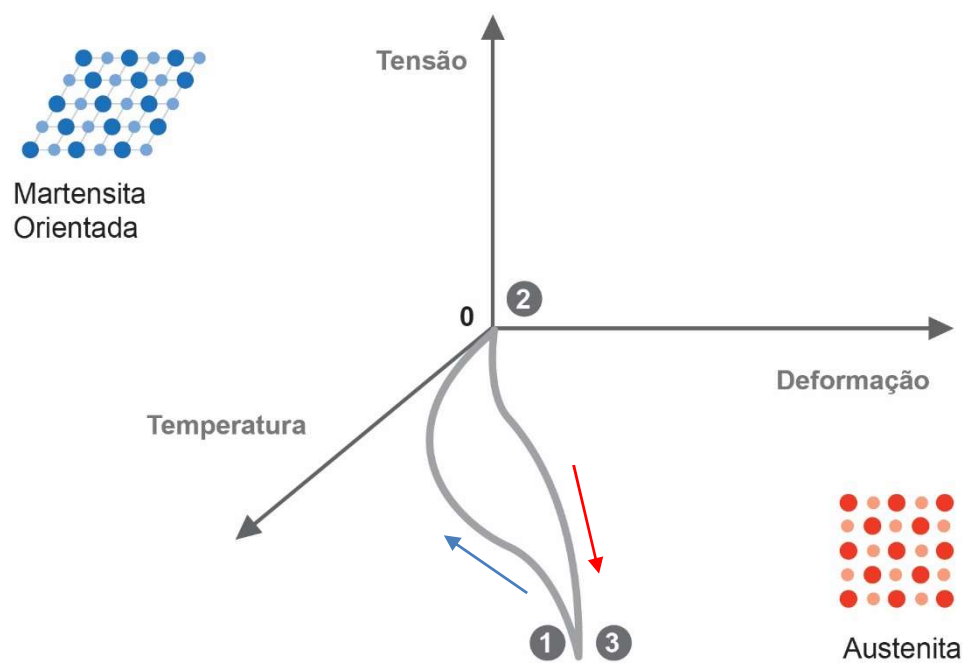


Figura 13 - Representação gráfica do comportamento tensão-deformação do EMFD.

O comportamento superelástico (SE) é também conhecido como pseudoelástico, essa denominação deve-se ao fato das LMF suportarem grandes deformações (de até 10% em tração uniaxial) sob carregamento mecânico que podem ser totalmente recuperadas após descarregamento (Auricchio e Sacco, 1997; Duerig *et al.*, 1999). Para melhor compreensão desse fenômeno, a Figura 14 ilustra um atuador tipo mola de LMF em regime de SE.

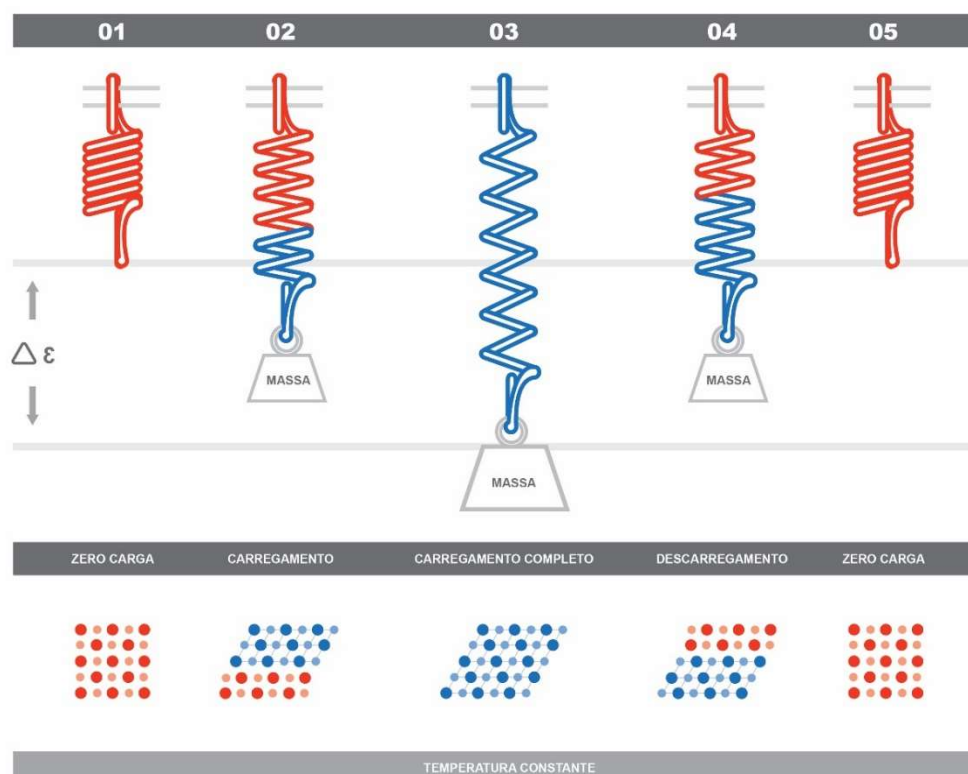


Figura 14 - Esquemática do efeito de SE em um atuador LMF tipo mola.

O efeito superelástico que é observado quando o material se encontra em temperaturas superiores a A_F está apresentado graficamente em uma curva tensão-deformação de acordo com a Figura 15. Nesse estado, a LMF estando numa temperatura acima de A_F detém uma estrutura completamente austenítica, e que quando submetido a um carregamento mecânico deforma elasticamente com um comportamento semelhante a um metal clássico até um limite crítico (caminho 1-2). Após o carregamento contínuo, a partir da tensão crítica (ponto 2), as LMF apresentam um comportamento único e a austenita

que não é termodinamicamente estável (a esse nível de tensão) experimenta uma transformação martensítica em uma única variante para uma nova fase. Essa nova fase foi denominada de martensita induzida por tensão (MIT) ou martensita orientada para diferenciar-se da martensita que foi formada durante seu processamento de formação (solidificação da LMF). Essa transformação ocorre a uma tensão quase constante que a partir de uma estrutura cristalina cúbica monoclinica proporciona uma grande deformação macroscópica de 6-8% em tração uniaxial (caminho 2-3).

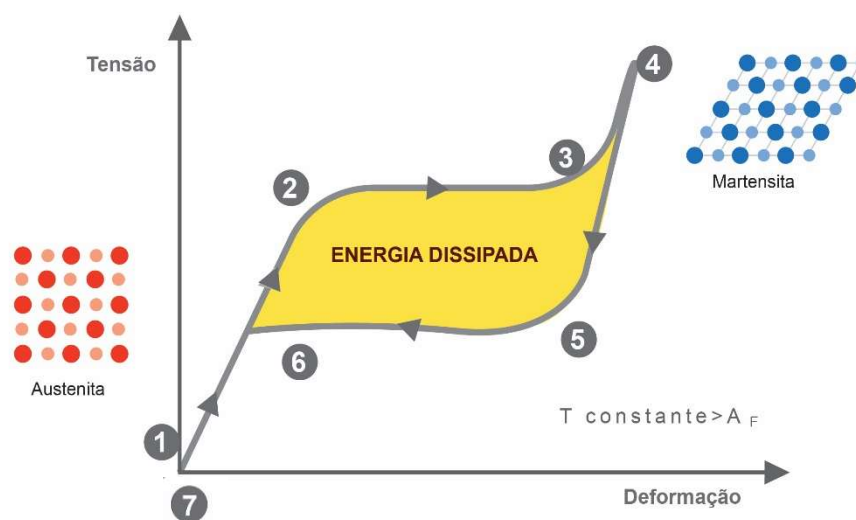


Figura 15 - Representação da curva tensão-deformação característica da SE.

Após a transformação completa (isto é, no final da zona de patamar plano, ponto 3), caso o carregamento seja prosseguido, a deformação elástica da fase MIT é observada (caminho 3-4). Porém, se as cargas forem ainda mais elevadas (acima do ponto 4) deformações plásticas da fase MIT podem ocorrer, e isso impediria a recuperação da deformação de forma completa durante o descarregamento resultando em deformações residuais (Otsuka e Ren, 2005). Nas aplicações práticas, o trecho da resposta superelástica (3-4) é raramente utilizado na concepção de componentes LMF, portanto, as tensões máximas nas LMF são restritas a deformações entre 6 - 8% (Rao *et al.*, 2015).

No descarregamento (caminho 4-5), se o carregamento não induziu qualquer deformação plástica permanente, a fase MIT é descarregada até o ponto 5, que é termodinamicamente estável, e a partir daí a transformação para a

estrutura austenita é iniciada (caminho 5-6). Esse trecho representa a transformação inversa da fase MIT em fase austenita de forma semelhante ao caminho (2-3) até que a recuperação completa seja atingida (ponto 7). O platô de deformação à tensão constante é extremamente importante e designou aplicações biomédicas que utilizam LMF (detalhes disponíveis em 2.1.5) (Lecce e Concilio, 2014).

Uma resposta superelástica ideal proporcionaria os caminhos (1-7) sobrepostos, isto é, uma completa recuperação da deformação durante descarregamento sem a incidência de qualquer deformação residual. No entanto, na maioria das respostas superelásticas isso não ocorre e a presença de algumas tensões residuais, que podem surgir por diferentes causas, geralmente proporciona a não superposição dos pontos 1 e 7 (Shahinpoor e Schneider, 2008). As deformações residuais, por exemplo, podem ser atribuídas as frações de austenita ou MIT que não se transformam durante o carregamento ou descarregamento respectivamente (Rao *et al.*, 2015). Adicionalmente, durante a transformação (regiões 2-3 ou 5-6), ambas as fases podem coexistem tendo em vista que a deformação é altamente não homogênea, e como resultado algumas frações da LMF não se transformarem a partir de austenita para MIT ou vice-versa. Por fim, maiores níveis de tensão acima do ponto (4), podem favorecer a formação de deformações residuais devido a uma possível plastificação da fase martensítica modificando as propriedades de transformação das LMF.

Portanto, quando uma LMF é submetida a uma deformação próxima ao seu limite elástico, deformações plásticas podem ser induzidas fazendo com que as curvas geradas no ensaio DSC apresentem-se semelhantes às apresentadas na Figura 16. Neste caso, apresentando picos de transformação mais largos e com menores energias fazendo com que as temperaturas de transformação austenita e martensita apresentem-se mais altas (Shahinpoor e Schneider, 2008). Esse fenômeno é proveniente da variação estrutural dos cristais e do alto nível de tensões internas induzidas pelas deformações plásticas principalmente. Entretanto, as propriedades de transformação da célula de cristal da liga não se alteraram, apenas a microestrutura do material varia. Esse fenômeno de memória de forma pode ser observado ainda que um alto nível de tensões internas esteja presente (Fernandes, 2013). Os termos

ΔE_A e ΔE_M mostrados na Fig.16 são as entalpias de transformação das fases austenita e martensita respectivamente.

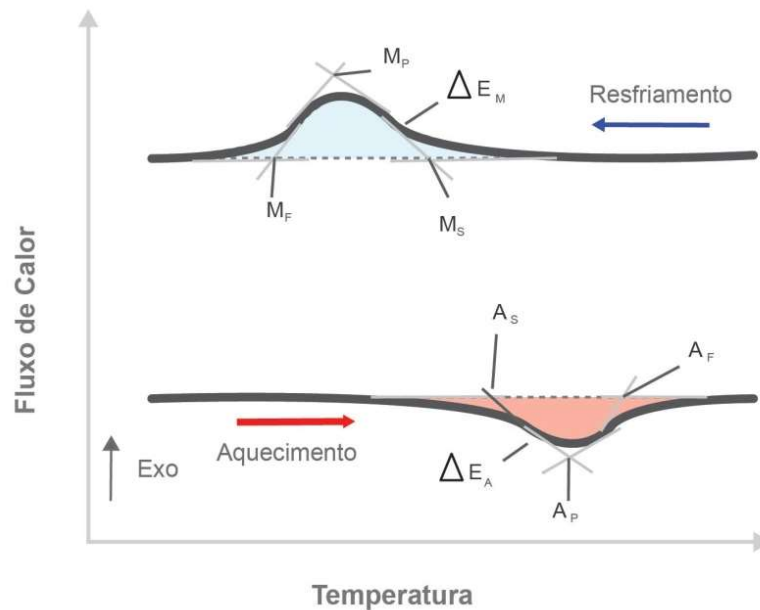


Figura 16 - Representação de curva DSC característica de material que apresenta deformações plásticas ou altos níveis de tensões internas.

Segundo Shahinpoor e Schneider (2008) o comportamento superelástico das LMF pode ocorrer de três formas distintas: superelasticidade encruado por conformação mecânica, superelasticidade linear que apresenta uma estreita histerese com uma pequena deformação residual (Figura 17.a) e superelasticidade não-linear caracterizando-se pela formação de um platô de deformação a tensão constante que pode chegar aproximadamente a 10% (Figura 17.b) sendo muito útil para inúmeras aplicações.

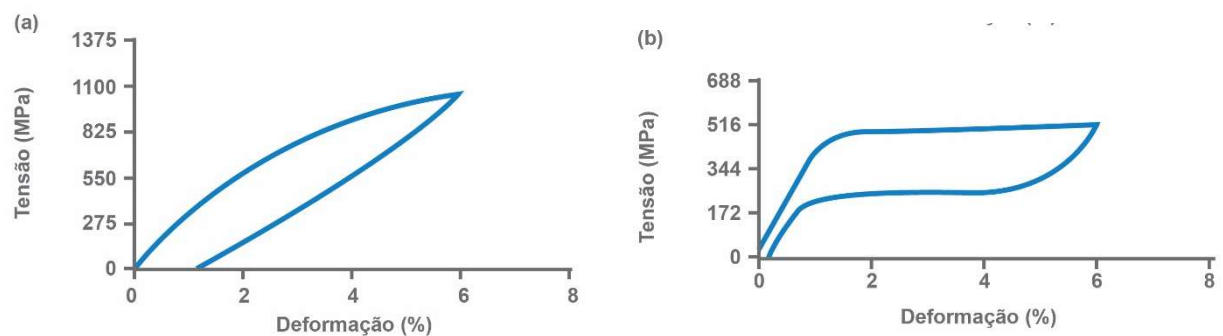


Figura 17 - Curvas tensão-deformação características do comportamento superelástico. (a) Superelasticidade linear. (b) Superelasticidade não-linear. Adaptada de (Shahinpoor e Schneider, 2008).

A norma ASTM F2516-07 apresenta uma metodologia de teste padrão para materiais Ni-Ti superelásticos. Os principais parâmetros e propriedades que podem ser obtidos da resposta superelástica típica estão apresentados na Figura 18, onde: E_A e E_M são os módulos elásticos das fases austenita e martensita respectivamente, UPS é a tensão crítica de transformação direta (tensão calculada a 3% de deformação durante o carregamento da amostra), LPS é a tensão crítica de transformação reversa (tensão obtida em 2.5% de deformação durante a descarga de amostra após um carregamento a 6%) e E_r é a deformação residual (calculada pela diferença entre as deformações durante as operações de carga e descarga a uma tensão de 7 MPa).

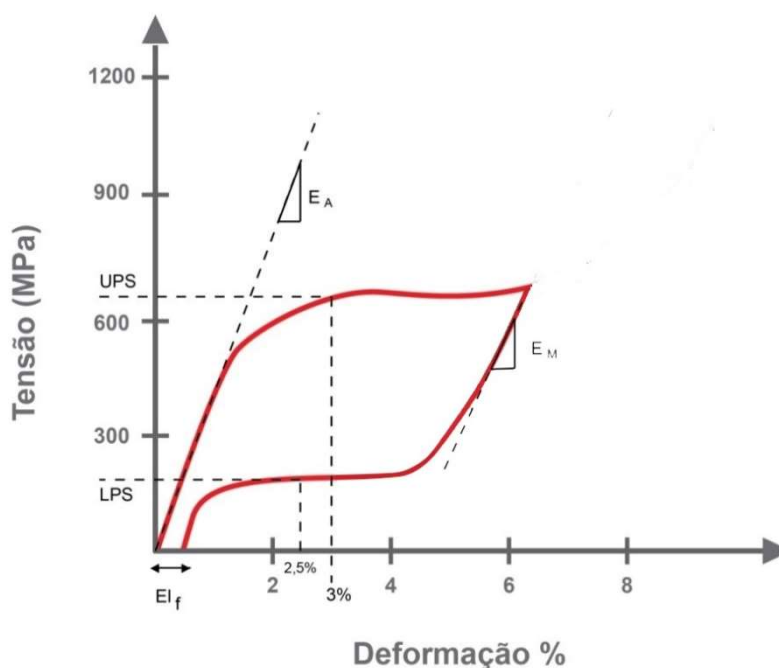


Figura 18 - Representação da curva tensão-deformação para Ni-Ti superelástico com parâmetros típicos que podem ser obtidos. Adaptada de (ASTM F2516, 2007).

Um efeito importante relacionado ao comportamento das LMF é a estabilização do comportamento mecânico das LMF por meio da saturação de deformações plásticas no material a partir da repetição de ciclos mecânicos no material ($\sigma - \epsilon$) (Lagoudas, 2008). Essa estabilização ocorre geralmente com LMF no regime SE. Os ciclos de estabilização de um fio Ni-Ti mantido em uma temperatura constante em 70 °C ($A_F = 65$ °C) é apresentado na Figura 19. Durante o primeiro ciclo, existe a recuperação da deformação inicial, com uma pequena parcela sob forma de deformação permanente. A cada ciclo, outra

parcela de deformação plástica decrescente vai se acumulando no material até sua estabilização que ocorre aproximadamente no 50º (quinquagésimo) ciclo. A estabilização da resposta superelástica é importante principalmente em aplicações onde o comportamento da LMF não pode ser alterado com os carregamentos cíclicos (Lagoudas, 2008).

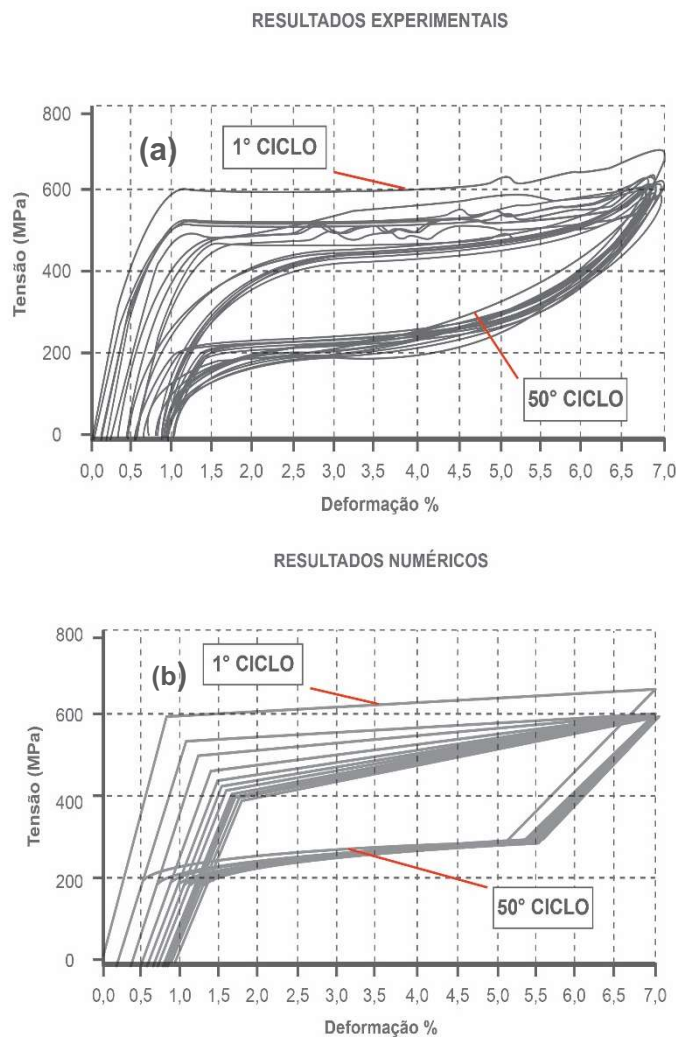


Figura 19 - Resposta SE de uma liga Ni-Ti submetido a ciclos de carga-descarga com deformação máxima de 7%. (a) Resultados experimentais. (b) Resultados numéricos. Adaptada de (Lecce e Concilio, 2014).

Outra propriedade importante que está diretamente associada ao fenômeno de mudança de fase que ocorre nas LMF é o aumento da resistência mecânica da LMF com o aumento da temperatura de trabalho (Fremond e Miyazaki, 1996). Avaliando as curvas tensão-deformação apresentadas na Figura 20 (principalmente entre Fig.20.g e Fig.20.p) é perceptível o aumento dos níveis de tensão envolvidos para uma mesma deformação com o aumento

da temperatura do teste. Isso permite observar a migração do comportamento de EMFS para SE com o aquecimento. Desta forma, tanto a rigidez como as tensões críticas para reorientação e formação de martensita induzida por tensão também são aumentadas (Zurbitu *et al.*, 2010).

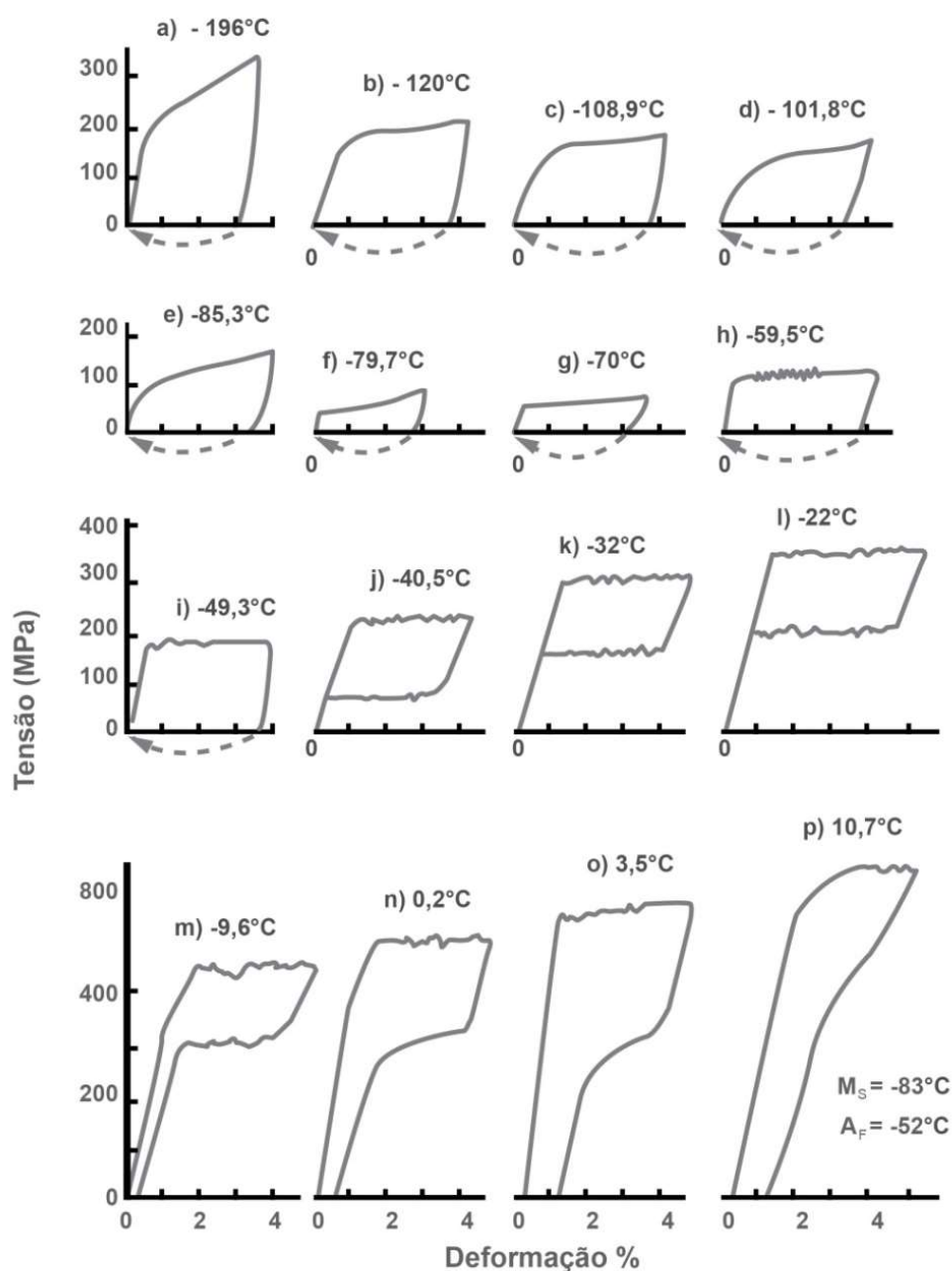


Figura 20 - Curvas tensão-deformação em uma amostra sob carga-descarga obtidos em diferentes temperaturas para uma LMF de 55,6Ni-44,4Ti (% em peso). Adaptada de (Fremond e Miyazaki, 1996).

Conforme foi apresentado, os fenômenos associados às LMF e suas propriedades únicas pode proporcionar a engenheiros e pesquisadores uma

oportunidade de criar vários produtos, melhorar e/ou desenvolver novos processos/procedimentos a partir desses metais. No entanto, o maior obstáculo para esse desenvolvimento é o processamento desses metais e o processo de fabricação de componentes mecânicos que podem ser utilizados como sensores e/ou atuadores (Elahinia *et al.*, 2012). O potencial destas ligas ainda não foi totalmente explorado pelos projetistas e desenvolvedores de produtos e materiais na indústria (Sintef, 2000; Lecce e Concilio, 2014).

2.1.5 Aplicações

Nos últimos 30 anos, as LMF foram implementadas em aplicações de desempenho que exigem baixas densidades de energia, grandes deformações recuperáveis, tensões elevadas e excelentes biocompatibilidade (Mishra, 2015). O comportamento único das LMF tem feito com que aplicações de caráter inovador tenham surgido nos setores aeroespacial, automotivo, automação e controle, odontologia e medicina, energia, aquecimento e ventilação, segurança eletrônica, entre outros (Bar-Cohen, 2014; Jani *et al.*, 2014).

Mesmo que a maior parte dos esforços estejam dirigidos para aplicações de alta tecnologia, aplicações que incide diretamente no cotidiano das pessoas como eletrodomésticos, construção civil, telecomunicações, esporte e laser também tem ganhado importância (Rao *et al.*, 2015). Neste subtópico são apresentadas aplicações convencionais e potenciais com LMF. Consideram-se aqui como aplicações convencionais aquelas que comercialmente já são realidade e estão difundidas na literatura com base no comportamento termomecânico das LMF, e as potenciais as que ainda necessitam de demonstração de sua viabilidade técnica e/ou comercial. Neste segundo grupo concentram-se atualmente as pesquisas e desenvolvimento em LMF, que possuem uma grande variedade de aplicações.

As propriedades mecânicas associadas à biocompatibilidade das LMF de Ni-Ti motivaram o desenvolvimento de diversas aplicações na área médica devido às características de baixo módulo de elasticidade (aproximadamente $\frac{1}{4}$ dos aços inoxidáveis), dureza, capacidade de suportar cargas constantes independentemente da flexibilidade, recuperação de forma, alto nível de

resistência à corrosão e um alto valor agregado (Lecce e Concilio, 2014). Com efeito, muitas pesquisas se concentraram no desenvolvimento de dispositivos que venham melhorar o tratamento médico com novas técnicas clínicas (como cirurgia ortodôntica e tratamentos minimamente invasivos), bem como para o avanço no desempenho clínico (Yamauchi *et al.*, 2011). Machado e Savi (2002) apresentaram uma revisão sobre o princípio de funcionamento das aplicações médicas e odontológicas, dentre as quais os dispositivos autoexpansivos ou stents (Figura 21.a) para aplicações cardiovasculares, dispositivos para recuperação de ossos fraturados (Figura 21.b e c), aparelhos ortodônticos (Figura 21.d), limas endodônticas (Figura 21.e) e aparatos cirúrgicos (cateter) (Figura 21.f) se destacam.

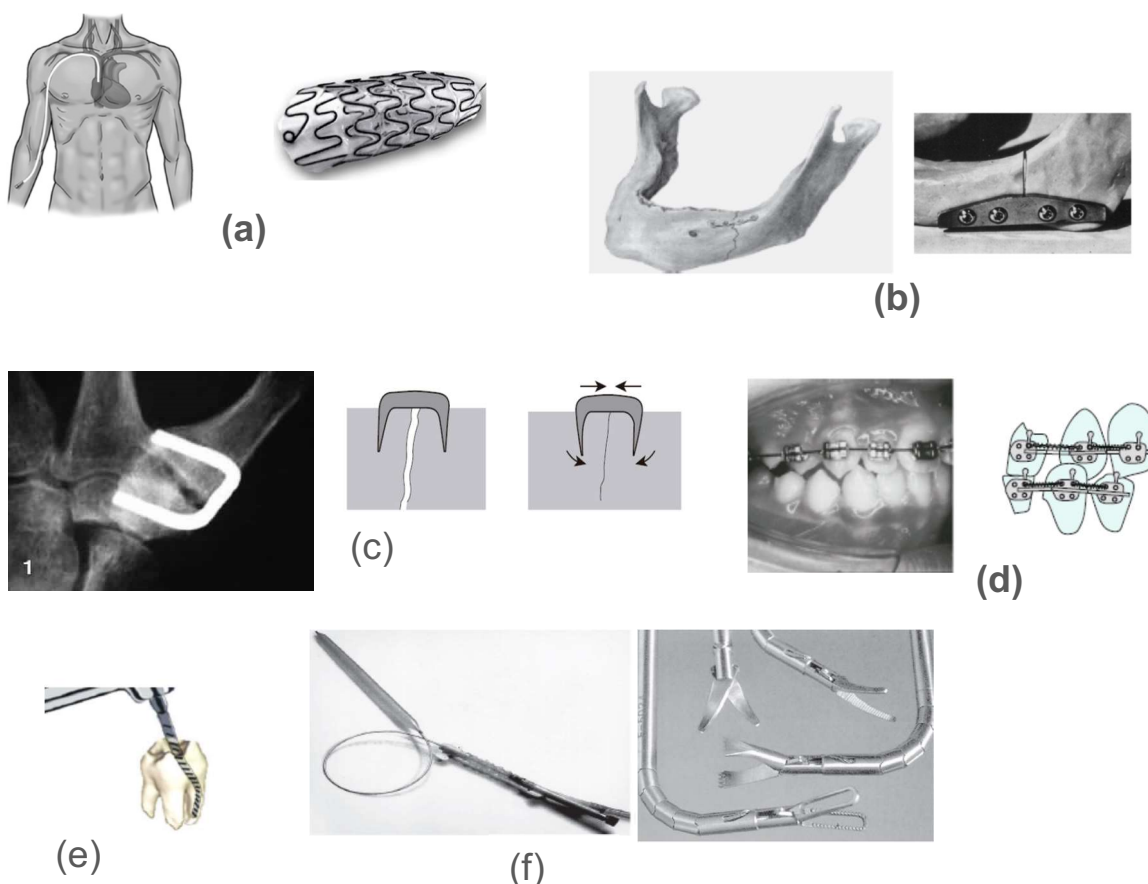


Figura 21 - Dispositivos de LMF Ni-Ti para aplicações médicas (Yamauchi *et al.*, 2011).

Dentre as aplicações potenciais na medicina estão o desenvolvimento de micro pinças para reduzir o tempo das intervenções cirúrgicas como o fio

guia extrator para procedimentos urológicos (Figura 22.a) (Landman *et al.*, 2002; Yoneyama e Miyazaki, 2008; Henderson *et al.*, 2011; Jia e Xu, 2013), grampos para fixação óssea como o grampo de Judet para recuperação de fratura da coluna vertebral, que utiliza o efeito superelástico para manter a união da região fraturada mais estável durante o período de recuperação (Figura 22.b) (Liu *et al.*, 2010; Villarinho *et al.*, 2010) e o implante coclear (conhecido como ouvido biônico) para recuperação da perda auditiva. Nessa aplicação o EMF promove uma maior capacidade de penetração do eletrodo o que proporciona um aumento no rendimento do sistema (Figura 22.c) (Kardas *et al.*, 2007; Hagemann *et al.*, 2015).

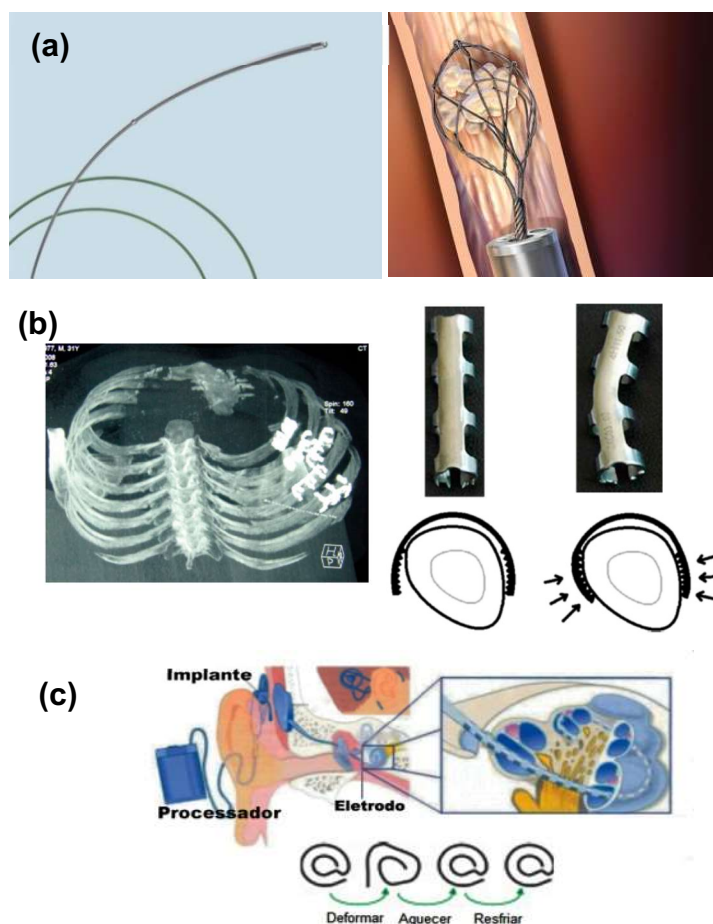


Figura 22 - Dispositivos atuadores LMF como aplicações médicas potenciais. Adaptada de (Kardas *et al.*, 2007; Yoneyama e Miyazaki, 2008; Yamauchi *et al.*, 2011)

A utilização de telas de LMF Ni-Ti, para tratamentos de patologias já é uma realidade e estão sendo testados clinicamente na área ortopédica (Yamauchi *et al.*, 2011). Considerada uma doença social (com causa não

descoberta) tendo maior prevalência entre mulheres, a Hálux Valgo (popularmente conhecida como Joanete), é uma deformidade estrutural nos ossos e articulações entre o primeiro pododáctilo (dedão) e o segundo pododáctilo, que faz com que o dedão se volte para o centro do pé, na direção do segundo dedo, provocando inflamações e dores ao redor das articulações dificultando o caminhar. Essa patologia tem sido tratada com a utilização de telas fabricadas a partir de fios LMF superelásticos de Ni-Ti revestidos com teflon (diâmetro de 0,5-1,0 mm), sendo moldada de acordo com o arco do pé do paciente. Esse atuador LMF, como mostrado na Figura 23.a, é moldado de uma forma a qual se encaixa ao pé do paciente num molde de gesso e posteriormente submetendo-a a tratamento térmico de 450 °C. Seu princípio de funcionamento utiliza o efeito superelástico atuando de forma manter o aperto do arco do pé em ambos os lados proporcionando uma pressão constante, que suprime a extensão excessiva dos dedos e do colapso do arco do pé. Embora o tratamento ortopédico para corrigir a projeção com o uso desse conjunto seja utilizado, o tratamento tem se resumido apenas no uso da tela de forma estática. Esforços vêm sendo realizados para que o tratamento seja adequado para aplicação durante o caminhar (Yamauchi *et al.*, 2011). Outra aplicação potencial seria a utilização de malha LMF Ni-Ti para reconstrução da calota craniana (Figura 23.b), quando destruída acidentalmente ou via necessidade de intervenção cirúrgica (Hattori *et al.*, 2011); El-Hadad *et al.* (2014)

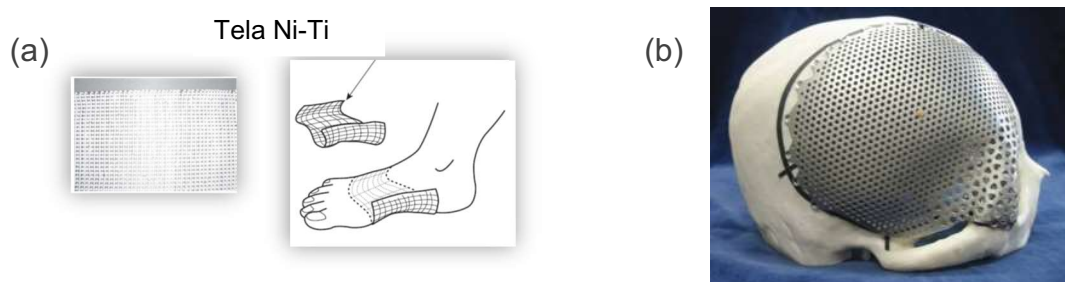


Figura 23 - (a) Dispositivo atuador LMF superelástico tipo tela utilizado em tratamento de Hálux Valgo. (b) Tela de titânio utilizado para reconstrução da calota craniana. Adaptada de (Hattori *et al.*, 2011; Yamauchi *et al.*, 2011).

A partir das propriedades únicas das LMF de Ni-Ti que se apresentaram interessantes para aplicações aeroespaciais submetidos a altas cargas dinâmicas e com restrições de espaços geométricos é que muitas aplicações como atuadores estruturais, conectores, amortecedores de

vibrações, aferidores e mecanismos para liberação de travamento foram desenvolvidos (Jani *et al.*, 2014). Mas o desenvolvimento do dispositivo Chevron (Figura 24) para utilização em aeronaves promete ser o principal incremento tecnológico do setor no início desse século. O Chevron nada mais é que um substrato duro de fibra de carbono, com fios LMF de 60Ni-40Ti (% em peso) fixados no compósito, que se comportam com um viés de mola. Esse dispositivo faz variar a geometria (através das baixíssimas temperaturas atingidas em grandes altitudes) de uma parte da estrutura externa da turbina para melhorar seu desempenho durante o voo reduzindo o arrasto aerodinâmico e os ruídos durante os procedimentos de pousos e decolagens, além de proporcionar um melhoramento da mistura do ar/combustível reduzindo o consumo (Lagoudas, 2008). O acionamento deste atuador se dá por meio de aquecedores de película fina que são fixados para o controle da temperatura e, conseqüentemente atribuir à configuração desejada. A empresa americana fabricante de aeronaves Boeing testou esse dispositivo em 2005 no modelo Boeing 777-300ER, equipado com motores GE-115B. Os resultados demonstraram ser satisfatórios e promissores para aplicação futura. Atualmente, os esforços do projeto, segundo seus desenvolvedores, encontram-se em fase de adequação dos aspectos técnicos para obtenção de certificação. Adicionalmente, esse sistema inteligente foi desenvolvido e pode operar de forma autônoma, ou seja, ser possível que sua atuação ocorra independente de energia aplicada (efeito superelástico). No entanto, existe também a possibilidade de, quando ativados por corrente elétrica reestabelecer a dependência para promover uma configuração escolhida durante o voo (Yamauchi *et al.*, 2011).

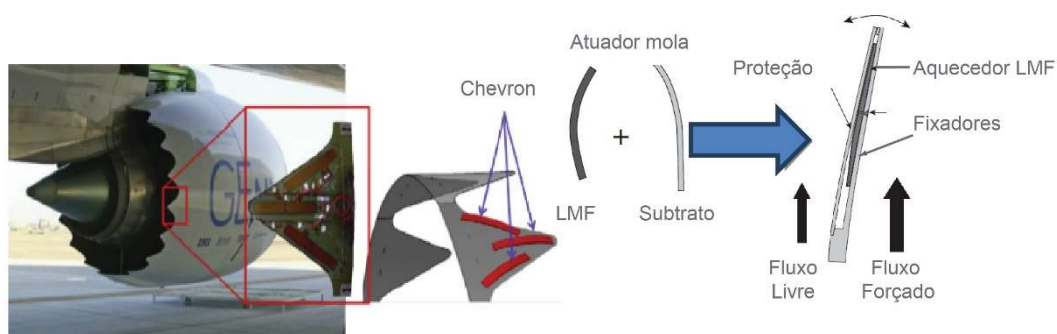


Figura 24 - Dispositivo Chevron aplicado na estrutura externa de uma turbina com seus principais componentes. Adaptada de (Yamauchi *et al.*, 2011).

As aplicações em engenharia são numerosas, a grande maioria delas utilizam placas finas, fios e/ou molas de LMF (Auricchio e Sacco, 1997; Szurman *et al.*, 2012). Recentemente, Ramesh *et al.* (2013) publicaram um estudo apresentando mais um potencial de aplicação ao utilizar fios de LMF no sistema de airbag automotivos (dispositivos que inflam instantaneamente após colisão entre o veículo e outro veículo ou lugares, para proteger os ocupantes), pôde-se reduzir o tempo de resposta de acionamento do sistema em 50%, aumentado assim confiabilidade e segurança do sistema. Em veículos modernos, o número de sensores e atuadores tem aumentando muito devido à demanda por segurança, conforto e desempenho (Strittmatter *et al.*, 2014). A empresa americana General Motors (GM) afirma que seus engenheiros vêm trabalhando com aplicações em LMF desde 1990, com algumas implantações e 247 patentes. Recentemente, a sétima geração do Chevrolet Corvette passou a ser o primeiro veículo com um atuador LMF para acionar a escotilha, que libera o ar refrigerado, como também facilita o fechamento da tampa da mala (Jani *et al.*, 2014; Elahinia, 2016).

Durante a década de 80, foram experimentados na indústria automotiva e ferroviária, usando LMF, atuadores térmicos em diversas aplicações, tais como: proteção de para-choques, reguladores de faróis, freios, bancos, climatização, termo-atuadores para controle de transmissão do motor (Lagoudas, 2008; Yamauchi *et al.*, 2011; Elahinia *et al.*, 2012). A Figura 25 ilustra uma aplicação de sucesso utilizando molas LMF. Trata-se do reprojeto do sistema interno para lubrificação dos rolamentos que equipam os trens japoneses de alta velocidade. Esses trens foram desenvolvidos e instalados desde o ano de 2007 na linha Shinkansen para atravessar todo território o Japonês. O objetivo do sistema era de aperfeiçoar a lubrificação dos rolamentos, pois o antigo sistema proporcionava uma lubrificação ineficiente devido à elevada turbulência com que óleo chegava aos rolamentos (o controle do bombeamento do óleo era realizado pela rotação das engrenagens intercambiáveis com os eixos do trem). Observe na curva da Fig.25 que com o antigo sistema quanto maior a rotação, maior seria a força com que o óleo era injetado nos rolamentos o que provocava uma má lubrificação da região desejada devido a uma maior agitação e dispersão do óleo. Ainda, quando em operação a baixa temperatura a viscosidade elevada do fluido proporcionava

uma maior dificuldade na lubrificação gerando um desgaste prematuro dos componentes. No novo sistema, que utiliza mola LMF para controlar o fluxo proporcionou uma lubrificação (constante e independente da rotação), devido às características superelásticas da mola. O dispositivo encontra-se em plena operação e é utilizado atualmente nos trens Shinkansen Série N700 que atinge velocidade máxima de 300 km/h (Yamauchi *et al.*, 2011).

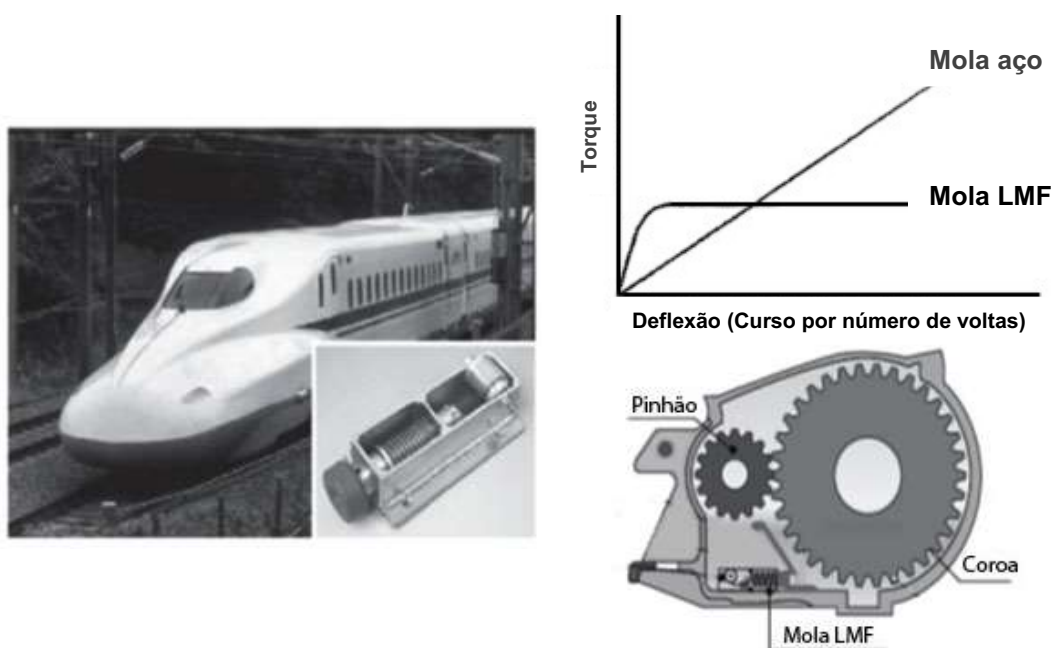


Figura 25 - Sistema regulador automático utilizado nos trens Shinkansen/Japão. Adaptada de (Yamauchi *et al.*, 2011).

Na área aeroespacial, destacam-se aplicações com antenas de satélites e acoplamentos aeroespaciais (Uchil *et al.*, 2002; Lagoudas, 2008; Yamauchi *et al.*, 2011). No setor de telecomunicações as empresas japonesas utilizaram fios superelásticos para produção de antenas de celulares que com a necessidade de dispositivos menores foram substituídas por antenas eletrônicas internas. Ainda assim, a utilização de antenas com LMF é muito comum, principalmente em automóveis e rádios para comunicação.

No início desse século, a indústria de petróleo e gás mostrou-se disposta a investir em componentes miniaturizados de LMF para geração de pré-carga em uniões aparafusadas nas linhas de transportes e extração de fluido para reduzir os impactos ambientais proporcionado por vazamentos provocados por este tipo de união. Alguns trabalhos voltados para essa

aplicação foram desenvolvidos, entre eles: componentes miniaturizados de LMF cilíndricos (Soderbeeg *et al.*, 1997; La Cava *et al.*, 2000; Hesse *et al.*, 2004; Peairs *et al.*, 2004; Antonios *et al.*, 2006; Faria *et al.*, 2011), componentes miniaturizados de LMF cônicos (Labrecque *et al.*, 1996; Speicher, 2010; Simões, 2012) e parafusos superelásticos (Rodrigues *et al.*, 2012). A Figura 26, apresenta uma representação da montagem experimental para geração de força realizada por um atuador LMF Ni-Ti utilizada por Antonios *et al.* (2006). Os resultados apresentados nesse trabalho são promissores, sendo possível gerar força de aperto nas juntas e espera-se num futuro próximo ter difundidas essas aplicações.

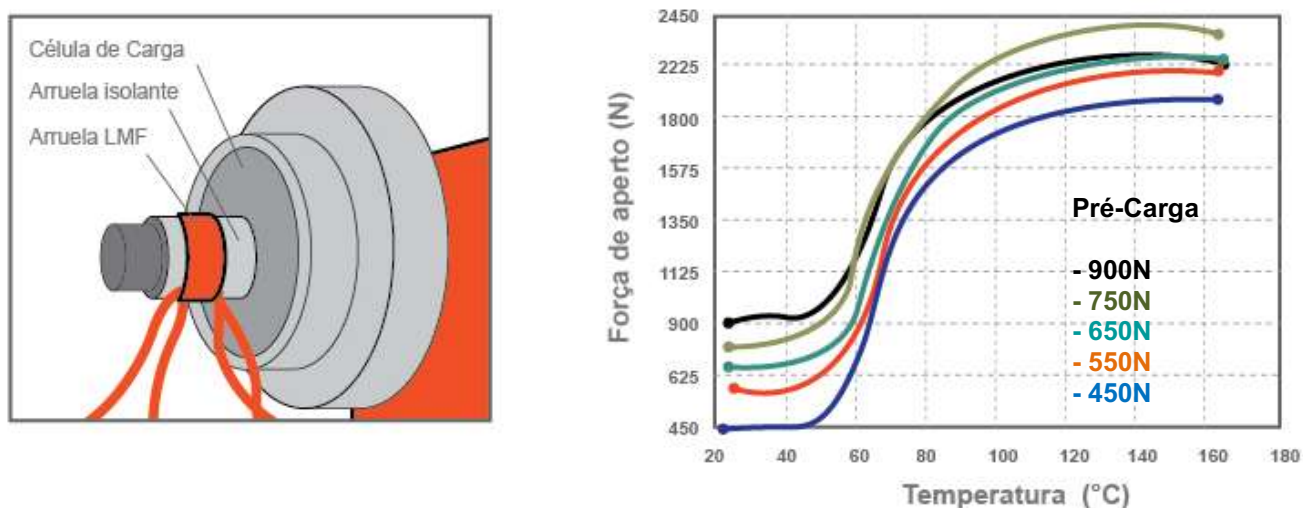


Figura 26 - Montagem utilizada para a ativação de um atuador LMF tipo arruela lisa de Ni-Ti. Adaptada de (Antonios *et al.*, 2006).

Potencialmente ainda vem sendo desenvolvido dispositivos de controle de vibrações em estruturas civis, utilizando os efeitos do comportamento superelástico para dissipar energia através da grande histerese mecânica das LMF Ni-Ti (Rao, 2015). Speicher *et al.* (2009), realizaram um estudo com dois dispositivos que seriam utilizados para obter a recentralização de edifícios durante eventos sísmicos, um dos dispositivos utiliza molas helicoidais (Figura 27.a) e o outro molas Belleville (Figura 27.b), ambos fabricados a partir de LMF superelásticas. Os resultados iniciais são promissores, as molas helicoidais de Ni-Ti conseguem promover a recentralização desejada com um bom amortecimento, enquanto molas Belleville de Ni-Ti apresentou potencial satisfatório para formar a base desse dispositivo de amortecimento superelástico.

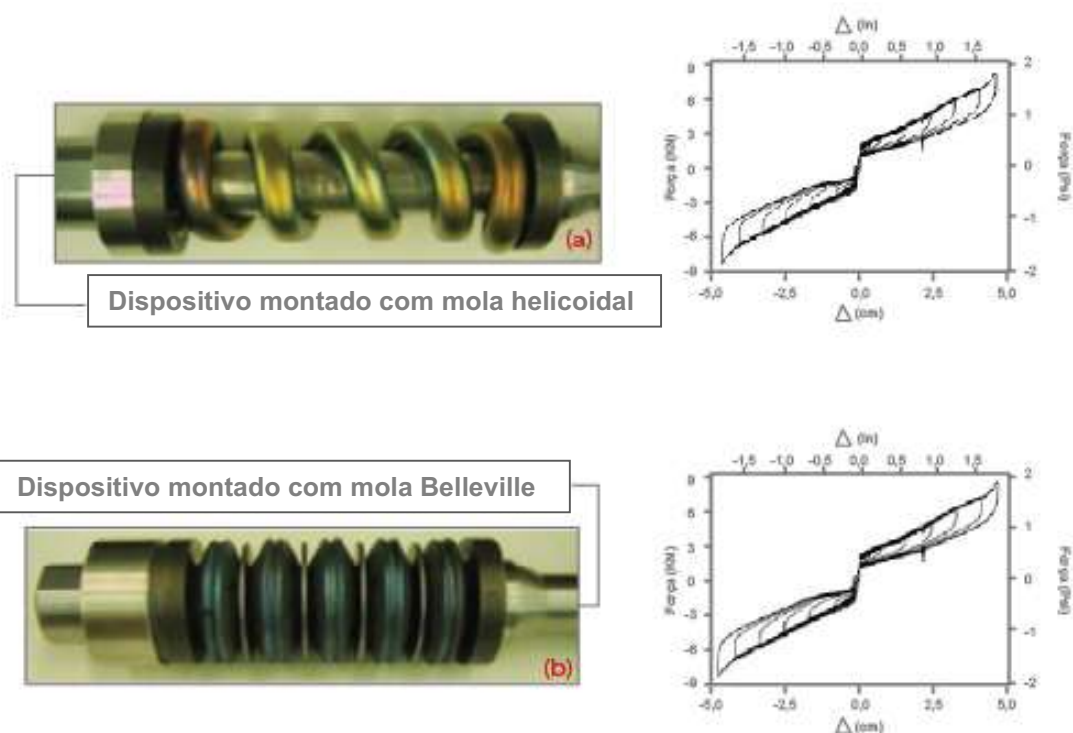
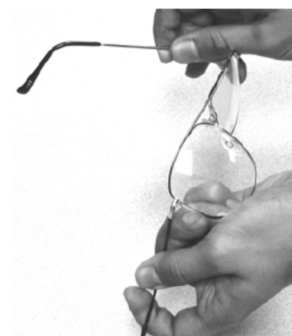


Figura 27 - Dispositivos para recentragem de edifícios submetidos a simulação de eventos sísmicos. (a) Dispositivo com mola helicoidal de LMF Ni-Ti. (b) Dispositivo com mola Belleville de LMF Ni-Ti. Adaptada de (Speicher *et al.*, 2009).

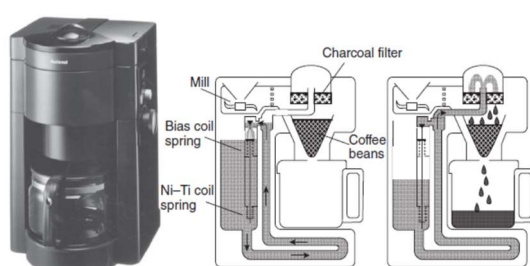
Devido às características superelásticas requeridas tais como alta flexibilidade, alta resistência e boa sensibilidade, a utilização de fios LMF como nas ferramentas de pesca é uma realidade. A Figura 28 apresenta alguns produtos que foram criadas por empresas japonesas com LMF Ni-Ti das mais criativas, desde brinquedos (Figura 28.a), armações de vestidos e óculos (Figura 28.b), atuador de acionamento para filtragem de pó em máquina de café (Figura 28.c) e sensor de alerta de cozimento de alimentos (Figura 28.d) (Yamauchi *et al.*, 2011).



(a)



(b)



(c)

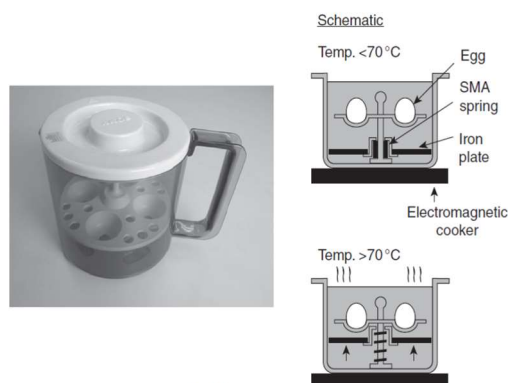


Figura 28 - Produtos com aplicações de LMF. (a) Brinquedo. (b) Armação de óculos. (c) Atuador para acionamento da filtragem de pó em máquina de café. (d) Sensor de alerta de cozimento de alimentos. Adaptada de (Yamauchi *et al.*, 2011).

2.2 Ligas com Memória de Forma de Níquel – Titânio (Ni-Ti)

Desde a descoberta do EMF em ligas de Ni-Ti, as quais apresentaram uma melhor combinação das suas propriedades, que esses materiais começaram a ser aplicados (Funakubo, 1987). Os principais aspectos metalúrgicos dessas LMF, características, propriedades e métodos de fabricação serão agora apresentados.

2.2.1 Características das LMF Ni-Ti

As principais propriedades físicas e mecânicas das LMF de Ni-Ti, foram apresentadas anteriormente na Tabela 1. Essas ligas são comercialmente conhecidas como nitinol devido a sua composição e ao local em que foram descobertas (do inglês, *Naval Ordnance Laboratory* - NOL). Suas propriedades

são muito sensíveis à variação de sua composição química, por exemplo, um desvio de cerca de 0,1% (% atômico) pode alterar as temperaturas de transformação em cerca de 10 °C. Assim, a homogeneidade microestrutural é uma condição necessária para assegurar um comportamento termomecânico adequado (Otsuka e Wayman, 1998; Yahia, 2000). O sistema binário Ni-Ti apresenta temperaturas de transformação que variam entre -100 °C e 100 °C (Ren *et al.*, 1999; Lagoudas, 2008; Lecce e Concilio, 2014). Um dos desafios deste sistema binário consiste em desenvolver procedimentos de tratamentos termomecânicos apropriados para a obtenção das características de memória de forma almejadas por determinada aplicação. A faixa de temperatura no tratamento térmico que conduz à obtenção do EMF é normalmente efetuado em faixas de temperaturas compreendidas entre 400 °C e 800 °C (Szurman *et al.*, 2012).

Os metais são tradicionalmente utilizados em sistemas de fixação como parafusos, chavetas, porcas, rebite e outros métodos de união mecânica e utilizar esses métodos com Ni-Ti é ainda muito dispendioso. A alta ductilidade e uma tensão não-linear proporciona uma difícil usinagem das LMF de Ni-Ti (Kong *et al.*, 2011). Por exemplo, a utilização de brocas de metal duro quando executadas a baixa velocidade de corte e penetração são capazes de realizar furos em ligas Ni-Ti, mas ainda com uma grande dificuldade e desgaste excessivo da ferramenta o que torna a usinagem tradicional impraticável e onerosa (Jurczyk, 2012). Em detrimento disso, a usinagem de LMF de Ni-Ti são tipicamente realizados através da eletroerosão (do inglês, *Electric Discharge Machining*, EDM), mas infelizmente esse método é demorado e com elevados custos de produção. Por isso, a difusão de aplicações de componentes miniaturizados de Ni-Ti é dificultada pela má usinabilidade dessas ligas.

As ligas de Ni-Ti tem um melhor comportamento de memória de forma entre todas LMF já descobertas. Mesmo no estado policristalino, 8% de recuperação de forma é possível 8% de deformação pseudoelástico é completamente reversível quando as amostras são submetidas a uma temperatura acima de A_F , e a tensão de ruptura é da ordem de 800 MPa. A temperatura de transformação martensítica reversa A_F geralmente é superior

uns 30 °C acima de M_s , em todas as amostras na região da composição (Szurman *et al.*, 2012).

Em alguns casos, a transformação martensítica é precedida pela chamada transformação romboédrica ou transição de fase R ou nas ligas de Ni-Ti (Otsuka e Wayman, 1998). As características mais específicas dessa fase é apresentar efeitos de memória da ordem de 1% de deformação recuperável e uma histerese de transformação de estreita faixa (apenas alguns graus) e de baixa energia. Entretanto, essas características criam a possibilidade de regular com precisão os dispositivos que trabalham nessa faixa de atuação (Ziolkowski, 2015). Sabe-se ainda que durante o resfriamento a fase R se transforma em martensita (B19'). Durante o aquecimento, geralmente, apenas a transformação martensítica inversa é observada. Contudo, tem sido demonstrado que a origem da fase R é depende da composição química, dos elementos de liga e dos efeitos depressores a transformação martensítica abaixo temperatura ambiente. Deste modo, as LMF de Ni-Ti normalmente são formadas a partir de uma composição química equiatômica, que pode ser projetada a fim de ajustar a temperatura de ativação (A_s) para aplicações específicas. As temperaturas de ativação nas LMF Ni-Ti são relativamente fáceis de trabalhar devido a sua proximidade com a temperatura ambiente (Szurman *et al.*, 2012).

2.2.2 Diagrama de Equilíbrio de Fases para o Sistema Ni-Ti

As LMF de Ni-Ti são um grupo de ligas metálicas com composição próxima a equiatômica, a Figura 29 apresenta o diagrama de equilíbrio de fases desse binário Ni-Ti amplamente discutido por metalurgistas nos últimos 30 anos. Esse diagrama é de grande importância no projeto de componentes miniaturizados, pois as propriedades e características das LMF Ni-Ti dependem fortemente da composição química e podem ser manipuladas por meio das alterações dos teores de Ni na matriz da liga. Entender o diagrama se faz necessário para decidir por um tratamento termomecânico adequado a cada composição para o controle do comportamento dos fenômenos associados a esses metais (Otsuka e Wayman, 1998).

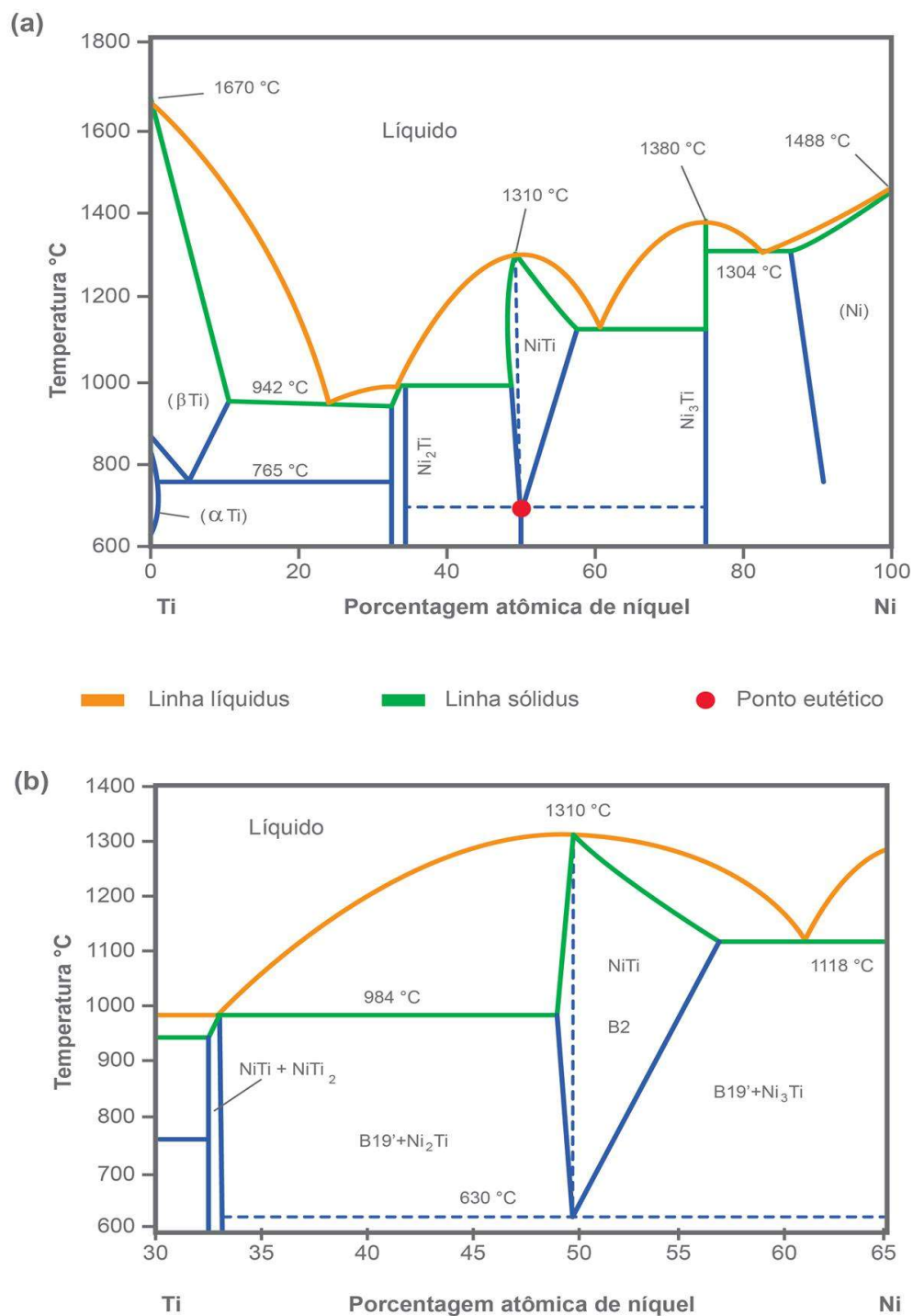


Figura 29 - Diagrama de fase da liga Ni-Ti. (a) Diagrama completo. (b) Ampliação da área de interesse. Adaptada de (Otsuka e Ren, 2005).

As LMF de Ni-Ti em temperatura ambiente são compostos intermetálicos estequiométricos (CIE) singulares, visto que possuem propriedades de memória de forma e também apresentam excelentes

propriedades mecânicas, tais como resistência e ductilidade (Fernandes, 2013). O binário Ni-Ti não é composto por uma composição fixa. As ligas de Ni-Ti que possuem percentuais atômicos de Ni acima 50.5% são consideradas ricas em Ni (Nishida *et al.* 1986). Percebe-se na Fig.29 que acima de 630 °C o Ni é solúvel em Ti. Desta forma, LMF Ni-Ti rica em Ni podem ser produzidas. Entretanto, uma LMF rica em Ti é muito difícil de obter devido a baixa solubilidade do excesso de Ti no Ni. Assim, no sistema Ni-Ti existem muitos outros CIE, que podem ser encontrados adjacente ou próximo à composição Ni-Ti equiatômica, sendo importantes no que diz respeito às propriedades do material (Szurman *et al.*, 2012). A Tabela 2 apresenta os principais pontos no diagrama de equilíbrio do sistema Ni-Ti, apresentado na Figura 29.

Tabela 2 - Principais pontos o diagrama de equilíbrio do sistema Ni-Ti. Adaptada de (Szurman *et al.*, 2012).

Reação	Composição (% at. Ti)			Temperatura (°C)	Tipo de Reação
	Mínimo	Ponto Triplo	Máximo		
$L \leftrightarrow (\beta Ti) + Ti_2Ni$	67,0	76,0	90,0	942	Eutética
$L + NiTi \leftrightarrow Ti_2Ni$	50,5	66,7	68,0	984	Peritética
$L \leftrightarrow NiTi + Ni_3Ti$	25,0	39,0	43,0	1118	Eutética
$L \leftrightarrow (Ni) + Ni_3Ti$	13,7	16,5	25,0	1304	Eutética
$(\beta Ti) \leftrightarrow (\alpha Ti) + Ti_2Ni$	67,0	95,5	99,8	765	Eutética
$NiTi \leftrightarrow Ti_2Ni + Ni_3Ti$	25,0	50,5	66,7	630	Eutética
$L \leftrightarrow NiTi$		50		1310	Congruente
$L \leftrightarrow Ni_3Ti$		25		1380	Congruente
$L \leftrightarrow Ni$		0		1455	Fusão
$L \leftrightarrow (\beta Ti)$		100		1670	Fusão
$L \leftrightarrow (\alpha Ti)$		100		882	Alotrópica

Os CIE ricos em Ti são encontrados na forma de TiC e Ti₂Ni sendo tidos como inclusões e geralmente não trazem grandes problemas que afetem o desempenho do material; mas a limitação de inclusões é sempre vista como uma melhor prática na engenharia. Os CEI Ti₂Ni, no entanto, são indesejáveis ao processo de solidificação, pois além de acarretar fissuras durante o resfriamento, torna as propriedades mecânicas da LMF pobres (Szurman *et al.*, 2012).

Contrariamente, os precipitados ricos em Ni: Ni₄Ti₃, Ni₃Ti₂ e Ni₃Ti podem ser manipulados para ajustar as propriedades funcionais da liga e são decisivos para alcançar as propriedades mecânicas desejadas para uma série de aplicações específicas. A fase Ni₄Ti₃ afeta tanto a temperatura de transformação como o comportamento de memória de forma (Otsuka e

Wayman, 1998). Em seu estudo, Nishida *et al.* (1986) detalharam que as fases Ni_4Ti_3 e Ni_3Ti_2 são metaestáveis quando uma LMF rica em Ni é envelhecida, fazendo com que o processo de precipitação ocorra na seguinte ordem: $\text{Ti}_3\text{Ni}_4 \rightarrow \text{Ti}_2\text{Ni}_3 \rightarrow \text{TiNi}_3$ (com o tempo de envelhecimento suficiente até chegar a uma fase estável de TiNi_3).

Em certas condições, uma fase intermediária pode ser formada a partir do resfriamento antes da transformação martensítica. Esta fase é chamada de "pré-martensítica" ou fase R de estrutura romboédrica (Fig. 5), que apresenta baixos níveis de histerese e entalpia, como também um pequeno efeito memória. Quando essa transformação ocorre durante o resfriamento da LMF são observadas as seguintes transformações sucessivas: $\text{B2} \rightarrow \text{R} \rightarrow \text{B19}'$. Por outro lado, se a transformação martensítica ocorre primeiro, não se observa a fase R. É muito raro, observar durante o aquecimento a transformação inversa $\text{B19}' \rightarrow \text{R} \rightarrow \text{B2}$. Segundo Szurman *et al.* (2012) os fatores que favorecem o surgimento da fase R são a substituição de alguns por cento de Ni por Fe ou Al, a de precipitação de Ti_3Ni_4 por envelhecimento de uma LMF Ni-Ti rica em Ni e deformações provocadas por conformação. A fase R proporciona com a transformação $\text{A} \rightarrow \text{R}$ uma recuperação de pequena deformação (cerca de 1%); por fim, sua utilização é bem vista em aplicações que requerem baixa histerese (Szurman *et al.*, 2012).

A temperatura de transformação martensítica inicial (M_s) máxima que pode ser obtida com liga binária de Ni-Ti é de aproximadamente 70 °C. As Figuras 30 e 31 apresenta uma curva que correlaciona o teor de Ni com M_s e A_s respectivamente. É perceptível que um aumento nos teores de Ni superiores a 49.8% atômico na liga, proporciona uma diminuição na temperatura M_s , e conseqüentemente nas demais temperaturas. A diminuição dos teores de Ni inferiores a 49.8% atômico na matriz da liga, não provoca diretamente quaisquer alterações na temperatura M_s , a qual permanece com seu valor máximo. A razão para uma região constante de M_s na região quando o teor de Ni é inferior a 49.8% atômico pode ser atribuído ao conteúdo de Ni constante na fase de Ni-Ti, devido a surgimento de precipitados Ti_2Ni (Lexcelent, 2013).

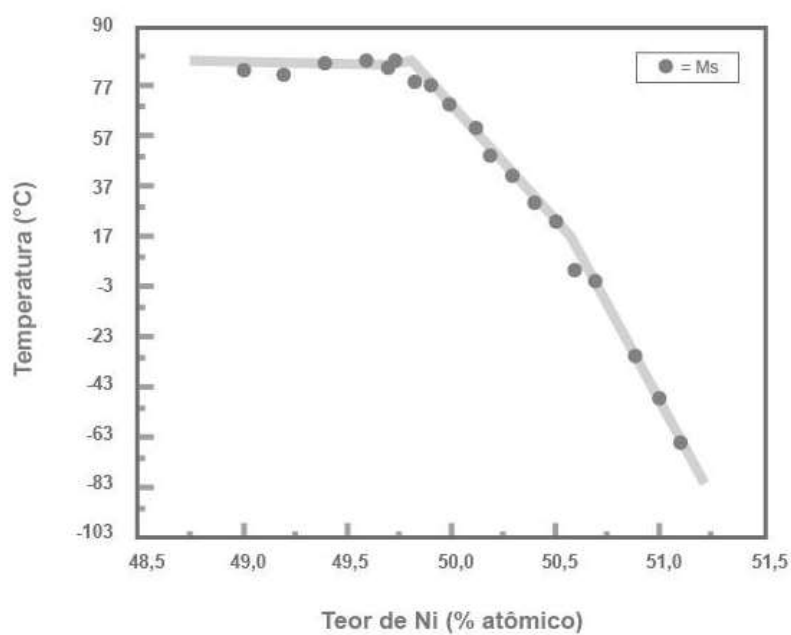


Figura 30 - Dependência da temperatura M_s com o teor de Ni na liga Ni-Ti. Adaptada de (Lexcelent, 2013).

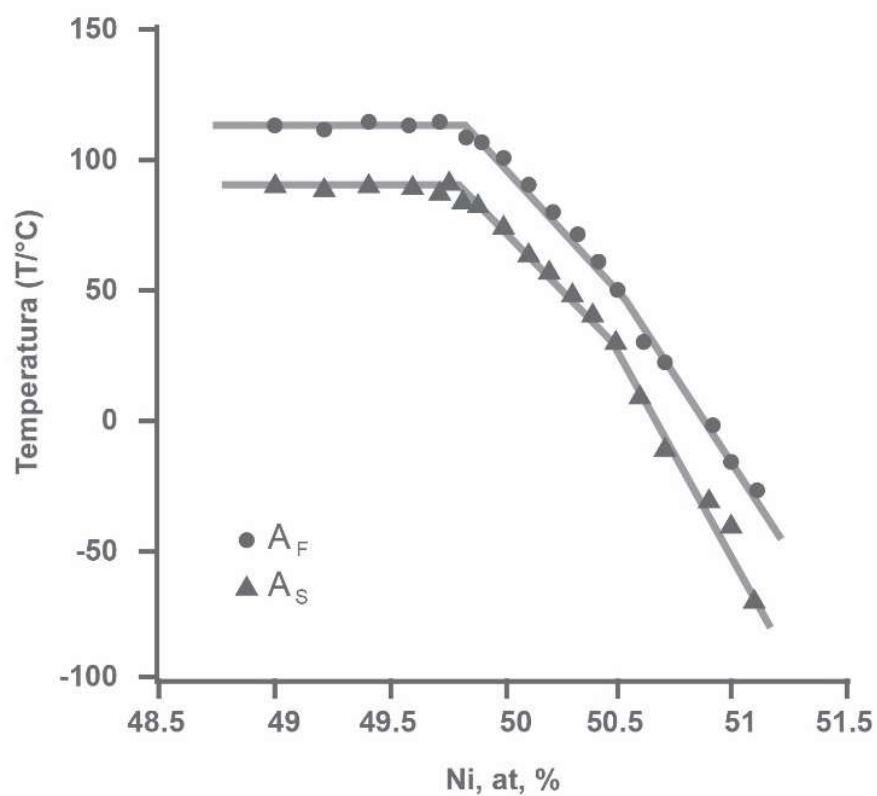


Figura 31 - Dependências das temperaturas A_s e A_f com o teor de Ni na liga Ni-Ti. Adaptada de (Lecce e Concilio, 2014).

2.2.3 Influência dos Elementos de Liga nas LMF Ni-Ti

A influência da adição de vários elementos (3°, 4° e até 5°) nas LMF tem sido descrito por muitos pesquisadores (Lexcellent, 2013). Adicionar um terceiro elemento tem dado a possibilidades de alterar as características do binário de Ni-Ti para atender necessidades mais específicas de aplicações. Essas mudanças sugerem uma substituição relativa do Ni e/ou Ti que influenciam e alteram as temperaturas de transformação, histerese térmica, recuperação de forma, flexibilidade e características de memória de forma e até na sequência $B2 \rightarrow R \rightarrow B19$.

Desta forma, muitos elementos têm sido avaliados para aumentar as temperaturas de transformação das LMF Ni-Ti, mas infelizmente, a maioria dos elementos investigados proporcionam uma diminuição nas temperaturas de transformação (Jani *et al.*, 2014). Os únicos elementos que aumentam essas temperaturas são o ouro, háfnio, zircônio, platina e paládio, mas apenas com a utilização de concentrações elevadas deles (exceto no caso do ouro). Desta forma os custos destes elementos impossibilita a ampla utilização dessas LMF em aplicações de baixa tecnologia (Bar-Cohen, 2014). A Figura 32.a apresenta o gráfico do comportamento da temperatura M_s em função da adição de um terceiro elemento nas LMF Ni-Ti que foram estudados por alguns pesquisadores (Lexcellent, 2013). A Figura 32.b mostra uma ampliação da região de destaque na Figura 32.a, evidenciando que a maioria dos elementos adicionados ao binário Ni-Ti provoca uma diminuição em M_s se uma pequena substituição (da ordem de 10% atômico) é utilizada (Lexcellent, 2013).

A influência da composição e do processamento nas propriedades funcionais das LMF Ni-Ti é bem compreendida e descrita na literatura. Algumas ligas ternárias foram desenvolvidas para aplicações específicas. Entretanto, apenas dois metais se apresentam aplicáveis atualmente que são as LMF: Ni-Ti-Cu e Ni-Ti-Nb. O efeito principal do Cu é de reduzir a histerese térmica (essa característica pode ser importante no desenvolvimento de atuadores elétricos), sem ter também um grande efeito sobre os valores das temperaturas de transformação. Ainda, o Cu inibe a formação da fase romboédrica (fase R). Infelizmente sua utilização para aplicações medicas não é possível devido a problemas de biocompatibilidade (Lagoudas, 2008).

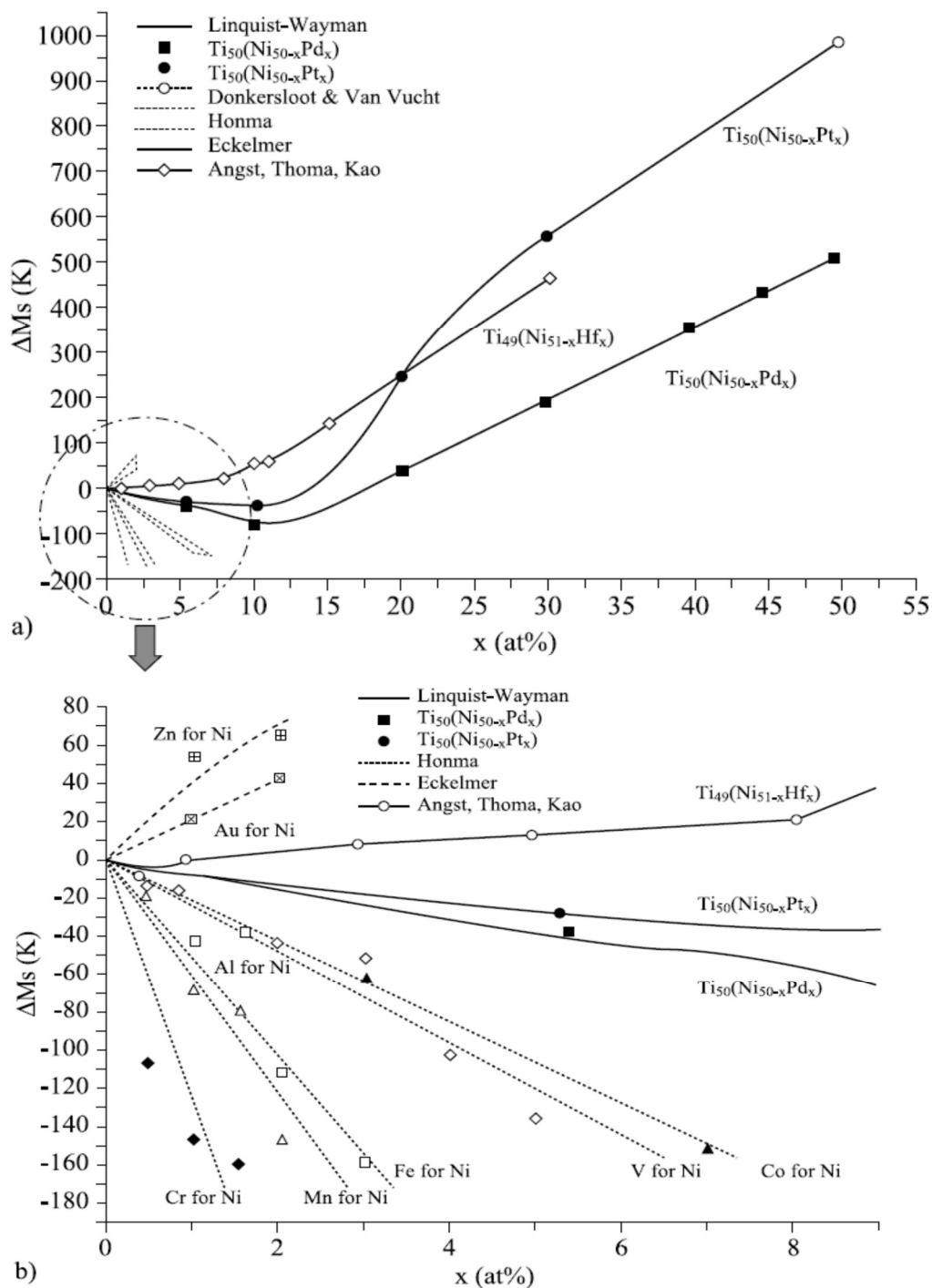


Figura 32 - Efeito da adição do terceiro elemento na temperatura de transformao M_s em LMF de Ni-Ti. (a) Elementos que aumentam as temperaturas de transformao. (b) Ampliao da regio em destaque e elementos que diminuem as temperaturas (Lexcelent, 2013).

Ao contrrio dos dispositivos de atuao, que necessitam de uma pequena histerese trmica, em algumas aplicaoes se faz necessrio ter essa histerese aumentada (Zhao *et al.*, 2006). Um dos elementos de liga que facilita o aumento da histerese trmica  o nibio (Nb), cuja adio em LMF de Ni-Ti

foi estudada pela primeira vez em 1986 (Duerig *et al.*, 1990). A adição desse elemento no projeto de atuadores termomecânicos, por exemplo, proporciona que o material possa ser deformado a baixas temperaturas (fase martensítica), inclusive criogênicas, possibilitando ainda que a LMF chegue à temperatura ambiente sem que a deformação seja recuperada (temperatura A_F seja atingida), dentre outros fenômenos desejados durante a sua aplicação. A Tabela 3 apresenta temperaturas de transformação para diferentes composições de LMF Ni-Ti.

Tabela 3 - Representação de LMF com diferentes composições. Adaptada de (Frenzel *et al.*, 2015).

LMF base Ni-Ti (% Atômico)	M_F (°C)	M_S (°C)	A_S (°C)	A_F (°C)
Ti ₅₀ Ni ₅₀	15	55	80	89
Ti _{49.5} Ni _{50.5}	-78	-19	9	53
Ti ₄₉ Ni ₅₁	-153	-114	-89	-40
Ti ₄₉ Ni ₄₁ Cu ₁₀	8	30	35	50
Ti ₅₀ Ni ₄₀ Cu ₁₀	21	41	53	67
Ti ₄₄ Ni ₄₇ Nb ₉	-175	-90	-85	-35
Ti _{42.2} Ni _{49.8} Hf ₈	50	69	111	142
Ti _{40.2} Ni _{49.8} Hf ₁₀	103	128	182	198
Ti _{35.2} Ni _{49.8} Hf ₁₅	95	136	140	210
Ti _{30.2} Ni _{49.8} Hf ₂₀	127	174	200	276
Ti ₄₈ Ni ₄₇ Zr ₅	20	65	75	138
Ti ₄₃ Ni ₄₇ Zr ₁₀	45	100	113	165
Ti ₃₈ Ni ₄₇ Zr ₁₅	100	175	175	230
Ti ₃₃ Ni ₄₇ Zr ₂₀	205	275	265	330
Ti ₅₀ Pd ₅₀	550	563	580	591
Ti ₅₀ Ni ₂₀ Pd ₃₀	208	241	230	241
Ti ₅₀ Ni ₁₀ Pd ₄₀	387	403	419	427
Ti ₅₀ Ni ₅ Pd ₄₅	467	486	503	509
Ti ₅₀ Ni ₄₅ Pt ₅	10	29	36	49
Ti ₅₀ Ni ₄₀ Pt ₁₀	-8	18	-27	36
Ti ₅₀ Ni ₃₀ Pt ₂₀	241	300	263	300
Ti ₅₀ Ni ₂₀ Pt ₃₅	537	619	626	702

A Figura 33 apresenta a faixa de temperatura operacional das LMF das famílias Cu-Al e Ni-Ti, influenciado pela adição de um terceiro ou quarto elemento de liga na LMF.

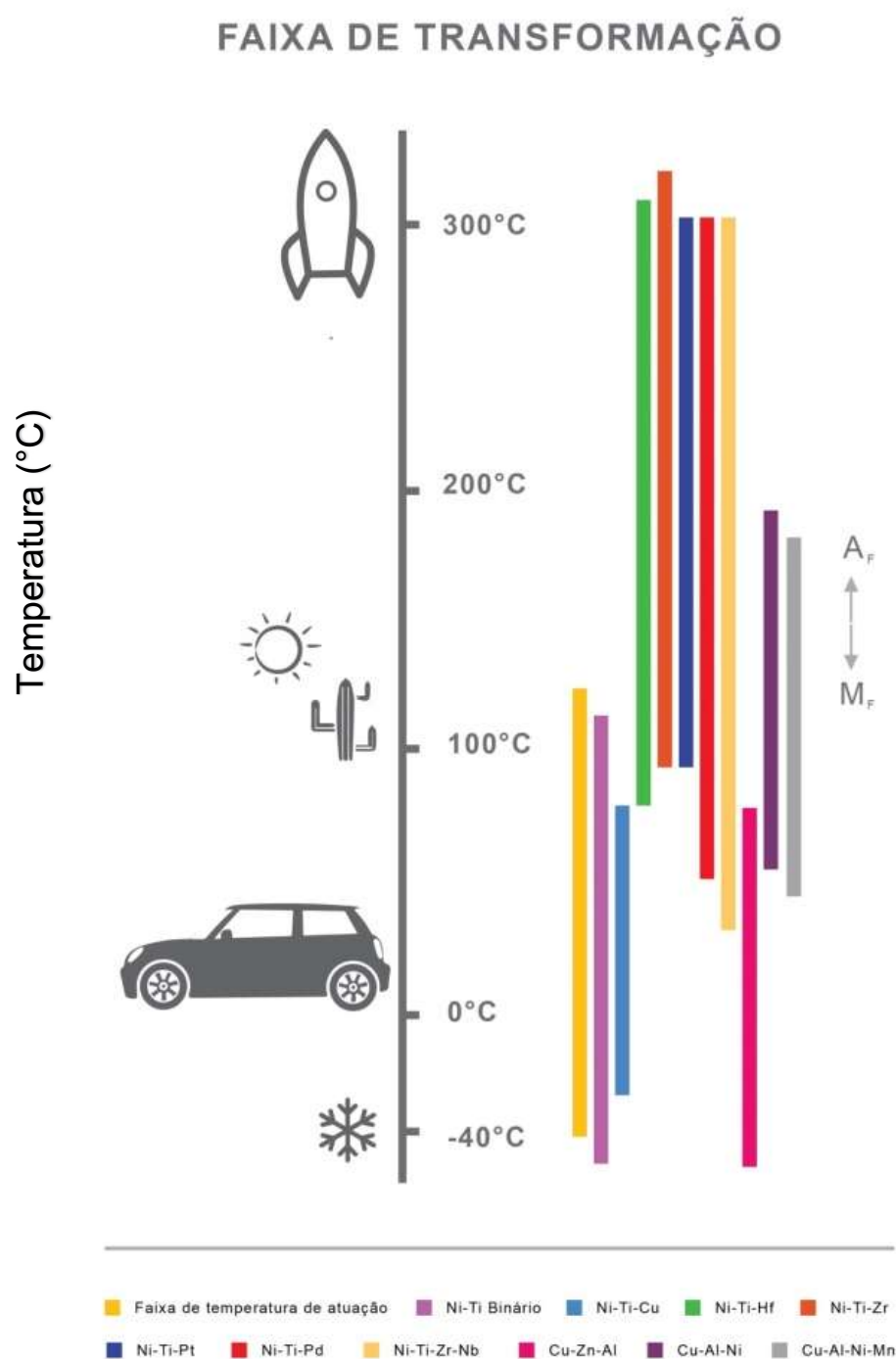


Figura 33 - Faixa de temperatura operacional nas LMF das famílias Ni-Ti e Cu-Al. Adaptada de (Jani *et al.*, 2014).

A energia da transformação de fase, relacionada ao trabalho mecânico realizado por uma LMF, sofre uma menor influência em função da adição de um terceiro elemento a liga Ni-Ti (Figura 34.a), diferentemente do que ocorre com as temperaturas de transformação (Nespoli *et al.*, 2010). O efeito geral da adição de um terceiro elemento na absorção de energia em função das tensões

de transformação é apresentado na Figura 34.b e revela uma maior influência em função do terceiro elemento. Essas propriedades citadas são de extrema importância no auxílio de projeto para desenvolvimento de novos produtos e aplicações com LMF de Ni-Ti (Jani *et al.*, 2014).

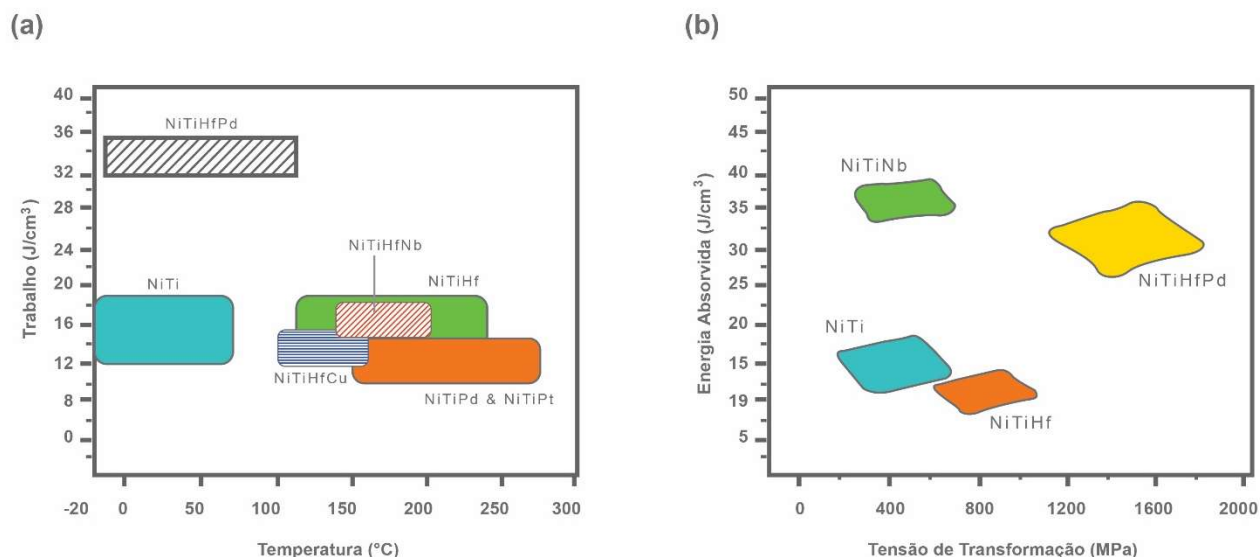


Figura 34 - Influência dos elementos de liga na LMF Ni-Ti. (a) Trabalho realizado versus temperatura. (b) Energia absorvida versus tensão transformação. Adaptada de (Jani *et al.*, 2014).

A presença de contaminantes como oxigênio (O) e carbono (C) pode também alterar as temperaturas de transformação e degradar as propriedades mecânicas das LMF, pela formação de precipitados indesejáveis. Com efeito, é desejável minimizar a presença destes elementos para níveis aceitáveis (Jurczyk, 2012; Lexcelent, 2013; Rao *et al.*, 2015). As impurezas são oriundas principalmente das matérias-primas, atmosfera e material do cadinho. O teor de oxigênio na liga provoca uma diminuição da temperatura Ms e ainda reduz o tamanho dos grãos através da formação de precipitados. O nitrogênio (N) e o C proporcionam uma reação semelhante, sendo que este último aumenta a fragilidade da liga tornando-a quebradiça (ver Tabela 4).

Tabela 4 - Efeitos de várias impurezas de fusão sobre as propriedades LMF Ni-Ti. Adaptada de (Jurczyk, 2012).

Elemento	O	N	H	C	Cu	Cr	Co	Fe	V	Nb
Temperatura	↓	↓	↓	↓	→	↓↓	↓↓	↓↓	↓	→
Força	↑	↑	↑	↑	→	↑	↑	↑	↑	↑
Ductilidade	↓	↓	↓	↓	→	↓	↓	↑	↓	→

2.2.4 Componentes Miniaturizados de LMF de Ni-Ti

As recentes pesquisas para o desenvolvimento de aplicações com LMF têm mostrado que os componentes miniaturizados de LMF principalmente de Ni-Ti, fornecem uma excelente oportunidade tecnológica para substituir os atuadores convencionais (motores elétricos, pneumáticos e hidráulicos), devido às suas características únicas e a capacidade de reagir diretamente aos estímulos do ambiente (Kohl, 2004; LExcellent, 2013).

A função de um atuador em geral é realizar intervenções no sistema em que está inserido de maneira que a variável de controle responda adequadamente aos estímulos externos ou aos sinais de controle (Janocha, 2007). Deste modo, a importância dos atuadores convencionais na execução de determinada tarefa é incontestável. Na maioria das vezes é necessária uma adequação as condições do projeto de trabalho para o uso dos atuadores LMF. Mesmo assim, a utilização desses dispositivos convencionais em aplicações de alta tecnologia tais como: engenharia biomédica, de alta precisão (sistemas de posicionamento), robótica, indústria automotiva e até reabilitação humano é crescente e tem se tornado indispensável nos dias de hoje para obtermos avanços tecnológicos (Jani *et al.*, 2014). Contudo, muitos desses atuadores em suas aplicações, trazem alguns problemas e limitações que impedem a sua utilização de forma otimizada, muitas vezes devido aos custos de manutenção, confiabilidade e elevado peso.

Desta forma, promover o desenvolvimento de atuadores avançados, impulsionando tecnologias a custos menores, com uma redução significativa na complexidade e tamanho é um desafio. Isso porque o aumento do uso de sensores, atuadores e microcontroladores resulta no acréscimo indesejável do peso e volume dos componentes associado às máquinas, assim como os custos. Sendo assim, o desenvolvimento de aplicações inteligentes a partir de LMF com alta densidade funcional precisam ainda superar técnicas e restrições comerciais, tais como espaço disponível, ambiente operacional, tempo de resposta e custo para atender as demandas desse crescente mercado.

Os componentes miniaturizados de LMF podem atuar como um sensor e/ou atuador e prometem revolucionar o mercado, por conseguir reunir concomitantemente característica estrutural e de atuação proporcionando um

dispositivo leve, com uma configuração simples, reduzindo espaço, além de proporcionar um dispositivo eficiente em termos de energia (Bellouard, 2008; Ramesh *et al.*, 2013). Outra vantagem dos atuadores LMF tidos como inteligentes ou ativos é a possibilidade na diminuição de ruídos (durante trabalho), e ainda, proporcionar uma vida em fadiga satisfatória comparado com os atuadores convencionais, os quais demandam frequentes manutenções para um bom funcionamento.

As características das LMF de Ni-Ti reveladas na Fig. 34 são atraentes para uma variedade de aplicações industriais, de estruturas inteligentes e sistemas ativos (Angioni *et al.* 2011; Smith *et al.* 2011). No seu trabalho recente de revisão Jani *et al.* (2014) afirmaram que as LMF Ni-Ti exibem uma maior densidade de trabalho (12-34 J/cm³), que é um fator médio 25 vezes maior do que a densidade de trabalho dos motores elétricos. Essa densidade proporcionaria ao atuador LMF de Ni-Ti uma capacidade de levantar mais do que 100 vezes o seu próprio peso.

A indústria automotiva tem conseguido a miniaturização de microcontroladores integrados com *software* avançados permitindo progressos consideráveis na área de sensores automotivos e de controles eletrônicos. No entanto, o progresso técnico para atuadores automotivo obteve poucos avanços, tendo em vista que a elevação no número de componentes utilizados, implica num aumento no consumo de combustível é indesejável no setor. Deste modo, as pesquisas sobre aplicações de tecnologias inteligentes devem concentrar-se em assegurar que estes sistemas ativos sejam compatíveis com o ambiente automotivo e as tecnologias existentes. Atualmente, existem cerca de 200 funções de atuação em veículos com motores eletromagnéticos convencionais, mas que ainda potencialmente não são ideais em relação ao peso, volume e confiabilidade; e é nesse cenário que os componentes miniaturizados LMF terão um papel importante (Lecce e Concilio, 2014).

A utilização de componentes miniaturizados na área aeronáutica, por exemplo, na fuselagem de uma aeronave consistiria na combinação de cristais piezoelétricos como sensores de vibração e fios de Ni-Ti como atuadores para neutralizar a vibração estrutural durante o voo (Jani *et al.*, 2014).

Os componentes miniaturizados LMF Ni-Ti têm um enorme potencial para substituir com sucesso uma série de sistemas existentes (como por

exemplo, solenoides elétricos) por novas abordagens. Uma consequência da integração das LMF a estes novos produtos poderia ser a operação econômica (pois o próprio material pode exercer a função de atuador), eficiente e inteligente. Ainda, a redução da quantidade de componentes necessários diminuiria a probabilidade de falhas nos sistemas e levaria a uma significativa redução de peso (Lagoudas, 2008).

As principais vantagens dos componentes miniaturizados LMF de Ni-Ti são: altas forças de atuação e grandes deslocamentos de recuperação, produção de um alto trabalho por unidade de volume, atuadores compactos e eficientes, sensoriais intrínsecos (no caso de acionamento térmico), alta absorção de energia e grande capacidade de amortecimento, não magnéticos, resistentes à corrosão e biocompatíveis, com operação silenciosa, de baixa energia para acionamento, possibilidade de formas e mecanismos variáveis, sistema com reduzido grau de complexidade e baixa probabilidade de falha (Lecce e Concilio, 2014).

Frequentemente os trabalhos encontrados na literatura que diz respeito à utilização de componentes miniaturizados LMF de Ni-Ti a partir de fios concentrando seus estudos na geração de forças e deslocamentos (Oliveira *et al.*, 2012). Recentemente Bundhoo *et al.* (2009) e Silva (2011), estudaram o desenvolvimento de prótese dos membros superiores utilizando atuadores LMF em forma de fios para acionar (reproduzir) os movimentos da mão humana (Figura 35). Os resultados são interessantes, visto que a redução de peso e a eliminação do ruído são muito importantes no processo de adaptação da prótese ao paciente (Silva *et al.*, 2013). Normalmente os protótipos de mãos artificiais são passivos e os fabricados para serem ativos usam motores elétricos ou mecanismos pneumáticos, que os tornam pesados e barulhentos que incomoda a adaptação da prótese ao cotidiano do paciente (Bundhoo *et al.*, 2009).

Na indústria automobilística, a utilização de fios de LMF para acionamento de retrovisores automotivos (Figura 36) já é uma realidade (Williams *et al.*, 2010). Recentemente Oliveira (2008) apresentaram um novo conceito de fio de freio (do inglês, “*lockwire*”), muito comum nas indústrias de aviação e automobilística como uma precaução extra para prevenir possíveis afrouxamentos (devido a vibrações, campo térmicos ou outras forças externas)

de uniões parafusadas onde não é possível utilizarem porcas travantes. Neste trabalho foi demonstrado que a utilização de fios LMF pode conferir novas propriedades ao dispositivo de *lockwire* convencional, o tornando atuador que promove um melhoramento no aperto. Estas novas propriedades são correspondentes a autocontração, geração de força e torque, fazendo com que a nova versão fosse denominada de *smart lockwire*. A Figura 37 apresenta uma representação dos testes realizados com o *smart lockwire* e sua resposta. Esse dispositivo tem vantagens funcionais sobre os *lockwires* convencionais, passando-os da condição de passivo para ativo em função da temperatura.

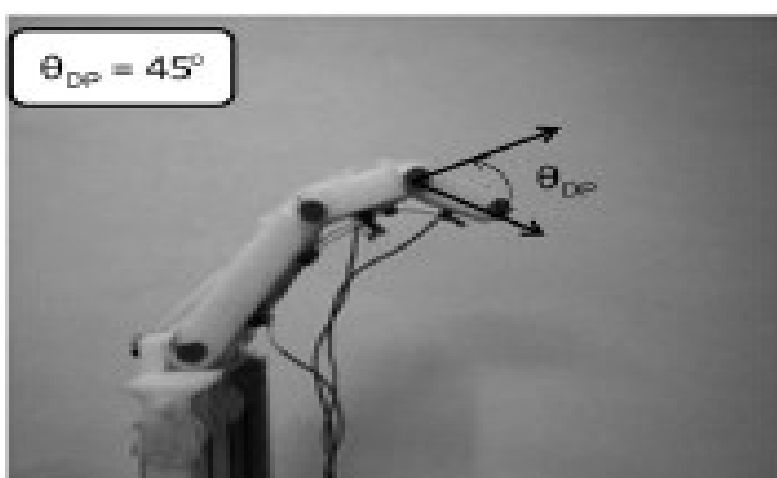


Figura 35 - Protótipo de dedo robótico acionado por fios LMF Ni-Ti (Silva et al., 2013).

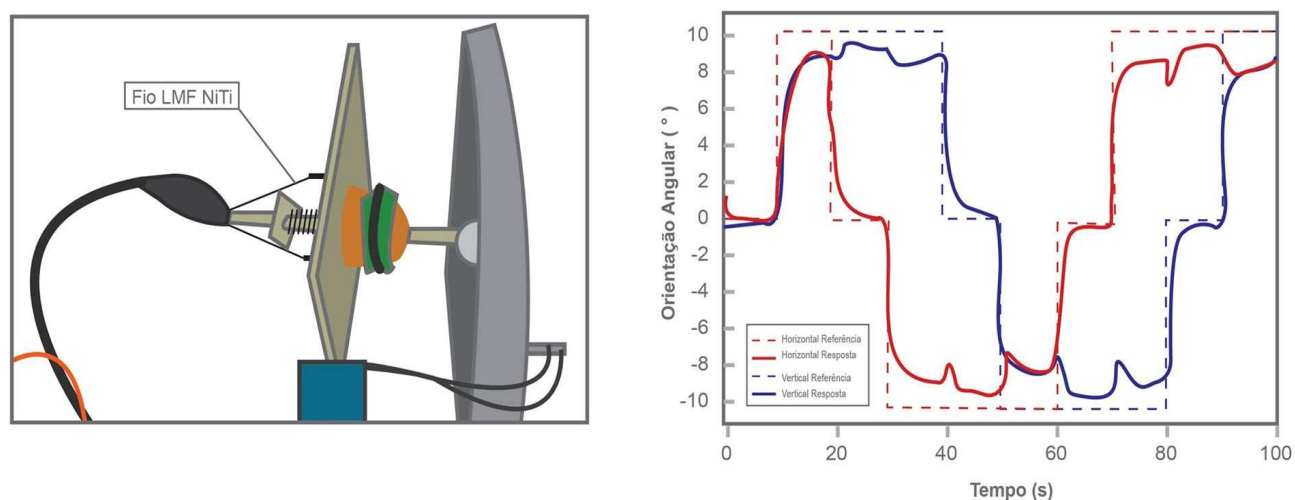


Figura 36 - Esquema de um retrovisor automotivo acionado por fios LMF Ni-Ti. Adaptada de (Williams et al., 2010).

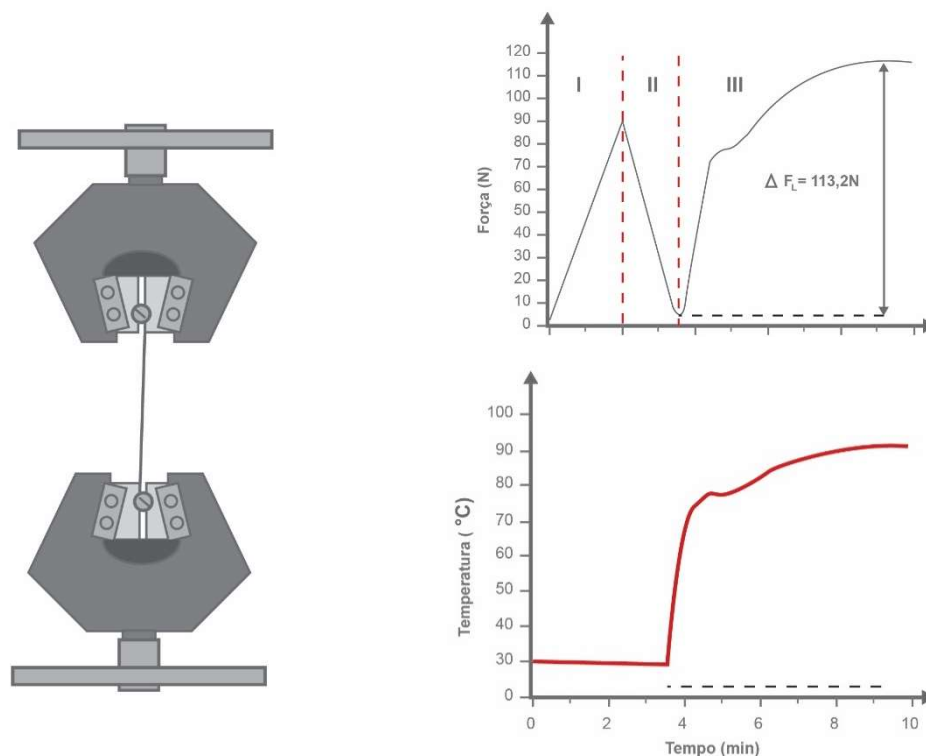


Figura 37 - Diagrama ilustrativo do funcionamento de um smart lockwire constituído por fios de LMF Ni-Ti. Adaptada de (Oliveira *et al.*, 2012).

Em se tratando de componentes miniaturizados de LMF com geometrias complexas a maior parte dos atuadores difundidos na literatura se restringe aos dispositivos médicos. Por ser um material biocompatível, a difusão e desenvolvimento de atuadores LMF de Ni-Ti na área medica avançou consideravelmente por meio da crescente demanda por miniaturização de dispositivos para cirurgias minimamente invasivas (Lecce e Concilio, 2014). Inúmeros atuadores antes convencionais foram desenvolvidos usando as LMF de Ni-Ti. É o caso dos stents de nitinol e os fios ortodônticos (Stoeckel *et al.*, 2002; Vinoy *et al.*, 2014).

O cenário de atuadores LMF em áreas exceto a médica, volta-se também para o desenvolvimento de componentes fixadores miniaturizados de LMF para utilização em diversos setores tecnológicos, ente eles, o de petróleo e gás, que vem recebendo a atenção nos últimos dez (10) anos mesmo que em menor número: dispositivos a partir de molas helicoidais e molas Belleville de LMF Ni-Ti (Speicher *et al.*, 2009), parafusos superelásticos (Rodrigues *et al.*, 2012), porcas de LMF (Zhang *et al.*, 2000) e arruelas cilíndricas de LMF (La Cava *et al.*, 2000; Sintef, 2000; Ghorashi e Inman, 2004; Hesse *et al.*, 2004;

Peairs *et al.*, 2004; Antonios *et al.*, 2006; Faria *et al.*, 2011) e ainda os fixadores cônicos de LMF para geração de força (Simões, 2012). A Figura 38.a apresenta o esquema experimental de ensaio com um atuador LMF Ni-Ti tipo arruela cônica para geração de força em juntas parafusadas conceito em uma pesquisa realizada por Simões (2012), bem como as curvas de geração de força obtidas (Figura 38.b).

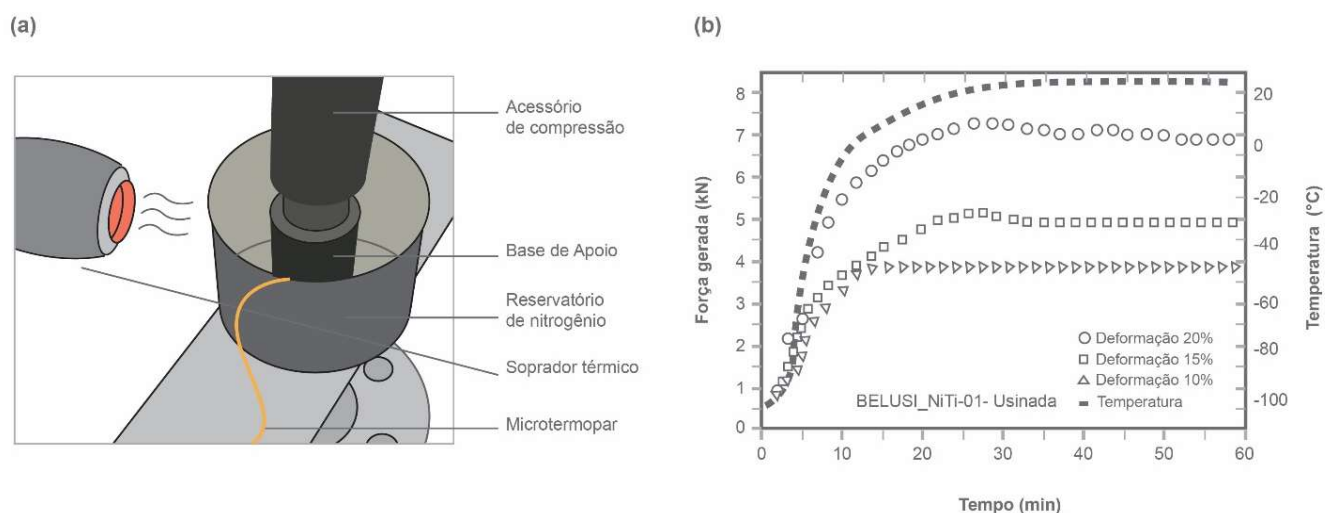


Figura 38 - Ensaios de geração de força de arruela cônica de LMF Ni-Ti. (a) Esquema experimental. (b) Força gerada para deformações de 10, 15 e 20%. Adaptada de (Simões, 2012).

Por fim, as estruturas metálicas celulares (também chamadas de estrutura arquitetônicas) que pode ter forma de espumas ou favos de mel, (do inglês, *metallic foams and honeycombs*) tem despertado o interesse da indústria aeronáutica, principalmente americana (Shaw *et al.*, 2012). Geralmente essas estruturas são fabricadas em alumínio, sendo muito utilizadas na indústria aeronáutica e naval, devido ao seu baixo peso, alta rigidez específica, e características de absorção de energia bem desenvolvidas. No entanto, estas estruturas quando fabricadas em alumínio, ao serem submetida a excessivos carregamentos podem sofrer deformações permanentes. Com efeito, a potencialidade dessas estruturas unindo as características das LMF mostra-se um potencial real de aplicação, que tem inclusive recebido incentivos a pesquisa por parte do governo americano (Shaw *et al.*, 2012).

O desígnio de combinar os benefícios de estruturas celulares leves com o comportamento adaptativo das LMF levaram pesquisadores da

Universidade de Michigan, em Ann Arbor nos EUA desenvolverem um processo de obtenção de estruturas celulares de LMF de Ni-Ti, de forma miniaturizadas para o estudo do comportamento dessas estruturas atuadoras objetivando sua utilização em aplicações futuras (Shaw *et al.*, 2007a). Por meio de brasagem de fitas finas de Ni-Ti, os pesquisadores (Shaw *et al.*, 2007a) iniciaram estudos dessas estruturas celulares LMF em Ni-Ti miniaturizadas demonstrando através dos testes realizados que seria possível a recuperação de até 50% das deformações impostas. A Figura 39 apresenta uma estrutura celular em forma de colmeia hexagonal que tem recebido atenção de pesquisadores e investimentos do governo americano nos últimos cinco anos (Shaw *et al.*, 2012).

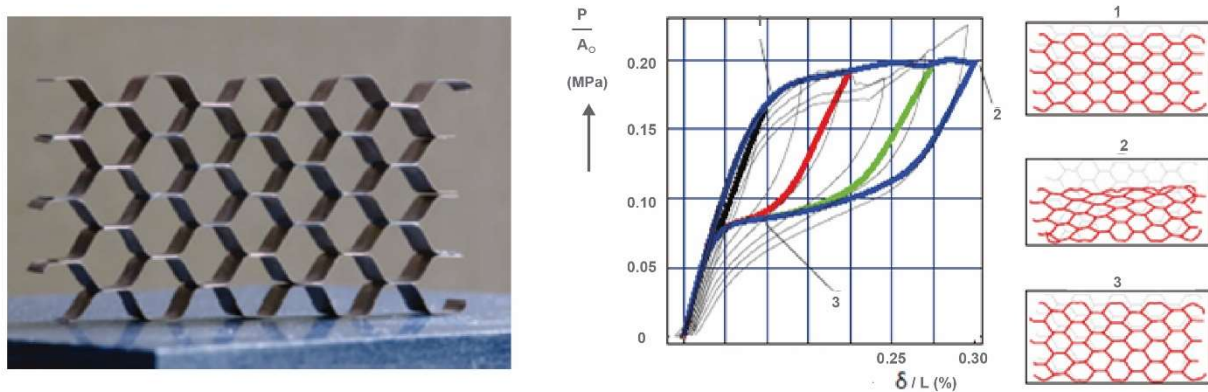


Figura 39 - Estruturas celulares de LMF Ni-Ti fabricadas por brasagem. Adaptada de (Shaw *et al.*, 2007b).

As aplicações das LMF são ilimitadas, sendo possível vislumbrar que ao vencer muitas barreiras tecnológicas do processamento de produtos, principalmente Ni-Ti um grande passo de incremento tecnológico terá sido dado. Portanto, o desenvolvimento de novos métodos de fabricação de componentes fixadores miniaturizados a partir de LMF é extremamente necessário e ao mesmo tempo um desafio tecnológico, devido as particularidades que o processamento dessas ligas têm e da influência sobre suas propriedades.

2.2.5 Fabricação de Componentes Miniaturizados de LMF Ni-Ti

Desde sua primeira utilização comercial em meados do século passado que as LMF Ni-Ti despertaram interesse de projetistas e pesquisadores na busca do desenvolvimento de novas aplicações. No entanto, na maioria das vezes os interesses das pesquisas estiveram concentrados no desenvolvimento de LMF como material apenas, e não como componente mecânico, por exemplo, atuador LMF (inteligente ou ativo). Assim, os esforços nas últimas três décadas se concentraram principalmente na caracterização, processamento, otimização das propriedades dessas LMF sob os diversos meios e ainda na descoberta de novas ligas (Lagoudas, 2008; Jani *et al.*, 2014; Lecce e Concilio, 2014).

Contudo, as pesquisas relacionadas com fabricação de elementos a partir de LMF não receberam a mesma atenção. Os relatos que se tem da literatura sobre a fabricação de componentes miniaturizados com LMF se resumem a componentes miniaturizados que foram obtidos comercialmente não sendo descrito sua forma de manufatura. Mesmo depois de mais de meio século de pesquisas, uns dos principais inconvenientes na obtenção dessas LMF e conseqüentemente na produção novos produtos é a dificuldade de se ter processos cada vez mais eficientes e menos dispendiosos. Entregar produtos com qualidade e com consistência em suas propriedades não é uma tarefa fácil quando se trata de LMF Ni-Ti que são materiais extremamente sensíveis a mínimas variações em sua composição química e/ou processamento (Zhang *et al.*, 2005).

Tanto a produção em escala industrial como em escala de laboratório destas ligas pode ser realizada utilizando diversos processos, como fusão em forno de indução ao ar ambiente (*Air Induction Melting - AIM*), fusão por indução sob vácuo (*Vacuum Induction Melting - VIM*) (Zhang *et al.*, 2005; Rigo *et al.*, 2005), fusão a arco com eletrodo consumível e não consumível sob vácuo (*Vacuum consumable and non-consumable Arc Melting - VAM*) (Wu, 2001), fusão por feixe de elétrons (*Electron Beam Melting - EBM*) (Otubo *et al.*, 2004). Comercialmente o processo VIM é o mais utilizado (Otubo *et al.*, 2004). O processo PSPP foi validado por De Araújo *et al.* (2009) para a produção de LMF em escala laboratorial, e têm se mostrado muito promissor para produção

de componentes miniaturizados. Desta forma, são esperados avanços num futuro próximo, de forma a contribuir no que diz respeito ao processamento dessas ligas conjuntamente com a fabricação de minicomponentes mecânicos de LMF. Os principais processos para fabricação de componentes fixadores miniaturizados de LMF que se têm relatos na literatura são: metalurgia do pó (do inglês, “*Powder-Metallurgical*”), usinagem por eletroerosão (do inglês, “*Electro Discharge Machining*”), usinagem a laser e usinagem por jateamento de água (do inglês, “*Water Jet Machining*”) (Lecce e Concilio, 2014).

As LMF de Ni-Ti têm um potencial elevado para uma variedade de aplicações, graças às suas propriedades mecânicas originais: efeito de memória de forma e superelasticidade. No entanto, elas são de usinagem difícil quando comparados a outros materiais avançados de engenharia, devido à sua alta ductilidade, presença de diferentes orientações cristalinas e um elevado grau de endurecimento (Weinert e Petzoldt, 2004).

Os trabalhos de usinagem convencional com LMF encontrados na literatura sempre relatam a dificuldade de obter LMF via esse processo, mesmo utilizando parâmetros otimizados. Wu *et al.* (1999) realizaram um dos primeiros estudos da usinabilidade convencional de LMF Ni-Ti e relataram que a carga de corte ideal diminui o desgaste da ferramenta, sendo mais importante do que a velocidade de corte. Lin *et al.* (2000), realizaram um estudo comparativo entre a usinagem do aço inox e uma LMF Ni-Ti com propriedades semelhantes (módulo elástico e dureza) e observaram limites técnicos, dentre eles uma menor taxa de remoção na LMF, além de uma alta força necessária para o corte. Avaliando os parâmetros de corte em uma LMF de Ni-Ti, Weinert e Petzoldt (2004) relataram a importância da utilização do fluido de resfriamento na usinagem das LMF, bem como o emprego de parâmetros maiores que os descritos na literatura (como velocidades de corte e avanço) a fim de obter uma melhor qualidade superficial. Desta forma, devido a problemas relacionados à dificuldade de corte das LMF e a necessidade de fabricar produtos a partir dessas ligas, que muitos outros processos começaram a serem investigados.

Uma técnica utilizada por alguns pesquisadores para obtenção de componentes miniaturizados e sensores é o processo de jateamento de água (do inglês, “*water jet*”). Esse processo surgiu na década de 70 para ajudar o desenvolvimento industrial relativo à usinagem de matérias de difícil corte.

Nesse processo o corte é realizado via jato de água pressurizada a aproximadamente 60.000 psi que é liberada através de um orifício de diamante, safira ou rubi num tubo de focalização produzido por jato de água pura ou com abrasivo preciso. Geralmente o processo de jateamento de água (JAT) está acoplado a um comando de controle numérico computadorizado (CNC) (que processa o corte com as informações recebidas do sistema CAD/CAM) e controla a redução do diâmetro do jato permitindo obter geometrias e contornos complexos com o mínimo de desperdício do material. Além da alta precisão de corte outro benefício é a redução de danos mecânicos e térmicos na superfície das peças. O grande inconveniente é a baixa velocidade de corte e a alta rebarbação quando trabalha com pequenas dimensões. Por isso, recentemente estudos vêm sendo realizados para caracterizar esse processo para o uso em LMF (Kong *et al.*, 2011).

Speicher (2010) fabricaram componentes miniaturizados tipo molas Belleville via JAT para utilização em atenuação de eventos sísmicos, o trabalho não relata informações desse processo de fabricação para as LMF, nem sua caracterização. Kong *et al.* (2011) realizaram um estudo preliminar para obtenção de componentes por meio de JAT para uma liga de Ni-Ti, tendo como resultado uma redução da vida em fadiga da LMF usando esse processo. Mesmo assim, a utilização dessa tecnologia pode abrir novos caminhos para a utilização destas ligas em aplicações avançadas de engenharia (por exemplo, aeroespacial, médica e automotiva) por permitir a fabricação de geometrias das mais diversas. Por fim, eles relataram o baixo volume de estudos dos processos existentes e a necessidade de desenvolvimento de novos processos para a produção de componentes de LMF.

Frotscher *et al.* (2011) realizaram um estudo comparativo entre dois processos de fabricação JAT e micro usinagem, relatando que por mais que os métodos de eletroerosão e usinagem a laser serem mais difundidos na fabricação de componentes a partir dessas LMF. Esses processos provocam nos materiais danos térmicos oriundos do calor aplicado nos referidos processos degradando em muitos casos as propriedades de EMF ou SE. Os parâmetros de velocidade de avanço, largura do corte e qualidade da fabricação (utilizando microscopia de varredura e transmissão) foram avaliados. Ao final, concluíram que os processos JAT utilizados no estudo

proporcionaram uma influência térmica insignificante pós-processamento, mas que ainda serão necessários estudos adicionais para aperfeiçoar a velocidade de corte e assim reduzir custos operacionais.

Em outro recente trabalho Kong *et al.* (2013) dando prosseguimento as suas pesquisas investigaram a influência dos parâmetros de processo na integridade e precisão geométrica, levando em consideração a temperatura de operação e as transformações mecânicas induzidas no material da peça de trabalho. A pesquisa provou que usinagem via JAT quando conduzida de forma otimizada, pode gerar superfícies que cumprem os requisitos de qualidade exigidos pela indústria médica.

Recentemente, Guo *et al.* (2013) utilizaram um processo extremamente versátil para fazer estruturas em grandes e pequenas proporções de lote, a usinagem a laser. Os autores relatam que existe um número reduzido de pesquisas sobre este tipo de processo aplicado a LMF, e que o mesmo possibilita o corte de qualquer material metálico independente da sua dureza. A grande desvantagem dessa técnica é elevada temperatura que induz danos térmicos na superfície usinada e que proporciona a redução da vida em fadiga das LMF. Esses materiais são muito sensíveis ao pós-processamentos afetando diretamente nas temperaturas de transformação (Theisen e Schuermann, 2004). Ainda, o alto índice de rebarbação e baixa taxa de corte completam a lista de desvantagem desse método (Frotscher *et al.*, 2011).

A usinagem por eletroerosão (EDM) existe a mais de meio século sendo utilizada para fabricar moldes e matrizes na indústria. Esse processo é capaz de usinar materiais metálicos de difícil usinagem, independente da sua dureza. Desta forma, essa seria sua principal vantagem na fabricação de componentes de LMF de Ni-Ti que se apresentam extremamente difíceis de cortar devida sua elevada dureza (Huang *et al.*, 2005). A utilização da usinagem por EDM tem permitido obter peças com geometrias complexas, mas em pequena escala. No entanto, esse processo apresenta inconvenientes quanto a usinagem de LMF, um deles seria o surgimento de trincas superficiais, provocadas pelas descargas elétricas e a formação de precipitados de TiC, além da baixa taxa de remoção de material (Theisen e Schuermann, 2004).

Devido a isso, pesquisas vêm sendo realizadas para reduzir os inconvenientes do EDM para fabricação de componentes com LMF de Ni-Ti. Os estudos têm se concentrado sobre as formas de otimizar o desempenho para alcançar altas taxas de remoção de material, menor desgaste de ferramentas, além de proporcionar uma rugosidade superficial com índices de qualidade satisfatórios. Theisen e Schuermann (2004) realizaram uma pesquisa sobre usinagem Ni-Ti pelo método EDM, usando ferramentas de tungstênio-cobre e descobriram que através da variação da tensão e da corrente, a profundidade das rachaduras e rugosidade da superfície pode ser afetada. Chen *et al.* (2007) investigaram o efeito do processo de EDM em uma liga Ni-Al, utilizando dielétrico querosene, e concluíram que a taxa de remoção de material está inversamente relacionada com o ponto de fusão e com a condutividade térmica da liga. Ainda nesta pesquisa, foi utilizado uma ferramenta fabricada em cobre e água não ionizada como dielétrico, e avaliando o efeito dos parâmetros de entrada da EDM em parâmetros de saída para uma LMF de Ni-Ti. Recentemente, Daneshmand *et al.* (2013), estudaram a influência dos parâmetros de usinagem por EDM em uma LMF de Ni-Ti e verificaram que os parâmetros, descargas de corrente, tensão, tempo de pulso não impactam diretamente na taxa de remoção de material, e sim, diretamente na rugosidade da superfície.

A metalurgia do pó também tem surgido como outra opção e se apresenta como um processo promissor para produção de microcomponentes. Kim *et al.* (2012) fabricaram através de reações de interdifusão no estado sólido uma LMF de Ni-Ti por sinterização a altas temperaturas. O grande inconveniente do processo de metalurgia do pó para fabricação dessas ligas é a quantidade indesejável de compostos intermetálicos secundários tais como Ti_2Ni e $TiNi_3$, que proporcionam nas LMF perdas das propriedades mecânicas e do efeito memória de forma além dos altos níveis de porosidade.

Componentes como fios, tubos e folhas são comumente processadas por trabalho a frio como a ductilidade de Ni-Ti que pode chegar a 50% (Rao *et al.*, 2015). No entanto, os estudos mostraram que a usinagem de LMF é bastante difícil devido às suas propriedades únicas, especialmente uma resistência superior à deformação. O desgaste da ferramenta é uma grande

preocupação ao usar técnicas de usinagem convencionais, assim, técnicas não convencionais (JAT, EDM, plasma) são preferidas.

Portanto, não importa se o processo de utilização para fabricação a usinagem é convencional ou não, a fabricação de componentes a partir das LMF é extremamente complexo. Nesse sentido, esse trabalho de tese propõe a fabricação de componentes miniaturizados de LMF via o processo de fundição de precisão e sua caracterização. Desta forma, espera-se dentre outros aspectos dar suporte para que novas aplicações utilizando esses materiais inteligentes sejam difundidas.

2.3 Tecnologias de Fusão de LMF

O contínuo desenvolvimento da ciência e tecnologia em todos os setores industriais constitui na conexão entre os novos conhecimentos com a implementação das novas tecnologias para a produção de materiais com alta funcionalidade e propriedades especiais otimizadas. A obtenção de ligas à base de Ni-Ti é um processo bastante complexo, isso porque o Ti é altamente reativo com o oxigênio provocando um efeito muito prejudicial sobre a transformação martensítica desse binário e suas famílias. Sendo assim, a fusão desses metais precisa ser realizada (de forma semelhante como para o titânio) em fornos de fusão à vácuo e/ou sob atmosfera protetora, o que aumenta consideravelmente os custos dessas LMF (Schetky e Wu, 2004; Nayan *et al.*, 2007).

Atualmente, existem vários processos de fusão e vazamento de ligas de Ti; alguns utilizados intensivamente, outros mais dedicados a pequenos nichos de mercado. Muitos desses novos processos começam a ganhar destaque, mas devido à proteção a que estão sujeitos através de patentes de domínio exclusivo dos seus proprietários tem seu uso limitado (Benafan *et al.*, 2014). Serão apresentadas as principais tecnologias de fundição para fabricação de LMF que se têm relatos na literatura.

2.3.1 Por Indução

A fusão em forno de indução a vácuo (VIM) é um dos processos mais utilizados para a preparação de diversas superligas e ligas especiais, particularmente para metais que mostram uma forte afinidade para a oxidação como as LMF de Ni-Ti (Nayan *et al.*, 2007). Devido a diferentes pontos de fusão do Ni e Ti. Primeiramente o Ni (de menor ponto de fusão) tem sua fusão precedida ao Ti que se dissolve lentamente de modo a formar uma massa fundida homogênea ao longo do tempo (Rao *et al.*, 2015).

A fusão por VIM ocorre por meio do aquecimento do metal por efeito Joule através das correntes alternadas que são induzidas no metal. Essas correntes surgem de dentro para fora do material provocando uma intensa agitação/movimentação molecular até que a fusão da liga ocorra e que sob vácuo proporciona uma excelente homogeneidade química e microestrutural (Campbell Jr, 2011). A Figura 40 apresenta uma representação simplificada de um forno de indução a vácuo e os cuidados no cadinho para fusão de uma liga Ni-Ti com alta pureza.

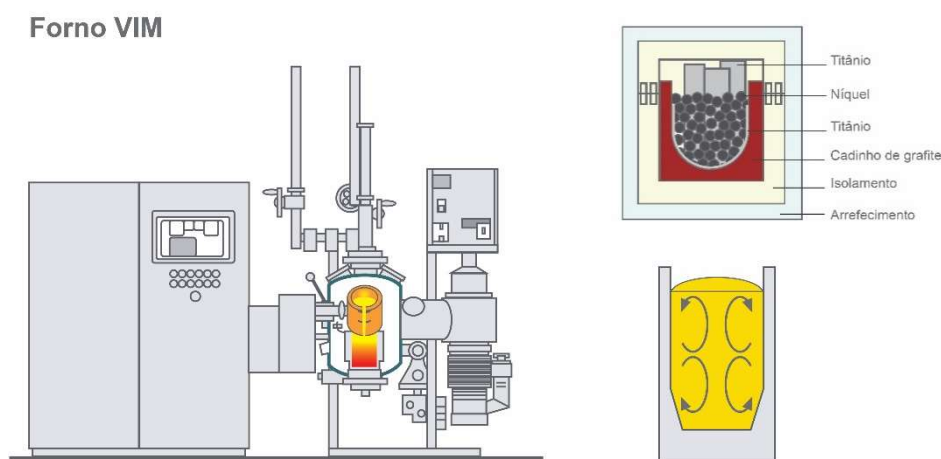


Figura 40 - Representação de um forno de indução a vácuo para fusão de LMF de Ni-Ti. Adpatada de (Frenzel *et al.*, 2010).

Ainda nesse processo, que apesar de garantir uma mistura de forma simples e eficiente, sua qualidade depende fortemente do material do cadinho utilizado, que é geralmente de grafite. Esse tipo de cadinho favorece uma maior absorção de C que provoca nas LMF de Ni-Ti a formação de

carbeto do tipo TiC. Segundo alguns autores (Otubo *et al.*, 2004; Rigo *et al.*, 2005; Nayan *et al.*, 2007; Frenzel *et al.*, 2010; Lexcellent, 2013) os níveis de contaminação tem uma forte influência nas características microestruturais e no comportamento das transformações de fase das LMF de Ni-Ti. Diferentemente, o teor de O neste tipo de cadinho pode ser negligenciado. Já a utilização de cadinhos fabricados em alumina (Al_2O_3) e óxido de magnésio (MgO) não proporciona a obtenção de LMF de Ni-Ti em níveis aceitáveis, já que contêm altas concentrações de oxigênio. O óxido de cálcio (CaO) tem sido utilizado para a fusão de LMF de Ni-Ti, e as experiências têm mostrado que esse tipo de cadinho proporciona um teor de O e de C abaixo de 500 ppm (Nayan *et al.*, 2007).

Segundo Graham *et al.* (2004) as LMF superelásticas típicas contêm cerca 350-500 ppm de oxigênio e 100-500 ppm de carbono. As LMF de Ni-Ti que são conhecidas como ligas de alta pureza contêm <100 ppm de oxigênio e <20 ppm de carbono. Estas LMF são preparadas em fornos de indução a vácuo com cadinhos de grafite e posteriormente refundidas em fornos de arco sob vácuo (Graham *et al.*, 2004). Os níveis satisfatórios de O e N também exigem a utilização de matérias-primas de qualidade, com baixos teores destes contaminantes (Otsuka e Ren, 2005). Segundo Rao *et al.* (2015) o teor de carbono na fundição de LMF Ni-Ti deve estar sob limites admissíveis (entre 300-700 ppm) para que não seja afetada as características de memória de forma e a vida em fadiga da liga.

A tecnologia VIM é considerada a mais adequada e economicamente viável para a preparação de ligas de LMF de Ni-Ti. A presença de impurezas de óxido não afeta as propriedades únicas das ligas de Ni-Ti, uma vez que ficam uniformemente distribuídas no interior da matriz. O processo de fabricação por meio de fusão sob duplo vácuo assegura uma alta pureza, qualidade e mantém as propriedades mecânicas da LMF (Thompson, 2000; Jurczyk, 2012). As principais vantagens deste processo são os rápidos ciclos de fusão, melhor homogeneização e maior liberdade na adição de diferentes metais para fabricação de ligas comparada aos outros processos existentes. As principais desvantagens são a contaminação por carbono, e a fundição em pequenos volumes (Frenzel *et al.*, 2010).

2.3.2 Ao Arco Elétrico

A fusão por arco elétrico sob vácuo (VAM) é um processo semelhante ao processo VIM, comumente utilizado para aumentar a pureza metalúrgica das ligas obtida a partir de outras tecnologias, por exemplo, fusão em fornos de indução a vácuo. A fabricação de ligas em fornos VAM merece atenção apropriada, dado o número requerido de ciclos de fusão visando à homogeneidade do lingote. Segundo Frenzel *et al.* (2004) nesse processo são necessários em média cinco passos de refusão para que o lingote mostre boa homogeneidade química.

Com essa tecnologia a obtenção de ligas de Ti pode ser realizada utilizando dois tipos de eletrodo, os não-consumíveis, preferido em laboratórios porque é aplicável a muitos tipos de ligas e os consumíveis preferível da indústria devido ao seu maior rendimento (Rao *et al.*, 2015). Na versão não consumível, o forno utiliza um eletrodo (não-consumível) geralmente de tungstênio para fundir o metal. Quando a liga sob vácuo é fundida sua forma no cadinho se assemelha a um botão, devido ao efeito de tensão superficial (KABIRI *et al.*, 2012). Esse botão em forma de lingote solidificado é refundido várias vezes para melhorar a homogeneidade (no caso de produção de ligas a partir de elementos puros). Um único passo de fusão a arco elétrico não é suficiente para proporcionar um lingote homogêneo, porque apenas a parte superior do botão se funde, enquanto uma pequena camada da parte inferior (em contato direto com o Cu refrigerado em água) permanece sólida. No segundo tipo de eletrodo, a fusão ocorre por meio de um arco elétrico que se estabelece entre o eletrodo consumível e um cadinho de cobre refrigerado por água, também sob vácuo com um eletrodo consumível tendo a mesma composição do material a se obter (Rao *et al.*, 2015). Um esquema da câmara interna de um forno VAR que utiliza eletrodo consumível e molde de cobre é apresentado na Figura 41.

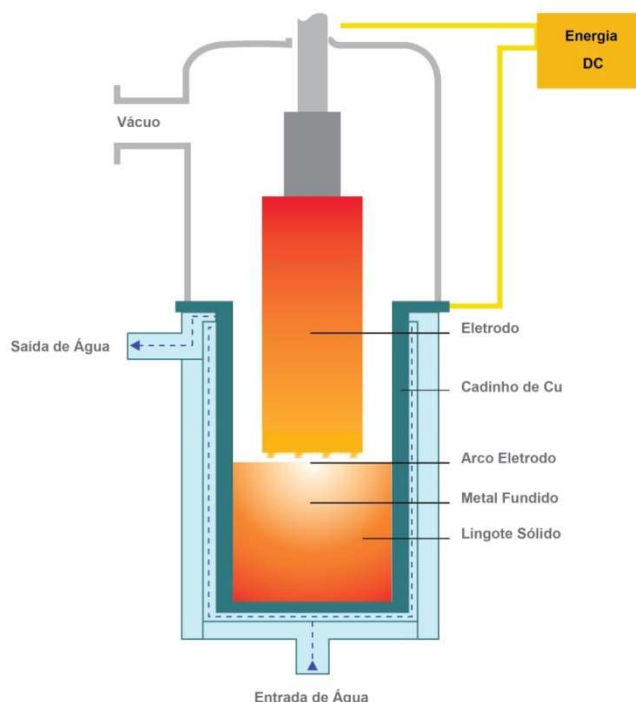


Figura 41 - Esquema da câmara interna de um forno a arco elétrico sob vácuo com eletrodo consumível. Adaptada de (Gupta e Ramkumar, 2015).

A fusão nesse processo ocorre através de corrente contínua gerada por um arco elétrico entre o eletrodo (material fundido) e um cadinho de cobre refrigerado a água sob um alto vácuo, originando um novo lingote. Neste caso, o metal fundido durante a fusão não está em contato direto com o cadinho (como no caso da técnica VIM que usa geralmente cadinho de grafite), assim, um produto mais puro pode ser obtido utilizando este método. O teor de carbono utilizando forno VAM geralmente não excede 200 ppm (Wu, 2001; Nayan *et al.*, 2007). As desvantagens desse método são: necessidade de realizar vários ciclos de fusão no material para garantir a homogeneidade do lingote, fundição em pequeno volume da liga e baixa convecção na massa fundida que pode provocar heterogeneidade no lingote (Thompson, 2000). As aplicações conjuntas dos processos VIM e VAM para a preparação de ligas Ti-Ni-x proporcionam propriedades mecânicas melhoradas, apesar das diferenças fundamentais entre os processos (Frenzel *et al.*, 2007).

2.3.3 Por Feixe de Elétrons

Segundo (Otubo *et al.*, 2003; Otubo *et al.*, 2004) o processo via fusão em forno de feixe de elétrons (EBM) é considerado pioneiro a nível mundial

para a obtenção de LMF de alta pureza, ou seja, em que o teor de contaminantes (carbono e oxigênio) é menor comparado com os demais processos. Nessa tecnologia, um feixe de elétrons em alta velocidade colide no material proporcionando o aquecimento seguido da fusão (Rao *et al.*, 2015). Todas as etapas de fusão são realizadas dentro de uma câmara de alto vácuo, para evitar a dispersão do feixe (como os elétrons têm massa, eles podem ser defletidos pelas moléculas de ar). A câmara interna de um equipamento de EBM é apresentada de forma simplificada na Figura 42, que é composto basicamente por canhão de elétrons, câmara de trabalho, sistema de vácuo, sistema de alimentação, lingoteira refrigerada e sistema de extração.

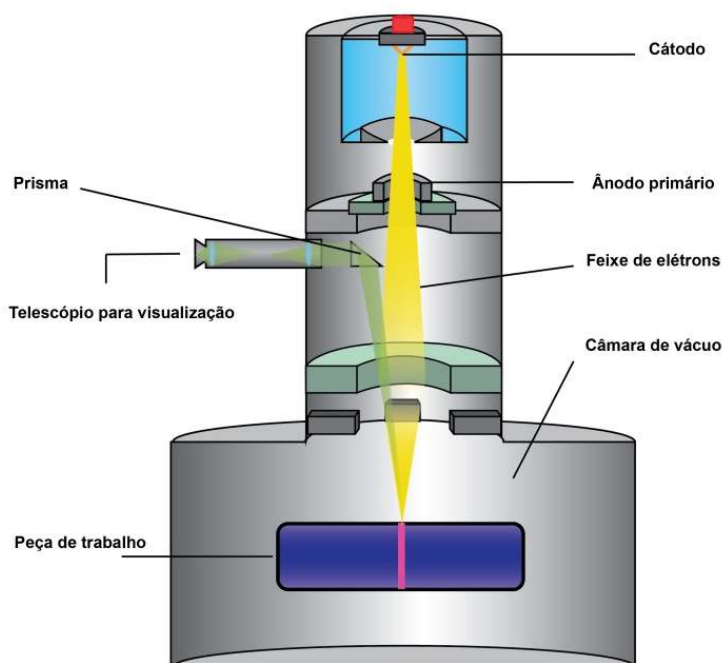


Figura 42 - Esquema de um forno EBM e seus principais componentes. Adaptada de (Frenzel *et al.*, 2010)

Quando utiliza forno EBM para a fabricação de LMF de Ni-Ti, a não contaminação por carbono é a principal vantagem. Os teores residuais desse elemento via EBM são menores que materiais preparados em fornos VIM e VAM (Rao *et al.*, 2015). Os conteúdos de gás também são desprezíveis, devido ao uso de um alto vácuo envolvido no processo, que atinge valores de 10^{-2} Pa. A contaminação, portanto se dá apenas devido a qualidade do material de partida. As desvantagens desta tecnologia são: perda de composição química (pela evaporação de certos elementos durante a fusão); baixo volume de

material preparado (Nayan *et al.*, 2007). Ainda, a utilização de fornos EBM envolve altos custos de instalação e manutenção, sendo necessários investimentos para superar fortes barreiras tecnológicas. Desta forma, a fusão via EBM só pode ser justificada por atividades de produção em larga escala que proporcionaria um ponto de equilíbrio econômico em médio prazo (Frenzel *et al.*, 2010).

2.3.4 Por Plasma

O plasma é considerado o quarto estado da matéria, se caracterizando por um conjunto de partículas carregadas contendo quase a mesma quantidade de elétrons e íons positivos, e, embora apresente todas as características dos seus gases formadores, se difere deles por ser um ótimo condutor de eletricidade. A Figura 43 apresenta uma representação dos quatros estados físicos da matéria.

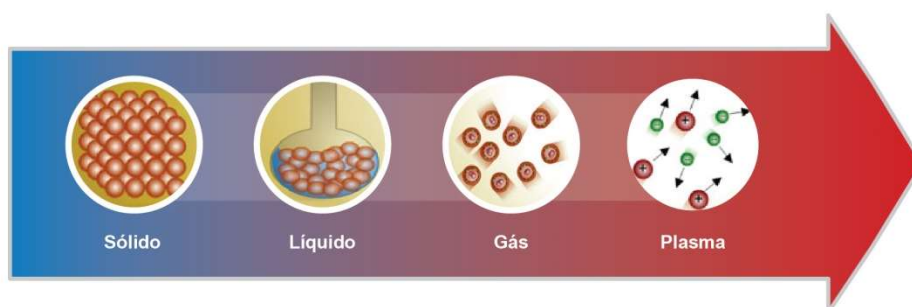


Figura 43 - Representação dos quatro estados físicos da matéria.

A fusão em forno plasma ocorre quando o gás eletricamente condutor cria um caminho para a corrente elétrica (alternada ou contínua) entre o eletrodo e o material a ser fundido. Desta forma quando o metal é colocado em molde de cobre a tocha plasma de alta temperatura proporciona a fusão do metal. A preparação de ligas especiais altamente puras, tais como as ligas do sistema Ni-Ti-x por metalurgia de plasma requer o uso definido de atmosferas controladas. A fusão requer a utilização de gás inerte mais puro possível, devido à elevada reatividade do Ti ao oxigênio. Portanto, a fusão ocorre sempre sob vácuo. O argônio (Ar) é o gás frequentemente utilizado como o meio de transferência de calor para os materiais nesta tecnologia. A

temperatura do plasma pode atingir cerca de 6000 °C dependendo da potência elétrica fornecida e do gás utilizado (Szurman e Kursá, 2009). A Figura 44 apresenta um esquema da câmara interna de um forno plasma utilizado na indústria.

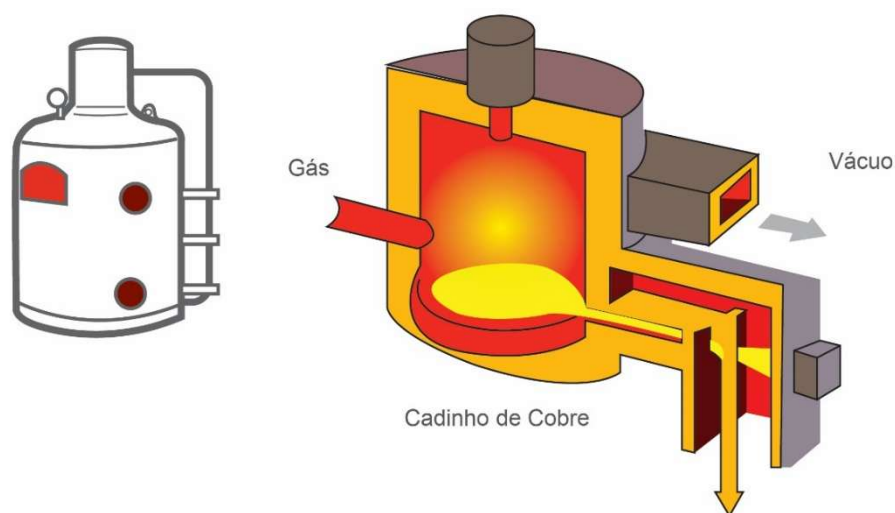


Figura 44 - Esquema da câmara interna de um forno plasma com os principais componentes. Adaptada de (Szurman et al., 2012).

As vantagens dos fornos plasma incluem especialmente a não contaminação por carbono e outros elementos, possibilidade de criação de um plasma de baixa temperatura a partir da mistura de gases, simplicidade de fusão e instalação dos fornos, além de rápidos ciclos de fusão. Os benefícios potenciais reconhecidos do arco plasma são: a fusão limpa com controle de composição dos materiais com alto ponto de fusão (Bhat, 1972; Godfrey e Loretto, 1999; Surman *et al.*, 2012). As principais desvantagens de fornos plasma em comparação com os fornos VAR incluem vácuo inferior, gaseificação (o metal absorve mais gás que o correspondente estado de equilíbrio), segregação do fundido principalmente durante o vazamento e não homogeneidade (que está diretamente relacionada com os elevados gradientes de temperatura durante o processo de fusão). Na análise realizada por Dowson *et al.* (1995) e Godfrey *et al.* (1996) apud Godfrey e Loretto (1999), foi atestado todos esses problemas citados, e também que os parâmetros críticos do processo influenciam tanto o desenvolvimento microestrutural quanto a homogeneidade química, mesmo que ainda não profundamente estudados.

2.4 Fundição de Precisão

O processo de fundição está entre os mais antigos métodos de fabricação de produtos metálicos. Groover (2014) define fundição com sendo um processo no qual metal fundido flui pela força da gravidade, ou por ação de outra força, num molde em que ele solidifica com a forma da cavidade do molde. O princípio da fundição parece simples: fundir o metal vertê-lo no molde e deixá-lo solidificar e resfriar; no entanto, existem vários fatores e variáveis que devem ser considerados para resultar em uma operação bem-sucedida (Garcia, 2011).

Na maioria dos processos de fundição (muitos dos quais ainda são utilizados até hoje), o molde utilizado deve ser destruído a fim de remover o produto após a solidificação do fundido. O termo fundido é aplicado a peça obtida por esse processo. A necessidade de um molde permanente, que pode ser utilizado para produzir componentes em quantidades infinitas foi uma alternativa óbvia (devido sua alta produtividade) para os processos industriais sendo amplamente utilizado na manufatura (Groover, 2014).

Alguns autores (Capello, 1974; Chiaverini, 1986; Bidwell, 1997) consideram a fundição uma etapa inicial para obtenção de matéria-prima primária sob forma de lingotes, os quais são conformados mecanicamente para a obtenção de subprodutos tais como: perfis, chapas e laminados. A fundição de peças envolve a produção de geometrias complexas que são muito mais próximas da forma final do produto desejado (Groover, 2014). Dependendo das particularidades do processo de fundição, o mesmo pode ser denominado de diversas formas, a citar: de precisão, sob pressão, de molde permanente, em areia e até híbrido. Ainda, os processos de fundição de metais podem ser divididos em duas categorias, baseados no tipo de molde: (1) moldes perecíveis (cerâmicos) e (2) moldes permanentes (metálicos). Nas operações de fundição que empregam moldes perecíveis, o molde é sacrificado para a remoção da peça fundida, assim um novo molde é necessário para cada novo fundido. Portanto a produtividade em processos com moldes perecíveis é em geral limitada pelo tempo necessário para a confecção dos moldes, mais que o tempo de fusão e vazamento propriamente dito (Groover, 2014).

A escolha de um molde ou de outro está associado a diversos fatores, tais como natureza da liga metálica a ser processada, geometria final da peça a ser obtida ou à quantidade de peças a serem produzidas. Dentre os diversos processos de fundição, cada qual com sua característica, a fundição de precisão se destaca por permitir a produção de peças com grande variedade de detalhes, tamanhos, formas (desde as mais simples até as mais complexas) de forma unitária ou em série podendo ainda obter geometrias que não seriam possíveis através dos processos de usinagem. Os primeiros metais a serem fundidos pelo homem que se tem relatos foram o cobre e o bronze (Bidwell, 1997).

Nos últimos 20 anos a fundição de metais, no que diz respeito à fabricação de peças e componentes têm obtidos avanços significativos. Passando em pouco tempo de uma arte milenar para uma ciência principalmente quando começou a receber atenção especial por parte de pesquisadores para a formulação de modelos matemáticos e *software* capazes de fazer previsões do processo de vazamento e solidificação de metais. O processo de fundição de precisão tem ocupado uma posição chave na diversidade das técnicas de fundição dos metais modernos principalmente pós Segunda Guerra Mundial (Beeley e Smart, 2008).

2.4.1 Aspectos Gerais

A técnica de fundição de precisão (FP), designada tradicionalmente como fundição por cera perdida é conhecida há mais de seis milênios, sendo um dos mais antigos processos de conformação mecânica dos metais. Os diferentes processos de fundição existentes seguem o mesmo princípio, o metal fundido flui por gravidade ou outra força para dentro de um molde, onde se solidifica e toma a forma desejada. O que o diferencia os outros processos de fundição é o tipo e material de molde utilizado, a forma de injeção do metal e o volume de material fundido (Beeley e Smart, 2008).

A FP é também conhecida como fundição de investimento (do inglês, *Investment Casting*). Essa designação segundo relatos históricos fora designada por parte da arqueologia, devido essa tecnologia ter sido utilizada pelas primeiras civilizações para a produção de utensílios domésticos, estatuas

de ídolos e deuses, e principalmente joias em metais preciosos (principalmente em ouro). Os historiadores afirmam que os povos utilizavam cera de abelha natural para fabricação dos padrões e argila para confeccionar os moldes. O conhecimento do processo de fundição foi amplamente exercitado de forma dispersa no mundo antigo, desde China, Sudeste da Ásia, Mesopotâmia, Egito, Grécia, Itália, México até o Norte Europeu, e possivelmente também em outros lugares (Beeley e Smart, 2008; Pattnaik *et al.*, 2012).

Ao longo da idade média, a utilização da FP foi intensificada por parte dos artistas plásticos e até o início do século XX nenhum esforço havia sido realizado para a produção de produtos por parte indústria. Mas, foi a partir da Segunda Guerra Mundial em 1940, que o processo de FP ganhou interesse tecnológico. Isso porque metalurgistas desenvolveram ligas capazes de resistir a carregamentos mecânicos sob elevadas temperaturas que seriam impossíveis de serem conformadas por métodos tradicionais como laminação e forjamento ou que exigiam muitas operações de usinagem com elevados custos envolvidos (Beeley e Smart, 2008).

O laboratório Austenal nos USA teve um papel importante no desenvolvimento desse processo, pois a partir de 1932 começou realizar diversas pesquisas, que culminou no uso do silicato de etila como aglomerante de matrizes para a produção de modelos e o desenvolvimento da liga à base de cobalto (Cr-Mo-C) que ficou conhecida como “*Vitallium*” principalmente para aplicações em cirurgias dentárias e em implantes ósseos (ASF, 1993). Contudo, foi a descoberta de que ligas à base de cobalto atendiam satisfatoriamente os requisitos para a produção de componentes para aeronaves, que proporcionou a escolha inevitável da FP para esse fim, frente a dificuldade de usinagem e processamento que essas ligas apresentavam. Desta forma, a excepcional estabilidade dessa liga encontrou diversas aplicações importantes principalmente em palhetas de turbinas.

Atualmente, uma liga de cobalto semelhante à original “*Vitallium*” com pequenas modificações conhecida como HS21, que apresenta características específicas para aplicação na indústria aeroespacial é utilizada para essa aplicação (ASF, 1993). Deste modo, o potencial deste processo foi logo percebido impulsionando técnicas industriais para atender os requisitos

específicos principalmente para a indústria aeroespacial americana (ASF, 1993).

Com os avanços impulsionados pela guerra, o mercado da FP se expandiu rapidamente e logo a indústria estava fabricando peças fundidas com vários tipos de ligas ferrosas e não ferrosas. As manufaturas que normalmente produzem peças pelo processo cera perdida são: a aeroespacial, automobilística, eletrônica, alimentícia, agrícola, petroquímica, mecânica, têxtil, marítima, nuclear, médica e odontológica (Bidwell, 1997). Entre 1949 e 1957, os moldes cerâmicos em casca começaram a substituir os moldes sólidos e se desenvolveram tanto para aplicações aeroespaciais quanto para outras aplicações comerciais. Os moldes sólidos continuaram predominando apenas no mercado de joias e odontologia (ASF, 1993).

2.4.2 Etapas do Processo, Vantagens e Desvantagens

O processo de FP concorre com a maioria dos processos de conformação e oferece alguns benefícios únicos. As vantagens deste processo incluem: liberdade de projeto, estreitas tolerâncias dimensionais, aceitável acabamento superficial, reprodutibilidade, redução de custos e minimização de desperdícios com material e principalmente conformação complexa. Além disso, os produtos podem ser produzidos a partir de vários tipos de ligas e com intervalo de massa que pode variar de gramas a 5 quilogramas. As desvantagens características são: baixas taxas de solidificação (em molde não metálicos), alto custos com molde (que não pode ser reutilizado), baixa sanidade metalúrgica e dimensões das peças limitadas quando comparadas às produzidas por fundição em areia (Kiminami *et al.*, 2013).

Na fundição de precisão que utiliza moldes cerâmicos, dois diferentes métodos são utilizados: o processo molde sólido e o processo de molde em casca cerâmica. O processo de molde sólido é usado principalmente na fundição de prótese dentária e de joias. Atualmente representando uma pequena parcela em aplicações de engenharia, não sendo encontradas na literatura muitas discussões sobre a utilização deste tipo de molde. O processo que utiliza molde em casca cerâmica é o método predominante utilizado nas

aplicações de manufatura, pois permite alta produção reduzindo os custos de produção (Beeley e Smart, 2008).

Dentre os materiais utilizados para a fabricação de modelos estão a resina e a cera. A cera é o material preferido para produção do modelo, pois apresenta baixo ponto de fusão, baixo coeficiente de dilatação térmica e baixa viscosidade (Kliauga e Ferrante, 2009). Essas características auxiliam a reprodução da geometria desejada na cavidade da matriz de injeção. Devido os avanços tecnológicos e às maiores exigências para o mercado de peças fundidas realizadas em lotes os cuidados com a qualidade tem se intensificado na busca por uma maior precisão dimensional, melhor acabamento superficial, melhores propriedades mecânicas e aumento da sanidade metalúrgica (Bidwell, 1997).

As principais etapas do processo de fundição por cera perdida que utilizam moldes em casca são mostradas na Figura 45: (a) produção do modelo de cera, através da injeção de cera ou resina em uma matriz com as dimensões e forma da geometria desejada; (b) montagem da árvore de modelos para fabricação de diversos componentes no mesmo ciclo de fundição; (c) produção do molde casca através de camadas obtidas por imersão da árvore de cera em banhos de lama cerâmica (que consiste no recobrimento com partículas refratárias) e secagem; (d) deceragem (retirada da cera do molde ou resina utilizada); (e) sinterização do molde para aumento da resistência da casca; (f) fusão e vazamento; (g) desmoldagem manual ou mecânica (quebra da casca); (h) acabamento e (i) inspeção final.

O processo de FP que utiliza molde sólido é muito semelhante ao de molde casca, o que os diferenciam basicamente é o volume de material e as taxas de solidificação envolvidas. No processo com molde sólido o molde é confeccionado em torno do modelo. Na Figura 46 é mostrado as principais etapas desse processo que geralmente é utilizado para confecção de uma única peça ou diversas em cada ciclo de vazamento: (a) peças a serem obtidas; (b) projeto da peça; (c) produção do molde de borracha vulcanizada ou silicone, com as dimensões e forma da geometria desejada; (d) injeção de cera ou resina para obtenção do modelo (e) montagem da árvore de modelos para fabricação de diversos componentes no mesmo ciclo de fundição; (f) produção do molde cerâmico com a inclusão da lama cerâmica no anel que contém a

árvore de cera (g) secagem do molde, deceragem e sinterização do molde; (h) fusão e vazamento; (i) desmoldagem (manual ou mecânica); (j) acabamento e inspeção final.

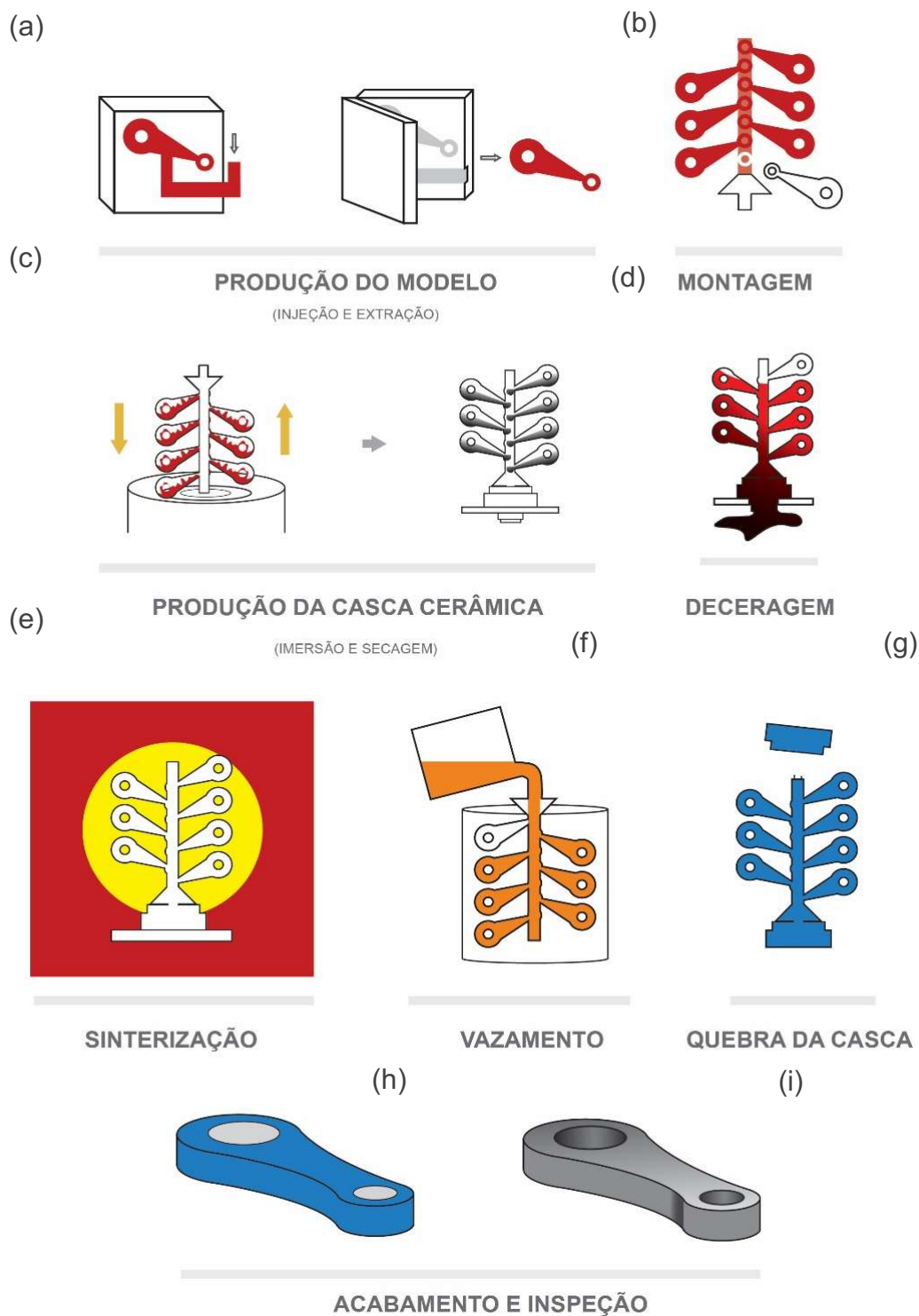


Figura 45 - Principais etapas do processo de fundição de precisão por molde tipo casca cerâmica para produção de biela automotiva.

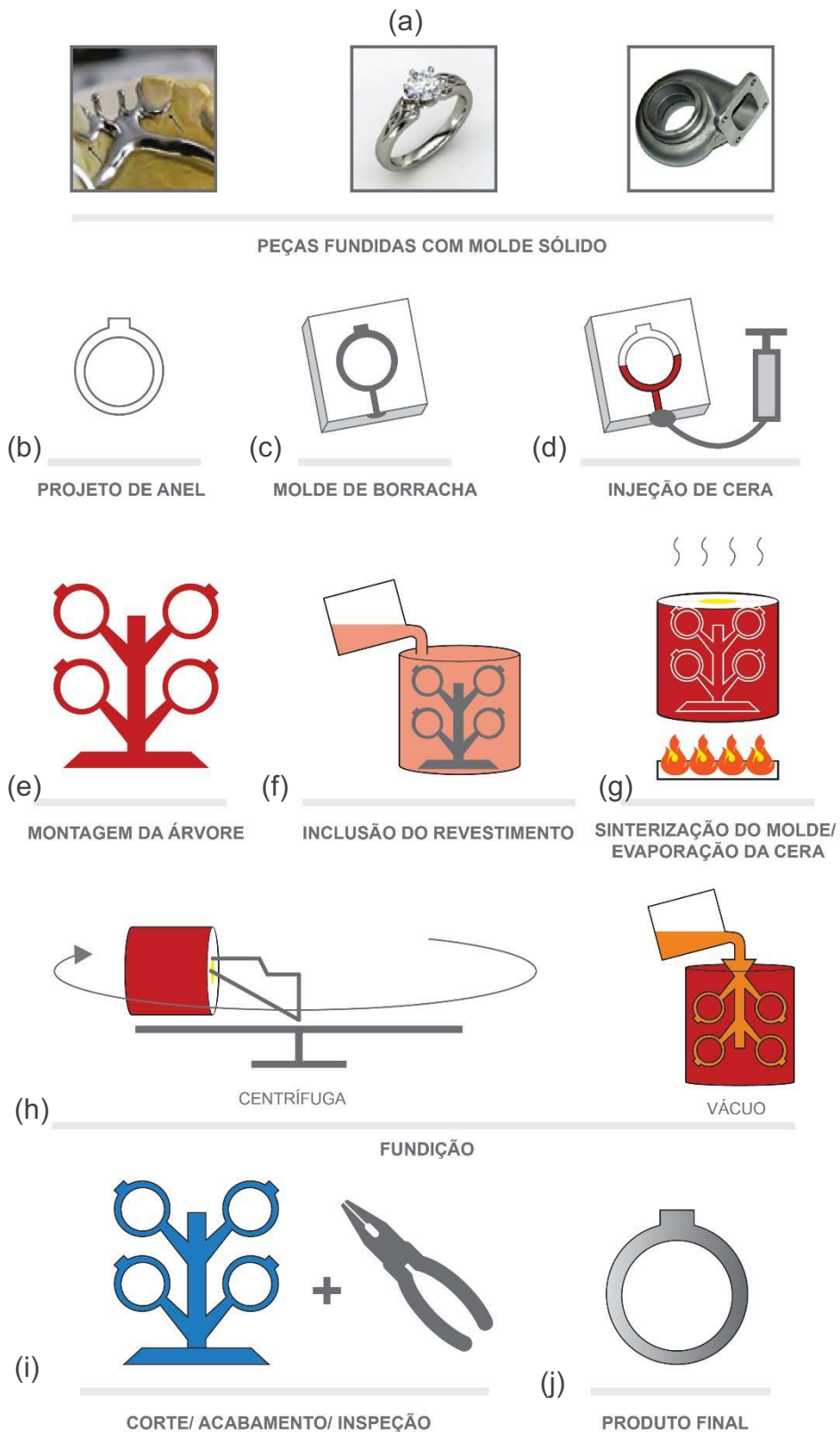


Figura 46 - Principais etapas do processo de fundição de precisão com molde sólido para produção de joia.

2.4.3 Princípios de Solidificação

O processo de fundição de peças tem a solidificação como a transformação fundamental devido à estrutura que se forma imediatamente após a solidificação determinar as propriedades do produto final bem como possíveis defeitos (Beeley e Smart, 2008). Essa transformação líquido-sólido depende de particularidades, como por exemplo, composição química da liga e material do molde e superaquecimento, (Kiminami *et al.*, 2013).

Os metais puros e as ligas de composição eutéicas solidificam-se de forma similar (Garcia, 2011). Uma vez fixada à composição química da liga metálica, a dinâmica do processo de solidificação é quem vai determinar a microestrutura resultante. A temperatura de vazamento do metal líquido surge como a primeira variável que influencia a intensidade das correntes convectivas durante o preenchimento do molde (Mariotto *et al.*, 1987).

As peças fundidas são obtidas por solidificação do metal líquido no molde que se processa em duas etapas sucessivas de nucleação e crescimento. Assim, o termo nucleação traduz o modo que pequenos núcleos cristalinos surgem de forma estável no seio da fase líquida. O termo crescimento revela o modo pelo qual esses núcleos crescem sob a forma de cristais ou grãos cristalinos. Dessa forma, a etapa de nucleação ou mais precisamente a quantidade de núcleos determinará o tamanho dos grãos (Garcia, 2011). Por outro lado a velocidade de crescimento (causada principalmente pelo gradiente térmico) determina a forma de crescimento da frente de solidificação e, conseqüentemente, a forma dos grãos (Mariotto *et al.*, 1987).

O controle do processo de solidificação é conseguido a partir do projeto do molde (Beeley e Smart, 2008). Sendo assim, é preciso discutir os princípios de propagação e de alimentação, mas antes é de grande utilidade rever alguns aspectos de solidificação que pode influenciar no projeto dos alimentadores. Portanto, entender a transição líquido/sólido é de grande importância. Um diagrama de equilíbrio para uma liga Al-Si (Alumínio-Silício) é apresentado na Figura 47. As curvas de resfriamento característico dessa liga com intervalos de solidificação pequenos, nulo e grande são exibidos respectivamente para as

composições hipoeutéticas (Figura 47.b), eutéticas (Figura 47.c) e hipereutéticas (Figura 47.d) (Kiminami *et al.*, 2013).

A solidificação de ligas hipoeutéticas, por exemplo, a liga Al-6% em peso de Si apresentada na Figura 47.a tem um intervalo de solidificação entre as temperaturas *liquidus* e *solidus*. Nesse intervalo a liga é uma mistura de sólido e líquido, formando uma pasta com o volume sólido constituídos de cristais na forma de árvores denominadas dendritas, que estão representação na Figura 48. Os grãos individuais de uma estrutura dendrita é constituído por um braço principal, tendo braços secundários que crescem a partir dele (existe a possibilidade de crescimento/formação de braços terciárias a partir dos braços secundários). A distância média entre estes braços secundários é conhecida como o espaçamento dendriticos (Garcia, 2011). Quanto mais próximo o espaçamento mais fácil tratar termicamente o metal melhorando, em geral, as suas propriedades mecânicas (Beeley e Smart, 2008).

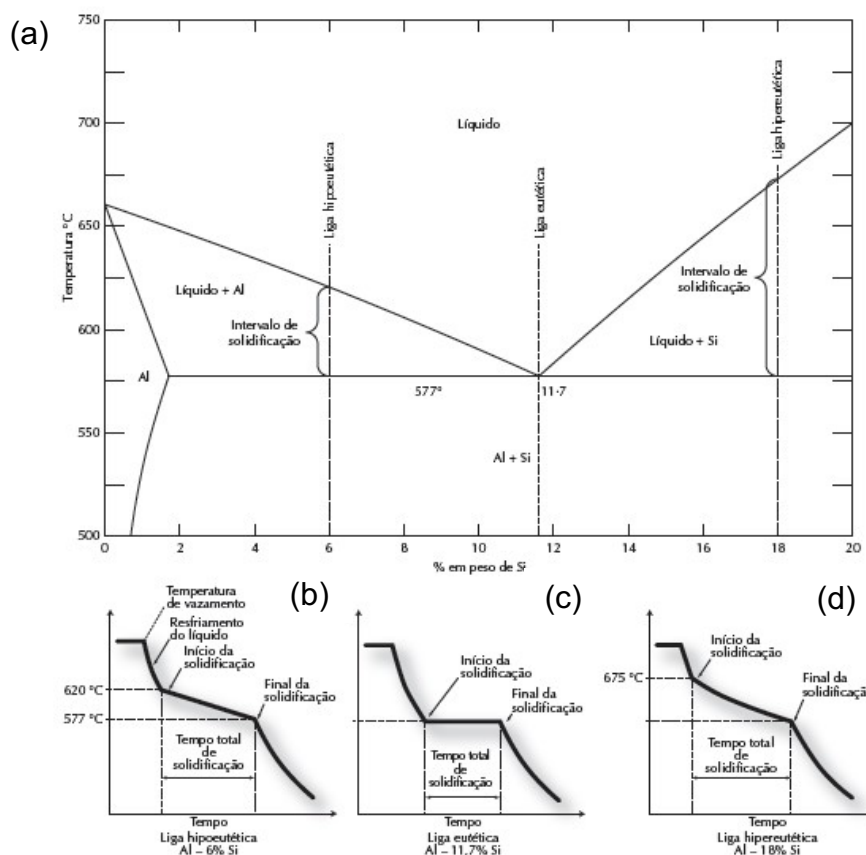


Figura 47 - (a) Ilustração esquemática do diagrama de equilíbrio da liga Al-Si. Curvas de resfriamento para as composições. (b) Hipoeutéticas. (c) Eutéticas. (d) Hipereutéticas. (Kiminami *et al.*, 2013).

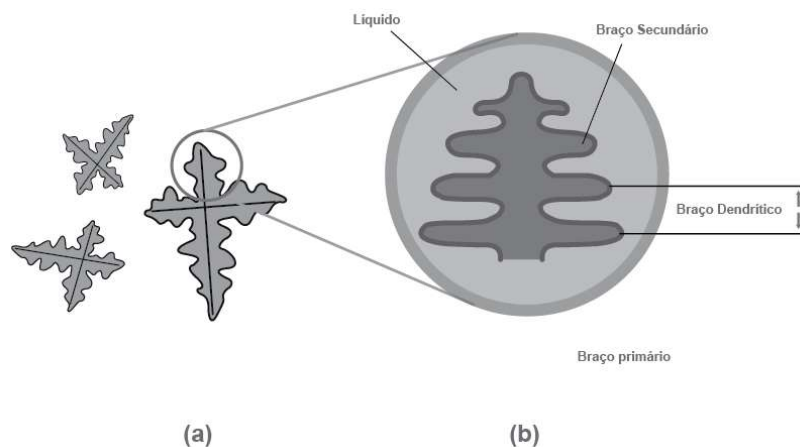


Figura 48 - Representação dos grãos dendríticos. (a) Grãos primários. (b) Vista ampliada de dendritas primária. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).

O comportamento da solidificação entre as paredes do molde (que pode ser considerado correspondente a um dos canais de alimentação), para ligas com diferentes intervalos de solidificação segundo Kiminami *et al.* (2013) é apresentado na Figura 49. Em ligas eutéticas ou para metais puros inexistente a formação da zona pastosa (Figura 49.a), desta forma, o fluxo de metal líquido persiste até o encontro das duas frentes de solidificação. A solidificação de ligas com grande intervalo de solidificação não ocorre progressivamente de forma direcional, mas simultaneamente de forma aleatória em toda região do fundido (Figura 49.c) formando a chamada zona pastosa. Desta forma, as partes sólidas de metal circundadas por numerosos e pequenos canais líquidos proporcionam uma restrição de fluxo progressivamente com a solidificação. Isso pode provocar ao final do processo defeitos (vazios e porosidades) oriunda da contração do metal ou da falta de material durante a alimentação (Kiminami *et al.*, 2013). As ligas com médio intervalos de solidificação (Figura 49.d) tendem a formar grandes zonas pastosas com a presença de cristais dendritos e metal líquido que dificulta o fluxo líquido, e de forma semelhante as ligas com grandes intervalos de solidificação, favorece a formação de vazios por falta de alimentação de metal líquido. Entretanto, a solidificação de ligas com pequeno intervalo de solidificação (Figura 49.b) ocorre de forma a permitir o fluxo do metal até que as frentes de solidificação da mistura dendritas

(sólidos) e líquidos se encontrem. Segundo Kiminami *et al.* (2013) ao considerar a questão de alimentação em ligas com baixas temperaturas *liquidus*, composições próximas a eutética é preferível.

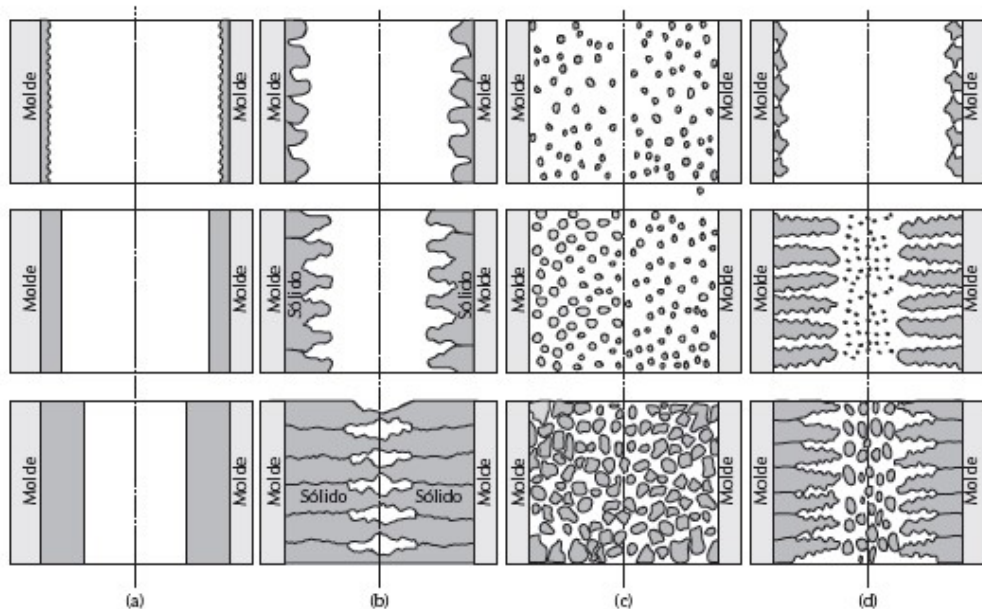


Figura 49 - Ilustração esquemática do modo de solidificação entre duas paredes do molde, de metal puro ou liga. (a) Composição eutética. (b) Liga com pequeno intervalo de solidificação. (c) Liga com grande intervalo de solidificação. (d) Liga com intervalo de solidificação intermediário (Kiminami *et al.*, 2013).

Durante a solidificação do fundido no molde, os átomos do metal que estão dispostos aleatoriamente no líquido liberam energia oriunda do calor latente de fusão, ocupando menos espaço no estado sólido que em sua forma líquida, fazendo com que a peça moldada encolha (provocando vazios). Para diminuir esta diferença de volume (que não é compensado durante o resfriamento) frequentemente utiliza padrões de modelos com dimensões um pouco maiores para compensar essa contração (Groover, 2014). A Figura 50 apresenta uma ilustração do comportamento das frentes de solidificação para um metal vazado em dois diferentes tipos de molde: metálico (capaz de impor altas taxas de extração de calor) que proporciona no fundido três regiões distintas de formação granular como pode ser visto (Figura 50.a) e cerâmico (Figura 50.b) que com baixo gradiente de extração de calor favorece uma estrutura mais uniforme ao longo de todo o fundido. Isso mostra claramente que as taxas de resfriamento do material influência sua microestrutura de forma direta bem como suas propriedades (Kondic, 1973).

Ainda, durante o resfriamento pode ocorrer o enriquecimento do soluto progressivo do líquido que solidifica quando a temperatura diminui, causando uma segregação química (Beeley e Smart, 2008). Essas pequenas alterações locais na composição, pode aumentar, por exemplo, a dificuldade no tratamento térmico, para alcançar a homogeneidade pela alta temperatura de difusão atômica (Chiaverini, 1986). Outro ponto importante durante a solidificação é que ligas fundidas também se dissolvem prontamente nos gases presentes na fundição. Quando as ligas se solidificam, o gás é rejeitado a partir da solução, sendo menos solúvel em sólidos que nos líquidos. A Figura 51 apresenta uma curva de solubilidade do hidrogênio (H) em ligas de Al, que é diminuído no chamado ponto de congelamento a 660 °C. De forma semelhante, outras curvas podem ser obtidas para diversos conjuntos de gases e metais. O gás pode aparecer em forma de bolhas (no caso a solidificação seja progressiva partir de uma extremidade para a outra) ou pode flutuar para fora da peça durante o vazamento (Garcia, 2011).

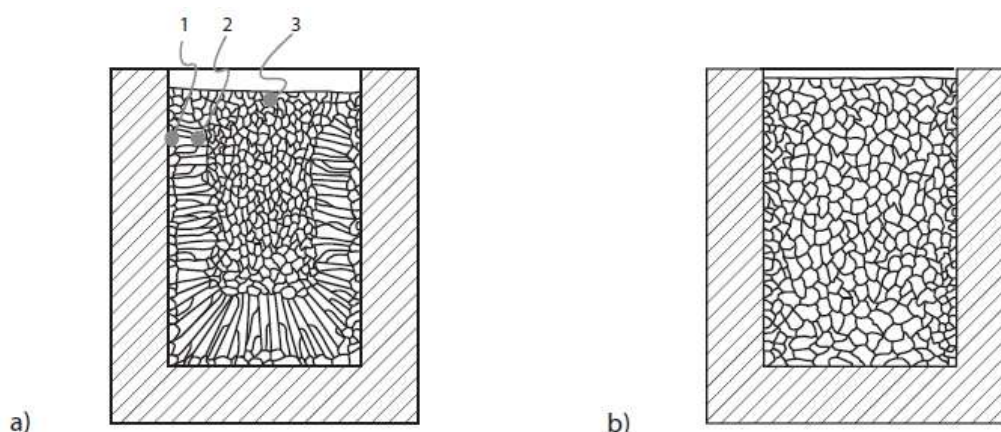


Figura 50 - Solidificação de um metal. (a) Molde metálico. (b) Molde cerâmico (Garcia, 2011).

O objetivo da engenharia de fundição é controlar o processo de nucleação e de crescimento dos cristais para otimizar as propriedades do material. Particularmente, essa importância se dá no controle de pontos em que a solidificação inicia, e de como a frente de solidificação (a linha de separação entre líquidos e sólidos) se move através da fundição. Isto pode ser realizado por meio de um controle do fluxo fluido do metal na cavidade de entrada (geometria) durante o vazamento e da difusividade do material do

molde. Através dessas duas formas o controle do processo de solidificação e qualidade da fundição pode ser controlado (Beeley e Smart, 2008)

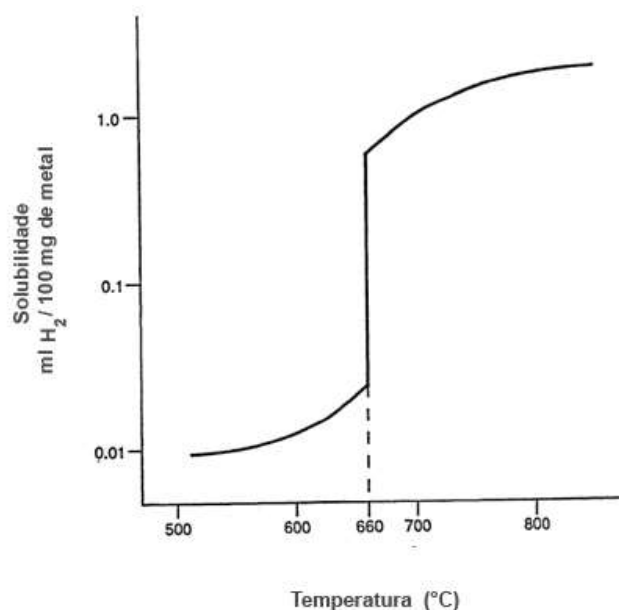


Figura 51 - Curva da solubilidade do H em ligas de Al. Adaptado de (Beeley e Smart, 2008).

2.4.4 Defeitos Típicos

A fundição é a conformação de um metal líquido para produção de um lingote ou peça metálica através do processo de solidificação, que quando bem sucedida, apresenta características de qualidade tanto do ponto de vista geométrico pretendido quanto de estrutura interna satisfatória a sua utilização (Groover, 2014). Inúmeros são os defeitos que podem ocorrer na fundição de peças decorrentes de projeto inadequado do sistema metal/molde, fenômenos que acompanham a transformação líquido/sólido e fluxos de calor e de massa que ocorre durante a solidificação (Garcia, 2011).

Em condições práticas de fundição, todos os produtos metalúrgicos, contêm vazios, inclusões e outras imperfeições que contribuem para uma variação aceitável de qualidade (Mariotto *et al.*, 1987). Com efeito, essas imperfeições começam a ser consideradas como sendo defeitos ou falhas apenas quando atinge a função satisfatória ou aparência do produto final. Abordar os tipos de defeitos e a forma de minimizá-los é importante para que se tenha sucesso durante a fundição. Os defeitos podem acima de tudo ser

minimizados por uma boa compreensão das suas causas fundamentais que tem origem principalmente na solidificação do metal (Beeley e Smart, 2008).

Segundo Groover (2014), muitos defeitos apresentados na Figura 52 são comuns à todos os processos de fundição, são eles: A falha de preenchimento (Figura 52.a), que surge em fundidos e que solidificam antes que a cavidade do molde seja totalmente preenchida. As causas típicas desse defeito incluem: (1) fluidez do metal fundido insuficiente, (2) temperatura de vazamento muito baixa, (3) vazamento feito de forma muito lenta, e/ou (4) seção transversal do fundido muito fina. A delaminação (Figura 52.b) ocorre quando duas frações do metal fluem juntas, a falta de fusão entre as duas frentes devido uma solidificação prematura. As causas são similares às da falha de preenchimento. As gotas frias (Figura 52.c) resultam de respingos durante o vazamento, causando a formação de grânulos sólidos de metal que ficam aprisionados no fundido. Procedimentos de vazamento e projeto de sistema de canais evitem os respingos.

A última região a solidificar-se traz um defeito característico de depressão na superfície ou um vazio interno no fundido, causado pela contração. Geralmente essa falha é formada próximo à superfície e, nesse caso, é denominado “rechupe” ou cavidade de contração (Figura 52.d). Esse problema pode ser resolvido na maioria dos casos, pelo projeto adequado de um massalote. Já a microporosidade (Figura 52.e) nada mais é que uma rede de pequenos vazios distribuídos por todo o fundido, causada pela contração que ocorre no fim da solidificação do metal nos espaços entre a estrutura dendrítica. Esse defeito é usualmente associado a ligas devido a forma pela qual a solidificação se desencadeia nos metais que apresentam essa tendência, causado devido à larga diferença entre as temperaturas *liquidus* e *solidus*. Na ruptura a quente (Figura 52.f), também chamada trinca a quente, ocorre nos estágios finais da solidificação ou nos primeiros estágios do resfriamento, quando a contração do fundido é restringida devido as baixas deformações do molde. O defeito se manifesta pela separação (por isso o termo ruptura e trinca) no ponto de elevada tensão de tração, causada pela impossibilidade do metal contrair naturalmente. Na fundição em areia e outros processos de fundição com moldes perecíveis, o defeito é evitado pela escolha de um molde com propriedade de contração adequada para cada tipo de liga.

Nos processos com moldes permanentes, a ruptura a quente é reduzida removendo a peça do molde imediatamente após sua solidificação.

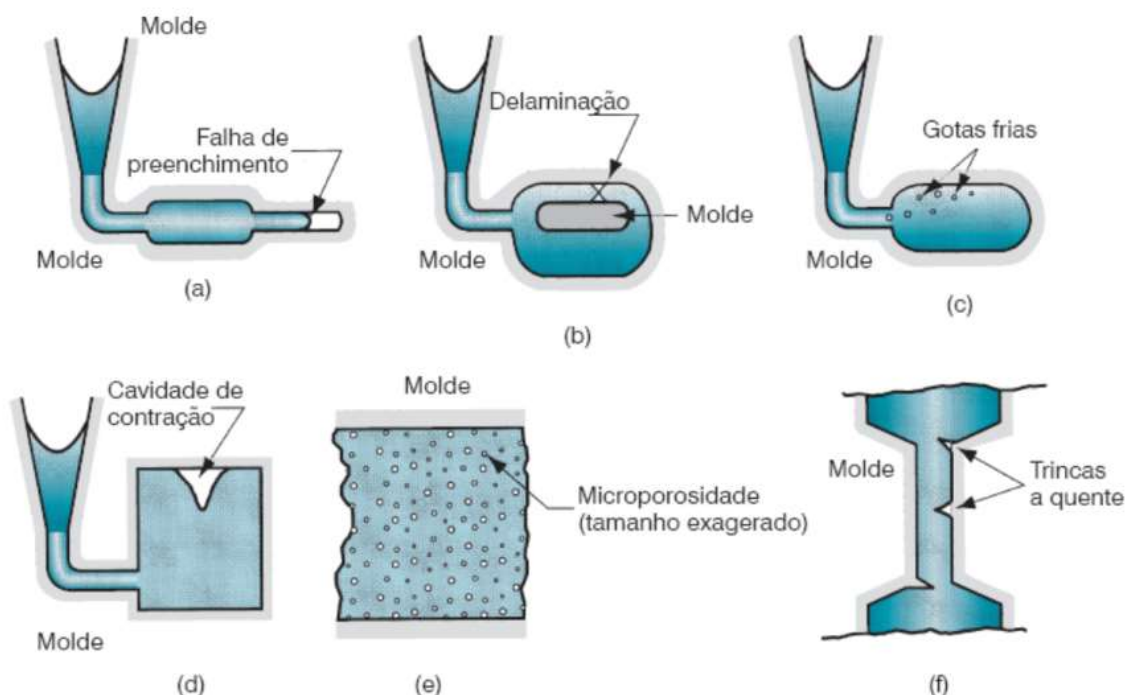


Figura 52 - Defeitos comuns em peças fundidas. (a) Falha de preenchimento. (b) Delaminação. (c) Gotas frias. (d) Cavidade de contração. (e) Microporosidade. (f) Ruptura a quente (Groover, 2014).

4.4.4.1 Porosidade

Os defeitos de porosidades em peças fundidas podem surgir durante a solidificação tanto na forma de macroporosidades como microporosidades. O primeiro tipo pode ser resultado de uma alimentação de metal líquido inadequada (Garcia, 2011). Observe que quando o alimentador é colocado na seção de menor espessura (Figura 53.a) as frentes de solidificação que se encontram num instante T_2 , isola um certo volume de líquido do contato com líquido proveniente do alimentador. Quando o final da solidificação ocorre, um poro macroscópico originado da contração volumétrica surge. Entretanto ao colocar o alimentador na seção de maior espessura (Figura 53.b) o fluxo não sofre bloqueio e a formação de porosidade é dificultada.

No caso das microporosidades, essas são provenientes tanto da alimentação inadequada quanto do desencadeamento de gases de fundição

em função da diferença de solubilidade desses gases nas fases líquida e sólida ou DA presença de gases de proteção (Beeley e Smart, 2008).

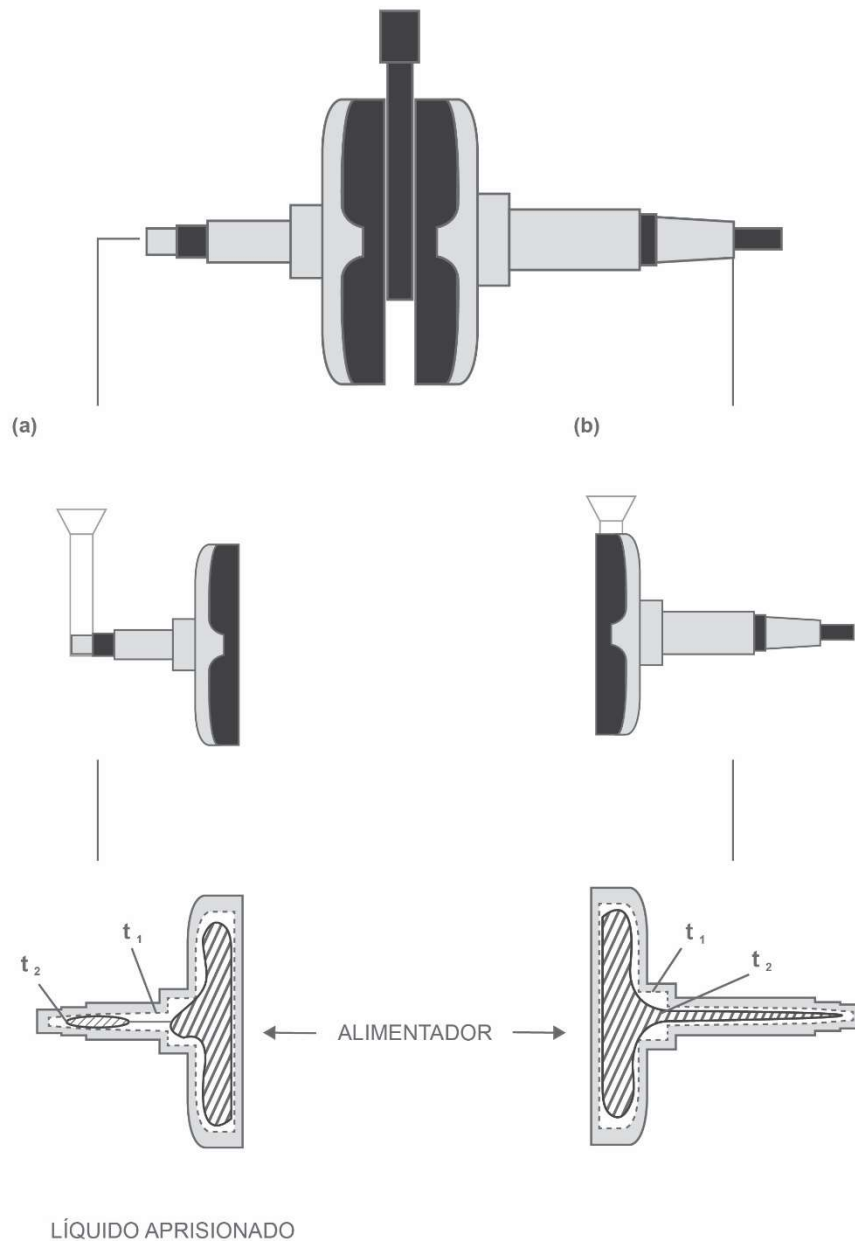


Figura 53 - Exemplo de alimentação de metal líquido na concepção dos pontos externos de um virabrequim. (a) Adequada. (b) Inadequada.

O surgimento de porosidade durante o intervalo de solidificação com ligas de diferentes intervalos de solidificação em molde de areia está ilustrado no esquema da Figura 54. Nota-se claramente a formação de camadas com a presença de poros quando a liga tem um grande intervalo de solidificação e a

tendência de formar uma linha central de porosidades para o caso de ligas com pequenos intervalos de solidificação.

De fato, se o sistema de propagação do metal for bem projetado, esse tipo de defeito estará presente apenas em regiões fora da peça de trabalho (canal de entrada, massalote, alimentadores ou peça auxiliar). O objetivo do massalote e/ou peça auxiliar é essencialmente ajudar na compensação das contrações líquida e de solidificação da peça fundida garantindo sua sanidade e ainda, abrigar uma parte dos defeitos que são próprios da fundição (Beeley e Smart, 2008). A porosidade pode surgir em qualquer metal fundido, em particular no estado crítico envolvendo as peças maciças com superfícies grandes e com variações bruscas de seção.

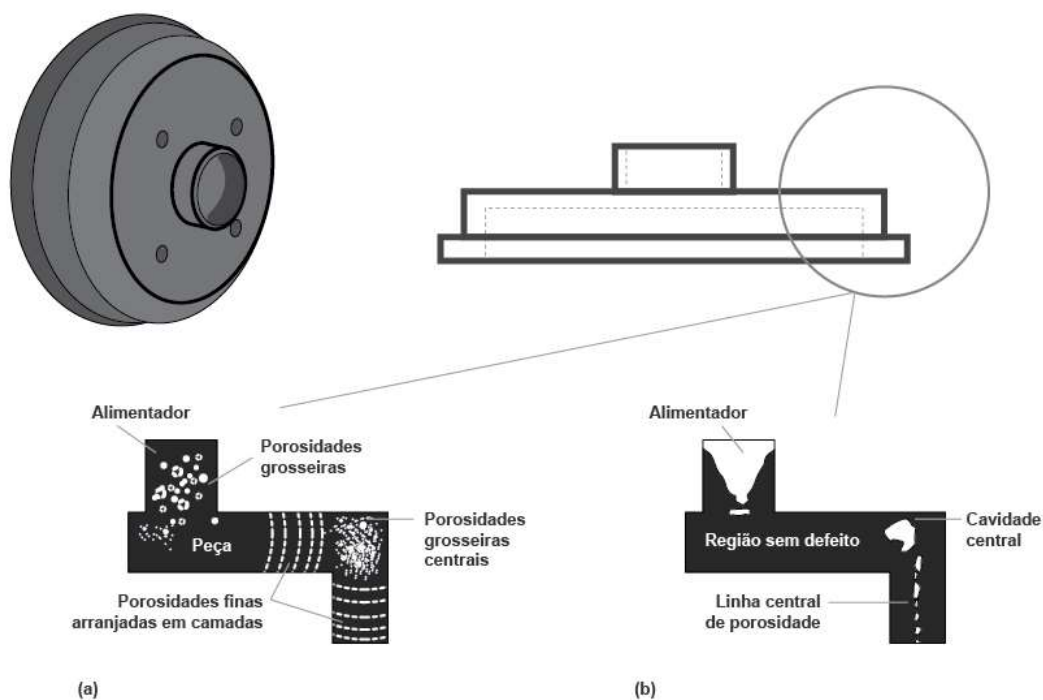


Figura 54 - Solidificação esquemática de um tambor de freio. (a) Liga com grande intervalo de solidificação. (b) Liga com pequeno intervalo de solidificação.

4.4.4.2 Bolha

Os defeitos tipo bolha surgem principalmente a partir dos gases em solução que são rejeitados durante o processo de fundição (Garcia, 2011). Outros tipos de bolhas podem germinar na superfície ou mesmo no interior de peças solidificadas oriundas do aprisionamento de ar ou gás pela corrente de

metal líquido durante o vazamento no molde ou ainda pela geração de gás através das reações líquido/molde ou reações químicas que ocorrem durante a solidificação. A incidência de gases dissolvidos no metal pode ser impedida através de manipulação no processo produtivo, tal como, a incorporação de fusão a vácuo ou degaseificação a vácuo, mais infelizmente são técnicas que envolvem custos elevados (Garcia, 2011).

Distinguir porosidades oriunda dos gases ou encolhimento é extremamente difícil, pois muitas vezes os dois fenômenos são exibidos simultaneamente com mesma forma e dimensões (Beeley e Smart, 2008). Um discernimento simples que pode ser realizado é a observação na forma do defeito. Caso o defeito se apresente de forma arredondada isso traduz muito provavelmente em uma porosidade provocada por gás. Este tipo de defeito, mesmo que muito frequente nos processos de fundição por cera perdida é decorrente de um sistema de alimentação inadequado para a geometria fundida (Mariotto *et al.*, 1987). Em casos raros as porosidades por gás são oriundas da decomposição da lama cerâmica (revestimento), ou do aprisionamento de gases devido à turbulência excessiva. Assim, os processos mais críticos são aqueles submetidos a ambientes protegidos por gás. A Figura 55.a apresenta defeitos em uma superfície de um metal fundido por FP que apresentou uma alta porosidade devido à reação com o revestimento. Na Figura 55.b tem-se uma falha tipo bolha no interior do fundido oriunda dos gases de fundição.

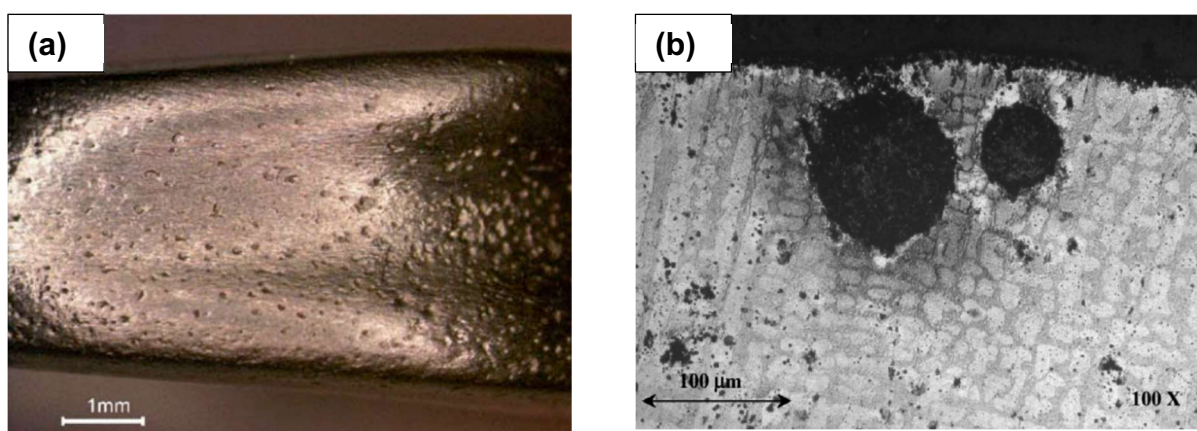


Figura 55 - Defeito de porosidade. (a) Defeito superficial de uma peça por FP oriundo da reação do metal com o revestimento cerâmico. (b) Defeito tipo bolha de gás (Beeley e Smart, 2008).

4.4.4.3 Inclusão

O defeito de inclusão é segundo Garcia (2011), o surgimento de fases não metálicas e às vezes intermetálicas envolvidas por uma matriz metálica. Esse tipo de falha pode se apresentar no fundido de duas formas. As primárias que são ocasionadas a partir de inclusões presentes na própria carga de fundição e as secundárias que tem origem durante a solidificação, sendo provocadas pelo aprisionamento de escoria (do material do molde) e produtos das reações. Esse tipo de defeito apresenta-se macroscopicamente observável na superfície das peças ou no interior quando não houver tempo suficiente para decantarem ou flutuarem em direção à superfície.

As propriedades mecânicas são afetadas negativamente pela presença de inclusões, pois essas atuam principalmente como concentradores de tensão. A formação das inclusões nem sempre pode ser evitada, assim, é interessante assegurar um fundido de boa qualidade evitando-as. Para isso, a utilização de técnicas de manipulação do metal líquido que promovam uma maior remoção possível das inclusões é uma boa prática. Outra técnica muito utilizada durante o vazamento para reduzir a formação de inclusões é a filtragem (Beeley e Smart, 2008).

As inclusões presentes na fundição são defeitos que sofrem influência do projeto dos alimentadores, mas também pode ocorrer devido à fabricação do molde, surgindo tanto na superfície como no interior da peça. As porosidades são exibidas aleatoriamente por toda a superfície que pode ser vazio ou cheio de material não metálico. Esse defeito surge no início do preenchimento através de contaminação do molde ou do metal. A Figura 56 apresenta a superfície de uma peça com defeitos de inclusão distribuídos em toda sua extensão. As peças que apresentam maior incidência desses defeitos são peças produzidas por fundição com injeção por centrifugação, pois a força de injeção é excessiva, promovendo turbulência no fluxo fluido.

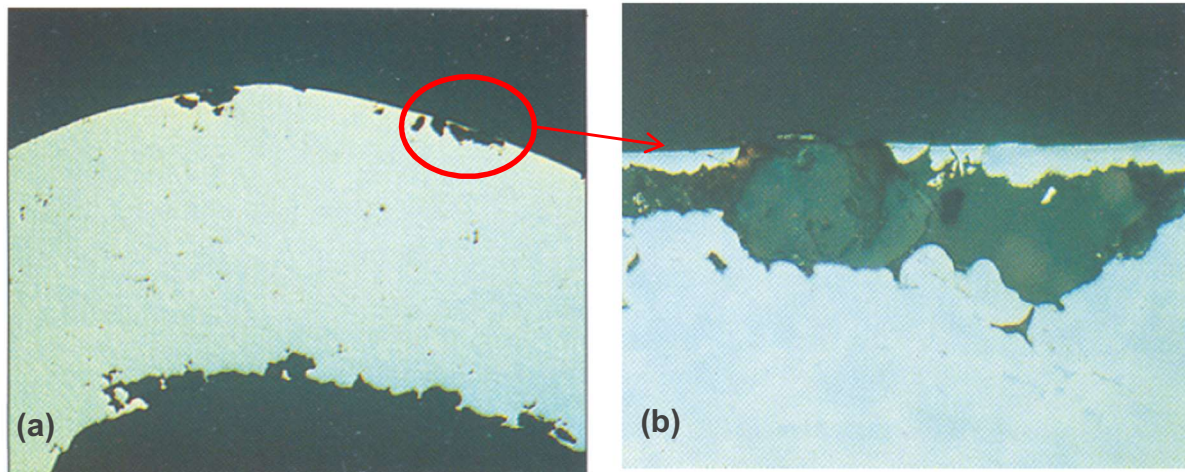


Figura 56 - Defeito de inclusão em uma peça obtida por fundição de precisão e injeção por centrifugação. (a) Distribuídos por toda superfície. (b) Ampliação da região em destaque (vermelho) (Beeley e Smart, 2008).

4.4.4.4 Trincas

As trincas de contração são muito comuns no processo de fundição. As tensões de solidificação se formam devido as restrições de contração durante o resfriamento que são classificadas de acordo com a sua origem. As tensões de origens externas surgem pelo impedimento da contração natural da geometria molde-peça, como mostrado na Figura 57. Nesses casos, a contração do molde durante a fusão é bem menor do que a do metal, que passa do estado líquido para o estado sólido. No caso da solidificação do anel (Fig.57.a), o diâmetro interno do molde restringe a contração de solidificação gerando tensões de tração na superfície, promovendo as trincas. No caso do perfil H (Fig.57.b), a contração volumétrica se propaga em direção as paredes mais espessas. Desta forma, as barras verticais ficam restritas pelo molde e as barras horizontais são tracionadas, ocasionando as trincas na peça.

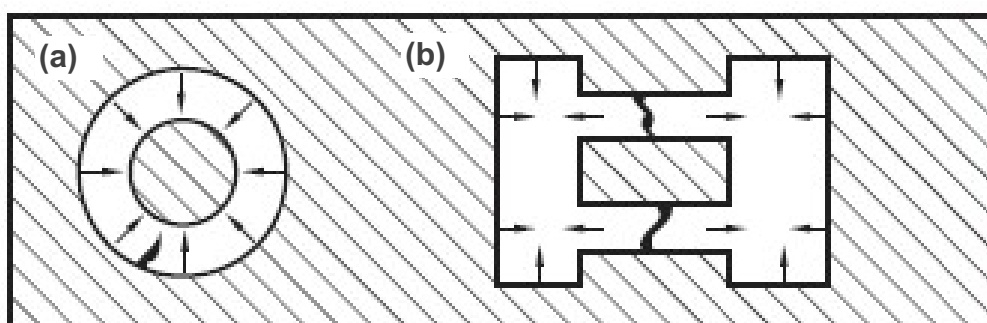


Figura 57 - Defeitos de trincas devido à contração do metal. (a) Anel. (b) Perfil H (Kliauga e Ferrante, 2009).

As tensões de origem interna podem ainda ser geradas por diferenças de velocidades de resfriamento e com a diferença de espessura. Na Figura 58 são apresentados três exemplos de possíveis causas de trincas. Observe a roda apresentada na (Fig. 58.a) onde o centro solidifica por último e a sua contração tensiona os raios podendo gerar trincas no caso de uma contração acentuada. Diferentemente na roda mostrada na (Fig. 58.b) o centro que solidifica primeiro e a o anel externo por último e desta forma, a parte interna impede a contração gerando tensões na superfície externa provocando as trincas. Na peça apresentada na (Fig. 58.c) tem-se que as hastes laterais apresenta sua solidificação precedida ao centro, assim, na junção entre as seções pode haver o rompimento.

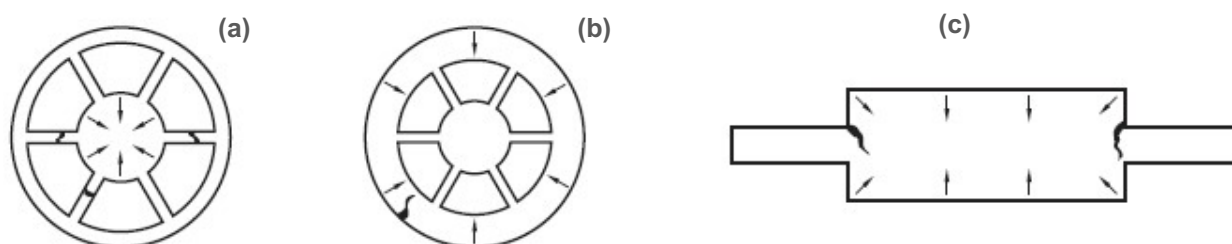


Figura 58 - Exemplos de trincas causadas por tensões internas devido a diferentes seções transversas da peça (direções de contração são indicadas pelas setas). (a) e (b) Roda e (c) Haste (Kliauga e Ferrante, 2009).

Em peças de grande volume, surgem as gotas quentes que são trincas superficiais que iniciam na superfície em direção ao interior da peça como mostrado na Figura 59.a. Este tipo de trinca é ocasionado por irregularidades

na espessura da camada solidificada em contato com o molde. As origens desses defeitos estão relacionadas com escórias, óxidos, gases ou irregularidades presentes na superfície do molde (Kliauga e Ferrante, 2009).

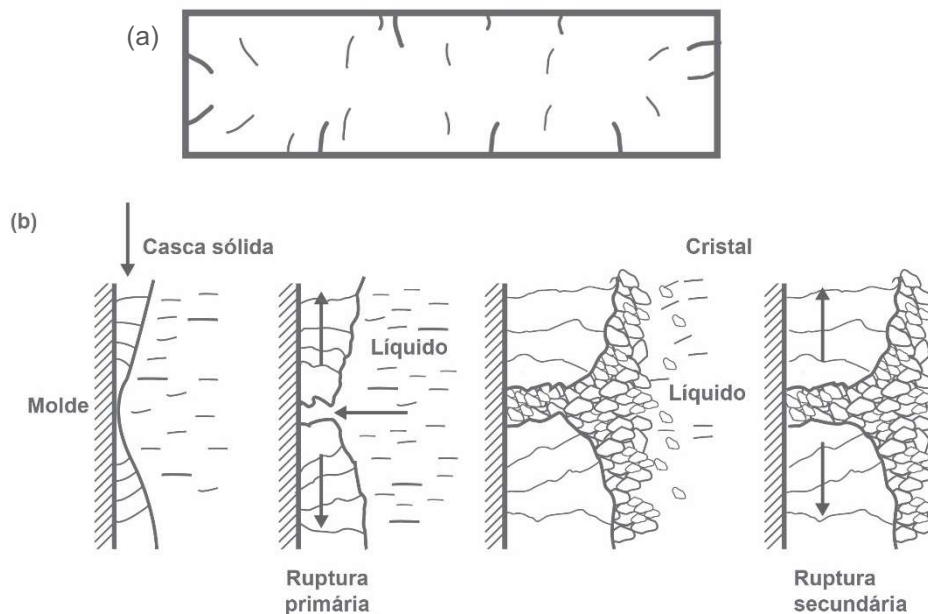


Figura 59 - Representação do defeito gota quente. (a) Trincas de gotas quentes. (b) Sequência de formação (Kliauga e Ferrante, 2009).

A maioria dos defeitos presentes nas peças por meio FP surge principalmente devido uma inadequada alimentação do metal fundido no molde (Beeley e Smart, 2008). A partir dos defeitos é possível traçar suas causas e conseqüentemente eliminá-los. Por isso, simular numericamente o preenchimento do molde antes da fundição é extremamente importante para evitar os métodos empíricos de tentativa e erro (Swift e Booker, 2003).

Os principais procedimentos de inspeção na fundição incluem: (1) inspeção visual para detectar defeitos óbvios como falha de preenchimento, delaminação e trincas superficiais de tamanho razoável; (2) verificação dimensional para garantir que as tolerâncias foram atingidas; (3) testes metalúrgicos, químicos, físicos e outros relacionados à qualidade do metal fundido. Esses testes ainda incluem: (a) testes hidrostáticos (para localizar vazamentos no fundido); (b) métodos radiográficos (com raios X e gama), tomografia, testes com partículas magnéticas, uso de líquidos fluorescentes penetrantes e testes supersônicos (para detectar os defeitos superficiais ou internos no fundido); e (c) testes mecânicos para determinar propriedades

como resistência à tração e dureza. Se os defeitos são identificados, mas não são tão sérios, é geralmente possível salvar o fundido com soldagem, desbaste (retificação ou esmerilhamento) ou outro método de reparo (Kliauga e Ferrante, 2009).

2.4.5 Projeto de Sistema de Alimentação de Molde e o Fluxo Fluido

O projeto do sistema de alimentação ou vazamento na fundição depende da compreensão do fluxo fluido que tem um comportamento bastante complexo, isso porque ocorre de forma tridimensional, sendo frequentemente transiente e envolvendo muitas variáveis, tais como velocidade (que são quantidades vetoriais) e viscosidade (que é função da temperatura) o que torna a sua modelagem difícil (Beeley e Smart, 2008). Mesmo assim a maioria dos engenheiros de fundição dispõe de uma boa compreensão do fluxo de fluido, através da observação do fluxo de água que na maioria das vezes pode ser obtido experimentalmente de forma laminar ou turbulento (Meng e Thomas, 2003).

Ao considerar o fluxo de fluido é importante estabelecer a diferença entre as condições de estado estacionário (em que tudo o que é constante ao longo do tempo), e transitório (ou não estacionário, em que muitas variáveis mudam com o tempo). Na fundição de metais, as condições são quase sempre transitórias. A câmara de entrada e os canais de alimentação não estão cheios no início do vazamento e quando enchem, o teor do metal provoca mudanças na física do molde de forma contínua até seu enchimento completo (Meng e Thomas, 2003). Infelizmente, as condições transientes são mais difíceis de analisar do que o estado de equilíbrio. Desta forma, durante a concepção de sistemas de alimentação é costume lançar hipóteses simplificadoras sobre o projeto de molde que permite cálculos aproximados. Essas condições durante o vazamento são: (1) que os canais estão cheios; (2) que os canais são razoavelmente longos e (3) o metal é injetado em uma cavidade vazia.

Os principais elementos de um sistema de alimentação estão esboçados na Figura 60. Um projeto de alimentação deve tentar satisfazer seis (06) requisitos de forma a evitar o arraste de gases, formação de bolhas e inclusões: (1) permitir que o metal encha o molde de forma rápida, sem

problemas e com um mínimo de turbulência; (2) estabelecer gradientes térmicos no molde, que promovem um vazamento consistente; (3) proporcionar a diminuição e/ou remoção da escoria; (4) evitar a oxidação do metal enquanto o molde é preenchido; (5) ser de fácil construção e remoção e (6) não deformar o fundido durante a solidificação.

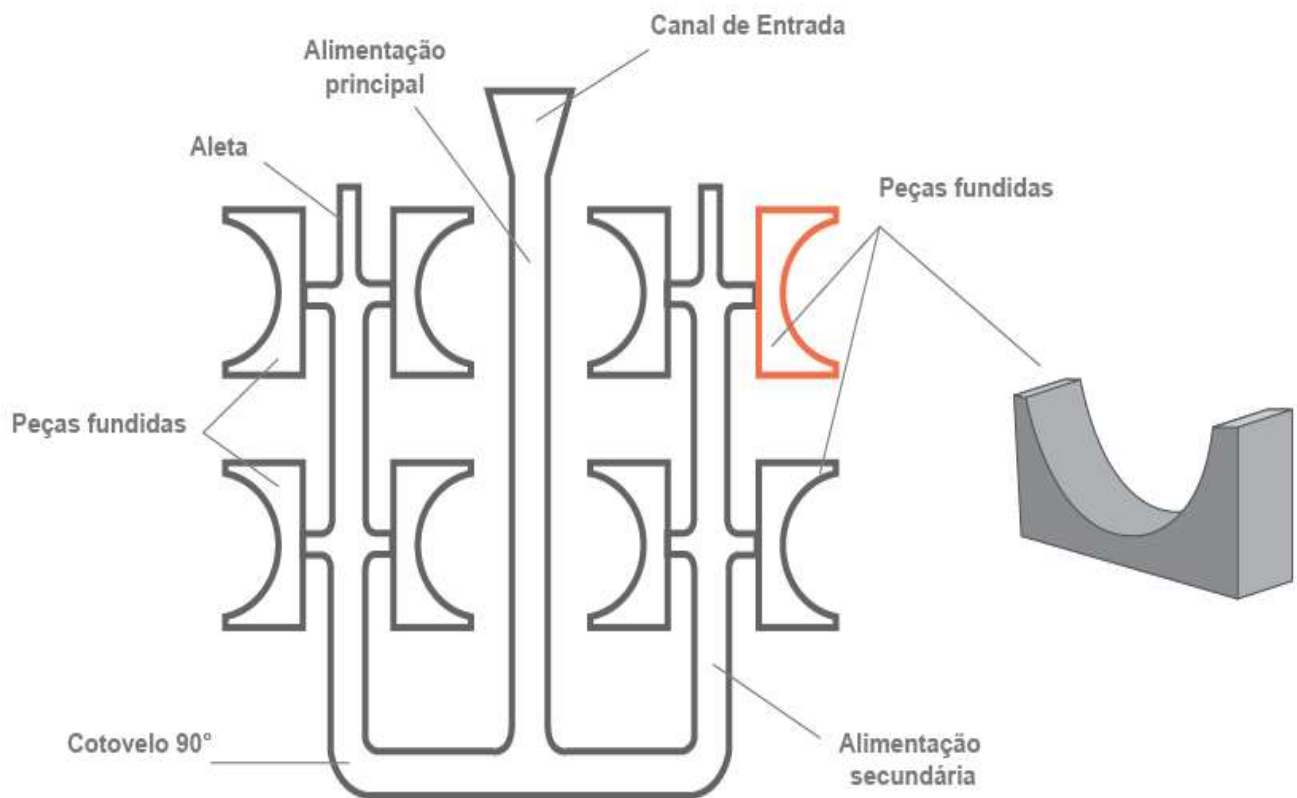


Figura 60 - Representação de um sistema de alimentação de FP e seus principais elementos. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).

Para analisar o fluxo de fluido é necessário lembrar dois princípios básicos: o da conservação da energia e o de massa. Para um sistema de vazamento simples, consistindo apenas de um canal vertedouro, um canal de entrada, um canal horizontal (secundário) e uma cavidade de vazamento (tal como mostrado na Figura 61), o primeiro princípio pode ser atendido através do equilíbrio da energia em pontos escolhidos nos alimentadores. Os termos de energia, importantes são:

1. O termo **energia potencial** (wh). Este é o peso do metal (w), multiplicada pela sua altura acima do plano de referência (h). Para simplificar, o plano de referência é geralmente considerado como sendo o plano da menor câmara, ou o ponto mais baixo na fundição.
2. O termo **energia cinética** ($wV^2/2g$). Onde V é a velocidade do metal e g a aceleração da gravidade.
3. O termo **energia de pressão** (wP/d) ou ($wP v$), onde P é a pressão exercida no metal e v o seu volume específico ($1/d$).
4. O termo **energia de atrito** $w\sum F$. Onde $\sum F$ é o somatório dos coeficientes de perda do sistema. O metal no estado líquido perderá energia apenas por atrito quando em contato com as paredes do molde.



Figura 61 - Representação simplificada de um sistema de vazamento em molde na fundição. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).

Assim, a conservação de energia do fluxo é satisfeita, se em qualquer ponto ela é conservada no sistema, isto é, a soma de todos os termos de energia em qualquer ponto do sistema é constante, Equação (1):

$$wh + wPv + \frac{wV^2}{2g} + w \sum F = Z \quad (1)$$

Onde Z é uma constante para um determinado projeto de alimentação. Quando se divide Equação (1) pelo peso (w), obtém-se o Teorema de Bernoulli, Equação (2):

$$h + Pv + \frac{v^2}{2g} + \sum F = Z' \quad (2)$$

Onde Z' é também uma constante correlacionado com o projeto de alimentação em função do peso. Esta equação é amplamente utilizada para estimar a velocidade de um sistema de vazamento de metal depois de ter sido vertido no canal de entrada a uma altura conhecida (Meng e Thomas, 2003).

No entanto, a fim de realizar os cálculos necessários, deve-se saber que a taxa volumétrica de fluxo (Q) é constante. Assim, Q é determinado pelo produto da velocidade do metal num determinado ponto de um sistema de propagação pela área em corte da seção transversal do canal (alimentador, canal). A Figura 62 representa parte de um sistema fluxo fluido em corte, onde Q é a continuidade do volume que deve ser o mesmo em qualquer ponto do canal. Como a área do tubo é menor no ponto 2 que no ponto 1, a velocidade será ser maior do que 2 que em 1. A Equação (3) rege esse fenômeno e é conhecida como equação da continuidade que ainda pode ser expandida.

$$Q_1 = Q_2 = Q_3 = A_1V_1 = A_2V_2 = A_3V_3 \quad (3)$$

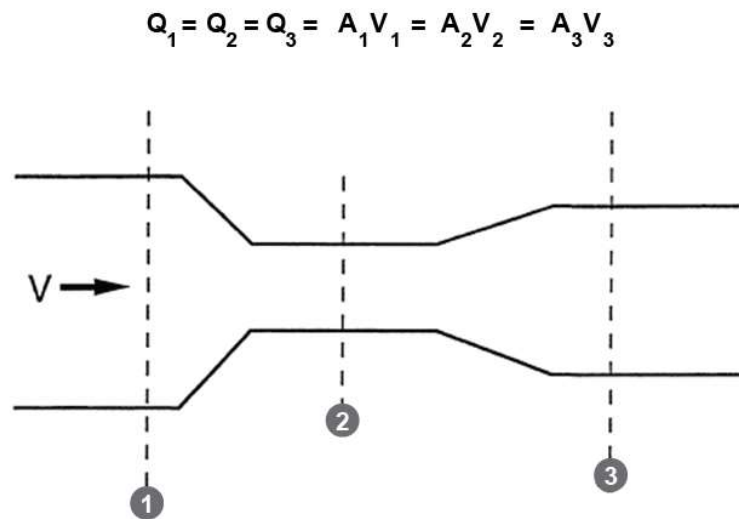


Figura 62 - Representação de um fluxo no canal com seções de área variáveis (a conservação de massa deve ser atendida nas regiões 1, 2 e 3). (Beeley e Smart, 2008).

As perdas por atrito são determinadas para cada contração de seção, mudança de direção ou outra característica de descontínua no sistema de alimentação sempre multiplicando cada força de atrito (F_i) pela velocidade real (V_i) do metal localmente. O termo $\sum F$ no Teorema de Bernoulli pode ser expandido de acordo com a Equação (4):

$$\sum F = \sum \left\{ \left(\frac{F_i V_i}{2g} \right) + f \left(\frac{L}{D} \right) \frac{V_{AV}^2}{2g} \right\} \quad (4)$$

No entanto, para simplificar muitas vezes é mais conveniente fazer cálculos dos alimentadores assumindo uma velocidade média (V_{AV}) ao invés V_i . Nesse caso é necessário apenas somar todos os termos F , e multiplicá-los por V_{AV} . O segundo termo é usado para determinar a perda de energia do fluxo abaixo do alimentador, onde f é o fator de atrito na parede, L o comprimento do canal e D o seu diâmetro (para seção circular).

Os valores médios de F, são apresentados na Tabela 5. Assim, quanto maior o valor de F_i , menos eficiente é o componente do sistema de alimentação e pior será o controle do fluxo. As mudanças bruscas de direção de fluxo (cantos vivos) no sistema são indesejáveis, porque eles diminuem a velocidade, causam a separação e provoca turbulência no fluxo que é prejudicial ao processo de fundição. A utilização de alimentadores de seção circular é mais eficiente do que utilizar os de seção quadrada ou retangulares, além de conservarem melhor o calor (Beeley e Smart, 2008).

Tabela 5 - Coeficiente de perdas no sistema de alimentação. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).

Características do alimentador	F
Canal de entrada	0.75
Junção do canal de entrada e alimentadores - reto	2
Junção do canal de entrada e alimentação – curvo	
Seção circular	1.5
Seção quadrada	2.0
Junção do canal de entrada e alimentação - ângulo reto	4-6
Estrangulamento (para 1/3 do alimentador)	13
Perda por atrito na parede (L=comprimento, D=Diâmetro)	
Seção circular	0.02 L/D
Seção quadrada	0.06 L/D

Um exemplo de aplicação para os coeficientes de perda é principalmente sua utilização na concepção de um canal de entrada. A Figura 63 apresenta uma representação da relação de um fluxo de aço submetido a um vazamento em queda livre, uma vez que o líquido cai no canal de entrada sofrendo aceleração devido à gravidade. Assim, a lei da continuidade requer que o diâmetro do fluxo suavize à medida que o líquido desce. Desta forma, a partir dos valores que são dados e o Teorema de Bernoulli, a velocidade do fluxo em qualquer ponto pode ser obtida.

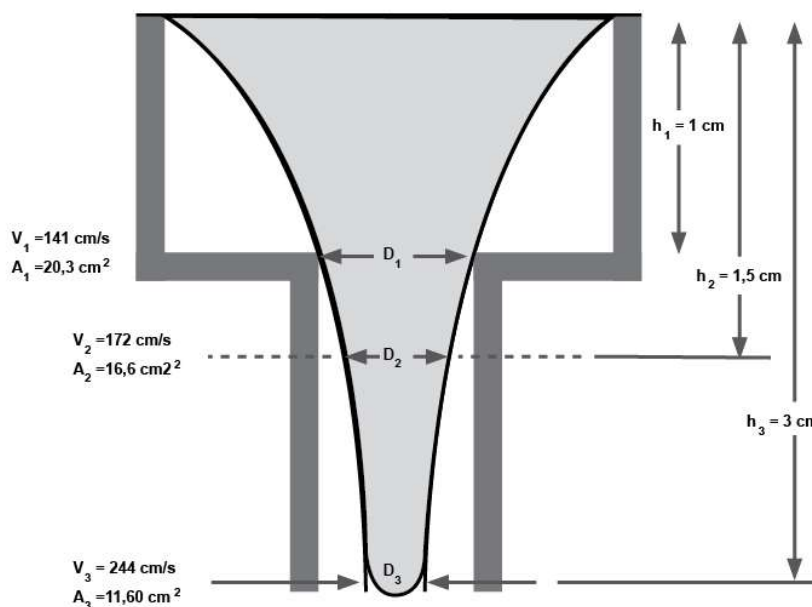


Figura 63 - Representação do fluxo fluido sob queda livre em um canal vertical. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).

Com o fluxo de metal acelerado pela ação da gravidade, a sua área de seção transversal diminui, independentemente do diâmetro do canal de entrada. Para confirmar se isto ocorre pode-se ligar, por exemplo, uma torneira de água e observar a forma do fluxo que cai verticalmente a partir dela. Se o balanço energético for realizado em cada um dos pontos do alimentador, será verificado que a pressão no ponto 3 é menor do que a pressão nos pontos 1 ou 2. Isto significa que o ar pode ser aspirado, ou arrastado para o canal de entrada através da parede do alimentador, se o molde é poroso (como são os moldes utilizados na FP em molde sólido). Desta forma, o ar pode então reagir com o metal para formar inclusões de óxido. Por esta razão, a forma do canal de entrada deve ser cônica, com a extremidade pequena e para baixo, ou seja, em conformidade com a forma que o metal vai naturalmente tomar. Quando os canais são afunilados a pressão é equilibrada, que sem o ar, proporciona uma melhor aspiração do metal para dentro do fluxo (Beeley e Smart, 2008).

Caso a junção do canal de entrada e os alimentadores não tenham uma forma cônica, o metal pode fluir para fora do canal mais rapidamente do que foi vertido, provocando o não preenchimento do canal de entrada ocasionando uma fundição vazia. Isto significa que ele irá sempre conter ar que

irá reagir com o metal, formando defeitos de inclusões. Para ter a certeza de que o canal de entrada está completamente preenchido, o sistema de alimentação deve ser fechado na parte inferior do canal de alimentação ou na câmara apenas para além da sua junção com o canal de entrada, reduzindo localmente a secção transversal do canal de entrada ou câmara. Esta secção transversal mínima controla a taxa de escoamento do metal na câmara (Beeley e Smart, 2008).

O efeito de uma alteração abrupta da secção transversal do canal de entrada pode ser ilustrado na Figura 64.a. Observe que as linhas de fluxo do líquido neste caso, acompanha o caminho percorrido pelo fluido, mostrando que existe pouca circulação de líquido nos cantos de maior secção (os redemoinhos fluidos recirculam em vez de mover-se para baixo). Na secção transversal reduzida, a aceleração e o impulso restringe o fluxo mais que a secção transversal de estrangulamento, ou seja, esta será uma zona de baixa pressão na câmara, e o ar pode ser aspirado para reagir com o metal. A Figura 64.b apresenta os padrões de fluxo nos alimentadores de contorno, onde as linhas de fluxos sofrem com a mudança de direcção do escoamento.

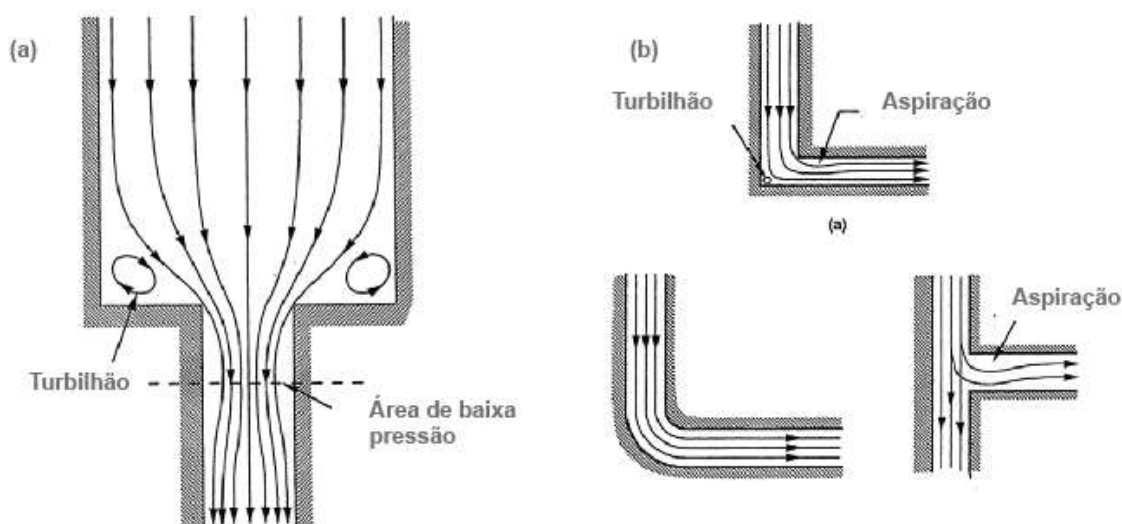


Figura 64 - Representação das linhas de fluxos em sistemas de alimentação. (a) Em canal de entrada vertical simples. (b) Em contornos com mudança de fluxo. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).

A discussão anterior é de fundamental importância para o cálculo das dimensões de um sistema de alimentação. No entanto, estes são apenas aproximações, e a aplicação dos conhecimentos teóricos-experimentais

adquiridos ao longo dos tempos é extremamente importância. Desta forma, os seguintes pontos devem ser lembrados:

1. Se o canal de entrada ou os alimentadores não estiverem totalmente preenchidos, o ar será aspirado pelas laterais do molde e irá promover a oxidação no canal de descida;
2. Cantos vivos e mudanças bruscas de direção ou de seção transversal dos alimentadores irão causar turbulência e aspiração do ar, favorecendo a formação de inclusões, bem como reduzindo a velocidade do metal nos alimentadores provocando a recirculação;
3. O alimentador deve ser gradualmente reduzido, desta forma, o fluxo do metal irá se comportar de forma cônica e o ar não será aspirado.

Com relação ao segundo ponto, a turbulência é mencionada como algo a ser evitada. É importante compreender que a o fluxo fluido pode ser dividido em dois regimes, laminar e turbulento. No fluxo laminar, todas as moléculas do fluxo de fluido seguem em linhas retas paralelas. Na face da parede do canal, onde o fluido entra em contato, as moléculas do fluido realmente não se movem em sua totalidade. No entanto, quando a distância da parede aumenta a velocidade do fluido também aumenta, como mostra no perfil de velocidade apresentado na Figura 65, que neste caso, atingiu seu máximo no meio do canal.

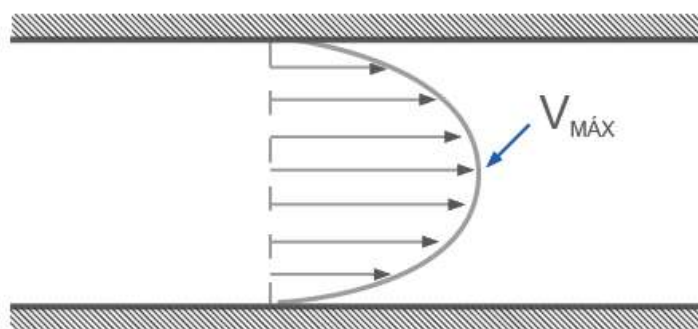


Figura 65 - Perfil de velocidade de um fluxo laminar desenvolvido num tubo cilíndrico em escoamento interno. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).

Diferentemente, no fluxo turbulento em vez do metal fluir em uma série de linhas retas paralelas, rompem-se e provoca remoinhos que vão à jusante. Existem dois tipos de fluxo turbulento, um com camada limite estável tendo seu

comportamento apresentado na Figura 66.a, a outro com uma camada limite instável. Estes têm seus perfis mostrados na Figura 66.b. Um perfil de escoamento instável é extremamente prejudicial ao processo de fundição e deve ser evitado no projeto do molde (Meng e Thomas, 2003).

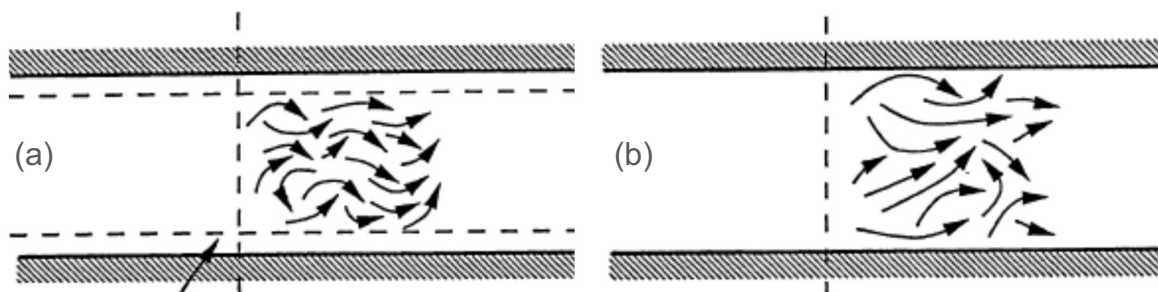


Figura 66 - Perfil de velocidade de um fluxo turbulento num tubo cilíndrico em escoamento interno. (a) Camada limite estável. (b) Camada limite instável (Beeley e Smart, 2008).

Com uma camada limite estável, a velocidade do metal na parede do canal pode ainda ser considerada zero, embora no interior do canal o fluido se move de maneira turbulenta. No entanto, em velocidades superiores, a turbulência no fluxo rompe a camada limite arrastando a corrente do fluxo. No processo em que o metal é fundido em moldes de revestimento cerâmico, o fluido em contato com a parede do molde é frequentemente oxidado por meio de uma reação com o material do molde ou como resultado da difusão do ar através do molde poroso (Beeley e Smart, 2008). Quando este metal oxidado entra na camada limite e é arrastado para o canal alimentador, ele pode ir para dentro do fundido formando escória ou inclusões. A determinação se o fluxo é laminar ou turbulento pode ser obtida pelo cálculo do número de Reynolds do fluido dado pela Equação (5). O número de Reynolds é um número adimensional, ou seja, independe do tamanho do alimentador.

$$N_{Re} = 4R_H V \left(\frac{d_1}{\mu} \right) \quad (5)$$

Nesta equação, V é a velocidade do metal no alimentador, R_H o raio do alimentador (igual à razão entre a área da secção transversal do canal para o seu perímetro, para um canal circular, $R_H = 4$), e $\frac{d_1}{\mu}$ a viscosidade cinemática do

líquido (que são propriedades da liga). A Tabela 6 apresenta os valores de viscosidades cinemáticas para vários metais em seu estado de líquido. A viscosidade cinemática da água possui valores mais próximo ao de muitos metais fundidos, por isso os modelos preparados para estudar o fluxo de metais utilizam água em moldes de acrílico nas atividades de investigação do processamento de lingotes ou sistemas de canais de alimentação (Beeley e Smart, 2008).

Tabela 6 - Valores das viscosidades média de alguns metais líquidos e da água. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).

Líquido	Viscosidade (Pa/s)
Água	101
Alumínio	311
Cobre	322
Aço	636
Ferro fundido	636

O fluxo é laminar para escoamento interno acontece quando a número de Reynolds está abaixo de 2000 (Fox *et al*, 2006). A camada limite estável existirá quando o N_{Re} for inferior a 20.000, e acima, uma turbulência severa presente faz com que a camada limite se torne instável e rompa. Isto significa que a modelos de propagação que produzem a peças fundidas limpas serão aquelas em que a número de Reynolds é mantida abaixo de 20.000. Um fluxo completamente laminar, onde o N_{Re} é inferior a 2000, seria ideal, mas um vazamento lento e velocidades necessárias para isso causaria nos alimentadores e no próprio metal uma solidificação prematura. Desta forma as variáveis V ou R_H podem ser manipuladas para proporcionar um número de Reynolds reduzido (Beeley e Smart, 2008).

Ainda, um sistema de alimentação ideal teria uma região onde pequenas inclusões pudessem flutuar, seguida por uma seção onde camada limite proporcionasse um fluxo turbulento estável ou laminar. Num fluxo muito turbulento com uma camada limite instável, as partículas de óxido existentes, bem como qualquer óxido que se forma na interface entre o metal e a molde, são violentamente misturadas nas correntes de fluido. Assim, o contato de uns

aglomerados com outros proporcionando durante a solidificação a formação de defeitos. Em escoamento turbulento com uma camada limite estável, existe a formação de óxidos na interface molde/metal mais estes permanecem quase estáticos (Beeley e Smart, 2008).

As condições de fluxo turbulento são encontradas frequentemente na base de saída dos alimentadores, em que o metal atinge a velocidade máxima sendo forçado a mudar de direção. Nesta zona, existe uma boa mistura do metal, e a presença de qualquer inclusão favorece uma melhor oportunidade para que as partículas se aglomerem. Assim, os alimentadores transversais deverão proporcionar um regime de fluxo turbulento com uma camada limite estável ($N_{Re} < 20.000$). Por fim, quando o metal entra nos alimentadores superiores deve passar por uma região de fluxo laminar para uma limpeza final. E para essa prática ocorrer filtros são colocados na base dos alimentares superiores, que proporcionam uma região de fluxo laminar, evitando a formação de inclusões no metal. Uma representação de um molde que utiliza filtro é apresentada na Figura 67.

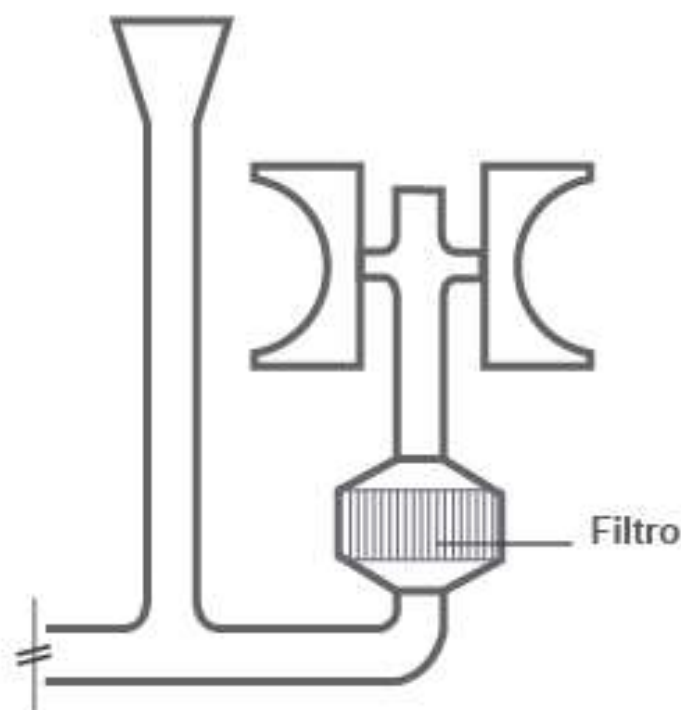


Figura 67 - Representação de um sistema de alimentação em molde com a utilização de filtro para forçar o surgimento de fluxo laminar. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).

Em sistemas de FP que utilizam vácuo, é claro, pode-se desconsiderar que o oxigênio do sistema cause problemas de inclusão durante o vazamento. Se alguma inclusão for identificada, muito provavelmente foi originada de impurezas presentes na carga de fundição inicial, ou como um resultado de reações como cadinho, ou a partir de um molde mal fabricado. Em câmaras de fusão a vácuo, sistemas de alimentação são concebidos de forma a completar o preenchimento no menor tempo possível evitando a recirculação e ignorando a possibilidade de oxidação durante o vazamento (Beeley e Smart, 2008).

Segundo Beeley e Smart (2008), experimentos de pesquisadores têm mostrado que há uma taxa de vertimento ideal para cada projeto. Assim, se o metal é vertido muito lentamente, o resultado é uma recirculação de metal; se ocorre de forma brusca, a reoxidação e inclusões irão se formar, além de muita escória. Portanto, os moldes devem possuir ventilação adequada de modo que quando o metal entra no molde, o ar que flui possa escapar do molde. Isto é necessário porque os moldes de revestimento cerâmicos não são suficientemente permeáveis para permitir que o ar ou gás que preenche o molde escapem totalmente através das paredes ao mesmo tempo em que o metal entra.

Segundo Garcia (2011) a fluidez é a capacidade de um metal fundido continuar a fluir, mesmo que perdendo temperatura e com o processo de solidificação ocorrendo. Essa característica, presente nos processos de fundição é definida por Beeley e Smart (2008) como a capacidade de preencher seções finas, é também uma propriedade da composição da liga. Em geral, como a diferença entre as temperaturas às quais começa e termina durante a solidificação diminui, a fluidez da liga que é função da temperatura também é reduzida. A fluidez também pode ser diminuída por meio da formação de uma película de óxido sobre a liga, resultado de reações como o material do molde ou atmosfera. Desta forma, na concepção de um sistema de alimentação, o objetivo principal deve ser o de assegurar que todas as cavidades do molde sejam preenchidas totalmente pelo metal e proporcione uma solidificação que não ocasione defeitos. Só desta forma pode ser exercido um controle suficiente sobre o processo e garantir sua reprodutibilidade.

2.4.6 Projeto de Sistemas de Alimentação de Molde e o Fluxo de Calor

A maioria das fundições de pequenas peças são realizadas sem a utilização de canais de alimentação, podendo ocorrer apenas com o uso do canal de entrada, devido à alta produtividade na relação solidificação/volume de metal. O emprego de alimentadores diminui o rendimento e torna o processo de fundição dispendioso diminuindo a sanidade metalúrgica (Mariotto *et al.*, 1987). No entanto, uma configuração específica de vazamento ou liga pode exigir o uso de sistema de alimentação para evitar a formação de defeitos. O objetivo do projeto de um canal de entrada e sistema de alimentação é de controlar a solidificação para que ela se inicie em uma seção do fundido, permitindo propagar-se em direção à peça até o seu completo preenchimento. Isto pode ser realizado por meio do controle do fluxo de calor na solidificação durante o vazamento.

O calor pode ser transferido entre os corpos através de três meios: radiação, convecção e condução, este último mais significativo no processo de fundição (Incropera e Dewitt, 2008). Devido os mesmos aspectos que ocorre no fluxo de fluido, a análise da transferência de calor em fundição é também complexa, e condições de estado estacionário só existem para simplificar as análises dos problemas. Alguns *softwares* para computador têm se mostrado capazes de resolver as complexas equações numericamente (tais como Magma e Flow3D) a partir de simplificações físicas que são feitas para facilitar os cálculos de projeto para sistemas de propagação.

Ao considerar um objeto quente em contato com um objeto frio, sabe-se que o elemento quente perde calor para o frio, que se aquece, até que não haja diferença de temperatura entre os dois corpos. Se os objetos quentes e frios são mantidos em suas temperaturas originais, um estado de equilíbrio térmico é estabelecido entre eles (Incropera e Dewitt, 2008). Para ilustrar esse fenômeno, a Figura 68 apresenta uma representação da distribuição de temperatura em um bloco que é colocado sobre uma superfície quente até seu o estado equilíbrio (à esquerda).

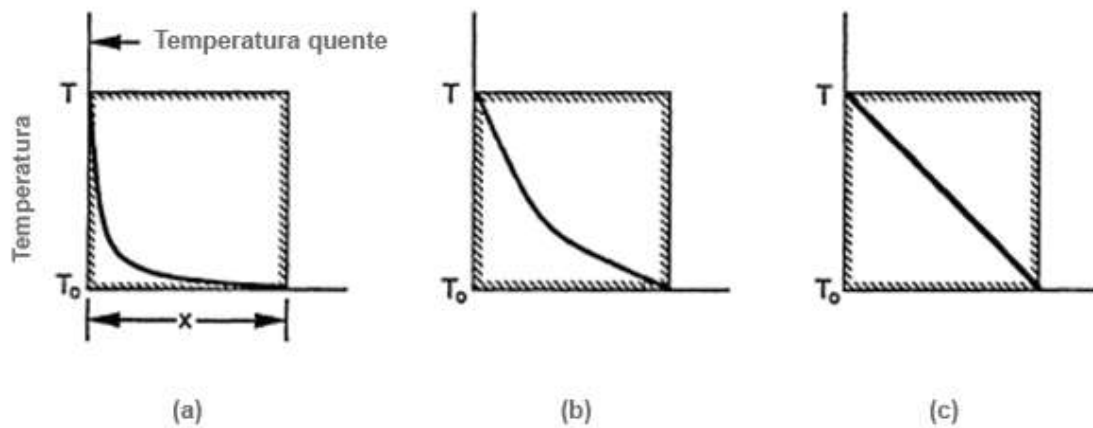


Figura 68 - Perfil de distribuição de temperatura colocado sobre uma superfície quente. (a) Imediatamente após o contato. (b) Depois de um tempo. (c) Estado de equilíbrio. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).

O fluxo de calor no bloco apresentado na Fig. 68, dependente da diferença de temperatura entre os dois lados do bloco ($T-T_0$), e é inversamente proporcional as dimensões do bloco (x). O fluxo de calor pode ser determinado pela Lei de Fourier dado pela Equação (6).

$$q = k \frac{(T-T_0)}{x} \quad (6)$$

Onde k é constante de proporcionalidade de condutividade térmica. Quanto maior for o seu valor mais rapidamente o calor é transferido. Os metais e ligas têm altos valores de k , enquanto os refratários e isolantes têm baixos valores. A condutividade térmica não é constante para um material e varia com a temperatura.

Os metais e materiais de moldes utilizados em processos de fundição variam em sua capacidade de conduzir calor. Na fundição, quanto mais rapidamente um molde puder extrair o calor a partir de uma região quente para um frio, mais rápido ocorrerá a solidificação. O calor específico é a quantidade de energia necessária para elevar a temperatura do material por um grau, e a difusividade térmica é a condutividade térmica dividida pelo produto da densidade e o calor específico. A difusividade térmica quantifica a rapidez com

que o calor é absorvido por um molde, ou seja, indica a capacidade do molde em extrair o calor do metal fundido.

Quando o metal líquido é vertido num molde frio, o mesmo é levado ao aquecido imediato. Se a temperatura do metal não é alta o suficiente, o líquido pode esfriar tão rápido que se solidifica nos canais de alimentação, ou antes, do completo preenchimento da peça. Assim, o metal deve ser aquecido adequadamente (superaquecimento acima da temperatura de fusão do metal) para ajudar no preenchimento apropriado de todo o molde. Contudo, nem sempre é possível um suficiente sobreaquecimento do metal líquido que pode ocorrer, por exemplo, na fundição de aço em que os refratários utilizados não suportam o aumento da temperatura de fusão podendo até levar o molde a falha. Um método usado para manter o metal longe da prematura solidificação que tem obtido êxito em muitos casos é o pré-aquecimento do molde a uma temperatura elevada.

Se as temperaturas do metal no molde são medidas localmente em alguns pontos logo após o metal ter sido vazado, o perfil de temperatura pode ser determinado. A Figura 69 apresenta uma representação do perfil de temperatura na interface do metal/molde e no molde que são distintas. A temperatura é quase constante, na zona pastosa, e cai rapidamente no sólido. A temperatura do molde diminui muito em relação a do fundido, isto pode ser explicado pelo fato do molde e o metal não estarem mais em contato direto após o início da solidificação. O metal encolhe na parede do molde, e a interface agora resiste à transferência de calor devido a uma fina camada de óxido que é formada (Beeley e Smart, 2008).

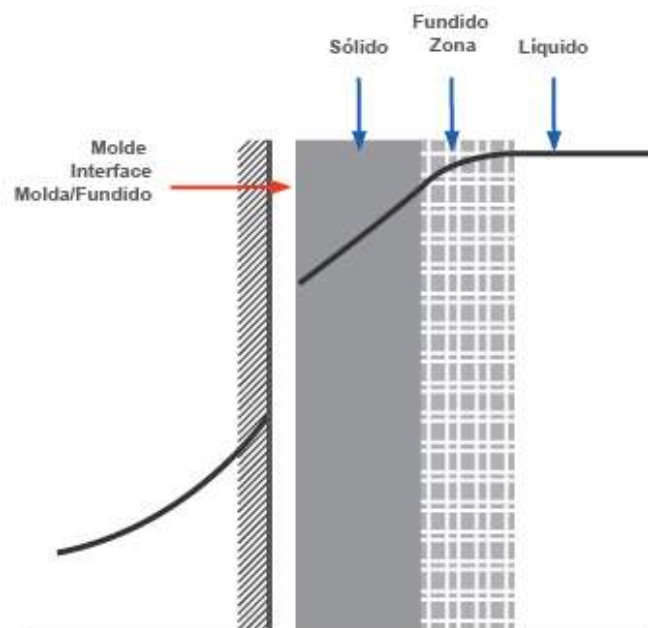


Figura 69 - Perfil de temperatura no molde pós-vazamento durante a solidificação. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).

A transferência de calor por radiação é proporcional à quarta potência da temperatura absoluta. Quanto mais quente for o metal vazado maior será sua taxa de transferência de calor por radiação. A equação que descreve a transferência de calor por radiação entre dois corpos é apresentada na Equação (7):

$$q = a e_1 (T^4 - T_0^4) \quad (7)$$

Onde a é uma constante e_1 é a emissividade do corpo mais quente. O cálculo da transferência de calor é complexo, pelo fato que pode ser formado ângulos entre as superfícies que emitem radiação, assim, nem toda a radiação do corpo mais quente incide diretamente sobre o corpo mais frio diminuindo o rendimento. Neste caso, a equação deve ser corrigida por meio do cálculo do fator de visão entre os corpos.

A radiação é especialmente importante para os metais ferrosos, pois a transferência de calor por radiação torna-se eficiente a elevadas temperaturas. Sendo assim, a geometria a ser fundida pode sofrer influência durante sua solidificação de forma não esperada em uma operação que era considerada

simples. Entretanto a transferência de calor por radiação não é especificamente considerada na concepção de sistemas de alimentação na FP, exceto no caso de peças fundidas a partir de superligas de solidificação direcionada e monocristalinas, onde o controle de transferência de calor por radiação é crucial.

A transferência de calor por convecção, a qual surge através da movimentação de fluidos pode ocorrer de forma natural ou forçada. Em fornos de indução, por exemplo, pode-se observar que a mistura é impulsionada pelo campo eletromagnético sugerindo a ocorrência de uma convecção forçada entre o metal e a parede do molde. Se for observado apenas a região superior do fundido no cadinho desse forno de indução (que está em contato com ar, por exemplo), uma convecção natural é observada entre o ar e a camada superior de metal. Com efeito, a transferência de calor por convecção não é normalmente considerada em fundição de precisão, uma vez que a solidificação ocorre de forma muito rápida em relação às correntes convectivas que possam ser estabelecidas.

Na FP o fato de haver troca térmica entre o sistema de alimentação e o molde durante o vazamento, significa dizer que a metal líquido não está a uma temperatura uniforme durante alimentação da peça fundida. O fluxo metálico que se propaga a uma maior distância do canal de entrada, perde a maioria do calor para aquecer o sistema de alimentação, fazendo com que o fluxo do metal ocorra sempre através das partes mais quentes do molde. Desta forma, a solidificação vai se iniciar onde o metal estiver com uma menor temperatura, e vai se propagando progressivamente para regiões mais quentes. Geralmente o canal de entrada é posicionado nas partes mais espessas, para que solidifiquem por último favorecendo assim o processo de preenchimento das partes mais finas, evitando defeitos durante a solidificação.

Para utilização deste efeito a maiorias dos processos de FP ocorrem em ambientes fechados sem o uso de alimentadores. No entanto, por vezes é necessária a utilização de alimentadores no vazamento de alguma seção que não pode ser alcançada a partir do canal de entrada. Sendo assim, utiliza-se geralmente uma alimentação ascendente, como mostrado Figura 70, onde o canal alimentador pode ser ligado do topo a um dos lados do molde.

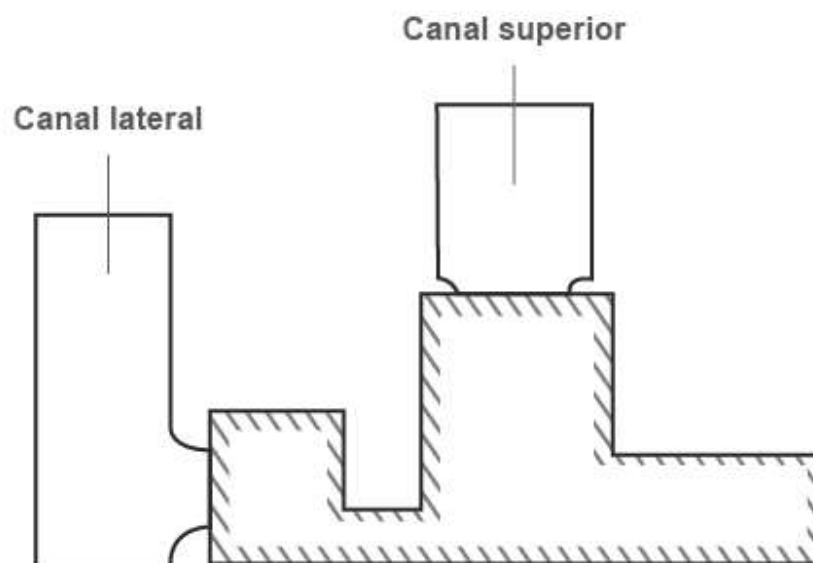


Figura 70 - Canais alimentadores laterais para aumento do rendimento do processo de fundição. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).

No projeto dos alimentadores, deve ser garantido que a solidificação ocorra primeiramente após o completo preenchimento da geometria a ser fundida. Portanto, é necessário garantir que seções grandes e espessas, permaneçam fluidas por mais tempo que as seções pequenas e finas, isto é, quanto maior a área da superfície na seção de vazamento em contato com o molde, mais rapidamente o calor será capaz de fluir. Por outro lado, uma área de vazamento mais compacta irá concentrar o calor em um número limitado de volume e mais difícil será a extração do calor. Quando Chvorinov observou isso, e realizou uma cuidadosa experimentação variando as formas e tamanhos dos alimentadores, chegou à conclusão que o tempo de solidificação em qualquer seção de vazamento é proporcional ao quadrado do volume dividido pela área da superfície. Assim essa taxa, conhecida como taxa de Chvorinov, pode ser calculada a partir da Equação (8).

$$t_f = C_h \left(\frac{V_{ol}}{A_{SP}} \right)^2 \quad (8)$$

Onde C_h é a constante de Chvorinov, V_{ol} é o volume de fundido e A_{SP} a área de superfície dos alimentadores que troca calor com o fundido.

Analisando qualitativamente esse parâmetro é possível afirmar que enquanto a razão de volume e área de superfície ($R_{V/A}$) no alimentador for maior do que a da seção a ser obtida, o completo preenchimento estará garantido. Isso pode ser explicado pelo favorecimento da solidificação nos alimentadores ocorrer por último reduzindo defeitos. Para determinar a ordem com que essas diferentes partes fundidas irão começar a solidificar-se é necessário apenas comparar as razões $R_{V/A}$, que também é conhecida como módulo de fundição.

A regra de Chvorinov é importante para orientar o raciocínio sobre o fluxo de calor na fundição. Fundidos com grandes seções não podem ser alimentadas por um canal estreito porque a seção fina solidificará primeiro, sufocando o fluxo de metal. A utilização de seções finas projetadas na geometria a ser obtida (por exemplo, uma forma de aletas isoladas) irá acelerar a solidificação em partes específicas do fundido. Uma representação dessa prática pode ser visualizada na Figura 71.

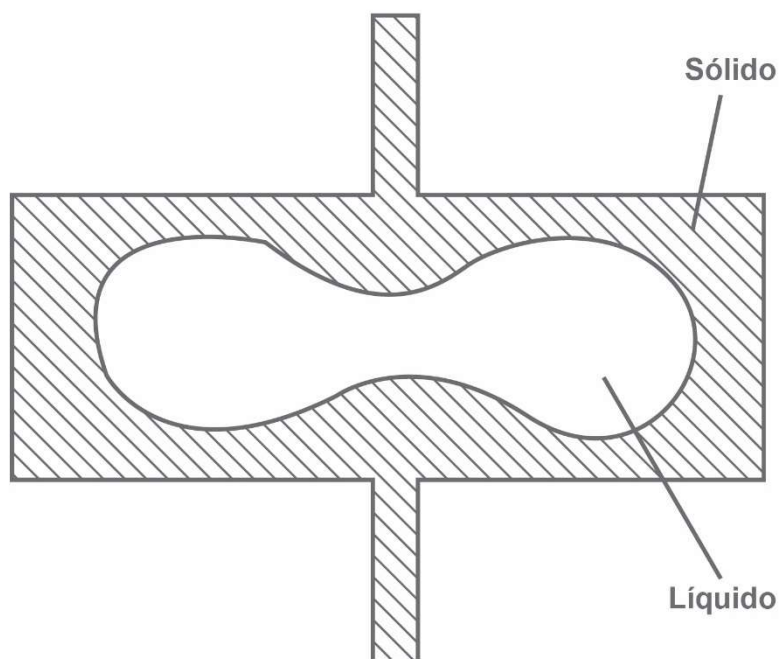


Figura 71 - Representação de aletas utilizadas no projeto de molde para acelerar a solidificação de uma determinada região. Adaptada de (Beeley e Smart, 2008).

Quando a utilização dos alimentadores é necessária utilizar um canal de entrada para assegurar que o metal nele contido esteja mais quente que o da cavidade de moldagem. Assim, é vantajoso realizar a fundição de modo a que as seções mais volumosas da peça fiquem localizadas no topo do núcleo,

e desta forma a gravidade pode ajudar a drenar os alimentadores quando o metal é vertido. Os sistemas de alimentação são geralmente projetados para serem compactos, a fim de conservar o calor. Quando possível o ideal é que eles sejam esféricos, ou, tenham seções transversais circulares. Essa técnica é muito utilizada inclusive por protéticos e joalheiros em suas fundições. A eficiência dessa técnica aumenta quando eles são colocados no canal de entrada e não no final das seções (Kliauga e Ferrante, 2009).

A lei de Chvorinov é mais útil para evitar defeitos de porosidade e contração. No entanto, muitas ligas utilizadas na FP solidificam-se de forma 'pastosa' e origina microcontrações dispersas no metal e neste caso essa relação não pode ajudar. A redução ou eliminação de microcontrações dispersa requer outras técnicas. Uma delas seria a utilização de altos gradientes térmicos na fundição. Estes altos gradientes são responsáveis por reduzirem a porosidade fazendo com que a solidificação ocorra de forma rápida e de modo que as extensões dos canais de entrada sejam substancialmente diminuídas. Desta forma, nenhum canal de alimentação de metal é bloqueado (Mariotto *et al.*, 1987).

O controle dos gradientes térmicos durante o processo de fundição é de fundamental importância para projetar um bom sistema de alimentação, e, portanto, é essencial o seu entendimento. A Fig. 69 apresentou um perfil de temperatura obtido através da solidificação de um metal, vazado num molde adjacente. O gradiente de temperatura é obtido pela inclinação da curva do perfil de temperatura em qualquer lugar na peça moldada, e varia a partir do líquido através da zona pastosa (onde ele aumenta) para o sólido junto ao molde (onde volta a diminuir).

A utilização de altas taxas de solidificação tem se mostrado benéfica para a qualidade da fundição, além de diminuir a porosidade e refinar os espaçamentos dendríticos. Conseqüentemente, muitas técnicas foram desenvolvidas para elevar os gradientes térmicos como: elevar a temperatura de vazamento do metal, diminuir a temperatura de pré-aquecimento do molde, ou aumentar a difusividade térmica do molde (mudando o material).

Outra maneira de alcançar este último efeito é a utilização de peças metálicas geralmente de cobre ou alumínio (ambos com alta condutividade térmica e difusividade), para promover o início da solidificação em pontos

específicos da fundição. Entretanto a utilização desse mecanismo é restrita a FP que utiliza o método de molde em casca, pois esse material tem que ser suportado pelo material do molde. No processo que utiliza molde casca a utilização dessa prática é realizada envolvendo a região de interesse (que a solidificação seja acelerada) com o material de suporte (que tem uma elevada condutividade térmica) promovendo o isolamento das demais partes do molde. Desta forma, a solidificação irá iniciar em partes do molde que resfria mais rápido, e avançaram posteriormente para a parte que resfria de forma mais lenta.

A condutividade térmica do molde também pode ainda ser modificada pelo controle da sua porosidade e densidade. À medida que o molde se torna mais poroso, a sua condutividade térmica diminui. Isso sugere um controle da qualidade do molde e reprodutibilidade para proporcionar a transferência de calor com condições consistentes para fundição e solidificação de peças (Beeley e Smart, 2008).

2.4.7 Diretrizes Volumétricas e Geométricas de Peças Fundidas

Frequentemente nos processos de fundição, o uso de massalote para garantir o completo preenchimento é utilizado. Segundo Mariotto *et al.* (1987) a obediência ao requisito térmico é condição necessária mas nem sempre suficiente para garantir o funcionamento adequado do massalote. Essa condição não garante que seja satisfeita as condições volumétricas, isto é, a disponibilidade de metal líquido necessário para compensar a contração volumétrica total (C_{Vol}), expressada pela (Equação 9):

$$C_{Vol} = (V + V_m) \cdot b \quad (9)$$

Onde b é o coeficiente global de contração volumétrica, que incluem as contrações líquidas e sólidas como também o efeito da dilatação do molde, V o volume da peça e V_m o volume do massalote. Essa redução total do volume aparecerá ao final da solidificação, principalmente na forma de rechupe e espera-se ficar localizado no massalote, deixando a peça isenta de defeitos.

A eficiência do massalote pode ser medida aproximadamente pelo quociente entre o volume do rechupe resultante (V_r), e o volume inicial do massalote (V_m), a (Equação 10) apresenta esse quociente:

$$\eta = \frac{V_r}{V_m} = \frac{(V + V_m).b}{V_m} \quad (10)$$

A eficiência do massalote de uma peça deve ser um tanto maior quanto menor for à temperatura de vazamento e quanto maior for o módulo do massalote para um mesmo volume V_m . A partir da Equação 10, o volume mínimo que o massalote deve ter para satisfazer o requisito volumétrico pode ser calculado pela (Equação 11):

$$V_m = \frac{(V.b)}{(\eta - b)} \quad (11)$$

Caso exista um subdimensionado do massalote, isto é, V_m menor que V o rechupe ou região porosa poderá atingir a peça. Se pelo contrario o massalote for superdimensionado (V_m muito maior que V), a própria presença do massalote poderá reduzir o gradiente de temperatura na região da peça próximo a ele, favorecendo o aparecimento de rechupe secundário ou porosidade secundária. Os valores de η e b correspondentes, devem ser obtidos experimentalmente para cada material.

Adicionalmente, de modo a minimizar os efeitos nocivos da contração é desejável que as regiões da peça mais distantes do ponto de suprimento do metal líquido solidifiquem primeiro e a solidificação progrida dessas regiões remotas até o(s) massalote(s) (Mariotto *et al.*, 1987). Desse modo, o metal fundido estará continuamente disponível nos massalotes de forma a evitar a formação de vazios de contração durante a solidificação. O termo solidificação direcional é utilizado para descrever esse aspecto do processo de solidificação e os métodos pelos quais podem ser controlados. A desejada solidificação direcional é obtida seguindo a Regra de Chvorinov no projeto do fundido propriamente dito, da sua posição no molde e no projeto do sistema de

massalotes que alimentarão a peça (Groover, 2014). Assim, localizar as seções da peça com baixa módulo ($R_{V/A}$) longe do massalote garante que a solidificação inicie nessas regiões favorecendo o suprimento de metal líquido para o restante da peça até que as seções mais espessas solidifiquem. Usualmente é recomendado que a região de conexão massalote-peça seja curta e largo, de forma a minimizar o volume dessa junção, reduzindo desperdício de metal e evitando que a solidificação ocorra prematuramente em seções do molde próximas ao massalote. Portanto a área da seção transversal deve ser suficientemente grande para retardar o início da solidificação (Beeley e Smart, 2008).

Quando se impõe que $R_{V/A}$ no massalote seja maior que o da peça ou da região da peça a qual ele está ligado, impõe-se na região vizinha ao massalote um gradiente de temperatura positivo em direção a ele (Mariotto *et al.*, 1987). Assim, a presença da massa do metal líquido no massalote e a diminuição da área de troca de calor da peça, resultado da junção massalote-peça contribui para o estabelecimento desse gradiente. Se a geometria da peça é favorável, o gradiente mantém-se suficientemente elevado ao longo de todo fundido, de modo que a movimentação de líquido necessária para compensar a contração volumétrica nunca será interrompida. Se, no entanto, a geometria da peça está posicionada a certa distância do massalote promovendo um menor gradiente de temperatura (próximo a um valor crítico), ocasionará o encontro de cristais de diferentes direções. Desta forma, esses cristais crescendo acaba por impedir a livre passagem do fluido, de modo que ocorrerá a formação de porosidade devido à solidificação de líquido aprisionado entre cristais conforme mencionado em 2.4.3.

As geometrias mais críticas são as que assemelham a placa e barras (seções uniformes), por apresentarem regiões com paredes opostas e paralelas. Nesses casos, as condições de extração do calor não favorecem a formação de gradientes longitudinais elevados, seja com outras seções de peça, com o massalote a exceção de locais próximos as extremidades ou a junções. Essa distância tem sido determinada experimentalmente (Beeley e Smart, 2008).

2.4.8 Fundição do Titânio e suas Ligas

O interesse pela FP se iniciou logo após a Segunda Guerra Mundial nos EUA e proporcionou a redução de custos com um mesmo nível de confiabilidade para fabricação de componentes complexos frequentemente utilizando o Ti e suas ligas. O progresso tecnológico da FP foi melhorado pelo controle das etapas do processo que estimulou o desenvolvimento de novas ligas e que explorando efetivamente a liberdade proporcionada pela técnica logo se inseriu na indústria automotiva, aeroespacial e biomédica para a produção de formas complexas em Ti (Leyens e Peters, 2003; Mouritz, 2012). O termo formas complexas diz respeito a peças com geometrias difíceis ou até impossibilitada de se obter pelos processos convencionais de usinagem seja pelo tamanho ou pela forma.

A principal vantagem da FP é a reprodução de formas complexas, a um custo relativamente baixo, garantindo a reprodutividade de artigos individuais com baixo desperdício de matéria-prima. O Ti oferece vantagens para o uso no corpo humano devido à sua elevada biocompatibilidade, boa relação resistência-peso e resistência à corrosão. No entanto, devido à sua extrema reatividade com o O e outros gases em altas temperaturas, o processamento dessas ligas é difícil, tendo que ser realizado a vácuo utilizando cadinho que não seja fonte de contaminação (Leyens e Peters, 2003; Campbell, 2008).

O oxigênio no Ti aumenta a dureza e a fragilidade da liga (Leyens e Peters, 2003). A presença de outros elementos pode proporcionar uma microestrutura não homogênea levando a segregação durante a solidificação e aumentando a susceptibilidade à corrosão. Os metais que são difíceis de usinar ou conformar mecanicamente são fortes candidatos a utilizar esse processo para conformação e fabricação de componentes. Muitos equipamentos de fusão e injeção utilizados para fundição do Ti são por vezes usados para aplicações de um nicho específico (Beeley e Smart, 2008).

Diferentemente de como ocorre no processamento do aço, bronze e alumínio, as ligas de Ti têm sido desenvolvidos basicamente, para adequar-se à sua aplicação, e desta forma, muitos engenheiros de fundição aprenderam a lidar com essas ligas. A relação de baixa fluidez do Ti e suas ligas tem sido combatida através do projeto de molde que englobe canais de alimentação,

entrada, além de adaptações no processo de fundição. Pode-se, portanto afirmar que todas as ligas de Ti podem ser usadas para produzir peças fundidas (Leyens e Peters, 2003).

No final do século XX, o Ti na implantologia se tornou alvo de muitas pesquisas devido as suas propriedades de biocompatibilidade, baixa densidade, alta resistência mecânica e ainda aos problemas relacionados durante a sua fusão e injeção. Como os processos de fundição tradicionais não conseguiram proporcionar um sobreaquecimento desejado para que o Ti atingisse uma fluidez aceitável durante o vazamento, recursos técnicos e auxiliares foram desenvolvidos para minimizar esses inconvenientes. As principais técnicas industriais desenvolvidas para combater estas dificuldades foram: fundição por centrifugação e fundição com pressões diferenciais, que tem sido utilizada com resultados expressivo devido aos requisitos de precisão que exigiram o desenvolvimento de materiais de revestimento especiais à base principalmente de sílica para a tecnologia de fundição do titânio (Thompson, 2000).

2.4.9 Equipamentos para Fundição do Titânio

No início do século XX o processo de FP foi adotado e adaptado por dentistas e joalheiros, para a produção de peças microfundidas tais como coroas, dentes, semidentes e os mais diversos adereços frequentemente em ouro (Hamanaka *et al.*, 1989). Desta forma, as tentativas de solucionar os problemas relacionados à contração do ouro, culminou no desenvolvimento das técnicas de vazamento sob pressão a vácuo e centrifugação além de inúmeros materiais para confecção dos moldes cerâmicos. Na década de 1930 a utilização de equipamentos para FP era tida como uma técnica especializada para fins específicos do setor odontológico e com nenhuma relevância para a engenharia (Bidwell, 1997).

Mas foi em 1980 que o interesse no uso do Ti para fabricação de próteses dentárias culminou no desenvolvimento de equipamentos com capacidade de fundir pequenas massas (até 50 gramas). Esses equipamentos prometiam contornar os problemas oriundos da alta temperatura de fusão do Ti, e desta forma, muitos métodos de fusão foram desenvolvidos dois quais

dois deles vem sendo atualmente utilizados: a fusão via plasma (arco-argônio com um eletrodo de tungstênio não consumível) e a fusão via indução. Os cadinhos utilizados nesses processos são respectivamente de cobre e óxido de magnésio ou de carbono. Inúmeras ideias foram introduzidas nos principais equipamentos disponíveis no mercado mundial para injetar a massa fundida no cadinho nos moldes tais como, inclinação, gravidade e giro do cadinho. A fusão e o vazamento do Ti em molde requer uma tecnologia especial, sua introdução na tecnologia dental de fundição exigiu algumas modificações nas etapas de trabalho relevantes do laboratório odontológico para tornar viável essa tecnologia. O Ti puro na odontologia é geralmente fundido via fusão com arco-argônio (plasma) usando um cadinho de cobre (*Skull-Melting*).

Segundo Thompson (2000), o número de pessoas com idade acima de 65 anos no mundo vai dobrar até o ano 2025, representado 10% da população mundial e isso tem ajudado o interesse por técnicas de recuperação dental. Ao longo dos anos, com a introdução de equipamentos de fundição bem concebidos e materiais de revestimento menos reativos a confiabilidade do processo de fundição de Ti e suas ligas foi comprovada. Muitos equipamentos foram desenvolvidos com recursos tecnológicos industriais da fundição para o titânio e suas ligas. Empresas nos EUA, parte da Europa e Japão têm desenvolvido projetos originais e inovadores de máquinas fundição de ligas dentárias.

Desta forma, para superar a elevada temperatura de fusão do Ti e suas ligas são utilizados atualmente três (03) métodos de fusão e 2 (dois) de injeção de metal líquido em molde. A Tabela 7 apresenta as variações de equipamentos que se poder obter.

Tabela 7 - Possibilidades de configuração de equipamentos para fundição/injeção do Ti e suas ligas. Adaptada de (Leyens e Peters, 2003).

Processo	Tecnologia		
Fundição	Indução	Arco Elétrico	Plasma
Injeção	Pressão-vácuo ou Centrifugação		

O setor de prótese atualmente utiliza o processo de FP para fabricação de alguns de seus produtos, pois com combinação de um material de molde específico (composição química) para cada liga fundida com os equipamentos

disponíveis para a fundição odontológica tem mostrado resultados satisfatórios tais como: requisitos mínimos de contaminação do metal, precisão exigida (da ordem de 0.05%), porosidade mínima e alto acabamento superficial (Craig *et al.*, 1975)

Em meio a todos esses avanços, para melhorar ainda mais a fundição do Ti, novas ideias são necessárias mesmo que muitos procedimentos e materiais já entreguem resultados satisfatórios. Isso se deve ao fato, por exemplo, do material de revestimento ainda não dispor de estabilidade química necessária que promover uma expansão adequada sob elevadas temperaturas a fim de para compensar o encolhimento durante o processo de solidificação. Uma vez que o Ti líquido é altamente reativo como material do molde, o revestimento deve consistir de selecionados óxidos, que sejam termodinamicamente estáveis em relação à família titânio (óxidos TiO, TiO₂, TiO₃, e Ti₃O₅), e que em sua maioria proporcionam índices aceitáveis de encolhimento (da ordem de 1.3-1.6%). Atualmente existem dezenas de materiais comerciais de revestimento para fundição de titânio dental, infelizmente o Brasil não dispõe de nenhuma tecnologia, importando todos os insumos necessários.

Várias empresas japonesas desenvolveram máquinas de fusão e injeção, é o caso da centrífuga Ticast Super R (Selec, Japão), que utiliza fusão a plasma e injeção por centrífuga horizontal. A Figura 72 apresenta um esquema do interior de uma máquina Ticast Super R e seus principais componentes. Neste processo, um molde é colocado perto da periferia do prato giratório e uma pastilha de Ti é colocada em um cadinho de grafite posicionada no centro de rotação. Em seguida câmara é evacuada, a pastilha é fundida pelo arco e o metal fluido vazado pela inclinação do cadinho via um alimentador e posteriormente centrifugada. A característica marcante deste equipamento é que a plataforma giratória atinge uma velocidade máxima de 3.000 rpm. Isso garante que a força centrífuga atue sobre o metal fundido ajudando a realizar uma boa de fundição (Okabe *et al.*, 1998).

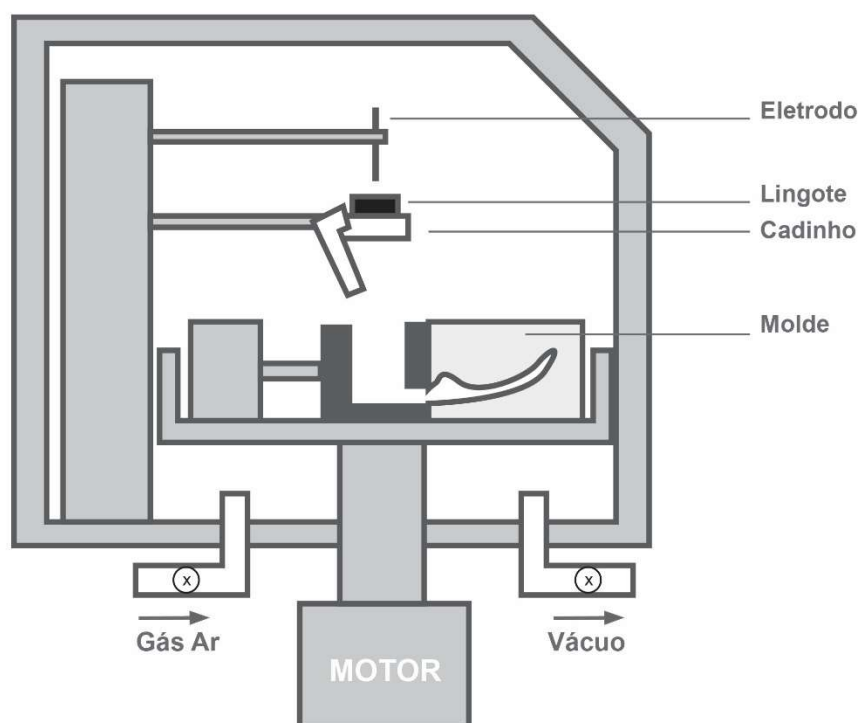


Figura 72 - Esquema da máquina de fundição Centrífuga Ticast Super. Adaptada de (Okabe *et al.*, 1998).

A unidade de moldagem Castmatic (Yoshida, Japão) é constituída por uma câmara de fusão superior e uma câmara de moldagem inferior, tendo seu interior apresentado na Figura 73. Após a colocação de uma pastilha de Ti sobre o cadinho de cobre (que contém um furo no centro), ambas as câmaras são evacuadas para retirada do ar. Posteriormente, o gás Ar é subsequentemente introduzido na câmara superior a uma pressão de 3,5 kg/cm² e a câmara inferior que contém o molde sólido continua a ser evacuada. Esse processo utiliza o gás ionizado (plasma) para promover a fusão da liga. Após a fusão, o Ti líquido é empurrado pelo Ar (pressurizado) e pelo vácuo para dentro do molde (puxando o metal) a partir da diferença de pressão entre as duas câmaras. No Brasil a EDG equipamentos fabrica desde 2000 um equipamento com as mesmas características da Castmatic, que foi denominado de *Discovery All Metal*.

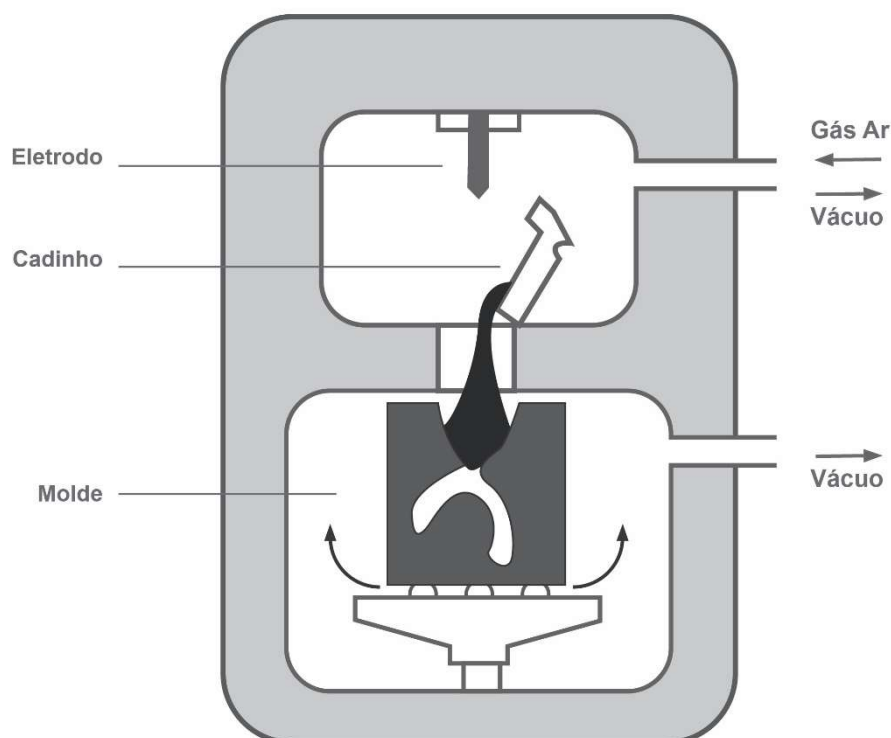


Figura 73 - Esquema de máquina de fundição plasma Castmatic equipada com duas câmaras com diferença de pressão. Adaptada de (Okabe *et al.*, 1998).

O equipamento de fundição AutoCast (Japão) tem uma estrutura de câmara única diferentemente da máquina de moldagem com duas câmaras apresentado anteriormente. A Figura 74 apresenta um esquema do interior dessa máquina. Nesse equipamento inicialmente uma pastilha de Ti é colocado num cadinho de cobre e após a evacuação e introdução do gás Ar, o metal é fundido é vertido no molde pela inclinação do cadinho. Imediatamente após o metal fundido atingir os alimentadores pelo vertimento do berço, uma pressão de Ar da ordem de 7 kg/cm^2 é introduzida na câmara forçando o fluxo de metal fundido para dentro do molde.

Okabe *et al.* (1998) avaliaram a fluidez de uma liga de titânio utilizando duas das máquinas apresentadas a Ticast Super R e AutoCast. Em seu estudo realizados através de exames radiológicos revelaram que defeitos de porosidade eram encontrados em maiores proporções na fundição via plasma

com injeção sob pressão-vácuo (AutoCast) sendo que as melhores propriedades obtidas com a Ticast Super R são resultado de uma injeção do metal sob altas forças centrífugas.

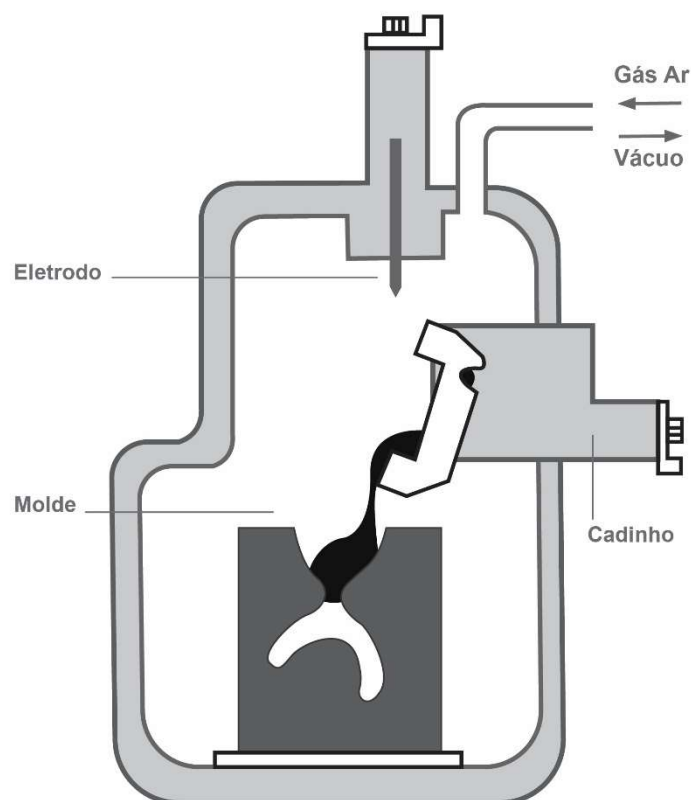


Figura 74 - Máquina AutoCast equipada com câmara única sob pressão de gás. Adaptada de (Okabe *et al.*, 1998).

A Figura 75 apresenta uma representação da configuração da máquina Vulcan-T (Shofu, Japão) que utiliza a combinação das técnicas: fusão por plasma e injeção via força centrífuga e pressurização da câmara. Nesse equipamento, primeiramente o material é colocado no cadinho de grafite e a câmara é então evacuada. Em seguida o gás Ar é injetado sob pressão e a fusão por meio de plasma ocorre. Imediatamente após a fundição o metal é forçado a fluir para o molde através da centrifugação (rotação máxima de 300 rpm) sob pressão (gás Ar a 3,0 kg/cm²). Essa técnica tem a vantagem da não contaminação do metal com o material do cadinho e o auxílio da força centrífuga para ajudar o completo preenchimento metal no molde.

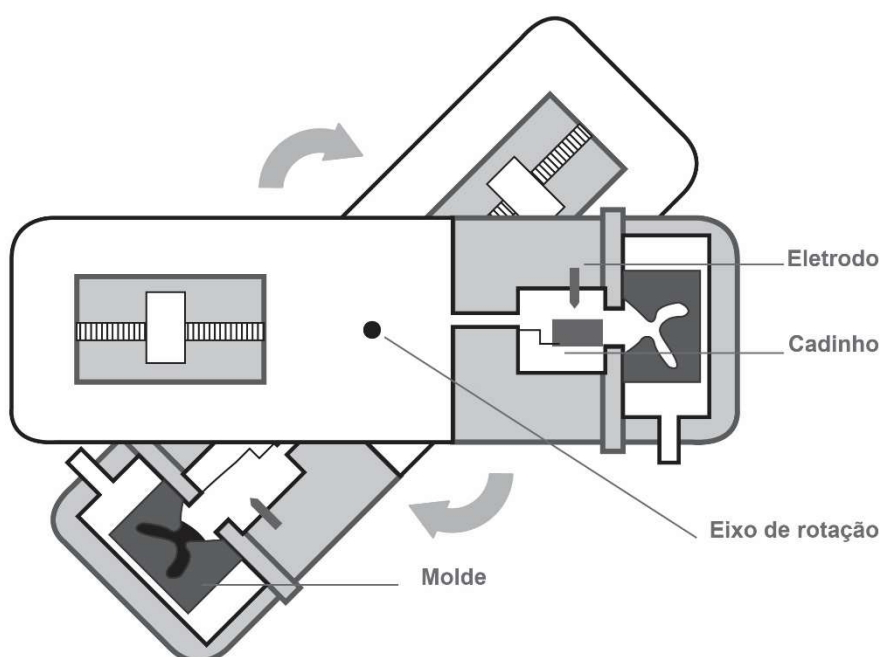


Figura 75 - Máquina Vulcan-T equipada com câmara única sob pressão de gás (vista Superior). Adaptada (Okabe *et al.*, 1998).

Nos últimos 20 anos, muitos foram os esforços em pesquisas e desenvolvimento de tecnologia para fundição para aplicações dentárias que culminou em um nível tecnológico que superou muitos aspectos do difícil processamento de prótese em titânio. Atualmente, o mercado dispõe de excelentes equipamentos de fundição com específicos materiais de revestimento (Thompson, 2000). Desta forma, explorar essas técnicas para a fabricação de componentes miniaturizados de LMF de Ni-Ti é um desafio. Um único trabalho utilizando o processo de fundição de precisão para fabricação de um atuador LMF tipo mola a partir de uma liga de Cu-Al-Ni durante essa extensiva pesquisa foi publicado por Stanciu *et al.* (2009). Isso só vem a acrescentar a originalidade das técnicas utilizadas nesse trabalho para a produção de produtos de LMF Ni-Ti.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesse trabalho de tese, o processo de fundição de precisão para fabricação de componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti, por meio de duas técnicas de fusão e injeção distintas, foi analisado e caracterizado.

Inicialmente, a metodologia empregada foi dividida em duas etapas. As atividades experimentais da primeira fase foram distribuídas de acordo com o fluxograma apresentado na Figura 76, com o intuito de verificar a possibilidade de se obter LMF Ni-Ti com transformação de fase e, conseqüentemente, propriedades funcionais de efeito memória de forma (EMF) e superelasticidade (SE), acompanhadas de resistência mecânica superiores a 500 MPa e deformação a ruptura de no mínimo 6%. Para isso, duas composições de LMF Ni-Ti (uma de característica de EMF e outra SE) foram selecionadas para fabricar os corpos de prova (Cp) e assim realizar a caracterização dos materiais e processos investigados o Plasma *Skull Push-Pull* (PSPP) e fusão por indução com injeção via centrifugação (FIC), por meio da análise da transformação de fase e das propriedades mecânicas obtidas.

Na segunda fase experimental foi abordada a fabricação e caracterização de alguns componentes miniaturizados selecionados de forma a promover e demonstrar a versatilidade como também o potencial dos processos para obtenção de produtos de LMF Ni-Ti. Esta segunda etapa seguiu o fluxograma definido na Figura 77.

Os equipamentos de fusão e injeção para a produção dos Cp e dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti utilizados nesse trabalho foram: a máquina Power Cast 1700 que realiza fusão por indução com injeção por centrifugação e a máquina Discovery Metal All que executa uma fusão via plasma *Skull* com injeção *Push-Pull* (empurra-puxa). Por fim, com a metodologia utilizada buscou-se investigar a possibilidade de fabricar componentes de LMF Ni-Ti com formatos variados e qualidade dimensional. Dessa forma, as técnicas de caracterização empregadas buscaram proporcionar a validação da utilização da técnica de fundição de precisão para obtenção de produtos de LMF miniaturizados.

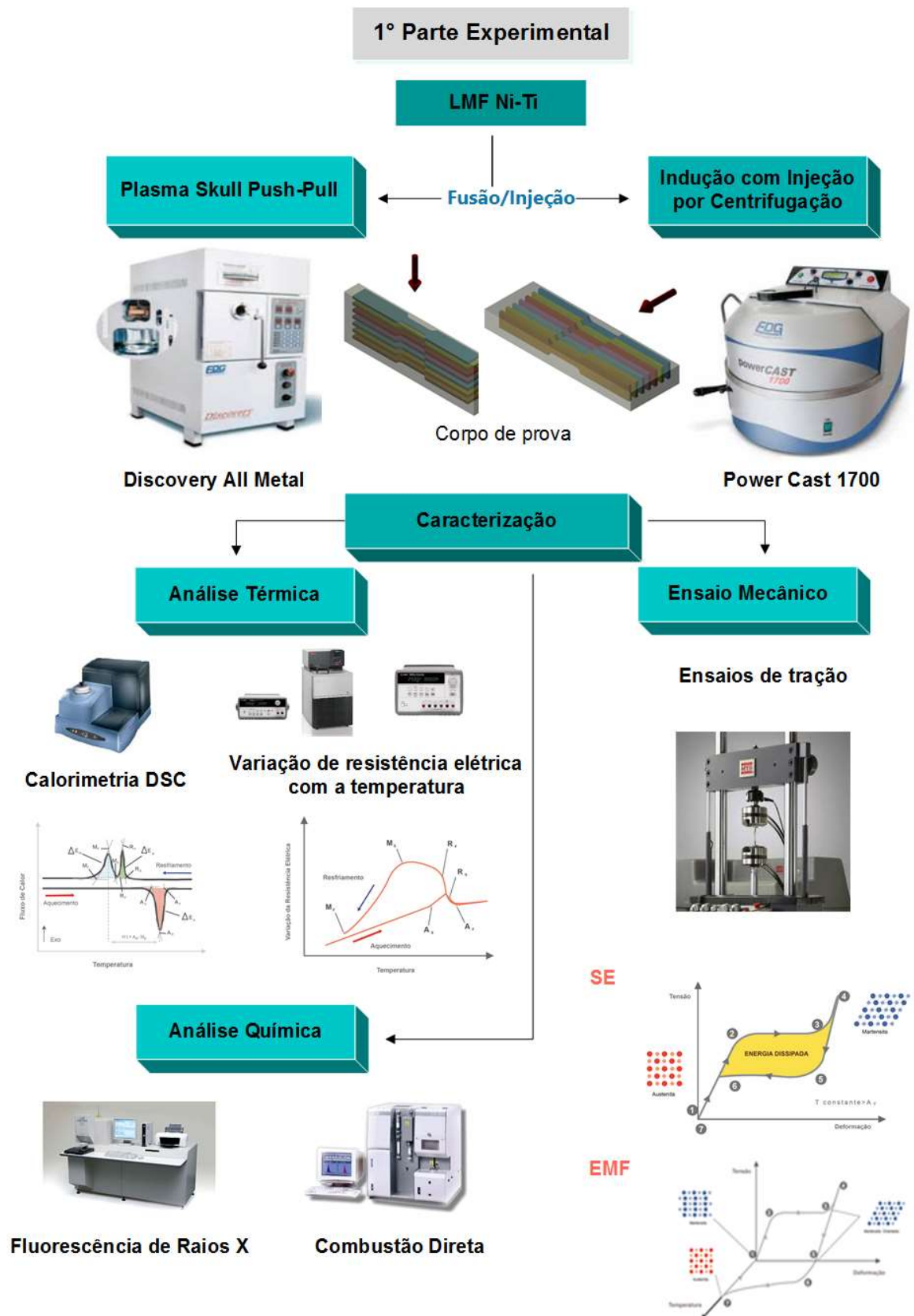
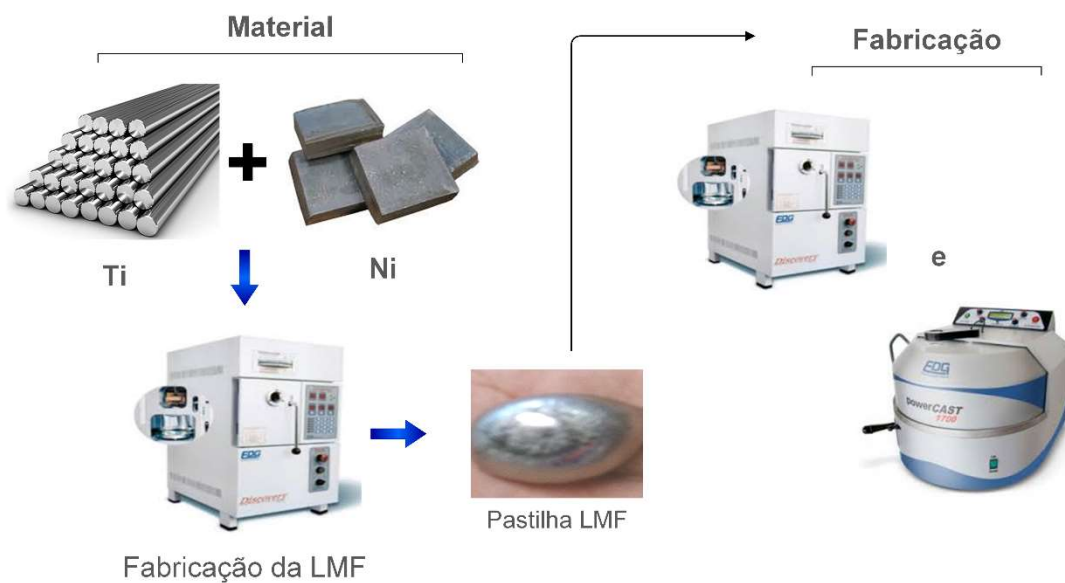


Figura 76 - Fluxograma da metodologia utilizada para caracterizar as LMF Ni-Ti obtidas por meio das duas técnicas de fusão e injeção para fabricação de componentes miniaturizados.

Fabricação dos Miniaturadores LMF - 2º Parte Experimental



Miniaturadores LMF Ni-Ti



Caracterização



Figura 77 - Fluxograma da fabricação e caracterização dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti.

3.1 Metodologias de Fabricação

Os primeiros equipamentos de fusão e injeção similares aos utilizados para a realização deste trabalho foram desenvolvidos na década de 80 no Japão, para serem utilizados por dentistas e protéticos na confecção de seus produtos principalmente a partir de ligas de Ti (Takahashi *et al.*, 1984). No mesmo período, essas ligas de baixa densidade, por apresentarem alta resistência mecânica somada a uma excelente biocompatibilidade, começaram a ganhar destaque no setor odontológico, tornando-se uma alternativa promissora para fabricação de próteses dentárias. Foi por isso que vários equipamentos com essa finalidade surgiram nos grandes centros de desenvolvimento dessas tecnologias, como relatado anteriormente na seção 2.4.9.

Desta forma, nesse trabalho foram utilizadas duas máquinas com técnicas distintas: a máquina Discovery All Metal com a tecnologia Plasma *Skull Push-Pull* (PSPP) e a Power Cast 1700, que realiza a Fusão por Indução (sem vácuo) seguida de Injeção por Centrifugação (FIC).

3.1.1 Tecnologia Plasma *Skull Push-Pull* (PSPP)

A tecnologia Plasma *Skull Push-Pull* (PSPP) foi inserida no mercado odontológico brasileiro no ano 2000 pela empresa EDG, que lançou um projeto semelhante ao desenvolvido pelos japoneses na década de 1990, dando origem a máquina nacional Discovery All Metals (Figura 78). Esse equipamento foi originalmente criado para a refusão de pastilhas de ligas odontológicas, principalmente o titânio, motivado pela ascendente utilização desse material no setor odontológico. Após mais de 10 (dez) anos do surgimento dessa tecnologia no Brasil, De Araújo *et al.* (2009) realizaram a validação da utilização dessa técnica para fabricação de pastilhas de LMF dos sistemas Ni-Ti e Cu-Al em escala laboratorial. Com esse equipamento é possível fabricar pastilhas ou botões de LMF Ni-Ti de até 50 gramas.

Na Figura 79 são apresentados os principais componentes da máquina Discovery, que tem como principal característica a presença de duas câmaras (uma de fusão e outra de injeção). A câmara superior (fusão) abriga um

cadinho em cobre e um eletrodo de tungstênio. Na parte inferior (injeção) existe uma base pneumática para receber o molde (geralmente um bloco de revestimento cerâmico). Essas câmaras estão conectadas por meio de uma abertura cônica, sendo o selamento provido por um anel de silicone. O vácuo que é promovido por uma bomba ajuda também no preenchimento do molde pelo metal fundido.

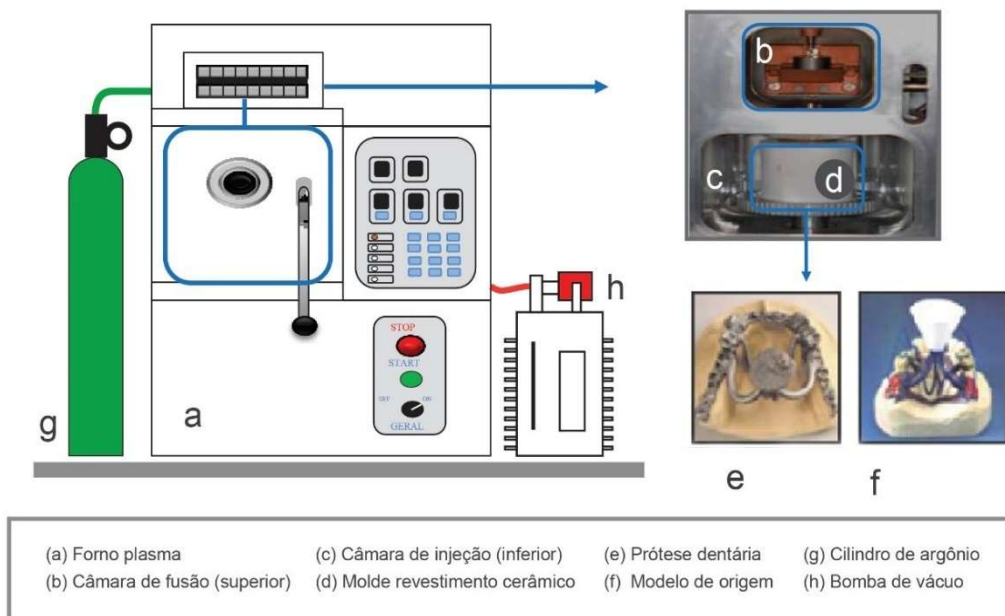


Figura 78 - Máquina de fusão por plasma Discovery e seus principais componentes.

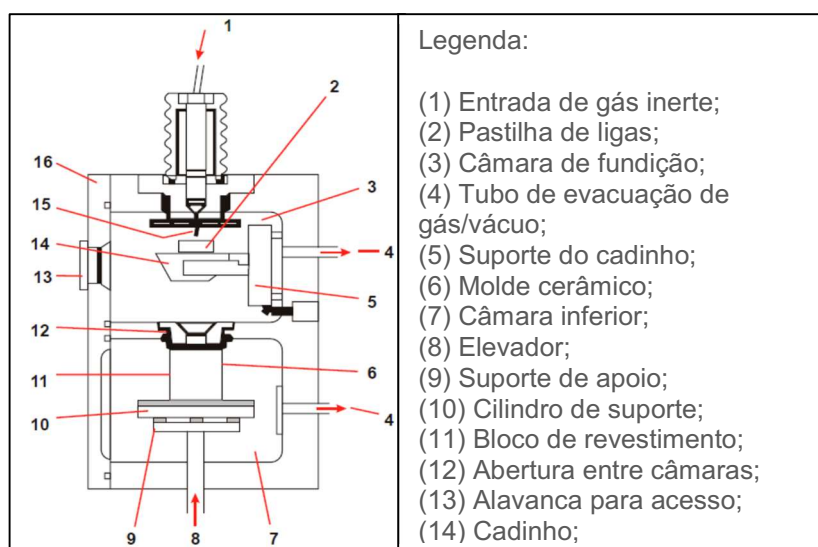


Figura 79 - Principais componentes do interior da máquina Discovery da EDG.

A Figura 80 apresenta a sequência típica do processo PSPP para o caso específico da produção de uma prótese dentária. Primeiramente, a pastilha da liga selecionada (obtida comercialmente) é levada à câmara de fusão (superior) e colocada sobre um cadinho de cobre (não refrigerado), onde é ajustada a distância entre o eletrodo e a pastilha (adotando um padrão fornecido pelo fabricante). Em seguida, o molde cerâmico (que deve estar na temperatura indicada pelo fabricante do revestimento cerâmico) é inserido na câmara de injeção (inferior) (Fig. 80.a). Posteriormente, a porta da máquina deve ser fechada para o acionamento da mesma, que prontamente quando acionada evacua ambas as câmaras (Fig. 80.b) até que um vácuo médio de 24 lbf/pol² seja atingido. Em seguida o gás Ar é injetado na câmara superior criando uma atmosfera inerte, até que uma pressão de 2 kg/cm² seja alcançada (Fig. 80.c). Nesse mesmo instante uma corrente elétrica é ativada automaticamente no eletrodo de tungstênio, proporcionando a geração uma tocha plasma (giratória) responsável por uma descarga sobre a pastilha, promovendo a fusão do metal sobre uma fina camada dele mesmo (procedimento *Skull*) (Fig. 80.d). Ao final da fusão do metal ocorre instantaneamente um incremento na pressão do gás inerte presente na câmara de fusão (próximo aos 3,5 kg/cm²), que faz com que o metal fundido seja empurrado sob certa pressão para dentro da cavidade do molde, que com ajuda do vácuo realizado continuamente sobre o molde de revestimento (poroso), favorece o preenchimento (Fig. 80.e). Devido a essa sequência descrita anteriormente, é que o processo recebeu a denominação de *Push-Pull* (empurra-puxa).

Após a injeção, o metal fundido é deixado solidificar-se e resfriar-se sob gás inerte e, dessa forma, peças protéticas podem ser obtidas (Fig. 80.f). Essa máquina opera de forma totalmente automática após seu acionamento, que com o auxílio de um microcontrolador define, calcula e gerencia todo o processo. Por exemplo, o tempo de exposição do material na tocha plasma é definido automaticamente pelo equipamento. O operador informa apenas através do teclado numérico a quantidade de massa e o tipo de metal a ser fundido. Ao final da fundição, o molde é removido e a peça obtida pode seguir para as etapas de desmoldagem, corte e acabamento final.

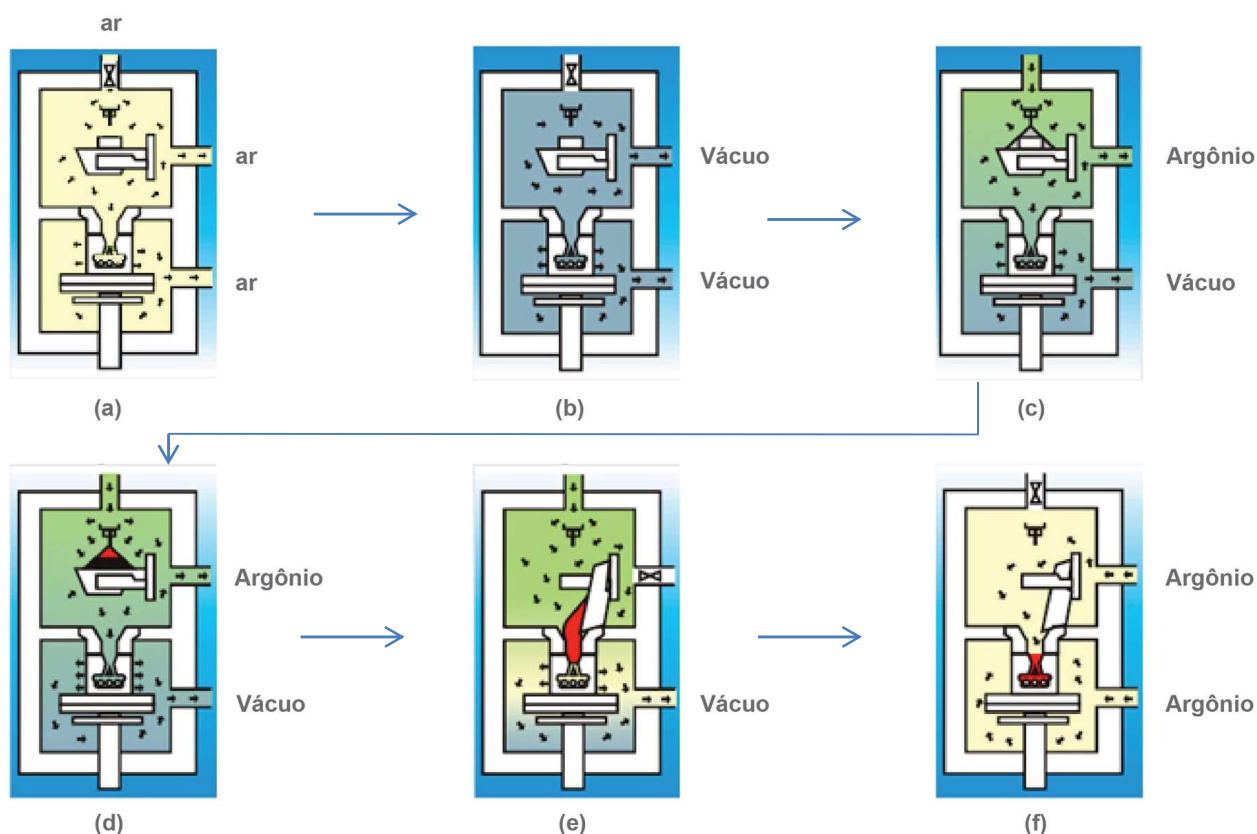


Figura 80 - Esquematização da sequência de fusão do processo PSPP. (a) Inserção de pastilha e molde nas câmaras. (b) Evacuação das câmaras. (c) Injeção de gás Ar. (d) Fusão por plasma. (e) Injeção de metal. (f) Solidificação sob gás Ar.

Na Tabela 8 são apresentadas algumas ligas odontológicas e seus respectivos pontos de fusão, assim como a programação correspondente da máquina Discovery (fornecida pela fabricante). O tempo médio de exposição da tocha plasma (que atinge uma temperatura estimada em 2500 °C, segundo o fabricante) no ciclo para fusão, por exemplo, do titânio (função 02) de 25 g, é de 35 segundos. No decorrer deste trabalho de tese, foram feitos contatos com o fabricante EDG de forma a realizar um estudo para otimização dos parâmetros para fundição de ligas Ni-Ti, mas sem nenhum êxito. Desta forma a produção das LMF Ni-Ti foi realizada utilizando os parâmetros para a fundição do titânio puro.

Para a fabricação de uma LMF através da tecnologia PSPP, conforme trabalho anterior (De Araújo *et al.*, 2009), deve-se realizar o *setup* no painel de controle da máquina para função 99. Esse comando permite que o equipamento realize as mesmas etapas do processo descritas anteriormente, exceto a função de injeção do metal líquido no molde. Assim, a fusão dos elementos (metais puros para formação da liga) empilhados no cadinho e

submetidos ao arco de plasma dão origem a uma pastilha. Desta forma, o processo proporciona que a solidificação da liga ocorra sob o cadinho de Cu e em atmosfera protetora de Ar.

Tabela 8 - Programas do equipamento Discovery *All Metals* para uma série de metais e ligas.

Liga, metal ou nome comercial	Programa	Ponto de fusão (°C)
Titânio até 10g	01	1700
Titânio acima de 10g	02	1700
Aço Inox	03	1450-1520
Cromo-Cobalto até 10g	04	1250-1390
Níquel-Cromo até 10g	05	1250-1355
Cromo-Cobalto acima de 10g	06	1260-1390
Ouro Cerâmico	07	980
Ouro Amarelo	08	1070
CoCr-Modellgublegung	09	1390-1410
Pratalloy	10	643-745
VeraBond	11	1162-1250
Degulor-M	12	900-1065
Stabilor G	13	860-940
Degudent GS	14	1160-1280
Degudent U	15	1050-1130
Deva M	16	1235-1315
Bond-on 4	17	980-1060
Pors-on 4	18	940-1065
Decaranium U	19	1045-1140
Níquel-Cromo acima de 10g	20	1250-1355

3.1.2 Tecnologia de Fusão por Indução com Injeção por Centrifugação (FIC)

O processo de fusão e injeção, que utiliza a máquina centrífuga modelo *Power Cast 1700*, da marca EDG (Figura 81.a), por reunir características que favorecem uma fusão eficiente, com segurança e com menor custo de investimento quando comparada a máquina Discovery, é tido como um dos métodos mais eficazes utilizados para produção de próteses dentárias (exceto titânio) atualmente. Nesse processo, o material a ser fundido (pastilha de liga odontológica) é inserido em um cadinho refratário (Fig. 81.g), o qual é suportado por um braço giratório na câmara de fusão (Fig.81.c).

Posteriormente, o molde sólido fabricado de revestimento cerâmico (que deve estar na temperatura indicada pelo fabricante) contendo a cavidade com a geometria a ser reproduzida é inserido no mesmo braço (ao lado do cadinho), posicionado na saída do metal. Do lado oposto a posição do cadinho e molde, existe uma massa (Fig.81.h) que serve para balancear o sistema de forma a reduzir a turbulência do fluxo fluido durante o processo de injeção do metal líquido no molde (Fig. 81.f). A fusão da pastilha é realizada por uma bobina de indução eletromagnética (Fig. 81.d).

Para reduzir os inconvenientes de eventuais reações do metal fundido a altas temperaturas com o meio externo, um fluxo de Ar é continuamente inserido no conjunto cadinho-molde durante a fusão e injeção do metal. Esse fluxo ajuda a reduzir a oxidação superficial do metal fundido. O controle do processo da máquina Power Cast é semiautomático, pois a fusão é controlada por meio de um painel eletrônico (Fig.81.b) mas a injeção ocorre por meio de acionamento manual pelo operador que aciona uma manopla (Fig. 81.i). O princípio de produção de próteses dentárias (Fig. 81.e) com esse equipamento está detalhado no fluxograma da Figura 82.

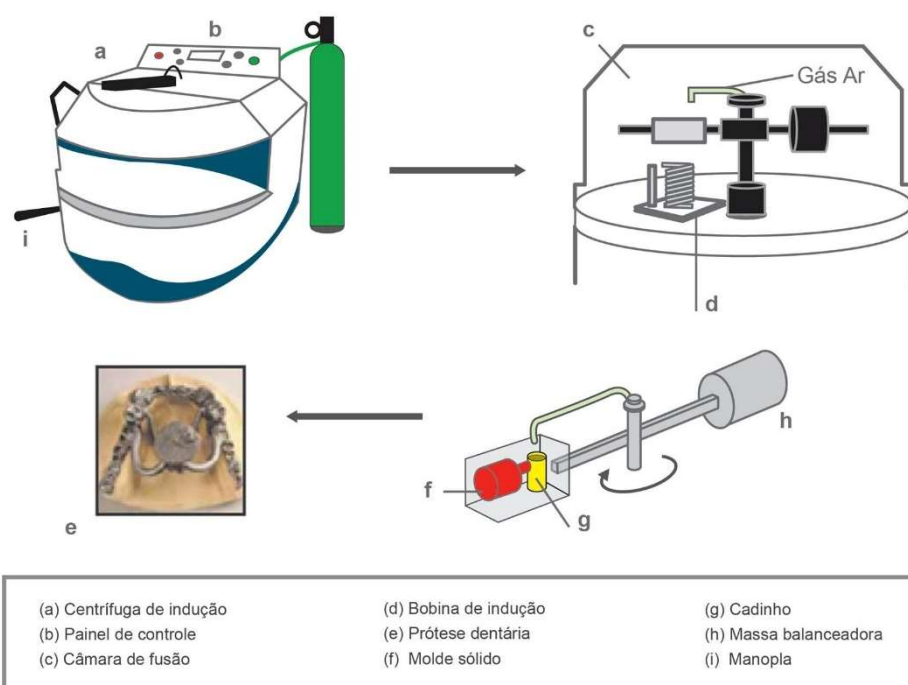


Figura 81 - Máquina de fusão por indução por centrifugação Power Cast 1700 (EDG Equipamentos) e seus principais componentes.

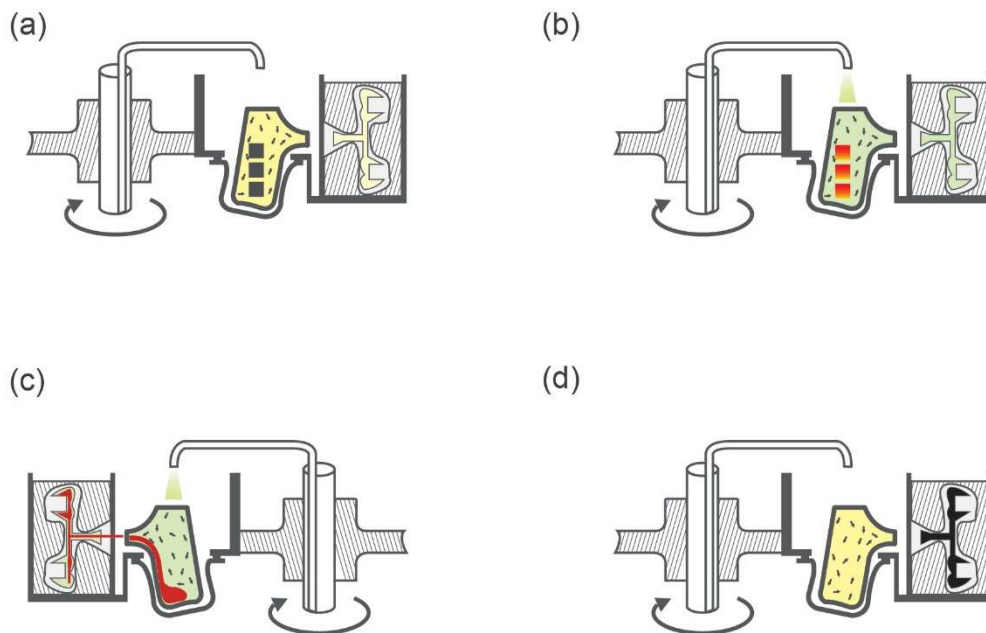


Figura 82 - Esquemática da sequência de fusão do processo FIC. (a) Inserção de pastilha e molde na máquina. (b) Fusão da pastilha. (c) Centrifugação. (d) Solidificação do fundido no molde ao ar ambiente.

Inicialmente as pastilhas metálicas devem ser depositadas no cadinho (Fig. 82.a) e ajustados os parâmetros de potência da bobina de indução, velocidade e aceleração de giro do braço (de acordo as informações sugeridas pelo fabricante no manual de operações). Após o acionamento do equipamento inicia-se a fusão da liga, que é acompanhada por um fluxo superficial de Ar até a injeção do metal em molde sólido. Neste processo, conforme descrito na seção 2.3.1, as correntes eletromagnéticas induzem uma intensa agitação molecular que ocorre de dentro para fora do metal provocando a fusão da liga (Fig. 82.b). Quando o metal atinge um aspecto pastoso (ponto de gema) a injeção deve ser acionada manualmente (pelo operador) por meio de uma manopla mecânica (Fig. 82.c). A injeção por centrifugação ocorre com velocidade de rotação escolhida pelo operador, que nesse processo pode variar de 350 a 450 rpm, de acordo com a densidade da liga escolhida. Após a injeção, a solidificação da liga ocorre instantaneamente em contato com a parede do molde (Fig. 82.d) ao ar ambiente, diferentemente do processo PSPP que ocorre sob atmosfera inerte. Ao término do ciclo de fusão, o molde é removido, seguindo para as etapas de desmolde, corte e acabamento final da peça fundida. A capacidade máxima de fusão deste equipamento, de acordo com o fabricante, é de 60g (não informado para qual tipo de liga).

Apesar do fabricante do equipamento Power Cast 1700 não recomendar fundição de titânio puro, foram realizados testes preliminares com ligas Ni-Ti nesse equipamento, o que revelou a possibilidade de sua utilização para refusão das LMF Ni-Ti. As ligas Ni-Ti tem o ponto de fusão semelhante as ligas odontológicas comerciais tais como, Ni-Cr e Cr-Co. Para a fundição de LMF de Ni-Ti limitou-se a massa utilizada a aproximadamente 30g. Ainda, outro desafio da utilização dessa tecnologia foi investigar se ligas Ni-Ti fundidas por esse processo apresentavam ou não a transformação de fase reversível que origina as propriedades de memória de forma. Na literatura investigada não foi encontrado qualquer relato de utilização desse processo específico para essa finalidade.

3.2 Moldes Sólidos: Projeto e Fabricação

A fabricação do molde é uma etapa de extrema importância no processo de fundição de precisão, pois um projeto de molde adequado é decisivo para uma fundição bem-sucedida. Entretanto, para a concepção dos moldes sólidos utilizados nesse trabalho apenas os parâmetros térmicos e geométricos (Regra de Chvorinov para estimativa dos tempos de solidificação das geometrias) foram considerados de forma qualitativa. Isso porque as geometrias a serem fundidas apresentavam módulos de fundição inferiores aos elementos em cera comercializados com essa finalidade em lojas especializadas para protéticos e joalheiros e que são consolidadas (canais de alimentação, fio de cera, filtros, entre outros).

Após a definição das geometrias a serem obtidas para demonstrar a versatilidade da técnica, foi realizado para cada modelo um projeto simplificado dos canais de entrada, alimentação e massalote. Para isso, os componentes miniaturizados, alimentadores e massalote foram geometricamente simulados em ambiente CAD (através de software *Autodesk Inventor* versão *Student*) para obtenção dos módulos de fundição (razão volume/área superficial) de cada geometria a ser obtida. Na Tabela 9 são apresentados os módulos de fundição para cada geometria a ser fundida. Esse procedimento foi realizado para reduzir os inconvenientes/defeitos que podem surgir durante o fluxo de metal no molde.

Tabela 9 - Módulos de fundição das geometrias desejadas dos componentes miniaturizados LMF de Ni-Ti fundidos.

Componente miniaturizado \ Variável	Volume (V) (mm³)	Área Superficial (A_{Sup}) (mm²)	Módulo (V/A_{Sup}) (mm)
Barra Prismática	3375,0	1950,0	1,73
Mola Belleville	5802,2	4571,2	1,27
Parafuso	1295,8	980,8	1,32
Grampo	276,8	466,4	0,59
Tela			
Quadrada	785,7	3359,8	0,23
Hexagonal	476,1	2289,5	0,21
Circular	489,4	1734,7	0,28
Estrutura Celular			
Circular	2448,2	9602,8	0,25
Hexagonal	1811,1	7325,5	0,25
Mola helicoidal	1709,7	2927,0	0,58

Os modelos em cera e resina dos componentes miniaturizados foram obtidos por meio de técnicas empregadas por protéticos e joalheiros. Outros modelos foram obtidos por meio de impressão 3D com acrilonitrila butadieno estireno (ABS). A partir da Figura 83 é possível entender a metodologia que foi utilizada para obtenção de todos os moldes, ou seja, as etapas foram às mesmas para cada modelo distinto produzido para a realização deste estudo (1^a e 2^a etapas).

Em posse do modelo (Fig. 83.a), deve ser preparada a lama cerâmica para formação do molde sólido. O revestimento cerâmico (lama ou massa refratária) utilizado para confecção do molde sólido foi o Microfine 1700 (Fig. 83.b) muito usado para confecção de próteses parciais removíveis de ligas Cr-Co e Ni-Cr. A escolha do revestimento utilizado ocorreu após um estudo preliminar da influência dos revestimentos disponíveis no mercado para fundição do Ti (Microfine 1700 e o *Rematitam Plus*) sobre as temperaturas de transformação de três LMF de Ni-Ti com composições químicas distintas.

A preparação da lama cerâmica ocorreu de acordo com as recomendações do fabricante, da seguinte forma: o pó e líquido (na proporção 18 ml de líquido + 5 ml de água destilada para 90g do pó, usando sempre as mesmas proporções em quantidades suficientes para preencher o anel) foram misturados manualmente em recipiente por um tempo de 10s (Fig.83.c). Em seguida, a mistura foi levada a uma máquina de espatulação a vácuo (espatulador/inclisor elétrico a vácuo - EDG) por um tempo de 40 a 60s (Fig. 83.d) (para homogeneização sem a formação de bolhas).

Após a espatulação a vácuo, o revestimento é incluído em anel (Fig. 83.e) (que contém o modelo) usando um equipamento que provoca vibração no anel (para expulsar as bolhas de ar presentes na lama cerâmica durante a etapa de inclusão que poderia resultar em falhas na geometria fundida). Em seguida, o molde é deixado em processo de secagem por 45 minutos ao ar ambiente (Fig. 83.f). Por mais que seja uma operação simples, o operador deve ter muita atenção, pois o tempo de trabalho da lama cerâmica segundo o fabricante é de 3 a 4 minutos. Antes da inclusão do revestimento no anel que contém o modelo, é necessário recobrir o modelo em cera com um líquido específico (antibolhas) para evitar a formação de defeitos superficiais.

Em seguida, o anel de revestimento foi levado ao forno (forno elétrico EDG FC-2) (Fig. 83.g) para ser submetido a dois (02) patamares de temperatura para evaporação da cera e sinterização do anel de revestimento para formação do molde. Os ciclos aos quais o revestimento foi submetido para sinterização do molde estão representados graficamente na Figura 84. No primeiro ciclo, o material foi aquecido da temperatura ambiente até uma temperatura de 750 °C na qual a temperatura permanece por 20 minutos. No segundo ciclo, a temperatura do anel foi elevada para uma temperatura de 950°C por 20 minutos, sem ocorrer riscos de trincas ou rachaduras nos anéis. A taxa de aquecimento até atingir o patamar em ambos os ciclos foi de 30 °C/min.

Ao final dos ciclos, o bloco de revestimento é retirado do forno e deixado resfriar até atingir a temperatura de 200 °C (monitorada com ajuda de um termômetro infravermelho) e posteriormente levado à câmara de fusão da máquina (Discovery All Metal ou Power Cast 1700), para a fundição da LMF e obtenção do componente desejado. A temperatura do molde de 200 °C foi

obtida a partir de um estudo de otimização da transformação de fase das LMF visando obter melhores propriedades funcionais de EMF e SE.

METODOLOGIA PARA FABRICAÇÃO DOS MOLDES

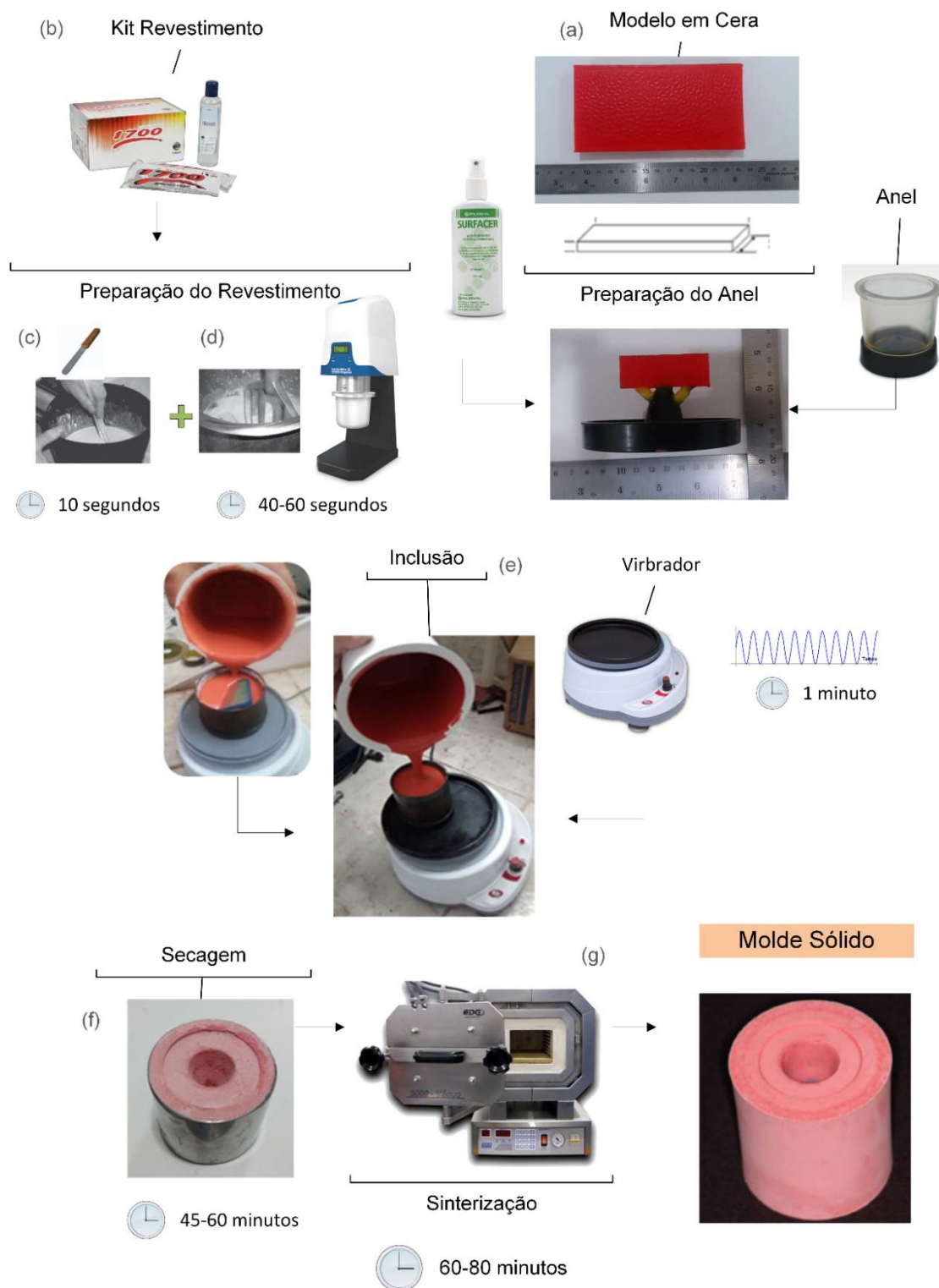


Figura 83 - Sequência metodológica para produção dos moldes sólidos.

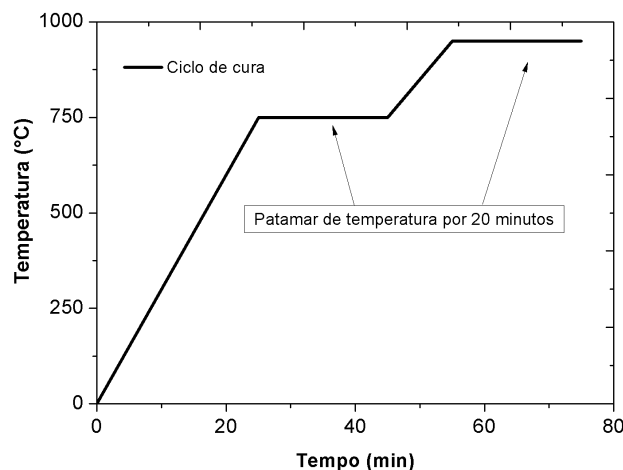


Figura 84 - Representação do ciclo de sinterização do revestimento Microfine 1700.

3.3 Materiais

Os materiais de partida (pastilhas Ni-Ti) utilizados para estudo das propriedades das LMF, fabricação dos Cp e dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti foram obtidos utilizando a metodologia descrita no item 3.1.1. Segundo De Araújo *et al.* (2009), os materiais para formação das LMF Ni-Ti devem ser refundidos cinco vezes, de forma a atingir uma melhor homogeneidade do material. A preparação dessas ligas foi precedida pela limpeza dos metais Ni e Ti em solução de 50mL HNO₃ +50mL HF (para retirar eventual impurezas superficiais), os quais foram posteriormente cortados e pesados para a composição nominal desejada. Uma balança analítica (modelo Série AUW220, marca Shimadzu) com precisão de 3 (três) casas decimais foi utilizada para obtenção da composição nominal de cada LMF. A Tabela 10 indica as composições e características a temperaturas ambiente das LMF selecionadas para o estudo de 1° (primeira) etapa. Na 2ª (segunda) etapa apenas serão utilizadas as LMF 54,7Ni-Ti e 55,3Ni-Ti para fabricação dos componentes por apresentarem um comportamento 100% EMF ou SE.

Tabela 10 - Características esperadas para as LMF Ni-Ti a temperatura ambiente.

Características \ LMF	54,7Ni-Ti	55,0Ni-Ti	55,3Ni-Ti
Composição			
(% atômico)	49,2%Ni-50,8%Ti	50%Ni-50%Ti	50,2%Ni-49,8%Ti
(% peso)	54,7%Ni-45,3%Ti	55,0%Ni-45,0%Ti	55,3%Ni-44,7%Ti
Característica (T=25°C)	EMF	Mista	SE

A Tabela 11 apresenta os dados técnicos de pureza e os limites de impurezas dos metais de partida utilizados para fabricação das LMF Ni-Ti, segundo seus fornecedores. A Tabela 12 apresenta as características de pureza do gás Ar utilizado, tanto na preparação das LMF por meio do processo PSPP como para a fundição dos componentes miniaturizados pelos processos PSPP e FIC.

Tabela 11 - Limites de impurezas encontradas no material de partida para fabricação das LMF Ni-Ti por meio de PSPP.

<i>Material</i>	<i>N (ppm)</i>	<i>C (ppm)</i>	<i>O (ppm)</i>	<i>H (ppm)</i>	<i>Al (ppm)</i>
Titânio ASTM F67-00 Grau 2 (99,2%)	100-300	100-200	110-250	100	-
Níquel Eletrolítico (99,95%)	-	200	300	-	200

Tabela 12 - Limites de impurezas encontradas no Ar comercial. Fonte: White Martins.

<i>Argônio</i>	<i>THC(ppm)</i>	<i>CO₂ (ppm)</i>	<i>O₂ (ppm)</i>	<i>H₂O (ppm)</i>	<i>N₂ (ppm)</i>
Argônio-40 (99,0%)	<0,5	<0,5	<1	<2	<3

3.4 Fabricação dos Corpos de Prova

3.4.1 Corpos de Prova Ni-Ti – 1ª Parte Experimental

A obtenção dos Cp que foram utilizados para caracterizar as propriedades das LMF Ni-Ti reprocessadas por PSPP e FIC para fabricação dos componentes miniaturizados ocorreu de acordo com o fluxograma da Figura 85.

Desta forma, duas LMF Ni-Ti foram selecionadas para essa etapa: a LMF 54,7Ni-Ti (que apresenta composição com característica esperada de EMF a temperatura ambiente) e a LMF 55,3Ni-Ti (que apresenta composição

para SE a temperatura ambiente). Os Cp produzidos tiveram seu comportamento analisado no seu estado como fundido (bruto de fusão) e tratado termicamente (solubilização com posterior envelhecimento).

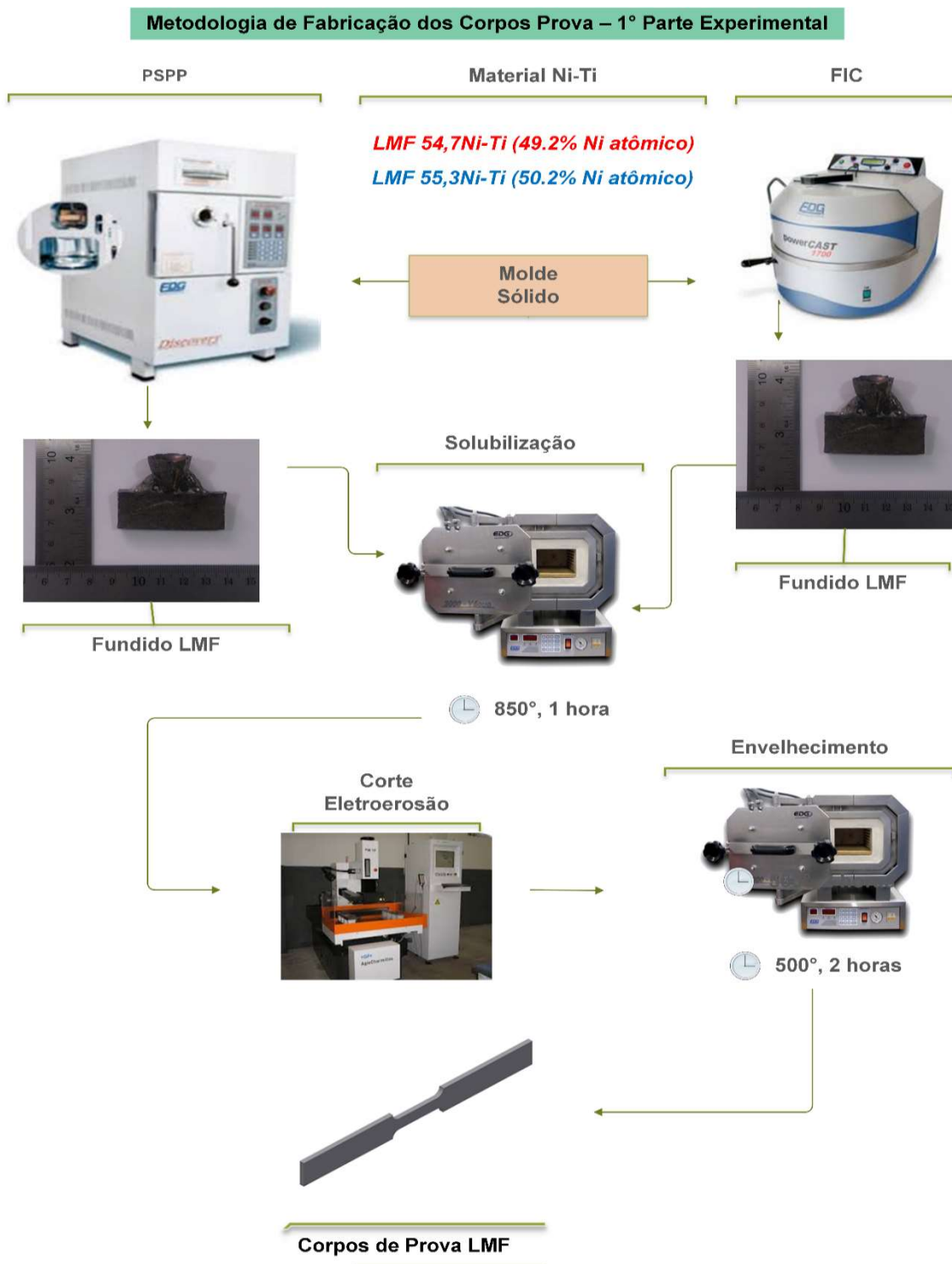


Figura 85 - Fluxograma metodológico utilizado para obtenção dos Cp de LMF Ni-Ti para ensaio de tração.

A Figura 86 apresenta a codificação que foi utilizada para designação dos Cp produzidos. Um exemplo dessa codificação seria: Cp-PSPP-EMF-B (Corpo de prova, fundido por meio do PSPP, tendo como característica o EMF na temperatura ambiente, no seu estado bruto de fusão).

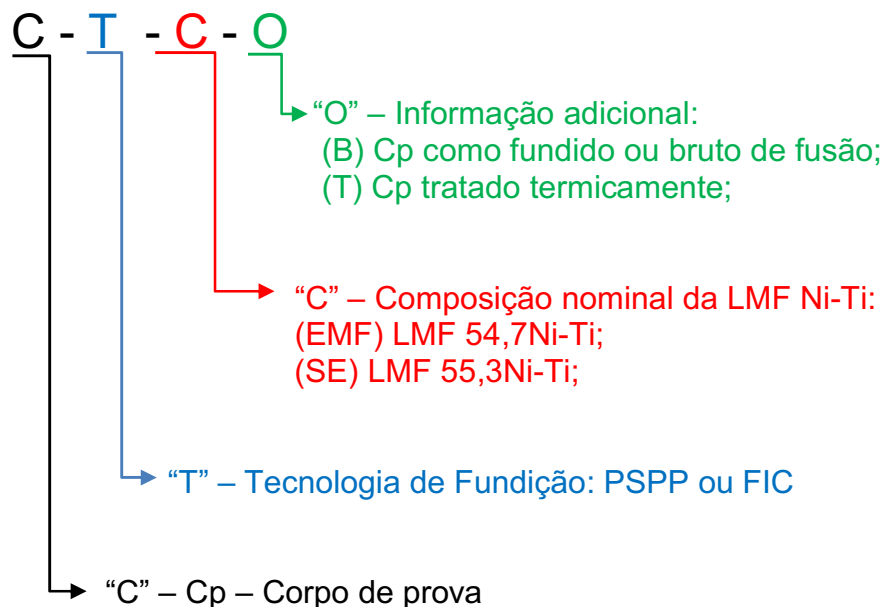


Figura 86 - Codificação para designação dos Cp LMF Ni-Ti utilizados.

Os procedimentos para obtenção dos Cp foram realizados com as duas tecnologias descritas na seção 3.1 para ambas as LMF. Dessa forma, em posse dos materiais de partida (pastilhas LMF Ni-Ti obtidas por PSPP) e do molde sólido com a geometria desejada (placa plana para fabricação dos Cp) foram realizadas as fundições. Posteriormente, foram realizados os procedimentos de desmoldagem e limpeza, que ocorreram da seguinte forma: com o auxílio de um desincludor pneumático o componente fundido foi desmoldado e os condutos de alimentação seccionados com micromotor equipado com disco de óxido de alumínio. Para remover os excessos de revestimento foi utilizado o jateamento com óxido de alumínio de granulação 100 μ m e pressão aproximada de 4,5 kg/cm². Em seguida, os componentes foram limpos com solução ácida (50mL HNO₃ + 50mL HF), lavados em água, secados e levados ao forno para tratamento térmico (homogeneização e solubilização, de 850 °C por 1 hora).

A geometria e dimensões dos Cp obtidos com os equipamentos de fundição para caracterizar os processos (PSPP e FIC) estão apresentadas na Figura 87. Assim, foram produzidas barras retangulares de LMF Ni-Ti com as dimensões apresentadas na Figura 87.a. Visando alcançar os Cp para os ensaios de tração, as barras foram cortadas por eletroerosão a fio para obter Cp tipo gravata (Fig. 87.b). Após o corte, os Cp foram envelhecidos a 500 °C por 2 horas para alívio de tensões que viessem a ser provocadas pelo corte.

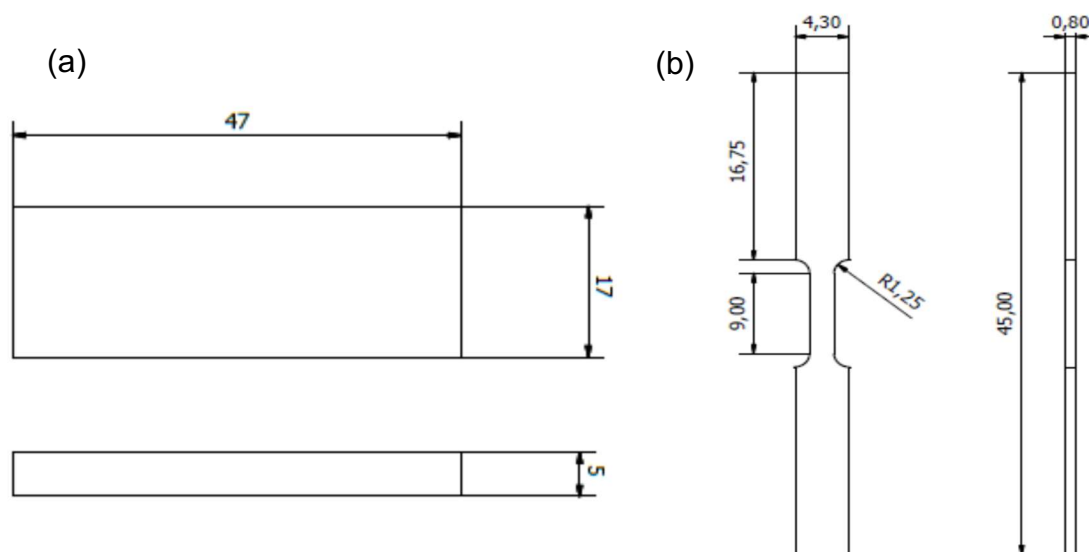


Figura 87 - Dimensões dos Cp utilizados na primeira parte experimental (dimensões em mm). (a) Barra retangular. (b) Cp para ensaio de tração.

3.4.2 Componentes Miniaturizados de LMF Ni-Ti – 2ª Parte Experimental

Os procedimentos para obtenção dos componentes miniaturizados LMF de Ni-Ti (2ª parte experimental deste trabalho) foram os mesmos empregados na seção 3.4.1, diferenciando apenas o formato dos modelos utilizados, que neste caso, foram selecionados para confecção dos moldes. Esses componentes miniaturizados foram escolhidos de forma a avaliar a versatilidade dos equipamentos e processos (PSPP e FIC) com relação à capacidade de se obter formatos complexos, como também para determinar as propriedades mecânicas e algumas de suas características, além dos comportamentos de EMF ou SE. Os componentes miniaturizados foram definidos de acordo com a capacidade de realizar a caracterização

termomecânica básica nas dependências do Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA) da Universidade Federal de Campina Grande (UFCG).

Outro ponto observado na escolha dos formatos diz respeito à limitação da capacidade máxima de fusão (em gramas) de cada processo de fundição, sendo também um parâmetro utilizado para definir as dimensões dos componentes miniaturizados. Portanto, foram produzidos a partir das duas técnicas (seção 3.1) estão apresentados na Figura 88 com suas respectivas dimensões sendo escolhidos de forma a apresentar a versatilidade das técnicas em obter geometrias das mais diversas. Desta forma, os modelos escolhidos foram: grampo ortopédico, como exemplo de aplicação médica (Fig. 88.a), mola Belleville (Fig. 88.b), mola helicoidal (Fig. 88.c), parafuso auto atarrachante 4.2 (Fig. 88.d) com rosca semelhante à de implantes ósseos, estruturas celulares (utilizado para atenuar vibrações por exemplo) (Figura 88.e) e telas (Fig. 88.f) que podem vir a ser utilizadas para recuperação de fraturas ósseas de *Blow-out* por exemplo. A Tabela 13 relaciona o material do modelo utilizado para obtenção de cada componente miniaturizado desejado. A escolha dos componentes miniaturizados do tipo mola helicoidal foi apenas para introduzir uma complexidade geométrica maior aos processos utilizados, já que molas com esse diâmetro são geralmente produzidas a partir de fios trefilados e não por fundição.

Tabela 13 - Modelos utilizados para produção de componentes miniaturizados e o respectivo material utilizado.

Modelo \ Material	Sigla	Cera	Resina	ABS
Grampo ortopédico	G			x
Mola Belleville	B			X
Mola helicoidal	M	X		
Parafuso	P		X	
Estrutura celular				
Circular	HC			X
Hexagonal	HE			X
Tela				
Circular	TC	X		
Quadrada	TQ	X		
Hexagonal	TE	X		

Na Figura 89 é apresentada a codificação estabelecida para a designação dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti produzidos. Um exemplo dessa codificação, M-FIC-EMF-T (Mola helicoidal, fundido por meio do processo FIC, tendo como característica um comportamento SE a temperatura ambiente, tratada termicamente).

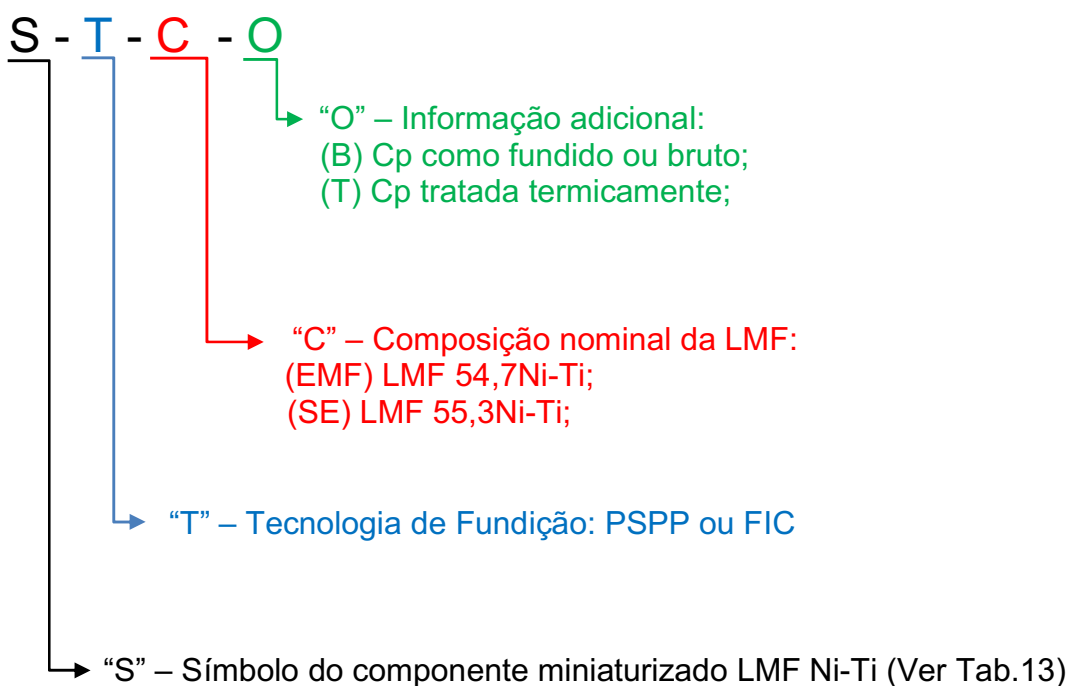


Figura 89 - Codificação para designação dos componentes miniaturizados LMF Ni-Ti.

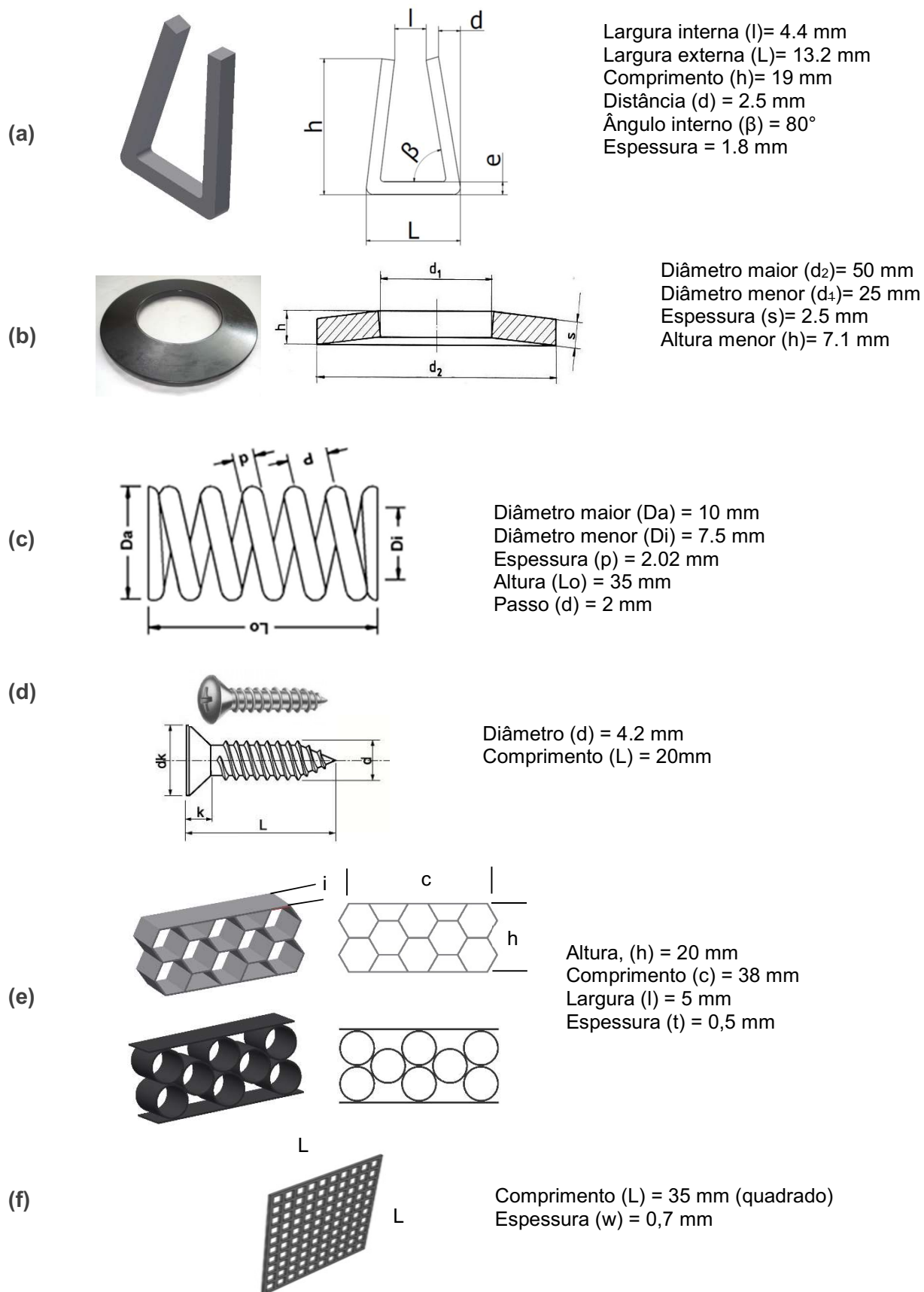


Figura 88 - Parâmetros dimensionais dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti selecionados para fabricação. (a) Grampo ortopédico. (b) Mola Belleville. (c) Mola helicoidal. (d) Parafuso auto atarrachante 4.2 mm. (e) Estrutura celular (perfil hexagonal e Circular). (f) Tela (perfil quadrado).

3.5 Caracterização das LMF Ni-Ti para Validação dos Processos – 1ª Parte Experimental

Os Cp de LMF Ni-Ti obtidos para validação dos processos PSPP e FIC para fabricação dos componentes miniaturizados foram analisados por:

1. Análise Química: Fluorescência de raios-X e detecção por infravermelho via combustão direta;
2. Análise Térmica: Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC) e Resistência Elétrica em Função da Temperatura (RET);
3. Ensaio Mecânicos de tração;

3.5.1 Análise Química

As análises químicas foram realizadas para quantificar os teores de Ni e Ti nas LMF Ni-Ti obtidas por meio dos processos PSPP e FIC nos seus estados como fundido de modo a quantificar eventuais fugas de composição nominal pós reprocessamento da LMF Ni-Ti. A comparação foi realizada a partir da composição nominal da LMF projetada (ver Tab.10).

Para isso, as amostras foram obtidas a partir dos Cp fabricados por ambos as tecnologias (PSPP e FIC), sendo cortadas em cortadeira metalográfica de precisão (modelo *Low Speed Saw*, fabricante BUEHLER) equipada com disco de silício refrigerado em água, sendo limpas com solução (50ml HNO₃ + 50 ml HF) e embutidas à quente em embutidora da marca Arotec, modelo PRE 30 automática. Em seguida as amostras foram lixadas usando lixas com granulometrias de 150, 200, 240, 320, 400, 600 e 1200, respectivamente. Após as operações de lixamento manual, as amostras foram polidas usando a politriz Aropol, com Alumina nº 4, 3 e 2 (1 μ , 0,5 μ e 0,3 μ , respectivamente), seguida de limpeza ultrassônica com álcool e secagem com secador. Posteriormente, usando um espectrômetro sequencial de fluorescência de raios-X (EFRX), Shimadzu modelo XRF-1800, do Laboratório de Solidificação Rápida (LSR) da Universidade Federal da Paraíba (UFPB), análises químicas foram realizadas no material de partida (LMF Ni-Ti brutas de fusão via PSPP e FIC). Para a caracterização por FRX das LMF de Ni-Ti, os

parâmetros empregados foram: velocidade de leitura de 20 graus/min, voltagem de 40 KV e corrente de 95 mA.

Adicionalmente, testes para quantificar os teores de C, N e O presentes nas LMF Ni-Ti fundidas pelos processos PSPP. Essas análises específicas tiveram por objetivo responder se os processos (PSPP e FIC) poderiam entregar materiais para fins de fabricação dos componentes miniaturizados Ni-Ti implantáveis (material biocompatível), ou seja, verificar se os mesmos atendem a norma ASTM F2063/12 (*Standard Specification for Wrought Nickel-Titanium Shape Memory Alloys for Medical Devices and Surgical Implants*).

Desta forma, as análises dos teores de C foram realizadas por combustão direta (fusão da amostra) e detecção por infravermelho utilizando equipamento LECO, modelo CS200 com método de análise: PI/LQCM Carbono e Enxofre em Metais Ferrosos. Já as verificações dos teores de O e N ocorreram também por combustão direta e detecção por infravermelho utilizando equipamento LECO, modelo TC500 com método de análise: *Determination of Oxygen and Nitrogen in Reactive/Refractory Metals and Their Alloys*. Esses ensaios foram realizados no Laboratório Químico de Caracterização de Materiais (LQCM), pertencente à Divisão de Materiais (AMR) do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE), em São José dos Campos/SP.

3.5.2 Análise Térmica

A determinação das temperaturas de transformação de fase das LMF Ni-Ti fundidas foram realizadas por meio da caracterização térmica dos Cp fabricados, empregando duas técnicas: DSC e RET. Desta forma, foram realizados ciclos térmicos nos Cp bruto de fusão e tratados termicamente com o intuito de determinar as temperaturas de transformação de fase das LMF Ni-Ti e conseqüentemente o estado das LMF a temperatura ambiente.

3.5.2.1 Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC)

Os procedimentos de DSC foram realizados utilizando um calorímetro modelo Q20 do fabricante *TA Instruments*. Como mostrado anteriormente, a partir do gráfico do fluxo de calor em função da temperatura (Fig.12) é possível

determinar as temperaturas, energias de transformação (através da integração dos picos de transformação), além da histerese térmica a partir das diferenças entre as temperaturas de pico A_P e M_P (no caso de transformações bem definidas, conforme descrito da Fig. 6). Os ensaios ocorrem na faixa de temperatura de 120 °C a -70 °C, com uma taxa de aquecimento e de resfriamento de 10 °C/min, seguindo as normas ASTM F2004/2005 e específicas para LMF Ni-Ti.

3.5.2.2 Resistência Elétrica em Função da Temperatura (RET)

A técnica de RET baseia-se em medidas da variação de tensão elétrica no material durante resfriamento e aquecimento, sob uma corrente elétrica constante e de baixa intensidade (conhecida) de forma a provocar apenas uma diferença de potencial entre dois pontos (ddp), e ainda não aquecendo o material por efeito Joule. A Figura 90 apresenta uma esquematização desde ensaio para um componente miniaturizado LMF tipo parafuso (podendo ser utilizada a mesma configuração para um Cp qualquer) (Fig.90.a).

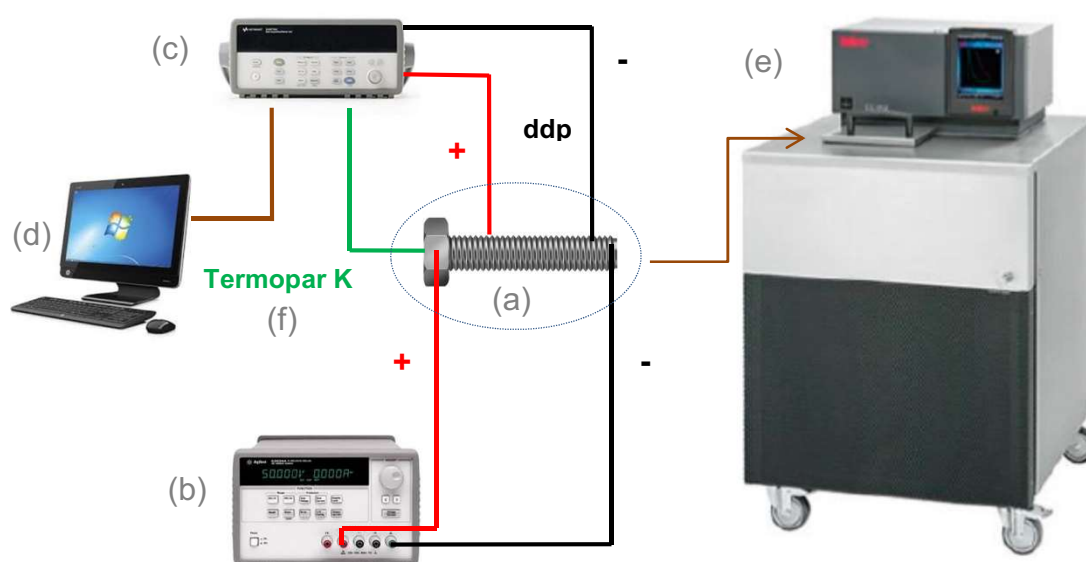


Figura 90 - Esquematização do ensaio de RET para um atuador LMF tipo parafuso.

Dessa forma, foram utilizados os seguintes equipamentos: 01 fonte de corrente contínua de 200W, modelo E3633A e marca AGILENT (Fig.90.b), 01 sistema de aquisição dados com módulo multiplexador de 20 canais, marca

AGILENT, modelo 34970 (Fig.90.c), 01 computador (Fig.90.d) e 01 banho termoregulável modelo CC-902 (Fig.90.e), marca *Hubber*. Durante o teste a temperatura é monitorada por um microtermopar tipo K (Fig.90.f) soldado no Cp ou componente miniaturizado.

O banho térmico para os ensaios de RET utiliza óleo de silicone para realizar a troca térmica. Desta forma, os ensaios ocorreram sempre resfriando o Cp partindo da temperatura de 120 °C (mais quente), até -70 °C (mais fria) e reaquecendo a 120°C para fechar o ciclo, sempre a uma taxa de 10°C/min. O acompanhamento da variação de tensão elétrica no Cp de LMF Ni-Ti foi monitorado durante todo o ciclo, como esquematizado na Figura 90. Desta forma, os Cp que seriam levadas aos ensaios mecânicos de tração (como fundidos e tratados termicamente) foram caracterizados por meio desta técnica para obtenção das temperaturas de transformação.

3.5.3 Ensaio Mecânico

Os ensaios mecânicos de tração foram realizados em máquina de ensaios servo hidráulica MTS 810, equipada com célula de carga de 100kN. Os testes ocorreram à temperatura ambiente (~25°C). O objetivo destes ensaios foi de avaliar o comportamento mecânico e as características dos Cp obtidos (tanto Cp EMF como Cp SE), além verificar a influência que os dois processos de fusão e injeção promovem nas LMF Ni-Ti. Os ensaios de tração seguiram a norma ASTM-2516/07, que para o Cp utilizado sugere uma taxa de 1%/min, que foi a utilizada durante os ensaios.

3.6 Caracterização dos Componentes Miniaturizados de LMF Ni-Ti – 2ª Parte Experimental

Os componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti obtidos pelos processos PSPP e FIC foram analisados por:

1. Análise Térmica: DSC e RET;

2. Inspeção das Peças Fundidas: visual, dimensional, radiografia e rugosidade;
3. Ensaio Mecânico de compressão, tração e flexão a depender do componente miniaturizado LMF Ni-Ti.

3.6.1 Análise Térmica

As análises térmicas nos componentes miniaturizados foram realizadas seguindo os mesmos procedimentos descritos na seção 3.5.2. Para os ensaios de RET, cada componente miniaturizado LMF Ni-Ti necessitou de uma alimentação de corrente contínua específica que viesse promover uma ddp adequada para realização dos testes. Desta forma, foram realizados conjuntamente ensaios com as técnicas de DSC (utilizando uma parte do material no canal de alimentação do componente) e RET para cada componente miniaturizado LMF Ni-Ti produzido pelas duas técnicas.

3.6.2 Inspeção das Peças Fundidas

Vários são os métodos utilizados para inspecionar peças de forma a entregar produtos que atendam aos requisitos de qualidade especificados sem comprometer suas funcionalidades. Os métodos de controle e inspeção de peças, principalmente fundidas, podem ser divididos em categorias correspondentes a ensaios destrutivos e não destrutivos (END) dependendo da magnitude dos danos causados à peça durante a inspeção. Segundo Garcia (2011) cerca de 20% dos produtos metálicos produzidos industrialmente são utilizados diretamente no formato em que são fundidos. Deste modo, inspecionar os componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti produzidos nesse trabalho por meio de END de inspeções visual, dimensional, radiografia e rugosidade foi de extrema importância na avaliação dos processos de fundição para obtenção de componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti. Portanto, os END foram realizados de forma a avaliar a qualidade dos produtos produzidos nessa tese.

3.6.2.1 Inspeção Visual

Em geral, pode-se dizer que a inspeção visual é um método para determinar a aceitabilidade dos componentes fabricados por qualquer processo de fabricação, constituindo o meio de inspeção mais comum que se pode realizar em peças fundidas. O END de inspeção visual só pode indicar descontinuidades superficiais. Assim, foram realizadas inspeções superficiais com um microscópio digital modelo Micro Zoom 200x nos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti visando identificar descontinuidades. Esse microscópio permite a análise das superfícies na tela de um computador com o auxílio de um software fornecido pelo fabricante. Sendo assim, todos os componentes miniaturizados fabricados pelos processos PSPP e FIC foram inspecionados para detectar e qualificar eventuais defeitos.

3.6.2.2 Inspeção Dimensional

O controle dimensional é um método utilizado para aferir eficientemente as características dimensionais de peças, produtos, componentes, subconjuntos de máquinas, tendo como objetivo principal garantir a montagem e funcionamento de conjuntos mecânicos e equipamentos. A inspeção dimensional efetuada nos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti fundidos foi realizada para aferir diferenças dimensionais entre os modelos e os produtos obtidos de maneira a quantificar o erro dimensional apresentado nos dois métodos de fusão e fundição utilizados (PSPP e FIC). E ainda se certificar de que as peças injetadas apresentam dimensões aceitáveis para atender suas funcionalidades.

Para isso, as medidas-padrão dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti, foram empregados um Projetor de Perfil, marca Mitutoyo, modelo PJ-A3000 e uma mesa de medição dimensional 3D, modelo OM-Measure 353, marca Mitutoyo. As aferições foram realizadas no Laboratório de Metrologia e Calibração do Centro de Educação Profissional Professor Stênio Lopes – SENAI, em Campina Grande/PB. Esse laboratório é acreditado pelo Inmetro (Instituto Nacional de Metrologia, Qualidade e Tecnologia) para esse tipo de ensaio, seguindo a norma ABNT NBR ISO/IEC 17025/05 (aplicável para

laboratórios de calibração e de ensaio). As alterações dimensionais dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti após a fundição foram avaliadas pela diferença com relação as medidas dos padrões de cera, resina e ABS (utilizados como modelos, conforme descrito na Tab.13) e seus respectivos componentes fundidos (após limpeza).

3.6.2.3 Inspeção por Radiografia

A radiografia é um tipo de END que se baseia na absorção diferenciada da radiação penetrante na peça inspecionada. Devido às diferenças de densidade que podem ser provocadas por variações de espessura do material ou na sua composição, por exemplo, que proporciona diferença na absorção característica dos raios e que pode ser detectada e evidenciada por meio de um filme, tubo de imagem ou mesmo uma medida por detectores eletrônicos de radiação. Portanto, a variação da quantidade de radiação absorvida indica a existência de uma falha interna ou descontinuidade no material (tais como trincas, vazios, inclusões etc). Deste modo, a radiografia na indústria é um método capaz de detectar com boa sensibilidade defeitos volumétricos. A capacidade do processo em detectar defeitos com pequenas espessuras em planos perpendiculares ao feixe, como trinca, dependerá do detector do equipamento utilizado. Descontinuidades como vazios e inclusões que apresentam uma espessura variável em todas as direções são facilmente detectadas, desde que não sejam muito pequenas em relação à espessura da peça.

Nesse sentido, procedimentos de radiografia nos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti produzidos pelos dois processos, PSPP e FIC, foram realizados na Clínica de Radiologia Dr. Saturnino Nobrega, em Campina Grande/PB. Os parâmetros utilizados foram: tensão 33 kV, tempo de 0,016 segundo, foco de 50mA e MAS de 0,8.

3.6.2.4 Inspeção da Rugosidade Superficial

A rugosidade é um dos parâmetros que define um critério de avaliação metrológico. O acabamento superficial vai depender do processo de fabricação

utilizado. Desta forma, ensaios de rugosidade de alguns componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti obtidos por ambos os processos foram realizados para verificar se os parâmetros de rugosidade do modelo são reprodutíveis e ainda se os componentes são passíveis de atender a norma ABNT NBR ISO 7206-2/12 (Implantes para cirurgia - Próteses parcial e total de articulação de quadril: Superfícies de articulação feitas de materiais metálico, cerâmico e plástico). Essa norma determina a rugosidade apropriada para que uma superfície de articulação implantável (cabeça e componentes acetabulares) funcione adequadamente. A norma estabelece que a rugosidade média da superfície (Ra) não deve ser maior do que 50 μm para os componentes. Para realização desse comparativo foram utilizados modelos em ABS e seus componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti correspondentes. Os ensaios foram realizados em máquina de medir coordenadas modelo Crysta-Apex-S574, marca Mitutoyo equipada com o software *Genin*. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Avaliação e Desenvolvimento de Biomateriais do Nordeste (CERTBIO) da Unidade Acadêmica de Engenharia de Materiais da UFCG, em Campina Grande/PB.

3.6.3 Ensaio Mecânicos

Para confirmar a presença da transformação de fase e avaliar o comportamento mecânico (EMF e/ou SE) dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti fabricados, testes mecânicos foram realizados nos componentes obtidos pelos dois processos PSPP e FIC. Assim, os ensaios realizados tiveram o intuito apenas de comprovar a existência dos comportamentos mecânicos característicos associados as LMF, pois estudos complementares serão realizados em pesquisas futuras para cada tipo de componente miniaturizado LMF que vier a ser obtido por esse processo, como parte da continuação dessa pesquisa. Para isso, os ensaios mecânicos de tração, compressão e flexão (a depender do tipo de componente miniaturizado) foram realizados em uma máquina eletromecânica, marca Instron E10000, equipada com célula de carga de 10kN. Os testes ocorreram à temperatura ambiente

(~25°C). Todos os ensaios foram realizados nas dependências do LaMMEA/UFCG.

Os procedimentos experimentais ocorreram da seguinte forma: foram realizados até 6 ciclos de carregamento até a deformação desejada com o alívio da força aplicada até uma força residual no descarregamento para cada ciclo. As deformações impostas, bem como o tipo de ensaio realizado, foi específico para cada componente miniaturizado de LMF Ni-Ti e estão listadas na Tabela 14. A realização de apenas um ciclo de deformação no componente miniaturizado de LMF Ni-Ti tipo parafuso foi possível, devido à dificuldade de fixação do modelo de parafuso escolhido. A velocidade de 1%/min foi utilizada durante o carregamento e descarregamento.

Tabela 14 - Níveis de deformação aplicada por ciclo para cada componente miniaturizado de LMF Ni-Ti.

Componente Miniaturizado LMF Ni-Ti	Ensaio	1°	2°	3°	4°	5°	6°
		Ciclo (%)	Ciclo (%)	Ciclo (%)	Ciclo (%)	Ciclo (%)	Ciclo (%)
Mola	Tração	20	40	60	80	-	-
Parafuso	Tração	6	-	-	-	-	-
Tela	Tração	1	2	3	4	5	6
Mola Belleville	Compressão	20	30	40	50	60	70
Estrutura celular	Compressão	1	2	3	4	5	6

Com relação ao componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo grampo ortopédico (Fig.88.a) foi realizado ensaio de flexão no sentido de abrir o grampo. Dessa forma, foi realizado 5 (cinco) ciclos de força (N) x deslocamento (mm), onde os deslocamentos foram 0,5, 1, 1,5, 2 e 2,5 mm.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção serão apresentados os resultados dessa pesquisa que propõe a utilização de processos de fundição de precisão para fabricação de componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti miniaturizados.

4.1 Avaliação para Otimização das Propriedades de Transformação de Fase

A fabricação de componentes miniaturizados LMF Ni-Ti pelo processo de fundição de precisão constituiu-se em desafio tecnológico. Assim, realizar um estudo para otimizar os parâmetros controláveis do processo foi de extrema importância para que fosse possível atingir os objetivos propostos. Desta forma, primeiramente foram realizados ensaios de caracterização térmica para verificar a existência ou não da transformação de fase que origina os fenômenos de EMF e SE nas LMF Ni-Ti fundidas em molde cerâmico. As temperaturas de transformação foram determinadas segundo a metodologia previamente mostrada na Figura 6. Posteriormente, foi realizada uma avaliação dos processos PSPP e FIC a partir de fusões sob diferentes condições. Os Cp utilizados nesse estudo tiveram dimensões e massas idênticas em todas as etapas, de forma a garantir as mesmas condições de fundição.

4.1.1 Análise do Processamento das LMF Ni-Ti por meio da Fundição de Precisão

Quando De Araújo *et al.* (2009) validou a técnica PSPP para a fabricação de LMF do sistema Ni-Ti, utilizou molde metálico para receber o metal fundido, o que permitiu a obtenção de LMF com propriedades satisfatórias. Desta forma, o comportamento do reprocessamento da LMF Ni-Ti em molde sólido (produzido com o revestimento cerâmico Microfine) foi analisado de forma qualitativa. Na Figura 91 são apresentados os termogramas DSC dos botões (material de partida) para as três (03) LMF Ni-Ti (fabricadas por PSPP) que foram escolhidas na metodologia proposta (seção 3.2): LMF 54,7Ni-Ti, LMF 55,0Ni-Ti e LMF 55,3Ni-Ti.

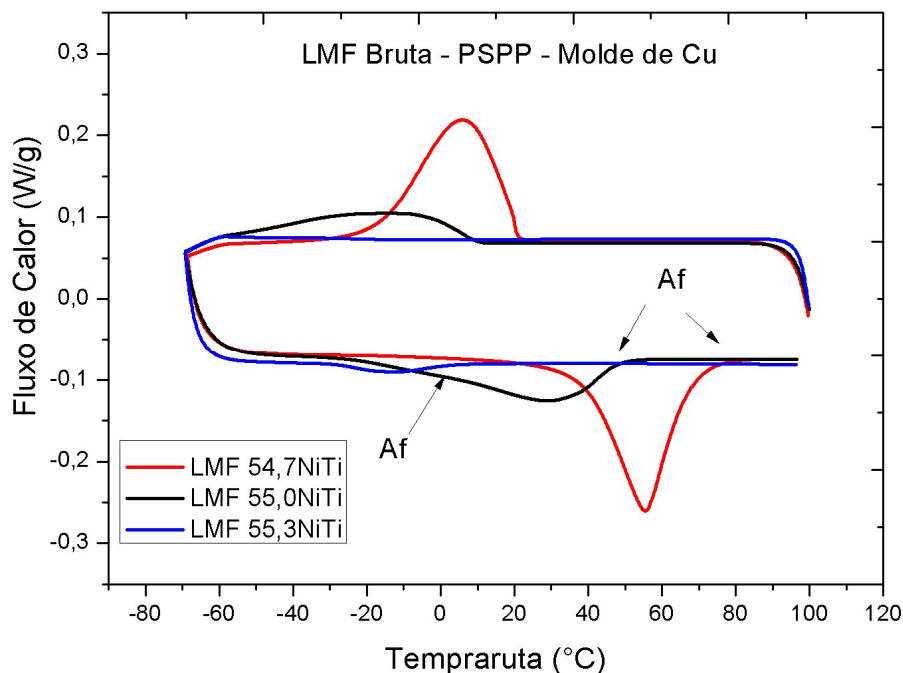


Figura 91 - Termogramas DSC das LMF Ni-Ti obtidas por PSPP com fundição em molde metálico de Cu.

Como visto na literatura (Figs. 30 e 31), as LMF Ni-Ti sofrem uma forte influência do teor de Ni no binário Ni-Ti, modificando as temperaturas de transformação. Desta forma, o aumento do teor de Ni na liga resultou na diminuição das temperaturas de transformação do material fabricado por PSPP, obedecendo ao comportamento descrito na literatura. A LMF 54,7Ni-Ti (menor teor de Ni) apresentou uma característica interessante, podendo apresentar-se com uma estrutura martensítica (M) ou austenítica (A) à temperatura ambiente. Se aquecermos a LMF 54,7Ni-Ti a uma temperatura acima de A_F e a deixarmos resfriar até a temperatura ambiente, teremos uma estrutura 100% austenítica. Caso esse mesmo material seja resfriado a uma temperatura inferior a M_F e aquecido apenas até a temperatura ambiente, a amostra terá uma estrutura 100% martensítica. Porém, de maneira geral essa LMF foi projetada para ter um comportamento de EMF (martensita) na temperatura ambiente. Com um início da transformação A para M (M_s) próxima a 10 °C e terminando em $A_F = 50^\circ\text{C}$, um comportamento misto está presente na LMF 55,0Ni-Ti a temperatura ambiente. Por fim, um comportamento superelástico deve ser observado na LMF 55,3Ni-Ti (maior teor de Ni) que

apresenta uma temperatura A_F próxima de $5\text{ }^\circ\text{C}$, obtida mesmo que os picos de transformação não estejam bem definidos.

Com o reprocessamento destas LMF pelo processo PSPP com injeção em molde sólido (revestimento cerâmico), um comportamento semelhante ao material de partida para essas LMF pôde ser observado, mas com redução de aproximadamente $10\text{ }^\circ\text{C}$ nas temperaturas de transformação, como revela os termogramas DSC apresentados na Figura 92. No caso da LMF 55,3Ni-Ti nenhum pico de transformação foi observado, na faixa de temperatura mostrada. Foi realizado um ensaio DSC em equipamento de maior capacidade de resfriamento, sendo detectado que para essa LMF a fase martensita iniciase em temperaturas inferiores ao limite negativo ($-60\text{ }^\circ\text{C}$) do equipamento utilizado nesse trabalho para caracterização térmica das LMF Ni-Ti.

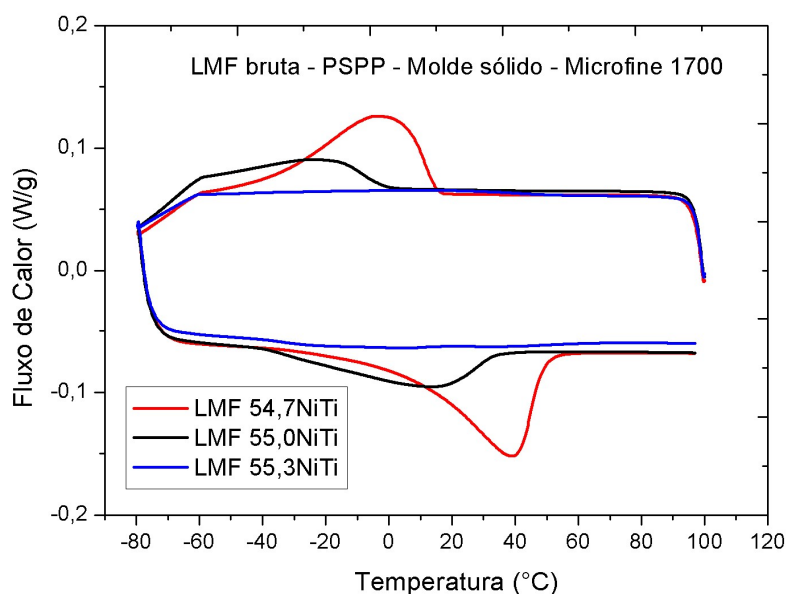


Figura 92 - Termogramas DSC das LMF Ni-Ti obtidas por PSPP com fundição em molde sólido.

No reprocessamento das LMF por meio do processo FIC, ao contrário do que se poderia esperar, foi observada a presença de transformação de fase nas três (03) LMF Ni-Ti fundidas, mesmo que com picos planos, conforme pode ser visto na Figura 93. Esse resultado foi de certa forma surpreendente, visto que a fundição por meio do processo FIC ocorre ao ar e sob fluxo limitado de Ar e sabe-se que a fusão de LMF Ni-Ti deve ser realizada sob vácuo e/ou com atmosfera inerte.

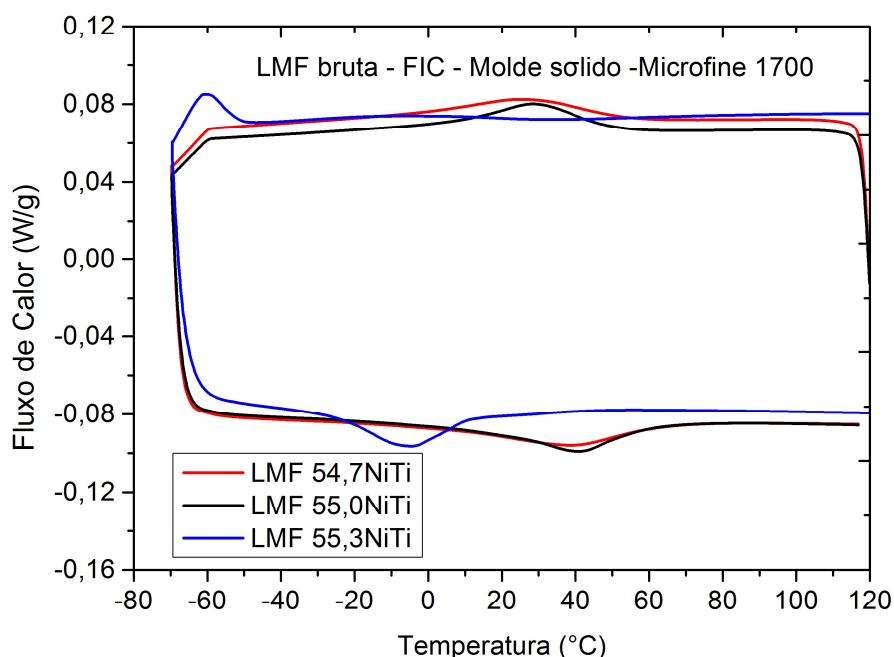


Figura 93 - Termogramas DSC das LMF Ni-Ti obtidas por FIC com fundição em molde sólido.

Após análise qualitativa das LMF de Ni-Ti, ficou evidente a possibilidade de se obter LMF Ni-Ti reprocessadas em molde sólido pelos processos PSPP e FIC, com a presença de transformações de fase que podem levar a EMF e SE. Desta forma, a fabricação componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti por meio da fundição de precisão com propriedades funcionais distintas a temperatura ambiente pôde ser viabilizada. Anteriormente, apenas Takahashi *et al.* (1984) haviam observado a presença do EMF em uma LMF Ni-Ti quando utilizaram um equipamento semelhante a máquina Discovery para fundição de uma liga equiatômica. Vale ressaltar que esse reprocessamento nessa etapa ocorreu apenas para verificar a existência ou não de transformação de fase nas LMF Ni-Ti reprocessadas.

4.1.2 Análise da Influência do Material do Molde Sólido nas Características das LMF Ni-Ti

Na literatura existem algumas pesquisas que relatam a influência do material do molde sólido nas propriedades de ligas refundidas que são utilizadas na odontologia (Takahashi *et al.*, 1984; Miyazaki *et al.*, 1986). A maioria desses trabalhos relatam que uma utilização inadequada do tipo de material do molde (revestimento) para uma determinada liga, pode ocasionar a presença, em alguns casos, de uma pequena contaminação do fundido pelo material do molde, bem como a formação de uma camada superficial de alta dureza. Desta forma, um estudo para avaliar uma melhor opção entre os revestimentos cerâmicos existentes para fundição do Ti disponíveis no mercado brasileiro foi realizado. Esse estudo teve como objetivo promover a escolha do revestimento a ser utilizado para confecção dos Cp e componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti, e não para investigar os aspectos relatados anteriormente (contaminação). Assim, com a grande quantidade de formulações e marcas de diversos fabricantes existentes no mercado internacional escolher a melhor opção de revestimento para fundir LMF Ni-Ti se fez necessário para obter melhores parâmetros. Comercialmente, no mercado brasileiro foram encontrados apenas dois revestimentos cerâmicos próprios para fundição do titânio, o Rematitan Plus ($\text{MgO} + \text{NH}_4\text{H}_2\text{PO}_4 + \text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$) e o Microfine 1700 ($\text{MgO} + \text{NH}_4\text{MgPO}_4 + \text{SiO}_2 + \text{Feldspato}$), de composições químicas semelhantes. Em termos de custo, o primeiro (Rematitan) é bem mais caro que o segundo (Microfine).

Portanto, para avaliar a influência do material do molde nas características de uma das LMF Ni-Ti reprocessadas por cada processo (PSPP e FIC), foram determinadas por DSC as temperaturas de transformação das LMF obtidas. A LMF utilizada para esse estudo foi a LMF 54,7Ni-Ti, por possibilitar uma varredura completa das transformações martensíticas (direta e reversa) com o equipamento DSC disponível. A temperatura do molde sólido durante a fundição foi de 800 °C (temperatura recomendada pelo fabricante). Após a fundição os Cp foram tratados termicamente a uma temperatura de 500°C por 30 minutos, com têmpera em água. Na Tabela 15 estão resumidos os resultados dessa análise.

Tabela 15 - Temperaturas de transformação da LMF 54,7Ni-Ti fundida pelos processos PSPP e FIC com os revestimentos cerâmicos para Ti: Microfine e Rematitan.

Máquina - Revestimento	Temperatura de transformação (°C)						Energia (J/g)	
	M _F	M _P	M _S	A _S	A _P	A _F	E _M	E _A
PSPP - Microfine	-21,1	-15,1	-10,6	19,3	31,4	41,5	5,0	12,9
PSPP - Rematitan	-19,0	-12,8	-11,4	18,8	30,4	40,5	5,1	15,2
FIC - Microfine	-	-	-	9,4	38,9	62,6	-	2,8
FIC - Rematitan	-	-	-	24,6	38,9	62,2	-	4,3

Os resultados obtidos revelam que a utilização de qualquer um dos revestimentos, nas mesmas condições de fundição, satisfazem a obtenção da LMF Ni-Ti com transformação de fase. Foi percebido ainda que com a utilização do mesmo equipamento (tecnologia de fundição) quase não houve alteração nas temperaturas de transformação e energias de transformação envolvidas. A única diferença nas temperaturas e energias de transformação ocorre quando se comparam as diferentes tecnologias de fusão e injeção (PSPP e FIC). Este fato pode ser atribuído a melhor proteção da fusão e injeção pelo processo PSPP (vácuo, seguido de atmosfera protetora de Ar) em comparação com o processo FIC (fusão ao ar ambiente com fluxo de Ar). Desta forma, o revestimento Microfine foi escolhido para a realização das demais etapas desse trabalho de tese. Essa escolha ocorreu pelo fato do revestimento Microfine apresentar um menor custo e ser encontrado com mais facilidade no mercado nacional.

4.1.3 Análise da Influência da Temperatura do Molde durante a Fundição nas Características das LMF Ni-Ti

Essa análise específica teve como objetivo avaliar o comportamento das temperaturas de transformação das LMF 54,7Ni-Ti, 55,0Ni-Ti e 55,3Ni-Ti com a variação da temperatura do molde no momento da fundição de precisão. Para realizar essa investigação foram utilizados Cp fundidos com o revestimento Microfine (definido segundo 4.1.2) por meio dos processos PSPP e FIC. As temperaturas de molde investigadas foram 800°C (sugerida pelo fabricante) e 200°C. Essas temperaturas foram monitoradas com o auxílio de uma pistola térmica modelo *Noncontact Infrared Thermometer* (-50 a 1000 °C), da marca Icel. Os Cp foram analisados nos seus estados como obtidos (estado

bruto de fusão). Essa análise foi motivada pelas baixas energias de transformação apresentadas na investigação descrita na seção 4.1.2 (Tabela 15) para amostras fundidas com moldes cerâmicos sob altas temperaturas (800°C, sugerida pelo fabricante do revestimento). As energias de transformação típicas para LMF Ni-Ti não submetidas a processos de conformação que introduzam encruamento excessivo situam-se na faixa de 20 a 30 J/g (Otsuka & Wayman, 1998).

Sabe-se que no processo de fundição uma prática muito comum é a utilização do pré-aquecimento de moldes e matrizes para proporcionar melhores resultados com relação ao preenchimento do molde (Shingo, 2000). Assim, como a composição do material do revestimento cerâmico é composta basicamente por óxidos e o Ti é muito reativo ao oxigênio, uma possível inibição da transformação de fase poderia ser observada se a fundição sob altas temperaturas viesse a proporcionar uma migração dos átomos de oxigênio para a matriz da LMF Ni-Ti. Assim sendo, uma investigação qualitativa para avaliar essa possibilidade foi realizada.

Essa análise ocorreu em Cp brutos a partir das temperaturas e energias de transformação que foram obtidas de ensaios DSC. Nas Tabelas 16, 17 e 18 são resumidos os resultados obtidos nesta avaliação. Foi verificado logo nos primeiros resultados que um aumento das energias de transformação foi proporcionado quando os moldes de revestimento cerâmico são utilizados à uma temperatura próxima dos 200 °C durante a fundição. Ainda, picos de transformação de fase mais bem definidos foram obtidos. Portanto, a utilização de uma menor temperatura do molde durante o processo de fundição promoveu a obtenção de LMF Ni-Ti com energias de transformação superiores a 20 J/g em seu estado bruto de processamento.

Tabela 16 - Temperaturas e energias de transformação das LMF 54,7Ni-Ti fundidas pelos processos PSPP e FIC com revestimento Microfine sob temperaturas de 800 °C e 200 °C.

LMF - Processo - Condição	Temperatura de transformação (°C)						Energia (J/g)	
	M _F	M _P	M _S	A _S	A _P	A _F	E _M	E _A
54,7Ni-Ti PSPP, 800°C*	-21,1	-15,5	-10,6	19,3	31,4	41,5	2,4	2,8
54,7Ni-Ti PSPP, 200°C	36,9	50,9	66,7	65,2	85,5	99,8	28,0	28,4
54,7Ni-Ti FIC, 800°C*	-	-	-	9,4	38,9	62,6	-	2,8
54,7Ni-Ti FIC, 200°C	24,3	35,9	53,7	51,2	69,9	86,3	25,7	26,6

*LMF apresentou fase R no ensaio DSC.

Tabela 17 - Temperaturas e energias de transformação das LMF 55,0Ni-Ti fundidas pelos processos PSPP e FIC com revestimento Microfine sob temperaturas de 800 °C e 200 °C.

LMF - Processo - Condição	Temperatura de transformação (°C)						Energia (J/g)	
	M _F	M _P	M _S	A _S	A _P	A _F	E _M	E _A
55,0Ni-Ti PSPP, 800°C*	-	-	-	14,7	36,9	51,4	-	8,2
55,0Ni-Ti PSPP, 200°C	16,9	28,8	42,1	51,7	70,0	78,4	24	24,1
55,0Ni-Ti FIC, 800°C*	-	-	-	22,0	40,9	59,9	-	3,0
55,0Ni-Ti FIC, 200°C	-11,3	18,8	22,2	15,1	41,7	53,4	20,1	20,0

*LMF apresentou fase R no ensaio DSC.

Tabela 18 - Temperaturas e energias de transformação das LMF 55,3Ni-Ti fundidas pelos processos PSPP e FIC com revestimento Microfine sob temperaturas de 800 °C e 200 °C.

LMF - Processo - Condição	Temperatura de transformação (°C)						Energia (J/g)	
	M _F	M _P	M _S	A _S	A _P	A _F	E _M	E _A
55,3Ni-Ti PSPP, 800°C*	-	-	-	24,0	32,0	51,6	-	2,4
55,3Ni-Ti PSPP, 200°C	-22,0	-1,8	16,3	9,6	33,8	47,6	17,4	19,4
55,3Ni-Ti FIC, 800°C	-	-	-	-	-	-	-	-
55,3Ni-Ti FIC, 200°C	-	-	-	11,2	36,6	65,9	-	5,0

*LMF apresentou fase R no ensaio DSC.

Verificou-se ainda que a utilização do molde a uma temperatura de 200 °C proporciona a obtenção de temperaturas de transformação mais próximas aos valores teoricamente esperados (Otsuka & Wayman, 1998), ainda no estado como obtido. Esse comportamento ocorreu para as três (03) LMF Ni-Ti investigadas, independente do equipamento utilizado para fundição e injeção (tecnologia PSPP ou FIC). Vale ressaltar ainda, que embora a fusão no processo FIC ocorra sem vácuo, o fluxo de gás Ar sob o metal durante a fusão proporciona proteção adequada.

A utilização da temperatura de molde em 200°C pôde melhorar consideravelmente as propriedades das LMF fundidas. Para que se possa afirmar que a utilização do molde a uma temperatura de 800°C favorece o fluxo de átomos de O para o interior da matriz no binário Ni-Ti, análises adicionais em MEV ou de composição química deveriam ser realizados. No entanto, como o foco deste trabalho é voltado para uma investigação de processo, essa investigação específica poderá ser realizada em pesquisas posteriores. Outra evidência indireta de que pode ter ocorrido uma migração de átomos de O para o interior do fundido refere-se ao fato de que quando se utiliza molde quente

(800 °C), ocorre uma diminuição das energias de transformação nas LMF Ni-Ti fabricadas por PSPP e FIC (Tabs.15, 16 e 17). A presença desse elemento favorece a degradação das propriedades funcionais das LMF (Jurczyk, 2012).

4.1.4 Análise da Influência do Resfriamento Pós-Solidificação nas Características das LMF Ni-Ti Refundidas

Essa investigação teve como objetivo avaliar o comportamento das temperaturas e energias de transformação com a maneira de fazer o resfriamento do molde sólido logo após o processo de fundição, antes da desmoldagem do fundido. Para isso, as LMF Ni-Ti foram analisadas por meio de duas (02) condições resfriamento: ao ar ambiente e em água pós solidificação (antes do desmolde e logo após a fundição). Como em avaliações anteriores, a análise foi também realizada para as tecnologias PSPP e FIC. Os Cp nesta etapa foram analisados no seu estado bruto de fundição, sem qualquer tratamento térmico posterior.

Na Figura 94 é possível avaliar os termogramas DSC obtidos para as LMF 54,7Ni-Ti, LMF 55,0Ni-Ti e LMF 55,3Ni-Ti fundidas por meio das tecnologias PSPP e FIC, que foram resfriadas ao ar ambiente e em água. Comparando os resultados para as LMF fundidas em um mesmo equipamento e com diferentes condições de resfriamento nota-se que não existem alterações significativas nas temperaturas de transformação e nos níveis de energia de transformação envolvidos (Fig.94.a e Fig.94.c) e (Fig.94.b e Fig.94.d). Quando se compara a fundição com tecnologias distintas (PSPP e FIC), mas com as mesmas condições de resfriamento (Fig.94.a e Fig.94.b) e (Fig.94.c e Fig.94.d), foi observado diferenças significativas nas temperaturas de transformação das LMF 55,0%Ni-Ti e 55,3Ni-Ti. A LMF 54,7%Ni-Ti não apresentou qualquer alteração neste caso. As variações observadas são aceitáveis quando se trabalha com LMF Ni-Ti, que são reconhecidamente bastante sensíveis ao processamento termomecânico (Otsuka & Wayman, 1998).

A partir dos dados quantitativos dessa avaliação, os resultados podem ser mais bem compreendidos, conforme revelam as Tabelas 19, 20 e 21. Desta forma, observa-se para as LMF 55,0Ni-Ti e 55,3Ni-Ti que a fundição por meio

FIC provoca uma diminuição das temperaturas de transformação e na histerese térmica quando comparados com PSPP. Essa maior diminuição nas temperaturas de transformação nas LMF obtidos por FIC pode ser explicado pela fusão ser realizada sem vácuo, ou seja, na presença do ar atmosférico que contém impurezas que degradam o EMF como o oxigênio. No caso da LMF 54,7Ni-Ti o processamento independente do equipamento utilizado não provocou quaisquer alterações nas temperaturas de transformação, histerese térmica e energia de transformação. A não alteração neste caso se deve a um maior percentual de Ti presente na LMF.

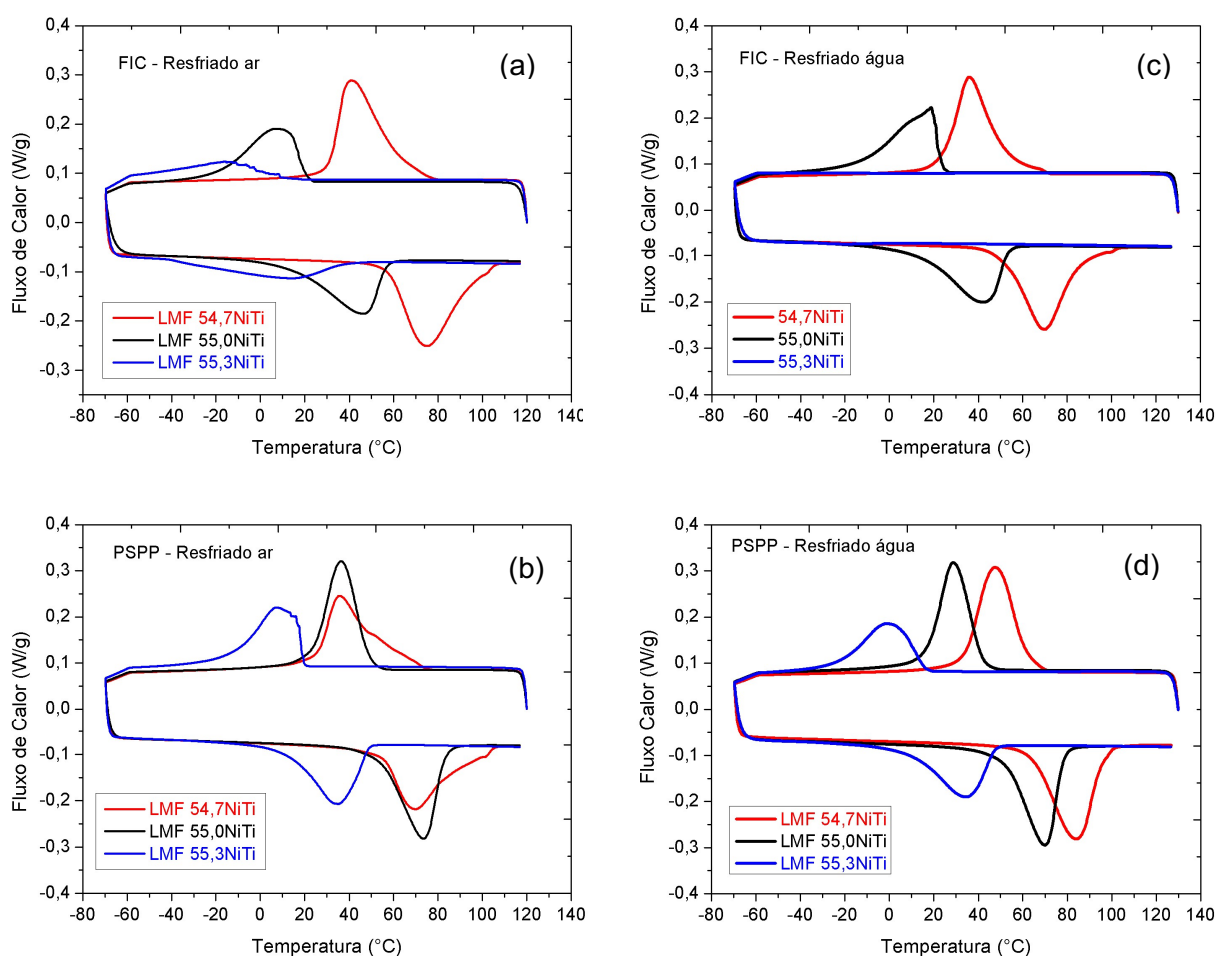


Figura 94 - Termogramas DSC das LMF Ni-Ti obtidas. (a) FIC resfriado ao ar. (b) PSPP resfriado ao ar. (c) FIC resfriado em água. (d) PSPP resfriado em água.

Tabela 19 - Temperaturas e energias de transformação das LMF 54,7Ni-Ti fundidas pelos processos PSPP e FIC resfriadas ao ar ambiente e em água.

LMF - Processo - Condição	Temperatura (°C)						Energia (J/g)	
	M _F	M _P	M _S	A _S	A _P	A _F	E _M	E _A
54,7Ni-Ti - PSPP - água	36,9	50,9	66,7	65,2	85,5	99,8	28,0	28,4
54,7Ni-Ti - PSPP - ar	25,6	35,8	57,2	55,6	70,1	91,8	24,2	22,1
54,7Ni-Ti - FIC - água	24,3	35,9	53,7	51,2	69,9	86,3	25,7	26,3
54,7Ni-Ti - FIC - ar	30,9	40,7	65,0	57,6	74,8	97,8	28,0	27,5

Tabela 20 - Temperaturas e energias de transformação das LMF 55,0Ni-Ti fundidas pelos processos PSPP e FIC resfriadas ao ar ambiente e em água.

LMF - Processo - Condição	Temperatura (°C)						Energia (J/g)	
	M _F	M _P	M _S	A _S	A _P	A _F	E _M	E _A
55,0Ni-Ti - PSPP - água	16,9	28,8	42,1	51,7	70,0	78,4	24,0	24,1
55,0Ni-Ti - PSPP - ar	24,0	36,4	49,2	53,5	73,4	83,0	24,0	24,0
55,0Ni-Ti - FIC - água	-11,3	18,8	22,2	15,1	41,7	53,4	20,1	21,0
55,0Ni-Ti - FIC - ar	-17,2	7,0	19,9	14,9	45,8	56,7	17,5	19,6

Tabela 21 - Temperaturas e energias de transformação das LMF 55,3Ni-Ti fundidas pelos processos PSPP e FIC resfriadas ao ar ambiente e em água.

LMF - Processo - Condição	Temperatura (°C)						Energia (J/g)	
	M _F	M _P	M _S	A _S	A _P	A _F	E _M	E _A
55,3Ni-Ti - PSPP - água	-22,0	-1,8	16,3	9,6	33,8	47,6	17,4	19,4
55,3Ni-Ti - PSPP - ar	-10,7	7,0	18,9	14,0	34,8	48,9	18,6	19,0
55,3Ni-Ti - FIC - água	-	-	-	-	-	-	-	-
55,3Ni-Ti - FIC - ar	-	-13,1	2,5	14,1	13,4	39,0	6,2	9,7

Na Figura 95 são apresentados os termogramas DSC que evidenciam as alterações provocadas com as fundições sob mesmas condições para os dois processos (PSPP e FIC). Essas modificações podem ser percebidas diretamente por meio dos deslocamentos dos picos de transformação de fase para a esquerda (temperaturas mais baixas), quando as LMF são fundidas por FIC. A não presença de transformação na LMF 55,3Ni-Ti fundida por meio da tecnologia FIC (Fig.95.f) pode ser explicada por uma transformação martensítica abaixo do limite de temperatura (~ -60 °C) do equipamento DSC utilizado para a caracterização térmica.

Esse estudo preliminar serviu para otimizar os parâmetros do processo controláveis de forma a obter uma fabricação de componentes miniaturizados LMF Ni-Ti com propriedades em termos de transformação de fase compatível com os produtos comerciais e com a literatura. Assim, ambas as técnicas e equipamentos mostraram-se úteis para obter componentes miniaturizados LMF Ni-Ti com um bom controle do processo, proporcionando, portanto, a fabricação de materiais com características tanto de EMF como SE a temperatura ambiente dependendo apenas do projeto da liga para o componente miniaturizado específico

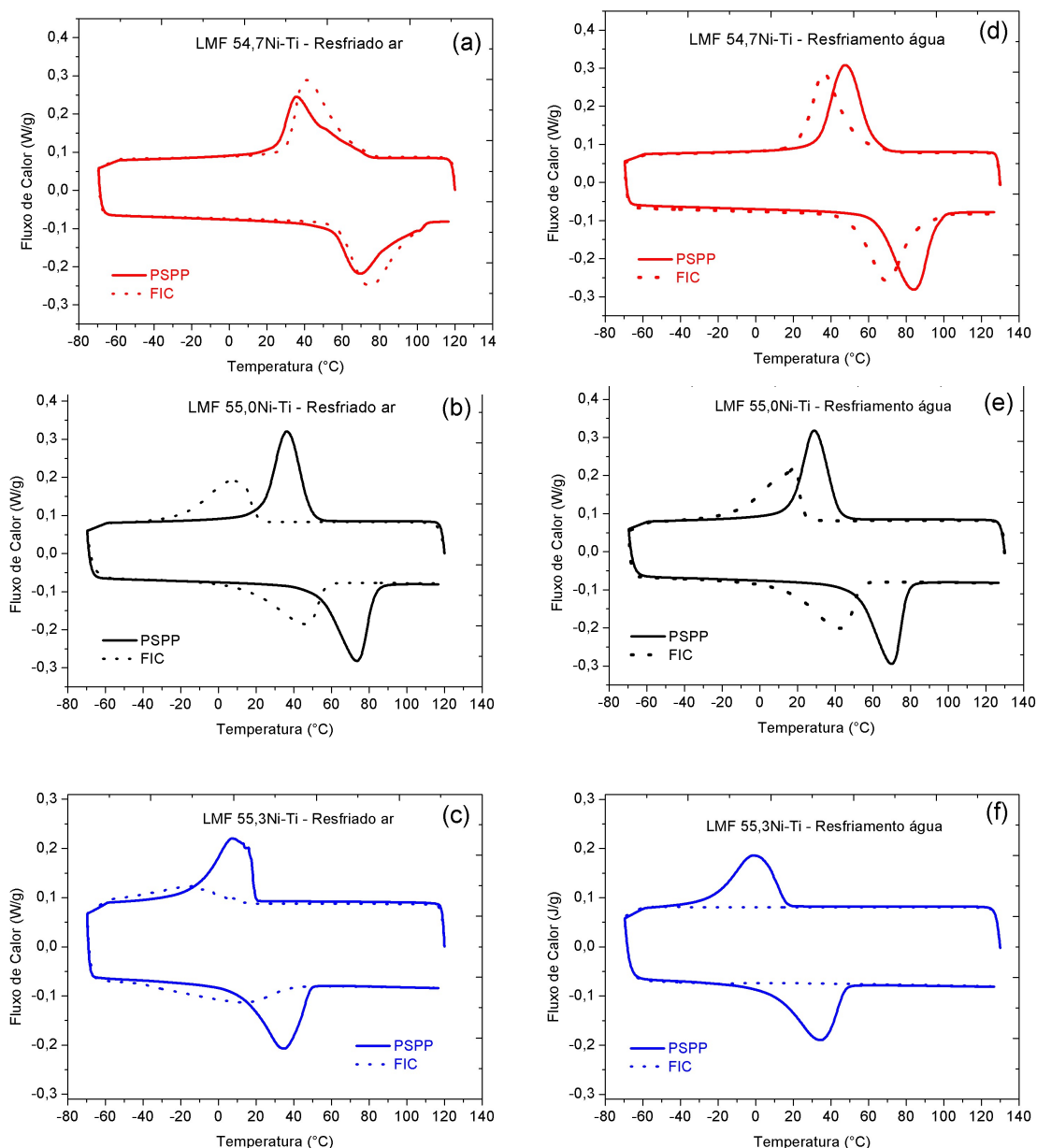


Figura 95 - Termogramas DSC para as LMF 54,7Ni-Ti, 55,0Ni-Ti e 55,3Ni-Ti fundidas pelos processos PSPP e FIC com resfriamento ao ar ambiente e em água.

4.2 Avaliação dos Materiais Processados por PSPP e FIC

A análise dos materiais processados com as tecnologias PSPP e FIC para fabricação de componentes miniaturizados ocorreu principalmente de forma a verificar o comportamento mecânico (limite de resistência e deformação até a ruptura) das LMF Ni-Ti obtidas pelos respectivos processos.

4.2.1 Análise da Caracterização Química

A caracterização química foi realizada nas LMF 54,7Ni-Ti e 55,3Ni-Ti em seus estados bruto de fundição, obtidas pelos dos dois processos investigados nessa tese (PSPP e FIC). Os resultados dessas análises estão apresentados na Tabela 22. Assim sendo, constata-se um excelente controle composicional com relação a composição nominal, observado tanto para o processo PSPP (sob vácuo) quanto para o processo FIC (para o qual poderia ser esperado um menor controle, devido a não presença de vácuo). Esse controle em LMF é importante, frente a alta sensibilidade que esses materiais apresentam com mínimas variações de composição.

Tabela 22 - Composições das LMF Ni-Ti fundidas por PSPP e FIC.

<i>LMF</i>	<i>Ni(%wt) Nominal</i>	<i>Ni(%wt) FRX</i>	<i>C (ppm)</i>	<i>O (ppm)</i>	<i>N (ppm)</i>
54,7Ni-Ti - PSPP	54,70	54,76	125	824	281
54,7Ni-Ti - FIC	54,70	54,73	106	815	333
55,3Ni-Ti - PSPP	55,30	55,35	140	800	338
55,3Ni-Ti - FIC	55,30	55,50	104	1965	739

Os níveis de controle apresentado pelo processo FIC foi considerado muito bom. Acredita-se que esse resultado pode ser atribuído às pequenas massas de fundição utilizadas (em torno de 15 gramas), permitindo uma boa atuação do fluxo de Ar de proteção. Como a fundição ocorre em um tempo muito curto (20 segundos), um contato direto com o ar ambiente juntamente com o fluxo de Ar não proporciona a degradação das transformações de fase da LMF, conforme observado em seções anteriores. Ainda, acredita-se que o leve aumento nos níveis de Ni observado em todas as análises pode ser resultado de reações do fundido com o material do molde, que é formado a

base de óxidos que podem se combinar com o Ni e o Ti podendo formar, por exemplo, o Ti_4Ni_2O , responsável por deixar a matriz mais rica em níquel.

Ao observar os teores de C, N e O presentes nos materiais de partida (Ni e Ti) utilizados nesse trabalho para fabricação de uma LMF Ni-Ti equiatômica (50% Ni + 50% Ti, % em massa) por exemplo, percebe-se que quando somado os níveis máximos de C e N presentes nos dois elementos, tem-se que os níveis estariam dentro dos limites aceitáveis (~500ppm) para a produção de um material biocompatível, diferentemente dos teores de O, que já é superado com o material de partida utilizado (Ver Tab. 11 e 12). Desta forma, ao analisar os níveis de C, N e O (pós fundição) presentes nas LMF Ni-Ti reprocessadas por PSPP e FIC em molde sólido, percebe-se as potencialidades para propriedades biocompatíveis que podem estar presentes nos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti produzidos. Os níveis médios de C presentes nos fundidos obtidos para os processos PSPP e FIC atingiram valores máximos de 140 ppm. Assim, o material refundido por meio dos processos de fundição de precisão investigados atende perfeitamente a norma ASTM F2063/12 que regulamenta os parâmetros materiais para fabricação de dispositivos e implantes com LMF Ni-Ti, limitando em 500 ppm a quantidade de C.

No processo PSPP, o nível máximo de N presente atingiu 338 ppm, estando também abaixo do limite máximo, que é 500 ppm, segundo a norma ASTM F2063/12. Para o processo FIC, o nível de N apenas foi atendido para a LMF 54,7Ni-Ti (Tab.21). Com relação aos teores máximos de O, que também é limitado a 500 ppm, como era esperado (já que o material de partida não atende) nenhum dos processos conseguiu entregar o material dentro da norma com a configuração adotada. Desta forma, apesar do teor de O presente nas LMF superar os 800 ppm em ambos os processos, os tornando impróprios para aplicações regidas pela norma F2063/12, isso não implicaria que o material não possa apresentar propriedades biocompatíveis, pois novas configurações podem ser realizadas de forma a se obter um material que atende a norma. Esse problema pode ser resolvido, por exemplo, utilizando materiais mais puros (apenas com a utilização de Ti grau 1 para preparação da LMF, implicaria numa redução direta de 100 ppm nos teores de O).

4.2.2 Análise da Caracterização Térmica dos Cp de LMF Ni-Ti

Os resultados da caracterização térmica (DSC e RET) realizada para os Cp-PSPP-SE-T e Cp-FIC-SE-T, respectivamente, estão mostrados na Figura 96 de forma qualitativa

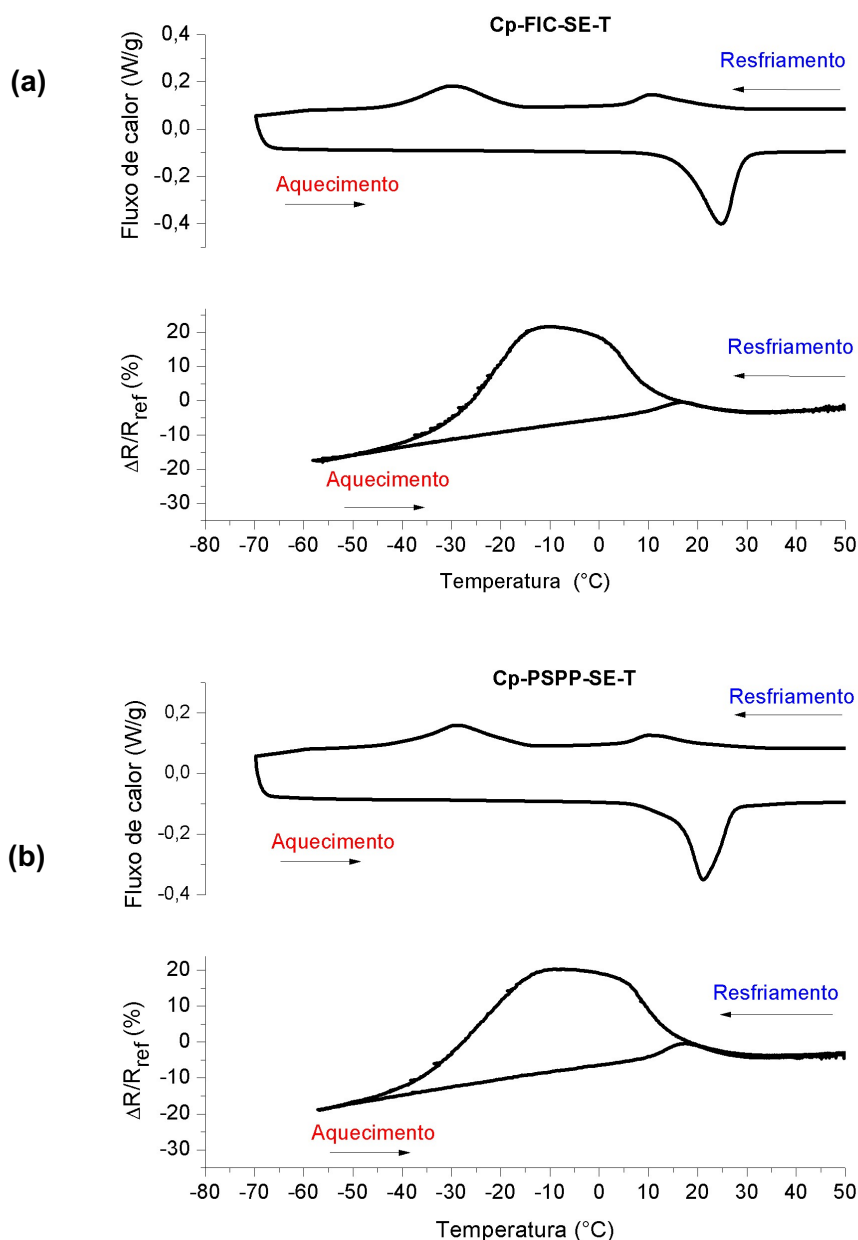


Figura 96 - Resultados qualitativos da caracterização térmica (DSC e RET) dos Cp de LMF 55,3Ni-Ti. (a) Cp-FIC-SE-T. (b) Cp-PSPP-SE-T.

As Tabelas 23 e 24, apresentam os resultados quantitativos desses ensaios para todos os Cp fabricados, nas condições como fundidos (bruto de fusão) e tratados termicamente. Os valores foram obtidos aplicando o método das tangentes, conforme indicado na Fig.6. Os resultados de DSC comprovam

que ambos os Cp fabricados pelas tecnologias (PSPP e FIC) apresentam transformação de fase numa faixa de temperatura de acordo com o projeto das LMF Ni-Ti para realização dos ensaios mecânicos, ou seja, um Cp com comportamento para EMF e outro para SE. Nota-se ainda que a fabricação com os parâmetros otimizados proporciona LMF Ni-Ti com energias de transformação superiores a 15 J/g, como pode ser visto nas Tabelas 23 e 24, bem como nas Tabelas 16, 17 e 18.

Tabela 23 - Temperaturas de transformação dos Cp fundidos com LMF 54,7Ni-Ti.

LMF	Temperatura (°C)						Energia (J/g)	
	M _F	M _P	M _S	A _S	A _P	A _F	E _M	E _A
Cp-PSPP-EMF-B	9,7	26,2	36,7	38,0	57,2	66,4	18,6	18,2
Cp-PSPP-EMF-T	10,4	30,2	39,8	38,4	59,8	67,9	20,6	23,6
Cp-FIC-EMF-B	37,2	50,9	65,7	73,4	94,3	101,5	26,9	25,4
Cp-FIC-EMF-T*	44,2	57,0	74,3	76,3	98,6	107,1	28,7	26,7

*LMF apresentou fase R no ensaio DSC.

Tabela 24 - Temperaturas de transformação dos Cp fundidos com LMF 55,3Ni-Ti.

LMF	Temperatura (°C)						Energia (J/g)	
	M _F	M _P	M _S	A _S	A _P	A _F	E _M	E _A
Cp-PSPP-SE-B	-	-	-	-23,9	-8,9	25,6	-	2,0
Cp-PSPP-SE-T*	-39,1	-29,5	-16,2	16,0	21,2	27,5	6,7	14,0
Cp-FIC-SE-B	-	-	-	-	-	-	-	-
Cp-FIC-SE-T*	-41,2	-30,5	-17,8	16,5	24,8	29,1	8,4	16,2

*LMF apresentou fase R no ensaio DSC.

4.2.3 Obtenção dos Cp LMF Ni-Ti para Ensaios de Tração

Após a avaliação preliminar das propriedades das LMF para otimização dos processos (seção 4.1), foi definido que seriam fabricados Cp com características de EMF (LMF 54,7Ni-Ti) e de SE (LMF 55,3Ni-Ti) a temperatura ambiente pelos dois processos (PSPP e FIC). As seguintes condições otimizadas foram utilizadas para obtenção de 4 (quatro) barras retangulares para a confecção (usinagem por eletroerosão) dos Cp: (1) revestimento *Microfine* (material do molde); (2) temperatura do molde para receber o metal

líquido, ~ 200 °C; (3) molde deixado resfriar ao ar (após fundição). Desta forma, foram produzidas as barras retangulares (Figura 97.a) para obtenção dos Cp para ensaios de tração (Figura 97.b). A fabricação de todos os Cp de LMF Ni-Ti ocorreram com sucesso, não apresentando quaisquer defeitos superficiais que pudessem comprometer os ensaios mecânicos.

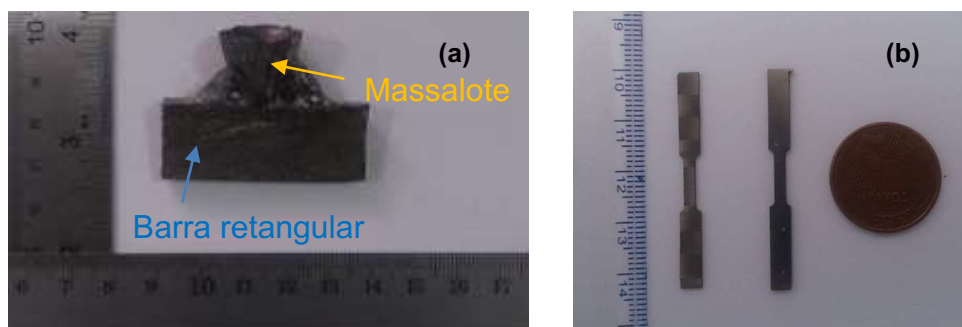


Figura 97 - Corpo de prova de LMF Ni-Ti produzido por PSPP e corte por eletroerosão. (a) Barra retangular em seu estado bruto de fundição. (b) Cp tipo gravata.

4.2.4 Análise dos Ensaio Mecânicos

4.2.4.2 Ensaio de Tração

O ensaio de tração é muito importante na determinação de propriedades mecânicas das LMF. O objetivo da realização desses ensaios foi de avaliar a influência dos processos (a partir de Cp produzidos pelas duas tecnologias PSPP e FIC) nas propriedades mecânicas do material e compará-las. Na Figura 98 é apresentada a curva tensão-deformação para o Cp de LMF 54,7Ni-Ti fundida pela tecnologia FIC. Como visto anteriormente (Tab.10), a LMF 54,7Ni-Ti deve apresentar um comportamento característico de EMF. No 1° (primeiro) ciclo do ensaio, o Cp foi levado até 6% de deformação e após descarregamento uma deformação residual ($\sim 4\%$) foi observada. Essa deformação residual (característica do EMF) pode ser recuperada se um aquecimento acima da temperatura A_f for imposto sobre o material. No 2° (segundo) ciclo no qual o Cp é levado até a ruptura, o material resiste até uma deformação superior a 11% em seu estado bruto (curva em preto). No caso do Cp tratado termicamente essa deformação superou os 14%. Adicionalmente, foi percebido uma diminuição na tensão crítica de orientação da martensita (em torno de 50 MPa) para o Cp tratado termicamente. Essa diminuição muito

provavelmente ocorreu devido ao alívio de tensões internas pós tratamento térmico.

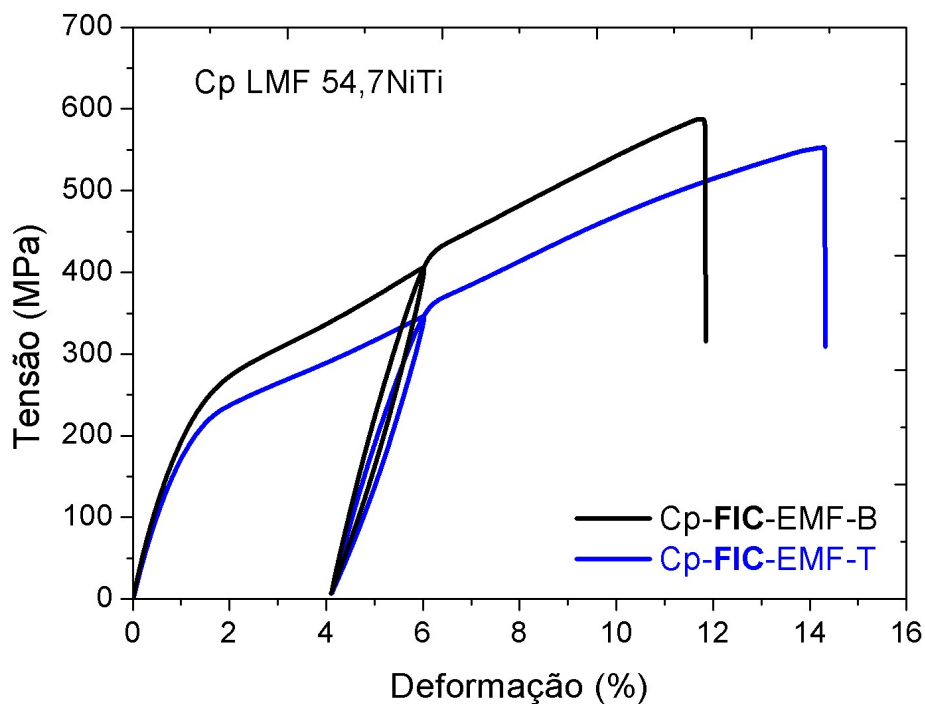


Figura 98 - Curvas tensão-deformação para a LMF 54,7Ni-Ti fundida pelo processo FIC.

Na Figura 99, um comportamento semelhante ao da Fig.98 foi observado para a mesma LMF 54,7Ni-Ti, agora fundida pelo processo PSPP. As deformações residuais nos Cp bruto de fusão e tratado termicamente foram da ordem de 3,8% e 4,2%, respectivamente. Com relação à deformação até a ruptura, o Cp bruto de fusão superou os 11% enquanto o CP tratado termicamente superou os 14%, semelhantemente ao caso da LMF obtida por FIC. Uma mesma redução na tensão crítica de orientação da martensita (em torno de 50 MPa) para o Cp tratado termicamente foi observada. Ainda, é possível observar que não houve diferença considerável de resistência mecânica quando a LMF 54,7Ni-Ti é reprocessada por PSPP ou FIC. A tensão de ruptura para os Cp de LMF 54,7Ni-Ti foi sempre menor para a condição tratada. Por fim, os materiais produzidos por ambos os processos apresentaram boa resistência mecânica para LMF Ni-Ti, o que os capacita para fabricação de componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti. Uma coincidência

que ocorreu nesse ensaio com o Cp LMF 54,7NiTi tanto no estado bruto como tratado termicamente foi um rompimento a um mesmo nível de deformação.

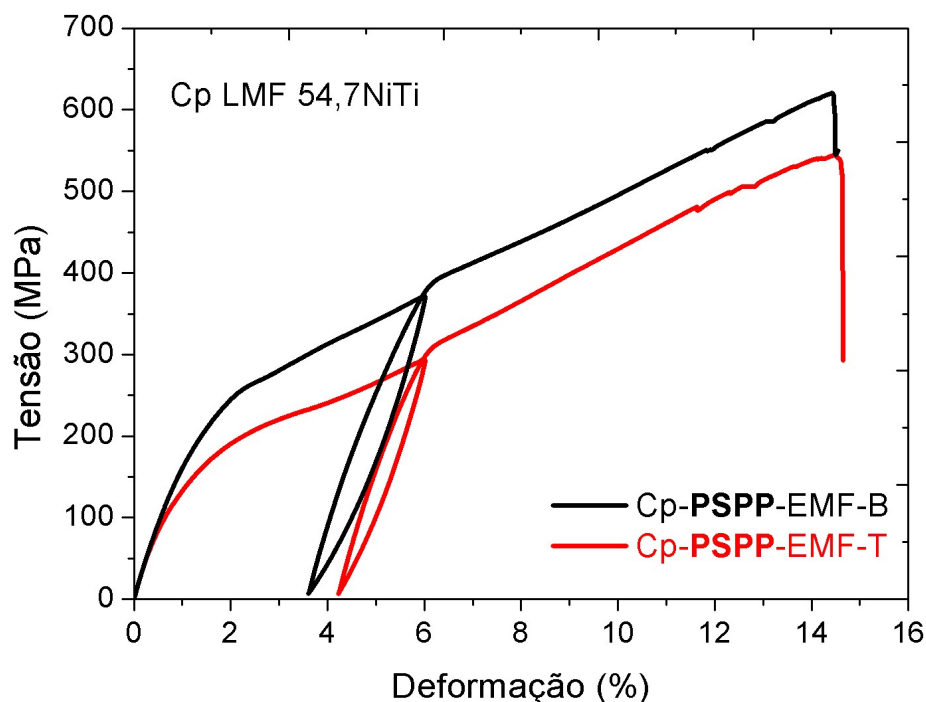


Figura 99 - Curvas tensão-deformação LMF 54,7Ni-Ti fundida pelo processo PSSP.

Os ensaios de tração foram também realizados em Cp de LMF 55,3Ni-Ti com característica de apresentar o comportamento SE a temperatura ambiente (Tab.10). Na Figura 100 são apresentadas as curvas tensão-deformação do Cp fabricado por FIC. No Cp bruto de fusão, embora o material tenha resistido aos 6% de deformação no primeiro ciclo, houve um rompimento precoce, logo após 6% no segundo ciclo. Um comportamento superelástico linear (Fig.17.a, sem a presença da formação de um patamar de deformação foi observado neste caso). Após o tratamento térmico, o material apresentou a formação de um patamar superelástico, conseguindo recuperar quase toda a deformação imposta (deixando uma deformação residual de menor que 1%) após o descarregamento. Dessa forma, verifica-se que o tratamento térmico proporcionou um melhoramento no comportamento de SE nessa LMF, tendo superado os 14% de deformação para que houvesse a ruptura. Em ambos os casos (Cp bruto ou tratado termicamente) é perceptível a recuperação superelástica da LMF. Apesar da tensão de transformação de fase aparecer

mais claramente apenas no Cp tratado termicamente, um mesmo nível de tensão de ruptura pode ser observado em qualquer condição (~900MPa).

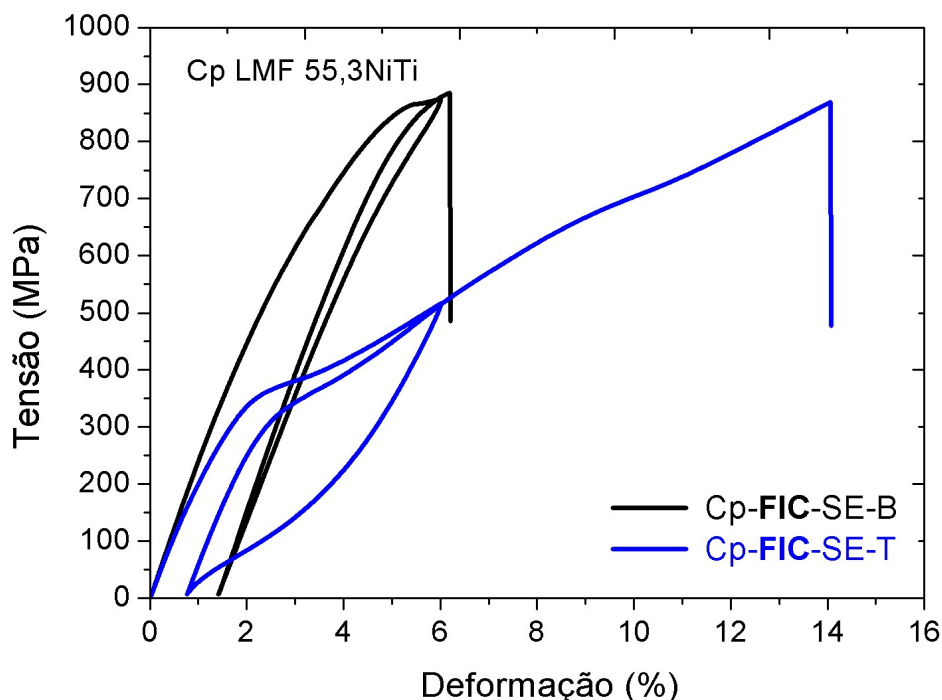


Figura 100 - Curvas tensão-deformação para a LMF 55,3Ni-Ti fundida pelo processo FIC.

O resultado dos ensaios de tração realizados nos Cp obtidos a partir da LMF 55,3Ni-Ti que foram fabricados por meio da tecnologia PSPP são mostrados na Figura 101. Um comportamento semelhante ao observado com o Cp obtido pelo processo FIC foi observado. As diferenças se resumem, a formação de um discreto patamar de formação da martensita induzida por tensão no Cp bruto de fundição e uma menor deformação até a ruptura (~8,5 %) no Cp tratado termicamente. Como para o Cp fundido por FIC, o tratamento térmico proporcionou um melhoramento do comportamento de SE nessa LMF Ni-Ti.

A partir dos ensaios de tração realizados foi possível observar que os dois equipamentos, com suas respectivas tecnologias de fundição de precisão, podem promover a fabricação de forma consistente, semelhante, com um bom controle das propriedades mecânicas e/ou comportamento desejado para cada componente miniaturizado específico projetado a partir das LMF Ni-Ti. Adicionalmente, um estudo específico sobre tratamentos térmicos para

melhorar ainda mais o comportamento superelástico pode ser realizado em pesquisas futura.

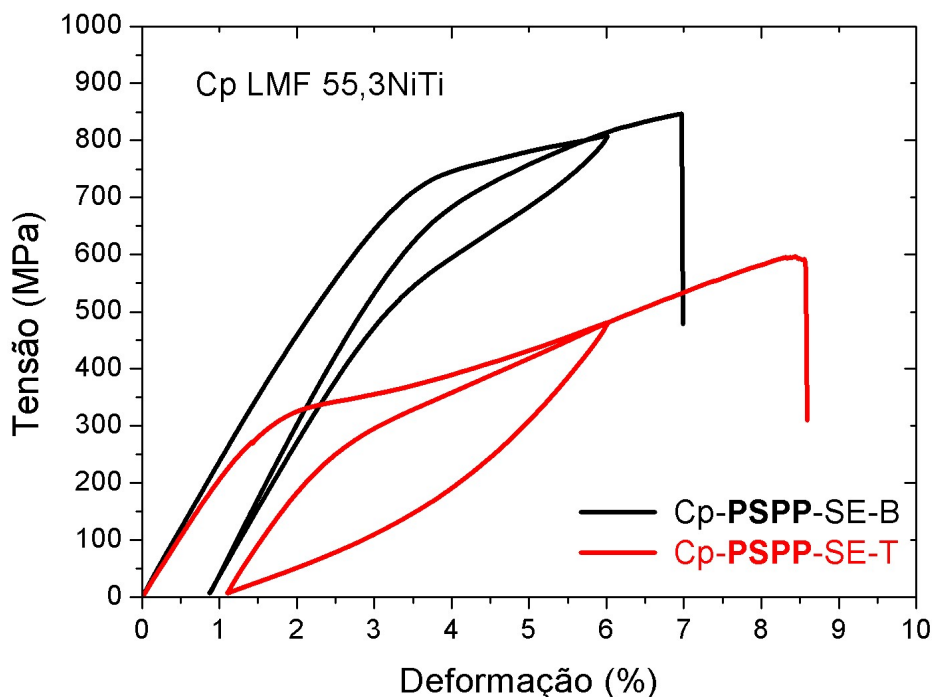


Figura 101 - Curvas tensão-deformação para a LMF 55,3Ni-Ti fundida pelo processo PSPP.

No decorrer desse trabalho de tese foram encontrados três (03) trabalhos que apresentam o comportamento mecânico (tensão-deformação) de LMF Ni-Ti obtidas por meio de fundição de precisão. No primeiro deles, em um estudo realizado por pesquisadores da área de odontologia, Takahashi *et al.* (1984) verificaram que usando uma máquina de fundição sob pressão de Ar (semelhante ao PSPP) poderia ser obtida uma LMF Ni-Ti com a presença de transformação de fase. No ensaio de tração, a LMF Ni-Ti equiatômica utilizada chegou a ser deformada a menos de 3% deixando uma deformação residual de quase 2%. Os autores não geraram expectativas com relação a resistência mecânica do material.

Em um segundo estudo, realizado por Hamanaka *et al.* (1989) foi avaliada a utilização de uma nova máquina de fundição sob pressão de Ar para fundição do Ti e uma LMF Ni-Ti. A Figura 102 permite visualizar as curvas tensão-deformação obtidas com a utilização da nova máquina (curva A) proposta em comparação com uma mais antiga (curva B). A LMF Ni-Ti (49.2Ti-

50.8Ni, %at) utilizada tem a mesma composição nominal de umas das utilizadas neste trabalho (LMF 55,3Ni-Ti). Ambas apresentam o fenômeno de SE. Note-se que o Cp obtido com a nova máquina teve um comportamento um pouco semelhante, mas ainda inferior aos obtidos nesse trabalho, tendo um rompimento pouco depois de 6% de deformação.

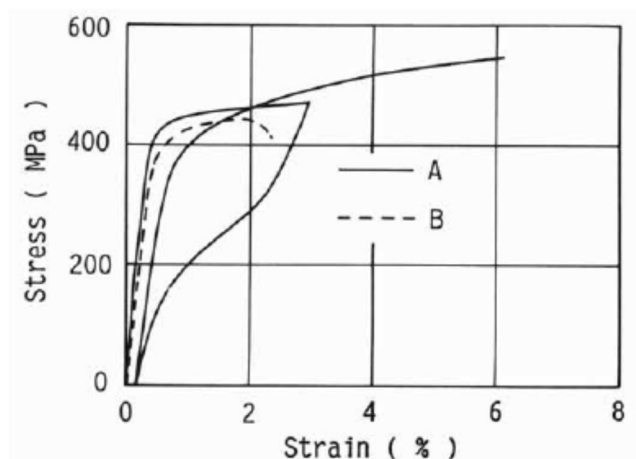


Figura 102 - Curva tensão-deformação de uma LMF Ni-Ti (49.2Ti-50.8Ni,%at), obtida por fundição de precisão apresentando comportamento de SE (Hamanaka *et al.*, 1989).

Por fim, no trabalho de Yoshimi *et al.* (2008) foi utilizado o processo de fusão por indução com injeção por centrifugação em atmosfera totalmente inerte de Ar para a produção de lingotes de uma LMF Ni-Ti (49.2Ti-50.8Ni,%at). Nesse estudo foram apresentadas curvas tensão-deformação com comportamento superelástico para algumas temperaturas. Os autores foram muito conservadores com relação aos níveis de deformação de apenas 2% utilizado para o ensaio de tração, desta forma, não se pode tirar muitas conclusões. A LMF Ni-Ti obtida por Yoshimi *et al.* (2008) apresentou uma completa recuperação da deformação após a remoção da carga, mas com uma superelasticidade limitada a aproximadamente 2,5%. Assim, os resultados apresentados pelos autores citados podem ser considerados menos expressivos que os obtidos nesse trabalho de tese, que revelou valores de deformações maiores.

4.3 Avaliação dos Componentes Miniaturizados de LMF Ni-Ti

4.3.1 Obtenção

Os processos de fabricação (PSPP e FIC) descritos na metodologia proporcionaram a obtenção com sucesso dos componentes miniaturizados LMF Ni-Ti propostos, que são apresentados nas Figuras 103, 104, 105, 106, 107 e 108. Sendo assim, ambos processos se mostraram capazes de reproduzir as geometrias propostas a partir dos seus respectivos modelos em cera, resina ou ABS. A presença de defeitos inerentes aos processos de fundição foram observados e serão discutidos mais adiante. O aspecto fosco que é observado na superfície dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti fabricados independente do processo (PSPP ou FIC) é provavelmente resultante de uma reação superficial que ocorre na interface metal/molde durante a solidificação da LMF Ni-Ti.

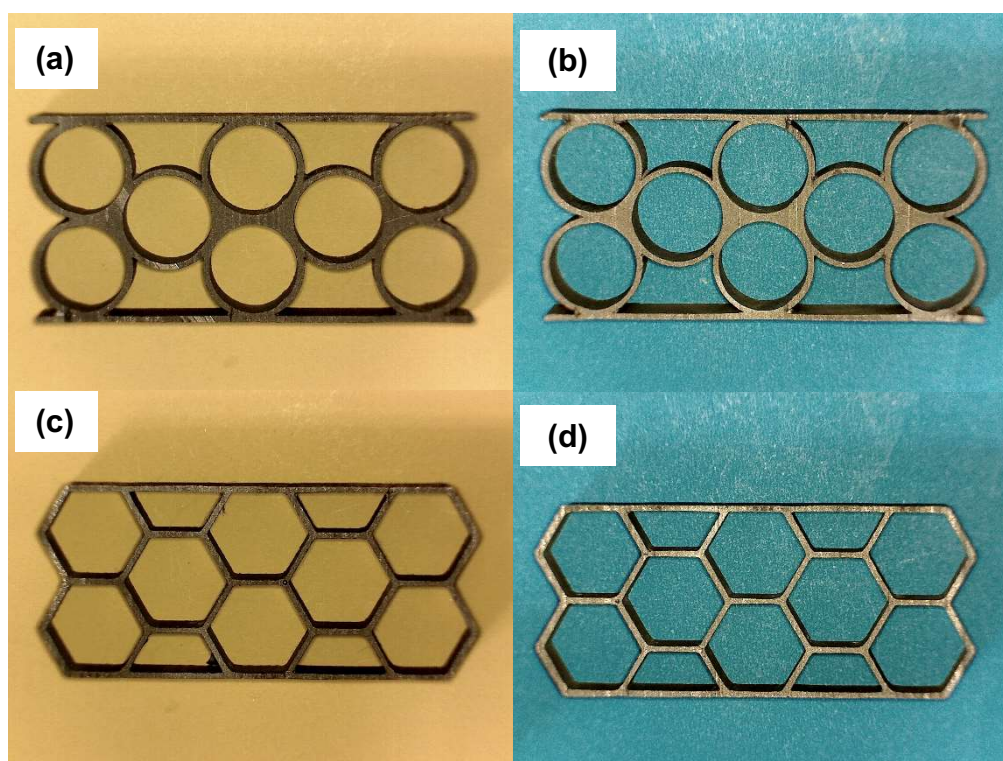


Figura 103 - Componente miniaturizado de LMF Ni-Ti do tipo estrutura celular. (a) HC-PSPP-SE-T. (b) HC-FIC-SE-T. (c) HE-PSPP-SE-T. (d) HE-FIC-SE-T.

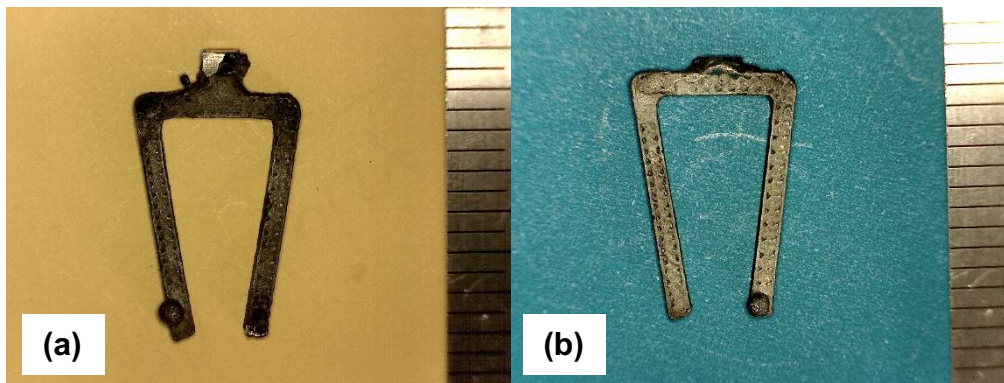


Figura 104 - Componente miniaturizado de LMF Ni-Ti do tipo grampo ortopédico. (a) G-PSP-SE-B. (c) G-FIC-EMF-B.

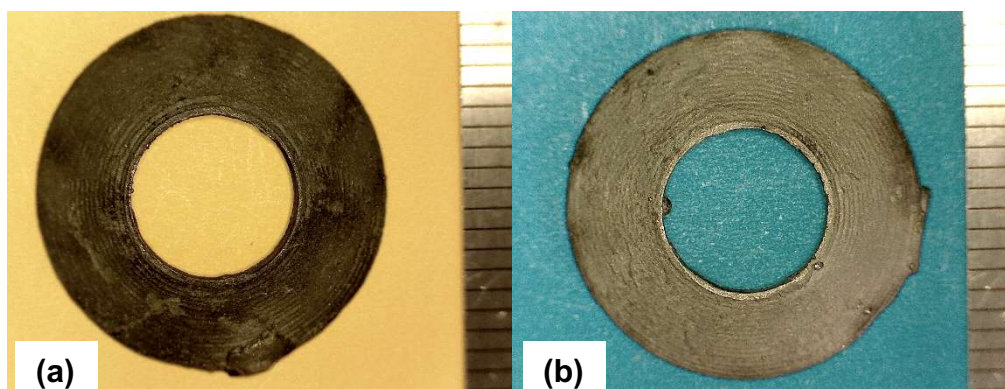


Figura 105 - Componente miniaturizado de LMF Ni-Ti do tipo mola Belleville. (a) PSP. (b) FIC.

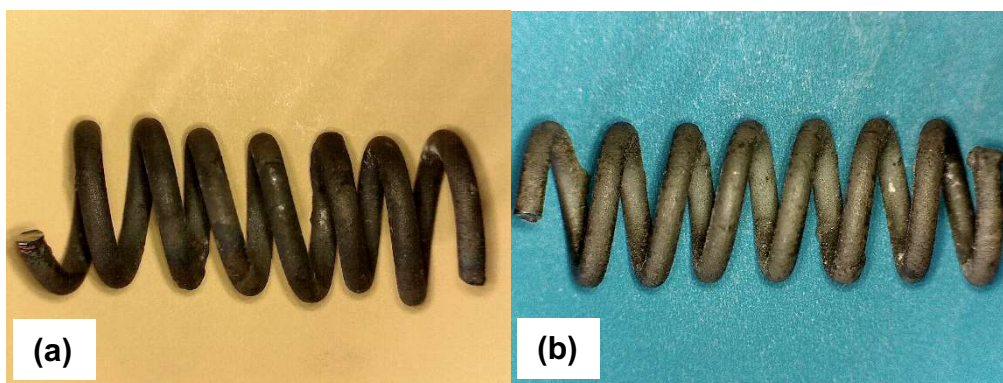


Figura 106 - Componente miniaturizado de LMF Ni-Ti do tipo mola helicoidal. (a) PSP. (b) FIC.

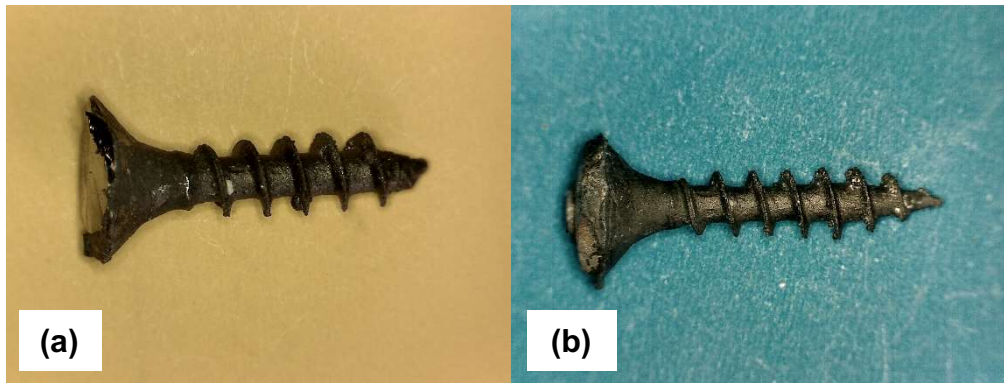


Figura 107 - Componente miniaturizado de LMF Ni-Ti do tipo parafuso auto atarrachante 4.2. (a) P-PSPP-SE-B. (b) P-FIC-SE-B.

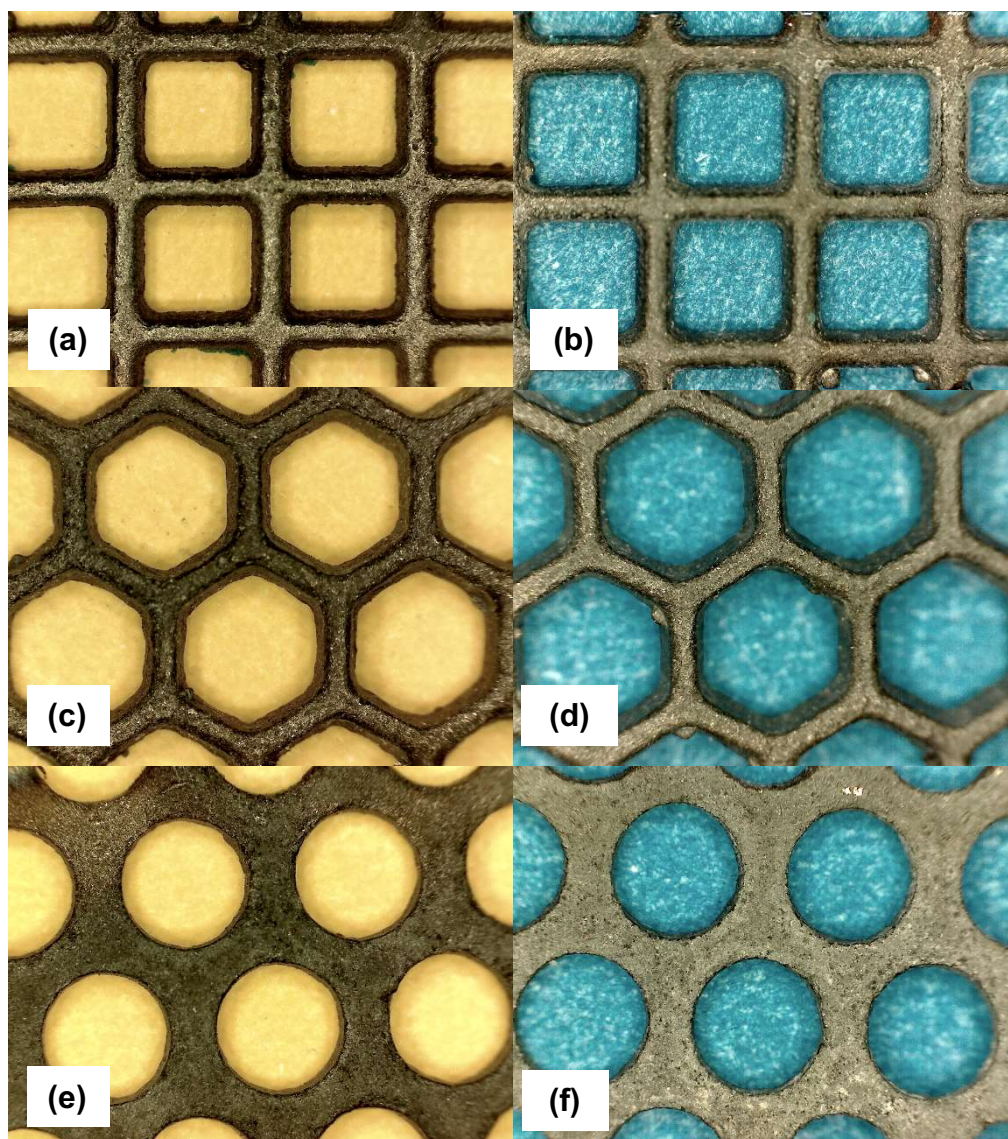


Figura 108 - Componente miniaturizado de LMF do Ni-Ti tipo tela. (a) TQ-PSPP. (b) FIC. (a) TQ-PSPP. (b) FIC. (a) TQ-PSPP. (b) FIC. (a) TQ-PSPP. (b) FIC. (a) TQ-PSPP. (b) FIC.

Um detalhamento dos passos para obtenção desses componentes pós fundição são apresentados nas Figuras 122 a 127 no Apêndice A.

4.3.2 Análise da Caracterização Térmica

Em posse dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti, foi realizada a caracterização térmica nos seus estados bruto de fundição e tratado termicamente. Na Figura 109 são apresentadas as curvas de DSC e RET para o componente miniaturizado tipo HC-FIC-SE-B obtido pelo processo FIC.

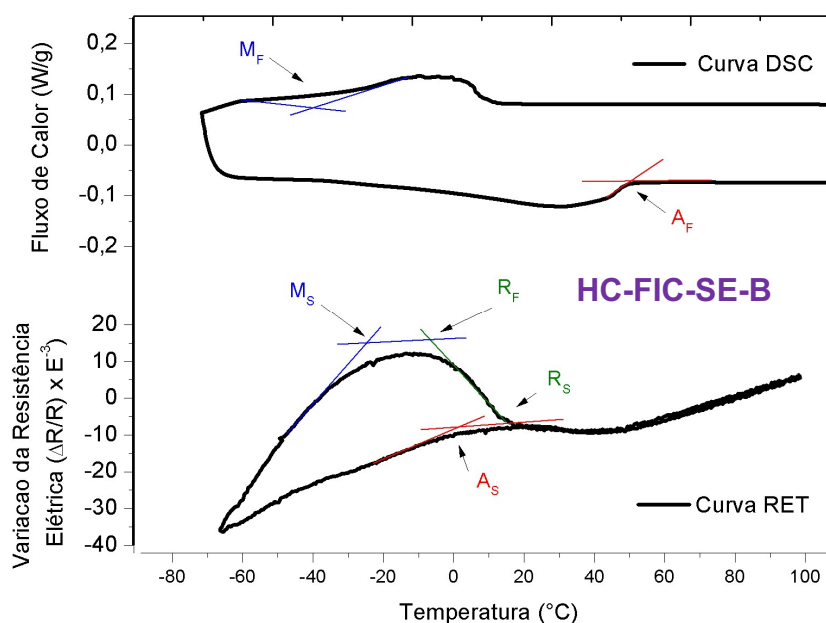


Figura 109 - Curvas DSC e RET do componente miniaturizado HC-FIC-SE-B.

Percebe-se nas curvas apresentadas na Fig.109 que para a caracterização térmica desses materiais (LMF Ni-Ti), se faz necessário que a utilização das duas técnicas seja realizada, uma vez que são complementares. Observa-se que a fase R (romboédrica) características de algumas LMF Ni-Ti não foi observada na curva DSC, como no estudo realizado em 4.2.2. Diferentemente, na curva de RET é visualizada a presença da chamada fase pré-martensítica mostrando que nesse caso a fase R não é revelada no ensaio de DSC. Esse comportamento foi observado em alguns dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti produzidos. Sendo assim, a utilização das duas técnicas permitiu a obtenção das temperaturas de transformação de todos os

componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti fabricados. Na Tabela 25 são resumidos os resultados das temperaturas e energia de transformação obtidas nos ensaios (DSC e RET) para todos os componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti fabricados.

Tabela 25 - Temperaturas e energias de transformação de fase dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti brutos e tratados termicamente obtidos pelos processos PSPP e FIC.

Componente miniaturizado	Temperatura de transformação (°C)						Energia (J/g)	
	M _F	M _P	M _S	A _S	A _P	A _F	E _M	E _A
G-PSPP-EMF-B	19,0	31,5	62,6	55,8	71,9	94,4	24,9	24,0
G-PSPP-EMF-T	20,1	30,4	63,6	56,4	72,2	92,6	26,0	25,5
G-FIC-SE-B	-27,1	3,7	18,6	22,8	40,8	49,1	17,0	17,8
G-FIC-SE-T	-15,3	4,3	19,2	19,4	43,0	49,2	20,4	20,5
B-PSPP-EMF-B	-34,0	2,6	12,8	-12,1	24,6	47,2	14,3	16,5
B-PSPP-EMF-T	-29,0	0,3	10,7	-13,1	24,3	45,4	19,4	20,3
B-FIC-SE-B	-20,9	6,5	10,8	-11,6	29,0	48,7	11,7	15,0
B-FIC-SE-T	-28,8	-2,0	12,3	-7,3	27,9	43,2	18,3	18,8
M-PSPP-SE-B	-17,2	-3,2	13,4	22,8	38,6	50,0	7,6	6,5
M-PSPP-SE-T	-32,0	-20,8	-9,6	28,6	39,2	46,7	7,4	18,1
M-FIC-SE-B	-8,0	1,7	10,5	-14,5	31,6	53,7	7,3	16,2
M-FIC-SE-T	-21,8	-8,7	-2,6	28,5	39,9	48,3	20,2	20,3
P-PSPP-SE-B	-	-	-	-	-	-	-	-
P-PSPP-SE-T	-45,7	-30,7	-16,9	14,1	26,1	32,0	4,9	14,1
P-FIC-SE-B	-34,1	-18,7	-1,2	-27,5	10,3	36,3	7,0	14,0
P-FIC-SE-T	-35,6	-23,2	-10,1	-16,7	17,7	36,1	7,1	18,1
TE-PSPP-SE-B	-45,3	-17,8	-9,4	-24,6	0,9	14,6	6,5	9,6
TE-PSPP-SE-T	-32,7	-24,9	-5,1	-15,1	-4,1	22,0	13,3	14,9
TE-FIC-SE-B	-17,4	14,4	17,1	8,2	34,6	49,0	18,6	18,9
TE-FIC-SE-T	-14,0	2,6	16,2	13,0	37,0	50,5	11,5	15,7
HE-PSPP-SE-B	-40,8	-16,6	10,8	-1,8	33,0	55,9	7,5	11,5
HE-PSPP-SE-T	-27,6	-20,2	-2,3	8,8	21,1	29,7	7,0	16,1
HC-PSPP-EMF-B	20,2	30,7	47,8	52,1	66,3	79,1	23,1	22,7
HC-PSPP-EMF-T	22,1	28,6	39,2	51,2	63,0	72,2	23,9	22,9
HE-FIC-SE-B	-36,5	-11,8	14,7	-12,2	30,1	49,5	9,9	14,2
HE-FIC-SE-T	-9,7	12,6	16,9	13,9	33,0	38,6	13,7	16,9
HC-FIC-EMF-B	3,6	19,1	26,63	31,4	47,8	55,9	22,4	22,9
HC-FIC-EMF -T	6,5	17,6	22,6	26,4	48,3	53,4	23,1	23,6

Nos resultados mostrados na Tab. 26 observa-se que as temperaturas de transformação não sofrem alterações significativas com o tratamento térmico, diferentemente das energias de transformação de fase que tendem a aumentar. Esse aumento se deve muito provavelmente a diminuição das tensões internas que são aliviadas com o tratamento térmico realizado.

4.3.3 Avaliação dos Níveis de Defeitos de Fabricação

Para avaliar o nível de defeitos nos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti produzidos pelo processo FP (PSPP e FIC) foram realizados ensaios não destrutivos (END).

4.3.1.1 Análise de Inspeção Visual

Os ensaios de inspeção visual mostraram que os componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti produzidos pelos processos PSPP e FIC não apresentaram descontinuidades superficiais que viessem a comprometer qualidade dos fundidos. Por mais que no projeto do molde se buscou evitar a formação dessas descontinuidades, algumas delas, que são características dos processos de fundição, foram identificadas. Na Tabela 26 apresenta-se um resumo dos tipos de defeitos superficiais encontrados durante a inspeção visual para cada componente miniaturizado de LMF Ni-Ti e tecnologia utilizada (PSPP e FIC). As descontinuidades listadas na Tab. 26 podem ser observadas nas Figuras 128 a 145 do Apêndice B.

A presença de bolhas de inclusão (que surgem devido ao ar preso na interface modelo/molde, durante o processo de obtenção do molde) não foi observada em componentes miniaturizados fabricados a partir de modelos em cera, sendo identificada apenas nos fundidos obtidos a partir de modelos em ABS e resina. O surgimento dessas bolhas ocorre durante o contato da lama refratária com o modelo, devido a uma alta tensão superficial entre esses materiais. A utilização de fluidos apropriados pode diminuir ou eliminar esse inconveniente (somente foi utilizado fluido antibolhas para cera). Uma maior frequência de bolhas de inclusões nos componentes miniaturizados de LMF do tipo parafuso (modelo em resina) se deve também a complexidade de formação da rosca (associada uma pequena área para escape dos gases presentes), onde ocorreram uma maior concentração de formação dessas descontinuidades, que podem ser retiradas no processo de rebarbação.

Tanto para o processo PSPP como para o FIC alguns componentes miniaturizados apresentaram presença de bolhas superficiais provocadas pelo aprisionamento de gás na injeção do metal líquido no molde. Nos produtos

fundidos por meio de PSPP (no qual o metal é totalmente fundido sob gás Ar) a intensidade do aparecimento dessa descontinuidade é mais intensa. Nos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti do tipo parafuso e mola não foram observadas bolhas de gás superficiais, isso muito provavelmente se deve a um fluxo-fluido mais contínuo devido a geometria desses componentes miniaturizados, que tendem a proporcionar frentes de solidificação mais homogêneas.

Tabela 26 - Defeitos superficiais observados nos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti fabricados (PSPP e FIC).

Componente miniaturizado LMF Ni-Ti	Material Modelo	Bolha Inclusão	Bolha Gás	Porosidade Superficial	Contração Volumétrica	Trinca Superficial
Grampo						
PSPP						
FIC	ABS	*	**	**		
		*				
Mola Belleville						
PSPP						
FIC	ABS	*	**	**	*	
			*			
Mola helicoidal						
PSPP						
FIC	Cera	*				
Parafuso						
PSPP	Resina	***				
FIC		***				
Estrutura celular						
PSPP						
FIC	ABS	*	*	**	*	
		*	*		*	
Tela						
PSPP	Cera		***			
FIC			*	**		

Frequência de incidência de defeitos: (*) baixo; (**) moderada; (***) alta.

Defeitos de contração volumétrica foram detectados apenas nos componentes miniaturizados obtidos pelo processo PSPP, onde a presença do gás Ar é responsável por desencadear esse tipo de defeito. Defeitos do tipo rechupes surgiram apenas nas estruturas celulares fundidas tanto pelo processo PSPP quanto FIC. Isso mostra que neste caso há uma influência direta da alimentação de metal, que deve ser mais eficiente. Não foi identificada a presença de trincas superficiais em nenhum dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti produzidos pelos dois processos. Portanto os defeitos encontrados não foram suficientes para influenciar o comportamento mecânico, como será visto na seção 4.3.4. As discontinuidades que surgiram de maneira geral nos dois processos (PSPP e FIC) utilizados são comuns nos processos de fundição.

4.3.1.2 Análise de Inspeção Dimensional

As análises de inspeção dimensional serviram para quantificar a variação dimensional nominal e efetiva. Assim, ao término dos ensaios foi observado que os produtos obtidos a partir de modelos em cera apresentavam variações dimensionais bem superiores que os componentes miniaturizados fabricados a partir de modelos em ABS e resina. A Figura 110 apresenta resultados quantitativos da contração em termos percentuais para cada processo e componente miniaturizado, bem como seu respectivo material de modelo utilizado.

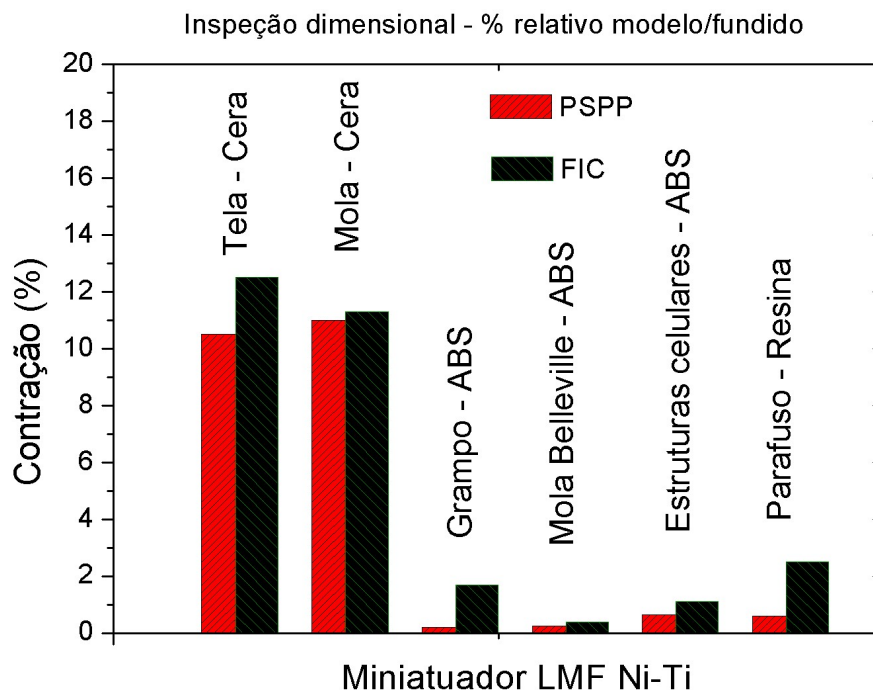


Figura 110 - Contração dimensional em %, para cada componente miniaturizado de LMF Ni-Ti por processo.

A partir da Fig. 110 fica evidente que as variações dimensionais observadas no processo FIC foram ligeiramente superiores do que aquelas resultantes do processo PSPP. Essa diferença dimensional quando se comparam os dois processos (PSPP e FIC) não chega a ser tão significativa, principalmente quando se utiliza modelos em ABS ou resina que tem as alterações dimensionais dentro de uma margem que pode chegar a 3,2%, estando de acordo com o indicado pelo fabricante do revestimento (quando respeitados integralmente os métodos de preparo). Uma maior variação dimensional presente nos componentes miniaturizados fundidos a partir de modelos produzidos em cera se deve principalmente a um alto coeficiente de expansão térmica da cera, que pode expandir durante a reação exotérmica de secagem da lama refratária (revestimento cerâmico) (gerando uma temperatura que pode chegar a 85 °C). Por ser um termoplástico com temperatura de fusão variando entre 45-90°C, a cera pode sofrer variações no volume (devido a dilatações ou contrações) durante o processo de cura do molde.

4.3.1.3 Análise de Inspeção por Radiografia

Os END de radiografia foram realizados em todos os componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti produzidos por meio das duas tecnologias de fundição (PSSP e FIC). Desta forma foi possível detectar a presença de descontinuidades internas em alguns deles (que são indesejáveis em peças fundidas). As Figuras 111, 112, 113, 114 e 115 apresentam imagens que foram obtidas das radiografias digitais, ficando perceptível a presença de vazios nos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti, canais de alimentação e massalote.

Os defeitos do tipo vazios foram observados nos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti produzidos por ambos os processos, sendo que esses defeitos em maior intensidade estão presentes nos produtos produzidos pelo processo FIC. Isso provavelmente é resultado da fundição ser realizada sobre um fluxo de Ar sem vácuo no processo FIC. Acredita-se que durante a injeção o Ar pode migrar para dentro do molde podendo levar ao aprisionamento de gases no interior do fundido. Os componentes miniaturizados não mencionados, não apresentaram quaisquer descontinuidades nos END de radiografia.

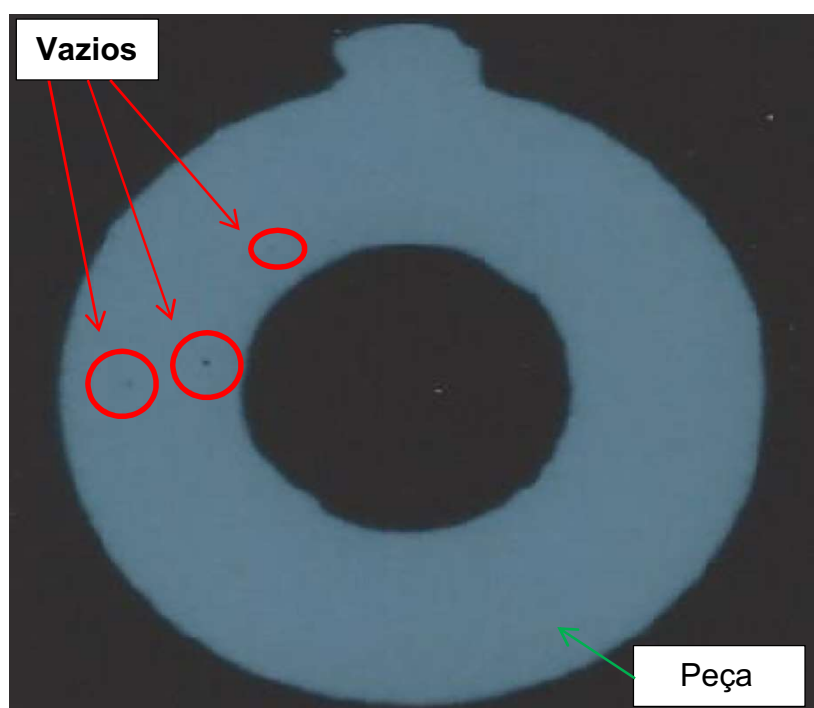


Figura 111 - Descontinuidades tipo vazio no interior do componente miniaturizado B-PSP-SE-B.

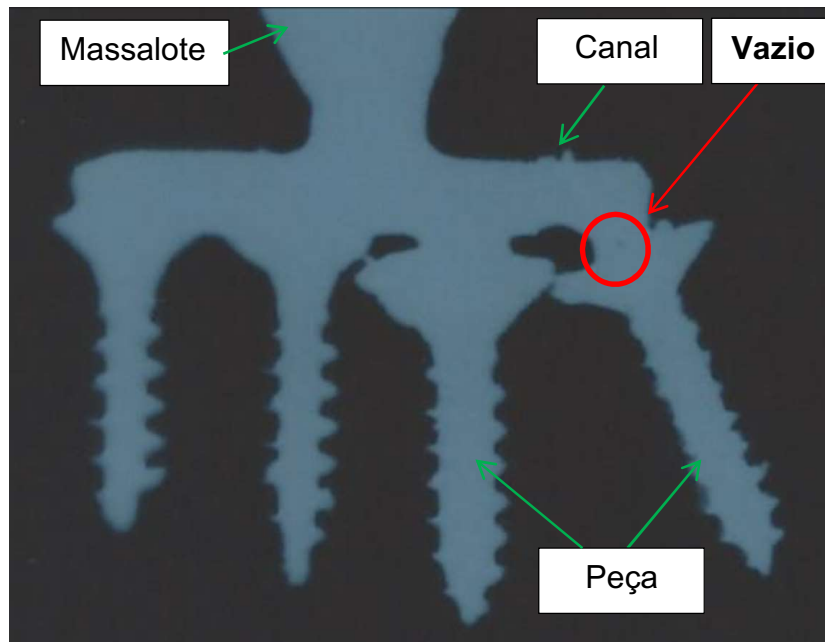


Figura 112 - Descontinuidades tipo vazio no interior dos componentes miniaturizados P-PSPP-SE-B.

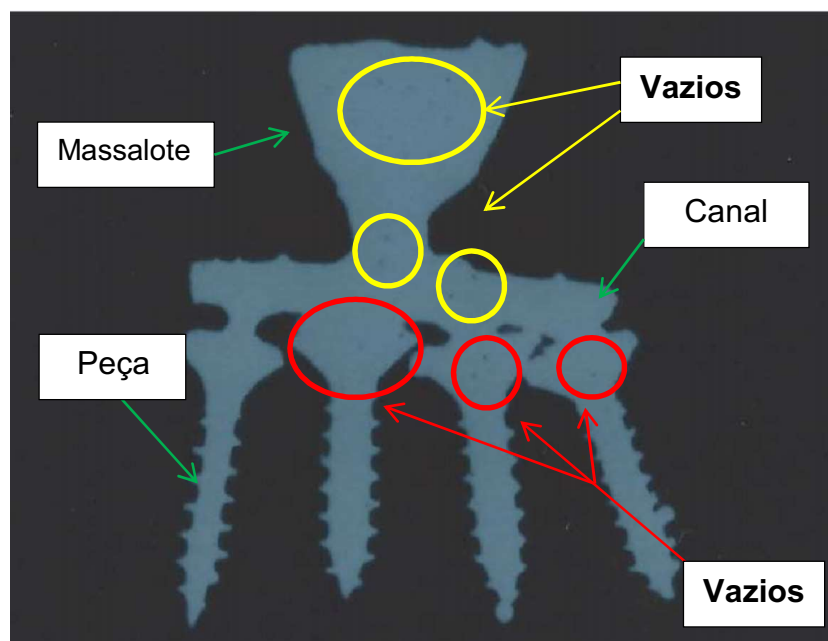


Figura 113 - Descontinuidades tipo vazio no interior dos componentes miniaturizados P-FIC-SE-B.

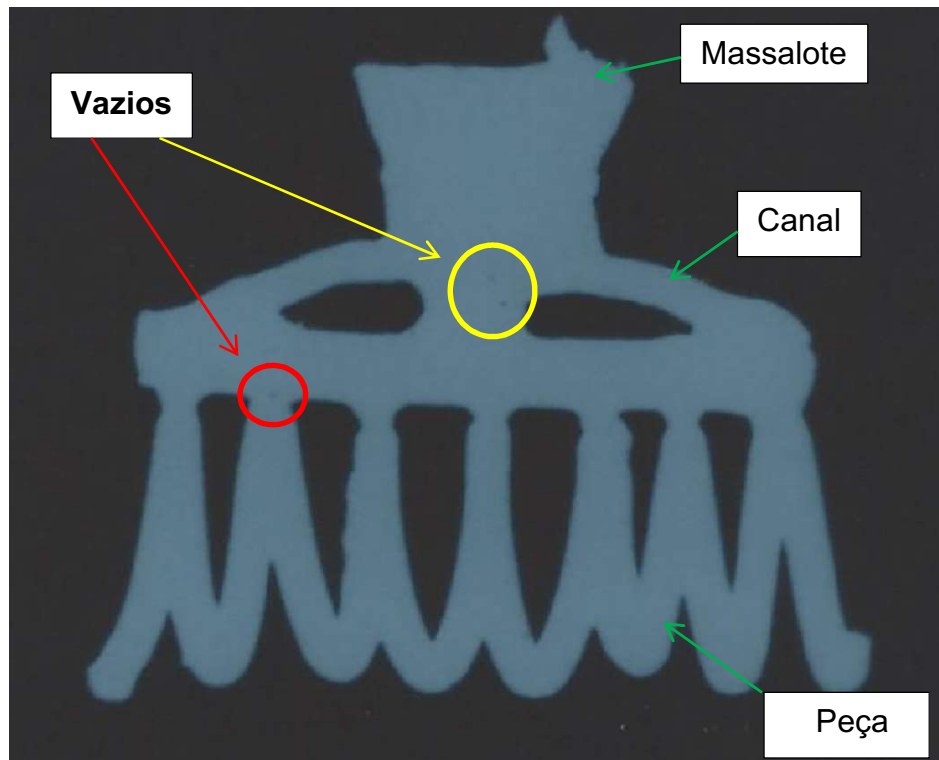


Figura 114 - Descontinuidades tipo vazio no interior dos componentes miniaturizados M-PSP-SE-B.

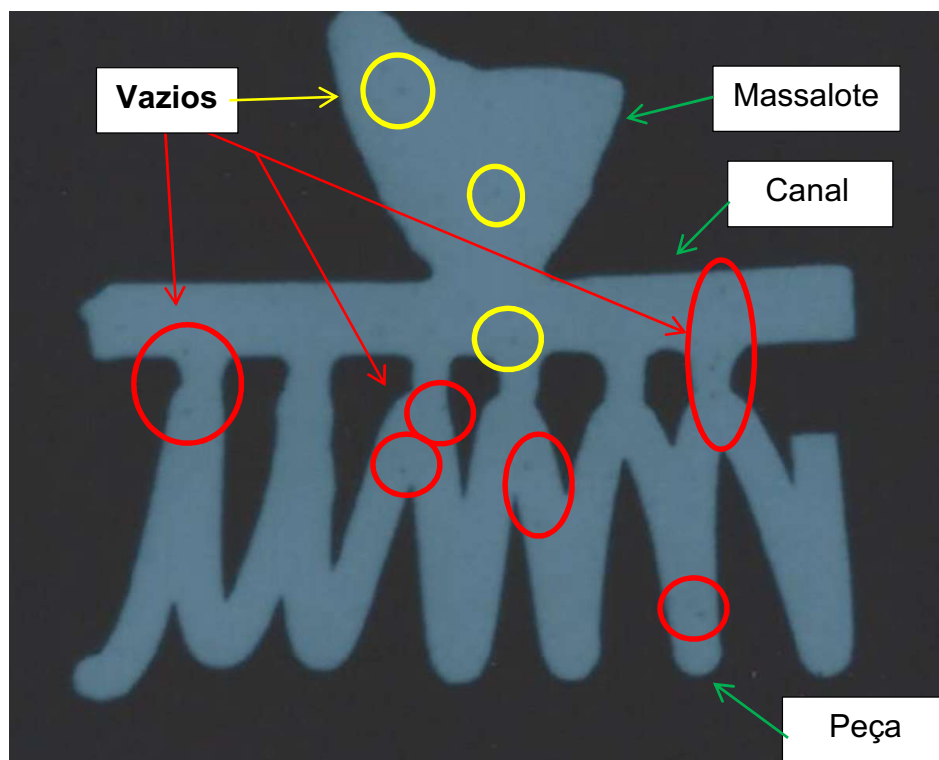


Figura 115 - Descontinuidades tipo vazio no interior dos componentes miniaturizados M-FIC-SE-B.

Na Figura 116 apresenta-se uma descontinuidade devido à falta de preenchimento, que foi detectada nos componentes miniaturizados LMF HC-PSPP-SE-B e HC-PSPP-SE-B. Contudo, um melhor projeto de canais de alimentação no molde pode facilmente contornar esse inconveniente.

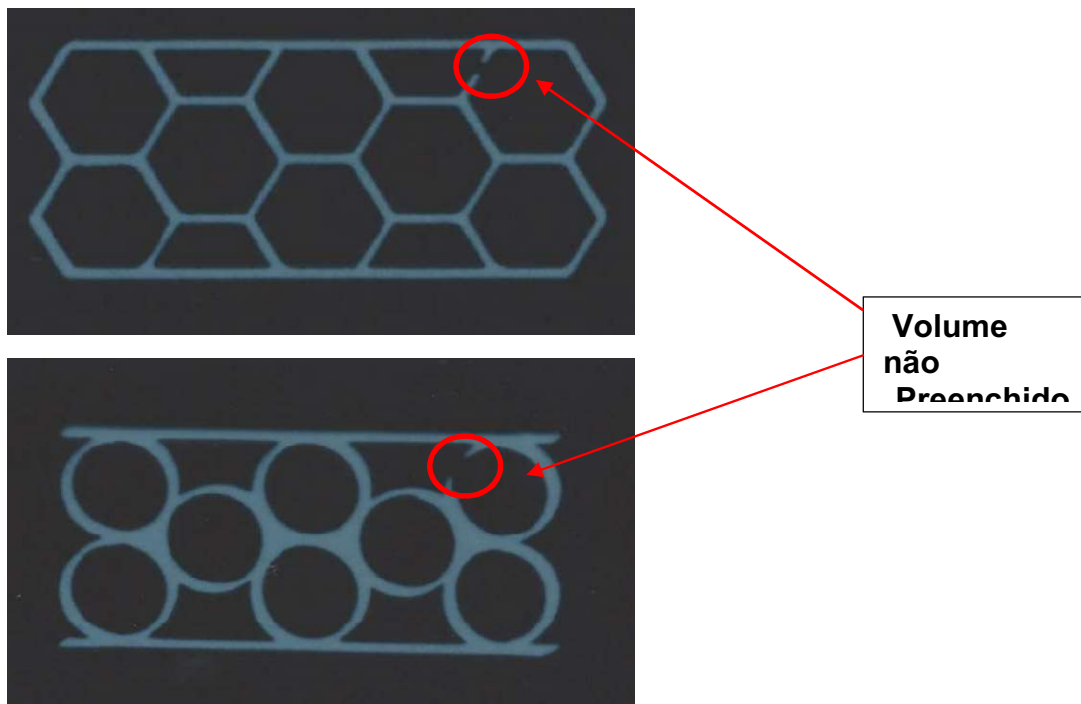


Figura 116 - Descontinuidades tipo falta de preenchimento no interior dos componentes miniaturizados. (a) HE-PSPP-SE-B. (a) HC-PSPP-SE-B.

Portanto, essa técnica pode ajudar a detectar defeitos que possam comprometer a funcionalidade estrutural dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti fundidos, garantindo assim a qualidade dos produtos obtidos pelos processos PSPP e FIC.

4.3.1.4 Análise da Rugosidade Superficial

Os ensaios de rugosidade foram realizados no modelo em ABS e no fundido correspondente, avaliando os parâmetros Ra em 2 (dois) componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti obtidos pelos dois processos. Os resultados são mostrados nas Figuras 117 e 118. Assim, pelo que se observa, o parâmetro Ra para os componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti foi sempre menor que os valores Ra obtidos nos modelos, independente do processo utilizado. Comparativamente, ambos os processos proporcionam Ra semelhantes. Portanto, a utilização de modelos com parâmetro Ra em níveis desejáveis pode ser preservada utilizando dos processos PSPP e FIC para fundição de componentes miniaturizados LMF Ni-Ti.

Portanto, se o modelo atender as especificações descritas pela norma ABNT NBR ISO 7206-2/12 (Implantes para cirurgia - Superfícies de articulação feitas de materiais metálico, cerâmico e plástico) com relação a rugosidade, certamente os processos (PSPP e FIC) irão proporcionar resultados que atendem a esse parâmetro de qualidade.

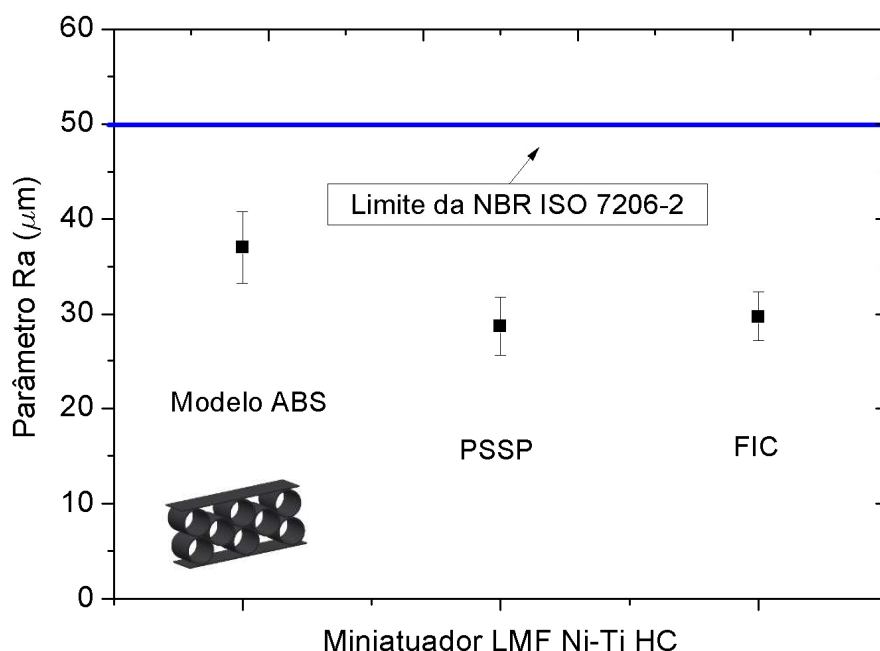


Figura 117 - Parâmetro de rugosidade Ra para modelo e componente miniaturizado de LMF Ni-Ti tipo HC.

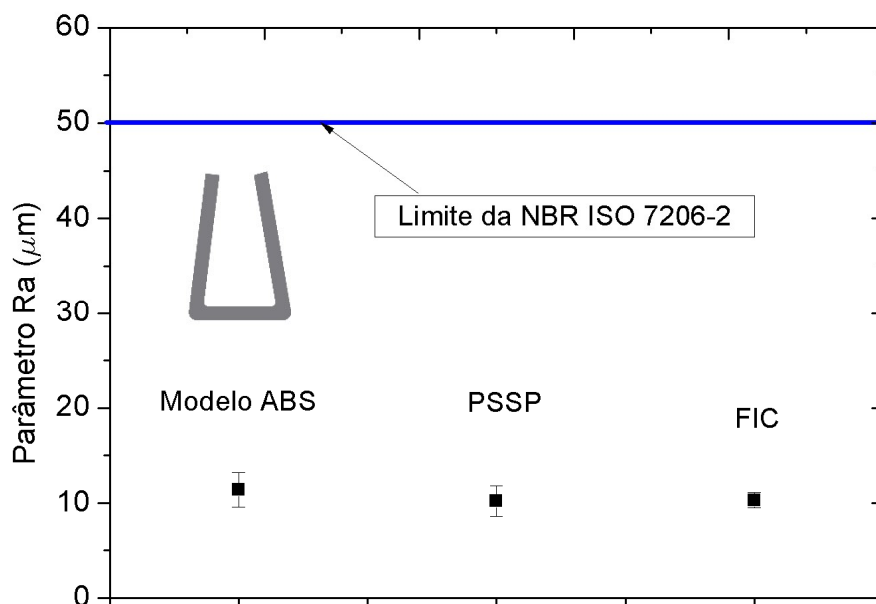


Figura 118 - Parâmetro de rugosidade Ra para modelo e componente miniaturizado de LMF Ni-Ti tipo G.

4.3.4 Avaliação dos Ensaio Mecânicos

Os ensaios mecânicos que foram realizados nos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti produzidos pelos processos PSPP e FIC tiveram o intuito de qualificar e comprovar que os processos proporcionam a obtenção de diversos produtos, com propriedades funcionais características de LMF que apresentam transformações de fase (Tab. 26). Todos os componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti foram aquecidos acima de sua temperatura A_f correspondente, de maneira a manter uma padronização das condições do material durante os testes.

A análise do comportamento mecânico dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti a partir das curvas força x deformação obtidas foram discutidas de maneira geral e qualitativa com relação aos seguintes pontos: características, influência do tratamento térmico e dos processos (PSPP e FIC). Como mencionado anteriormente, estudos adicionais do comportamento termomecânico para cada tipo de componente miniaturizado de LMF Ni-Ti (EMF e SE) produzido será objeto de investigação futura como continuação desse trabalho de tese, cujo foco principal foi a análise da

utilização do processo de fundição de precisão para a obtenção de componentes miniaturizados LMF Ni-Ti com propriedades funcionais.

4.3.4.1 Comportamento Mecânico dos Componentes Miniaturizados

As curvas força x deformação da Figura 119 apresentam o comportamento mecânico dos componentes miniaturizados LMF Ni-Ti de código HC-PSPP-SE-T, P-FIC-SE-T e G-FIC-SE-T, que foram submetidos respectivamente a carregamentos de compressão, tração e flexão.

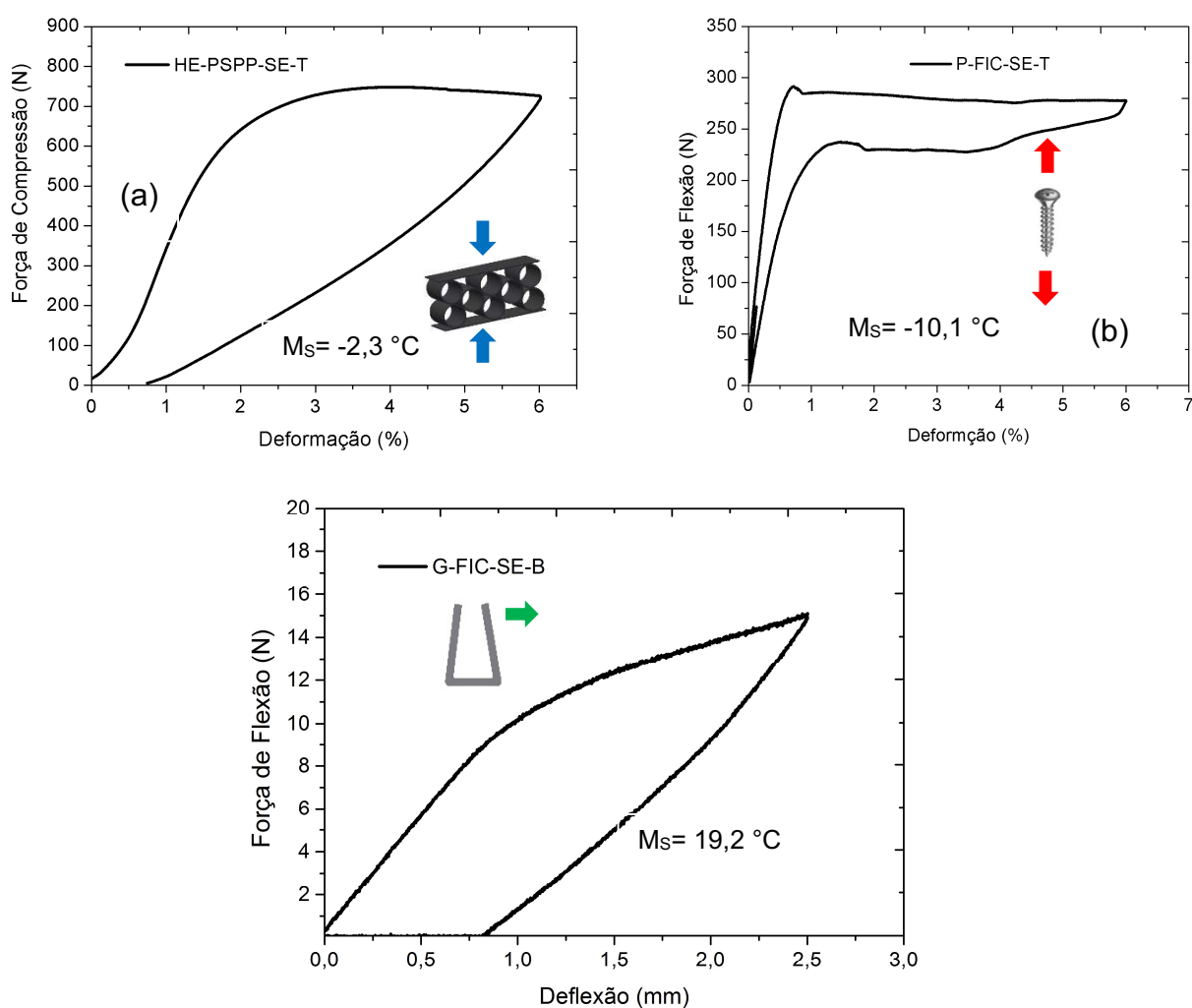


Figura 119 - Curva força x deformação de componentes miniaturizados LMF Ni-Ti. (a) HC-FIC-SE-T sob compressão. (b) P-FIC-SE-T sob tração. (c) G-FIC-SE-B sob flexão.

Os componentes miniaturizados HC-PSPP-SE-T e P-FIC-SE-T apresentaram em seu comportamento a formação de um patamar de deformação a um valor de carga constante (Fig.119.a e Fig.119.b), que é uma característica da pseudoelasticidade. Diferentemente, o componente miniaturizado G-FIC-SE-B apresentou um comportamento SE quase linear, conforme apresentado na Fig.17.a.

Ainda, apesar de ensaios no regime superelástico, apenas o componente miniaturizado LMF Ni-Ti P-FIC-SE-T apresentou uma recuperação total da deformação imposta (Fig.119.c). Os componentes miniaturizados HC-PSPP-SE-T e P-FIC-SE-T apresentaram um comportamento SE com a presença de uma pequena deformação residual que pôde ser recuperada com aquecimento dos componentes miniaturizados LMF a uma temperatura superior a A_F .

4.3.4.2 Influência do Tratamento Térmico

Os tratamentos térmicos que foram realizados nos componentes miniaturizados fabricados a partir das LMF 55,3Ni-Ti e 54,7Ni-Ti apresentaram um comportamento semelhante aos seus respectivos materiais de origem (Cp LMF 55,3Ni-Ti e 54,7Ni-T) que tiveram seu comportamento mecânico analisados anteriormente na seção 4.2.4. Ou seja, o tratamento térmico proporciona um carregamento mecânico, para um mesmo nível de deformação, de intensidade menor, como pode ser visto nas curvas força x deformação apresentadas nos ensaios de compressão componente miniaturizado B-PSPP-SE (Fig. 120.a), tração componente miniaturizado tipo tela (TE-FIC-SE) (Fig. 120.b) e flexão (G-PSPP-EMF) (Fig. 120.c). Esse comportamento ocorreu em todos os componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti independentemente do processo de fabricação.

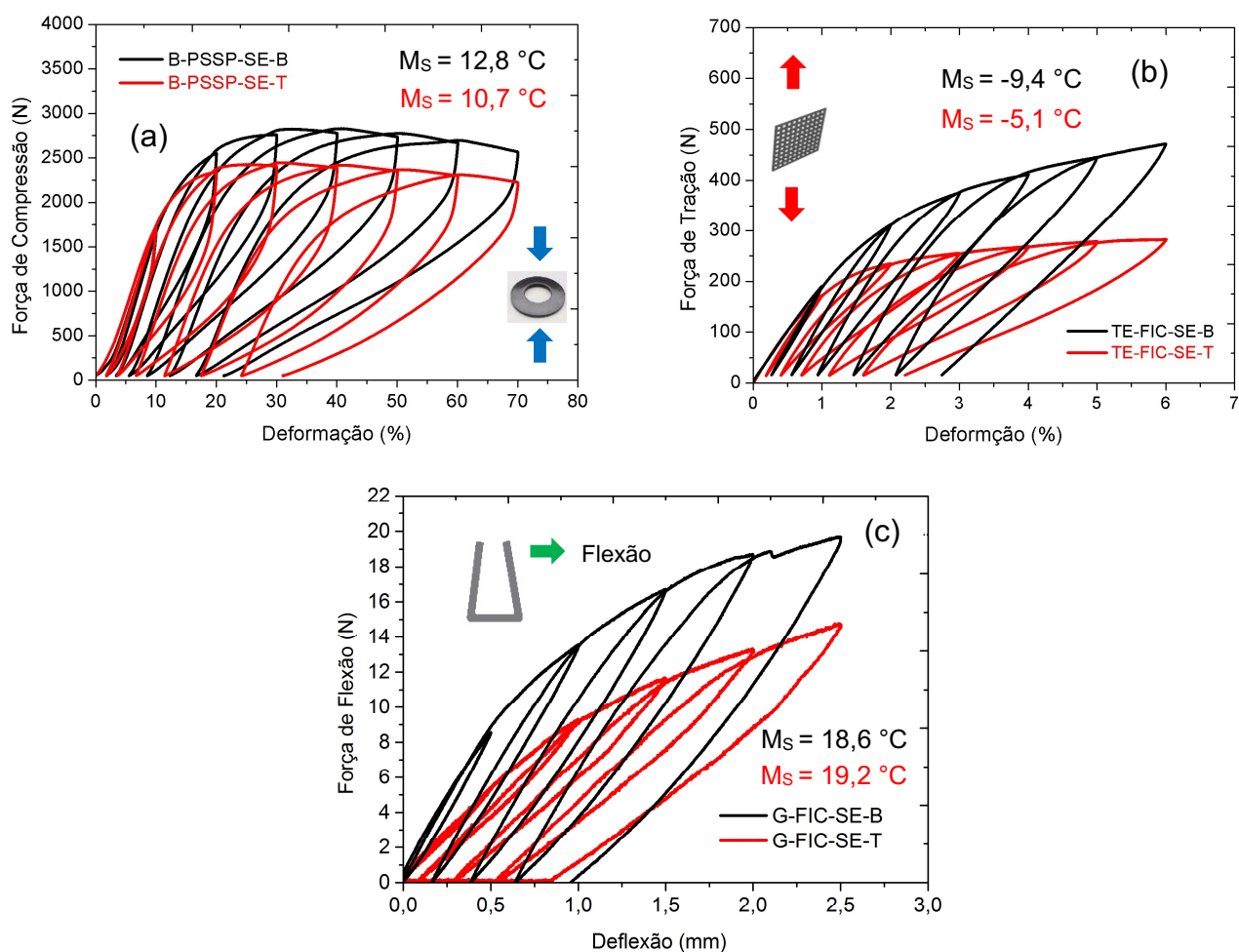


Figura 120 - Curvas força x deformação, com laços internos, em componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti em seus estados bruto e tratado termicamente. (a) B-PSP-SE sob compressão. (b) M-PSP-SE sob tração. (c) G-PSP-EMF sob flexão.

Portanto, a partir das curvas força x deformação mostradas (Fig.120) fica evidente que os componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti no seu estado bruto de fundição contém um alto nível de tensões internas, que é aliviado com o tratamento térmico.

4.3.4.3 Comportamento Mecânico Comparativo: PSPP e FIC

Ao observar as curvas força x deformação para um mesmo componente miniaturizado de LMF Ni-Ti obtido sob as mesmas condições de fundição por tecnologias distintas (Figura 121), é possível observar que os componentes miniaturizados fabricados pelo processo PSPP apresentam uma maior resistência mecânica comparados aos obtidos por FIC.

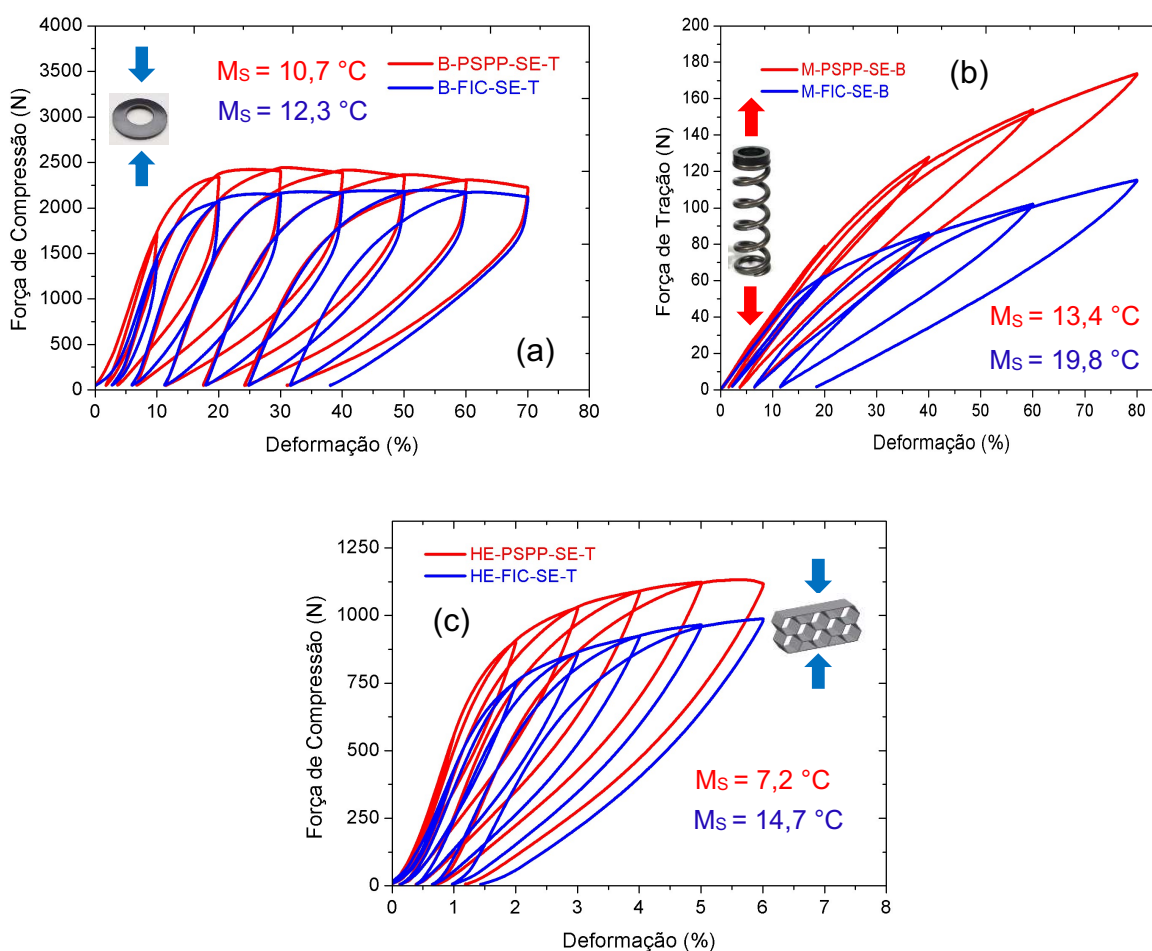


Figura 121 - Curvas de força x deformação, com laços internos, em componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti obtidos sob mesmas condições pelos processos PSPP e FIC em seus estados bruto de fundição e tratado termicamente. (a) Mola Belleville, sob compressão. (b) Mola helicoidal, sob tração. (c) Estrutura de célula hexagonal, sob compressão.

Outro ponto que pode ser ressaltado é um menor nível de deformação residual nos componentes miniaturizados LMF Ni-Ti obtidos por PSPP, seja com o material no seu estado bruto de fusão (Fig.121.b) ou tratado termicamente (Fig.121.a e 121.c).

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados apresentados nesse trabalho de pesquisa foi possível chegar as seguintes conclusões:

Com relação as propriedades das LMF reprocessadas pelos processos de fundição de precisão estudados (PSPP e FIC):

- O material reprocessado por ambos os processos (PSPP e FIC) para a fabricação de componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti proporciona a obtenção de ligas com propriedades funcionais (EMF e SE). As transformações de fase presentes indicam LMF Ni-Ti que apresentam energias de transformação superiores a 20 J/g ainda em seu estado bruto de fundição, o que capacita o material adequado para fabricação de componentes miniaturizados LMF Ni-Ti;
- Os tratamentos térmicos realizados nas LMF Ni-Ti proporcionaram um aumento das energias de transformação e não impactaram de forma significativa nas temperaturas de transformação. Estes tratamentos foram ainda de extrema importância para um melhoramento das propriedades de EMF e principalmente do efeito SE;
- A resistência mecânica das LMF Ni-Ti obtidos por ambos os processos, tanto com propriedades de EMF (LMF 54,7Ni-Ti) como SE (LMF 55,3Ni-Ti), apresentaram valores satisfatórios, com níveis de deformações aceitáveis para aplicação futura dos componentes miniaturizados LMF Ni-Ti. Os níveis de deformação foram superiores a 6% no regime SE e 14% no regime EMF, para ambos os processos;
- Nas LMF para SE (LMF 55,3Ni-Ti) os níveis de deformações residuais, da ordem de 0,8%, puderam ser observados nos Cp brutos de fundição em ambos os processos. Já no material tratado termicamente, uma pequena diferença entre os processos foi observada, com deformações residuais de 1,2% (PSPP) e 1,5%

(FIC). Contudo, o nível de superelasticidade é considerado satisfatório, já que se trata de um material que não sofre nenhuma conformação mecânica em seu estado pós fundição;

- Ambos os processos (PSPP e FIC) apresentaram potencial para aplicações que exijam um material biocompatível. Os teores de C e N encontrados nas LMF Ni-Ti utilizadas nesse trabalho atendem a norma ASTM F2063/12 (*Standard Specification for Wrought Nickel-Titanium Shape Memory Alloys for Medical Devices and Surgical Implants*). Apesar dos níveis de O determinado não atender a norma especificada (utilizando a configuração e materiais) é possível atender a esse requisito.

Com relação a fabricação dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti por meio de fundição de precisão:

- As metodologias empregadas se mostraram eficientes para fabricação dos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti com geometrias simples (grampo ortopédico, mola Belleville) e complexas (mola helicoidal, estruturas celulares, telas e parafuso). Assim, por meio dos dois processos de fundição (PSPP e FIC) conseguiu-se produzir componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti com propriedades funcionais de EMF e SE;
- As LMF para SE (LMF 55,3Ni-Ti) e EMF (LMF 54,7Ni-Ti) mantiveram as mesmas características presentes no estudo do material, tanto bruto como tratado termicamente, ou seja, além da presença de transformações de fase, altas energias de transformações foram medidas nos ensaios de caracterização térmica. Isso mostra a capacidade de manutenção das propriedades mecânicas do material independentemente da geometria a ser produzida com ambos os processos;
- Os níveis de defeitos encontrados nos END são inerentes aos processos de fundição e foram observados nos componentes miniaturizados produzidos pelos processos PSPP e FIC. Contudo, essas discontinuidades não chegaram a interferir no

comportamento mecânico dos componentes obtidos, que se mostraram capazes de resistir aos níveis de deformação que lhe foram impostos;

- A rigidez dos componentes miniaturizados LMF Ni-Ti produzidos (sob mesmas condições) por PSPP se mostraram um pouco maior que aqueles produzidos por FIC.

Com relação aos avanços científico e tecnológico:

- Acredita-se que todos os aspectos levantados corroboram para concluir que o processo de fundição de precisão (PSPP e FIC) é adequado para fabricação de componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti com propriedades funcionais. Este fato nunca antes havia sido demonstrado na literatura com a clareza dessa pesquisa;
- Por fim, a utilização da fundição de precisão para a obtenção de produtos de LMF Ni-Ti vem preencher uma lacuna existente, mostrando ser uma saída relativamente menos onerosa que os demais processos de fabricação de produtos de LMF existentes atualmente. Desta forma, abre-se uma janela de oportunidades para o desenvolvimento de aplicações com LMF Ni-Ti das mais diversas composições. Muitas dessas aplicações são limitadas por barreiras tecnológicas referentes as dificuldades de fabricação de produtos com LMF Ni-Ti. Dessa forma, acredita-se que um passo importante junto com um incremento científico e tecnológico foi atingido com esse trabalho de tese.

6 SUGESTÕES PARA PESQUISAS FUTURAS

- Realizar um estudo utilizando planejamento fatorial nos processos de fundição estudados de forma a avaliar e caracterizar as propriedades de LMF Ni-Ti. Esse estudo visaria um maior controle no projeto do material LMF Ni-Ti para fabricação dos mais diversos formatos de componentes miniaturizados. Esse nível de controle é necessário para obter já no projeto da LMF (a partir de sua composição nominal) a faixa de transformação de fase que estará presente no componente miniaturizado;
- Realizar estudo teórico/experimental do comportamento termomecânico de diversos formatos de componentes miniaturizados LMF Ni-Ti obtidos por meio da metodologia desenvolvida neste trabalho de tese;
- Realizar validação da metodologia apresentada para outras famílias de LMF, como por exemplo as LMF de base Cu-Al (Cu-Al-Ni, Cu-Al-Mn, Cu-Al-Nb, etc);
- Realizar estudos pré-clínicos com os componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti bioativo, que podem ser produzidos pelo processo PSPP e FIC;
- Realizar estudos comparativos das propriedades mecânicas e funcionais de componentes miniaturizados de LMF produzidos pelos processos PSPP e FIC com produto comercial semelhante;
- Realizar estudos de tratamentos térmicos nas LMF Ni-Ti reprocessados por PSPP e FIC utilizando planejamento fatorial de maneira a obter a influência das temperaturas e tempos distintos de tratamento;
- Realizar estudos de fadiga, tanto no material (LMF Ni-Ti) como nos componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti, que podem ser produzidos por ambos os processos (PSPP e FIC).

- Comprovada a potencialidade do processo de fundição de precisão para obtenção de componentes miniaturizados de LMF Ni-Ti se faz necessário realizar um estudo de metalurgia física nos materiais processados por meio dessas tecnologias.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR/ISO 17025**: Requisitos gerais para a competências de laboratórios de ensaio e calibração. 2 ed. 2005. 31 p. Disponível em: <<http://www.smarnet.com.br/qualidade/metrologia/17025.pdf>>. Acesso em: 21 dez. 2015.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR/ISO 7206-2**: Implantes para cirurgia — Próteses parcial e total de articulação de quadril Parte 2: Superfícies de articulação feitas de materiais metálico, cerâmico e plástico. 2012. 6 p. Disponível em: <<http://www.abntcatalogo.com.br/norma.aspx?ID=089913>>. Acesso em: 21 dez. 2015.

ADAMS, B. L.; KALIDINDI, S. R.; FULLWOOD, D. T. **Microstructure Sensitive Design for Performance Optimization**. Elsevier Science, 2012. 424 ISBN 9780123972927. Disponível em: <<https://books.google.com.br/books?id=yIVFUxPEBUYC>>.

ANTONIOS, C.; INMAN, D. J.; SMAILI, A. Experimental and theoretical behavior of self-healing bolted joints. **Journal of intelligent material systems and structures**, v. 17, n. 6, p. 499-509, 2006. ISSN 1045-389X.

ASF, A. F. S. **Handbook on the investment casting process**. Illionois, 1993. 74 ISBN 9780874331561.

ASTM INTERNATIONAL. **F2082**: Standard Test Method for Determination of Transformation Temperature of Nickel-Titanium Shape Memory Alloys by Bend and Free Recover. 2003. 6 p. Disponível em: <<http://www.astm.org/DATABASE.CART/HISTORICAL/F2082-03.htm>>. Acesso em: 20 maio 2013.

ASTM INTERNATIONAL. **F2004**: Standard Test Method for Transformation Temperature of Nickel-Titanium Alloys by Thermal Analysis. 2005. 4 p. Disponível em: <[http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?F2004-05\(2010\)](http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?F2004-05(2010))>. Acesso em: 20 maio 2013.

ASTM INTERNATIONAL. **F2005**: Standard Terminology for Nickel-Titanium Shape Memory Alloys. 2005. 3 p. Disponível em: <[http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?F2005-05\(2015\)](http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?F2005-05(2015))>. Acesso em: 06 jan. 2016.

ASTM INTERNATIONAL. **F2516**: Standard Test Method for Tension Testing of Nickel-Titanium Superelastic Materials. 2007. 6 p. Disponível em: <<http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?F2516-07>>. Acesso em: 20 maio 2014.

ASTM INTERNATIONAL. **F2063**: Standard Specification for Wrought Nickel-Titanium Shape Memory Alloys for Medical Devices and Surgical Implants.

2012. 6 p. Disponível em: <<http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?F2063-12>>. Acesso em: 06 jan. 2016.

AURICCHIO, F.; SACCO, E. A SMA thermomechanical finite-element beam model. **The International Organization on Shape Memory and Superelastic Technologies, Materials Park**, 1997.

BAR-COHEN, Y. **High Temperature Materials and Mechanisms**. Taylor & Francis, 2014. ISBN 9781466566453. Disponível em: <<https://books.google.com.br/books?id=xpSIAGAAQBAJ>>.

BEELEY, P. R.; SMART, R. F. **Investment casting**. London, UK: Institute of Materials London, 2008. ISBN 0901716669.

BELLOUARD, Y. Shape memory alloys for microsystems: A review from a material research perspective. **Materials Science and Engineering: A**, v. 481, p. 582-589, 2008. ISSN 0921-5093.

BENAFAN, O.; BROWN, J.; CALKINS, F. T.; KUMAR, P.; STEBNER, A. P.; TURNER, T. L.; VAIDYANATHAN, R.; WEBSTER, J.; YOUNG, M. L. Shape memory alloy actuator design: CSMART collaborative best practices and case studies. **International Journal of Mechanics and Materials in Design**, v. 10, n. 1, p. 1-42, 2014. ISSN 1569-1713.

BHAT, G. K. New developments in plasma arc melting. **Journal of Vacuum Science & Technology**, v. 9, n. 6, p. 1344-1350, 1972. ISSN 0022-5355.

BIDWELL, H. T. **Investment Casting Handbook**. Investment Casting Institute, 1997. ISBN 1560610492.

BUNDHOO, V.; HASLAM, E.; BIRCH, B.; PARK, E. J. A shape memory alloy-based tendon-driven actuation system for biomimetic artificial fingers, part I: design and evaluation. **Robotica**, v. 27, n. 01, p. 131-146, 2009. ISSN 1469-8668.

CAMPBELL, F. C. **Elements of metallurgy and engineering alloys**. Ohio, USA: ASM International, 2008. 646 ISBN 1615030581.

CAMPBELL JR, F. C. **Manufacturing technology for aerospace structural materials**. London, UK: Elsevier, 2011. ISBN 978-1-85-617495-4.

CAPELLO, E. **Tecnología de la fundición**. Barcelona, Spanish: Gustavo Gili, 1974. ISBN 8425202787.

CHEN, S.; HSIEH, S.; LIN, H.; LIN, M.; HUANG, J. Electrical discharge machining of TiNiCr and TiNiZr ternary shape memory alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 445, p. 486-492, 2007. ISSN 0921-5093.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica - Materiais de Construção Mecânica Vol. II**. 2°. São Paulo, SP, Brasil: Mc Graw Hill, 1986. 388.

CRAIG, R. G.; PEYTON, F. A.; ASGAR, K. **Restorative dental materials**. Mosby, 1975. ISBN 0801638658.

DANESHMAND, S.; KAHRIZI, E. F.; ABEDI, E.; ABDOLHOSSEINI, M. M. Influence of machining parameters on electro discharge machining of NiTi shape memory alloys. **Int. J. Electrochem. Sci**, v. 8, p. 3095-3104, 2013.

DE ARAÚJO, C. J.; GOMES, A. A. C.; SILVA, J. A.; CAVALCANTI, A. J. T.; REIS, R. P. B.; GONZALEZ, C. H. Fabrication of shape memory alloy using the plasma skull push-pull process. **Journal of materials processing technology**, v. 209, n. 7, p. 3657-3664, 2009. ISSN 0924-0136.

DUERIG, T. W.; MELTON, K. N.; STÖCKEL, D.; WAYMAN, C. M. **Engineering aspects of shape memory alloys**. London, UK: Butterworth-Heinemann, 1990. 499 ISBN 0750610093.

DUERIG, T. W.; PELTON, A.; STÖCKEL, D. An overview of nitinol medical applications. **Materials Science and Engineering: A**, v. 273, p. 149-160, 1999. ISSN 0921-5093.

EL-HADAD, S. H.; IBRAHIM, K. M.; WAGNER, L. Characteristics of Anodized Layer in Investment Cast Ni50Ti50 Shape Memory Alloy. **Journal of Metallurgy**, v. 2014, 2014. ISSN 1687-9465.

ELAHINIA, M. H. **Shape Memory Alloy Actuators: Design, Fabrication and Experimental Evaluation**. 1 edition. Wiley, 2016. 304 ISBN 978-1-118-35944-0.

ELAHINIA, M. H.; HASHEMI, M.; TABESH, M.; BHADURI, S. B. Manufacturing and processing of NiTi implants: a review. **Progress in Materials Science**, v. 57, n. 5, p. 911-946, 2012. ISSN 0079-6425.

FARIA, C. T.; JUNIOR, V. L.; INMAN, D. J. Modeling and experimental aspects of self-healing bolted joint through shape memory alloy actuators. **Journal of intelligent material systems and structures**, v. 22, n. 14, p. 1581-1594, 2011. ISSN 1045-389X.

FERNANDES. **Shape Memory Alloys – Processing, Characterization And Applications**. 1°. Janeza Trdine 9, 51000 Rijeka, Croatia: InTech, 2013. 278 ISBN 978-953-51-1084-2.

FOX, R. W.; MCDONALD, A. T.; PRITCHARD, P. **Introdução à mecânica dos fluidos**. 5. Rio de Janeiro, RJ, Brasil: Livros Técnicos e Científicos, 2006. 504 ISBN 8521614683.

FREMOND, M.; MIYAZAKI, S. **Shape memory alloys**. New York, USA: Springer-Verlag Wien GmbH, 1996. 152 ISBN 78-3-7091-4348-3.

FRENZEL, J.; GEORGE, E. P.; DLOUHY, A.; SOMSEN, C.; WAGNER, M.-X.; EGGELER, G. Influence of Ni on martensitic phase transformations in NiTi shape memory alloys. **Acta Materialia**, v. 58, n. 9, p. 3444-3458, 2010. ISSN 1359-6454.

FRENZEL, J.; WIECZOREK, A.; OPAHLE, I.; MAAß, B.; DRAUTZ, R.; EGGELER, G. On the effect of alloy composition on martensite start temperatures and latent heats in Ni-Ti-based shape memory alloys. **Acta Materialia**, v. 90, p. 213-231, 2015. ISSN 1359-6454.

FRENZEL, J.; ZHANG, Z.; NEUKING, K.; EGGELER, G. High quality vacuum induction melting of small quantities of NiTi shape memory alloys in graphite crucibles. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 385, n. 1, p. 214-223, 2004. ISSN 0925-8388.

FRENZEL, J.; ZHANG, Z.; SOMSEN, C.; NEUKING, K.; EGGELER, G. Influence of carbon on martensitic phase transformations in NiTi shape memory alloys. **Acta Materialia**, v. 55, n. 4, p. 1331-1341, 2007. ISSN 1359-6454.

FROTSCHER, M.; KAHLEYSS, F.; SIMON, T.; BIERMANN, D.; EGGELER, G. Achieving small structures in thin NiTi sheets for medical applications with water jet and micro machining: a comparison. **Journal of materials engineering and performance**, v. 20, n. 4-5, p. 776-782, 2011. ISSN 1059-9495.

FUNAKUBO, H. **Shape Memory Alloys. Precision Machinery and Robotics, vol. 1.** 1°. New York, USA: CRC Press Funakubo, translated from the Japanese by JB Kennedy. Gordon and Breach Science Publishers, New York, 1987. 275 ISBN 0889-860x.

GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações.** 2°. Campinas, SP, Brasil: UNICAMP, 2011. 399 ISBN 8526805231.

GHORASHI, M.; INMAN, D. J. Shape memory alloy in tension and compression and its application as clamping force actuator in a bolted joint: part 2— modeling. **Journal of intelligent material systems and structures**, v. 15, n. 8, p. 589-600, 2004. ISSN 1045-389X.

GODFREY, B.; LORETTO, M. H. Origins of heterogeneities in plasma melted ingots of γ -TiAl. **Materials Science and Engineering: A**, v. 266, n. 1, p. 115-122, 1999. ISSN 0921-5093.

GRAHAM, R.; VAN DOREN, B.; HENSON, R.; DICELLO, J. Characteristics of high purity Nitinol. Proceedings of the International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies, 2004, May. p.7-14.

GROOVER, M. P. **Introdução aos processos de fabricação.** Rio de Janeiro, RJ, Brasil: LTC, 2014. 758 ISBN 9788521625193.

GUO, Y.; KLINK, A.; FU, C.; SNYDER, J. Machinability and surface integrity of Nitinol shape memory alloy. **CIRP Annals-Manufacturing Technology**, v. 62, n. 1, p. 83-86, 2013. ISSN 0007-8506.

GUPTA, R.; RAMKUMAR, P. Titanium Aluminides for Metallic Thermal Protection System of Reusable Space Transportation Vehicle: A Review. **Frontiers in Aerospace Engineering**, 2015. ISSN 2325-6788.

HAGEMANN, R.; NOELKE, C.; RAU, T.; KAIERLE, S.; OVERMEYER, L.; WESLING, V.; WOLKERS, W. Design, processing, and characterization of nickel titanium micro-actuators for medical implants. **Journal of Laser Applications**, v. 27, n. S2, p. S29203, 2015. ISSN 1938-1387.

HAMANAKA, H.; DOI, H.; YONEYAMA, T.; OKUNO, O. Dental casting of titanium and Ni-Ti alloys by a new casting machine. **Journal of dental research**, v. 68, n. 11, p. 1529-1533, 1989. ISSN 0022-0345.

HATTORI, N.; NAKAJIMA, H.; TAMADA, I.; SAKAMOTO, Y.; OHIRA, T.; YOSHIDA, K.; KAWASE, T.; KISHI, K. Evaluation of Three Cases Using a Novel Titanium Mesh System—Skull-Fit® with Orbital Wall (Skull-Fit WOW®)—For Cranial Base Reconstructions. **Skull Base**, v. 21, n. 5, p. 279, 2011.

HENDERSON, E.; NASH, D. H.; DEMPSTER, W. M. On the experimental testing of fine Nitinol wires for medical devices. **Journal of the mechanical behavior of biomedical materials**, v. 4, n. 3, p. 261-268, 2011. ISSN 1751-6161.

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, 2004. ISSN 1045-389X.

HUANG, H.; ZHENG, H. Y.; LIU, Y. Experimental investigations of the machinability of Ni₅₀. 6Ti₄₉. 4 alloy. **Smart Materials and Structures**, v. 14, n. 5, p. 297-301, 2005. ISSN 0964-1726.

HUANG, W. On the selection of shape memory alloys for actuators. **Materials & Design**, v. 23, n. 1, p. 11-19, 2002. ISSN 0261-3069.

INCROPERA, F. P.; DEWITT, D. P. **Fundamentos de transferência de calor e de massa**. 6°. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora, 2008. 664 ISBN 9788521615842.

JANI, J. M.; LEARY, M.; SUBIC, A.; GIBSON, M. A. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities. **Materials & Design**, v. 56, p. 1078-1113, 2014. ISSN 0261-3069.

JANOCHA, H. **Adaptronics and smart structures**. New York: Springer, 2007. 438 ISBN 3540719679.

JIA, Y.; XU, Q. MEMS microgripper actuators and sensors: the state-of-the-art survey. **Recent Patents on Mechanical Engineering**, v. 6, n. 2, p. 132-142, 2013.

JURCZYK, M. **Bionanomaterials for Dental Applications**. CRC Press, 2012. 442 ISBN 978-9-81430-384-2.

KAN, Q.; YAN, W.; KANG, G.; SUN, Q. Oliver–Pharr indentation method in determining elastic moduli of shape memory alloys—a phase transformable material. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 61, n. 10, p. 2015-2033, 2013. ISSN 0022-5096.

KARDAS, D.; RUST, W.; POLLEY, A.; FABIAN, T. The use of shape memory alloys offers the promise of better functioning in cochlear implants. **ANSYS Advantage: Excellence in Engineer Simulation: Spotlight on Engineering Simulation in the Biomedical Industry**, v. 1, n. 2, p. 1-36, 2007. Disponível em: <http://www.ansys.com/staticassets/ANSYS/staticassets/resourcelibrary/article/A-A-V1-I2-Full-Version.pdf> >. Acesso em: 01 de maio de 2011.

KIM, Y.-W.; CHUNG, Y.-S.; CHOI, E.; NAM, T.-H. Microstructure and Shape Memory Characteristics of Powder-Metallurgical-Processed Ti-Ni-Cu Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 43, n. 8, p. 2932-2938, 2012. ISSN 1073-5623.

KIMINAMI, C. S.; CASTRO, W. B.; OLIVEIRA, M. F. **Introdução aos processos de fabricação de produtos metálicos**. 1°. São Paulo, SP, Brasil: Blucher, 2013. 235 ISBN 9788521206828.

KLIAUGA, A. M.; FERRANTE, M. **Metalurgia básica para ourives e designers: do metal à jóia**. 1°. São Paulo, SP, Brasil: Blucher, 2009. 340 ISBN 9788521204596.

KOHL, M. **Shape Memory Microactuators**. Springer, 2004. ISBN 9783540206354. Disponível em: https://books.google.com.br/books?id=v_qZN7JaatcC >.

KONDIC, V. **Princípios metalúrgicos de fundição**. São Paulo, SP, Brasil: Polígono, 1973. 340.

KONG, M. C.; AXINTE, D.; VOICE, W. Challenges in using waterjet machining of NiTi shape memory alloys: An analysis of controlled-depth milling. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 211, n. 6, p. 959-971, 2011. ISSN 0924-0136.

KONG, M. C.; SRINIVASU, D.; AXINTE, D.; VOICE, W.; MCGOURLAY, J.; HON, B. On geometrical accuracy and integrity of surfaces in multi-mode abrasive waterjet machining of NiTi shape memory alloys. **CIRP Annals-Manufacturing Technology**, v. 62, n. 1, p. 555-558, 2013. ISSN 0007-8506.

LA CAVA, C. A. P. L.; SILVA, E. P.; MACHADO, L. G.; PACHECO, P. M. C. L.; SAVI, M. A. Modeling of a shape memory preload device for bolted joints. Proceedings of CONEM, 2000, Natal-RN.

LABRECQUE, C.; BRAUNOVIC, M.; TERRIAULT, P.; TROCHU, F.; SCHETKY, M. Experimental and theoretical evaluation of the behavior of a shape memory alloy Belleville washer under different operating conditions. **42nd IEEE Holm Conference on Electrical Contacts Joint with the 18th International Conference on Electrical Contacts**, p. 195-204, 1996. ISSN 0780335783.

LAGOUDAS, D. **Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications**. Texas, USA: Springer, 2008. 446.

LANDMAN, J.; MONGA, M.; EL-GABRY, E. A.; REHMAN, J.; LEE, D. I.; BHAYANI, S.; SUNDARAM, C. P.; CLAYMAN, R. V. Bare naked baskets: ureteroscope deflection and flow characteristics with intact and disassembled ureteroscopic nitinol stone baskets. **The Journal of urology**, v. 167, n. 6, p. 2377-2379, 2002. ISSN 0022-5347.

LECCE, L.; CONCILIO, A. **Shape Memory Alloy Engineering: For Aerospace, Structural and Biomedical Applications**. 1°. Oxford, UK: Butterworth-Heinemann, 2014. 450 ISBN 9780080999203.

LEXCELLENT, C. **Shape-memory alloys handbook**. 1°. Hoboken, USA: John Wiley & Sons, 2013. 400 ISBN 978-1-84821-434-7.

LEYENS, C.; PETERS, M. **Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications**. Darmstadt, GmbH: Wiley Online Library, 2003. 532 ISBN 978-3-527-30534-6.

LIN, H.; LIN, K.; CHEN, Y. A study on the machining characteristics of TiNi shape memory alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 105, n. 3, p. 327-332, 2000. ISSN 0924-0136.

LIU, X.; XU, S.; ZHANG, C.; SU, J.; YU, B. Application of a shape-memory alloy internal fixator for treatment of acetabular fractures with a follow-up of two to nine years in China. **International orthopaedics**, v. 34, n. 7, p. 1033-1040, 2010. ISSN 0341-2695.

MABE, J.; RUGGERI, R.; CALKINS, F. Characterization of nickel-rich nitinol alloys for actuator development. SMST-2006: Proceedings of the International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies (ASM International), 2008, Pacific Grove, CA, May. p.629-644.

MACHADO, L. G.; SAVI, M. A. Aplicações odontológicas das ligas com memória de forma. **Revista Brasileira de Odontologia**, v. 59, n. 5, p. 302-306, 2002. ISSN 0034-7272.

MARIOTTO, C. L.; ALBERTINI, E.; FUOCO, R. **Sistemas de enchimento e alimentação de peças fundidas**. 1°. São Paulo, SP, Brasil: Associação Brasileira de Metais, 1987. 134.

MCWILLIAMS, A. **Smart materials and their applications: technologies and global markets**. 2011. 161.

MENG, Y.; THOMAS, B. G. Heat-transfer and solidification model of continuous slab casting: CON1D. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 34, n. 5, p. 685-705, 2003. ISSN 1073-5615.

MISHRA, S. C. Applications of Shape Memory Alloys: A Review. **Journal of Thin Films, Coating Science Technology and Application**, v. 2, n. 1, p. 1-7, 2015.

MIYAZAKI, S.; IGO, Y.; OTSUKA, K. Effect of thermal cycling on the transformation temperatures of Ti-Ni alloys. **Acta Metallurgica**, v. 34, n. 10, p. 2045-2051, 1986. ISSN 0001-6160.

MOURITZ, A. P. **Introduction to aerospace materials**. Oxford, UK: Woodhead Publishing, 2012. 636 ISBN 978-1-84569-532-.

NAYAN, N.; SAIKRISHNA, C. N.; RAMAIAH, K. V.; BHAUMIK, S. K.; NAIR, K. S.; MITTAL, M. C. Vacuum induction melting of NiTi shape memory alloys in graphite crucible. **Materials Science and Engineering: A**, v. 465, n. 1, p. 44-48, 2007. ISSN 0921-5093.

NESPOLI, A.; BESSEGHINI, S.; PITTACCIO, S.; VILLA, E.; VISCUSO, S. The high potential of shape memory alloys in developing miniature mechanical devices: A review on shape memory alloy mini-actuators. **Sensors and Actuators A: Physical**, v. 158, n. 1, p. 149-160, 2010. ISSN 0924-4247.

NISHIDA, M.; WAYMAN, C. M.; HONMA, T. Precipitation processes in near-equiatomic TiNi shape memory alloys. **Metallurgical Transactions A**, v. 17, n. 9, p. 1505-1515, 1986. ISSN 0360-2133.

OKABE, T.; OHKUBO, C.; WATANABE, I.; OKUNO, O.; TAKADA, Y. The present status of dental titanium casting. **JOM**, v. 50, n. 9, p. 24-29, 1998. ISSN 1047-4838.

OLIVEIRA, B. A. D. **Desenvolvimento de um isolador de vibração pseudoelástico**. 2008. 98 Dissertação (Mestrado) Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília - UNB, Brasília.

OTSUKA, K.; REN, X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys. **Progress in materials science**, v. 50, n. 5, p. 511-678, 2005. ISSN 0079-6425.

OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. **Shape memory materials**. 1°. Cambridge: Cambridge University Press, 1998. 284 ISBN 0521663849.

OTUBO, J.; RIGO, O.; NETO, C.; KAUFMAN, M.; MEI, P. NiTi shape memory alloy ingot production by EBM. **J Phys IV**, v. 112, p. 813-820, 2003.

OTUBO, J.; RIGO, O. D.; MOURA NETO, C. D.; KAUFMAN, M. J.; MEI, P. R. Low carbon content NiTi shape memory alloy produced by electron beam melting. **Materials Research**, v. 7, n. 2, p. 263-267, 2004. ISSN 1516-1439.

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. ISSN 0924-0136.

PEAIRS, D. M.; PARK, G.; INMAN, D. J. Practical issues of activating self-repairing bolted joints. **Smart Materials and Structures**, v. 13, n. 6, p. 1414-1423, 2004. ISSN 0964-1726.

PERELOMA, E.; EDMONDS, D. V. **Phase Transformations in Steels: Diffusionless transformations, high strength steels, modelling and advanced analytical techniques**. 1°. Woodhead Publishing, 2012. 680 ISBN 0857096117.

RAMESH, S. B.; KARTHIK, R.; AUGUSTINE, A. V. ENHANCING THE SAFETY OF AUTOMOBILE BY USING SHAPE MEMORY ALLOYS IN AIRBAGS. **International Journal of Information Technology & Computer Sciences Perspectives**, v. 2, n. 1, p. 213-217, 2013.

RAO, A.; SRINIVASA, A. R.; REDDY, J. N. **Design of Shape Memory Alloy (SMA) Actuators**. New York, USA Springer International Publishing, 2015. 130 ISBN 978-3-319-03188-0.

REIS, R. P. B. **Desenvolvimento de um equipamento para caracterização térmica de atuadores de ligas com memória de forma usando o efeito termoelétrico**. 2010. 57 Dissertação de Mestrado Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, PB, Brasil.

REN, X.; MIURA, N.; TANIWAKI, K.; OTSUKA, K.; SUZUKI, T.; TANAKA, K.; CHUMLYAKOV, Y. I.; ASAI, M. Understanding the martensitic transformations in TiNi-based alloys by elastic constants measurement. **Materials Science and Engineering: A**, v. 273, p. 190-194, 1999. ISSN 0921-5093.

RIGO, O. D.; OTUBO, J.; NETO, C. M.; MEI, P. R. NiTi SMA production using ceramic filter during pouring the melt. **Journal of materials processing Technology**, v. 162-163, p. 116-120, 2005. ISSN 0924-0136.

RODRIGUES, L. F. A.; TRAVASSOS, G. D.; VILAR, Z. T.; REIS, R. P. B.; DE ARAÚJO, C. J. **Parafuso superelástico de liga com memória de forma**.

Congresso Nacional de Engenharia Mecânica - CONEM. São Luis, MA, Brasil: Anais do CONEM 2012. Rio de Janeiro - RJ: ABCM. 1: 1-9 p. 2012.

SCHETKY, L. M.; WU, M. Issues in the further development of Nitinol properties and processing for medical device applications. Medical Device Materials: Proceedings from the Materials & Processes for Medical Devices Conference 2003, 8-10 September 2003, Anaheim, California, 2004, ASM International. p.271.

SCHWARTZ, M.; SCHNEIDER, H. J. **Encyclopedia of Smart Materials: Volume 1 and Volume 2**. New York, USA: RSC Publishing, 2008. 1183 ISBN 978-085404-335-4.

SHAHINPOOR, M.; SCHNEIDER, H.-J. **Intelligent materials**. Cambridge, UK: Royal Society of Chemistry, 2008. 532 ISBN 978-085404-335-4.

SHAW, J.; TRIANTAFYLLIDIS, N.; GRUMMON, D. **Cellular Shape Memory Alloy Structures: Experiments & Modeling (Part 1)**. DTIC Document. 2012

SHAW, J. A.; CHURCHILL, C.; GRUMMON, D.; TRIANTAFYLLIDIS, N.; MICHAILIDIS, P.; FOLTZ, J. Shape memory alloy honeycombs: experiments & simulation. Proceedings of the AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, 2007b. p.428-436.

SHAW, J. A.; GRUMMON, D.; FOLTZ, J. Superelastic NiTi honeycombs: fabrication and experiments. **Smart Materials and Structures**, v. 16, n. 1, p. S170, 2007a. ISSN 0964-1726.

SHINGO, S. **Sistema de Troca Rápida de Ferramenta**. Porto Alegre, Brasil: Bookman, 2000. 327 ISBN 9788573075281.

SILVA, A. F. C. **Desenvolvimento de um dedo robótico acionado Com memória de forma por atuador de liga**. 2011. 110 Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, PB, Brasil.

SILVA, A. F. C.; SANTOS, A. J. V.; SOUTO, C. D. R.; ARAÚJO, C. J.; SILVA, S. A. Artificial Biometric Finger Driven by Shape-Memory Alloy Wires. **Artificial organs**, v. 37, n. 11, p. 965-972, 2013. ISSN 1525-1594.

SIMÕES, J. D. B. **Caracterização Termomecânica De Atuadores Belleville De Ligas Com Memória De Forma**. 2012. 117 Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica, Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande - UFCG, Campina Grande, PB, Brasil.

SIMÕES, J. D. B.; PEREIRA, F. F. R.; OTUBO, J.; DE ARAÚJO, C. J. Influence of the Reprocessing by Plasma Melting and Injection Molding on the Thermomechanical Properties of a Ni-Ti SMA Manufactured by VIM. MRS Proceedings, 2014, Cambridge Univ Press. p.imrc2013-4a-007.

SINTEF, P. R. **Flanges (bolted connections):pre-force control, leakage control and increased performance**. Trondheim, NO: PROJECT PROPOSAL 2000.

SODERBEEG, O.; KETO-TOKOI, J.; HAIMI, E.; ANTTILA, J.; LINDROOS, V. K. Compressive Training of the Shape Memory Alloy Washer. **Materials Engineering and Performance**, v. 6, n. 4, p. 517-520, 1997. ISSN 15441024. Disponível em: < <http://link.springer.com/article/10.1007%2Fs11665-997-0124-y> >.

SPEICHER, M.; HODGSON, D. E.; DESROCHES, R.; LEON, R. T. Shape memory alloy tension/compression device for seismic retrofit of buildings. **Journal of materials engineering and performance**, v. 18, n. 5-6, p. 746-753, 2009. ISSN 1059-9495.

SPEICHER, M. S. **Cyclic testing and assessment of shape memory alloy recentering systems**. 2010. Thesis (Doctor) Philosophy in the School of Civil and Environmental Engineering Georgia Institute of Technology, Georgia, EUA

STANCIU, S.; BUJOREANU, L.; CIMPOESU, N.; IONIȚĂ, I.; MOLDOVEANU, V. Shape memory effect and related characteristics of helical springs made from Cu–Al–Ni alloy by investment casting. **OPTOELECTRONICS AND ADVANCED MATERIALS-RAPID COMMUNICATIONS**, v. 3, n. 6, p. 581-585, 2009. ISSN 1842-6573.

STEBNER, A. P.; BRINSON, L. C. Explicit finite element implementation of an improved three dimensional constitutive model for shape memory alloys. **Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering**, v. 257, p. 17-35, 2013. ISSN 0045-7825.

STOECKEL, D.; BONSIGNORE, C.; DUDA, S. A survey of stent designs. **Minimally Invasive Therapy & Allied Technologies**, v. 11, n. 4, p. 137-147, 2002. ISSN 1364-5706.

STRITTMATTER, J.; CLIPA, V.; GHEORGHITA, V.; GÜMPEL, P. Characterization of NiTi Shape Memory Damping Elements designed for Automotive Safety Systems. **Journal of materials engineering and performance**, v. 23, n. 7, p. 2696-2703, 2014. ISSN 1059-9495.

SWIFT, K. G.; BOOKER, J. D. **Process selection: from design to manufacture**. 2°. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2003. 316 ISBN 0080474004.

SZURMAN, I.; KOCICH, R.; KURSA, M. **Shape Memory Alloys: Fabrication and processing**. 1°. Berlin, Germani: Academic Publishing Lap Lambert, 2012. ISBN 3848425351.

SZURMAN, I.; KURSA, M. Processing technologies of Ni-Ti based shape memory alloys. ESOMAT 2009 - 8th European Symposium on Martensitic

Transformations, 2009, Prague, Czech Republic. EDP Sciences, September 7-11. p.1-5.

TAKAHASHI, J.; OKAZAKI, M.; KIMURA, H.; FURUTA, Y. Casting properties of Ni–Ti shape memory alloy. **Journal of biomedical materials research**, v. 18, n. 4, p. 427-434, 1984. ISSN 1097-4636.

THEISEN, W.; SCHUERMAN, A. Electro discharge machining of nickel–titanium shape memory alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 378, n. 1, p. 200-204, 2004. ISSN 0921-5093.

THOMPSON, S. A. An overview of nickel–titanium alloys used in dentistry. **International Endodontic Journal**, v. 33, n. 4, p. 297-310, 2000. ISSN 1365-2591.

UCHIL, J.; KUMARA, K. G.; MAHESH, K. K. Effect of thermal cycling on R-phase stability in a NiTi shape memory alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 332, n. 1, p. 25-28, 2002. ISSN 0921-5093.

VILLARINHO, D. J.; SCHAEFFER, L.; SAUERESSIG, M. G.; MACEDO, B. R. D.; BALDISSERA, D.; MACEDO NETO, A. V. D. Liga com memória de forma: estudo preliminar do grampo de Judet de nitinol e sua possível aplicação em tórax instável. **Revista HCPA** v. 30, n. 1, p. 43-48, 2010. ISSN 0101-5575.

VINOY, K. J.; ANANTHASURESH, G. K.; PRATAP, R.; KRUPANIDHI, S. B. **Micro and Smart Devices and Systems**. London, UK: Springer, 2014. 508 ISBN 978-81-322-1913-2.

WEINERT, K.; PETZOLDT, V. Machining of NiTi based shape memory alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 378, n. 1, p. 180-184, 2004. ISSN 0921-5093.

WILLIAMS, E. A.; SHAW, G.; ELAHINIA, M. Control of an automotive shape memory alloy mirror actuator. **Mechatronics**, v. 20, n. 5, p. 527-534, 2010. ISSN 0957-4158.

WU, M. H. Fabrication of nitinol materials and components. **Materials Science Forum**, v. 394-395, p. 285-292, 2001. ISSN 0878498966. Disponível em: < www.memry.com/sites/default/files/documents/Fabrication_Effects_Nitinol_SMS_T01.pdf >.

WU, S. K.; LIN, H. C.; CHEN, C. C. A study on the machinability of a Ti 49.6 Ni 50.4 shape memory alloy. **Materials Letters**, v. 40, n. 1, p. 27-32, 1999. ISSN 0167-577X.

YAHIA, H. **Shape Memory Implants**. Texas, USA: Springer Science & Business Media, 2000. 349 ISBN 978-3-642-59768-8.

YAMAUCHI, K.; OHKATA, I.; TSUCHIYA, K.; MIYAZAKI, S. **Shape memory and superelastic alloys: Applications and technologies**. Philadelphia, USA: Woodhead Publishing, 2011. 223 ISBN 978-0-96809-262-5.

YONEYAMA, T.; MIYAZAKI, S. **Shape Memory Alloys for Biomedical Applications**. Cambridge, UK: Woodhead Publishing Limited, 2008. ISBN 9781845695248.

YOSHIMI, Y.; KITAMURA, K.; TOKUDA, M.; INABA, T.; ASA, T.; WATANBE, Y. Ti-Ni Shape Memory Alloys Precision Casting Products and Its Process. ASM International: Proceedings of the International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies, 2008, Tsukuba, Japan. 2008. p.387-396.

ZHANG, X. R.; NIE, J. X.; HOU, G. Development of anti-loosening nuts using shape memory alloys. Materials science forum, 2000, Trans Tech Publ. p.35-38.

ZHANG, Z.; FRENZEL, J.; NEUKING, K.; EGGELER, G. On the reaction between NiTi melts and crucible graphite during vacuum induction melting of NiTi shape memory alloys. **Acta Materialia**, v. 53, n. 14, p. 3971-3985, 2005. ISSN 1359-6454.

ZHAO, X.; YAN, X.; YANG, Y.; XU, H. Wide hysteresis NiTi (Nb) shape memory alloys with low Nb content (4.5 at.%). **Materials Science and Engineering: A**, v. 438, p. 575-578, 2006. ISSN 0921-5093.

ZIOLKOWSKI, A. **Pseudoelasticity of Shape Memory Alloys: Theory and Experimental Studies**. 1 edition. Oxford, UK: Butterworth-Heinemann, 2015. 270 ISBN 978-0128016978.

ZURBITU, J.; KUSTOV, S.; ZABALETA, A.; CESARI, E.; URREKOETXEA, J. Thermo-Mechanical Behaviour of NiTi at Impact. **Journal Physical Sciences, Engineering and Technology**, v. 2, n. 1, p. 5-15, 2010.

APÊNDICE A - Obtenção dos Componentes Miniaturizados LMF Ni-Ti

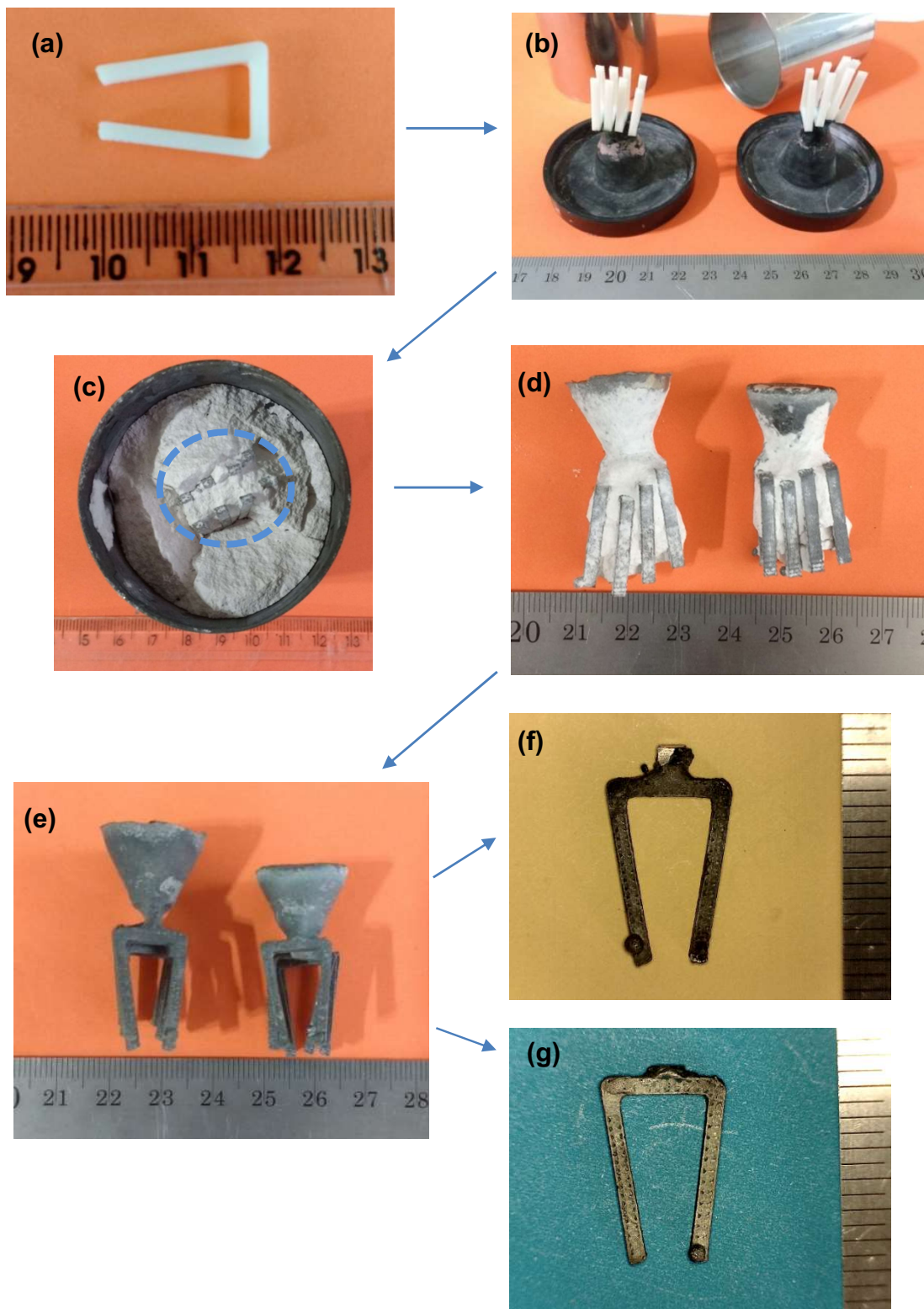


Figura 122 - Fluxo de obtenção do componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo grampo ortopédico. (a) Modelo em ABS. (b) Árvore do modelo. (c) Desinclusão do revestimento/fundido. (d) Limpeza. (e) Árvore de fundição. (f) G-PSPP-SE-B. (g) G-FIC-SE-B.

APÊNDICE A – Obtenção dos Componentes Miniaturizados LMF Ni-Ti

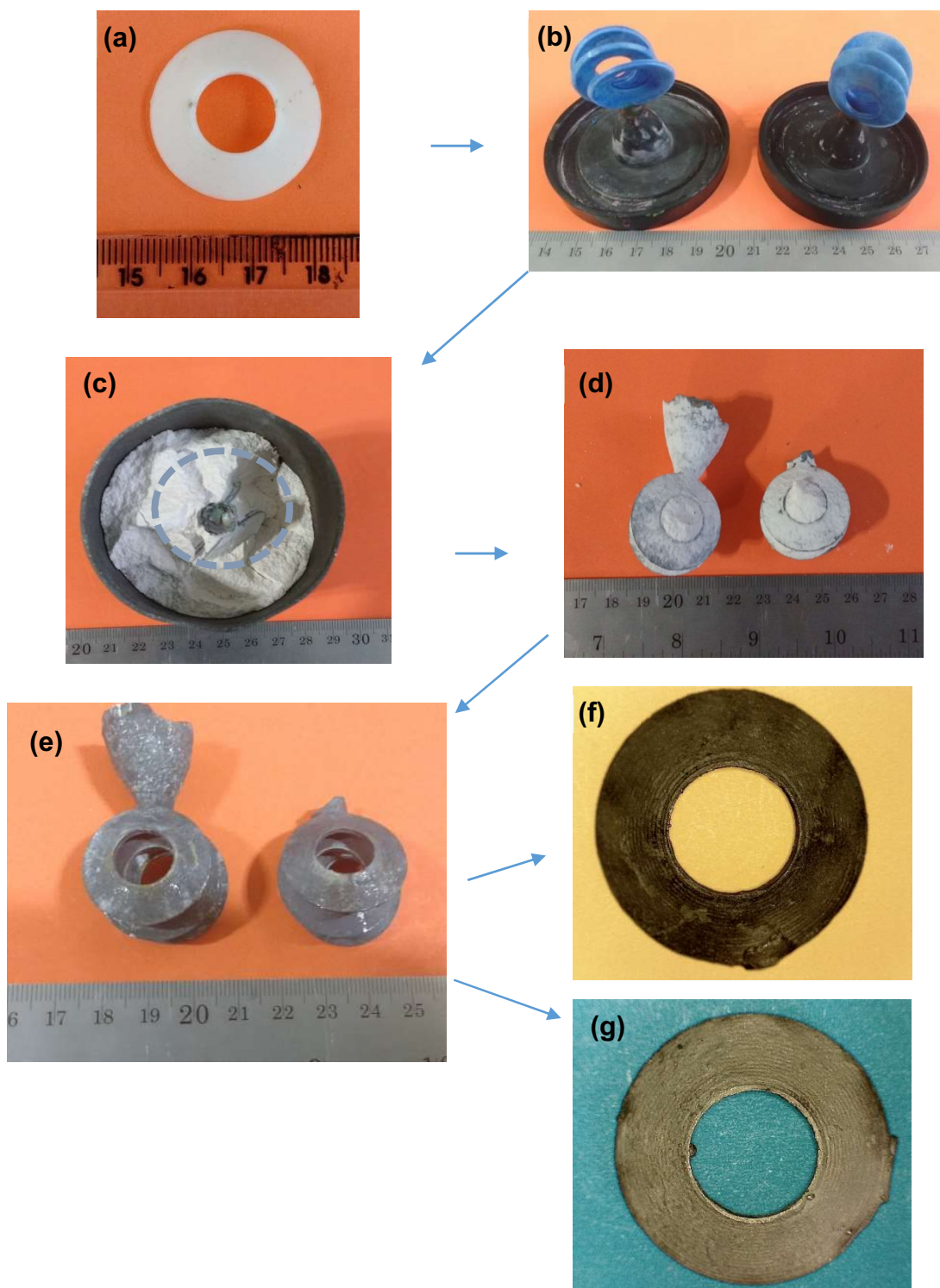


Figura 123 - Fluxo de obtenção do componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo mola Belleville. (a) Modelo em ABS. (b) Árvore do modelo. (c) Desinclusão do revestimento/fundido. (d) Limpeza. (e) Árvore de fundição. (f) B-PSPP-SE-B. (g) B-FIC-SE-B.

APÊNDICE A – Obtenção dos Componentes Miniaturizados LMF Ni-Ti

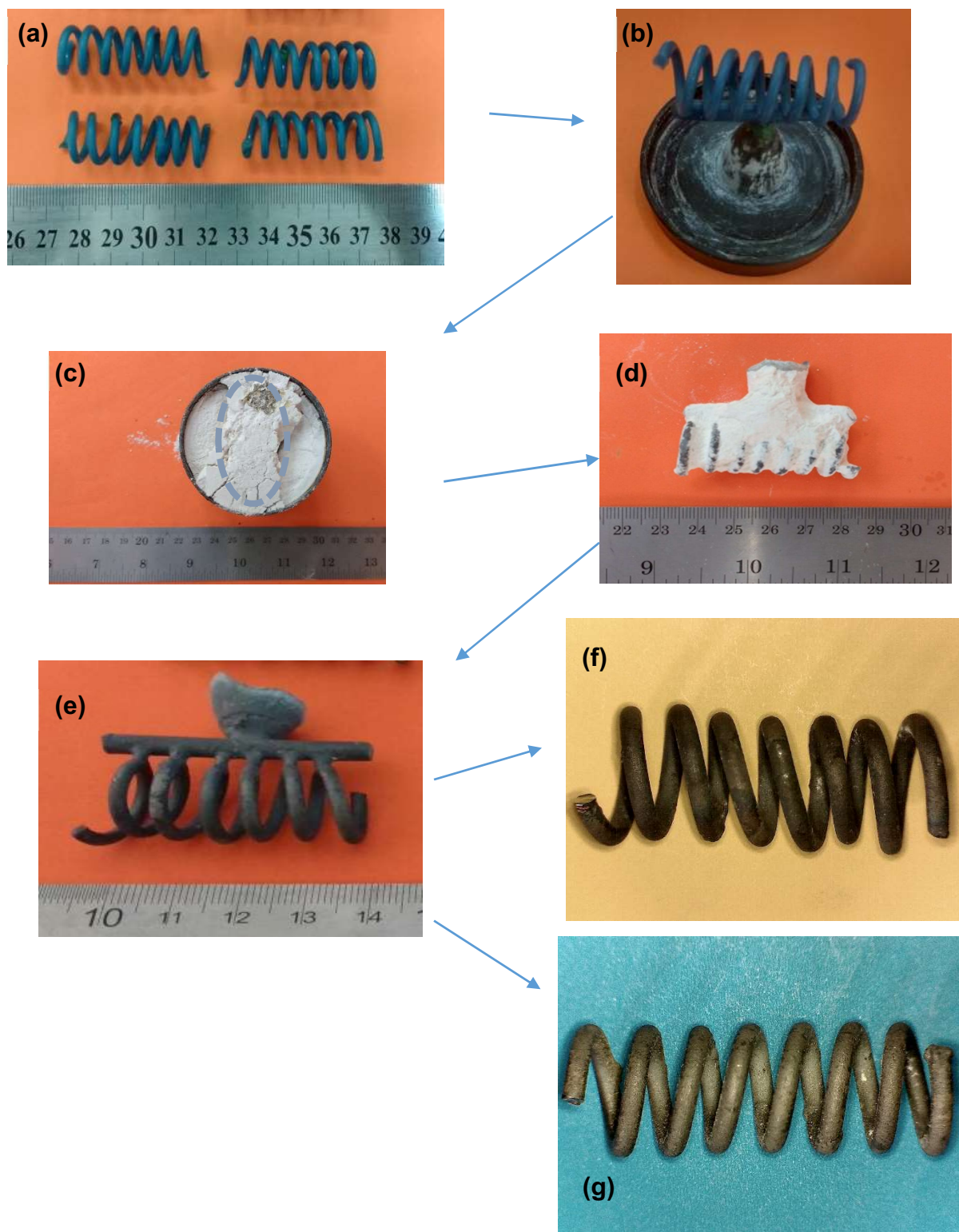


Figura 124 - Fluxo de obtenção do componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo mola helicoidal. (a) Modelo em cera. (b) Árvore do modelo. (c) Desinclusão do revestimento/fundido. (d) Limpeza. (e) Árvore de fundição. (f) M-PSPP-SE-B. (g) M-FIC-SE-B.

APÊNDICE A – Obtenção dos Componentes Miniaturizados LMF Ni-Ti

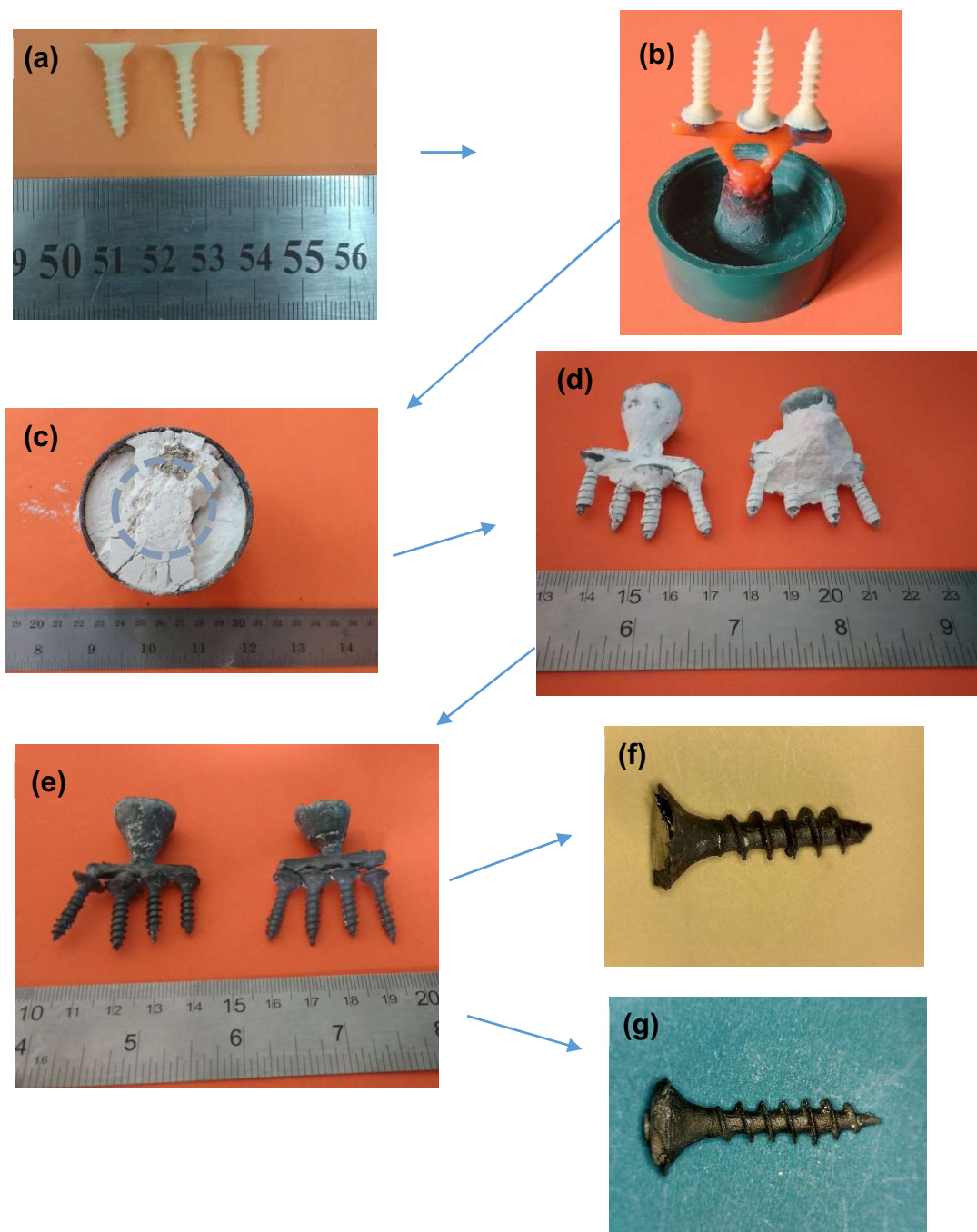


Figura 125 - Fluxo de obtenção do componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo parafuso. (a) Modelo em resina. (b) Árvore do modelo. (c) Desinclusão do revestimento/fundido. (d) Limpeza. (e) Árvore de fundição. (f) P-PSPP-SE-B. (g) P-FIC-SE-B.

APÊNDICE A – Obtenção dos Componentes Miniaturizados LMF Ni-Ti

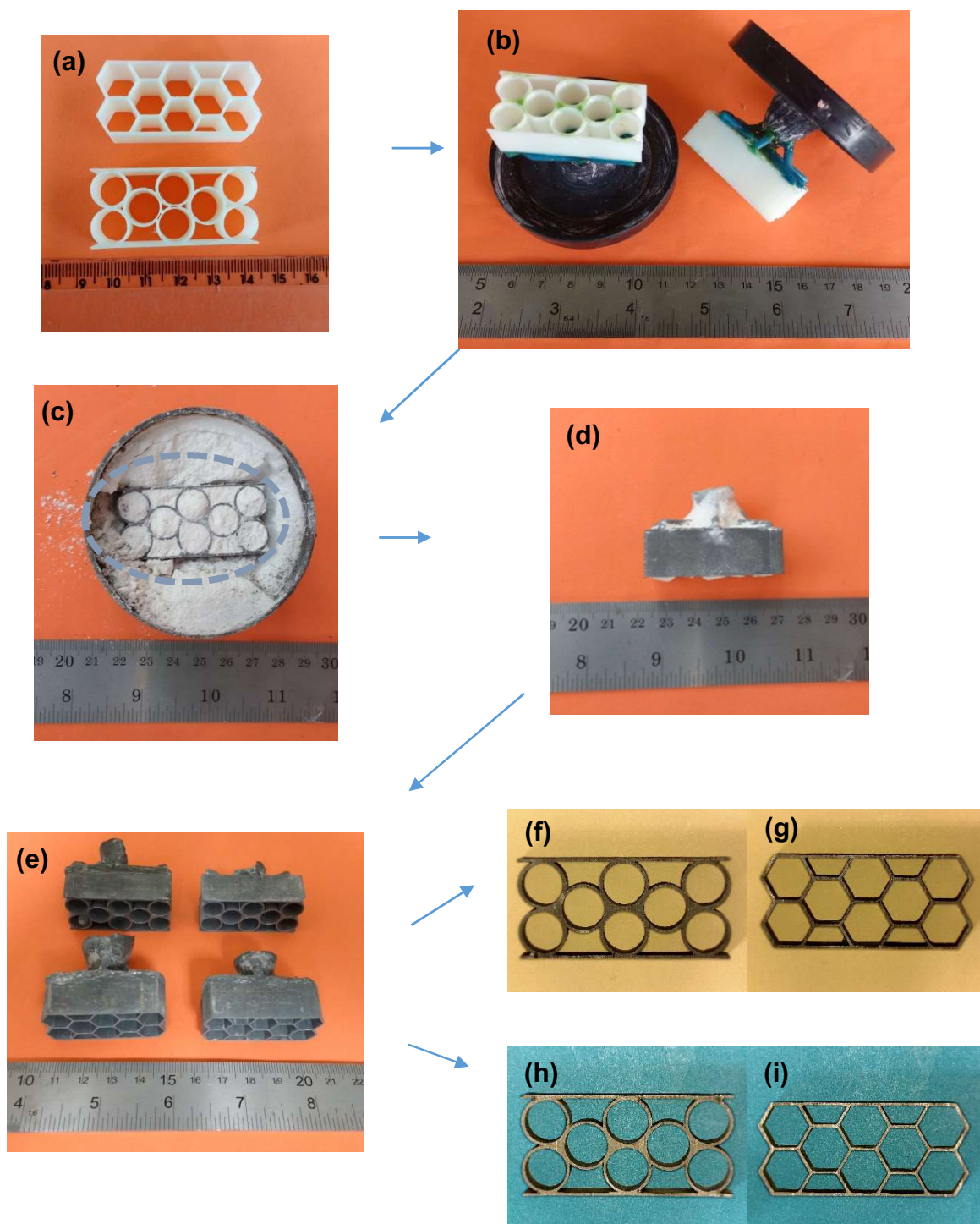


Figura 126 - Fluxo de obtenção do componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo estrutura celular. (a) Modelo em ABS. (b) Árvore do modelo. (c) Desinclusão do revestimento/fundido. (d) Limpeza. (e) Árvore de fundição. (f) HC-PSPP-SE-B. (g) HE-PSPP-SE-B. (h) HC-FIC-SE-B. (i) HE-FIC-SE-B.

APÊNDICE A – Obtenção dos Componentes Miniaturizados LMF Ni-Ti

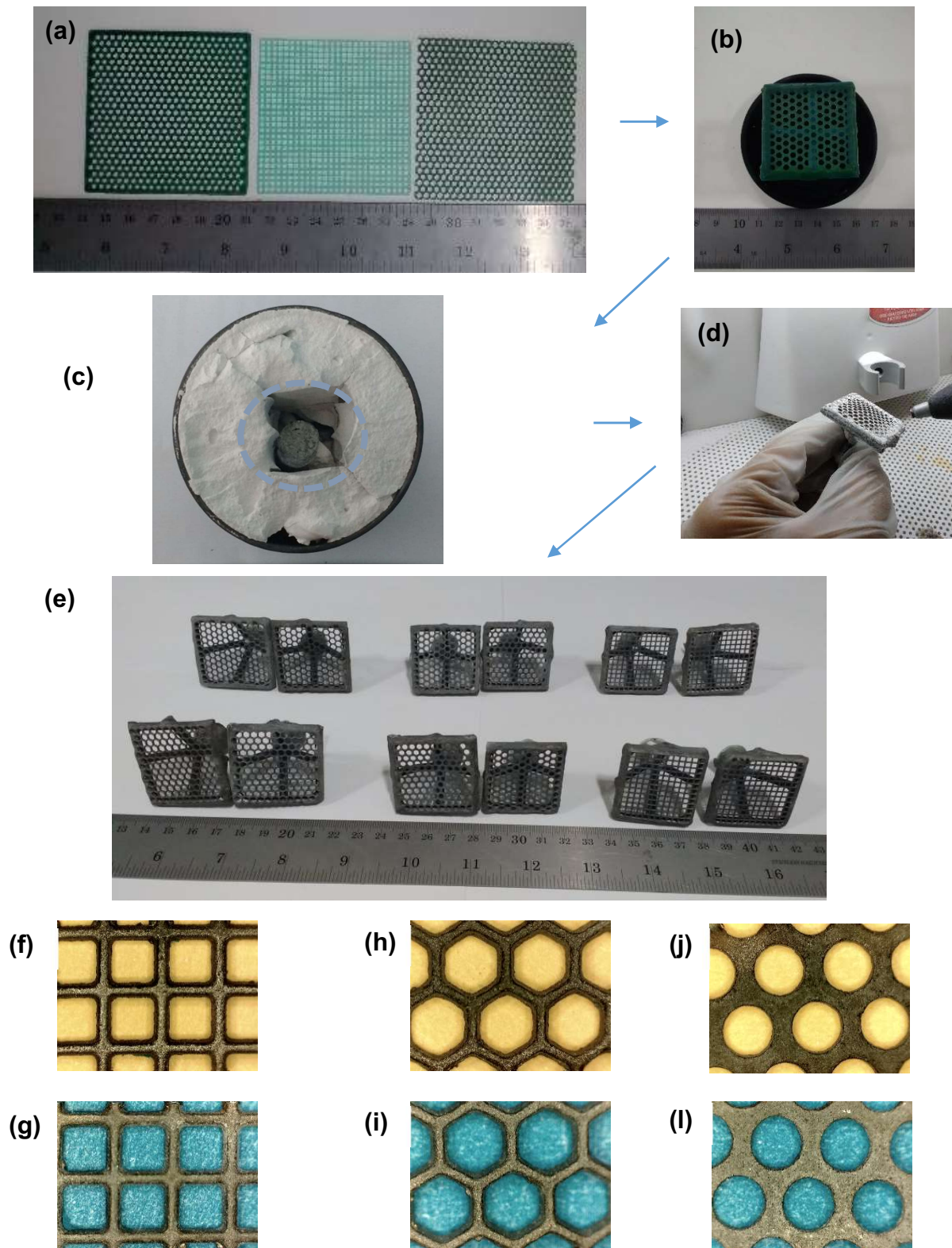


Figura 127 - Fluxo de obtenção do componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo tela. (a) Modelo em Cera. (b) Árvore do modelo. (c) Desinclusão do revestimento/fundido. (d) Limpeza. (e) Árvore de fundição. (f) TQ-PSPP-SE-B. (g) TQ-FIC-SE-B. (h) TE-PSPP-SE-B. (i) TE-FIC-SE-B. (j) TC-PSPP-SE-B. (l) TC-FIC-SE-B.

APÊNDICE B - Defeitos

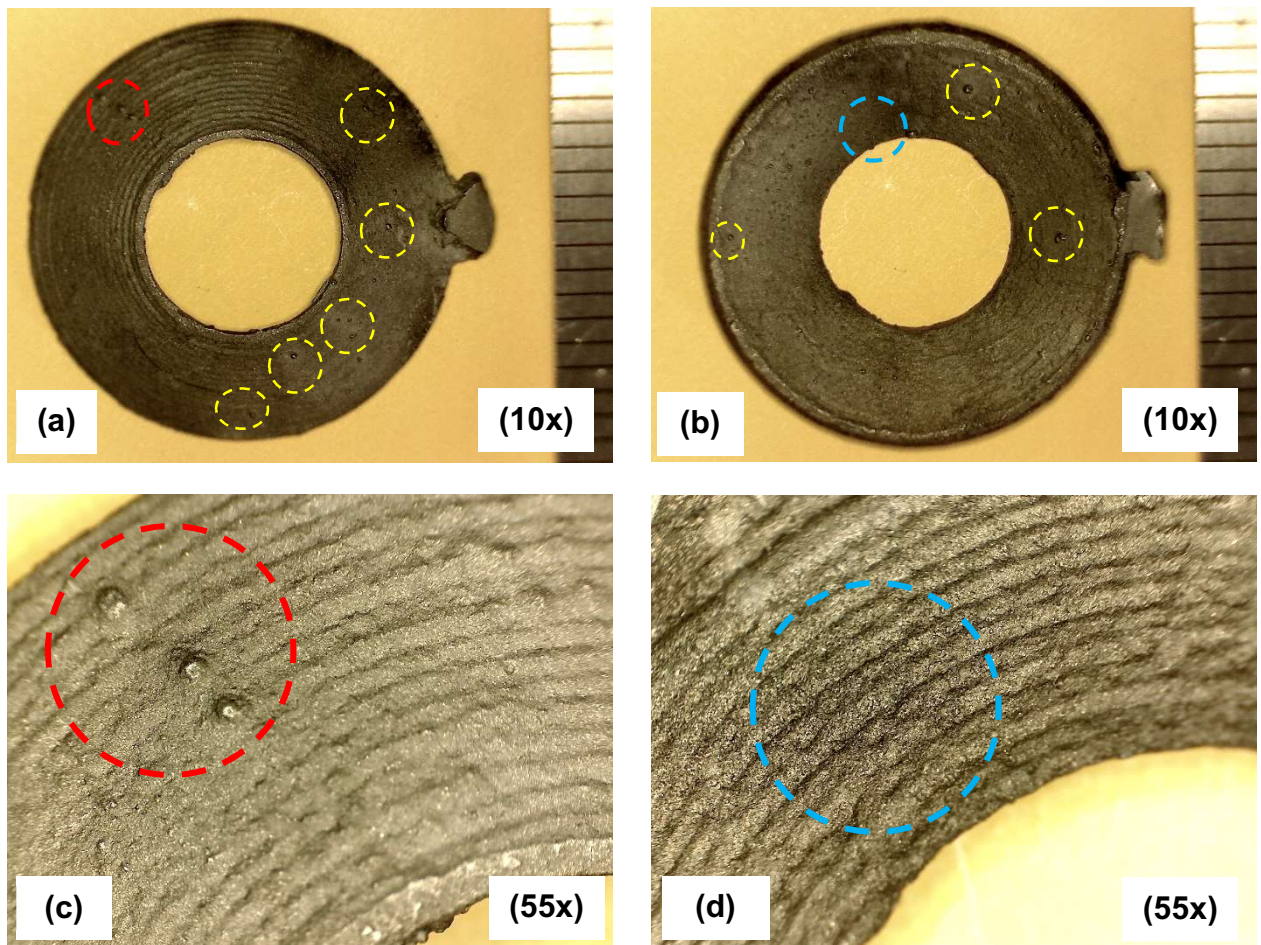


Figura 128 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti B-PSPP-SE-B. (a) Face superior. (b) Face inferior. (c) Bolha de gás. (d) Porosidades.

APÊNDICE B – Defeitos

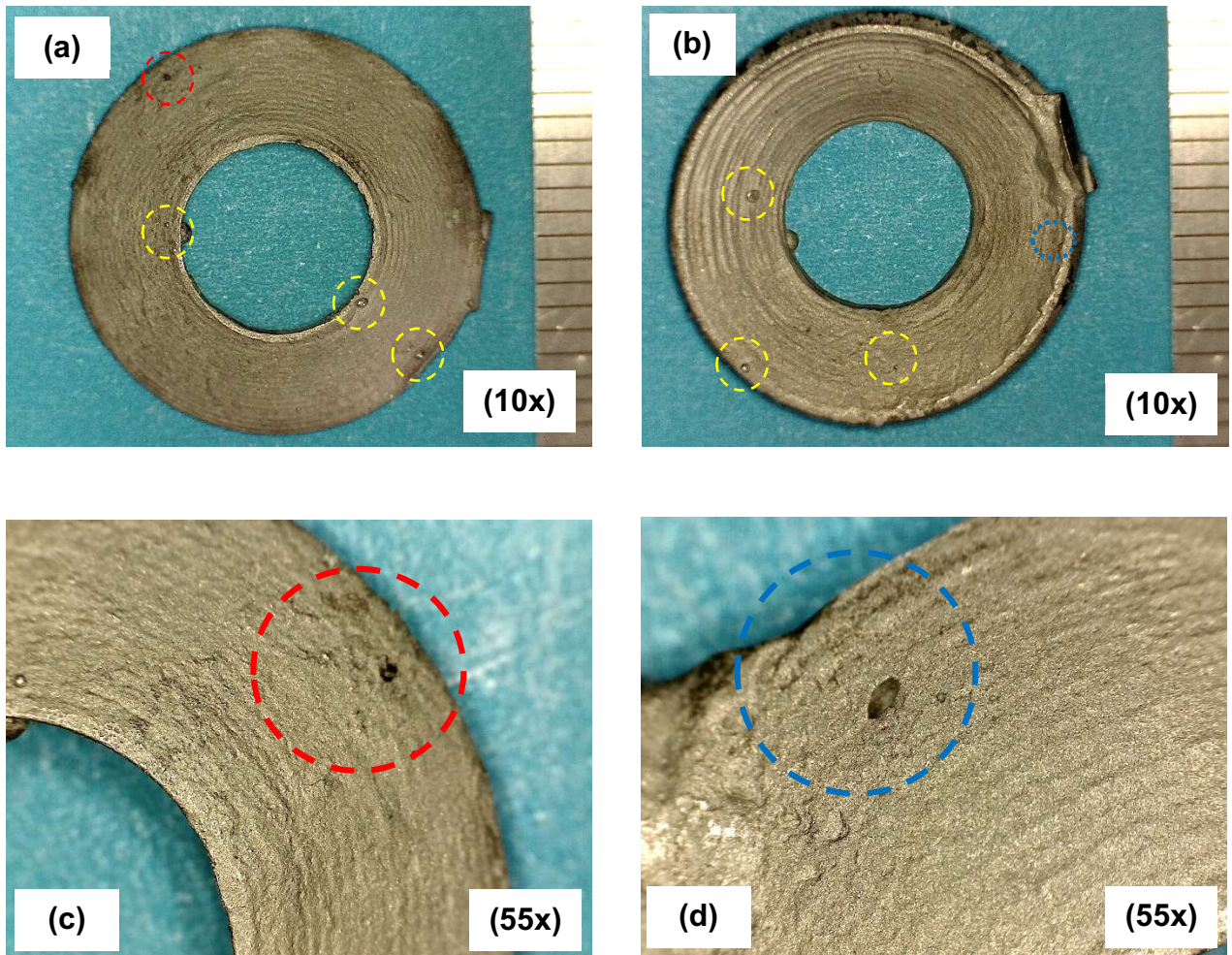


Figura 129 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti B-FIC-SE-B. (a) Face superior. (b) Face inferior. (c) Bolha de gás. (d) Rechupe.

APÊNDICE B - Defeitos

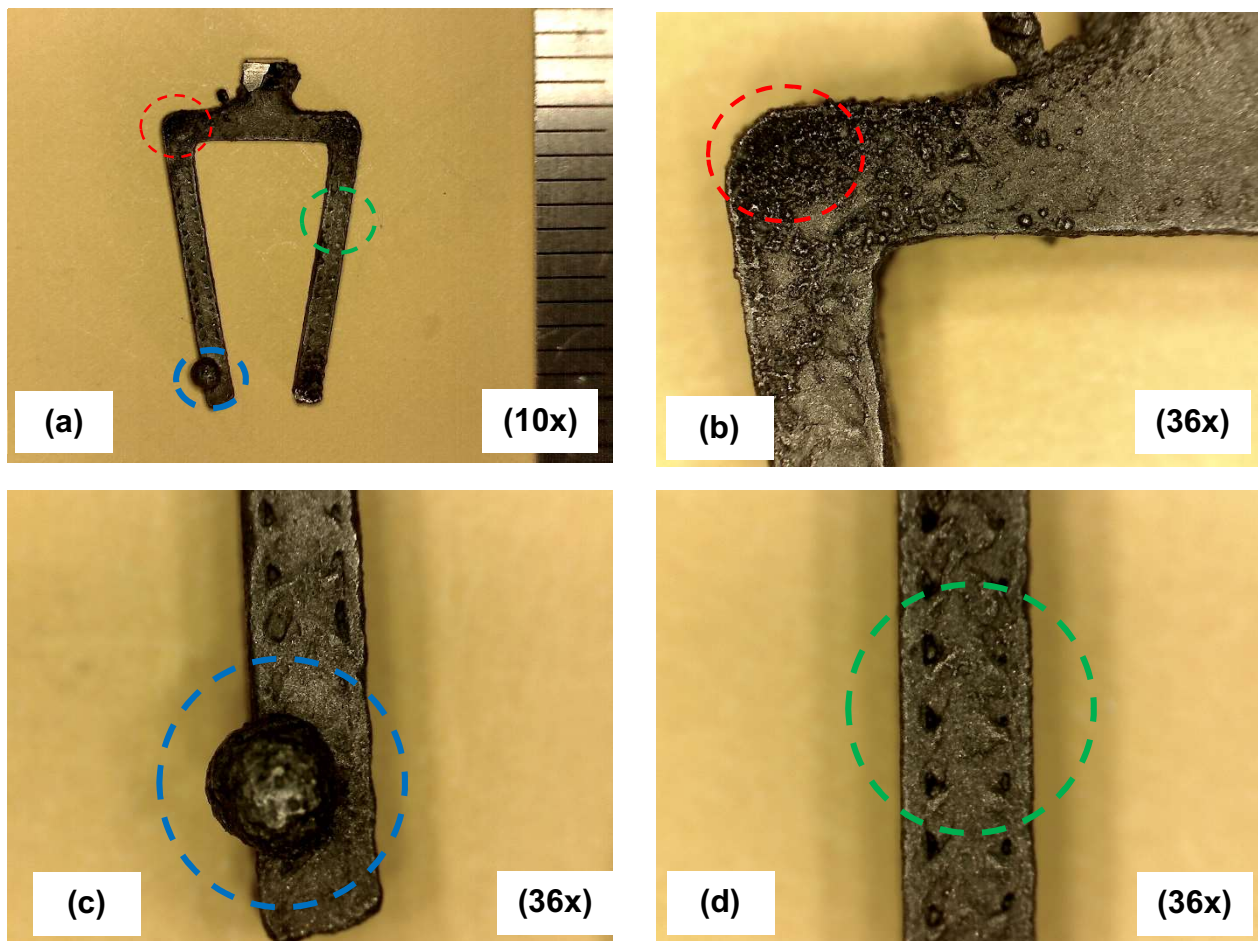


Figura 130 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti G-PSPP-EMF-B. (a) Face frontal. (b) Porosidade. (c) Bolha de inclusão. (d) Reprodução da geometria do grampo no detalhe isento de defeitos.

APÊNDICE B – Defeitos

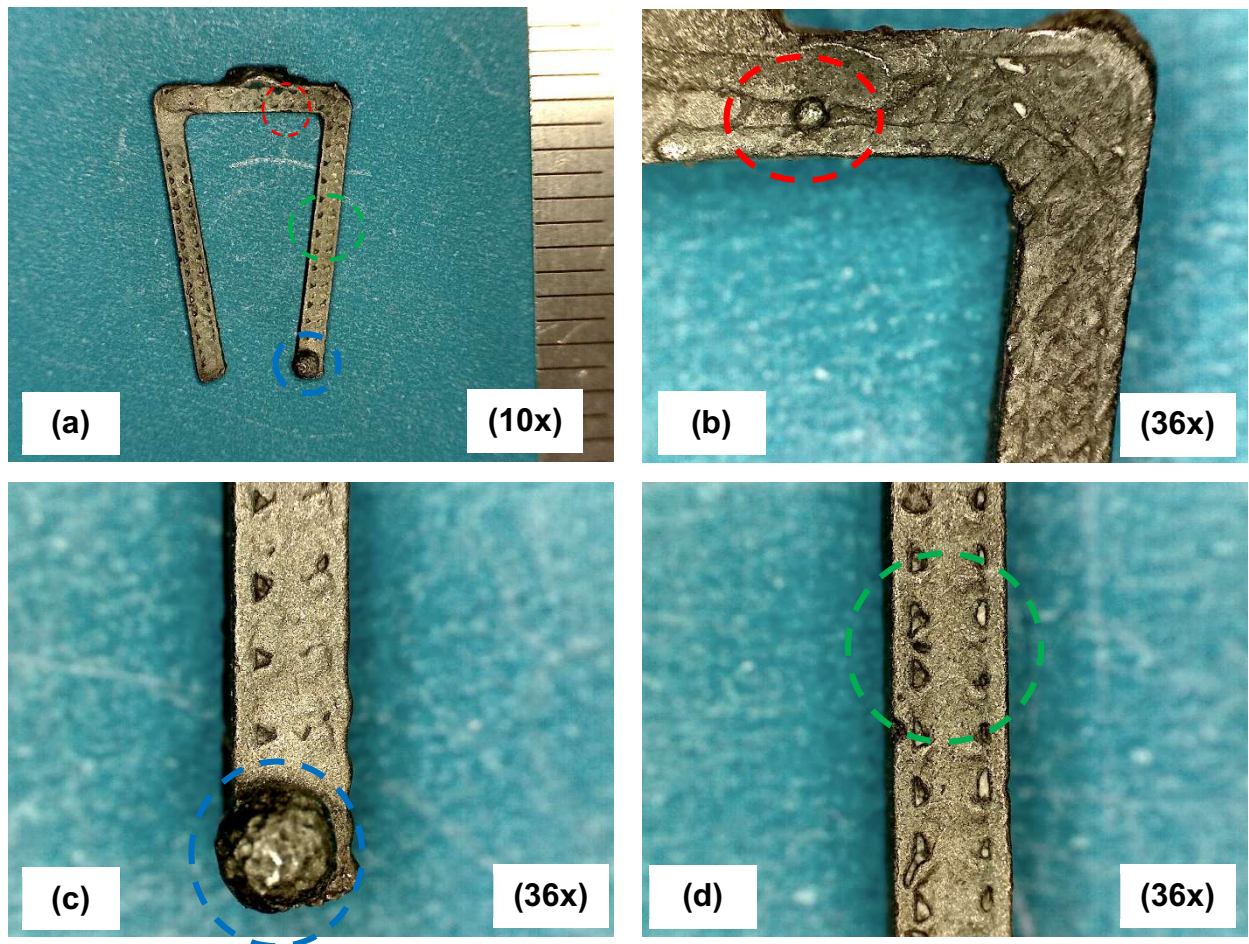


Figura 131 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo G-FIC-SE-B. (a) Face frontal. (b) Bolha de gás. (c) Bolha de inclusão. (d) Reprodução da geometria do grampo no detalhe isento de defeitos.

APÊNDICE B - Defeitos

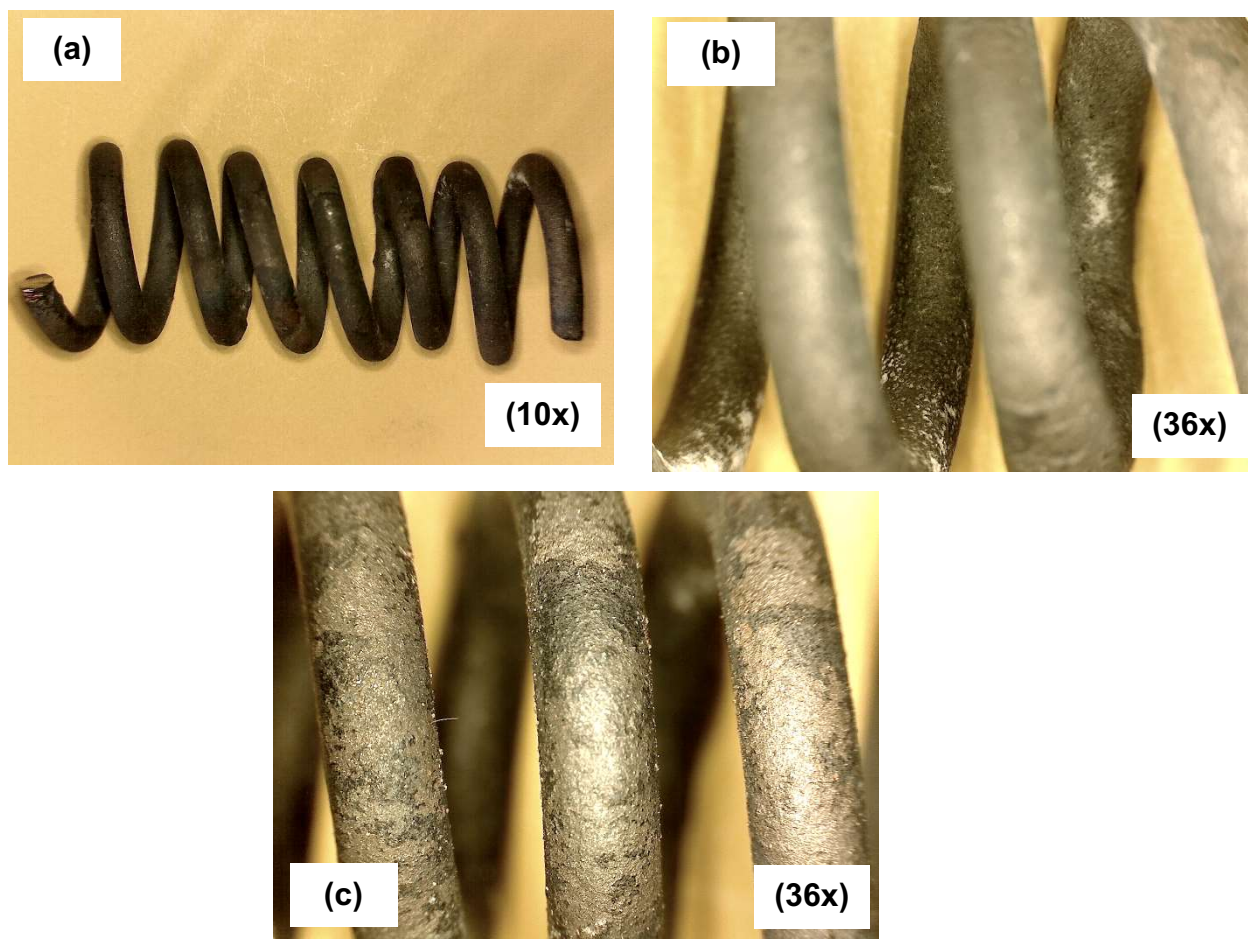


Figura 132 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo M-PSSP-SE-B. (a) Isento de defeitos superficiais. (b) Espiras parte interna. (c) Espiras parte externa.

APÊNDICE B - Defeitos

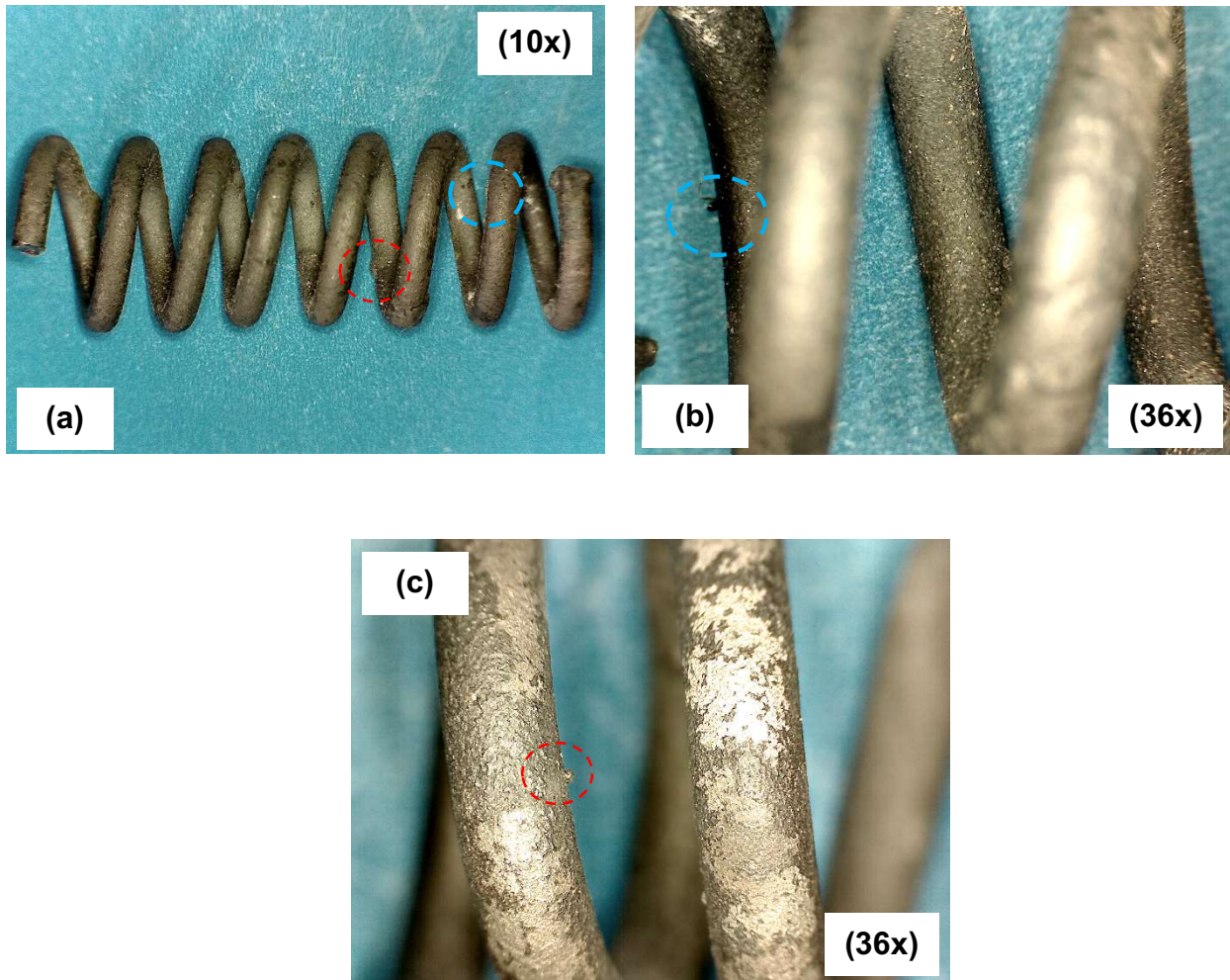


Figura 133 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo M-FIC-SE-B. (a) Presença de defeitos superficiais. (b) Espiras parte interna, bolha de inclusão. (c) Espiras parte externa, bolha de inclusão.

APÊNDICE B - Defeitos

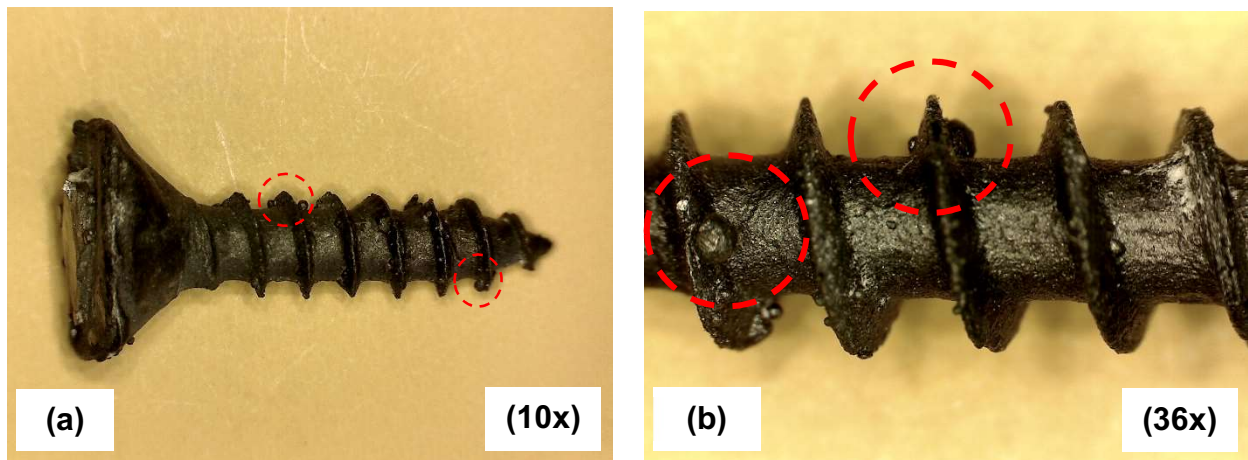


Figura 134 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti P-PSSP-SE-B. (a) Presença de defeitos superficiais. (b) Bolha de inclusão.

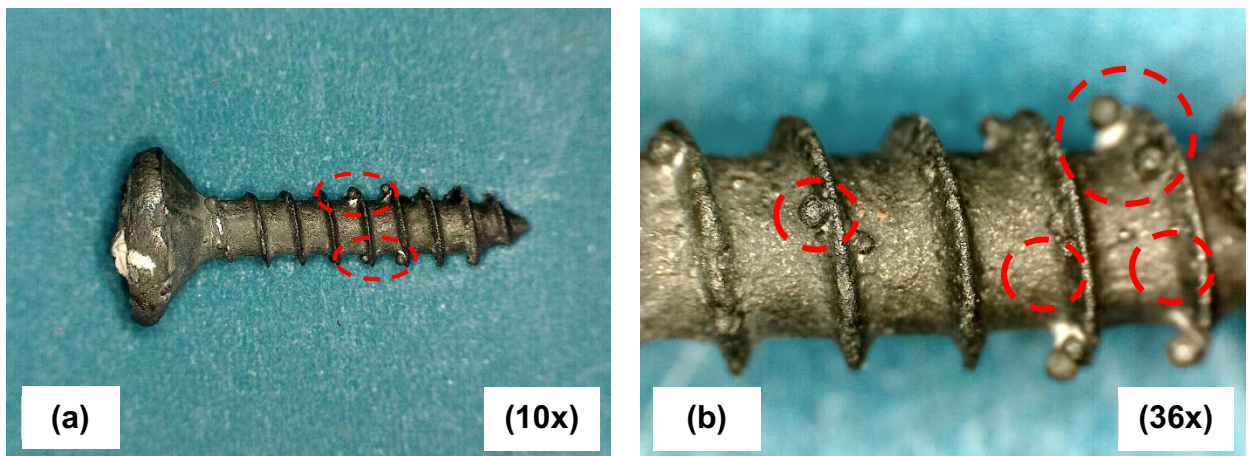


Figura 135 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti tipo P-FIC-SE-B. (a) Presença de defeitos superficiais. (b) Bolha de inclusão.

APÊNDICE B - Defeitos

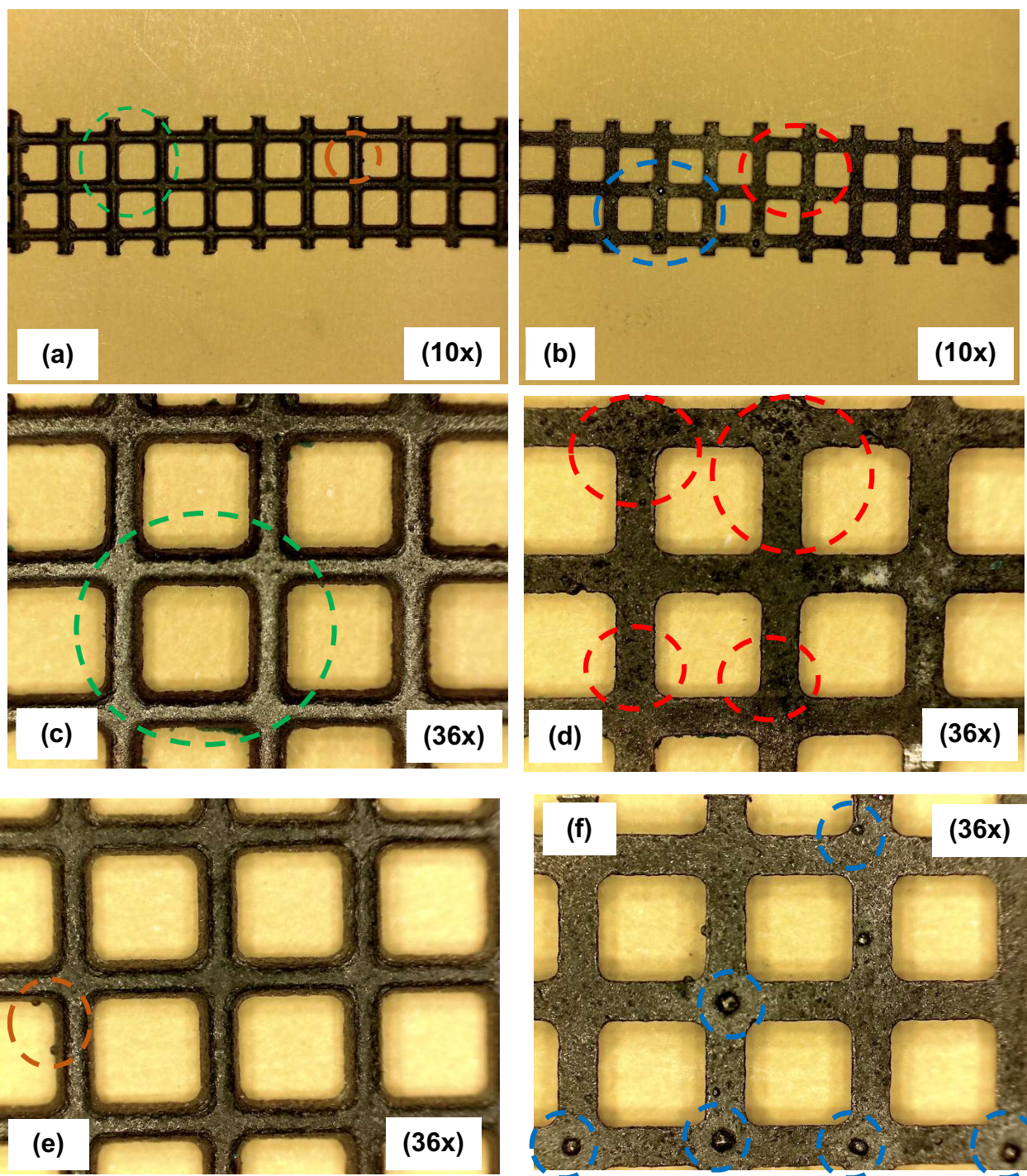


Figura 136 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti TQ-PSPP-SE-B. (a) Defeitos face superior. (b) Defeitos face inferior. (c) Reprodução da geometria tela no detalhe isento de defeitos. (d) Porosidade (e) Bolha de inclusão. (f) Bolha de gás.

APÊNDICE B - Defeitos

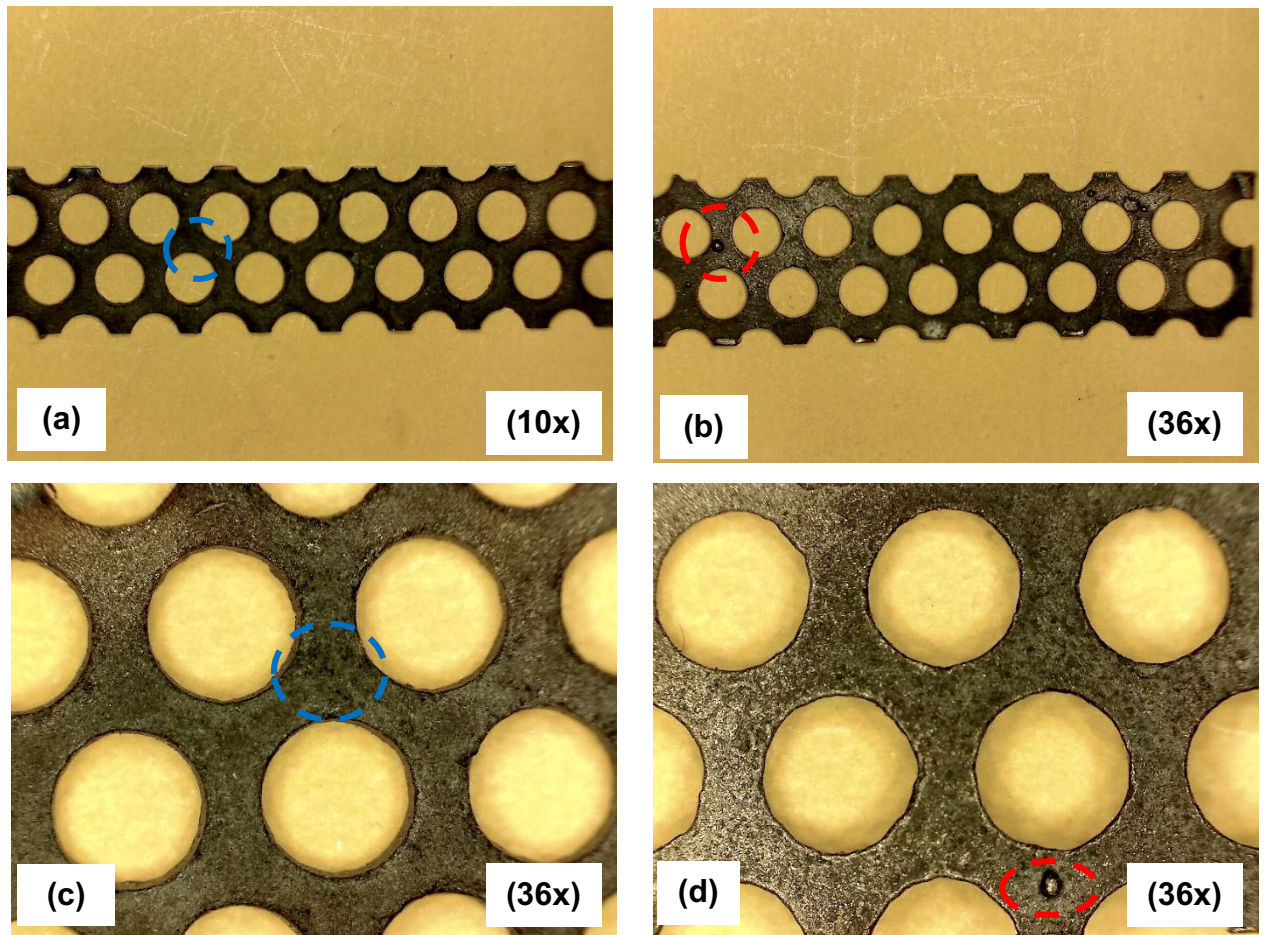


Figura 137 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti TC-PSPP-SE-B. (a) Defeitos face superior. (b) Defeitos face inferior. (c) Porosidade. (d) Bolha de gás.

APÊNDICE B - Defeitos

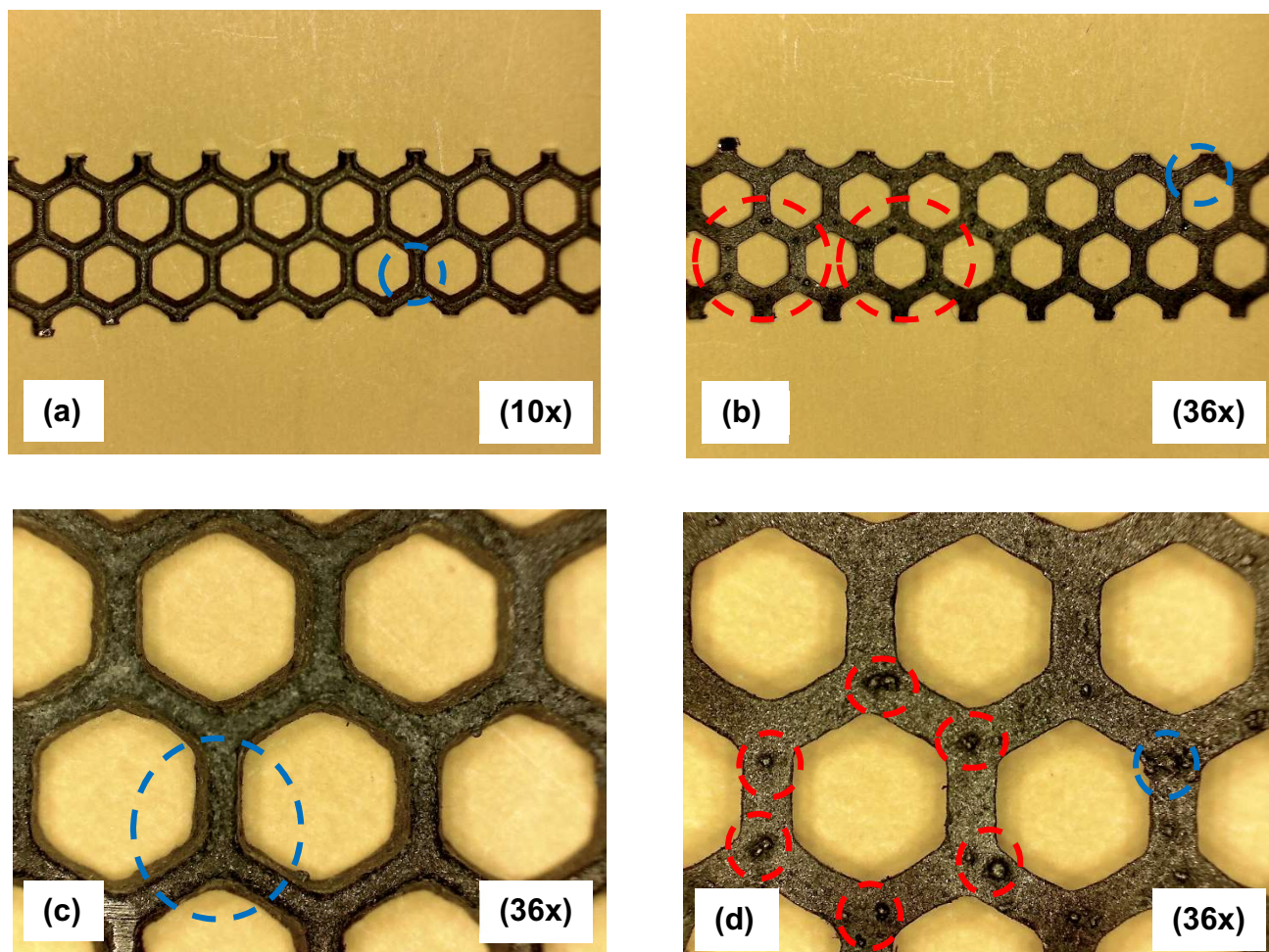


Figura 138 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti TE-PSPP-SE-B. (a) Face superior. (b) Face inferior. (c) Porosidade. (d) Bolha de gás.

APÊNDICE B - Defeitos

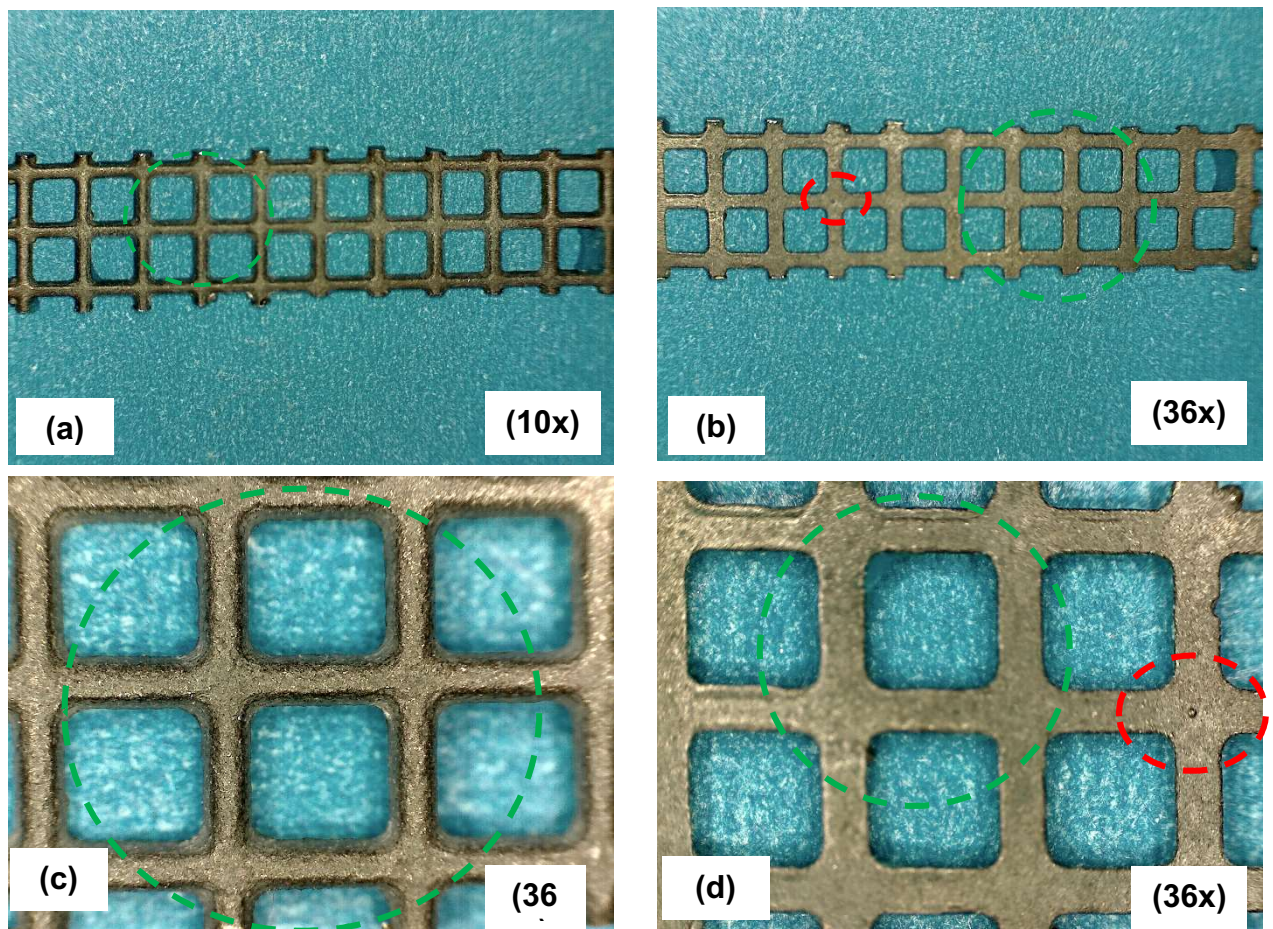


Figura 139 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti TQ-FIC-SE-B. (a) Face superior isento de defeitos. (b) Defeitos face inferior. (c) Reprodução da geometria tela no detalhe isento de defeitos. (d) Bolha de inclusão.

APÊNDICE B - Defeitos

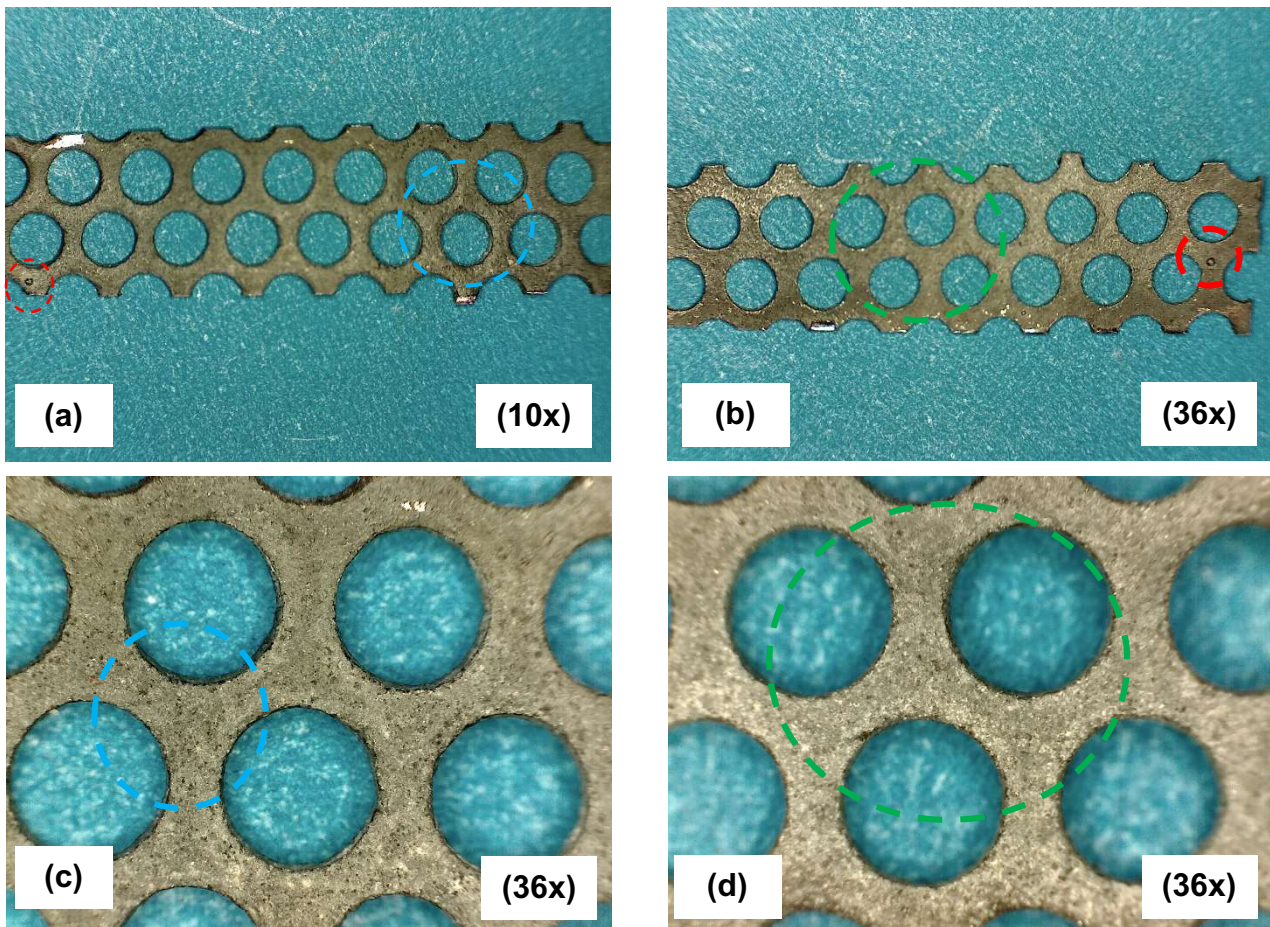


Figura 140 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti TC-FIC-SE-B. (a) Face superior isento de defeitos. (b) Defeitos face inferior. (c) Reprodução da geometria tela no detalhe isento de defeitos. (d) Bolha de inclusão.

APÊNDICE B - Defeitos

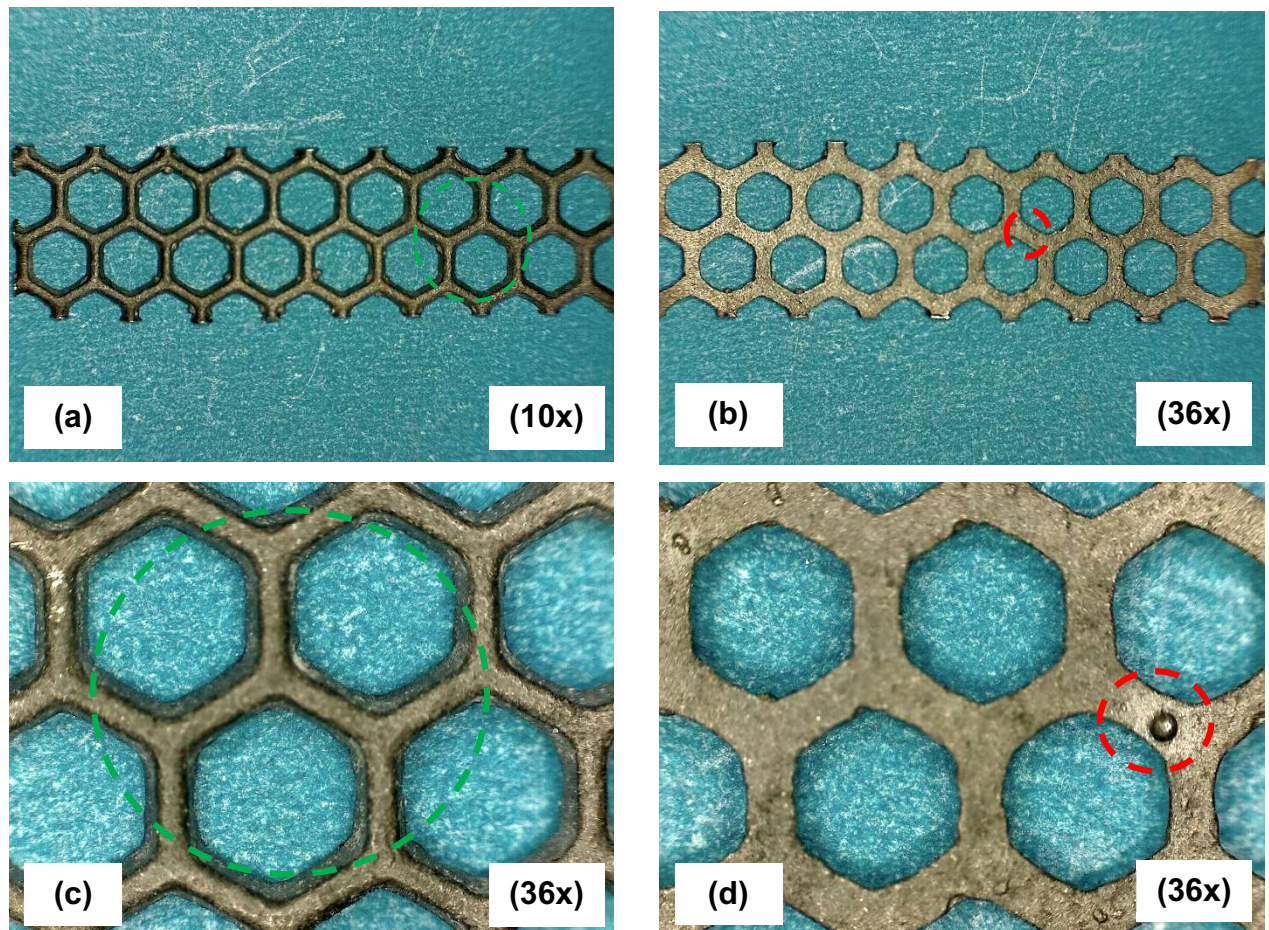


Figura 141 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti TE-FIC-SE-B. (a) Defeitos face superior. (b) Defeitos face inferior. (c) Reprodução da geometria tela no detalhe isento de defeitos. (d) Bolha de gás.

APÊNDICE B - Defeitos

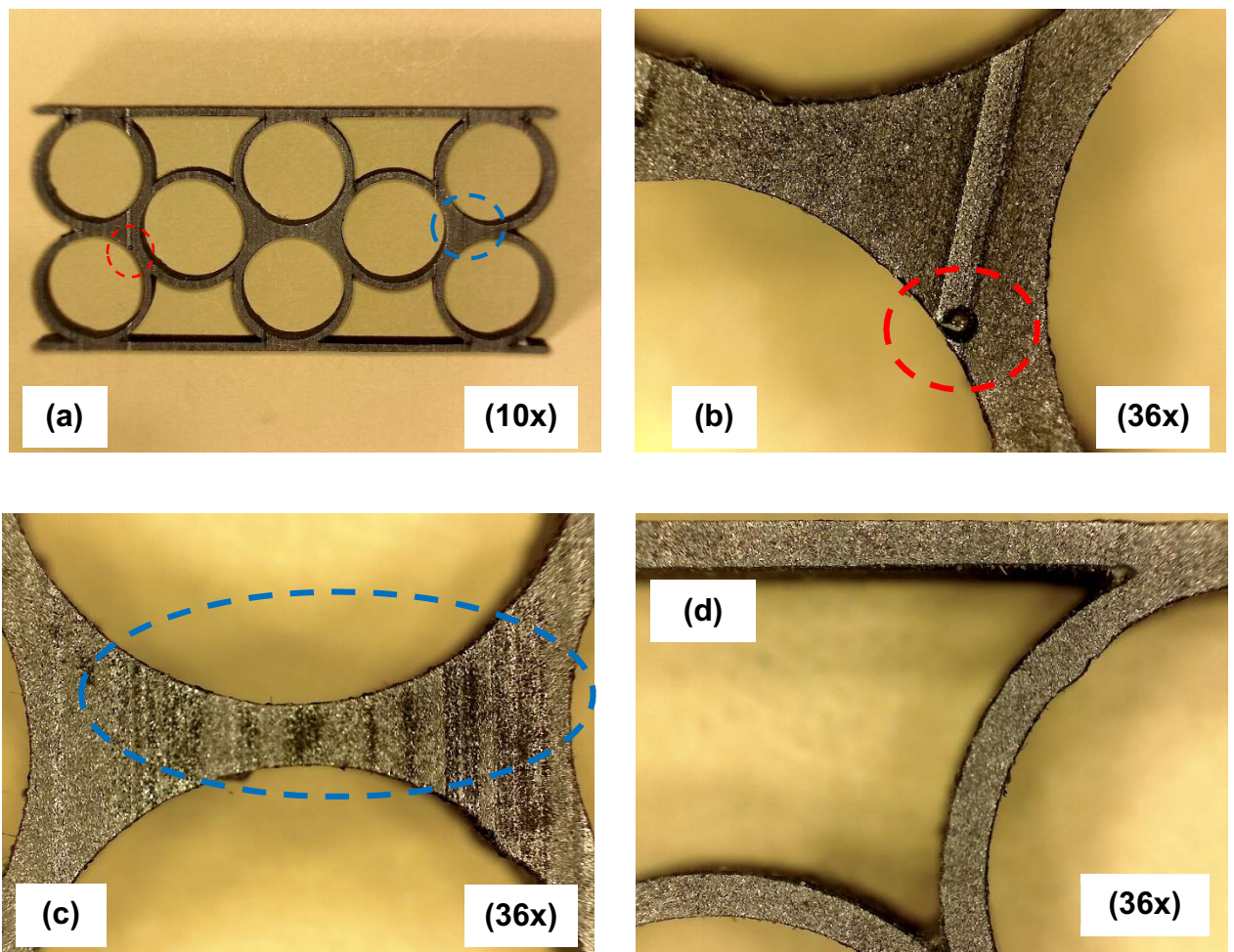


Figura 142 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti HC-PSPP-EMF-B. (a) Distribuição dos defeitos. (b) Bolha de gás. (c) Porosidade. (d) Reprodução da geometria tela no detalhe isento de defeitos.

APÊNDICE B - Defeitos

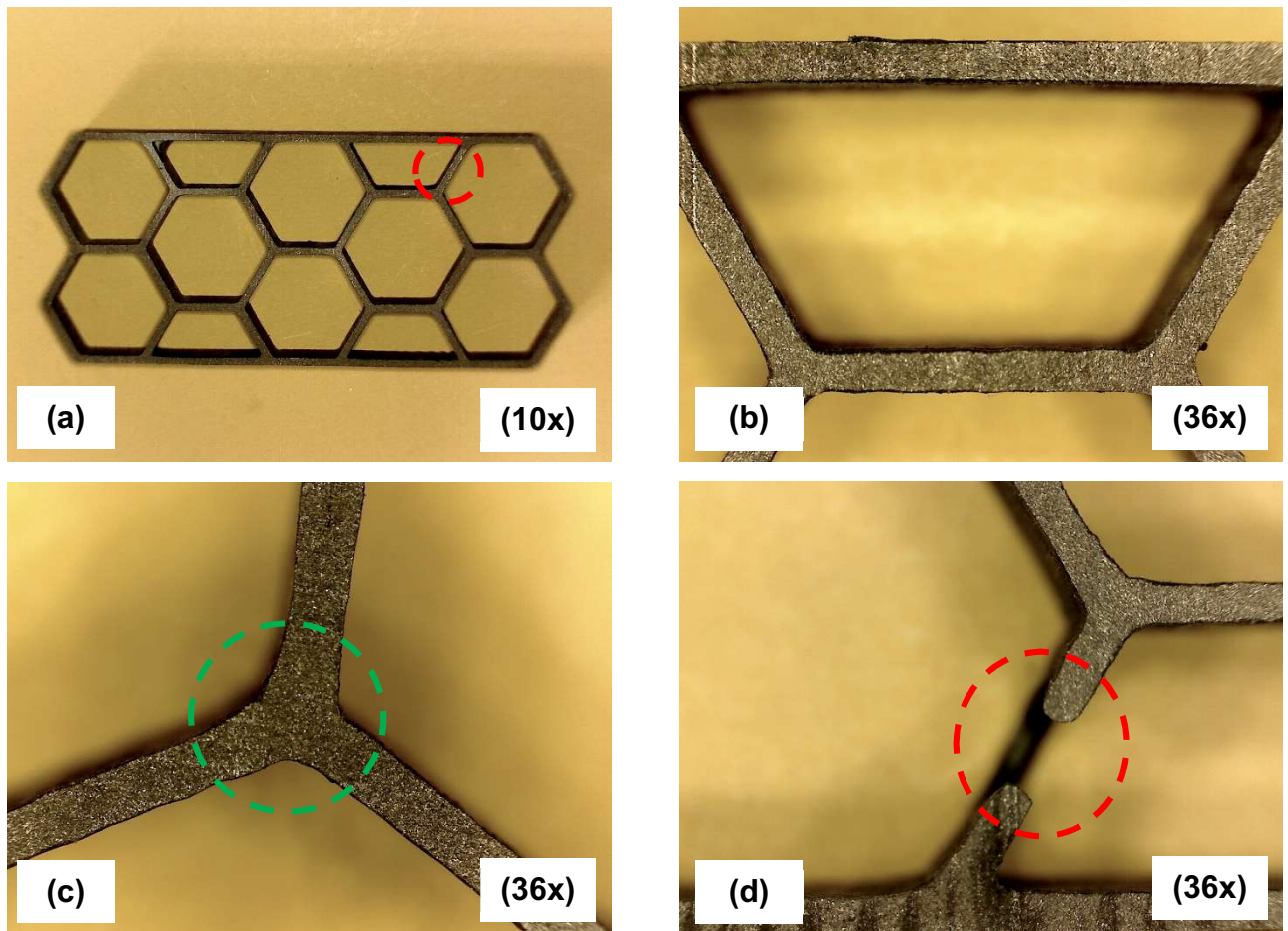


Figura 143 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti HE-PSPP-SE-B. (a) e (b) Estrutura isenta de defeitos. (c) Porosidade. (d) Falta de preenchimento.

APÊNDICE B - Defeitos

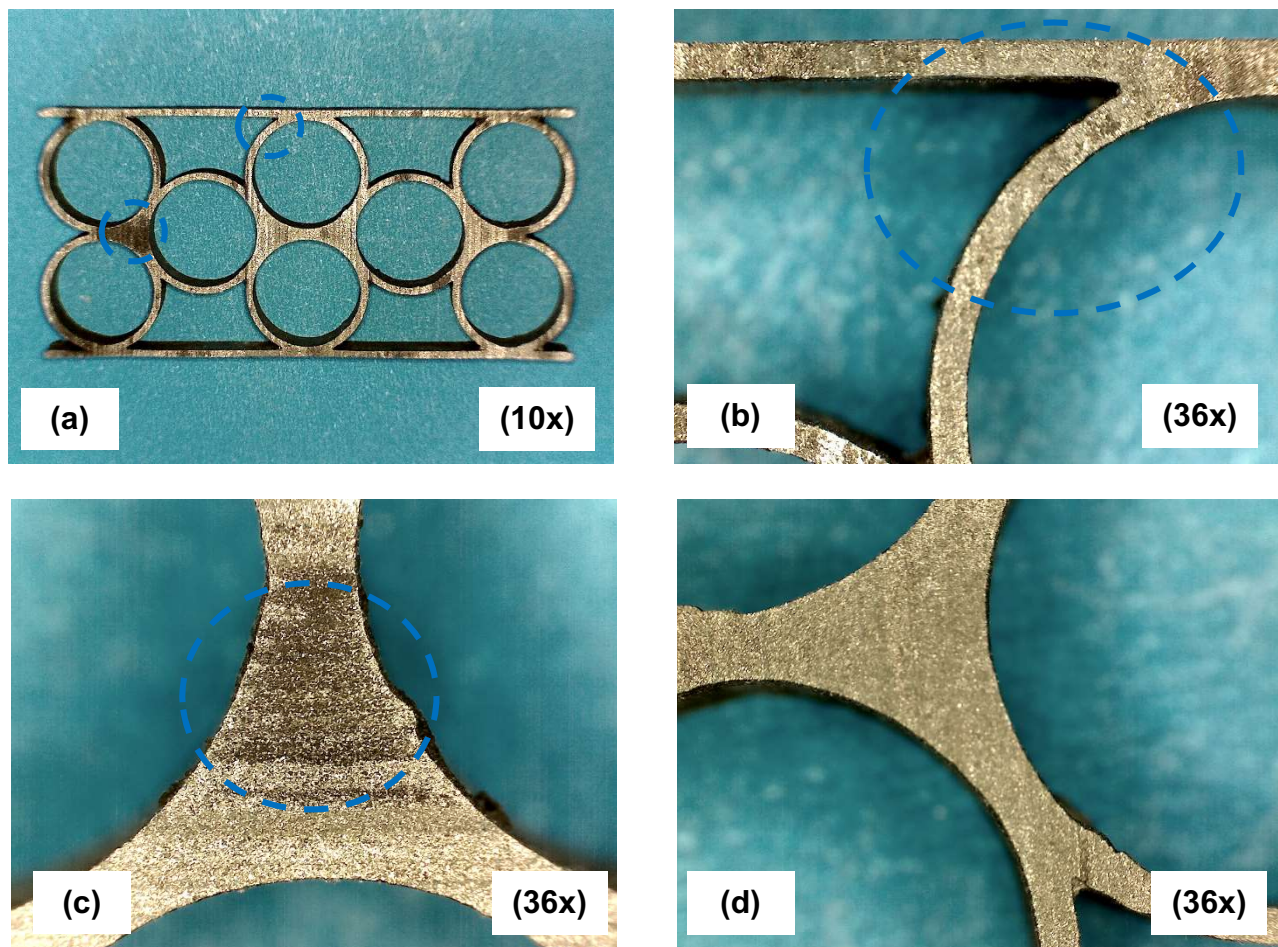


Figura 144 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti HC-FICP-SE-B. (a) Distribuição dos defeitos. (b) e (c) Porosidade. (d) Reprodução da geometria tela no detalhe isento de defeitos.

APÊNDICE B

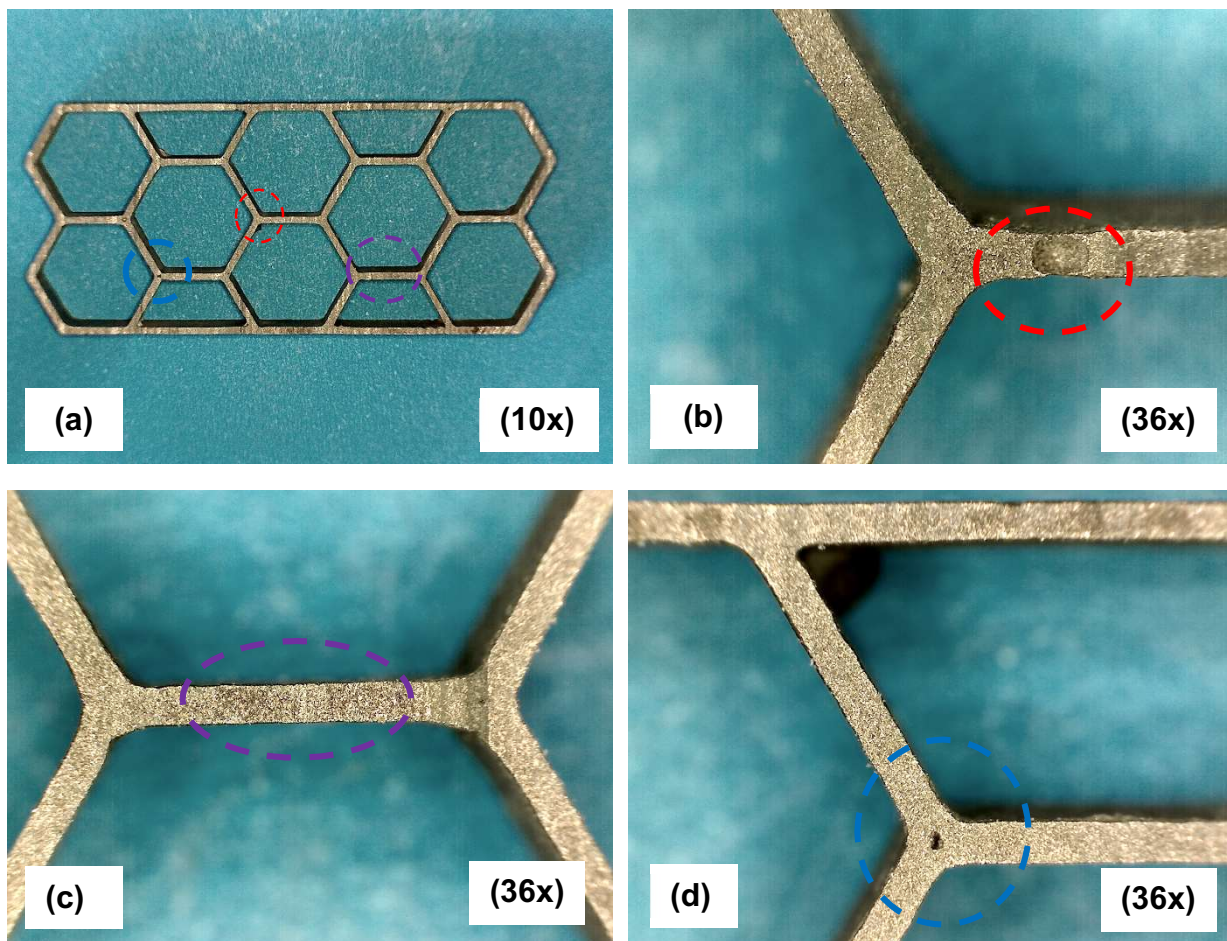


Figura 145 - Componente miniaturizado LMF Ni-Ti HE-FIC-SE-B. (a) Distribuição dos defeitos. (b) Bolha de gás e (c) Porosidade. (d) Rechupe.

