

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

PAULO CÉSAR SALES DA SILVA

PROTÓTIPOS DE GRAMPOS ORTOPÉDICOS POROSOS DE LIGA COM MEMÓRIA
DE FORMA Ni-Ti: DESENVOLVIMENTO E CARACTERIZAÇÃO

Campina Grande, PB

2023

PAULO CÉSAR SALES DA SILVA

PROTÓTIPOS DE GRAMPOS ORTOPÉDICOS POROSOS DE LIGA COM MEMÓRIA
DE FORMA Ni-Ti: DESENVOLVIMENTO E CARACTERIZAÇÃO

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Processos, da Universidade Federal de Campina Grande, como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia Processos.

Área de concentração: Desenvolvimento de Processos.

Orientadores:

Prof. Antonio Gilson Barbosa de Lima, Dr.
Eng. Mec.

Prof. Carlos José de Araújo, Dr. Eng. Mec.

Campina Grande, PB

2023

S586p

Silva, Paulo César Sales da.

Protótipos de grampos ortopédicos porosos de liga com memória de forma Ni-Ti: desenvolvimento e caracterização / Paulo César Sales da Silva. – Campina Grande, 2023.

135 f. : il. color.

Tese (Doutorado em Engenharia de Processos) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, 2023.

"Orientação: Prof. Dr. Antonio Gilson Barbosa de Lima, Prof. Dr. Carlos José de Araújo".

Referências.

1. Desenvolvimento de Processos. 2. Ligas com Memória de Forma. 3. Ligas Ni-Ti. 4. Grampos Ortopédicos. 5. Estruturas Porosas. 6. Análise por Elementos Finitos. I. Lima, Antonio Gilson Barbosa de. II. Araújo, Carlos José de. III. Título.

CDU 62-043(043)

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA TESE DE DOUTORADO DE
PAULO CÉSAR SALES DA SILVA APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE PROCESSOS DO CENTRO DE CIÊNCIAS E
TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE

Tese de Doutorado **aprovada** em 28 de fevereiro de 2023



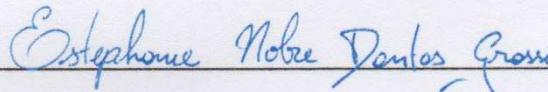
Prof. Dr. Antonio Gilson Barbosa de Lima

Orientador – UFCG



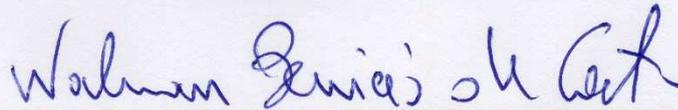
Prof. Dr. Carlos José de Araújo

Orientador – UFCG



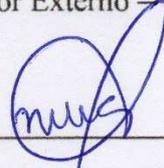
Dra. Estephane Nobre Dantas Grassi

Examinadora Externa – UFCG



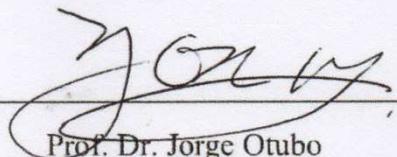
Prof. Dr. Walman Benício de Castro

Examinador Externo – UFCG



Prof. Dra. Nadja Maria da Silva Oliveira

Examinadora Externa – UEPB



Prof. Dr. Jorge Otubo

Examinador Externo – ITA

Dedicatória

À minha mãe e irmã pelas quais encontrei
inspiração para desenvolver este trabalho.

Agradecimentos

Ao Grande Arquiteto do Universo pela vida.

À minha mãe Juvanil Sales da Silva e irmã Maria do Carmo Sales da Silva (Carminha) pelo apoio incondicional e compreensão nos momentos mais difíceis.

Ao Prof^o. Dr. Carlos José de Araújo por todas as orientações acadêmicas e pessoais ao longo de minha jornada no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA) e principalmente por sempre estimular a criatividade.

Ao Prof^o. Dr. Antonio Gilson Barbosa de Lima pela orientação junto ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Processos (PPGEP).

A todos os colaboradores que fazem parte do PPGEP.

À minha amiga Dr^a. Estephanie Nobre Dantas Grassi pelas orientações acadêmicas e psicológicas ao longo do desenvolvimento deste trabalho.

Um agradecimento especial ao Prof. Dr. Jorge Otubo coordenador do grupo de pesquisa ITASMART pela doação do material, ligas Ni-Ti *VIM* e *EBM*, utilizadas neste estudo.

À família que os integrantes do LaMMEA representam.

Aos técnicos: Dr^a. Daniella Cibelle Bezerra pelas análises de MEV e EDS e Cícero pelo suporte na oficina mecânica da UAEM/UFCG.

Aos meus amigos Diego, Ícaro, Antonio, José Henrique e Julio que aceitaram o desafio de integrar a equipe do Programa Catalisa ICT.

Ao Programa de Aceleração Catalisa ICT, iniciativa do SEBRAE junto com o CNPq e a FUNDEP, por proporcionar uma visão empresarial do tema desta tese por meio de mentorias, capacitações e auxílio financeiro.

Ao INPI pelas capacitações e mentorias que resultaram em pedidos de depósito de patente derivados deste trabalho, em especial a Armando de Oliveira Mendes Neto.

Ao Prof^o. Dr. Renato Alexandre Costa de Santana e ao Dr. Arthur Filgueira de Almeida pelos ensinamentos e preparação das soluções ácidas utilizadas neste trabalho.

À Prof^a. Dr^a. Nadja Maria da Silva Oliveira pelo apoio intelectual durante a preparação de formulários de pesquisa visando a validação do problema.

À Prof^a. Dr^a. Patrícia Spara Gadelha pelo apoio e incentivo, disponibilizando à equipe do Programa Catalisa ICT um ambiente de validação no Hospital Universitário Alcides Carneiro.

Aos órgãos CAPES e CNPq pelo auxílio financeiro.

Epígrafe

"Cabeça dos outros é terra que ninguém anda!"

(Vó Livramento)

Resumo

Grampos ortopédicos de Ligas com Memória de Forma (LMF) do sistema binário Níquel-Titânio (Ni-Ti) Superelásticos (SE) são fixadores metálicos funcionais que possuem a capacidade única de exercer compressão contínua durante a recuperação da forma e compressão dinâmica, alinhando-se aos fatores mecanobiológicos associados à cicatrização óssea. Neste trabalho, foram utilizadas duas ligas de LMF Ni-Ti produzidas pelos processos *VIM* (*Vacuum Induction Melting*) e *EBM* (*Electron Beam Melting*) para testar a fabricação de protótipos de grampos porosos utilizando a tecnologia de fundição de precisão auxiliada por manufatura aditiva. Os resultados obtidos mostraram que a liga base *EBM* forneceu a melhor fundibilidade para obter tais protótipos. Portanto, protótipos produzidos mostraram o comportamento mecânico de superelasticidade à isoterma de 37 °C, apresentando uma redução de até 20% no valor de força máxima, gerada na condição de máxima abertura das hastes, quando comparado a grampos densos. A rigidez secante variou com a temperatura e se situou na faixa entre 13 N/mm e 27,5 N/mm, apresentando uma redução de aproximadamente 14,1 % a 37 °C, quando comparado ao grampo denso. Por fim, foram avaliados a influência de parâmetros geométricos no comportamento mecânico e da distribuição de tensões e fração de martensita. Com isso, observou-se que o ângulo inicial das hastes possui uma maior influência na força gerada e que os poros introduzem concentradores de tensão, elevando assim os níveis de tensões e conseqüentemente a fração de martensita. Logo, foi possível demonstrar que a tecnologia pode ser utilizada para a obtenção de tais produtos, inclusive com a possibilidade de customização. E que tal tecnologia pode ser estendida para outros dispositivos médico implantáveis, como placas de fixação óssea, pinos e parafusos.

Palavras-chave: Ligas com memória de forma, Ligas Ni-Ti, Grampos ortopédicos, Estruturas porosas, Análise por elementos finitos.

Abstract

Shape Memory Alloy (SMA) orthopaedic staples of the Superelastic (SE) binary system Nickel-Titanium (Ni-Ti) are functional metallic fixators that have the unique ability to exert continuous compression during shape recovery and dynamic compression, aligning due to mechanobiological factors associated with bone healing. In this work, two Ni-Ti SMA alloys produced by VIM (Vacuum Induction Melting) and EBM (Electron Beam Melting) processes were used to test the fabrication of porous staple prototypes using investment casting technology aided by additive manufacturing. The obtained results showed that the EBM alloy provided the best castability to obtain such prototypes. Therefore, prototypes produced showed the mechanical behavior of superelasticity at the isotherm of 37 °C, showing a reduction of up to 20% in the maximum force value, generated in the condition of maximum opening of the legs, when compared to dense staple of Ni-Ti SMA. The secant stiffness varied with the temperature and was in the range between 13 N/mm and 27.5 N/mm, showing a reduction of approximately 14.1% at 37 °C, when compared to the dense staple. Finally, the influence of geometric parameters on the mechanical behavior and on the stress distribution and martensite fraction were evaluated. Thus, it was observed that the initial angle of the legs has a greater influence on the generated force and that the pores introduce stress concentrators, thus increasing the stress levels and consequently the martensite fraction. Therefore, it was possible to demonstrate that the technology can be used to obtain such products, including the possibility of customization. And that such technology can be extended to other implantable medical devices, such as bone fixation plates, pins and screws.

Keywords: Shape memory alloys, Ni-Ti alloys, Bone staple, Porous structures, Finite element analysis.

Lista de Ilustrações

Figura 1. Esquema das estruturas cristalinas da martensita maclada, fase R e austenita durante as transformações de fase induzidas por temperatura.	19
Figura 2. Ensaios térmicos típicos em uma LMF Ni-Ti com duas etapas na transformação de fase direta. (a) Técnica <i>DSC</i> . (b) Técnica <i>RET</i>	20
Figura 3. Resposta clássica tensão – deformação do efeito memória de forma de uma LMF Ni-Ti com duas etapas na transformação direta.	21
Figura 4. Resposta clássica tensão – deformação da superelasticidade de uma LMF Ni-Ti com duas etapas na transformação direta.	22
Figura 5. Representação esquemática típica de um diagrama tensão – temperatura para uma LMF Ni-Ti.	23
Figura 6. Resposta clássica tensão – deformação para aço inox, LMF Ni-Ti SE, osso e tendão.	24
Figura 7. Exemplos de grampos ortopédicos comerciais. (a) <i>ARCAD Ni-Tinol Compression Clips</i> [®] (novastep, Saint-Gregoire, Bretagne, FR). (b) <i>Arcus</i> [®] <i>Staple System</i> (Zimmer Biomet, Warsaw, Indiana, US).	27
Figura 8. Radiografia mostrando o grampo ortopédico de LMF Ni-Ti implantado na patela.	28
Figura 9. Fotografias intra-operatórias ilustrando a sequência de implantação do <i>EasyClip</i> [®] (Stryker, Kalamazoo, Michigan, US). (a) Osteotomia de Akin seccionada com micro Serra. (b) Furação guiada. (c) Inserção do grampo. (d) Visão geral do grampo comprimindo os fragmentos ósseos.	29
Figura 10. Fotografia de material celular poroso do osso da asa de um pássaro.	32
Figura 11. Exemplos de sólidos celulares. (a) <i>Honeycomb</i> bidimensional (Corex Honeycomb, Huntingdon, Cambridgeshire, UK). (b) <i>Duocel</i> [®] (ERG Materials and Aerospace Corp, Oakland, California, US). (c) <i>Alporas</i> [®] (Shinko Wire Company Ltd, Izumisano, Osaka, JP).	34
Figura 12. Influência da escala da arquitetura celular na resistência mecânica – densidade. ...	35
Figura 13. Esquema com os modos de falha classificados de acordo com o critério de estabilidade de Maxwell.	36
Figura 14. Comportamento compressivo uniaxial idealizado de um sólido celular.	37
Figura 15. Novo tecido formado em canais tridimensionais em uma placa de hidroxiapatita <i>in vitro</i> . (a) após 21 dias de cultura em canais com forma triangular. (b) quadrada. (c) hexagonal. (d) após 30 dias de cultura em canal com forma circular.	40

Figura 16. Etapas do processo de Fusão a Arco para a produção de LMF Ni-Ti. (a) Materiais de partida sob o cadinho. (b) Arco elétrico. (c) Pastilha de LMF Ni-Ti sob o cadinho.	44
Figura 17. Dispositivos de fusão intervertebral porosos de LMF Ni-Ti. (a) Visão geral. (b) Microfotografia. (<i>ActiporeTM</i> , Biorthex Inc, Boucherville, Quebec, CAN). (c) <i>Phusion Metal[®] Technology</i> , PorOsteon Development LLC, Menlo Park, California, US).	45
Figura 18. Reconstrução de mandíbula usando placa de fixação interna de Ni-Ti fabricado pelo processo de manufatura aditiva <i>SLM</i>	47
Figura 19. Etapas do processo de preparação do molde sólido cerâmico. (a) Modelo em resina. (b) Montagem do modelo em resina e anel metálico sob a base plástica. (c) Molde cerâmico pré-sinterizado.	49
Figura 20. Placa de fixação óssea fabricada em LMF Ni-Ti.	49
Figura 21. Pesquisa teórica e experimental sobre LMF em diferentes escalas da arquitetura.	52
Figura 22. Curvas tensão <i>versus</i> deformação a isothermas de temperatura com a identificação dos parâmetros do modelo constitutivo.	56
Figura 23. Fotografia das barras redondas de Ni-Ti fabricadas pelos processos <i>VIM</i> e <i>EBM</i>	57
Figura 24. Fluxograma da pesquisa.	59
Figura 25. Amostra de compressão para a caracterização mecânica. Os alvos (círculos brancos) identificam o comprimento útil.	60
Figura 26. Desenho esquemático do sistema de vácuo utilizado nos tratamentos térmicos das amostras de LMF Ni-Ti.	61
Figura 27. Vista frontal do desenho do modelo cilíndrico. Unidades em mm.	62
Figura 28. Fotografia do modelo cilíndrico em resina montado sob a base plástica.	63
Figura 29. Fotografias do processo de fundição. (a) Visão geral do equipamento com detalhe para a câmara de fusão (superior) e câmara de fundição (inferior). (b) Cargas de fundição sob o cadinho. (c) Cadinho tombado após a fusão da liga. (d) Molde cerâmico preenchido com detalhe para o massalote. (e) Molde cerâmico preenchido com detalhe para os canais de saída.	65
Figura 30. Vista frontal do desenho do grampo ortopédico denso. Unidades em mm.	66
Figura 31. Representação esquemática das etapas de modelagem do grampo ortopédico poroso em ambiente <i>CAD</i>	67
Figura 32. (a) Vista isométrica da árvore de fundição do grampo ortopédico. (b) Vista frontal dos canais de alimentação. (c) Vista frontal da base. Unidades em mm.	69
Figura 33. Modelos em resina dos grampos ortopédicos porosos sob a plataforma.	69

Figura 34. Fotografia dos modelos em resina dos grampos ortopédicos montados sob a base plástica. (a) Poroso. (b) Denso.	70
Figura 35. Esquema do grampo ortopédico com a identificação das regiões analisadas.	72
Figura 36. (a) Representação esquemática da montagem experimental para o ensaio mecânico sob o modo combinado de tração e flexão. (b) Grampo ortopédico denso fixado aos blocos extensores. Os alvos (círculos brancos) identificam o comprimento útil.	73
Figura 37. Modelo computacional do grampo ortopédico poroso.	75
Figura 38. Fotografias dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos porosos fabricados com as ligas base reprocessadas. (a) <i>VIM</i> . (b) <i>EBM</i>	76
Figura 39. Fotografias dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos porosos com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricados com a liga base <i>VIM</i> com parâmetros de pressão de Ar/vácuo.	78
Figura 40. Fotografia do modelo fundido do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base <i>EBM</i>	79
Figura 41. Termogramas das ligas base <i>EBM</i> nas condições homogeneizada e envelhecida. .	80
Figura 42. Curvas tensão <i>versus</i> deformação isotérmicas sob o modo de compressão uniaxial em regime quasi-estático para as ligas base <i>EBM</i> na condição envelhecida.	82
Figura 43. Comportamento da deformação residual e de transformação em função da temperatura de ensaio sob o modo de compressão uniaxial em regime quasi-estático para as ligas base <i>EBM</i> na condição envelhecida. (a) Como recebida. (b) Reprocessada.	83
Figura 44. Diagrama tensão <i>versus</i> temperatura sob o modo de compressão uniaxial em regime quasi-estático para as ligas base <i>EBM</i> na condição envelhecida.	84
Figura 45. Módulo de elasticidade aparente em função da temperatura de ensaio sob o modo de compressão uniaxial em regime quasi-estático para as ligas base <i>EBM</i> na condição envelhecida. (a) Como recebida. (b) Reprocessada.	85
Figura 46. Imagens de MEV do grampo ortopédico poroso com poros de $740 \mu\text{m}$ e $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com resina. (a) Base. (b) Curva. (c) Central da haste. (d) Extremidade da haste.	86
Figura 47. Imagens de MEV do grampo ortopédico poroso com poros de $740 \mu\text{m}$ e $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base <i>EBM</i> na condição envelhecida. (a) Base. (b) Curva. (c) Central da haste. (d) Extremidade da haste.	87
Figura 48. Fotografia dos grampos ortopédicos densos com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricados com a liga base <i>EBM</i> nas condições como fabricado, decapado e envelhecido, da esquerda para a direita, respectivamente.	89
Figura 49. Imagens de MEV da região da base do grampo ortopédico denso com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base <i>EBM</i> na condição como fabricado.	90

Figura 50. Mapas de EDS da composição elementar superficial das regiões do grampo ortopédico denso com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base <i>EBM</i> nas condições. (a), (b), (c) e (d) Como fabricado. (e), (f), (g) e (h) Decapado. (i), (j), (k) e (l) Envelhecido. (a), (e) e (i) Base. (b), (f) e (j) Curva. (c), (g) e (k) Central da haste. (d), (h) e (l) Extremidade da haste. Ampliação de 80x.	91
Figura 51. Espectro Raman da superfície da haste do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base <i>EBM</i> na condição envelhecida.	93
Figura 52. Imagens de microscopia ótica de regiões do grampo ortopédico denso com	94
Figura 53. Imagens de MEV da microestrutura nas regiões do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base <i>EBM</i> na condição como fabricado. Ampliação de 2000 x.	95
Figura 54. Imagens de MEV da microestrutura nas regiões do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base <i>EBM</i> na condição envelhecido. Ampliação de 2000 x.	96
Figura 55. Tamanho médio de grão nas regiões do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base <i>EBM</i> nas condições. (a) Como fabricado.	97
Figura 56. Mapas de EDS da composição elementar das regiões dos grampos ortopédicos densos com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricados com a liga base <i>EBM</i> nas condições.	98
Figura 57. Imagens de MEV da microestrutura nas regiões do grampo ortopédico poroso com poros de 740 μm e $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base <i>EBM</i> na condição como fabricado. Ampliação de 2000 x.	99
Figura 58. Mapas de EDS da composição elementar das regiões do grampo ortopédico poroso com poros de 740 μm e $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base <i>EBM</i> na condição como fabricado. (a) Base. (b) Curva. (c) Central da haste. (d) Extremidade da haste. Ampliação de 5000 x.	100
Figura 59. Termogramas de amostras obtidas a partir dos canais de alimentação dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos porosos com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricados com a liga base <i>EBM</i> nas condições. (a) Como fabricado. (b) Envelhecido.	101
Figura 60. Termogramas de amostras obtidas a partir dos suportes aos canais de saída dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos porosos com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricados com a liga base <i>EBM</i> nas condições. (a) Como fabricado. (b) Envelhecido.	103
Figura 61. Termogramas de amostras obtidas a partir dos canais de alimentação dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos densos com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricados com a liga base <i>EBM</i> nas condições. (a) Como fabricado. (b) Envelhecido.	104
Figura 62. Curvas força <i>versus</i> deslocamento em função da temperatura de ensaio sob o modo combinado de tração e flexão em regime quasi-estático para os grampos ortopédicos poroso e	

denso com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricados com a liga base reprocessada <i>EBM</i> na condição envelhecido. (a) Poroso. (b) Denso.	105
Figura 63. Comportamento da rigidez secante em função da temperatura de ensaio sob o modo combinado de tração e flexão em regime quasi-estático para os grampos ortopédicos com $\alpha = 7,5^\circ$, poroso e denso fabricados com a liga base <i>EBM</i> na condição envelhecido.	107
Figura 64. Curvas força <i>versus</i> deslocamento em função da temperatura de ensaio sob o modo combinado de tração e flexão em regime quasi-estático para o grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base <i>EBM</i> na condição envelhecido.	108
Figura 65. Comportamento da rigidez secante em função da temperatura de ensaio sob o modo combinado de tração e flexão em regime quasi-estático para o grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base <i>EBM</i> na condição envelhecido.	109
Figura 66. Curvas tensão <i>versus</i> deformação isotérmicas em regime quasi-estático da comparação numérico-experimental da liga base reprocessada <i>EBM</i> na condição envelhecida sob o modo de compressão uniaxial.	111
Figura 67. Comportamento da máxima tensão principal em função da quantidade de nós do modelo computacional dos grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti. (a) Poroso. (b) Denso.	112
Figura 68. Geometrias discretizadas dos grampos ortopédicos com detalhe para a malha na região da curvatura. (a) Poroso. (b) Denso.	113
Figura 69. Comportamento da penetração do identador na haste do grampo ortopédico denso de LMF Ni-Ti em função do valor de <i>FKN</i> . (a) Poroso. (b) Denso.	113
Figura 70. Gráficos de contorno dos resultados das tensões máximas nos grampos ortopédicos densos de LMF Ni-Ti às isotermas de 37°C . (a) Tensão principal. (b) Tensão cisalhante. ..	114
Figura 71. Gráfico de contorno dos resultados de força gerada pelas hastes dos grampos ortopédicos densos de LMF Ni-Ti às isotermas de 37°C	115
Figura 72. Gráficos de contorno dos resultados nos grampos ortopédicos densos de LMF Ni-Ti às isotermas de 37°C . (a) Máxima Tensão Principal. (b) Máxima Tensão Cisalhante.	116
Figura 73. Gráficos de contorno dos resultados nos grampos ortopédicos porosos de LMF Ni-Ti às isotermas de 37°C com detalhe para as regiões da base e curvatura.	117
Figura 74. Curvas força <i>versus</i> deslocamento da comparação numérico-experimental dos grampos ortopédicos com $\alpha = 7,5^\circ$ de LMF Ni-Ti à isoterma de 37°C . (a) Poroso. (b) Denso.	118

Lista de Tabelas

Tabela 1. Descrição dos parâmetros constitutivos de acordo com o modelo proposto por SOUZA <i>et al.</i> (1998) e modificado por AURICCHIO e PETRINI (2002).	55
Tabela 2. Elementos químicos das ligas base de Ni-Ti.	58
Tabela 3. Parâmetros de fabricação do modelo cilíndrico em resina.	63
Tabela 4. Parâmetros de fundição para os grampos ortopédicos porosos fabricados com as ligas base <i>VIM</i> e <i>EBM</i>	77
Tabela 5. Parâmetros de fundição para os grampos ortopédicos porosos fabricados com a liga base <i>VIM</i>	77
Tabela 6. Temperaturas e entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa nas condições como recebida e reprocessada, homogeneizada e envelhecida para a liga base <i>EBM</i>	81
Tabela 7. Análise comparativa das dimensões médias entre os modelos <i>CAD</i> , de Resina e de	88
Tabela 8. Valores percentuais de Ni (% em peso) superficiais nas regiões do grampo ortopédico denso com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base <i>EBM</i>	92
Tabela 9. Temperaturas e entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa nas condições como fabricado e envelhecido para as amostras obtidas a partir dos canais de alimentação dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos porosos com poros de 740 μm e $\alpha = 7,5^\circ$ fabricados com a liga base <i>EBM</i>	102
Tabela 10. Temperaturas e entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa nas condições como fabricado e envelhecido para as amostras obtidas a partir dos canais de alimentação dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos densos com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricados com a liga base <i>EBM</i>	104
Tabela 11. Parâmetros constitutivos da liga base reprocessada <i>EBM</i> na condição envelhecida	110

Sumário

1	INTRODUÇÃO.....	14
2	JUSTIFICATIVA.....	17
3	OBJETIVOS.....	17
3.1	Objetivo Geral	17
3.2	Objetivos Específicos	17
4	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	18
4.1	Ligas com Memória de Forma Ni-Ti	18
4.1.1	Transformações de fase induzidas por temperatura	18
4.1.2	Efeito memória de forma e superelasticidade	20
4.1.3	Aplicações em saúde baseadas em LMF Ni-Ti.....	23
4.2	Grampos Ortopédicos baseados em LMF Ni-Ti	25
4.3	Estruturas Celulares.....	32
4.3.1	Visão geral.....	32
4.3.2	Propriedades mecânicas	34
4.3.3	Abordagens de projeto.....	37
4.3.4	Fatores que influenciam o crescimento ósseo	40
4.4	Processos de Fabricação de Implantes Porosos de LMF Ni-Ti.....	42
4.4.1	Síntese por combustão.....	44
4.4.2	Manufatura aditiva	46
4.4.3	Fundição de precisão auxiliada por manufatura aditiva.....	48
4.5	Simulação Computacional.....	50
4.5.1	Método dos elementos finitos.....	50
4.5.2	Modelo constitutivo.....	51
4.5.3	Parâmetros do modelo constitutivo	54
5	MATERIAIS E MÉTODOS	57
5.1	Material	57

5.2	Metodologia da Pesquisa.....	58
5.3	Fase 1 – Testes de Fundidibilidade	59
5.4	Fase 2 – Caracterização da Liga Base de Ni-Ti	59
5.5	Fase 3 – Fabricação e Caracterização da Liga Base de Ni-Ti Reprocessada	61
5.6	Fase 4 – Concepção, Fabricação e Caracterização dos Grampos Ortopédicos	66
5.6.1	Concepção dos grampos ortopédicos	66
5.6.2	Fabricação dos Grampos Ortopédicos.....	68
5.6.3	Caracterização composicional e microestrutural.....	71
5.6.4	Caracterização térmica e mecânica	72
5.7	Fase 5 – Simulação Numérica	74
5.7.1	Simulação numérica da liga com memória de forma	74
5.7.2	Simulação numérica dos grampos ortopédicos	74
6	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	76
6.1	Testes preliminares de fundidibilidade.....	76
6.2	Resultados Experimentais da Liga Base <i>EBM</i> de Ni-Ti.....	80
6.2.1	Temperaturas de transformação de fase	80
6.2.2	Comportamento termomecânico	82
6.3	Resultados Experimentais dos Grampos Ortopédicos.....	86
6.3.1	Análise dimensional e superficial.....	86
6.3.2	Análise microestrutural e composicional	93
6.3.3	Temperaturas de transformação de fase	101
6.3.4	Comportamento termomecânico	105
6.4	Resultados Numéricos.....	109
6.4.1	Simulação numérica do material	109
6.4.2	Simulação numérica do grampo ortopédico	112
7	CONCLUSÕES.....	120
8	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	122
	REFERÊNCIAS	123

1 INTRODUÇÃO

As Ligas com Memória de Forma (LMF) do sistema binário Níquel-Titânio (Ni-Ti) são materiais metálicos que têm a capacidade de reverter-se à sua forma original quando submetidos à um campo térmico e/ou mecânico. Esta capacidade deve-se às transformações reversíveis de fase sólido-sólido, do tipo adifusionais, entre uma fase estável a baixas temperaturas (martensita) e uma fase estável a altas temperaturas (austenita). Estas transformações reversíveis de fase são responsáveis por demonstrar fenômenos termomecânicos como o Efeito Memória de Forma (EMF) e a Superelasticidade (SE).

A combinação de boa biocompatibilidade, boa resistência e ductilidade com funcionalidades específicas das LMF Ni-Ti, tais como EMF, SE e capacidade de amortecimento criam um *Smart Material* para as aplicações biomédicas (YAHIA, 2000; YONEYAMA e MIYAZAKI, 2009; SANGHVI *et al.* 2019).

Atributos como biocompatibilidade e biofuncionalidade devem coexistir em um material quando selecionado para uso na indústria biomédica de implantes, o que qualifica as LMF Ni-Ti como o único material disponível até o momento (SANGHVI *et al.* 2019). Isto se deve, a funcionalidade da SE, onde as LMF Ni-Ti são capazes de se adaptarem dinamicamente a alterações ósseas e continuarem comprimindo os fragmentos ao longo do período de cicatrização (SAFRANSKI *et al.* 2020).

Tendo como objetivo o de cirurgias ortopédicas, a correção de problemas do sistema musculoesquelético humano (LI e MAI, 2017), grampos ortopédicos são largamente utilizados em cirurgias de pé e tornozelo (RETHNAM *et al.* 2009), tendo uma longa história de sucesso, começando sua introdução comercial no início dos anos 1980 (RUSSELL, 2009), e quando fabricados com LMF Ni-Ti são dispositivos médicos adequados na fixação óssea devido à biocompatibilidade, efeito compressivo contínuo e fácil aplicação (YETKIN *et al.* 1999; FERNÁNDEZ-DE-RETANA *et al.* 2008), sendo indicados no tratamento de fraturas, osteotomias e artrodeses.

Uma das desvantagens das LMF Ni-Ti é a incompatibilidade em relação ao módulo de elasticidade aos dos tecidos ósseos (ELAHINIA *et al.* 2012). Estas ligas possuem módulo de elasticidade que varia no intervalo entre 25 GPa e 50 GPa (SURESH *et al.* 2015). O módulo de elasticidade do osso depende fortemente do nível de porosidade, onde o osso compacto possui um módulo que pode variar, entre 3 GPa e 30 GPa, enquanto o osso poroso tem um módulo significativamente menor, entre 0,02 GPa e 2 GPa (WANG *et al.* 2016). De toda forma, os

valores para as LMF Ni-Ti são mais baixos quando comparados aos de algumas outras ligas metálicas biomédicas como o Ti-6Al-4V e Co-Cr-Mo, que possuem módulo em torno de 110 GPa e 210 GPa, respectivamente.

Essa incompatibilidade de rigidez entre o implante e o osso faz com que grande parte da carga mecânica seja transferida através do implante, podendo causar a remodelação óssea proximal adaptativa, também conhecida como *stress shielding*, levando a uma lenta cicatrização, redução de densidade óssea e concentração de tensão no local do implante (ANDANI *et al.* 2016; AIHARA *et al.* 2019). Portanto, uma solução em potencial é utilizar implantes porosos de LMF Ni-Ti permitindo a customização da rigidez do implante à região óssea específica. Além disso, as estruturas porosas em implantes promovem a adesão celular, permitem o crescimento de células ósseas e integram-se ao tecido do hospedeiro – osteointegração; além de permitir a troca de fluidos corporais (YUAN *et al.* 2018).

Nos últimos anos tem-se intensificado a aplicação de tecnologias de manufatura aditiva na fabricação de dispositivos médicos implantáveis, justificada principalmente pela possibilidade de customização do implante a um paciente específico. Além disso, esta tecnologia permite a integração de estruturas celulares a implantes ortopédicos permitindo a adoção de agentes terapêuticos localmente na estrutura porosa do implante.

Embora os processos de manufatura aditiva de metais permitam a fabricação de tais dispositivos, ainda demandam altos custos com equipamento e insumos. Da mesma forma, os processos de manufatura subtrativa aplicados a implantes fabricados com as LMF Ni-Ti demandam altos custos, já que são consideradas de baixa usinabilidade, devido as elevadas resistência mecânica e dureza. Além disso, dispositivos de geometria complexa são inviáveis tecnicamente de serem fabricados pelos processos de manufatura subtrativa.

Logo, não há conhecimento de soluções tecnológicas de grampos ortopédicos que integrem as funcionalidades das LMF Ni-Ti às funcionalidades de estruturas porosas atualmente disponíveis no mercado ou na literatura científica; e tampouco a fabricação destes dispositivos pelo processo de fundição de precisão auxiliado por manufatura aditiva.

Portanto, uma alternativa para essas limitações supracitadas é utilizar o processo de fundição de precisão auxiliado por manufatura aditiva para a fabricação de protótipos de grampos ortopédicos porosos de LMF Ni-Ti, demonstrando assim potencial de impacto científico-tecnológico, econômico e social.

Logo, este trabalho tem potencial de impacto científico-tecnológico frente ao desenvolvimento da capacidade de PD&I nacional, fortalecendo a competitividade produtiva brasileira. Na área da saúde, as despesas correntes do SUS (Sistema Único de Saúde) com

órteses, próteses e outros dispositivos médico-hospitalares no ano de 2019 foi de aproximadamente R\$ 2,64 bi - ajustados pelo IPCA de DEZ/21¹. Segundo o boletim econômico (Ed. 39)² da ABIIS (Aliança Brasileira Indústria Inovadora em Saúde), as importações brasileiras de dispositivos médicos, especificamente no segmento de ortopedia, foram equivalentes a US\$ 249 mi, quase 4x o valor das exportações no acumulado de 12 meses, entre JUL/21 e JUN/22. Estes dados de mercado demonstram que, apenas para o exemplo do segmento de dispositivos ortopédicos, há grande dependência tecnológica no Brasil. Além disso, este trabalho está diretamente alinhado a dois ODS (Objetivos de Desenvolvimento Sustentável) propostos pela ONU³: ODS3 (Saúde e bem-estar) e ODS9 (Indústria, inovação e infraestrutura).

Com isso, este trabalho visa a concepção, simulação numérica, fabricação e caracterização termomecânica de protótipos de grampos ortopédicos porosos de LMF Ni-Ti fabricados pelo processo de fundição de precisão auxiliado por manufatura aditiva.

¹ Fonte: IPEA e DATASUS, 2022/Elaboração: Websetorial Consultoria Econômica

² <http://comexstat.mdic.gov.br>

³ <https://brasil.un.org/pt-br/sdgs>

2 JUSTIFICATIVA

Viabilizar tecnologias alternativas e de baixo custo baseadas em fundição de precisão auxiliada por manufatura aditiva para a fabricação de grampos ortopédicos porosos de Liga com Memória de Forma (LMF) Ni-Ti visando futuras aplicações de implantes customizáveis na ortopedia.

3 OBJETIVOS

3.1 Objetivo Geral

Conceber o grampo ortopédico poroso e analisar o comportamento termomecânico, experimental e numérico, de grampos porosos fabricados de LMF Ni-Ti pelo processo de fundição de precisão auxiliado por manufatura aditiva.

3.2 Objetivos Específicos

- Avaliar a influência dos tratamentos térmicos e do reprocessamento sob o comportamento térmico e termomecânico de uma LMF Ni-Ti;
- Fabricar grampos ortopédicos porosos de LMF Ni-Ti pelo processo de fundição de precisão auxiliado por manufatura aditiva;
- Analisar o comportamento térmico e termomecânico de grampos porosos de LMF Ni-Ti;
- Analisar numericamente a influência de parâmetros geométricos no comportamento mecânico de grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti;

4 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo apresentará uma breve introdução das Ligas com Memória de Forma (LMF) do sistema Níquel-Titânio (Ni-Ti) e seu comportamento termomecânico no que diz respeito ao Efeito Memória de Forma (EMF) e a Superelasticidade (SE). Adicionalmente, o estado da arte para os grampos ortopédicos de LMF será apresentada. Além disso, as particularidades das estruturas celulares serão apresentadas visando a integração às funcionalidades dos implantes de LMF Ni-Ti. Como também, os processos de fabricação de implantes porosos de LMF Ni-Ti. E por fim, serão apresentados pontos pertinentes à simulação computacional utilizando o Método dos Elementos Finitos (MEF) de LMF Ni-Ti como também do modelo constitutivo e parâmetros do material implementado no *software* comercial *ANSYS Mechanical*.

4.1 Ligas com Memória de Forma Ni-Ti

Sucintamente, as Ligas com Memória de Forma (LMF) do sistema binário Níquel-Titânio (Ni-Ti) são materiais metálicos que têm a capacidade de reverter-se à sua forma original quando submetidos à um campo térmico e/ou mecânico. Esta capacidade deve-se às transformações reversíveis de fase sólido-sólido, do tipo adifusionais (não há alteração da composição química local) entre uma fase estável a baixas temperaturas (martensita) e uma fase estável a altas temperaturas (austenita). Estas transformações reversíveis de fase são responsáveis por demonstrar fenômenos termomecânicos como o Efeito Memória de Forma (EMF) e a Superelasticidade (SE).

No início da década de 1960, William Buehler estava experimentando ligas metálicas binárias sintetizadas a partir de Níquel (Ni) e Titânio (Ti) no *Naval Ordnance Lab* e observou o Efeito Memória de Forma (EMF) (BUEHLER *et al.* 1963). Buehler denominou esse novo material de NiTiNOL.

4.1.1 Transformações de fase induzidas por temperatura

As transformações de fase são resultado de distorções da rede cristalina (LAGOUDAS, 2008). A fase austenítica tem uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (B2), enquanto a fase martensítica se apresenta em forma de cristais monoclinicos (B19'). Em ligas

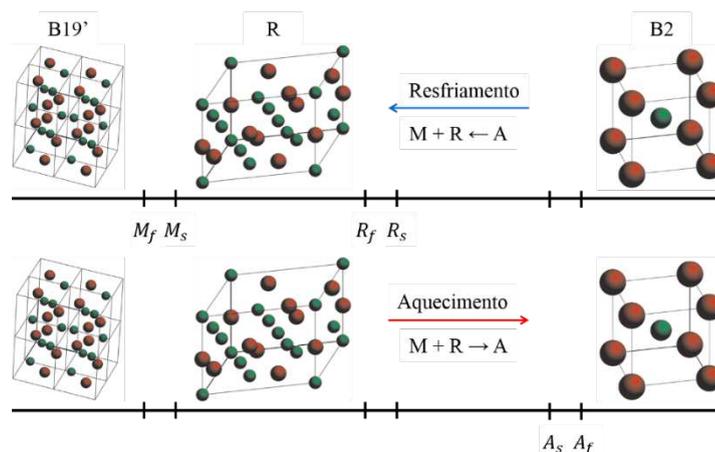
equiatômicas de Ni-Ti, os fenômenos termomecânicos EMF e SE estão associados às transformações martensíticas termoelásticas a partir da fase (*parent* - β) com uma estrutura B2 para a fase com estrutura B19', ou mais frequentemente em associação com uma transformação em duas etapas a partir da fase β para uma fase trigonal, conhecida como fase R e então para a fase B19' (OTSUKA e WAYMAN, 1998; LAGOUDAS, 2008).

Devido à sua estrutura cristalina não-cúbica, a fase martensítica pode apresentar diferentes variantes (LAGOUDAS, 2008):

- a. Martensita maclada (*self-accommodation* ou *twinned martensite*) e
- b. Martensita orientada (*detwinned* ou *reoriented martensite*).

A martensita maclada ocorre sob um estado livre de tensão, onde as variantes surgem sem direção preferencial. Estas transformações de fase ocorrem em temperaturas características e são nomeadas de início e fim de transformação de fase. A transformação direta (B2 \rightarrow B19') apresenta as temperaturas martensíticas inicial (M_s) e final (M_f). Quando a transformação martensítica ocorre em duas etapas (B2 \rightarrow R \rightarrow B19'), as temperaturas características da fase R são conhecidas como (R_s) e (R_f). A transformação reversa (B19' \rightarrow B2) ou (R + B19' \rightarrow B2) apresenta as temperaturas austeníticas inicial (A_s) e final (A_f), como mostra a Figura 1.

Figura 1. Esquema das estruturas cristalinas da martensita maclada, fase R e austenita durante as transformações de fase induzidas por temperatura.



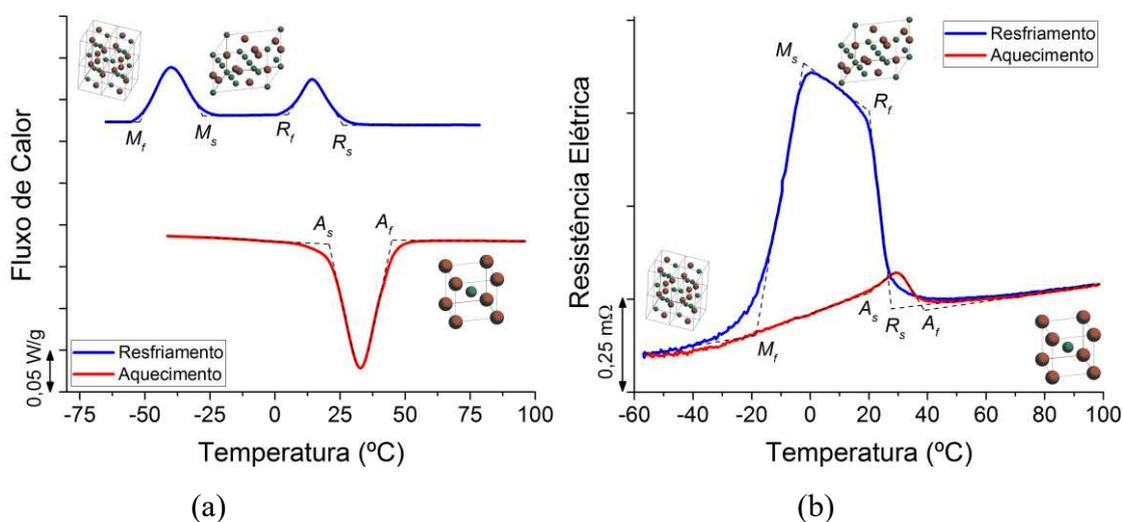
Para a identificação das temperaturas características de transformação de fase direta e reversa sob um estado livre de tensão, utilizam-se basicamente de duas técnicas. Calorimetria Diferencial de Varredura, do inglês *DSC* (*Differential Scanning Calorimetry*) e Resistividade

Elétrica em função da Temperatura (RET). A norma ASTM F2004 – 17 discute detalhes na determinação destas temperaturas pela técnica *DSC*. Esta técnica utiliza amostras com massa na escala de miligramas, submetidas a um ciclo de resfriamento e aquecimento com taxa de troca de calor constante. Como as transformações de fase direta e reversa são processos exo e endotérmico, respectivamente, o calorímetro afere a variação no fluxo de calor gerado por estes processos térmicos. Adicionalmente, a técnica *DSC* permite avaliar as entalpias de transformação de fase direta e reversa.

A técnica RET utiliza da queda de tensão elétrica a partir da passagem de uma corrente elétrica na amostra de LMF para a identificação da variação de resistividade elétrica. Geralmente, a amostra é submersa em um banho termo regulável, onde a convecção forçada induz a transformação de fase induzida por temperatura. A fase R é facilmente identificável por este método, já que possui uma resistividade superior à da estrutura cristalina B19’.

A Figura 2 mostra um termograma típico e uma curva da resistividade elétrica em função da temperatura, respectivamente, obtidos a partir da caracterização térmica clássica de uma LMF Ni-Ti.

Figura 2. Ensaios térmicos típicos em uma LMF Ni-Ti com duas etapas na transformação de fase direta. (a) Técnica *DSC*. (b) Técnica RET.

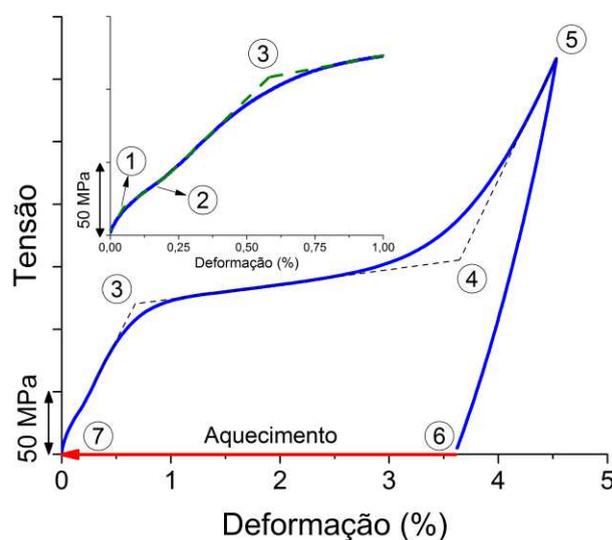


4.1.2 Efeito memória de forma e superelasticidade

A funcionalidade de uma LMF de retornar à uma forma predeterminada após aquecimento acima de A_f , é conhecido como Efeito Memória de Forma (EMF). Considere uma LMF Ni-Ti inicialmente com uma estrutura cristalina na fase R (*thermal-R*), obtida a partir do

resfriamento entre $R_f \leq T < A_s$, e então submetida a um carregamento mecânico uniaxial de tração ou compressão, e sabendo que a transformação direta se apresenta em duas etapas. De acordo com a Figura 3, a LMF Ni-Ti inicialmente sofrerá uma orientação da fase R, ou seja, (*thermal-R* \rightarrow *tensile-R*), trecho 1 – 2. No trecho 2 – 3, a fase R (*tensile-R*), se transformará em martensita maclada (*thermal-B19'*). No trecho 3 – 4, a martensita maclada (*thermal-B19'*) sofrerá um processo de orientação, de martensita maclada (*twinned martensite*) para martensita orientada (*detwinned martensite*). No trecho 4 – 5, ocorre a saturação da orientação da martensita B19' e então uma região elástica se destaca, onde determina-se o módulo elástico martensítico (E_M). Após o descarregamento, ponto 6, há uma deformação residual pseudoplástica que é parcial ou totalmente recuperada, ponto 7, após a LMF Ni-Ti ser submetida à um aquecimento a uma temperatura $T \geq A_s$. Os pontos 1 e 2 correspondem às tensões características de orientação inicial ($\sigma_s^{R \rightarrow R+}$) e final ($\sigma_f^{R \rightarrow R+}$) da fase R, respectivamente. Como também os pontos 3 e 4 correspondem às tensões características de orientação inicial ($\sigma_s^{M \rightarrow M+}$) e final ($\sigma_f^{M \rightarrow M+}$) da martensita B19', respectivamente.

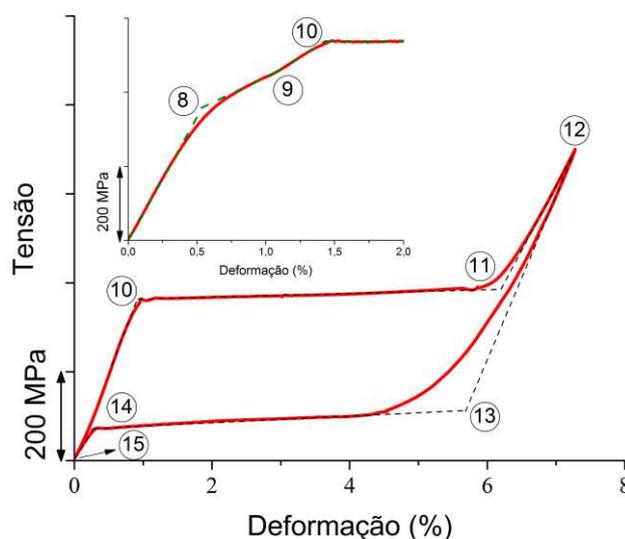
Figura 3. Resposta clássica tensão – deformação do efeito memória de forma de uma LMF Ni-Ti com duas etapas na transformação direta.



As transformações martensíticas de uma LMF podem ser induzidas puramente por carregamento – descarregamento mecânico na fase austenítica ($T \geq A_f$). O fenômeno da Superelasticidade (SE) atribui a funcionalidade de recuperar níveis de deformação ($\sim 8\%$) associada com uma histerese mecânica tensão – deformação devido ao carregamento – descarregamento mecânico (WAYMAN, 1992). Considere uma amostra à $M_d > T \geq A_s$ obtida

a partir do aquecimento, e então submetida a um carregamento mecânico uniaxial de tração ou compressão, e sabendo que a transformação direta se apresenta em duas etapas. De acordo com a Figura 4, a LMF Ni-Ti inicialmente sofrerá uma orientação da fase R, ou seja, (*thermal-R* → *tensile-R*), trecho 8 – 9. No trecho 9 – 10, a fase R (*tensile-R*), se transformará em austenita (B2). Ainda neste trecho, ocorre a saturação da transformação (*tensile-R* → B2) e então uma região elástica se destaca, onde determina-se o módulo elástico austenítico (E_A). No trecho 10 – 11, há o processo de transformação direta (B2 → B19'), processo este exotérmico. No trecho 11 – 12, ocorre a saturação da transformação da martensita B19' (*detwinned martensite*). Durante o descarregamento, trecho 12 – 13, uma região elástica se destaca, onde determina-se o módulo elástico martensítico (E_M). No trecho 13 – 14, há o processo de transformação reversa (B19' → B2), processo este endotérmico. Por último, o trecho 14 – 15 corresponde a fase elástica austenítica e o ponto 15 representa o nível de deformação residual. Os pontos 8 e 9 correspondem às tensões características de orientação inicial ($\sigma_s^{R \rightarrow R+}$) e final ($\sigma_f^{R \rightarrow R+}$) da fase R, respectivamente. Os pontos 10 e 11 correspondem às tensões características de transformação direta inicial ($\sigma_s^{A \rightarrow M+}$) e final ($\sigma_f^{A \rightarrow M+}$) da martensita B19', respectivamente. Como também os pontos 13 e 14 correspondem às tensões características de transformação reversa inicial ($\sigma_s^{M+ \rightarrow A}$) e final ($\sigma_f^{M+ \rightarrow A}$), respectivamente.

Figura 4. Resposta clássica tensão – deformação da superelasticidade de uma LMF Ni-Ti com duas etapas na transformação direta.



A partir de ensaios termomecânicos isotérmicos ou isobáricos é possível obter o diagrama tensão – temperatura. Neste diagrama determinam-se os coeficientes de influência de

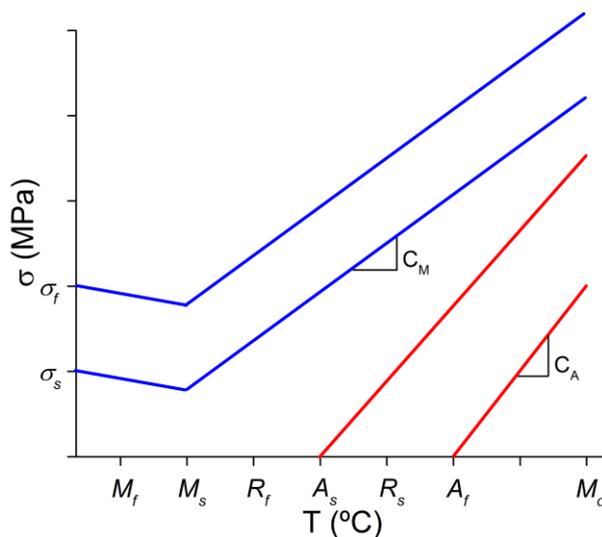
tensão matensítico, R e austenítico, C_M , C_R e C_A , respectivamente. Esta propriedade representa a variação das tensões características de orientação e transformação, das estruturas cristalinas B19', R e B2 em função da temperatura. A Lei de Clausius – Clapeyron pode ser utilizada para prever a inclinação do trecho linear entre as tensões características de transformação de fase e a temperatura por meio da Equação (1).

$$\frac{d\sigma}{dT} = \frac{-\Delta H}{\varepsilon_0 T} \quad (1)$$

onde: σ é a tensão, T é a temperatura, H a entalpia de transformação, e ε_0 é a deformação de transformação.

A Figura 5 mostra uma representação esquemática do diagrama tensão – temperatura para uma LMF Ni-Ti.

Figura 5. Representação esquemática típica de um diagrama tensão – temperatura para uma LMF Ni-Ti.



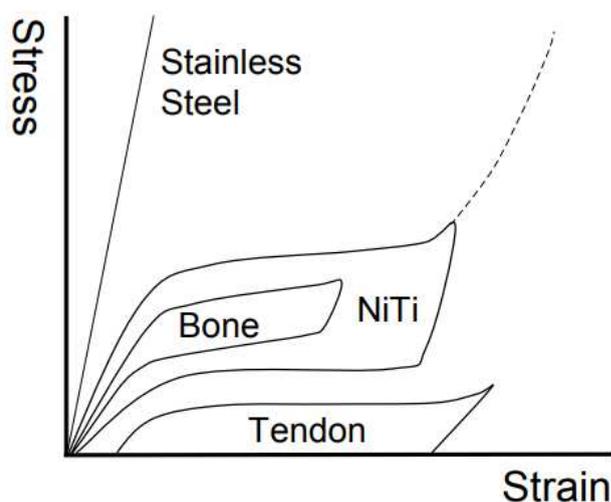
4.1.3 Aplicações em saúde baseadas em LMF Ni-Ti

Segundo SAFRANSKI *et al.* (2020), o primeiro dispositivo para aplicação em saúde baseado em LMF Ni-Ti foi como arco ortodôntico na Odontologia no final da década de 1970. Nesta aplicação, os fios de LMF Ni-Ti são tensionados através dos suportes (*brackets*) nos dentes dos pacientes para fornecer uma força restauradora constante. O dispositivo conhecido

por Filtro de Simon foi inicialmente avaliado por radiologistas em 1977, como um filtro da veia cava para a captura de coágulos sanguíneos, fabricado em LMF Ni-Ti (SIMON *et al.* 1977).

A combinação de boa biocompatibilidade, boa resistência e ductilidade com funcionalidades específicas das LMF Ni-Ti, tais como EMF, SE e capacidade de amortecimento criam um *Smart Material* para as aplicações biomédicas (YAHIA, 2000; YONEYAMA e MIYAZAKI, 2009; SANGHVI *et al.* 2019). Além disso, o módulo de elasticidade e a capacidade de dissipação de energia das LMF Ni-Ti SE se aproximam das de tecidos duros, como ossos e tendões, como ilustrado na Figura 6.

Figura 6. Resposta clássica tensão – deformação para aço inox, LMF Ni-Ti SE, osso e tendão.



Fonte – MORGAN (2004).

A boa biocompatibilidade da LMF Ni-Ti, similar a outras ligas de Ti, deve-se à camada superficial passiva de TiO_2 (RONDELLI, 1996; MACHADO e SAVI, 2003). Tal camada passiva acarreta na elevação da resistência à corrosão e atua como uma barreira eficaz à difusão/liberação do íon Ni (ELAHINIA *et al.* 2012). Além disso, verificou-se que os dispositivos de LMF Ni-Ti não apresentam atividade citotóxica, alérgica ou genotóxica (SAFRANSKI *et al.* 2020).

As temperaturas características de transformação de fase de dispositivos biomédicos são previamente projetadas de tal forma que A_f se encontre abaixo da temperatura corporal, ou seja, $A_f < 37^\circ\text{C}$, denominado como dispositivo SE. Porém, há dispositivos que se encontram numa região de transição, $A_f > 37^\circ\text{C} > M_s$, denominado como dispositivo termoativado. No primeiro caso, o dispositivo pode ser ou não resfriado ao seu estado martensítico, abaixo de M_f , e então deformado temporariamente. Após a aplicação no corpo, o dispositivo é aquecido por meio de

equipamentos específicos ou naturalmente ao seu estado austenítico, acima de A_f , onde a deformação é recuperada. Contudo, dispositivos termoativados, por possuírem uma menor rigidez, podem ser deformados sem prévio resfriamento.

Atributos como biocompatibilidade e biofuncionalidade devem coexistir em um material quando selecionado para uso na indústria biomédica de implantes (SANGHVI *et al.* 2019). Ainda segundo os autores, a distribuição de tensão nas superfícies ósseas deve ser uniforme, devendo haver uma compressão contínua e dinâmica e além disso, o módulo de elasticidade do material selecionado para o implante deve ser compatível com a região óssea, o que qualifica as LMF Ni-Ti como o único material disponível até o momento.

Implantes de LMF Ni-Ti ainda são mais rígidos que os ossos humanos, possuindo um módulo de elasticidade que varia no intervalo entre 25 GPa e 50 GPa (SURESH *et al.* 2015). O módulo de elasticidade do osso depende fortemente do nível de porosidade, onde o osso compacto possui um módulo que pode variar, entre 3 GPa e 30 GPa, enquanto o osso poroso tem um módulo significativamente menor, entre 0,02 GPa e 2 GPa (WANG *et al.* 2016). De toda forma, os valores para as LMF Ni-Ti são mais baixos quando comparados aos de algumas outras ligas metálicas biomédicas como o Ti-6Al-4V e Co-Cr-Mo, que possuem módulo em torno de 110 GPa e 210 GPa, respectivamente.

Essa incompatibilidade de rigidez entre o implante e o osso faz com que grande parte da carga mecânica seja transferida através do implante, podendo causar a remodelação óssea proximal adaptativa, também conhecida como *stress shielding*, levando a uma lenta cicatrização, redução de densidade óssea e concentração de tensão no local do implante (ANDANI *et al.* 2016; AIHARA *et al.* 2019).

4.2 Grampos Ortopédicos baseados em LMF Ni-Ti

O objetivo de cirurgias ortopédicas é a correção de problemas do sistema musculoesquelético humano (LI e MAI, 2017). A estabilidade na fixação e a compressão são os dois fatores principais na obtenção de uma eficiente união entre dois fragmentos ósseos. Assim, ossos fraturados são tratados com um dispositivo de fixação que deve fortalecer a região óssea e manter o alinhamento durante a osseointegração mantendo uma compressão contínua e biologicamente compatível ao longo da recuperação do paciente.

Neste cenário, grampos ortopédicos são largamente utilizados em cirurgias de pé e tornozelo (RETHNAM *et al.* 2009), tendo uma longa história de sucesso, começando sua introdução comercial no início dos anos 1980 (RUSSELL, 2009). Grampos ortopédicos de

LMF Ni-Ti são dispositivos médicos adequados na fixação óssea devido à biocompatibilidade, efeito compressivo contínuo e fácil aplicação (YETKIN *et al.* 1999; FERNÁNDEZ-DE-RETANA *et al.* 2008).

Segundo a definição da norma ASTM F564 – 17, um grampo ortopédico é geralmente um laço metálico em formato de U, composto por pelo menos duas hastes, que é conduzido à superfície óssea para fixar ou imobilizar peças ósseas adjacentes ou para prender tecidos moles ou outro material ao osso. Sendo indicados no tratamento de fraturas, osteotomias e artrodeses.

Encontram-se comercialmente três categorias de grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti, segundo RUSSELL (2009). SE à temperatura ambiente, onde A_f se encontra abaixo da temperatura ambiente. Ativado pela temperatura corporal, onde A_f se encontra abaixo da temperatura corporal, mas acima da temperatura ambiente. Termoativado, onde A_s se encontra próximo ou ligeiramente acima da temperatura corporal, mas com uma temperatura A_f baixa o suficiente para permitir a implantação sem a aplicação de calor excessivo, onde a recuperação da deformação é obtida pelo aquecimento natural, referente à temperatura corporal; e mais recentemente, SANGHVI *et al.* (2019) classificou uma última categoria de grampos ortopédicos comercialmente disponíveis, o termoativado controlado, onde utiliza do mesmo princípio do termoativado, porém o aquecimento é controlado por dispositivos externos.

De acordo com SANGHVI *et al.* (2019), diversos são os fatores que contribuem para a escolha da categoria de um grampo ortopédico de LMF Ni-Ti a ser implantado no paciente, como por exemplo, a opinião do cirurgião, a facilidade e segurança do aquecimento externo, como também a disponibilidade.

Grampos tradicionais foram reprojatados, segundo SHIBUYA *et al.* (2007), com o objetivo de facilitar a compressão interfragmentar, resultando em maior atrito entre os fragmentos ósseos, reduzindo assim as forças cisalhantes. RUSSELL (2009) direcionou tendências no projeto destes dispositivos biomédicos, como a incorporação de farpas (*barbs*) e recursos tridimensionais para prevenir a rotação no local de fixação e permitir a adaptação das forças de compressão ao longo da interface entre o grampo ortopédico e o osso.

Na Figura 7 são ilustrados exemplos de grampos ortopédicos comercialmente disponíveis que dispõem de funcionalidades geométricas como farpas e recursos tridimensionais em seu *design*.

Figura 7. Exemplos de grampos ortopédicos comerciais. (a) *ARCAD Ni-Tinol Compression Clips*[®] (novastep, Saint-Gregoire, Bretagne, FR). (b) *Arcus*[®] *Staple System* (Zimmer Biomet, Warsaw, Indiana, US).



MUSIALEK *et al.* (1998) mostraram que a fixação compressiva com apenas um grampo ortopédico de LMF Ni-Ti pode ser ineficiente e causar instabilidades em pequenas cirurgias ósseas, além de exigir uma imobilização duradoura.

LASTER *et al.* (2001) descreveram vantagens na implantação de grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti no tratamento de fraturas zigo-maxilares, como uma fixação estável, forças constantes ao longo da recuperação e a facilidade de implantação durante o procedimento cirúrgico.

RONCHETTI e TOPPER (2006) relataram o uso de grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti na artrodese do meio do carpo para o tratamento de indivíduos com colapso escapular obtendo alívio de dor em 6 dos 7 pacientes.

SHIBUYA *et al.* (2007) avaliaram as propriedades biomecânicas de um modelo do calcâneo, de 3 grampos ortopédicos, onde um dos grampos é fabricado de LMF Ni-Ti. Os resultados mostraram que o grampo ortopédico de LMF Ni-Ti não apresentou nenhum deslocamento após a implantação entre os fragmentos ósseos, ao contrário do que foi observado nos grampos tradicionais.

RUSSELL (2009) avaliou as três categorias de grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti comercialmente disponíveis, onde o modelo termoativado que utiliza de um aquecimento controlado para a recuperação pós-instalação, pareceu ter a melhor combinação entre forças clínicas e controle durante o procedimento de implantação.

RETHNAM *et al.* (2009) compararam a rigidez a flexão e a torção de três diferentes grampos ortopédicos comerciais, dois dos quais fabricados de LMF Ni-Ti, destes, um SE à temperatura ambiente e outro termoativado, e um outro fabricado em aço inox. O grampo ortopédico termoativado porém, proporcionou rigidez adequada, resistência à deformação plástica e fácil manuseio, sendo estas as principais vantagens em relação aos grampos ortopédicos SE e em aço inox.

Apesar de não haver um consenso sobre a melhor técnica para o procedimento da artrodese dos quatro cantos, segundo VAN AMERONGEN e SCHUURMAN (2009), os autores apresentaram uma técnica inovadora para a fusão dos quatro cantos utilizando um modelo de grampo ortopédico de LMF Ni-Ti específico, o *Quad Memory Staple* (Bio Recherches Innovations, Le Luc, FR). O grampo forneceu uma compressão contínua e estável, e reduziu o tempo de imobilização, se comparado com outras técnicas, acreditando ser uma técnica promissora.

SCHNABEL *et al.* (2009) relataram um estudo biomecânico inovador sob carregamento cíclico com 8 joelhos cadavéricos humanos com fêmur e tíbia, incluindo tecidos moles, a partir de uma osteotomia transversal da patela. Foram utilizadas duas técnicas para o estudo, a clássica técnica de fixação de banda de tensão (fios de Kirschner) e a inovadora técnica de grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti. Ao fim do estudo, concluíram que existe um potencial promissor para o uso de grampos ortopédicos de Ni-Ti em fraturas transversais da patela, como ilustrado na Figura 8.

Figura 8. Radiografia mostrando o grampo ortopédico de LMF Ni-Ti implantado na patela.



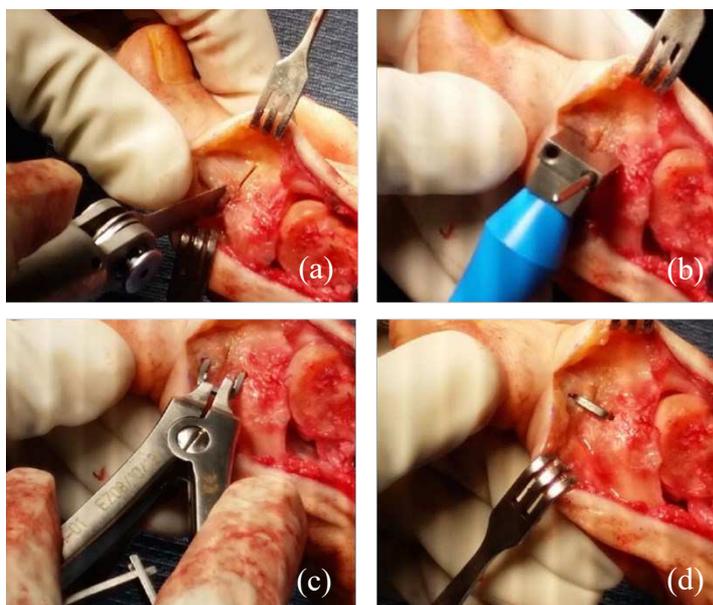
Fonte – SCHNABEL *et al.* (2009).

CAO *et al.* (2011) utilizaram grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti juntamente com enxerto ósseo no tratamento de não uniões do escafoide alcançando 100% de sucesso nos 6 pacientes avaliados.

NEUMANN *et al.* (2014) relataram o uso de grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti para a correção do hálux valgo na osteotomia de Akin em 44 pacientes, obtendo melhoria da dor e deformidade do hálux valgo, considerando o uso destes grampos como seguro e eficaz, além do baixo risco de complicações.

Tipicamente, a implantação destes grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti se dá inicialmente pela perfuração de orifícios na região óssea de implantação, abertura do grampo e inserção, como mostrado na Figura 9.

Figura 9. Fotografias intra-operatórias ilustrando a sequência de implantação do *EasyClip*[®] (Stryker, Kalamazoo, Michigan, US). (a) Osteotomia de Akin seccionada com microscerra. (b) Furação guiada. (c) Inserção do grampo. (d) Visão geral do grampo comprimindo os fragmentos ósseos.



Fonte – NEUMANN *et al.* (2014).

Em um estudo retrospectivo com 35 pacientes (36 pés), MALLETTTE *et al.* (2014) relataram uma taxa de não união para a artrodese da primeira articulação tarsometatársica utilizando grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti de 8,3%, valor equivalente a outras técnicas de fixação, segundo os autores.

RUSSELL *et al.* (2015) apresentaram um estudo em que um modelo biomecânico sintético, porém anatomicamente similar, para a artrodese da primeira articulação tarsometatarsica forneceu resultados para os grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti avaliados sob diferentes modos de carregamento quase estático, confirmando a capacidade de aplicar e manter dinamicamente uma compressão na artrodese, o que pode ampliar os resultados clínicos de recuperação em pacientes.

HOON *et al.* (2016) avaliaram a estabilidade à flexão e à compressão interfragmentária através de uma osteotomia simulada utilizando configurações de grampos únicos e duplos (ortogonais entre si) de LMF Ni-Ti, comparando-os com uma placa de fixação interna tradicional, sugerindo o uso de grampos na configuração dupla, sempre que possível, à fim de aumentar a estabilidade da osteotomia. MCKNIGHT *et al.* (2019) através de uma avaliação biomecânica utilizando três grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti comerciais, também concluíram que o uso de uma configuração dupla de grampos ortopédicos fornece uma maior rigidez, além disso, concluíram que a implantação não precisa ser bicortical, ou seja, transpassar o osso, e que não há influência biomecânica em rebaixar o osso para a implantação.

Diante do método de fixação ainda controverso para a primeira articulação artrodese tarsometatarsal, AIYER *et al.* (2016) desenvolveram um primeiro modelo de teste reprodutível para avaliar o desempenho biomecânico de diferentes técnicas de reconstrução, obtendo como resultado o aumento da força e área de contato dos grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti na artrodese quando comparado com parafuso e placa de fixação interna.

PETRUK *et al.* (2017) recomendam o uso de grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti em fraturas não fragmentadas do complexo zigomático orbitário, enquanto recomendam o uso de malhas de LMF Ni-Ti em fraturas cominutivas, salientando os resultados estético e funcional obtidos com o uso de implantes de LMF Ni-Ti em 120 pacientes divididos em grupos, de acordo com o grau da fratura.

Em um estudo, WILLMOTT *et al.* (2018) descreveram um método de implantação de grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti em uma configuração oblíqua (45° - 135°) para a artrodese da primeira articulação metatarso-falangeana como sendo superior ao método tradicional que utiliza a configuração ortogonal (0° - 90°). Este estudo biomecânico ainda comparou o uso de grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti em configurações únicas, sendo uma vertical e outra horizontal, em relação ao plano dorsal, e ainda compararam com o método de implantação de parafusos.

HAO *et al.* (2019) avaliaram 148 pacientes com fratura no maléolo lateral do tipo A e B, segundo classificação Weber (AO), divididos em dois grupos. O primeiro grupo com 66

pacientes receberam o grampo ortopédico de LMF Ni-Ti, enquanto o segundo grupo com 82 pacientes receberam a placa de fixação tubular de 1/3. O primeiro grupo apresentou redução significativa da infecção da ferida (4,55% contra 14,63%) e necrose cutânea (nenhuma contra 7,32%). Os pacientes do primeiro grupo ainda relataram menos dor no tornozelo (3,03% contra 19,51%) e menos irritação (3,03% contra 14,63%), concluindo que os benefícios do uso de grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti em relação a placas de fixação tubular de 1/3 incluem a redução de complicações de feridas e tecidos moles, como também a redução de cirurgias adicionais para revisão ou remoção do implante.

Um estudo retrospectivo com 30 pacientes ao longo de oito anos foi realizado por LARAVINE *et al.* (2019). Nestes estudos, os autores avaliaram o uso de grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti na fixação óssea durante a osteotomia do rádio distal devido a doença de Kienbock, concluindo que esta técnica é minimamente invasiva, permitindo a união óssea de todos os casos avaliados sugerindo-se o uso destes dispositivos ortopédicos no tratamento da doença de Kienbock.

Segundo MCKNIGHT *et al.* (2019), os grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti oferecem compressão adequada e causam menos danos articulares ao osso, além de evitar a violação da superfície articular proximal nas fusões do meio do carpo encontradas com a implantação de parafusos.

SHEN *et al.* (2020) descreveram uma nova metodologia de ensaios mecânicos com o objetivo de avaliar o desempenho de dispositivos ortopédicos implantáveis em artrodeses usando uma configuração de carregamento assimétrico e medições de deformação tridimensional via DIC (*Digital Image Correlation*). Os resultados demonstraram que os grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti podem manter com eficácia a força de compressão e o contato com a superfície óssea diferentemente da placa de fixação óssea, que apesar de fornecer uma maior estabilidade inicial, é incapaz de recuperar a força de compressão durante o carregamento cíclico. Os grampos apresentaram uma folga residual média na região plantar de 0,3 mm comparado com 0,8 mm da placa.

Em um estudo retrospectivo, WANG *et al.* (2020) avaliaram os resultados clínicos em 148 pacientes com fratura transversal da patela tratados com grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti e fios de Kirschner no período compreendido entre MAR/2010 a MAR/2017. Apesar das limitações do estudo, os autores concluíram que os grampos oferecem vantagens combinadas como cirurgia minimamente invasiva, rápida reabilitação pós-operatória, boa aparência estética, como também reduz complicações.

Do ponto de vista da simulação computacional, HATIRA e SAIDANE (2012) desenvolveram um eficiente e robusto modelo de algoritmo de integração para o modelo constitutivo 3D de BOYD e LAGOUDAS (1996) na avaliação do comportamento fenomenológico de grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti, visando a investigação do dispositivo médico no tratamento da escoliose idiopática. SALEEB *et al.* (2015) utilizaram uma investigação sistemática usando um modelo constitutivo de material desenvolvido por SALEEB *et al.* (2011) para prever os efeitos de interação imediata e pós-cirúrgica de um grampo ortopédico de LMF Ni-Ti no tratamento de osteotomias.

A partir de simulações computacionais estruturais, SUBASI *et al.* (2020) realizaram uma análise de otimização de parâmetros geométricos de grampos ortopédicos de seção transversal retangular e circular de LMF Ni-Ti, identificando tendências de dependência entre tais parâmetros com máximas tensões e forças de compressão. Os autores utilizaram um modelo tridimensional biomecânico realista do esterno, a partir do qual provaram a candidatura promissora de grampos ortopédicos SE de LMF Ni-Ti em substituição às técnicas tradicionais de fechamento esternal.

Adicionalmente, KRONE *et al.* (2005) demonstraram que a técnica de moldagem por injeção de metal se mostrou adequada na fabricação de grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti para aplicações biomédicas sugerindo a fabricação em grande escala destes implantes.

4.3 Estruturas Celulares

4.3.1 Visão geral

A natureza frequentemente usa materiais celulares e porosos para criar estruturas com capacidade de carga e de peso otimizado. Graças ao *design* celular, materiais naturais como madeira, osso e a estrutura de colmeias de abelhas atendem às demandas estruturais e funcionais (AUGUSTIN, 2009), como mostra a Figura 10.

Figura 10. Fotografia de material celular poroso do osso da asa de um pássaro.



Fonte – SCHAEGLER e CARTER (2016).

Materiais arquiteturizados ou híbridos são combinações de dois (ou mais) materiais ou materiais e espaços (vazios), dispostos de tal forma que individualmente, os atributos e/ou funcionalidades não são oferecidos por qualquer um destes materiais ou estruturas (ASHBY, 2013).

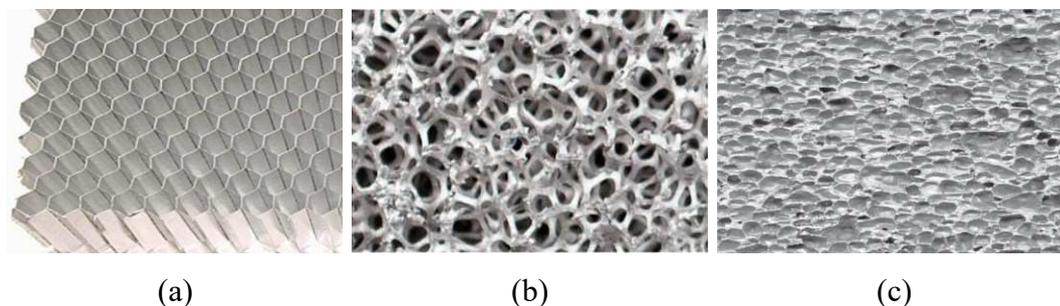
Segundo BHATE *et al.* (2019), dois são os requisitos para um material celular: a célula unitária e a repetição. O primeiro requisito trata da célula unitária como sendo uma combinação de material e espaços vazios, enquanto o segundo requisito trata da repetição espacial desta célula unitária, ou seja, da distribuição espacial.

Grande parte dos materiais celulares que encontraram aplicação em engenharia foram os favos de mel (*honeycombs*) e as espumas estocásticas de célula fechada (*stochastic closed-cell foam*) (BHATE *et al.* 2019).

Os sólidos celulares de baixa densidade, particularmente os metálicos, são objeto de desenvolvimento técnico há décadas e têm sido amplamente utilizados em aplicações de engenharia, podendo ser projetados para alcançar altas razões entre rigidez e massa e características desejáveis de absorção de energia (GIBSON e ASHBY, 1997; ASHBY *et al.* 2000; SHAW *et al.* 2007).

Segundo GIBSON e ASHBY (1997), um sólido celular é constituído por uma rede interconectada de suportes ou placas sólidas, a partir das bordas e faces das células. Estes sólidos celulares são classificados como *honeycomb*, *open-cell foam* e *closed-cell foam*, como mostra a Figura 11. O mais simples, Figura 11 (a) é um arranjo bidimensional de polígonos que se empacotam para preencher uma área plana como as células hexagonais de um favo de mel, *honeycomb*. Comumente, as células são poliedros tridimensionais. Se os sólidos de que a espuma (*foam*) é feita estão contidos apenas nas bordas da célula, de modo que as células se conectam através de faces abertas, a espuma é classificada como de células abertas (*open-cell*), como mostra a Figura 11 (b). Se as faces forem sólidas, de modo que cada célula seja isolada de seus vizinhos, a espuma é classificada como de células fechadas (*closed-cell*), como mostra a Figura 11 (c).

Figura 11. Exemplos de sólidos celulares. (a) *Honeycomb* bidimensional (Corex Honeycomb, Huntingdon, Cambridgeshire, UK). (b) *Duocel*[®] (ERG Materials and Aerospace Corp, Oakland, California, US). (c) *Alporas*[®] (Shinko Wire Company Ltd, Izumisano, Osaka, JP).



4.3.2 Propriedades mecânicas

As propriedades dos materiais celulares são determinadas não somente pelos materiais sólidos dos quais são constituídos, mas também pela configuração espacial de vazios e sólidos, ou seja, a arquitetura celular (SCHAEDLER e CARTER, 2016).

A característica mais importante de um sólido celular é sua densidade relativa ρ_{relat} (GIBSON e ASHBY, 1997), Equação (2).

$$\rho_{\text{relat}} = \frac{\rho^*}{\rho_s} \quad (2)$$

onde: ρ^* é a densidade do material celular e ρ_s é a densidade do material do qual é fabricado o material celular.

Uma tabela com expressões matemáticas para diferentes formas geométricas de materiais celulares pode ser encontrada em GIBSON e ASHBY (1997). Contudo, para formas geométricas complexas de materiais celulares, métodos assistidos por computador como *CAD* (*Computer-Aided Engineering*) ou métodos experimentais são utilizados para a determinação da densidade relativa destes materiais celulares.

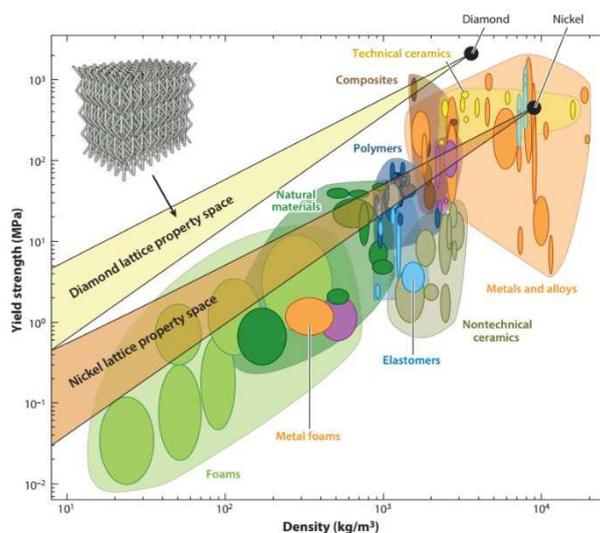
As propriedades do material se relacionam com a densidade relativa por meio das Leis de Escalonamento (GIBSON e ASHBY, 1997). Em princípio, as leis de escalonamento podem ser desenvolvidas para qualquer propriedade que se relaciona com a densidade relativa do material celular (BHATE *et al.* 2019).

Enquanto a densidade relativa de um material celular quantifica a quantidade efetiva de material, a fração de vazios ou poros no material celular é conhecido como porosidade, Equação (3).

$$P = (1 - \rho^* / \rho_s) \quad (3)$$

A Figura 12 ilustra a influência da escala da arquitetura celular na resistência mecânica de materiais. Enquanto o metal níquel possui alta densidade e alta resistência mecânica, os materiais celulares fabricados com o mesmo material base, porém com estruturas celulares, possibilitam a variação desta propriedade mecânica em uma ampla faixa de valores de densidade relativa.

Figura 12. Influência da escala da arquitetura celular na resistência mecânica – densidade.



Fonte – SCHAEGLER e CARTER (2016).

MAXWELL (1864) sugeriu uma expressão matemática que estabelece a condição de estabilidade estática e cinemática de uma estrutura articulada por pinos e conectada por treliças, podendo ser considerado na análise do comportamento mecânico das estruturas celulares do tipo *lattice* (rede). As Equações (4) e (5) mostram a métrica *M* para estruturas 2D e 3D, respectivamente.

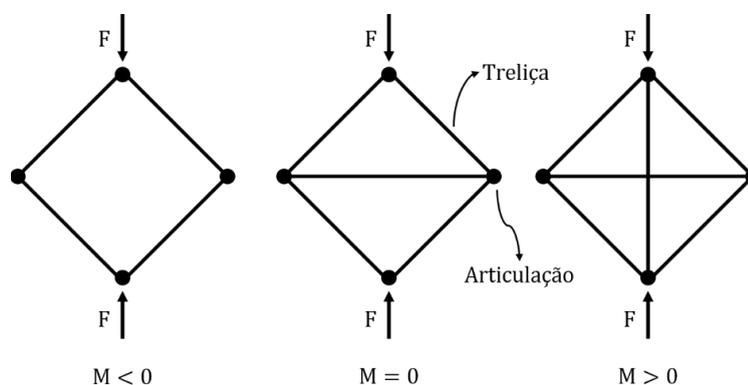
$$M = b - 2j + 3 \quad (4)$$

$$M = b - 3j + 6 \quad (5)$$

onde: b representa a quantidade de treliças e j representa a quantidade de articulações.

De acordo com o critério de estabilidade de Maxwell, e assumindo que as articulações estejam restritas e sem atrito, três condições são possíveis, como mostra a Figura 13: Se $M < 0$ a estrutura está sub-restrita sendo dominada por flexão, se $M = 0$ a estrutura se encontra rígida sendo dominada por alongamento e se $M > 0$ a estrutura se encontra super-restrita.

Figura 13. Esquema com os modos de falha classificados de acordo com o critério de estabilidade de Maxwell.



Fonte – DESHPANDE *et al.* (2001) – adaptado.

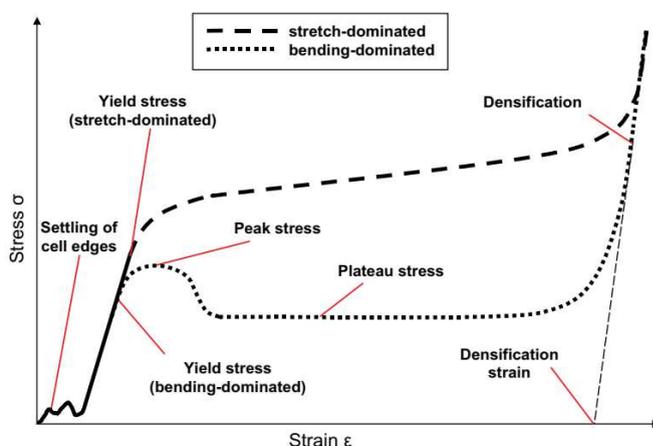
Quando o modo de falha é dominado por flexão, os elementos da estrutura do tipo *lattice* tendem a fletir, quando a célula unitária é comprimida, resultando em falha por cisalhamento. Enquanto dominado por alongamento, a estrutura é mais rígida, portanto, resulta em um mecanismo de falha de camada por camada (*layer-by-layer*).

Predominantemente, os sólidos celulares têm seu modo de deformação dominado por flexão, porém os que são dominados por alongamento são mais eficientes em termos de peso para aplicações estruturais (DESHPANDE *et al.* 2001). Ainda segundo os autores, espera-se que uma estrutura celular do tipo *foam* dominada por alongamento seja cerca de dez vezes mais rígida e três vezes mais resistente que uma estrutura do tipo *foam* dominada por flexão, considerando ambas com uma $\rho_{\text{relat}} = 0,1$.

A partir da resposta mecânica sob compressão uniaxial tensão – deformação é possível determinar se o comportamento é dominado por flexão ou alongamento. Em estruturas do tipo *lattice* de células abertas ou estocásticas o comportamento é dominado por flexão, enquanto em estruturas periódicas de células fechadas é comum o comportamento dominado por alongamento (RASHED *et al.* 2016).

Na Figura 14 é mostrado o comportamento compressivo uniaxial idealizado de um sólido celular. Ambos os tipos de estruturas geralmente sofrem um período inicial de assentamento “*settling*”, que na verdade, se refere a fratura das bordas das células, devido ao pós-processamento durante a etapa de fabricação, seguidas por uma região elástica representada pelas linhas pretas sólidas. A estrutura dominada por flexão, representada pela linha pontilhada, mostra um pico de tensão “*peak stress*” logo após a tensão de escoamento “*yield stress*” seguido por uma falha que estabiliza e permanece ao longo de um patamar de tensão “*plateau stress*” a um nível inferior de tensão. À medida que o carregamento mecânico avança em deformação, o patamar de tensão permanece constante até que a densidade relativa da estrutura se aproxima da unidade, aumentando abruptamente, ocorrendo assim a densificação “*densification*”, ou seja, a compactação. A estrutura dominada por alongamento, representada pela linha tracejada, mostra uma tensão de escoamento seguido por um incremento de tensão linear, porém com uma inclinação inferior à região elástica. Com o aumento do carregamento mecânico, observa-se o mesmo comportamento em relação a densificação.

Figura 14. Comportamento compressivo uniaxial idealizado de um sólido celular.



Fonte – REHME (2010).

4.3.3 Abordagens de projeto

A hierarquia e heterogeneidade estrutural do tecido hospedeiro devem ser considerados no projeto de tecidos 3D *scaffolds* ou substitutos de tecidos (SUN *et al.* 2004a). Os requisitos mecânicos, arquitetônicos, de transporte e biológico devem ser considerados no projeto de *scaffolds* para direcionar a conexão, migração, proliferação e diferenciação apropriados (LIEBSCHNER *et al.* 2012).

Segundo SAHAI e GOGOI (2020), o *scaffold* ideal consiste de um implante com uma estrutura porosa regular através do qual as células e os nutrientes possam migrar e proliferar com o fornecimento adequado de nutrientes para cada célula e/ou tecido em crescimento. Além disso, o *scaffold* deve prover um suporte estrutural à região óssea específica implantada (DINIS *et al.* 2014).

A falta de uma metodologia para projetar estruturas com materiais celulares otimizados de acordo com sua funcionalidade é um dos desafios que limitam a ampla implementação destas estruturas fabricadas por técnicas de manufatura aditiva (BHATE *et al.* 2019).

BHATE (2019) abordou 4 questões essenciais no projeto de estruturas com materiais celulares. São elas: como selecionar uma célula unitária, como variar espacialmente o tamanho da célula, quais os parâmetros ideais da célula e qual a melhor abordagem para integrar as células à estrutura.

A capacidade de emular as estruturas complexas e, portanto, as propriedades dos materiais biológicos é o objetivo da biomimética (DU PLESSIS *et al.* 2019). Segundo GIANNITELLI *et al.* (2014), as propriedades funcionais das arquiteturas naturais devem ser capturadas de maneira concisa e eficiente quando se utilizam de métodos *CAD* para reprodução e implementação destas geometrias em implantes.

BHATE *et al.* (2019) identificaram abordagens tradicionais de engenharia e propuseram combiná-las com biomimética para identificar estratégias ideais ao projetar com materiais celulares. Basicamente existem três tipos de abordagens tradicionais de engenharia para a seleção da célula unitária ideal: abordagem analítica, utilizando-se de teorias físico-matemáticas para formular o comportamento funcional; abordagem empírica, utilizando-se de dados experimentais ou computacionais para formular modelos preditivos ou comparativos entre si com o apoio das leis de escalonamento; e por fim, uma abordagem com ferramentas computacionais, onde simulações numéricas são utilizadas na análise do comportamento funcional com o objetivo de otimização topológica.

Existem diversas ferramentas computacionais com o objetivo de auxiliar o projetista no *design* de estruturas celulares como por exemplo, *ANSYS GRANTA*, *Autodesk® Within* e *nTopology's Element*.

Segundo SUN *et al.* (2004a), a integração da biologia, engenharia biomédica e tecnologia da informação fez surgir um novo campo na engenharia de tecidos. A engenharia de tecidos auxiliada por computador, do inglês *CATE (Computer-Aided Tissue Engineering)*, que pode ser definida como a integração de tecnologias auxiliadas por computador, como *CAD*, processamento de imagens, fabricação auxiliada por computador, do inglês *CAM (Computer-*

Aided Manufacturing) – prototipagem rápida ou fabricação livre de forma sólida, do inglês *SFF* (*Solid Freeform Fabrication*) – para a modelagem, projeto, simulação e fabricação de tecidos biológicos e substitutos de órgãos. Especificamente, a *CATE* abrange três aplicações na engenharia de tecidos, são elas: modelagem de tecidos auxiliada por computador, informática de tecidos auxiliada por computador e projeto e fabricação de tecidos *scaffolds* auxiliados por computador.

A modelagem de tecidos auxiliado por computador consiste em dois processos principais: aquisição de dados de imagem não-invasiva e reconstrução 3D. A aquisição de dados de imagem não-invasiva usa das modalidades de tomografia computadorizada, imagem por ressonância magnética e microscopia ótica (SUN *et al.* 2004a). O modelo volumétrico composto por *voxels* obtidos a partir do fatiamento 2D pode ser gerado em *softwares* de código aberto, como o *InVesalius* desenvolvido no Centro de Tecnologia da Informação Renato Archer, Campinas, SP. O projeto *Visible Human* da Universidade de Iowa, IA disponibiliza algumas imagens de tomografia computadorizada de órgãos humanos.

Devido à complexidade dos tecidos ósseos em relação a escala dos poros, interconectividade, propriedades mecânica e de fluxo (permeabilidade) dependentes do nível de hierarquia, reside uma dificuldade no projeto de *scaffolds* para utilização como implantes e a abordagem *CATE* vem auxiliar no desenvolvimento destes dispositivos (LIEBSCHNER *et al.* 2012). Com isso, modelos *CAD* 4D são uma maneira inovadora de representar projetos biológicos 3D no tempo, sendo possível por exemplo, a observação da integração do *scaffold*, usado como implante ao defeito do tecido (LIEBSCHNER *et al.* 2012). No Brasil, o Laboratório Nacional de Luz Síncrotron (LNLS), localizado em Campinas - SP, comporta linhas de luz capazes de captar fenômenos químicos ao longo do tempo.

Em um estudo apresentando a potencialidade e aplicabilidade da abordagem *CATE* para modelagem biomimética, SUN *et al.* (2004b), detalham e discutem as etapas de projeto de um *scaffold* como substituto ósseo para o fêmur proximal.

BUCKLEN *et al.* (2008) apresentaram uma biblioteca de primitivas de tecidos objetivando a otimização das técnicas de projeto de *scaffolds*. Tal biblioteca foi introduzida com propriedades aparentes das primitivas de tecidos levando-se em conta a porosidade, a permeabilidade e o módulo de elasticidade. A partir desta biblioteca é possível partir-se de uma primitiva de tecido, especificada de acordo com os parâmetros locais do osso e projetar-se o *scaffold*.

WIEDING *et al.* (2013) demonstraram a necessidade de considerar o carregamento biomecânico no projeto de implantes ortopédicos porosos objetivando a redução de material no

implante, como também da otimização estrutural baseada na variação de parâmetros geométricos.

4.3.4 Fatores que influenciam o crescimento ósseo

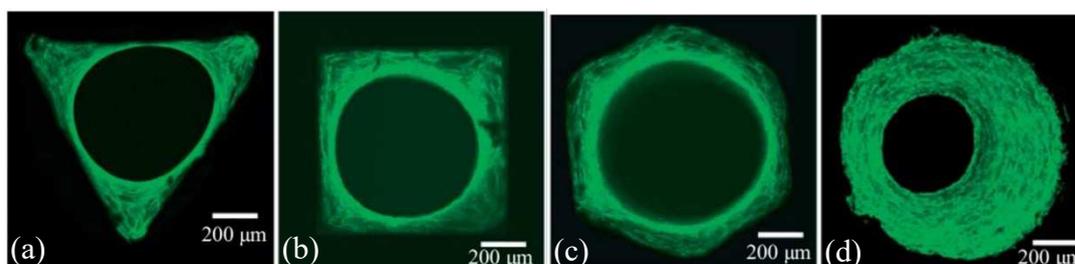
As estruturas porosas em implantes promovem a adesão celular, permitem o crescimento de células ósseas e integram-se ao tecido do hospedeiro – osteointegração; além de permitir a troca de fluidos corporais (YUAN *et al.* 2018). Dentre os materiais celulares do tipo *lattice*, apenas os de células abertas permitem o transporte de fluidos corporais pela região interna do material (WEN *et al.* 2010).

Diversos estudos enfatizam a influência da geometria e tamanho do poro, da porosidade, da interconectividade, da curvatura, da área superficial específica, dentre outros parâmetros geométricos, na taxa de crescimento do tecido ósseo, como relatado por ZADPOOR (2015) em um estudo retrospectivo. Vale ressaltar que modificações superficiais como acabamento ou deposição de revestimento conferem osteocondutividade em implantes, influenciando o crescimento ósseo.

A partir de quantificações da cinética de crescimento de tecido colágeno em uma cultura de osteoblastos para diferentes geometrias de canais tridimensionais, RUMPLER *et al.* (2008) observaram que a curvatura local influencia a taxa de crescimento do tecido mantendo uma relação quase linear. Ainda nesse estudo, os autores verificaram em relação à curvatura, que a regeneração tecidual ocorre preferencialmente em superfícies côncavas.

A Figura 15 mostra imagens de fibras de tensão de actina visualizadas em um microscópio confocal de varredura a laser e coloridas com faloidina-FITC.

Figura 15. Novo tecido formado em canais tridimensionais em uma placa de hidroxiapatita *in vitro*. (a) após 21 dias de cultura em canais com forma triangular. (b) quadrada. (c) hexagonal. (d) após 30 dias de cultura em canal com forma circular.



Fonte – RUMPLER *et al.* (2008).

KOMMAREDDY *et al.* (2010) demonstraram que a regeneração do tecido ósseo no *scaffold* segue dois estágios. Resumidamente, o primeiro é dependente do material do qual é fabricado o *scaffold*, enquanto o segundo, após algumas semanas, depende da geometria dos poros do *scaffold*, enfatizando como restrições geométricas orientam a formação de tecidos *in vitro*.

Os resultados encontrados por BIDAN *et al.* (2013) sugerem que a otimização das formas dos poros pode melhorar a velocidade de crescimento do tecido ósseo em *scaffolds* porosos. Neste estudo, os autores compararam um modelo matemático proposto para o comportamento dos osteoblastos em superfícies curvas com dados experimentais *in vitro* para diferentes formas de poros. Os poros em forma de cruz, quando comparados aos poros em forma de quadrado, alcançaram taxas de deposição geral inicial do tecido até duas vezes maior.

Visando a fabricação e caracterização mecânica de *scaffolds* a partir de superfícies mínimas triplamente periódicas, do inglês *TPMS (Triply Periodic Minimal Surface)* para a engenharia de tecidos ósseos, YÁNEZ *et al.* (2018) geraram estruturas porosas com diferentes tipos de células unitárias do tipo giróide. As estruturas foram fabricadas em Ti-6Al-4V pela técnica *EBM (Electron Beam Melting)*. Concluíram que as giróides deformadas possuem melhor rigidez e resistência mecânica quando o carregamento é puramente compressivo, enquanto as giróides normais são versáteis quando o carregamento não segue o eixo longitudinal, além da presença de carregamento de torção.

Biomateriais porosos metálicos baseado em *TPMS* foram projetados, fabricados pela técnica *SLM (Selective Laser Melting)* em Ti-6Al-4V e caracterizados para avaliação da viabilidade em aplicações ortopédicas. Neste estudo, BOBBERT *et al.* (2017) compararam propriedades mecânicas como módulo de elasticidade, resistência ao escoamento e resistência a fadiga, além de propriedades de transporte, como a permeabilidade, aos de tecidos ósseos. Em termos da topologia, o uso das *TPMS* como base para o desenvolvimento dos biomateriais se assemelhava às propriedades morfológicas do osso trabecular, incluindo curvaturas de superfície média próximas de zero.

Segundo WANG *et al.* (2017), o tamanho de poro ideal se situa entre 300 μm e 500 μm . Porém, o tamanho do poro não é o único fator determinante para a regeneração óssea. A geometria e o arranjo destes poros no implante também podem influenciar. Ainda segundo os autores, um tamanho de poro pequeno pode dificultar o transporte de oxigênio para determinadas regiões do implante poroso, enquanto um tamanho de poro grande, está associado a baixa taxa de crescimento ósseo.

Em um estudo avaliativo do efeito do tamanho e forma dos poros, porosidade e permeabilidade nas propriedades mecânicas e no resultado biológico *in vitro* de *scaffolds* de Ti-6Al-4V fabricados pela técnica *SLM*, VAN BAEL *et al.* (2012) sugeriram, com base nos resultados *in vitro*, *scaffolds* com uma combinação de geometrias de poros pequenos, para a fixação inicial das células, e poros não circulares maiores para evitar a obstrução. Neste estudo, os autores avaliaram *scaffolds* com geometrias de poros triangular, retangular e hexagonal com dimensões de 500 μm e 1000 μm .

A inferioridade do implante com poros de 300 μm em relação aos implantes com poros de 600 μm e 900 μm no crescimento ósseo deve-se ao maior efeito da vascularização do que o efeito da curvatura, relatado por TANIGUCHI *et al.* (2016) em um estudo usando experimentos *in-vivo*, objetivando a identificação do tamanho de poro ideal de implantes porosos de titânio fabricados pela técnica *SLM*. Concluíram que os implantes com poros de 600 μm representam um bom candidato para a estrutura superficial de próteses articulares, dispositivos de fusão espinhal e outros substitutos ósseos customizados.

4.4 Processos de Fabricação de Implantes Porosos de LMF Ni-Ti

Nos últimos anos tem-se intensificado a aplicação de tecnologias de manufatura aditiva na fabricação de dispositivos biomédicos implantáveis, justificada principalmente pela possibilidade de customização do implante a um paciente específico, além disso, esta tecnologia permite a integração de estruturas celulares a implantes ortopédicos, o que reduz problemas de *stress shielding*, como também permite a adoção de agentes terapêuticos localmente na estrutura porosa do implante.

Uma das desvantagens das LMF Ni-Ti densas é a incompatibilidade em relação ao módulo de elasticidade aos dos tecidos ósseos (ELAHINIA *et al.* 2012). Porém, uma solução em potencial é utilizar implantes porosos de LMF Ni-Ti permitindo a customização da rigidez do implante à região óssea específica. Segundo YUAN *et al.* (2018), as LMF Ni-Ti porosas foram inicialmente desenvolvidas na Rússia.

Além das propriedades únicas como EMF, SE e biocompatibilidade as LMF Ni-Ti porosas também possuem funcionalidades adicionais comuns a outros materiais metálicos porosos, como baixa densidade, alta área superficial específica e alta permeabilidade (YUAN *et al.* 2018). Ainda segundo o autor, os implantes porosos de LMF Ni-Ti com porosidades entre 40% e 50% podem exibir mais de 3% de deformação recuperável, o que é maior do que a deformação recuperável do osso humano. Devido as estas funcionalidades os autores ainda

acreditam que as LMF Ni-Ti porosas com uma estrutura porosa ideal e uma camada superficial bioativa são candidatas competitivas para materiais de substituição de tecidos duros a curto e longo prazo.

Além disso, as LMF Ni-Ti porosas apresentam vantagens de custo se comparadas com o tântalo poroso fabricado pelo processo de deposição física de vapor, do inglês *PVD (Physical Vapor Deposition)* e o titânio poroso fabricado pelo processo de manufatura aditiva. Isto se deve a sua velocidade de fabricação e necessidade de baixo investimento (AIHARA *et al.* 2019).

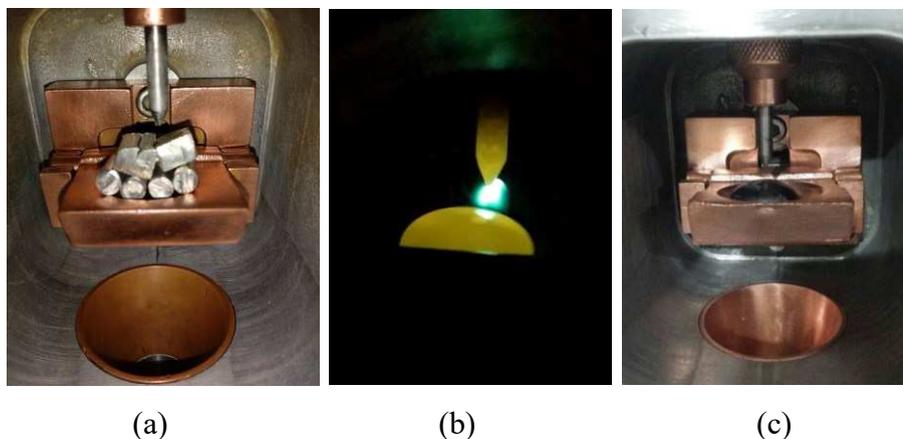
As funcionalidades das LMF Ni-Ti como o EMF e a SE são altamente dependentes da composição química destas ligas. Uma variação de 0,1 (% atômico) na concentração de Ni é capaz de alterar as temperaturas de transformação de fase em até 10°C. A concentração de impurezas como oxigênio, nitrogênio e carbono devem ser reduzidas durante as etapas de fabricação das LMF Ni-Ti devido a sua alta reatividade, acarretando na degradação destas funcionalidades (ELAHINIA *et al.* 2012).

A norma ASTM F2063 – 18 estabelece requisitos químicos, físicos, mecânicos e metalúrgicos de produtos semiacabados de Ni-Ti utilizados na fabricação de dispositivos médicos e implantes cirúrgicos.

Para a obtenção da LMF Ni-Ti, a etapa inicial é a fabricação da liga metálica a partir dos metais de partida, Ni e Ti. Devido à alta reatividade, os processos mais utilizados na produção da liga são baseados em um ambiente inerte, sob vácuo ou gases inertes como o argônio. Dentre esses processos, destacam-se a fusão a arco sob vácuo, do inglês *VAR (Vacuum Arc Remelting)*, fusão por indução sob vácuo, do inglês *VIM (Vacuum Induction Melting)*, fusão por feixe de elétrons, do inglês *EBM (Electron Beam Melting)* e fusão a arco plasma, do inglês *PAM (Plasma Arc Melting)*. Os processos *VAR* e *VIM* são os mais utilizados (ELAHINIA *et al.* 2012). Vale destacar a atuação de grupos brasileiros na otimização do processamento das LMF. Desde 1997 os processos *EBM* e *VIM* são utilizados na fabricação de LMF Ni-Ti para obter lingotes em escala piloto pelo grupo coordenado pelo Prof. Jorge Otubo no Instituto Tecnológico de Aeronáutica (OTUBO *et al.* 2006). Uma variação do processo *PAM* foi validado e implementado para o processamento de LMF dos sistemas Cu-Al e Ni-Ti desde 2003 pelo grupo coordenado pelo Prof. Carlos José de Araújo no LaMMEA (Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas) localizado na Universidade Federal de Campina Grande (DE ARAÚJO *et al.* 2009).

A Figura 16 mostra um esquema das etapas do processo de fabricação por Fusão a Arco de LMF Ni-Ti utilizada no LaMMEA.

Figura 16. Etapas do processo de Fusão a Arco para a produção de LMF Ni-Ti. (a) Materiais de partida sob o cadinho. (b) Arco elétrico. (c) Pastilha de LMF Ni-Ti sob o cadinho.



As LMF Ni-Ti porosas são difíceis de fabricar pelo processamento em fase líquida devido ao seu alto ponto de fusão (1310°C), portanto técnicas baseadas no processo de metalurgia do pó são geralmente usadas a partir dos pós elementares de Ni e de Ti ou a partir do pó obtido diretamente da liga de LMF Ni-Ti (YUAN *et al.* 2018). O pó pode ser produzido por diversos processos de solidificação rápida, incluindo atomização a gás e eletrodo rotativo (ELAHINIA *et al.* 2012). Nas próximas subseções serão apresentados alguns processos de fabricação de implantes porosos de Ni-Ti que até então resultaram em implantes comerciais.

4.4.1 Síntese por combustão

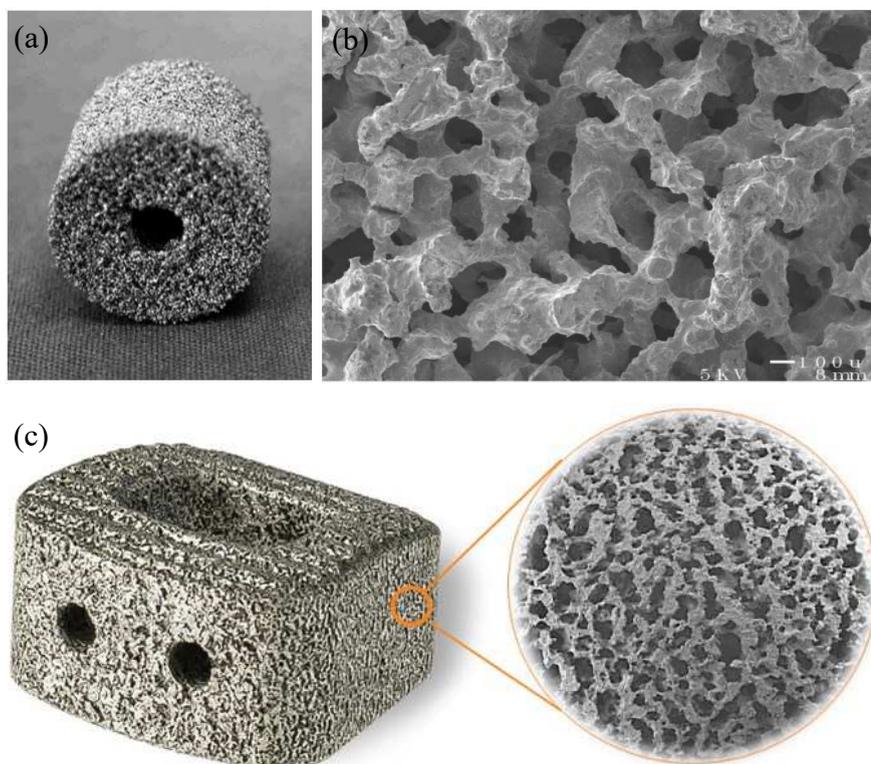
No processo de síntese por combustão, do inglês *CS* (*Combustion Synthesis*), a fusão das partículas é obtida através de uma reação exotérmica auto sustentável extremamente rápida, impulsionada pelo grande calor liberado pela síntese. Os reagentes, na forma de pós são geralmente misturados a seco e prensados a frio. A reação exotérmica pode ser iniciada sob dois regimes diferentes: modo de explosão térmica, onde os reagentes são gradualmente aquecidos até que as reações ocorram simultaneamente em toda a estrutura; e síntese de alta temperatura auto propagável, do inglês *SHS* (*Self-propagating High-temperature Synthesis*), sendo caracterizada pelo fato de uma vez inflamada, uma forte reação exotérmica se propaga como uma onda de combustão por toda a mistura, sem a necessidade de energia adicional. As amostras são colocadas sob uma atmosfera controlada e inerte, e inflamadas por meio de uma

bobina aquecida eletricamente, por um raio laser ou ainda por uma descarga elétrica (RYAN *et al.* 2006).

Segundo AIHARA *et al.* (2019) a natureza da porosidade formada pelo processo *SHS* é resultado da porosidade da compactação dos pós. Quando tal compactação é mínima, o composto sintetizado exibe interconectividade inadequada. Por outro lado, o excesso de compactação pode acarretar um aumento da temperatura de reação que por sua vez excederá a temperatura de fusão do composto intermetálico, causando o colapso dos poros pré-existentes e a formação de grandes vazios ao longo da direção de propagação da reação.

Na Figura 17 são mostrados exemplos de implantes porosos de LMF Ni-Ti comercialmente disponíveis fabricados pelo processo *SHS* e *CS*. A empresa canadense Biorthex Inc produziu um implante poroso de Ni-Ti, com porosidade de $65\% \pm 10\%$, como mostra a Figura 17 (a) e (b). A empresa norte-americana PorOsteon Development LLC produziu um implante poroso de Ni-Ti, com porosidade entre 60% a 70%, como mostra a Figura 17 (c).

Figura 17. Dispositivos de fusão intervertebral porosos de LMF Ni-Ti. (a) Visão geral. (b) Microfotografia. (*Actipore*TM, Biorthex Inc, Boucherville, Quebec, CAN). (c) *Phusion Metal*[®] *Techonology*, PorOsteon Development LLC, Menlo Park, California, US).



Fonte – LIKIBI *et al.* (2004); ASSAD *et al.* (2003); AIHARA *et al.* (2019).

As LMF Ni-Ti produzidas por este processo exibem porosidade entre 30% a 70%, poros com tamanho entre 300 μm a 500 μm , forma de poro direcional, alta conectividade de poros e uma distribuição de poros homogênea (YUAN *et al.* 2018). Vale salientar, que a porosidade destes produtos depende da porosidade do compactado e dos parâmetros de síntese (ELAHINIA *et al.* 2012).

Uma das vantagens deste processo é a alta pureza das espumas produzidas, devendo-se em grande parte à expulsão das impurezas voláteis sob as altas temperaturas do processo (RYAN *et al.* 2006).

AIHARA *et al.* (2019) examinaram as propriedades de uma LMF Ni-Ti porosa para aplicações biomédicas estabelecendo evidências pré-clínicas de demonstração de osteocondutividade, segurança e biocompatibilidade. O processo CS foi utilizado na fabricação de amostras cilíndricas a partir da mistura de pós elementares de Ni e Ti. O material exibiu uma rede tridimensional anisotrópica com mais de 90% dos poros abertos à superfície. Com base no exposto pelos autores, a FDA (*Food and Drug Administration*) aprovou o primeiro implante de Ni-Ti poroso produzido pelo processo CS.

4.4.2 Manufatura aditiva

O termo manufatura aditiva descreve processos de prototipagem rápida em que peças físicas são fabricadas a partir de dados CAD pela deposição sucessiva de camadas.

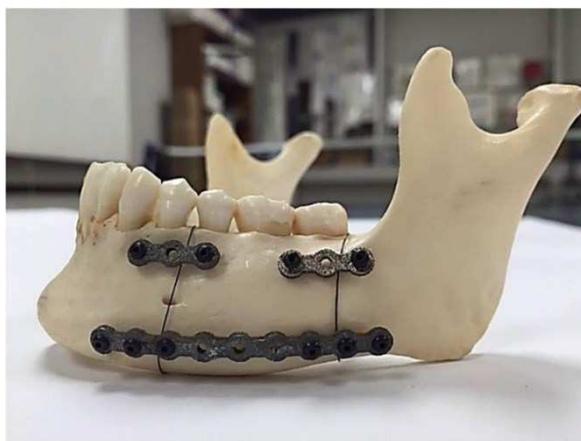
Os processos mais comuns para a fabricação de peças de Ni-Ti são as tecnologias baseadas em leito de pó, como sinterização seletiva a laser, do inglês SLS (*Selective Laser Sintering*), fusão seletiva a laser, do inglês SLM (*Selective Laser Melting*) e sinterização direta a laser de metal, do inglês DMLS (*Direct Melting Laser Sintering*). Nestes processos, o material em pó é depositado em camadas de 20 μm a 100 μm de espessura. Outras técnicas, menos comuns para o processamento de Ni-Ti são baseadas em fluxo, como LENS (*Laser Engineering Net Shaping*) e deposição direta de metal, do inglês (*Direct Metal Deposition*), onde um bocal injeta o pó diretamente no foco do laser. Geralmente estes processos decorrem em uma câmara fechada sob argônio para minimizar a oxidação (ANDANI *et al.* 2014).

Uma das principais vantagens dos processos de manufatura aditiva é a possibilidade de produzir peças com porosidade controlada com base em um projeto CAD, útil principalmente para implantes personalizados quanto a rigidez e região óssea específica do paciente (ANDANI *et al.* 2014).

A precisão e o acabamento superficial dos processos de manufatura aditiva à base de pó são tipicamente inferiores aos processos à base de líquido, como fundição (ELAHINIA *et al.* 2012).

A *startup* norte-americana RegenFix vem desenvolvendo placas de fixação interna de Ni-Ti com rigidez customizável ao paciente a partir do processo *SLM*, como mostrado na Fig. 18.

Figura 18. Reconstrução de mandíbula usando placa de fixação interna de Ni-Ti fabricado pelo processo de manufatura aditiva *SLM*.



Fonte – JAHADAKBAR *et al.* (2016).

JAHADAKBAR *et al.* (2016) apresentaram um estudo de reconstrução mandibular utilizando uma placa de fixação interna de Ni-Ti produzida pelo processo *SLM*. Neste estudo, os autores utilizaram dados de imagens obtidos por tomografia computadorizada de uma mandíbula cadavérica como referência geométrica para projetar e analisar numericamente por um modelo em elementos finitos o desempenho mecânico da fixação proposta, comparando-a com a liga mais comumente aplicada na fabricação de dispositivos de fixação esquelética, Ti-6Al-4V. Os resultados mostraram uma distribuição de tensão mais próxima do normal e pressão de contato otimizada na interface do enxerto ósseo, do que seria no caso do fixador fabricado em Ti-6Al-4V.

ANDANI *et al.* (2016) investigaram a viabilidade de fabricar peças de LMF Ni-Ti porosas com rigidez ajustável, demonstrando a possibilidade de alcançar os valores de rigidez compatíveis com o osso compacto a partir do incremento do nível de porosidade destas peças. As peças de LMF Ni-Ti foram produzidas pelo processo *SLM* com uma morfologia de poros

pré-definida e caracterizadas mecanicamente a fim de comparar com simulações numéricas baseada no método dos elementos finitos utilizando um modelo constitutivo de microplanos.

4.4.3 Fundição de precisão auxiliada por manufatura aditiva

O processo de fundição de precisão permite a produção de peças semiacabadas desde a escala laboratorial a escala industrial com diversas ligas metálicas.

Tradicionalmente a técnica mais utilizada é baseada em cera perdida. Sucintamente, as peças a serem produzidas pela técnica em cera perdida, são fabricadas em cera a partir da injeção do polímero em um molde metálico e então recobertas por revestimentos cerâmicos refratários. Basicamente, os moldes podem ser classificados em casca, onde uma fina camada de revestimento é acoplada ao modelo em cera, ou sólido, onde o modelo em cera é recoberto pelo revestimento em formato cilíndrico utilizando um anel metálico. Com isso, os moldes produzidos passam por um processo de queima, fundindo e evaporando o modelo em cera, dando espaço a uma cavidade interna de geometria e dimensões semelhantes ao modelo em cera, além disso, o processo de queima a altas temperaturas, permite a sinterização do revestimento cerâmico. A partir da injeção do metal líquido, a cavidade interna é então preenchida. Por fim, as peças metálicas são desmoldadas e então podem ser submetidas a tratamentos superficiais e térmicos.

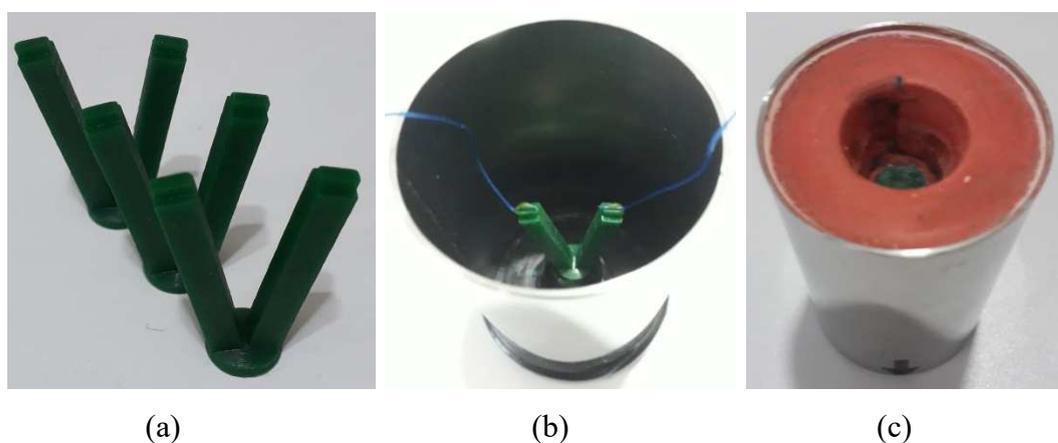
Os modelos sacrificáveis produzidos por técnicas de manufatura aditiva permitem fabricar peças tridimensionais de forma livre e com boa resolução em um curto espaço de tempo a um custo relativamente baixo, sendo possível ainda produzir estas peças juntamente com o massalote, canais de alimentação e saída, permitindo assim a otimização das técnicas de fundição de precisão com uma maior agilidade. Vale salientar, que a fabricação destes modelos de peças sacrificáveis anteriormente produzidos em cera, elevavam o custo e o tempo de desenvolvimento, devido a necessidade de produzir moldes metálicos específicos para cada geometria de peça.

O processo de fabricação por manufatura aditiva baseado em tanque de polimerização envolve uma resina fotossensível que é foto polimerizada por uma fonte de luz para produzir camadas sólidas e conseqüentemente formar peças sólidas. A resina está contida em um tanque e é foto polimerizada contra uma plataforma móvel. As técnicas *SLA* (*Stereolithography*), *DLP* (*Digital Light Processing*) e *LCD* diferem entre si, basicamente, pela fonte de luz. A técnica *SLA* é a mais tradicional e usa um feixe de laser, dirigido por galvanômetros, para foto polimerizar a resina. A técnica *DLP* usa um projetor de luz digital para foto polimerizar a resina,

exibindo imagens de camadas inteiras na parte inferior do tanque. Por fim, a técnica LCD utiliza de uma série de *LEDs* para foto polimerizar a resina, onde a tela *LCD* atua como uma máscara, emitindo apenas os pixels específicos da atual camada.

A Figura 19 mostra um esquema com as etapas básicas de preparação do molde sólido cerâmico utilizando um modelo em resina.

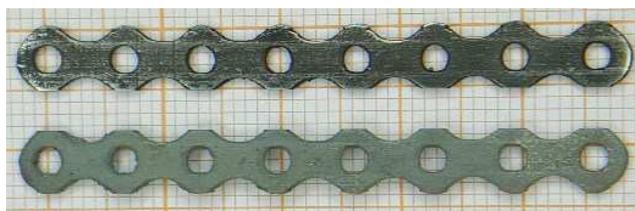
Figura 19. Etapas do processo de preparação do molde sólido cerâmico. (a) Modelo em resina. (b) Montagem do modelo em resina e anel metálico sob a base plástica. (c) Molde cerâmico pré-sinterizado.



Recentemente, tem-se intensificado no LaMMEA/UFCG as pesquisas das tradicionais técnicas de fundição de precisão auxiliadas pelas inovadoras técnicas de manufatura aditiva para a fabricação de componentes mecânicos de ligas com memória de forma Ni-Ti (DE BRITO SIMÕES e DE ARAÚJO, 2018), incluindo a fabricação de molas helicoidais de Ni-Ti (SANTIAGO *et al.* 2019).

A Figura 20 mostra um exemplo de placa de fixação óssea fabricada em LMF Ni-Ti pela técnica de fundição de precisão auxiliada pela manufatura aditiva. A camada passiva de TiO_2 formada após o tratamento térmico é a responsável pela coloração cinza claro.

Figura 20. Placa de fixação óssea fabricada em LMF Ni-Ti.



Fonte – GOMES (2018).

GOMES (2018) fabricou e caracterizou uma placa de fixação óssea de LMF Ni-Ti SE produzida pela técnica de fundição de precisão auxiliada pela manufatura aditiva baseada em tanque de polimerização. Verificou-se um módulo de elasticidade do dispositivo biomédico de 49,5 GPa. Além disso, o dispositivo atingiu valores superiores a 10^5 ciclos sob um regime dinâmico de carregamento.

4.5 Simulação Computacional

4.5.1 Método dos elementos finitos

Muitos fenômenos em engenharia e ciências podem ser descritos em termos de equações diferenciais parciais. Em geral, solucionar essas equações por meio de métodos analíticos clássicos para geometrias arbitrárias é quase impossível (FISH e BELYTSCHKO, 2007). O Método dos Elementos Finitos (MEF) é uma aproximação numérica com a qual essas equações diferenciais parciais, que representam o modelo contínuo, podem ser resolvidas de modo aproximado.

O MEF provê uma metodologia sistemática com a qual a solução pode ser determinada por meio de um programa computacional (ALVES FILHO, 2007; FISH e BELYTSCHKO, 2007). Basicamente, a modelagem numérica de um modelo contínuo pelo MEF divide-se em três etapas: pré-processamento, solução e pós-processamento.

Sucintamente, no pré-processamento há a geração da malha de elementos finitos a partir de um modelo *CAD* e a imposição das condições de contorno aos pontos nodais que constituem esta malha (restrições de movimento, força ou momentos aplicados), no caso de uma análise estrutural. A solução do sistema de equações considerando métodos de integração e critérios de convergência representa a etapa de solução. Por último, o pós-processamento possibilita a visualização dos campos de deslocamento e força.

Dessa forma, utilizando o princípio dos trabalhos virtuais pode-se obter a equação matricial da análise de um sistema dinâmico mecânico, Equação (6). Relacionando as matrizes de massa $[M]$, amortecimento $[C]$ e rigidez $[K]$ aos vetores de acelerações $\{\ddot{u}\}$, velocidades $\{\dot{u}\}$, deslocamentos $\{u\}$ e forças externas $\{f\}$.

$$[M]\{\ddot{u}\} + [C]\{\dot{u}\} + [K]\{u\} = \{f\} \quad (6)$$

A análise estática estrutural considera que os vetores $\{\ddot{u}\}$ e $\{\dot{u}\}$ são nulos na Eq. (6) e, portanto, tem-se o seguinte problema discreto, Equação (7):

$$[K]\{u\} = \{f\} \quad (7)$$

A não linearidade manifesta-se em decorrência da variação da rigidez dos elementos da matriz $[K]$ à medida que o carregamento atua e, conseqüentemente, depende das características do material, das propriedades físicas e de características geométricas (ALVES FILHO, 2012).

Em uma aplicação, quando as características do material se alteram à medida que o carregamento atua, as rigidezes expressas nas matrizes de rigidez dos elementos e da estrutura também se alteram, dando assim, origem a um comportamento não linear da estrutura (ALVES FILHO, 2012).

Há casos em que as variações dimensionais são pequenas, como na deformação elástica. Por outro lado, há situações em que as variações dimensionais são grandes, como por exemplo, em processos de conformação mecânica (ALVES FILHO, 2012).

E por último, a variação da rigidez dos elementos pode ser associada a alterações de geometria, como grandes deslocamentos. A geometria deformada da estrutura altera as equações de equilíbrio (ALVES FILHO, 2012).

4.5.2 Modelo constitutivo

Segundo CHOWDHURY (2018), diferentes abordagens são aplicadas na modelagem das LMF, são elas em categorias gerais: macro fenomenológica, micromecânica, dinâmica molecular e modelos de primeiros princípios. Descritas sucintamente abaixo.

As teorias macro fenomenológicas, derivadas de formulações empíricas que descrevem contínuos elásticos, plásticos e transformações de fase são principalmente de interesse de engenharia, em que o desempenho de componentes fabricados com LMF são investigados.

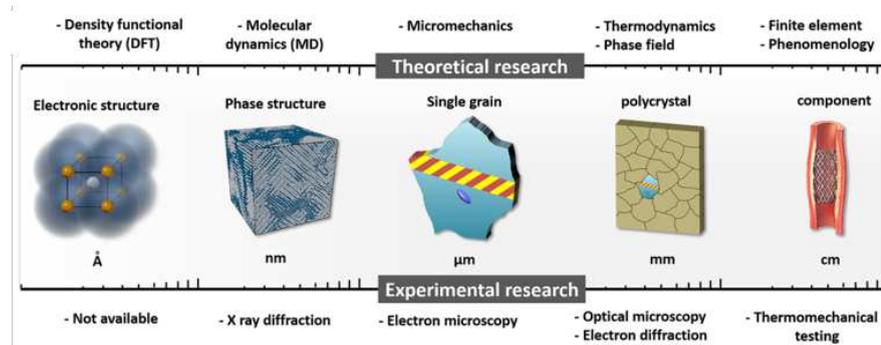
Os modelos micro mecânicos são geralmente voltados para o entendimento de fenômenos microestruturais dentro da mecânica do contínuo, como a acomodação de esforços devido a mudança de fase, bem como a influência dos precipitados.

Por contraste, a dinâmica molecular, sendo uma técnica computacional emergente, diz respeito a atributos de estruturas de rede discretas e, assim, captura o mecanismo de deformação da LMF por meio da reconstrução empírica de forças de ligação inter atômicas.

Finalmente, os modelos de primeiros princípios utilizam de ferramentas da mecânica quântica para avaliar os princípios atômicos de deformação.

A Figura 21 mostra uma perspectiva da escala da arquitetura nas pesquisas teórica e experimental.

Figura 21. Pesquisa teórica e experimental sobre LMF em diferentes escalas da arquitetura.



Fonte – CHOWDHURY (2018).

Nesse contexto, a teoria macro fenomenológica resulta em modelos constitutivos polinomiais, com restrições internas, de cinética de transformação assumida e baseados na plasticidade (PAIVA e SAVI, 2006).

O modelo macro fenomenológico 3D termomecânico para transformações de fase induzidas por tensão proposto por SOUZA *et al.* (1998) foi desenvolvido a partir da teoria da termodinâmica irreversível no âmbito de um regime de pequenas deformações (AURICCHIO e PETRINI, 2002). Dentro da estrutura da termodinâmica irreversível clássica, o modelo é capaz de reproduzir todas as características primárias em relação às LMF em um estado 3D de tensão. O potencial de energia livre é definido como:

$$\psi(\theta, \boldsymbol{\varepsilon}, T, \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}) = \frac{1}{2}K\theta^2 + G\|\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}\|^2 + \tau_M(T)\|\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}\| + \frac{h}{2}\|\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}\|^2 + \mathcal{J}_{\varepsilon_L}(\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}) \quad (8)$$

onde: $\boldsymbol{\varepsilon}$ é a deformação e $\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}$ é a deformação de transformação, K e G são os módulos elásticos longitudinal e cisalhante, respectivamente, $\|\cdot\|$ é a norma Euclidiana, τ_M é uma função positiva e linearmente crescente com a temperatura, definida como $\langle \beta(T - T_0) \rangle^+$, com $\langle \cdot \rangle^+$ a parte positiva do argumento, β é um parâmetro do material que relaciona as tensões características de transformação de fase com a temperatura, T é a temperatura ambiente e T_0 é a temperatura de referência para o estado livre de deformações na ausência de tensões aplicadas, h é um parâmetro do material relacionado ao endurecimento durante a transformação de fase.

Finalmente, $J_{\varepsilon_L}(\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}})$ é uma função indicatriz introduzida para satisfazer a restrição da norma da deformação de transformação e definida como:

$$J_{\varepsilon_L}(\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}) = \begin{cases} 0 & \text{se } \|\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}\| \leq \varepsilon_L \\ +\infty & \text{se } \|\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}\| > \varepsilon_L \end{cases} \quad (9)$$

Seguindo os argumentos clássicos, é possível calcular as quantidades termodinamicamente conjugadas aos componentes da deformação volumétrico e desviatório, $\boldsymbol{\varepsilon}$ e θ , e a deformação de transformação, $\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}$. Particularmente, tem-se:

$$p = \frac{\partial \Psi}{\partial \theta} = K\theta \quad (10)$$

$$\mathbf{s} = \frac{\partial \Psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} = 2G(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}) \quad (11)$$

$$\mathbf{X} = -\frac{\partial \Psi}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}} = \mathbf{s} - \boldsymbol{\alpha} \quad (12)$$

com \mathbf{X} indicado como tensão de transformação, onde:

$$\boldsymbol{\alpha} = [\tau_M(T) + h\|\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}\| + \gamma] \frac{\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}}{\|\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}\|} \quad (13)$$

com γ definido como:

$$\begin{cases} \gamma = 0 & \text{se } 0 < \|\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}\| < \varepsilon_L \\ \gamma \geq 0 & \text{se } \|\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}\| = \varepsilon_L \end{cases} \quad (14)$$

Logo, a introdução do pseudopotencial de dissipação na forma:

$$\phi(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\text{tr}}) = R\|\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\text{tr}}\| \quad (15)$$

com R como o raio do domínio elástico controlando a largura do laço histerético, combinado com uma lei de evolução complementar na forma:

$$\mathbf{X} \in \partial \phi(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\text{tr}}) \quad (16)$$

Para controlar a evolução da variável interna $\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}$, uma função limite é introduzida:

$$F(\mathbf{X}) = \|\mathbf{X}\| - R \leq 0 \quad (17)$$

A evolução da variável interna $\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}$ é dada por:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\text{tr}} = \dot{\xi} \frac{\mathbf{X}}{\|\mathbf{X}\|} \quad (18)$$

As condições de Kuhn-Trucker devem ser satisfeitas, tal que:

$$\begin{cases} \dot{\xi} \geq 0 \\ F(\mathbf{X}) \leq 0 \\ \dot{\xi} F(\mathbf{X}) = 0 \end{cases} \quad (19)$$

onde ξ é a fração volumétrica da fase martensítica durante a transformação de fase.

4.5.3 Parâmetros do modelo constitutivo

O modelo macro fenomenológico 3D termomecânico para transformações de fase induzidas por tensão proposto por SOUZA *et al.* (1998) e modificado por AURICCHIO e PETRINI (2002) já implementado no *software* comercial *ANSYS Mechanical* 16.0 necessita do provimento de parâmetros constitutivos obtidos experimentalmente, como apresentado na Tabel 1.

Os módulos elásticos austenítico e martensítico são longitudinais e mensurados experimentalmente por meio do cálculo do coeficiente angular da curva tensão *versus* deformação, $E_A = E_M = \Delta\sigma/\Delta\varepsilon$. Em isothermas a $T \leq M_f$ e $T \geq A_f$ obtém-se os módulos elásticos martensítico e austenítico, respectivamente. Outras técnicas de caracterização podem ser utilizadas para a obtenção destes parâmetros, como a Análise Dinâmica Mecânica, do inglês *DMA (Dynamic Mechanical Analysis)* e micro dureza, por exemplo.

Tabela 1. Descrição dos parâmetros constitutivos de acordo com o modelo proposto por SOUZA *et al.* (1998) e modificado por AURICCHIO e PETRINI (2002).

Propriedade mecânica (Unidade)	Descrição
E_A (MPa)	Módulo elástico austenítico
E_M (MPa)	Módulo elástico martensítico
ν	Coefficiente de <i>Poisson</i>
h (MPa)	Parâmetro de endurecimento
T_0 (°C)	Temperatura de referência
R (MPa)	Raio elástico
β (MPa/°C)	Coefficiente de influência de tensão
ε_L (mm/mm)	Máxima deformação de transformação
m	Parâmetro de dependência de Lode

O coeficiente de Clausius-Clapeyron β é mensurado experimentalmente por meio do cálculo do coeficiente angular da curva tensão *versus* temperatura, $\beta = \Delta\sigma/\Delta T$. Tal parâmetro relaciona as tensões características de transformação de fase com a temperatura, segundo a Lei de Clausius-Clapeyron. O modelo considera $\beta = C_A = C_M$.

O parâmetro de endurecimento h é mensurado experimentalmente durante as transformações de fase direta ou reversa, por meio do cálculo do coeficiente angular da curva tensão *versus* deformação especificamente entre as tensões de transformação de fase, ou seja, entre $\sigma_s^{A \rightarrow M}$ e $\sigma_f^{A \rightarrow M}$, ou entre, $\sigma_s^{M \rightarrow A}$ e $\sigma_f^{M \rightarrow A}$. Particularmente, o valor de $h = 0$ representa um patamar de tensão.

A máxima deformação de transformação ε_L é mensurada por meio da diferença entre as deformações no fim e início da transformação de fase direta, ou seja, entre $(\varepsilon_L)_{\sigma_f^{A \rightarrow M}}$ e $(\varepsilon_L)_{\sigma_s^{A \rightarrow M}}$, respectivamente, se $T \geq T_0$. Caso $T \leq T_0$, então a deformação de transformação pode ser considerada como a deformação de orientação da martensita maclada para martensita orientada (ASHRAFI *et al.* 2018).

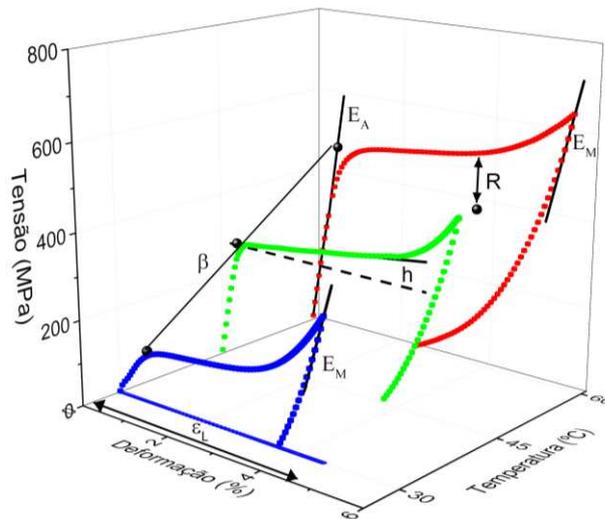
O raio elástico R é mensurado como metade da histerese mecânica a altas temperaturas ($T > T_0$), como descrito por AURICCHIO *et al.* (2009), ou seja, $R = \sqrt{\frac{2}{3} \frac{\sigma_f^{A \rightarrow M} - \sigma_s^{M \rightarrow A}}{2}}$. Uma forma alternativa é como segue: $R = \beta(A_f - M_s)/2$.

A partir do diagrama tensão *versus* temperatura, como apresentado por AURICCHIO *et al.* (2009), a temperatura de referência T_0 é mensurada como: $T_0 = A_f - \frac{R}{\beta}$.

Por último, o parâmetro de dependência de Lode m relaciona a assimetria do comportamento mecânico da LMF entre tração e compressão por meio das tensões características de transformação de fase. Um valor de $m = 0$ corresponde a um comportamento simétrico, sob tração e compressão. Sendo mensurado como: $m = \sqrt{\frac{27}{2} \frac{\sigma_c - \sigma_t}{\sigma_c + \sigma_t}}$ (AURICCHIO e PETRINI, 2004), onde σ_t e σ_c são as tensões características de transformação de fase uniaxial sob tração e compressão, respectivamente.

A Figura 22 mostra curvas tensão *versus* deformação a isotermas de temperatura com a identificação dos parâmetros do modelo constitutivo.

Figura 22. Curvas tensão *versus* deformação a isotermas de temperatura com a identificação dos parâmetros do modelo constitutivo.



5 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo tem por objetivo apresentar a metodologia de fabricação e caracterização experimental de uma LMF Ni-Ti nas condições como recebida e reprocessada pelo processo de fundição de precisão auxiliado por manufatura aditiva. São apresentados os parâmetros geométricos da concepção dos grampos ortopédicos porosos. Além disso, são apresentadas a metodologia de fabricação e caracterização experimental dos grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti. Por fim, são apresentados a modelagem computacional, com as hipóteses e restrições, da análise por elementos finitos dos grampos ortopédicos.

5.1 Material

As ligas de Ni-Ti com composição nominal de 55,8 % de Ni (% em peso) foram fabricadas pelos processos de fundição por indução a vácuo, do inglês *VIM* (*Vacuum Induction Melting*) e por fundição por feixe de elétrons, do inglês *EBM* (*Electron Beam Melting*). As ligas foram produzidas e cedidas pelo grupo de pesquisa ITASMART coordenado pelo Prof. Dr. Jorge Otubo no Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA) em São José dos Campos – SP.

A Figura 23 mostra uma fotografia das barras redondas de Ni-Ti fabricadas pelos processos *VIM* e *EBM*. Neste trabalho, tais barras redondas foram nomeadas como ligas base.

Figura 23. Fotografia das barras redondas de Ni-Ti fabricadas pelos processos *VIM* e *EBM*.



Pelo processo *VIM*, um lingote com aproximadamente 20 kg de massa e 90 mm de diâmetro foi inicialmente forjado a quente em prensa até 50 mm de diâmetro e posteriormente laminado em um laminador de canal para barras, resultando em uma barra redonda com 16 mm

de diâmetro. Pelo processo *EBM*, um lingote com aproximadamente 22 kg de massa e 150 mm de diâmetro foi inicialmente usinado superficialmente para retirada de óxidos e então forjado a quente em prensa até 50 mm de diâmetro e posteriormente laminado a quente, resultando em uma barra redonda com 15 mm de diâmetro (OTUBO e ANTUNES, 2010).

A composição química das ligas base de Ni-Ti fabricadas pelos processos *VIM* e *EBM* foi determinada pela técnica de Fluorescência de Raios X, do inglês *XRF (X-Ray Fluorescence)*. A Tabela 2 apresenta os valores em percentual mássico (% em peso) dos elementos Ni, C e O das ligas base de Ni-Ti.

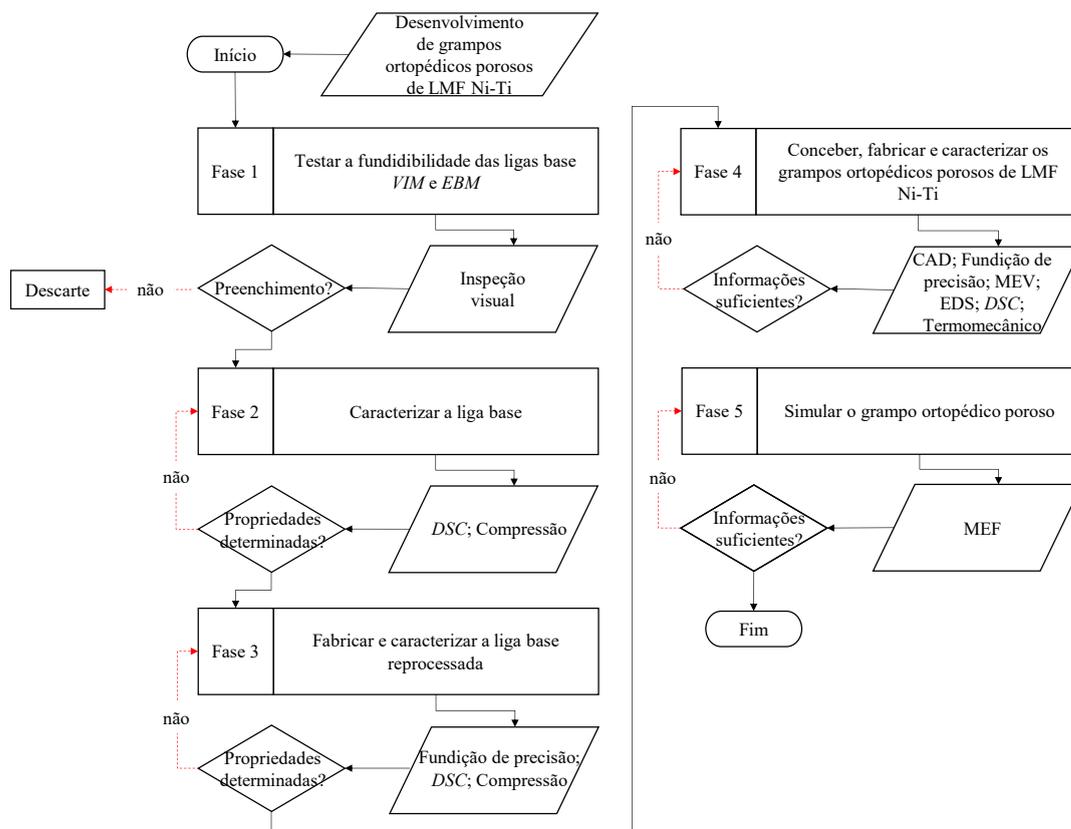
Tabela 2. Elementos químicos das ligas base de Ni-Ti.

Liga – Processo	Ni (% peso)	C (% peso)	O (% peso)
Ni-Ti – <i>VIM</i>	55,9	0,022	0,0465
Ni-Ti – <i>EBM</i>	55,3	0,016	0,0708

5.2 Metodologia da Pesquisa

A Figura 24 mostra o fluxograma da pesquisa com as etapas desenvolvidas durante as cinco fases deste trabalho. Na fase inicial foram testadas a fundidibilidade das ligas base a partir da inspeção visual do preenchimento dos moldes de grampos ortopédicos porosos objetivando selecionar a liga base para posterior reprocessamento e fabricação dos grampos ortopédicos porosos de LMF Ni-Ti por fundição de precisão. Na fase 2, amostras foram caracterizadas experimentalmente objetivando determinar as propriedades térmicas e termomecânicas para posterior comparação após o reprocessamento. Na fase 3, a liga base selecionada foi reprocessada e caracterizada experimentalmente com o objetivo de determinar as propriedades termomecânicas necessárias às simulações computacionais dos grampos porosos de LMF Ni-Ti. Na fase 4, grampos ortopédicos porosos foram concebidos, fabricados e caracterizados experimentalmente. Por fim, na fase 5, o comportamento termomecânico da liga base reprocessada e dos grampos porosos de LMF Ni-Ti foram simulados numericamente pelo método dos elementos finitos.

Figura 24. Fluxograma da pesquisa.



5.3 Fase 1 – Testes de Fundidibilidade

Com o objetivo de selecionar a liga base para a fabricação dos grampos ortopédicos porosos, testes de fundidibilidade foram realizados com ambas as ligas base fabricadas pelos processos *VIM* e *EBM*. Para isso, grampos porosos foram fabricados pelo processo de fundição de precisão. Tais grampos foram analisados por inspeção visual avaliando-se o preenchimento da geometria. Com isso, a liga base foi selecionada para prosseguir com o reprocessamento e caracterizações experimentais.

5.4 Fase 2 – Caracterização da Liga Base de Ni-Ti

As temperaturas e entalpias de transformação de fase da liga base selecionada foram determinadas pela técnica de Calorimetria Diferencial de Varredura (*DSC*), utilizando um equipamento modelo Q20 da marca *TA Instruments*, onde as amostras foram submetidas à um ciclo de resfriamento e aquecimento, na faixa de temperaturas entre -75 °C a 100 °C a uma taxa de 5 °C/min , sob atmosfera de nitrogênio gasoso. Previamente aos ensaios de *DSC*, as amostras

foram imersas em nitrogênio líquido por aproximadamente 5 min. Para isso, amostras cilíndricas com diâmetro de 3 mm foram usinadas pelo processo de eletroerosão a fio utilizando um equipamento modelo *NOVIK AR-1300* da marca *Eletrocut* a partir da liga base.

Para investigar o comportamento mecânico sob isotermas de temperatura, com o objetivo de determinar os módulos de elasticidade da austenita e martensita induzida por tensão, tensões de transformação de fase martensítica direta e reversa, deformações de transformação e residual, como também o coeficiente de Clausius-Clapeyron, amostras de compressão foram caracterizadas em regime quase-estático utilizando uma máquina de ensaios universal modelo 5582 da marca *INSTRON*, equipada com câmara térmica e vídeo extensômetro, modelo *AVE2*. Para tal, as amostras foram submetidas a isotermas de 30 °C, 40 °C, 50 °C e 60 °C, sob o modo de compressão uniaxial, por controle de deformação da travessa a taxas de deformação de 1 %/min. Previamente aos ensaios mecânicos às isotermas de 30 °C, as amostras foram imersas em nitrogênio líquido por aproximadamente 5 min.

Para os ensaios de compressão uniaxial, as amostras com formato cilíndrico com 8 mm de diâmetro e 18 mm de altura foram usinadas inicialmente pelo processo de eletroerosão a fio a partir da liga base selecionada. As faces das amostras foram usinadas pelo processo de retificação cilíndrica facial com a amostra estática com o objetivo de reduzir o atrito entre a amostra e os pratos de compressão durante os ensaios mecânicos. As amostras foram usinadas no sentido preferencial de laminação das barras redondas.

A Figura 25 mostra a amostra sob o prato de compressão com seus respectivos alvos destacados em branco para a leitura do vídeo extensômetro.

Figura 25. Amostra de compressão para a caracterização mecânica. Os alvos (círculos brancos) identificam o comprimento útil.

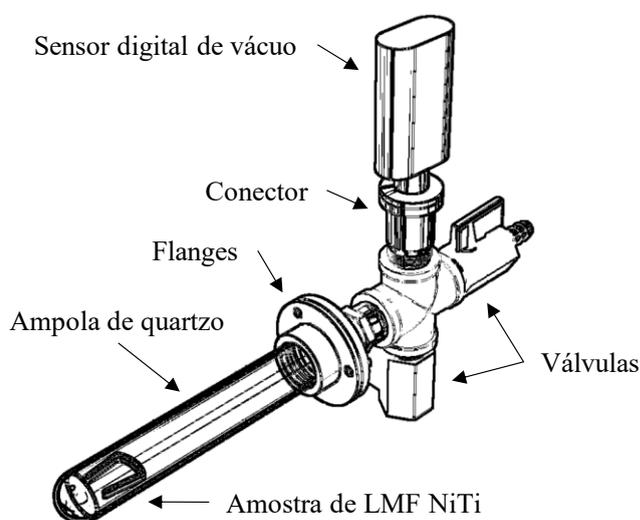


Após a fabricação pelo processo de eletroerosão a fio, a amostra foi imersa em banho ultrassônico por 10 min, sequencialmente em uma solução desengordurante, água destilada e álcool isopropílico. A camada superficial oxidada decorrente do processo de usinagem foi retirada pela imersão em solução ácida composta por 10% de HF, 40% de HNO₃ e 50% de H₂O (v/v) em banho estático. Após a decapagem, a amostra foi imersa em álcool isopropílico em banho ultrassônico por 10 min.

Por fim, a amostra foi submetida a tratamentos térmicos utilizando um forno resistivo. Tais tratamentos foram de 850 °C por 1 h (homogeneização) e de 500 °C por 2 h (envelhecimento) em ampola de quartzo sob atmosfera de vácuo com um fluxo constante de aproximadamente 30 pol Hg (101591 Pa) e resfriadas à temperatura ambiente ainda sob vácuo por 10 min antes de serem retiradas da ampola.

A Figura 26 mostra o sistema de vácuo desenvolvido para os tratamentos térmicos.

Figura 26. Desenho esquemático do sistema de vácuo utilizado nos tratamentos térmicos das amostras de LMF Ni-Ti.



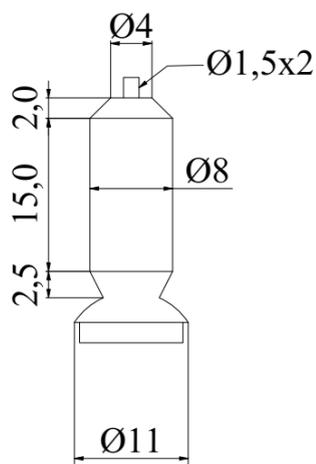
5.5 Fase 3 – Fabricação e Caracterização da Liga Base de Ni-Ti Reprocessada

O reprocessamento da liga base se faz necessário para a obtenção da geometria do grampo poroso pelo processo de fundição de precisão. Porém, como a liga será submetida a um novo processo de fundição e, conseqüentemente, um novo processo de solidificação, as propriedades termomecânicas sofrerão alterações. O objetivo desta etapa da metodologia é avaliar esta influência.

Com isso, um modelo cilíndrico foi concebido, contendo: cilindro principal, canais convergente e divergente e cilindro de suporte. O cilindro principal com 8 mm de diâmetro e 15 mm de altura se conecta ao canal convergente, e este se conecta ao massalote. Na face oposta ao cilindro principal, se conecta o canal divergente, que por sua vez se conecta ao cilindro de suporte. O cilindro de suporte possui 1,5 mm de diâmetro e 2 mm de altura. Tal cilindro foi utilizado na caracterização térmica pela técnica de *DSC*. O objetivo do cilindro de suporte é auxiliar o preenchimento da cavidade interna do molde e apoiar o canal de saída, este último fabricado em cera com 0,5 mm de diâmetro. Tal canal, após a sinterização do molde, fará a comunicação entre as câmaras de fusão, pressurizada com Ar (Argônio), e a de fundição, sob vácuo, facilitando a expulsão do Ar da cavidade interna do molde, como também auxiliando o preenchimento da cavidade interna do molde com o metal líquido.

A Figura 27 mostra a vista frontal do modelo cilíndrico utilizado para a fundição da amostra com as dimensões em milímetros.

Figura 27. Vista frontal do desenho do modelo cilíndrico. Unidades em mm.



Após a concepção, o modelo cilíndrico foi fabricado em resina pelo processo de manufatura aditiva de foto polimerização em cuba utilizando um equipamento modelo *AnyCubic Photon* da marca *ANYCUBIC 3D Printing* com resina modelo *Clear*, do mesmo fabricante. Os parâmetros de fabricação são apresentados na Tabela 3.

Tabela 3. Parâmetros de fabricação do modelo cilíndrico em resina.

Espessura da camada (μm)	Tempo de exposição normal (s)	Tempo entre camadas (s)	Tempo de exposição das camadas inferiores (s)	Quantidade de camadas inferiores
35	8	1	60	8

Após a cura com luz ultravioleta durante um tempo de 5 min a 10 min, o modelo em resina foi montado diretamente sob a base plástica com o suporte de cera para fundição, como mostra a Figura 28. Após a montagem, um anel metálico com 50 mm de diâmetro e 70 mm de altura, em aço inox, foi montado sob a cavidade interna da base.

Figura 28. Fotografia do modelo cilíndrico em resina montado sob a base plástica.



O molde sólido cerâmico foi fabricado utilizando o revestimento cerâmico *Micro Fine 1700* da marca *Talmax*. A preparação do revestimento se deu segundo as instruções do fabricante, com espatulação à vácuo por 60 s, utilizando 18 ml do líquido de revestimento para 5 ml de água destilada para cada 90 g de revestimento. Cada anel foi totalmente preenchido com aproximadamente 270 g de revestimento. Após a inclusão do anel metálico, sob uma mesa vibratória, o molde curou por 60 min antes da queima em forno resistivo. O ciclo de queima prevê dois patamares de temperatura: inicialmente a 300 °C por 30 min e a 950 °C por 20 min, com uma taxa de aquecimento entre os patamares de 30 °C/min. Após o ciclo de queima, o molde foi resfriado no forno até uma temperatura de 300 °C, temperatura na qual foram realizadas as fundições (SIMÕES, 2016).

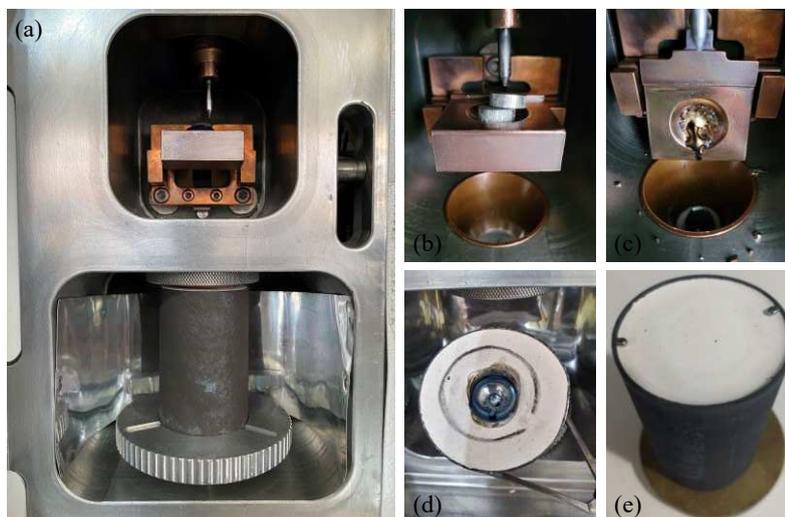
A massa necessária à fundição do molde cerâmico do modelo cilíndrico, desconsiderando o massalote, foi de aproximadamente 8 g. Tais valores foram estimados considerando a densidade de $6,5 \text{ g/cm}^3$, por meio da modelagem das geometrias dos modelos em ambiente *CAD* através do *software* de licença estudantil *Inventor 2018* da *Autodesk Inc.*

As cargas de fundição foram obtidas a partir da liga base selecionada, pela usinagem em formato de discos com 5 mm de espessura pelo processo de eletroerosão a fio. Após a usinagem, os discos foram lixados com escova de aço, imersos em banho ultrassônico por 10 min, sequencialmente em uma solução desengordurante, água destilada e álcool isopropílico. A camada superficial oxidada decorrente do processo de usinagem por eletroerosão a fio foi retirada pela imersão em solução ácida composta por 10% de HF, 40% de HNO₃ e 50% de H₂O (v/v) em banho estático. Por fim, foram imersas em álcool isopropílico em banho ultrassônico por 10 min.

A liga base selecionada foi vazada utilizando um equipamento de fundição a arco elétrico, modelo *Discovery All Metals* da EDG Equipamentos. As câmaras de fusão e fundição foram previamente limpas com álcool etílico absoluto 99,5% com o objetivo de remover fuligem de fundições anteriores e conseqüentemente reduzir a contaminação da liga base reprocessada de Ni-Ti. As cargas de fundição, foram dispostas sob um cadinho de cobre, previamente limpo em banho ultrassônico por 5 min com álcool etílico absoluto 99,5%. Previamente à abertura do arco elétrico, foram realizados dois ciclos de purga, onde cada ciclo consiste em: evacuação a pressões entre 25 in Hg (84659 Pa) e 30 in Hg (101591 Pa) por 30 s nas câmaras de fusão e fundição seguido pela injeção de Ar na câmara de fusão a pressões entre 25 Psi (172369 Pa) e 30 Psi (206843 Pa) por 20 s. Os moldes cerâmicos foram fundidos sob pressões de Ar na câmara de fusão entre 20 Psi (137895 Pa) e 28 Psi (193053 Pa), enquanto na câmara de fundição, sob vácuo a pressões entre 10 in Hg (33863 Pa) e 20 in Hg (67727 Pa). Após a injeção da liga base de Ni-Ti, as câmaras de fusão e fundição permaneceram pressurizadas por 2 min durante o resfriamento.

A Figura 29 resume as etapas do processo de fundição, com uma visão geral do equipamento com detalhes para a câmara de fusão, onde as cargas de fundição estão sob o cadinho de cobre, e detalhes para a câmara de fundição, com o massalote e canais de saída preenchidos com a liga base reprocessada de Ni-Ti.

Figura 29. Fotografias do processo de fundição. (a) Visão geral do equipamento com detalhe para a câmara de fusão (superior) e câmara de fundição (inferior). (b) Cargas de fundição sob o cadinho. (c) Cadinho tombado após a fusão da liga. (d) Molde cerâmico preenchido com detalhe para o massalote. (e) Molde cerâmico preenchido com detalhe para os canais de saída.



Após a desinclusão do molde cerâmico com o auxílio de um martelo pneumático, as superfícies do modelo fundido fabricado com a liga base reprocessada foi jateada com alumina com granulometria de 100 μm a uma pressão de 8 bar (800000 Pa).

O processo de usinagem por eletroerosão a fio foi utilizado para a retirada dos canais convergentes e divergentes do modelo cilíndrico de LMF Ni-Ti. As faces das amostras cilíndricas foram usinadas pelo processo de retificação cilíndrica facial com a amostra estática, resultando em uma amostra cilíndrica com aproximadamente 8 mm de diâmetro e 15 mm de altura.

Após a etapa de fabricação pelo processo de eletroerosão a fio, a amostra foi imersa em banho ultrassônico por 10 min, sequencialmente em uma solução desengordurante, água destilada e álcool isopropílico. A camada superficial oxidada decorrente do processo de usinagem e de fundição foi decapada pela imersão em solução ácida composta por 10% de HF, 40% de HNO_3 e 50% de H_2O (v/v) em banho estático. Após a decapagem, a amostra foi imersa em álcool isopropílico em banho ultrassônico por 10 min.

Por fim, a amostra foi submetida a tratamentos térmicos utilizando um forno resistivo. Tais tratamentos foram de 850 $^{\circ}\text{C}$ por 1 h (homogeneização) e de 500 $^{\circ}\text{C}$ por 2 h (envelhecimento) em ampola de quartzo sob atmosfera de vácuo com um fluxo constante de aproximadamente 30 pol Hg (101591 Pa) e resfriadas à temperatura ambiente ainda sob vácuo

por 10 min antes de serem retiradas da ampola. O mesmo sistema de vácuo apresentado na seção 5.4 foi utilizado para os tratamentos térmicos.

A liga base reprocessada foi submetida às mesmas caracterizações termomecânicas utilizadas na liga base, incluindo os ensaios térmicos pela técnica de *DSC* e termomecânicos sob o modo de compressão uniaxial. A influência do reprocessamento foi avaliada com base nas diferenças observadas nas propriedades termomecânicas extraídas destas caracterizações.

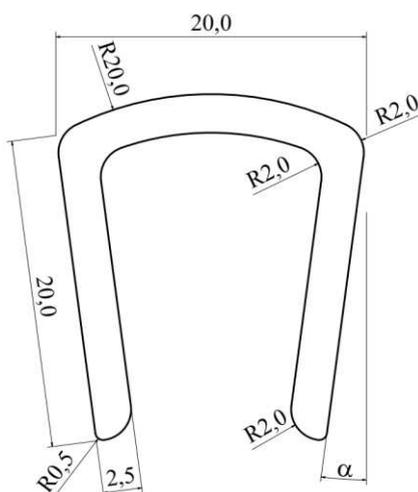
5.6 Fase 4 – Concepção, Fabricação e Caracterização dos Grampos Ortopédicos

5.6.1 Concepção dos grampos ortopédicos

A concepção do *design* do grampo ortopédico denso se baseou na revisão da literatura e de grampos comercialmente disponíveis, como também de simulações computacionais preliminares. Para tal, adotaram-se dimensões geométricas referentes a grampos aplicados para procedimentos cirúrgicos nas regiões do tarso e metatarso do pé.

Tal grampo ortopédico foi nomeado como denso por não possuir poros, como também por se tratar de um *design* comum a todos os grampos até então observados no estado da arte. O grampo denso possui formato aproximado em “U” com duas hastes convergentes unidas por uma base curva com dimensões de base, hastes e espessura de 20 mm, 20 mm e 2,5 mm, respectivamente. O ângulo inicial das hastes foi representado pelo símbolo α , como mostra a Figura 30.

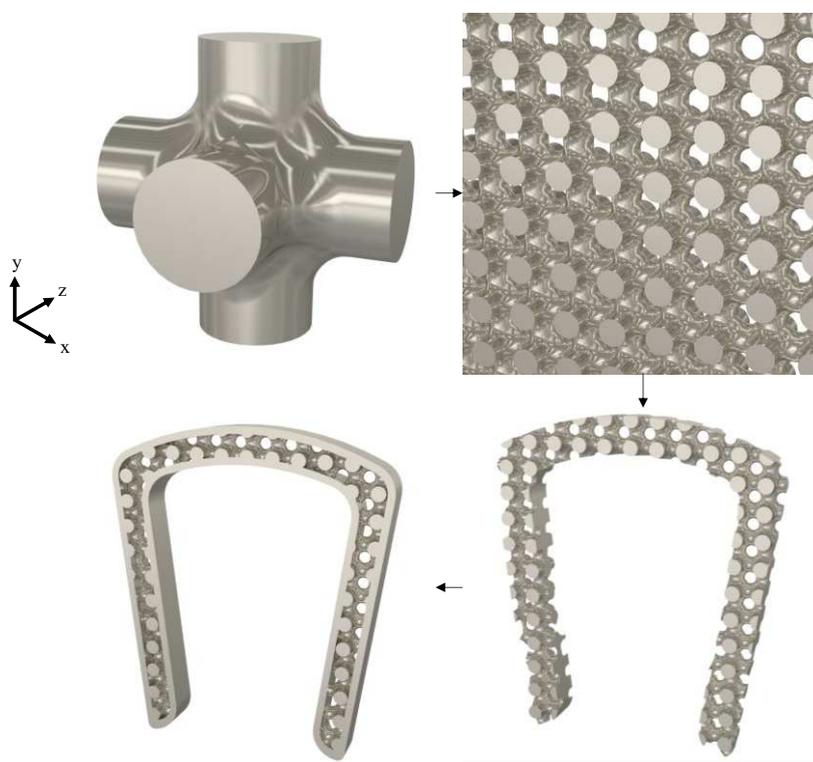
Figura 30. Vista frontal do desenho do grampo ortopédico denso. Unidades em mm.



Com isso, o grampo ortopédico poroso foi concebido pela introdução de poros na geometria do grampo denso. A célula unitária selecionada para a concepção do grampo poroso possui topologia tridimensional do tipo cúbica simples, do inglês *SC (Simple Cubic)*, com dimensões do suporte de 2,5 mm, 1 mm e 0,4 mm, referentes ao comprimento, diâmetro e raio de concordância, respectivamente. Tal geometria de célula foi selecionada por se tratar da estrutura em rede mais observada na literatura (OBADIMU e KOUROUSIS, 2021).

A Figura 31 mostra uma representação esquemática das etapas de modelagem computacional do grampo ortopédico poroso em ambiente *CAD*.

Figura 31. Representação esquemática das etapas de modelagem do grampo ortopédico poroso em ambiente *CAD*.



As geometrias dos grampos porosos foram modeladas em ambiente *CAD* através do *software* de licença estudantil *Inventor 2018* da *Autodesk Inc*. Inicialmente, a partir da criação de primitivas do tipo cilindros com 1 mm de diâmetro e 2,5 mm de comprimento gerou-se uma célula unitária pela intersecção entre 3 cilindros. Operações do tipo *surface* foram utilizadas para criar um arredondamento das arestas coincidentes entre os cilindros, com um raio de 0,4 mm. Após a criação da célula unitária com topologia do tipo *SC*, tais células foram igualmente replicadas nas direções horizontal (eixo X) e vertical (eixo Y) com um padrão de repetição com espaçamento de 1,75 mm entre as células unitárias. Com isso, gerou-se uma estrutura

bidimensional em formato de tela com poros com aproximadamente 740 μm de diâmetro. A partir da tela, os contornos referentes ao grampo ortopédico denso foram desenhados no plano XY e utilizando-se operações booleanas do tipo extrusão (eixo Z), o grampo ortopédico poroso foi concebido. Por fim, uma camada com 0,5 mm de espessura foi introduzida em todo o perímetro do grampo com o objetivo de facilitar a abertura e inserção do grampo na região óssea durante o procedimento cirúrgico. A dimensão do poro foi definida como o diâmetro de um círculo inscrito na topologia SC. Logo, o grampo ortopédico poroso com poros de 740 μm de diâmetro resultou em uma porosidade de aproximadamente 32%.

5.6.2 Fabricação dos Grampos Ortopédicos

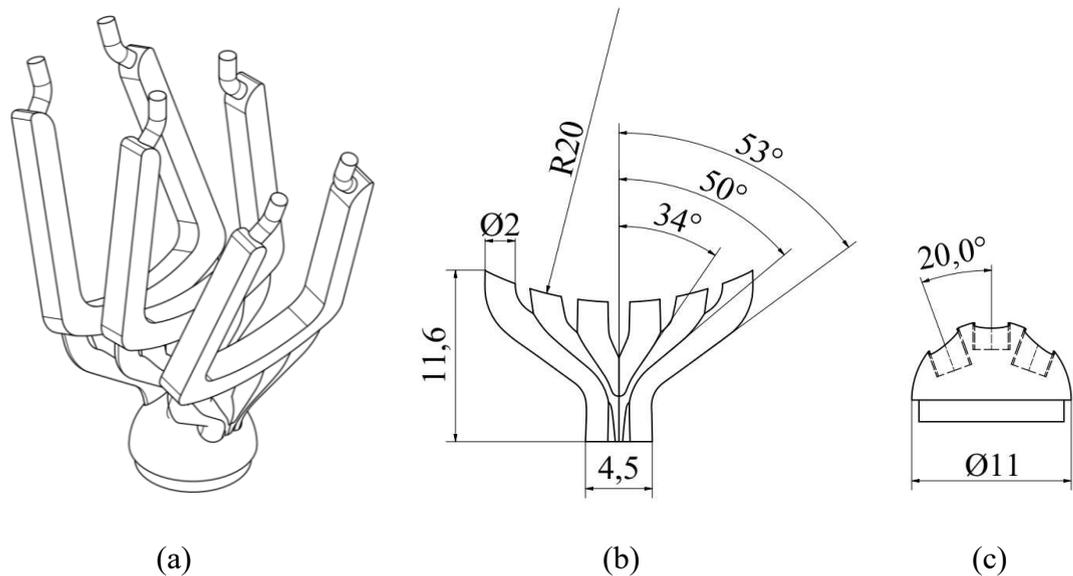
Os grampos ortopédicos porosos e densos de LMF Ni-Ti foram fabricados pelo processo de fundição de precisão auxiliado por manufatura aditiva a partir do reprocessamento da liga base selecionada previamente nos testes de fundidibilidade.

Logo, um sistema de alimentação, nomeado como árvore de fundição, foi concebido para o preenchimento da cavidade interna do molde com o metal líquido, priorizando os parâmetros relativos aos canais de alimentação, como: quantidade, comprimento e ângulo. Estes parâmetros foram identificados e otimizados qualitativamente previamente a partir de testes preliminares. Para o sistema de alimentação, foram adotados 6 canais de alimentação de seção transversal circular e convergentes ao longo do comprimento, igualmente distribuídos e conectados à base do grampo. Tais canais, inicialmente com diâmetro de 2,5 mm se conectam entre si em formato de elipse, com raio maior de 2,55 mm e raio menor de 1,25 mm. À base do grampo, se conectam por meio de trajetos com curvas suavizadas por meio de arredondamentos com altura total de aproximadamente 11,6 mm, onde ao fim do trajeto, se conectam à face externa da base do grampo e possuem diâmetro de 2 mm. À extremidade de cada uma das hastes do grampo, foram conectados cilindros com diâmetro de 1,5 mm, estes têm por objetivo auxiliar o preenchimento da cavidade interna do molde como também proporcionar amostras para a caracterização térmica pela técnica de *DSC*.

Além disso, foram concebidas bases com o objetivo de conectar os modelos em resina dos grampos à base plástica. Estas bases possuem 3 furos, com ângulo de 20° entre si. Um total de 3 modelos em resina foram montados sob a base plástica.

A Figura 32 mostra a árvore de fundição utilizada nas fundições dos grampos ortopédicos, composta pelos canais de alimentação e pela base, com dimensões em milímetros.

Figura 32. (a) Vista isométrica da árvore de fundição do grampo ortopédico. (b) Vista frontal dos canais de alimentação. (c) Vista frontal da base. Unidades em mm.



Logo, os modelos dos grampos ortopédicos e a base foram fabricados em resina pelo processo de manufatura aditiva de foto polimerização em cuba utilizando o mesmo equipamento e parâmetros de impressão dos modelos cilíndricos descritos no item 5.5.

A direção vertical foi adotada na fabricação dos modelos em resina dos grampos ortopédicos. Pata tal, foram utilizados como suporte, dos canais de alimentação à base da plataforma de impressão, uma base com formato de elipse com dimensões de 6 mm, 2,5 mm e 1 mm, de raio maior, raio menor e espessura, respectivamente. Este suporte foi retirado após a impressão dos modelos, como mostra a Figura 33.

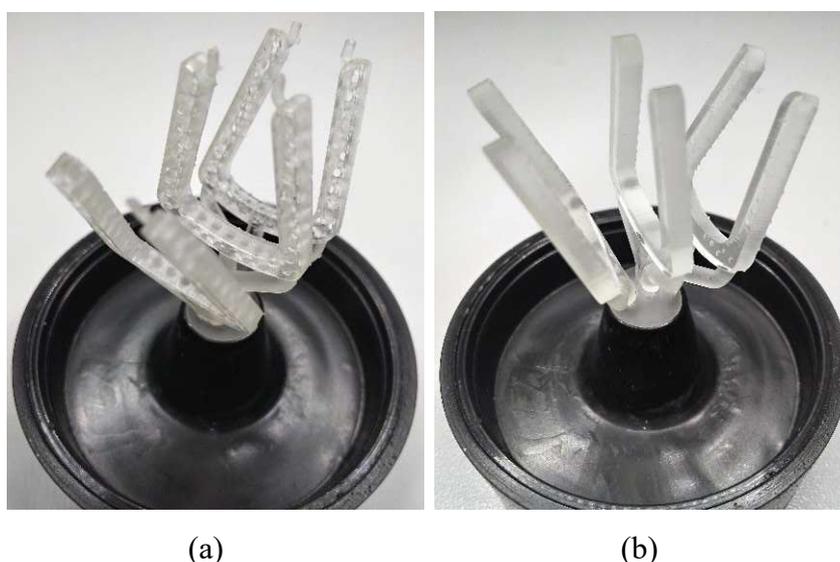
Figura 33. Modelos em resina dos grampos ortopédicos porosos sob a plataforma.



Após a cura com luz ultravioleta durante um tempo entre 5 min e 10 min, os modelos em resina foram montados diretamente sob a base plástica com o suporte de cera para fundição, como mostra a

Figura 34. Os moldes cerâmicos foram fabricados utilizando os mesmos materiais e procedimentos da fabricação dos moldes das amostras cilíndricas descritas no item 5.5.

Figura 34. Fotografia dos modelos em resina dos grampos ortopédicos montados sob a base plástica. (a) Poroso. (b) Denso.



As massas necessárias às fundições dos moldes cerâmicos dos grampos ortopédicos porosos e densos, desconsiderando o massalote, foram de aproximadamente 10,89 g e 13,05 g, respectivamente. Tais valores foram estimados considerando a densidade de $6,5 \text{ g/cm}^3$, por meio da modelagem da geometria da árvore de fundição em ambiente *CAD* através do *software* de licença estudantil *Inventor 2018* da *Autodesk Inc.*

As cargas de fundição foram obtidas a partir da liga base pela usinagem em formato de discos com 5 mm de espessura pelo processo de eletroerosão a fio. Após a usinagem, os discos foram lixados com escova de aço, imersos em banho ultrassônico por 10 min, sequencialmente em uma solução desengordurante, água destilada e álcool isopropílico. A camada superficial oxidada decorrente do processo de usinagem por eletroerosão a fio foi decapada pela imersão em solução ácida composta por 10% de HF, 40% de HNO₃ e 50% de H₂O (v/v) em banho estático. Por fim, foram imersas em álcool isopropílico em banho ultrassônico por 10 min.

A liga base selecionada foi vazada utilizando um equipamento de fundição a arco elétrico, modelo *Discovery All Metals* da EDG Equipamentos, com os mesmos procedimentos para a fundição das amostras cilíndricas, como descrito no item 5.5. Os moldes cerâmicos dos grampos ortopédicos foram fundidos sob pressões de Ar na câmara de fusão entre 5 Psi (34473 Pa) e 25 Psi (172369), enquanto na câmara de fundição, sob vácuo a pressões entre 5 in Hg (16931 Pa) e 20 in Hg (67727 Pa).

As etapas referentes ao pós-processamento como a desinclusão dos moldes, jateamento com alumina e decapagem em solução ácida, foram realizadas como descrito no item 5.5.

Por fim, os grampos porosos e densos foram submetidos a tratamentos térmicos utilizando os mesmos procedimentos que os descritos no item 5.4.

5.6.3 Caracterização composicional e microestrutural

Inicialmente, as dimensões dos grampos ortopédicos porosos fabricados em resina e LMF Ni-Ti foram aferidas com o auxílio de um MEV modelo *Vega3* da marca *TESCAN* com o objetivo de analisar os efeitos de redução ou ampliação das dimensões dos grampos porosos entre os modelos projetados em ambiente *CAD*, em resina e em LMF Ni-Ti.

A superfície dos grampos ortopédicos densos de LMF Ni-Ti nas condições como fabricado, decapado e envelhecido foram caracterizadas pela técnica de EDS utilizando um detector modelo *x-act* da marca *Oxford Instruments* com o objetivo de analisar a composição química superficial.

A técnica de espectroscopia Raman foi utilizada com o intuito de complementar as análises de EDS na superfície dos grampos densos na condição envelhecido. As regiões centrais de ambas as hastes do grampo foram as regiões selecionadas para as análises. Com isso, os espectros Raman foram obtidos utilizando um microscópio Raman confocal da marca *Renishaw* modelo *inVia™* com laser de 532 nm e potência de saída de 50 mW. As regiões de análise foram selecionadas utilizando uma lente objetiva de 100 x de ampliação acoplado a um microscópio da marca *Leica* modelo DM2700M. Estas análises foram realizadas no Laboratório de Caracterização de Materiais (LCM) alocado na Unidade Acadêmica de Engenharia de Materiais (UAEMa) da Universidade Federal de Campina Grande (UFCG).

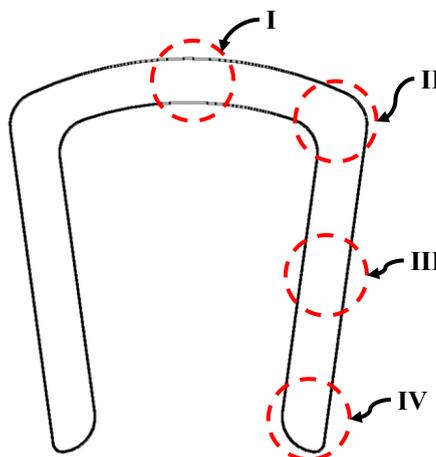
Para as análises macro e microestruturais e composicionais, os grampos porosos e densos de LMF Ni-Ti foram preparados segundo a sequência: 1) embutimento a quente; 2) lixamento com lixas de óxido de alumínio com granulometria 100, 220, 360, 400, 600, 800, 1000, 1200 e 2000; 3) polimento em solução de alumina com granulometria de 1 μm , 0,3 μm e

0,05 μm ; 4) ataque químico por imersão em solução ácida composta por 10% de HF, 40% de HNO_3 e 50% de H_2O (v/v). As amostras foram analisadas no plano médio, com uma espessura de aproximadamente 1,25 mm, usinadas pelo processo de eletroerosão a fio.

Com o objetivo de caracterizar a macroestrutura de solidificação, imagens com ampliação de 50 x foram obtidas utilizando um microscópio ótico modelo *SC30* da marca *Olympus*. Para tal, foi selecionada a condição como fabricado do grampo denso de LMF Ni-Ti.

As análises macro e microestruturais e composicionais foram realizadas em regiões pré-definidas dos grampos ortopédicos. As regiões selecionadas foram nomeadas como: (I) base, (II) curva, (III) central da haste e (IV) extremidade da haste, como mostra a Figura 35.

Figura 35. Esquema do grampo ortopédico com a identificação das regiões analisadas.



As análises composicionais dos grampos ortopédicos foram realizadas com ampliações de 5000 x pela técnica de EDS acoplado ao MEV.

O tamanho médio de grão nas regiões pré-definidas dos grampos foi determinado com o auxílio do *software* de *ImageJ* pelo método de interseção linear utilizando 10 linhas horizontais. As imagens da análise microestrutural dos grampos ortopédicos porosos e densos foram capturadas por um MEV, com ampliações de 2000 x.

5.6.4 Caracterização térmica e mecânica

As temperaturas e entalpias de transformação de fase dos grampos ortopédicos foram determinadas pela técnica de *DSC*. As amostras foram obtidas a partir dos cilindros conectados às extremidades das hastes dos modelos fundidos para os grampos porosos e a partir dos canais

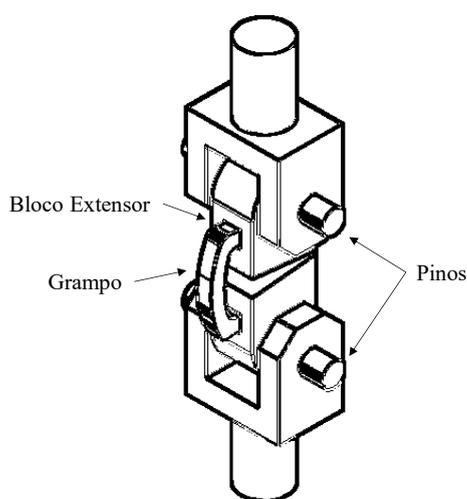
de alimentação para os grampos densos. Tais amostras foram caracterizadas utilizando os mesmos parâmetros de ensaio descritos no item 5.4.

Os grampos ortopédicos foram submetidos a ensaios mecânicos sob o modo combinado de tração e flexão de acordo com as especificações técnicas da norma ABNT NBR 15695 baseada na ASTM F564 – 17. Uma liga de Sn foi utilizada para a fixação das hastes do grampo nos furos dos blocos extensores. Segundo a norma, uma liga metálica de baixo ponto de fusão pode ser utilizada para a fixação das hastes aos blocos extensores.

Para investigar o comportamento mecânico sob isotermas de temperatura, com o objetivo de determinar a rigidez secante e a máxima força gerada considerando a abertura total das hastes, os grampos ortopédicos foram caracterizados em regime quase-estático utilizando o equipamento descrito na item 5.4. Para tal, os grampos foram submetidos a ensaios mecânicos de carregamento e descarregamento por controle de deslocamento da travessa a taxas de 0,5 mm/min sob isotermas de 30 °C, 37 °C, 40 °C, 50 °C e 60 °C. Previamente aos ensaios à isoterma de 30 °C, os grampos fixos aos blocos extensores foram resfriados em nitrogênio líquido por aproximadamente 5 min.

A Figura 36 mostra uma representação esquemática e montagem experimental do grampo ortopédico para o ensaio mecânico sob o modo combinado de tração e flexão com seus respectivos alvos destacados em branco para a leitura do vídeo extensômetro.

Figura 36. (a) Representação esquemática da montagem experimental para o ensaio mecânico sob o modo combinado de tração e flexão. (b) Grampo ortopédico denso fixado aos blocos extensores. Os alvos (círculos brancos) identificam o comprimento útil.



(a)



(b)

5.7 Fase 5 – Simulação Numérica

Esta seção abordará as simulações numéricas em ambiente *CAE* utilizando o método dos elementos finitos através do *software* comercial *ANSYS Mechanical v.17.0*. Para tal, utilizou-se um computador com 6 núcleos físicos de processamento, modelo *Intel Xeon E5 1650 v2* de 3,50 GHz e 64 Gb de memória *RAM*.

5.7.1 Simulação numérica da liga com memória de forma

O modelo numérico para analisar o comportamento termomecânico do material foi discretizado com um único elemento finito tridimensional de alta ordem que exhibe comportamento quadrático, *SOLID186* (ANSYS, 2013). Tal elemento finito possui 20 nós, com 3 graus de liberdade translacionais por nó, nos eixos globais X, Y e Z. Estas análises foram realizadas com o objetivo de se comparar os dados experimentais obtidos a partir da caracterização termomecânica da LMF Ni-Ti reprocessada com o modelo numérico implementado no *ANSYS Mechanical APDL*.

As condições de contorno impostas no elemento finito cúbico equivalem a restrições de deslocamento nas direções X, Y e Z nos nós de uma das faces, enquanto nos nós da face oposta, uma tensão prescrita (σ) é aplicada; este valor de σ foi equivalente ao valor obtido experimentalmente em cada uma das isotermas e seguiu duas etapas (carregamento – descarregamento) com 150 subdivisões cada. O modelo computacional foi simulado sob o modo de compressão em isotermas de temperatura de 30°C, 37 °C, 40 °C, 50 °C e 60 °C. Vale salientar que foram considerados os efeitos de não-linearidades físicas (de material), decorrentes do comportamento mecânico das LMF Ni-Ti na etapa de solução das simulações computacionais.

5.7.2 Simulação numérica dos grampos ortopédicos

Os modelos geométricos dos grampos ortopédicos porosos e densos foram inicialmente importados em formato (*.IGS*) e discretizados utilizando malhas não-estruturadas e não-uniformes com elementos finitos sólidos quadráticos do tipo *SOLID187*, *SOLID186* e de casca quadráticos do tipo *SHELL181* (ANSYS, 2013).

O modelo computacional assumiu simetria no plano YZ na região da base do grampo. A condição de contorno imposta admitiu um deslocamento prescrito (δ) no identador

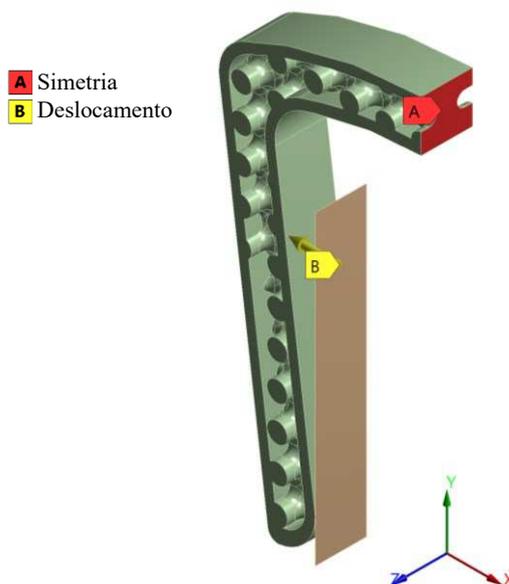
(*CONTACT*), o qual faz contato com os nós da face interna da haste (*TARGET*) do grampo e foi discretizado com elementos do tipo casca quadráticos, *SHELL181* com o comportamento linear elástico de material, com propriedades de módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson de 210 GPa e 0,33, respectivamente. O contato foi considerado com atrito, com coeficiente de 0,2, comportamento simétrico e formulação Lagrangeana aumentada.

A condição de contorno prevê a abertura total das hastes do grampo. Portanto, os valores de δ variaram de acordo com o ângulo inicial das hastes (α). Este ângulo inicial se refere ao grampo em repouso e o deslocamento imposto como condição de contorno, objetiva a redução de tal ângulo a zero, condição na qual o grampo estaria propício à implantação e condição na qual as funcionalidades das LMF Ni-Ti se apresentam.

Além disso, foi realizado um estudo de independência de malha utilizando como critério a Máxima Tensão Principal ao fim da etapa do carregamento mecânico. Este estudo tem por objetivo a redução dos erros de truncamento da solução numérica com o refino da malha. Por fim, foram considerados os efeitos de não-linearidades físicas (de material).

A Figura 37 mostra uma representação esquemática tridimensional das condições de contorno impostas ao modelo computacional do grampo ortopédico poroso de LMF Ni-Ti.

Figura 37. Modelo computacional do grampo ortopédico poroso.



6 RESULTADOS E DISCUSSÕES

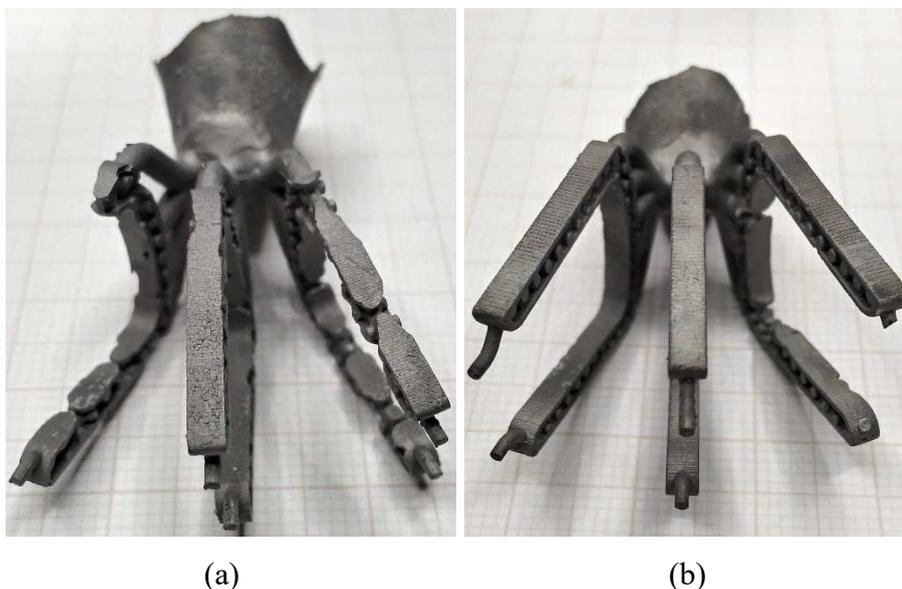
Este capítulo apresentará os resultados e discussões dos critérios para a seleção da liga base, como também a fabricação e caracterização térmica e termomecânica da liga base reprocessada. Além disso, são apresentados e discutidos os resultados da caracterização experimental dos grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti poroso e denso. Por fim, são apresentados os resultados numéricos da avaliação do comportamento mecânico dos grampos poroso e denso de LMF Ni-Ti.

6.1 Testes preliminares de fundidibilidade

Inicialmente, testes de fundidibilidade foram realizados com ambas as ligas base, *VIM* e *EBM*. Tais testes objetivaram selecionar a liga para posterior fabricação dos grampos ortopédicos porosos e densos. Para isso, uma inspeção visual foi realizada nos grampos porosos observando-se identificar os maiores índices de preenchimento. Tais índices foram analisados qualitativamente por meio de imagens fotográficas macroscópicas.

A Figura 38 mostra fotografias dos modelos fundidos dos grampos porosos fabricados com as ligas base reprocessadas, *VIM* com poros de $1000\ \mu\text{m}$ e $\alpha = 12,5^\circ$, e *EBM* com poros de $740\ \mu\text{m}$ e $\alpha = 7,5^\circ$.

Figura 38. Fotografias dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos porosos fabricados com as ligas base reprocessadas. (a) *VIM*. (b) *EBM*.



Como observado, ocorreram falhas de preenchimento em ambos os modelos fundidos porosos, contudo os índices de preenchimento dos modelos fabricados com a liga base *EBM* foram superiores aos fabricados com a liga base *VIM*, apesar da diferença entre os modelos geométricos dos grampos ortopédicos porosos. Além disso, os grampos com os maiores índices de preenchimento foram os localizados no centro, os laterais, por sua vez, preencheram total (*EBM*) ou parcialmente (*VIM*), provavelmente devido à posição preferencial de vazamento do metal líquido

A Tabela 4 apresenta os parâmetros de fundição para os grampos porosos fabricados com as ligas base *VIM* e *EBM*.

Tabela 4. Parâmetros de fundição para os grampos ortopédicos porosos fabricados com as ligas base *VIM* e *EBM*.

Liga/Câmara	Pressão	Vácuo
<i>VIM</i>	25 Psi (172369 Pa)	11 in Hg (37250,3 Pa)
<i>EBM</i>	24 Psi (165474 Pa)	4 in Hg (13545,6 Pa)

Ambos os modelos fundidos apresentaram oxidação superficial, isto se deve à reação entre o metal líquido e o revestimento cerâmico, também observado por outros autores (SANTIAGO *et al.* 2019; SIMÕES *et al.* 2018; MONTENEGRO *et al.* 2020; SIMÕES *et al.* 2020; GOMES *et al.* 2021).

Após as dificuldades observadas no preenchimento dos moldes cerâmicos dos grampos porosos fabricados com a liga base *VIM*, optou-se por realizar duas fundições com a mesma geometria de grampo, porém com diferentes parâmetros de fundição, como apresentado na Tabela 5.

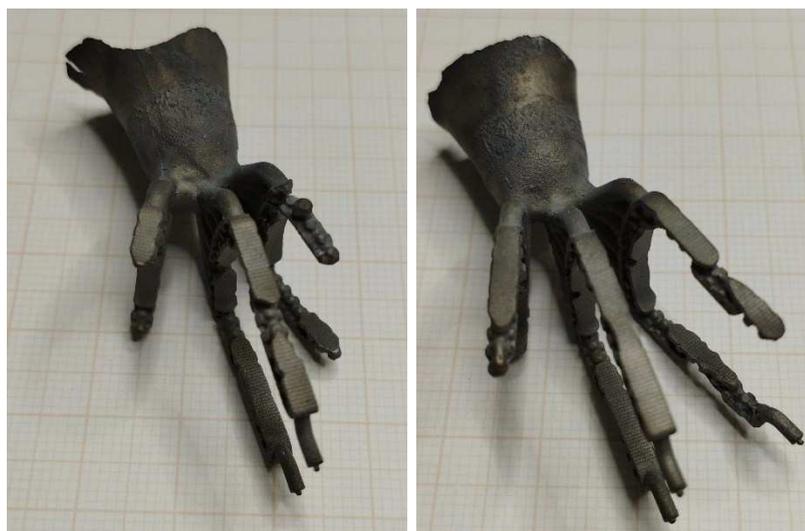
Tabela 5. Parâmetros de fundição para os grampos ortopédicos porosos fabricados com a liga base *VIM*.

Condição/Câmara	Pressão	Vácuo
1	22 Psi (172369 Pa)	7 in Hg (37250,3 Pa)
2	27 Psi (165474 Pa)	20 pol Hg (13545,6 Pa)

Com isso, a Figura 39 mostra as fotografias dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos porosos com poros de $740\ \mu\text{m}$ e $\alpha = 7,5^\circ$, ambos fabricados com a liga base *VIM*.

Figura 39. Fotografias dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos porosos com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricados com a liga base *VIM* com parâmetros de pressão de Ar/vácuo.

(a) 22 Psi/7 in Hg. (b) 27 Psi/20 in Hg.



(a)

(b)

Como pode-se observar, ocorreram falhas de preenchimento em ambas as amostras. Contudo, a condição 1, caso com 27 Psi/20 in Hg visivelmente preencheu uma fração da geometria superior, quando comparado a condição 2, caso com 22 Psi/7 in Hg. Em ambos os casos, como observado anteriormente, o grampo central apresentou preenchimento superior, ainda com falhas, aos grampos localizados lateralmente. Isto indica que quanto maior o nível de vácuo, maior o índice de preenchimento dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos porosos de LMF Ni-Ti.

Vale destacar que estes modelos não possuíam canais de saída, que conectam a câmara de fusão à de fundição e por sua vez auxiliam no preenchimento do molde. À princípio, uma das hipóteses que ainda deve ser validada para o preenchimento dos grampos ortopédicos porosos de LMF Ni-Ti, utilizando o mesmo modelo de árvore de fundição, é quanto a presença de canais de saída. Outra hipótese é quanto a fluidez da liga base, diretamente relacionada à composição química. As ligas base *VIM* e *EBM* possuem composição de 55,9% de Ni (% em peso) e 55,3% de Ni (% em peso), respectivamente.

HERØ *et al.* (1993) e SYVERUD e HERØ (1995) obtiveram resultados semelhantes quando avaliaram os efeitos da pressão do Ar, dos canais de saída (*mold venting*) e da

permeabilidade do revestimento sob o preenchimento do molde com fundições de titânio, utilizando um equipamento com o mesmo princípio utilizado neste trabalho. Concluíram que as altas pressões de Ar resultaram em vazios internos causados pelo aprisionamento do Ar e que independentemente da presença dos canais de saída, os moldes foram preenchidos, apesar de possuírem porosidades internas.

Com isso, a liga base *EBM* foi selecionada para a fabricação dos grampos ortopédicos porosos de LMF Ni-Ti pelo processo de fundição de precisão auxiliado por manufatura aditiva. E a fim de comparar o comportamento mecânico dos grampos porosos, foram fabricados grampos densos com a liga base *EBM*.

A Figura 40 mostra a fotografia do modelo fundido do grampo denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base reprocessada *EBM*.

Figura 40. Fotografia do modelo fundido do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM*.



Observa-se que o modelo fundido do grampo ortopédico denso obteve total preenchimento da cavidade interna do molde, sem apresentar defeitos superficiais evidentes, mesmo com um conceito preliminar de sistema de alimentação, composto por 3 canais de alimentação. Neste caso, não foi utilizado canais de saída. Vale destacar que a análise visual externa do grampo, não o exime de possíveis defeitos internos, como vazios e, portanto, devem ser utilizadas análises complementares de inspeção, como micro tomografia computadorizada e Raios-X, por exemplo.

6.2 Resultados Experimentais da Liga Base *EBM* de Ni-Ti

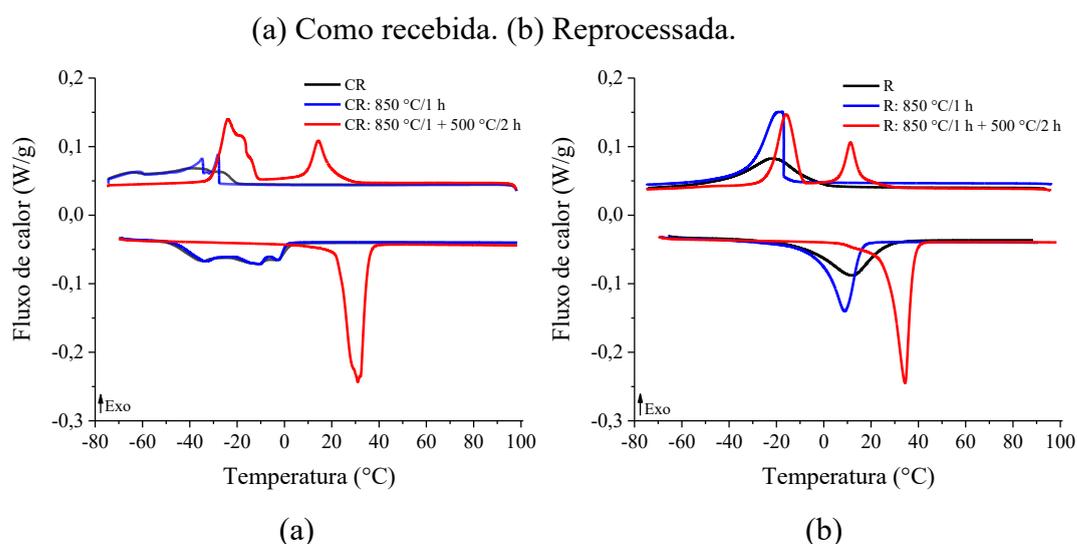
6.2.1 Temperaturas de transformação de fase

Baseado nos testes preliminares de fundidibilidade dos grampos ortopédicos porosos de LMF Ni-Ti, a liga base *EBM* foi selecionada para prosseguir com a caracterização experimental. Para a liga base reprocessada, a amostra foi retirada dos cilindros que conectam os canais de saída ao modelo fundido cilíndrico; este fabricado para a caracterização mecânica sob o modo de compressão uniaxial.

A Figura 41 mostra os termogramas da liga base *EBM* como recebida (CR) e reprocessada (R), nas condições homogeneizada (850 °C/1 h) e envelhecida (850 °C/1 h + 500 °C/2 h).

De um modo geral, ambas as ligas nas condições como recebida e reprocessada, apresentaram transformação de fase martensítica, contudo a liga base na condição como recebida apresentou picos perturbados e espaçados, provavelmente devido ao histórico de processamento termomecânico, decorrente do acúmulo de tensões residuais, e mesmo após o tratamento térmico referente à homogeneização de 850 °C por 1 h, tal condição não alterou significativamente os picos. Tal tratamento térmico remove micro segregações e dissolve precipitados ricos em Ni (FRENZEL *et al.* 2004).

Figura 41. Termogramas das ligas base *EBM* nas condições homogeneizada e envelhecida.



Após o tratamento térmico referente ao envelhecimento de 500 °C por 2 h, as temperaturas de transformação de fase martensítica aumentaram, como também o aparecimento

da fase R, esta intermediária à transformação de fase martensítica direta, para ambas as ligas, como recebida e reprocessada. Isto se deve, provavelmente à formação de precipitados ricos em Ni (NISHIDA *et al.* 1996). Precipitados ricos em Ni são comuns em LMF Ni-Ti cuja composição, rica em Ni, é submetida a um tratamento térmico de envelhecimento.

A Tabela 6 apresenta os valores de temperaturas de início e fim de transformação de fase martensítica direta e reversa, R_s , R_f , M_s , M_f , A_s e A_f , respectivamente, e entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa, $H^{A \rightarrow R}$, $H^{R \rightarrow M}$ e $H^{M \rightarrow A}$, respectivamente, para ambas as ligas como recebida e reprocessada, nas condições homogeneizada e envelhecida.

Tabela 6. Temperaturas e entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa nas condições como recebida e reprocessada, homogeneizada e envelhecida para a liga base *EBM*.

Liga	Condição	Temperatura (°C)						Entalpia (J/g)		
		R_s	R_f	M_s	M_f	A_s	A_f	$H^{A \rightarrow R}$	$H^{R \rightarrow M}$	$H^{M \rightarrow A}$
CR	CR	-	-	-20,4	-	-49,3	2,8	-	-	15,8
	H	-	-	-27,6	-	-47,2	0,8	-	-	14,3
	E	20,1	9,7	-11,4	-29,6	23,1	35,1	5,3	12,7	22,0
R	R	-	-	-2,6	-41,3	-10,2	26,4	15,2	-	16,7
	H	-	-	-16,8	-31,2	-1,6	15,7	16,2	-	17,9
	E	15,8	7,2	-9,4	-22,8	26,7	37,8	4,4	11,7	21,7

CR = Como Recebido. R = Reprocessado. H = Homogeneizado. E = Envelhecido.

Como apresentado na Tabela 6, as ligas base *EBM* como recebida e reprocessada na condição envelhecida apresentaram temperaturas final de transformação de fase martensítica reversa A_f de aproximadamente 35,1 °C e 37,8 °C, respectivamente. Este aumento de A_f indica uma alteração da composição química da liga base após o reprocessamento, reduzindo assim sua concentração de Ni, consequentemente elevando A_f . Uma das hipóteses para a alteração da composição química após o envelhecimento é a formação de precipitados ricos em Ni. Além disso, estas alterações de composição podem ter ocorrido pela etapa adicional de fusão da liga base.

Ainda na condição envelhecida, as ligas base como recebida e reprocessada apresentaram valores de entalpia de transformação de fase martensítica reversa $H^{M \rightarrow A}$ de 22,0 J/g e 21,7 J/g, respectivamente. Tais valores situam-se na faixa típica entre 9,1 J/g e 31,7 J/g (OTUBO *et al.* 2008). Vale destacar que, para a liga base reprocessada nas condições bruta de

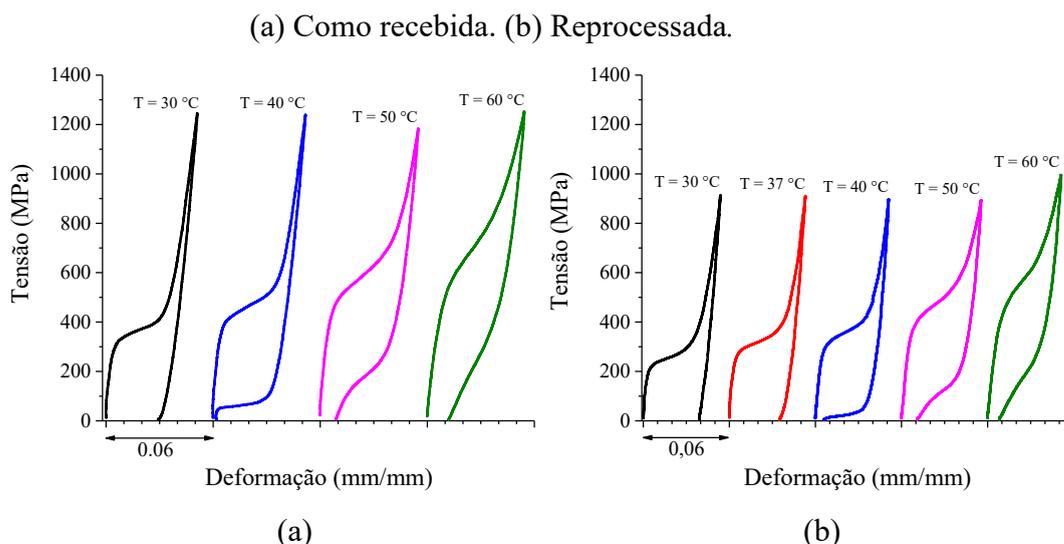
fundição e homogeneizada, os valores para a entalpia de transformação entre as fases austenita e fase R ($H^{A \rightarrow R}$) na verdade representam a entalpia de transformação de fase martensítica direta ($H^{A \rightarrow M}$), já que tais valores estão acima dos valores típicos para a fase R (DUERIG *et al.* 2015; ARAÚJO *et al.* 2019).

6.2.2 Comportamento termomecânico

A Figura 42 mostra o comportamento mecânico das amostras sob o modo de compressão uniaxial em função da temperatura de ensaio para as ligas base *EBM* como recebida e reprocessada, na condição envelhecida.

No geral, é possível observar para ambas as ligas, um aumento proporcional das tensões de transformação de fase com a temperatura de ensaio, comportamento atribuído à Lei de Clausius Clapeyron (BASINSKI *et al.* 1954). À isoterma de 30 °C, ambas as ligas base apresentaram o acúmulo de deformação residual após o descarregamento, sendo recuperável com o aquecimento acima da temperatura de A_f . A partir da isoterma de 40 °C, ambas as amostras apresentaram superelasticidade estável e, portanto, recuperaram quase totalmente a deformação.

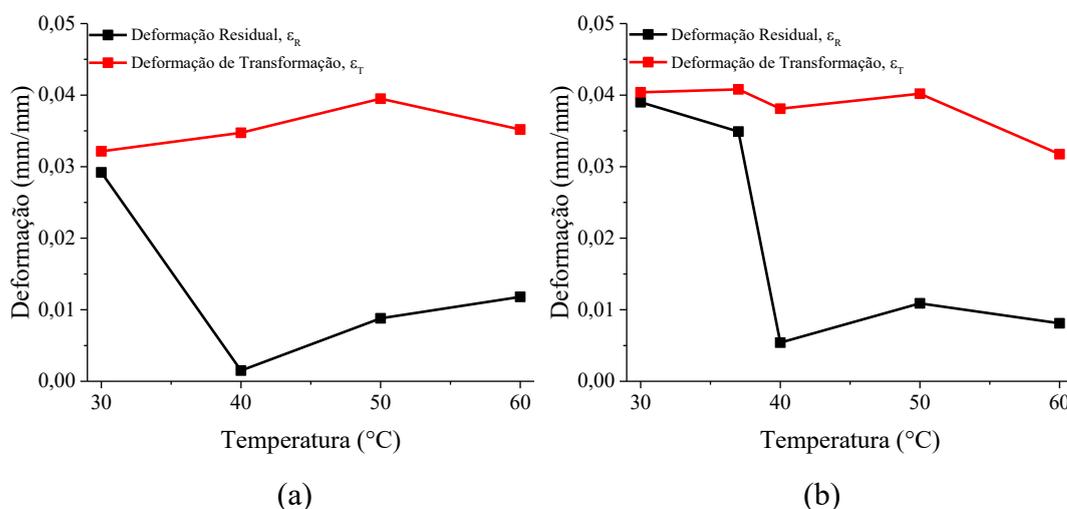
Figura 42. Curvas tensão *versus* deformação isotérmicas sob o modo de compressão uniaxial em regime quasi-estático para as ligas base *EBM* na condição envelhecida.



A Figura 43 mostra o comportamento da deformação residual (ϵ_R), definida como o valor de deformação residual após o descarregamento mecânico, e de transformação (ϵ_T),

definida como a diferença entre os valores de deformação de transformação correspondentes às tensões de transformação de fase martensítica direta final e inicial, $\varepsilon_T = (\varepsilon_T)_{\sigma_f}^{A \rightarrow M} - (\varepsilon_T)_{\sigma_s}^{A \rightarrow M}$, em função da temperatura de ensaio para as amostras sob o modo de compressão uniaxial das ligas base *EBM* como recebida e reprocessada, na condição envelhecida.

Figura 43. Comportamento da deformação residual e de transformação em função da temperatura de ensaio sob o modo de compressão uniaxial em regime quasi-estático para as ligas base *EBM* na condição envelhecida. (a) Como recebida. (b) Reprocessada.



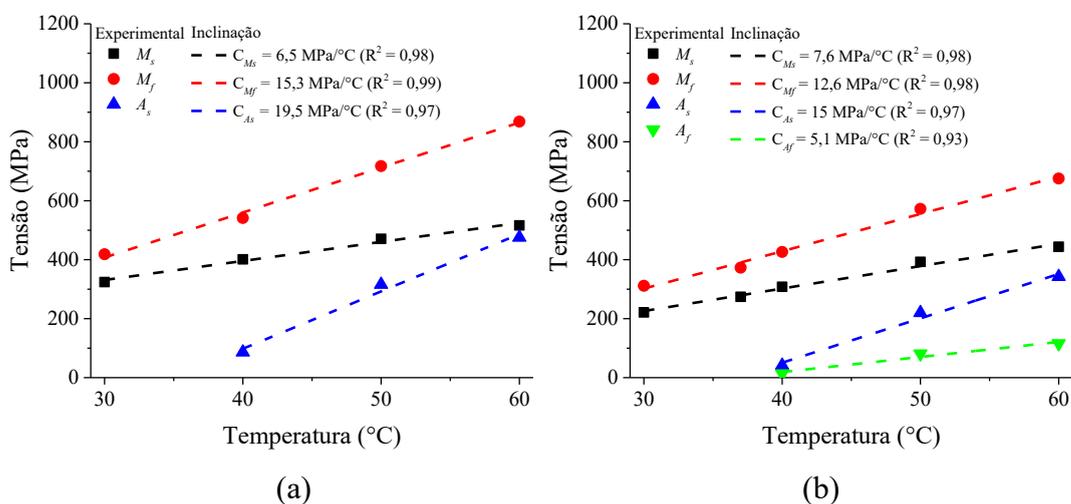
No geral, é possível observar que a deformação de transformação ε_T situou-se na faixa entre 0,03 mm/mm e 0,04 mm/mm, isto é, de 3% a 4%. VAIDYANATHAN *et al.* 2001 e ORTEGA *et al.* 2005 observaram valores semelhantes para amostras de LMF Ni-Ti submetidas a ensaios sob o modo de compressão uniaxial. À isoterma de 30 °C, ambas as amostras apresentaram valores de ε_R e ε_T semelhantes, e isto se deve ao fato das ligas *EBM*, como recebida e reprocessada, apresentarem valores de A_f de 35,1 °C e 37,8 °C, respectivamente e, portanto, não apresentarem superelasticidade estável à temperatura do ensaio. O valor de ε_T para a isoterma de 30 °C, na verdade, corresponde ao valor de deformação de reorientação de martensita maclada para martensita orientada, não ocorrendo a transformação de fase martensítica direta entre a austenita e a martensita induzida por tensão; esta última transformação ocorre a temperaturas de ensaio acima de A_f . A partir da isoterma de 40 °C, ambas as amostras reduziram a quase zero o valor de ε_R , observando-se em seguida um aumento com a temperatura de ensaio. Esta evolução com a temperatura pode ser explicada pelo fato de a amostra acumular variantes de martensita induzida por tensão, bloqueando a total recuperação da amostra, o que provavelmente não se observaria caso a amostra tivesse sido ciclada

mecanicamente à uma temperatura suficientemente acima de A_f , previamente aos ensaios mecânicos, ou mesmo se uma única amostra fosse ensaiada isotermicamente.

Pelo método das tangentes determinaram-se as tensões de reorientação e de transformação de fase martensítica direta e reversa a partir das curvas tensão *versus* deformação da Figura 42. Tais tensões se relacionam de forma linear com a temperatura por meio da lei de Clausius-Clapeyron, dando origem a coeficientes que são determinados pelo cálculo da tangente da curva, como mostra a Figura 44.

Figura 44. Diagrama tensão *versus* temperatura sob o modo de compressão uniaxial em regime quasi-estático para as ligas base *EBM* na condição envelhecida.

(a) Como recebida. (b) Reprocessada.

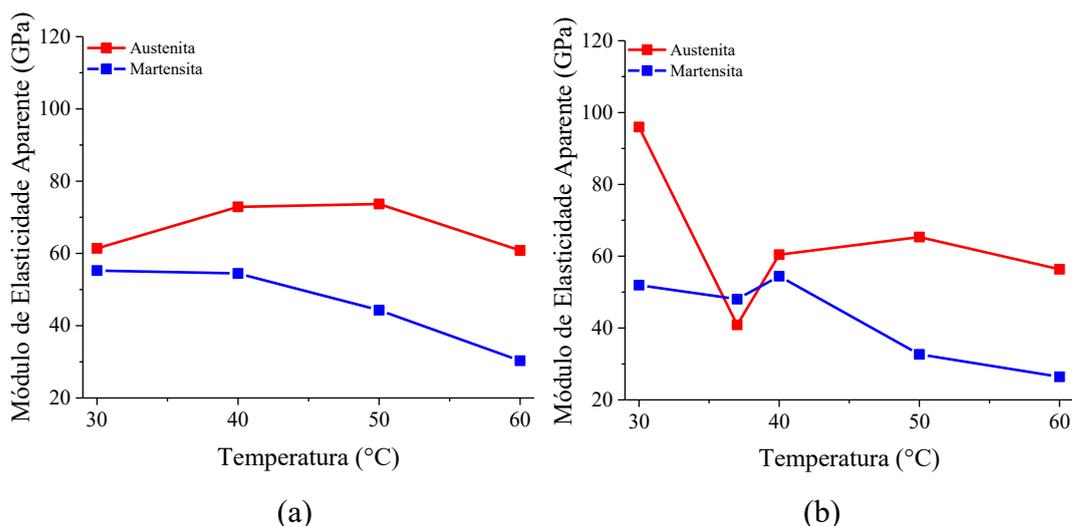


Os valores dos coeficientes para as tensões de início de transformação de fase martensítica direta C_{M_s} foram 6,5 MPa/°C e 7,6 MPa/°C para as ligas base como recebida e reprocessada, respectivamente, enquanto os valores dos coeficientes para as tensões de fim de transformação de fase martensítica reversa C_{A_s} foram 19,5 MPa/°C e 15 MPa/°C para as ligas base como recebida e reprocessada, respectivamente. Na prática, estes coeficientes representam a sensibilidade da LMF Ni-Ti de geração de carga a uma determinada temperatura, ou seja, quanto maior a temperatura de trabalho a qual a liga está submetida, maior será a tensão mecânica exercida.

A Figura 45 apresenta os valores do módulo de elasticidade aparente sob o modo de compressão uniaxial em regime quasi-estático em função da temperatura de ensaio para as ligas base *EBM* como recebida e reprocessada, na condição envelhecida. O módulo de elasticidade aparente foi calculado a partir da região linear elástica da curva tensão *versus* deformação

considerando as regiões do início do carregamento mecânico para a austenita, enquanto para a martensita induzida por tensão, considerou-se o fim do carregamento mecânico.

Figura 45. Módulo de elasticidade aparente em função da temperatura de ensaio sob o modo de compressão uniaxial em regime quasi-estático para as ligas base *EBM* na condição envelhecida. (a) Como recebida. (b) Reprocessada.



De acordo com Figura 45, à isoterma de 30 °C a amostra obtida a partir da liga base como recebida apresentou valores de módulo semelhantes para a austenita e martensita, em torno de 60 GPa, comportamento semelhante observado à 37 °C para a liga reprocessada, com valores em torno de 42,5 GPa. Nestas temperaturas, as amostras se encontram em um estado misto de fases, entre a austenita e a fase R. À isoterma de 40 °C, ambas as ligas base *EBM* apresentaram superelasticidade estável e, portanto, os valores de módulo de 72,89 GPa e 54,46 GPa, correspondem aos módulos da austenita e da martensita induzida por tensão, respectivamente, para a liga como recebida. Da mesma forma, para a liga reprocessada os valores de módulo foram de 60,43 GPa e 54,43 GPa. Valores semelhantes de módulo foram obtidos por ALONSO *et al.* 2019.

LIU e XIANG (1998) observaram que as medições de módulo de elasticidade para a austenita e martensita estão sujeitas às condições de teste e histórico de processamento termomecânico, como também da contribuição de outros mecanismos de deformação durante a deformação elástica, como a contribuição da transformação de fase martensítica induzida por tensão e reorientação martensítica e, portanto, sugere-se que o valor mais alto da medida de um módulo a partir de uma curva tensão *versus* deformação é o mais próximo do valor verdadeiro, e que tais valores representam um módulo de elasticidade aparente. E de acordo com BUCSEK

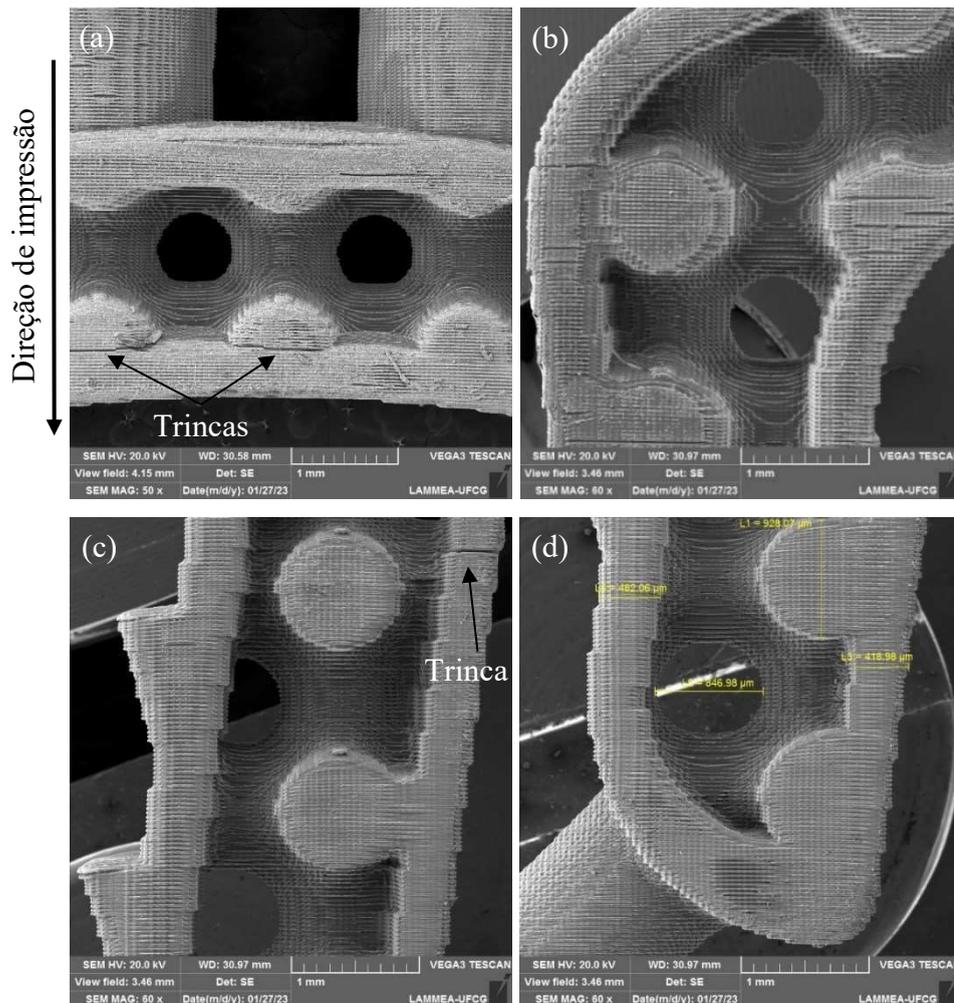
et al. (2016), preferencialmente a martensita se comporta mais rígida sob o modo de compressão quando comparado ao modo de tração.

6.3 Resultados Experimentais dos Grampos Ortopédicos

6.3.1 Análise dimensional e superficial

Inicialmente, regiões pré-definidas do grampo ortopédico poroso fabricado em resina foram analisadas dimensionalmente com o auxílio da técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) após metalização com pó de ouro, como mostra a Figura 46.

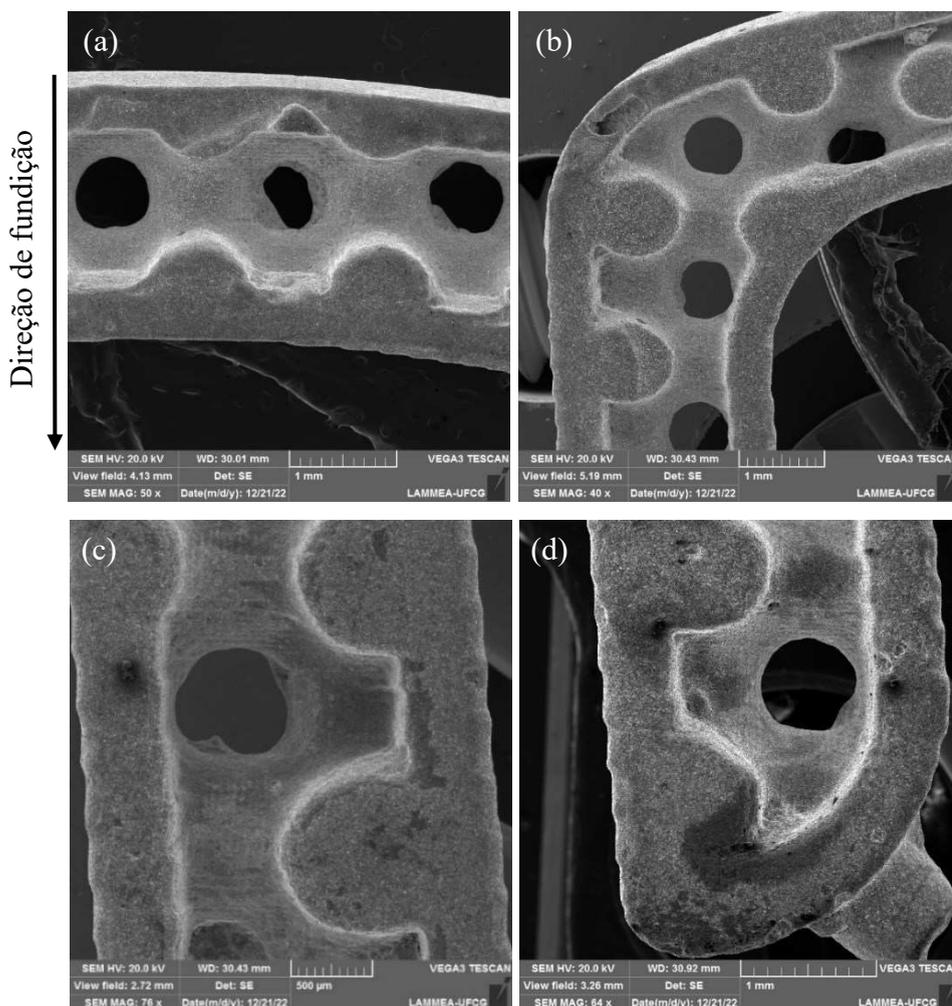
Figura 46. Imagens de MEV do grampo ortopédico poroso com poros de $740\ \mu\text{m}$ e $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com resina. (a) Base. (b) Curva. (c) Central da haste. (d) Extremidade da haste.



Como pode-se observar, a sobreposição de camadas na direção horizontal, estas inerentes do processo de manufatura aditiva de foto polimerização em cuba, destacaram-se em todas as regiões analisadas do grampo poroso. Isto deve-se à direção e sentido de impressão do grampo, como indicado na Figura 46 (a), motivo pelo qual os poros apresentaram um formato elipsoidal com o raio maior na horizontal. Além disso, pode-se observar trincas superficiais (setas), estas decorrentes do processo de metalização, indicando uma baixa aderência à resina, interferindo assim na análise dimensional.

Após a fabricação dos grampos ortopédicos porosos de LMF Ni-Ti pelo processo de fundição de precisão, imagens de MEV foram obtidas a partir de um grampo poroso com poros de $740\ \mu\text{m}$ e $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição envelhecido, como mostra a Figura 47.

Figura 47. Imagens de MEV do grampo ortopédico poroso com poros de $740\ \mu\text{m}$ e $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição envelhecido. (a) Base. (b) Curva. (c) Central da haste. (d) Extremidade da haste.



Observa-se que a geometria complexa do grampo poroso de LMF Ni-Ti foi replicada com fidelidade a partir do modelo em resina. As etapas de pós-processamento, que vale destacar, incluem o processo de jateamento com alumina e a decapagem em solução ácida, ocasionam a remoção de material, contudo tais etapas contribuíram para a suavização da superfície do grampo poroso. Contudo, alguns poros se apresentaram parcialmente preenchidos. Isto se deve provavelmente, a trincas na cavidade interna ocasionadas pela contração do molde cerâmico durante o resfriamento à temperatura de 300 °C, como condição de fabricação.

A partir das imagens de MEV do grampo ortopédico poroso fabricado em resina e LMF Ni-Ti, selecionaram-se parâmetros geométricos dos quais obtiveram-se as dimensões médias, ou seja, em cada região pré-definida várias aferições foram realizadas de acordo com a disponibilidade visual do parâmetro geométrico. Os parâmetros selecionados foram: espessura da camada externa, que ocupa todo o perímetro do grampo, espessura do grampo, diâmetro do poro e diâmetro do cilindro *SC*. Com isso, a Tabela 7 apresenta uma análise comparativa das dimensões médias entre os modelos *CAD*, de resina e de LMF Ni-Ti para o grampo poroso com poros de 740 μm e $\alpha = 7,5^\circ$.

Tabela 7. Análise comparativa das dimensões médias entre os modelos *CAD*, de Resina e de LMF Ni-Ti do grampo ortopédico poroso.

Parâmetro	Dimensão média (μm)			Δ (%)	
	<i>CAD</i>	Resina	LMF Ni-Ti	$\Delta_{(Res-CAD/Res)}$	$\Delta_{(NiTi-Res/NiTi)}$
\bar{e}	500	496,5	479,9	-0,69	-3,46
\bar{E}	2500	2448,6	2418,0	-2,09	-1,26
\bar{d}	740	704,1	680,8	-5,09	-3,42
\bar{D}	1000	861,3	872,0	-16,09	1,22

\bar{e} = espessura média da camada. \bar{E} = espessura média do grampo. \bar{d} = diâmetro médio do poro. \bar{D} = diâmetro médio do cilindro *SC*.

De acordo com Tabela 7, as maiores reduções percentuais observadas foram entre os modelos em resina e *CAD*, especificamente para os parâmetros \bar{d} e \bar{D} com valores de aproximadamente 5% e 16%, respectivamente. Quanto às dimensões do grampo ortopédico poroso de LMF Ni-Ti comparado ao modelo em resina, as maiores reduções observadas foram para os parâmetros \bar{e} e \bar{d} com valores de aproximadamente 3,4%. Estas reduções nas dimensões

do grampo poroso de LMF Ni-Ti na condição envelhecido, se deve à uma soma de fatores, como a contração do metal líquido durante o processo de solidificação, como também a fatores relacionados ao pós-processamento, como os processos de jateamento com alumina e decapagem. No geral, isto indica que a otimização dimensional deve ser direcionada ao modelo em resina, ou seja, deve-se compensar as dimensões, estas baseadas na análise comparativa, com o objetivo de reduzir a diferença entre as dimensões nominais (*CAD*) e finais.

Com isso, grampos ortopédicos densos de LMF Ni-Ti foram analisados superficialmente com o objetivo de caracterizar a composição química nas diferentes etapas de pós-processamento.

A Figura 48 mostra a fotografia dos grampos ortopédicos densos com $\alpha = 7,5^\circ$, obtidos de um mesmo modelo fundido, fabricados com a liga base *EBM*. Da esquerda para a direita, as condições do grampo denso são: como fabricado, decapado e envelhecido.

Figura 48. Fotografia dos grampos ortopédicos densos com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricados com a liga base *EBM* nas condições como fabricado, decapado e envelhecido, da esquerda para a direita, respectivamente.



A condição decapada refere-se à imersão em banho estático do grampo ortopédico de LMF Ni-Ti em solução ácida composta por 10% de HF, 40% de HNO₃ e 50% de H₂O (v/v) por um tempo suficiente que remova visualmente os óxidos.

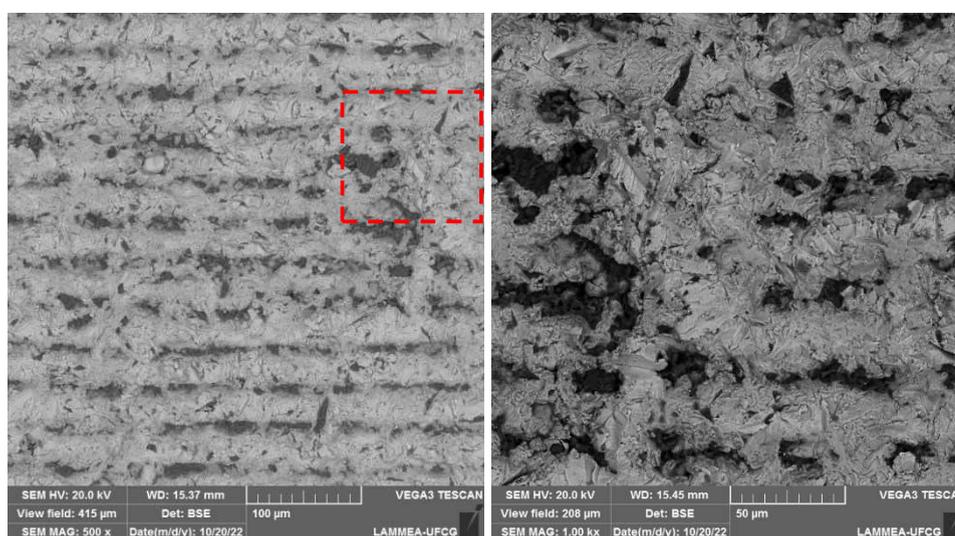
Visualmente, nota-se a diferença de coloração superficial entre as condições as quais os grampos densos foram submetidos. Na condição como fabricado, com a superfície apenas jateada com alumina, o grampo possui uma heterogeneidade de coloração entre a base e hastes, provavelmente devido aos óxidos formados durante a fundição, onde o metal líquido reage com a parede da cavidade interna do molde, ou mesmo durante a remoção dos canais de alimentação, pelo processo de usinagem por esmerilhamento. Na condição decapado, onde tais óxidos foram

removidos superficialmente pela solução ácida, o grampo possui coloração prateada, típica da liga de Ni-Ti. Por fim, na condição envelhecida, onde o grampo após a decapagem foi tratado termicamente sob vácuo, a coloração se apresenta acinzentada.

Logo, a região da base do grampo ortopédico denso com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição como fabricado foi inspecionado por meio da técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) utilizando o detector *BSE* (*Back-scattered Electron*), como mostra a Figura 49.

Figura 49. Imagens de MEV da região da base do grampo ortopédico denso com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição como fabricado.

(a) Ampliação de 500 x. (b) Ampliação de 1000 x.



(a)

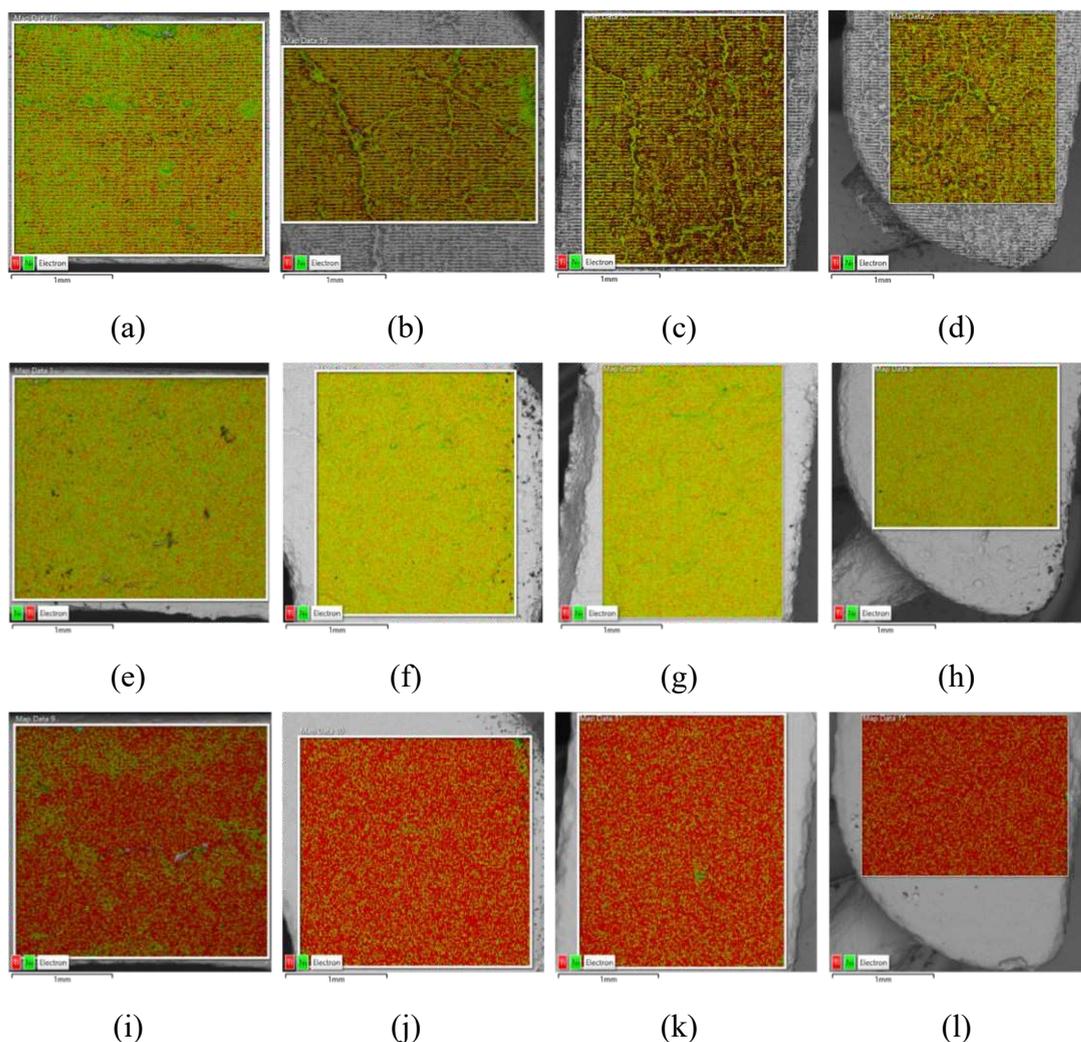
(b)

Como observado pela imagem com ampliação de 500 x, a superfície do grampo denso apresentou sulcos, identificado pela diferença de coloração. Estes sulcos se devem às camadas sobrepostas de resina, característica intrínseca do processo de fabricação por manufatura aditiva. Isto indica que o revestimento cerâmico foi capaz de reproduzir os detalhes superficiais do grampo ortopédico denso, mesmo após o processo de jateamento com alumina. A partir da imagem com ampliação de 1000 x é possível observar uma heterogeneidade superficial, que pode ter sido causada pelo processo de jateamento manual ou por falhas de inclusão do anel metálico durante a fabricação do molde cerâmico.

Portanto, as superfícies de regiões pré-definidas do grampo ortopédico denso foram analisadas quimicamente pela técnica de EDS, nas condições como fabricado, decapado e envelhecido, como mostra a Figura 50.

Figura 50. Mapas de EDS da composição elemental superficial das regiões do grampo ortopédico denso com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* nas condições. (a), (b), (c) e (d) Como fabricado. (e), (f), (g) e (h) Decapado. (i), (j), (k) e (l) Envelhecido. (a), (e) e (i) Base. (b), (f) e (j) Curva. (c), (g) e (k) Central da haste. (d), (h) e (l) Extremidade da haste.

Ampliação de 80x.



De acordo com os resultados de EDS mostrados na Figura 50, na condição como fabricado, as regiões da curva, central e extremidade da haste apresentaram sulcos com direção aleatória, provavelmente devido a trincas superficiais no molde. Além disso, na condição como fabricado, a região da base apresentou heterogeneidade composicional superficial se comparada às demais regiões, para todas as condições avaliadas. Isto se deve provavelmente à proximidade do massalote e canais de alimentação, região na qual estaria sujeita à oxidação superficial devido ao pós-processamento mecânico de usinagem. Comparativamente, na condição

decapado, tais regiões apresentaram uma redução da rugosidade, indicando que a etapa de decapagem ácida além de remover óxidos possibilita a otimização do acabamento superficial de grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti.

A Tabela 8 apresenta de forma sucinta os valores percentuais de Ni (% em peso) do grampo ortopédico denso com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* analisado pela técnica de EDS.

Tabela 8. Valores percentuais de Ni (% em peso) superficiais nas regiões do grampo ortopédico denso com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM*.

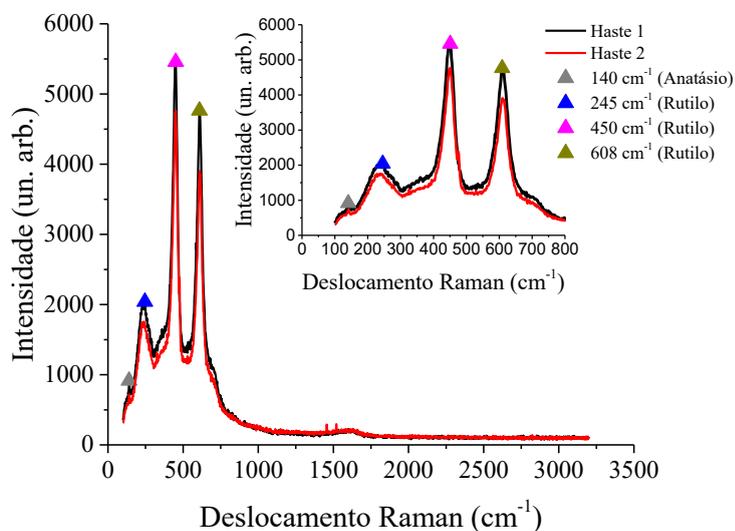
Condição/Região				
Como fabricado	43,6%	35%	32,2%	33%
Decapado	55,1%	54,2%	53,5%	53,2%
Envelhecido	3,7%	1,2%	1,2%	1,2%

Como apresentado na Tabela 8, na condição envelhecido, os baixos níveis de Ni observados se devem provavelmente a camada passiva formada pela oxidação do Ti durante os tratamentos térmicos, o que resultaria na camada de TiO_2 .

Com isso, ensaios de espectroscopia Raman foram realizados com o objetivo de confirmar a hipótese de que as altas concentrações de Ti na superfície do grampo denso na condição envelhecida devem-se à formação da camada passiva de TiO_2 .

A Figura 51 mostra o espectro Raman das superfícies das hastes do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição envelhecida.

Figura 51. Espectro Raman da superfície da haste do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição envelhecida.



As diferentes fases cristalinas do TiO_2 apresentam espectros de espalhamento Raman distintos entre si. Dessa forma, observou-se que o pico localizado em aproximadamente 140 cm^{-1} corresponde a assinatura espectral da fase anatásio, enquanto aos picos localizados em 245 cm^{-1} , 450 cm^{-1} e 608 cm^{-1} , correspondem a assinatura espectral da fase rutilo, onde tal fase se destacou no espectro. ABIDI *et al.* 2016 observou picos típicos de TiO_2 referentes a fase rutilo localizados em 446 cm^{-1} e 611 cm^{-1} , em espectros Raman de uma LMF Ni-Ti.

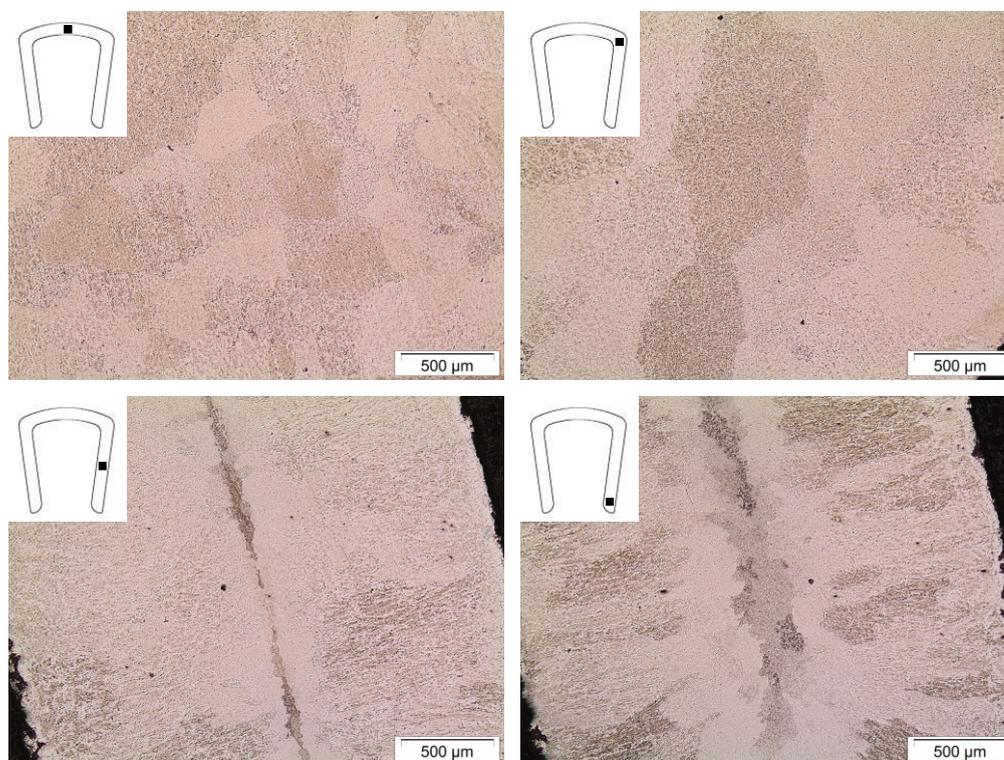
Com isso, estes resultados complementam a análise composicional superficial dos grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti, possibilitando assim avançar para testes que avaliem a citotoxicidade *in vitro* de dispositivos médicos, como os métodos descritos na ISO 10993-5:2009.

6.3.2 Análise microestrutural e composicional

Devido ao processo de solidificação conduzido pelo gradiente de temperatura, fundições podem levar a uma variação espacial das propriedades químicas, físicas e mecânicas do material, tais como composição, tamanho de grão e ductilidade (ORTEGA *et al.* 2005).

Com isso, as macroestruturas de solidificação dos grampos ortopédicos densos foram avaliadas por meio da técnica de microscopia ótica, utilizando baixas ampliações. As regiões analisadas do grampo foram: base, curva, central da haste e extremidade da haste. Para tal, considerou-se o grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição como fabricado, como mostra a Figura 52.

Figura 52. Imagens de microscopia ótica de regiões do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição como fabricado. Ampliação de 50 x.

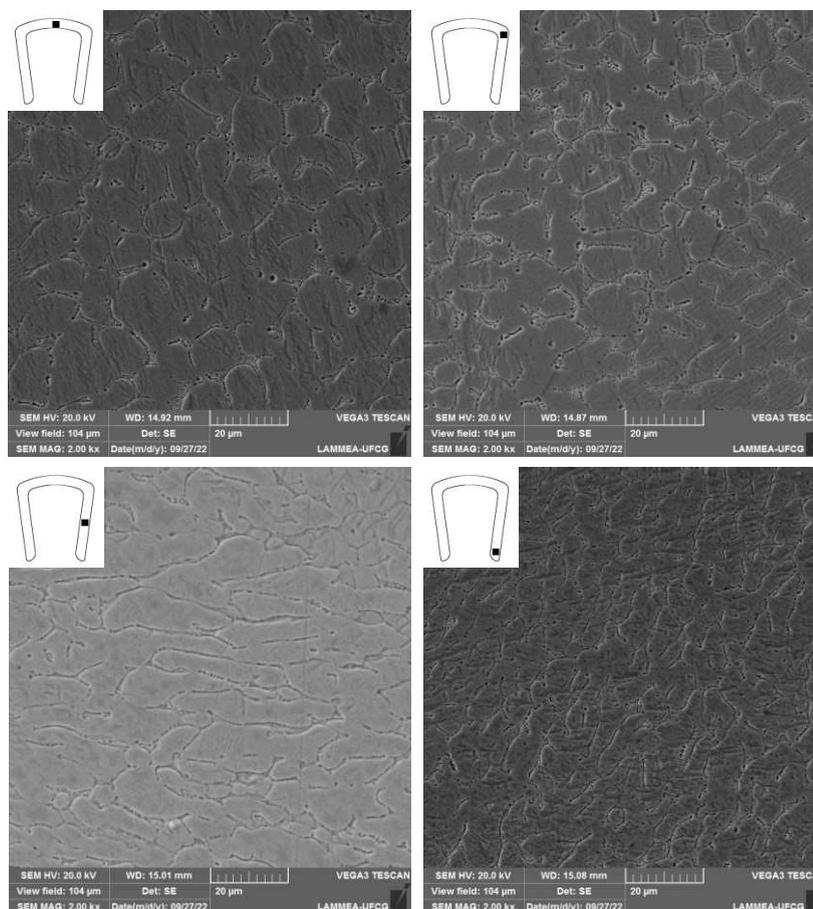


Como observado, a macroestrutura resultante da solidificação é heterogênea nas diferentes regiões analisadas do grampo. A região central da haste apresentou uma macroestrutura de solidificação com uma linha central delimitando o crescimento de grãos equiaxiais, resultando em uma microestrutura de grãos colunares que aumentam de tamanho à medida que se aproximam das bordas da haste, onde por sua vez, os grãos são equiaxiais e de tamanho reduzido, semelhante à solidificação em moldes cilíndricos. De maneira semelhante, a região da extremidade da haste, apresentou grãos colunares em todo o perímetro do raio de concordância, convergindo à linha central observada na região central da haste.

Com o objetivo de estudar a morfologia dos grãos e composição química nas diferentes regiões do grampo, análises de MEV/EDS foram realizadas no grampo ortopédico denso fabricado com a liga base *EBM* na condição como fabricado.

A Figura 53 mostra a microestrutura do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição como fabricado.

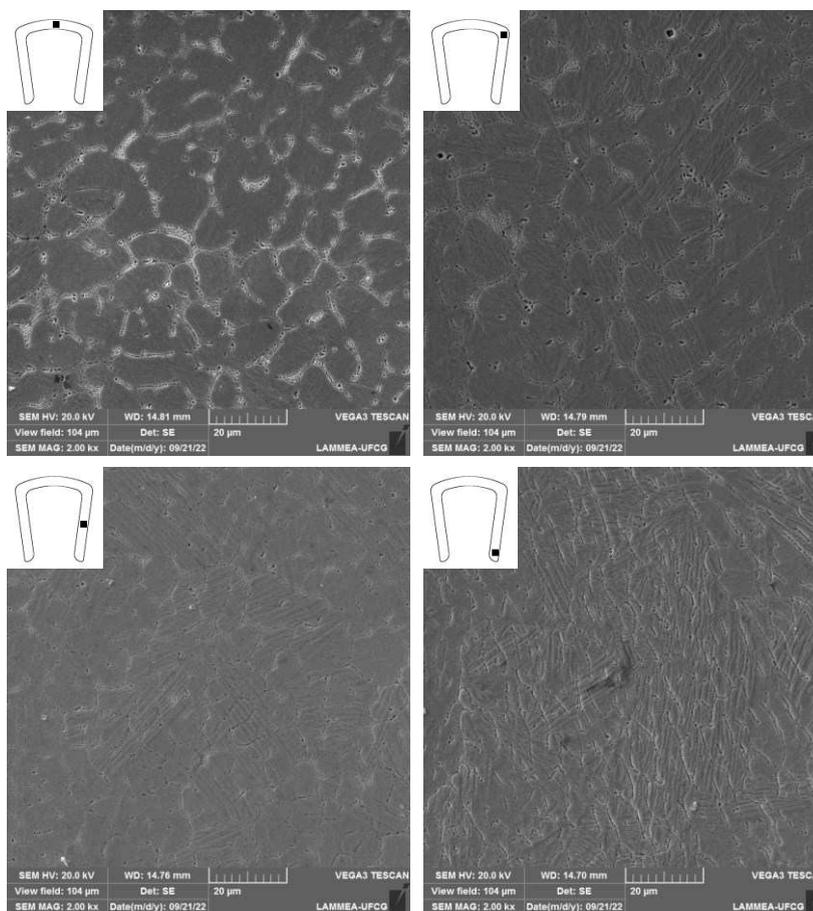
Figura 53. Imagens de MEV da microestrutura nas regiões do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição como fabricado. Ampliação de 2000 x.



Como observado, a microestrutura do grampo, na condição como fabricado, se apresentou heterogênea nas diferentes regiões analisadas. Na região da base e curva, os grãos possuem morfologia preferencialmente equiaxial, ao contrário dos grãos nas regiões da haste, em que possuem morfologia colunar.

Com isso, após os tratamentos térmicos referentes a homogeneização (850 °C/1 h) e envelhecimento (500 °C/2 h), ambos sob vácuo, as morfologias dos grãos nas diferentes regiões do grampo foram analisadas, como mostra a Figura 54.

Figura 54. Imagens de MEV da microestrutura nas regiões do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição envelhecido. Ampliação de 2000 x.

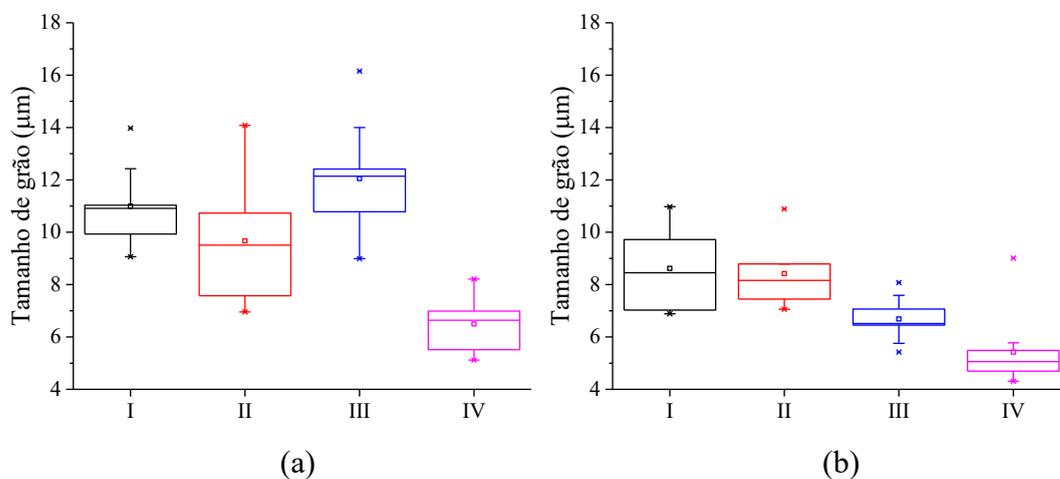


De forma semelhante, a microestrutura do grampo, na condição envelhecida, se apresentou heterogênea nas diferentes regiões analisadas. Na região da base e curva, os grãos possuem morfologia preferencialmente equiaxial, ao contrário dos grãos nas regiões da haste, em que possuem morfologia colunar. Além disso, é possível observar maclas, o que provavelmente se refere a martensita maclada.

Com isso, uma análise do tamanho médio de grão foi realizada a partir das imagens de MEV nas diferentes regiões do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* nas condições como fabricado e envelhecido, como mostra a Figura 55.

Figura 55. Tamanho médio de grão nas regiões do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* nas condições. (a) Como fabricado.

(b) Envelhecido. I – base, II – curva, III – central da haste e IV – extremidade da haste.



Logo, o tamanho médio de grão do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ de LMF Ni-Ti na condição como fabricado nas regiões da base, curva, central da haste e extremidade da haste foi de $10,99 \pm 1,38 \mu\text{m}$, $9,66 \pm 2,36 \mu\text{m}$, $12,05 \pm 1,97 \mu\text{m}$ e $6,49 \pm 0,90 \mu\text{m}$, respectivamente. De forma semelhante, o tamanho médio de grão na condição envelhecido nas mesmas regiões foi de $8,61 \pm 1,52 \mu\text{m}$, $8,42 \pm 1,40 \mu\text{m}$, $6,68 \pm 0,79 \mu\text{m}$ e $5,41 \pm 1,34 \mu\text{m}$, respectivamente.

No geral, se observa que os grãos da base são maiores e isto se deve ao fato da região ser a última a solidificar pela proximidade com os canais de alimentação e massalote. O fato da região central da haste na condição como fabricado, apresentar um tamanho de grão levemente superior a base deve ser avaliada com cautela. Provavelmente se deve à metodologia aplicada para o cálculo do tamanho médio de grão como também a região específica na haste. Vale lembrar que a macroestrutura de solidificação na região da haste, indicou grãos preferencialmente equiaxiais apenas na linha central e, portanto, a imagem de MEV selecionada para tal região não a representa, especificamente no cálculo do tamanho de grão. Por outro lado, as regiões da extremidade da haste foram as que apresentaram os menores grãos, provavelmente devido à maior taxa de resfriamento.

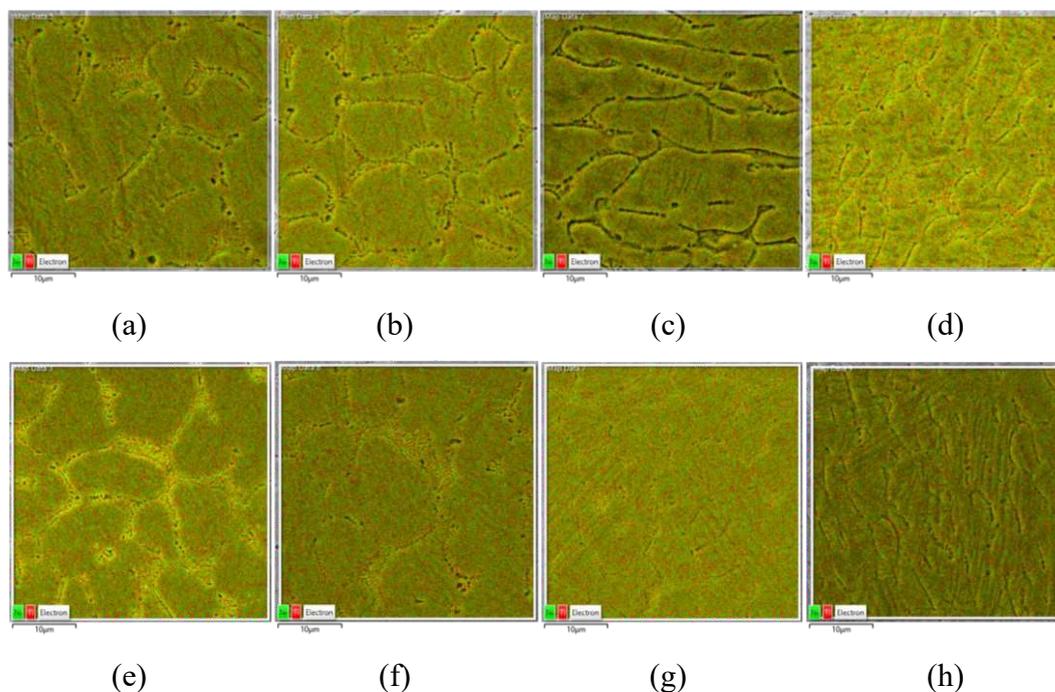
Apesar das limitações do estudo, devidamente expostas, vale destacar que tal análise microestrutural estima o tamanho médio de grão, e que serve de referência para futuras alterações do sistema de alimentação (árvore de fundição) dos moldes dos grampos ortopédicos densos de LMF Ni-Ti. Estas análises desconsideram a textura cristalográfica, que por sua vez influencia na direção preferencial do grão e conseqüentemente nas propriedades mecânicas.

Tais análises devem ser realizadas com o auxílio da técnica de Difração de Elétrons Retro-espalhados, do inglês de *EBS*D (*Electron Backscatter Diffraction*).

As regiões dos grampos ortopédicos densos nas condições como fabricado e envelhecido foram analisadas por meio da técnica de EDS com o objetivo de analisar a influência do tratamento térmico, como também verificar a homogeneidade composicional, como mostra a Figura 56.

Figura 56. Mapas de EDS da composição elementar das regiões dos grampos ortopédicos densos com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricados com a liga base *EBM* nas condições.

(a), (b), (c) e (d) Como fabricado. (e), (f), (g) e (h) Envelhecido. (a) e (e) Base. (b) e (f) Curva. (c) e (g) Central da haste. (d) e (h) Extremidade da haste. Ampliação de 5000x.



Como observado, de acordo com o mapa de EDS, as regiões dos grampos ortopédicos densos nas condições como fabricado e envelhecido apresentaram homogeneidade composicional, contudo identificaram-se regiões nos contornos de grão (preto), na condição como fabricado, e regiões nos contornos de grão (amarelo), na condição envelhecido, que indicam precipitados, assim como regiões de microsegregação. Técnicas complementares como DRX (Difração por Raios X) e MET (Microscopia Eletrônica de Transmissão) devem ser utilizadas para a identificação do(s) precipitado(s).

Com o objetivo de estudar a morfologia dos grãos e composição química nas diferentes regiões do grampo poroso, análises de MEV/EDS foram realizadas no grampo ortopédico

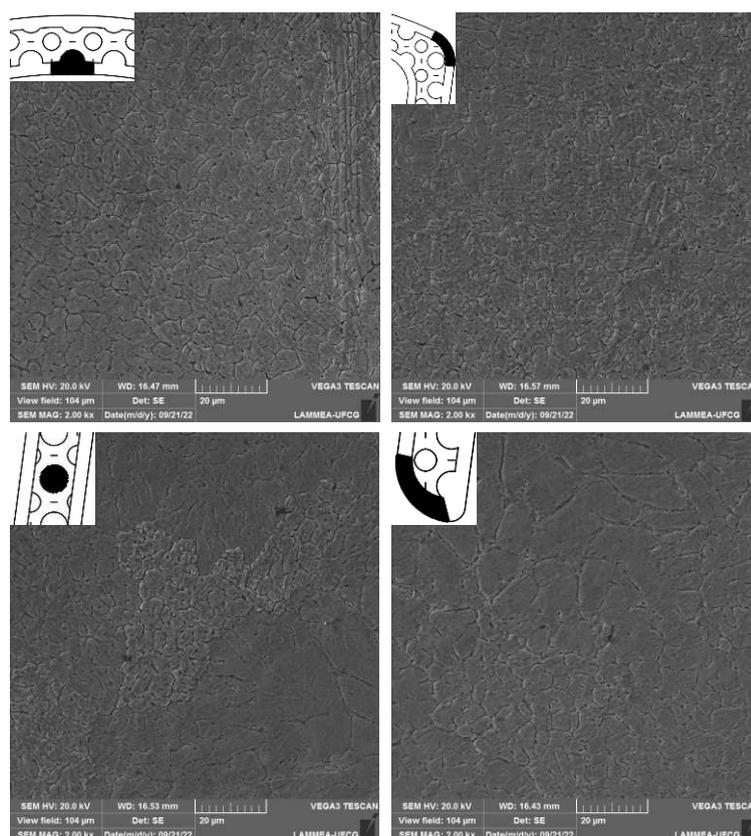
poroso com poros de $740\ \mu\text{m}$ e $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM*, apenas na condição como fabricado. Esta condição foi priorizada supondo-se que os mecanismos envolvidos na formação de precipitados sejam semelhantes aos analisados anteriormente no grampo ortopédico denso.

Logo, devido à complexidade geométrica do grampo ortopédico poroso, sub-regiões foram definidas para as análises. Estas alocadas nas regiões pré-definidas da base, curva, central da haste e extremidade da haste.

Com isso, a Figura 57 mostra imagens de MEV da microestrutura do grampo ortopédico poroso com poros de $740\ \mu\text{m}$ e $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição como fabricado.

Figura 57. Imagens de MEV da microestrutura nas regiões do grampo ortopédico poroso com poros de $740\ \mu\text{m}$ e $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição como fabricado.

Ampliação de 2000 x.



Como observado nas imagens acima, a morfologia dos grãos se apresentou heterogênea nas diferentes sub-regiões analisadas. Nas sub-regiões da borda interna (base) e externa (curva), os grãos possuem morfologia preferencialmente equiaxial com tamanho médio de

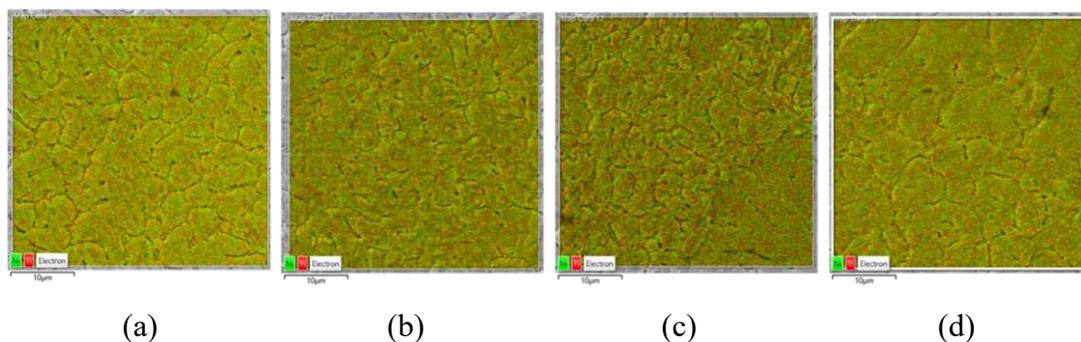
aproximadamente $4,54 \pm 0,18 \mu\text{m}$ e $4,34 \pm 0,36 \mu\text{m}$, respectivamente. Enquanto nas sub-regiões do poro (central da haste) e borda externa (extremidade da haste), os grãos apresentaram microestrutura heterogênea, com grãos de diferentes tamanhos, por este motivo, não foram calculados o tamanho médio dos grãos.

Durante o processo de solidificação do grampo ortopédico poroso, o metal líquido quando vazado pelo massalote do molde encontra barreiras internas geradas pela geometria do tipo *SC*, diferentemente do grampo denso. Considerando que a área superficial da cavidade interna do molde seja semelhante à área superficial externa do grampo, os grampos poroso e denso, ambos com $\alpha = 7,5^\circ$, possuem áreas superficiais de $842,938 \text{ mm}^2$ e $562,403 \text{ mm}^2$, respectivamente, tais valores foram obtidos pela modelagem em ambiente *CAD*. Este aumento na área de troca de calor reduz o tempo de solidificação, acarretando a redução do tamanho médio de grãos do grampo poroso se comparado ao grampo denso, o que corrobora com os valores obtidos para o tamanho médio de grão do grampo denso na condição como fabricado, que foram de aproximadamente $10,99 \pm 1,38 \mu\text{m}$ e $9,66 \pm 2,36 \mu\text{m}$ nas regiões da base e curva, respectivamente.

Por fim, as sub-regiões do grampo ortopédico poroso na condição como fabricado foram analisadas por meio da técnica de EDS com o objetivo de analisar a homogeneidade composicional, como mostra a Figura 58.

Figura 58. Mapas de EDS da composição elementar das regiões do grampo ortopédico poroso com poros de $740 \mu\text{m}$ e $\alpha = 7,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição como fabricado.

(a) Base. (b) Curva. (c) Central da haste. (d) Extremidade da haste. Ampliação de 5000 x.



Como observado, de acordo com o mapa de EDS, as sub-regiões do grampo ortopédico poroso na condição como fabricado apresentaram homogeneidade composicional. Semelhantemente ao caso do grampo denso, identificaram-se regiões nos contornos de grão (preto) que indicam precipitados.

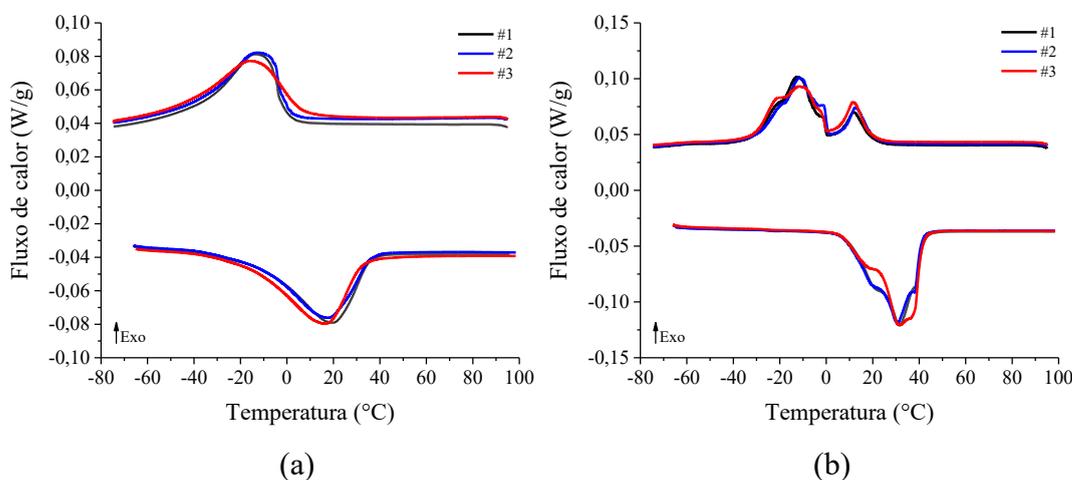
6.3.3 Temperaturas de transformação de fase

A literatura comumente utiliza a técnica de *DSC* para a identificação das temperaturas de transformação de fase martensítica direta e reversa como técnica alternativa para a verificação da homogeneidade composicional das LMF Ni-Ti devido a sensibilidade de tais temperaturas a variações da composição química (FRENZEL *et al.* 2004; ORTEGA *et al.* 2005; OTUBO *et al.* 2008). Sabe-se que uma diferença em 0,1 % (em peso atômico) no teor de Ni resulta em uma diferença de 10 K nas temperaturas de transformação de fase (OTSUKA e WALMAN, 1998).

Portanto, com o objetivo de verificar a homogeneidade composicional entre os grampos ortopédicos de um mesmo modelo fundido, as temperaturas e entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa foram determinadas a partir da técnica de *DSC* em amostras cortadas a partir dos canais de alimentação referentes a cada um dos três grampos ortopédicos porosos e densos obtidos por modelo fundido. Note que os modelos fundidos para os grampos densos propostos inicialmente, não continham os cilindros ao fim das hastes e, portanto, decidiu-se utilizar a mesma metodologia para comparação com os grampos porosos, estes continham os cilindros ao fim das hastes.

A Figura 59 mostra os termogramas das amostras obtidas a partir dos canais de alimentação dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos porosos com poros de $740\ \mu\text{m}$ e $\alpha = 7,5^\circ$ fabricados com a liga base *EBM* nas condições como fabricado e envelhecido.

Figura 59. Termogramas de amostras obtidas a partir dos canais de alimentação dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos porosos com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricados com a liga base *EBM* nas condições. (a) Como fabricado. (b) Envelhecido.



Como observado, as amostras apresentaram transformação de fase martensítica na condição como fabricado. Na condição envelhecido, as amostras apresentaram o desacoplamento da fase R. Além disso, foi possível observar múltiplas transformações de fase martensítica direta e reversa, fenômeno provavelmente atribuído à formação de precipitados ricos em Ni (NISHIDA *et al.* 1986), o que corrobora com os resultados obtidos pela técnica de MEV/EDS dos grampos ortopédicos porosos.

A Tabela 9 apresenta os valores de temperaturas de início e fim de transformação de fase martensítica direta e reversa, R_s , R_f , M_s , M_f , A_s e A_f , respectivamente, e entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa, $H^{A \rightarrow R}$, $H^{R \rightarrow M}$ e $H^{M \rightarrow A}$, respectivamente, nas condições como fabricado e envelhecido para as amostras obtidas a partir dos canais de alimentação dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos porosos fabricados com a liga base EBM.

Tabela 9. Temperaturas e entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa nas condições como fabricado e envelhecido para as amostras obtidas a partir dos canais de alimentação dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos porosos com poros de 740 μm e $\alpha = 7,5^\circ$ fabricados com a liga base EBM.

Condição	#	Temperatura ($^\circ\text{C}$)						Entalpia (J/g)		
		R_s	R_f	M_s	M_f	A_s	A_f	$H^{A \rightarrow R}$	$H^{R \rightarrow M}$	$H^{M \rightarrow A}$
R	1	-	-	-1,8	-36,3	-13,4	35,8	15,4	-	17,2
	2	-	-	-1,4	-36,4	-15,8	36,3	15,1	-	17,2
	3	-	-	7,1	-42	-18,6	32,4	15,2	-	17,3
E	1	18,9	6,6	0,0	-32,3	9,2	41,8	1,3	12,1	20,3
	2	19,5	8,1	0,6	-29,4	6,8	41,1	1,7	11,5	20,1
	3	18,4	6,5	0,0	-30,5	6,1	41,5	2,6	10,8	20,2

R = Reprocessado. E = Envelhecido.

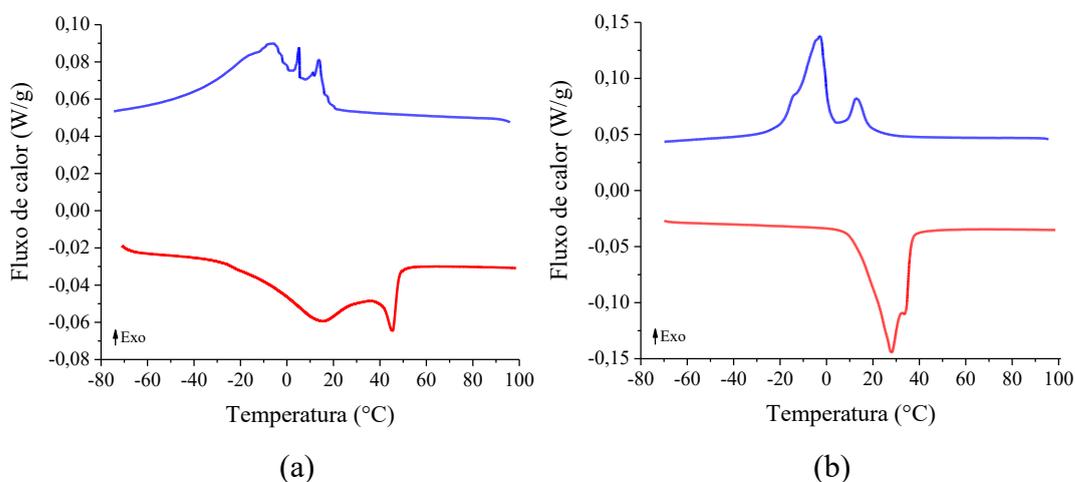
Como é possível observar, os valores para as temperaturas de A_f , na condição envelhecida foram de aproximadamente 41,8 $^\circ\text{C}$, 41,1 $^\circ\text{C}$ e 41,5 $^\circ\text{C}$ para as amostras #1, #2 e #3, respectivamente, apresentando assim, uniformidade entre as amostras de um mesmo modelo fundido. Além disso, os valores de entalpias de transformação de fase martensítica reversa $H^{M \rightarrow A}$, foram de aproximadamente 20,3 J/g, 20,1 J/g e 20,2 J/g para as amostras #1, #2 e #3,

respectivamente. Tais valores estão situados na faixa típica entre 9,1 J/g e 31,7 J/g (OTUBO *et al.* 2008).

Vale destacar que, para a condição como fabricado, os valores para a entalpia de transformação entre as fases austenita e fase R ($H^{A \rightarrow R}$) na verdade representam a entalpia de transformação de fase martensítica direta ($H^{A \rightarrow M}$), já que tais valores estão acima dos valores típicos para a fase R, intermediária à transformação de fase martensítica direta (DUERIG *et al.* 2015; ARAÚJO *et al.* 2019).

Comparativamente, foram realizados ensaios de *DSC* em uma amostra obtida a partir do suporte ao canal de saída dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos porosos com poros de 740 μm e $\alpha = 7,5^\circ$ fabricados com a liga base *EBM* na condição envelhecido, como mostra a Figura 60.

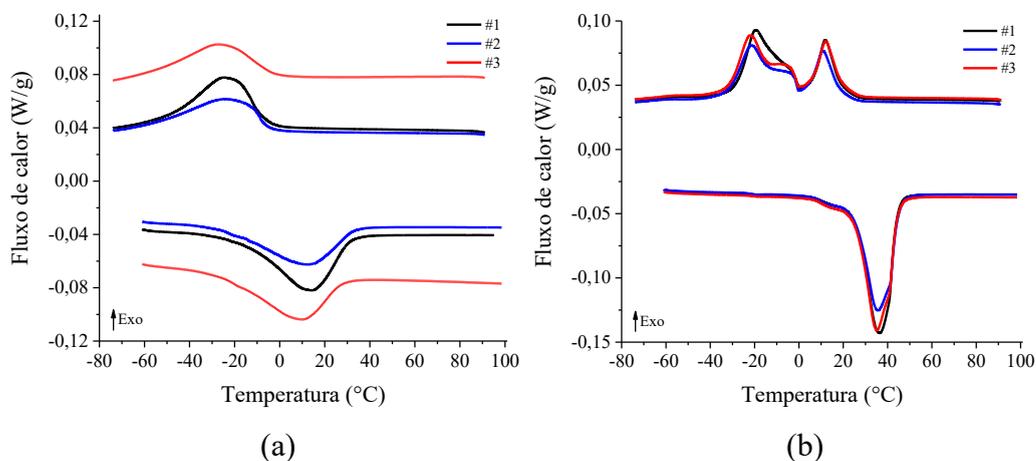
Figura 60. Termogramas de amostras obtidas a partir dos suportes aos canais de saída dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos porosos com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricados com a liga base *EBM* nas condições. (a) Como fabricado. (b) Envelhecido.



Como observado no termograma acima, a transformação de fase martensítica ocorre em múltiplos estágios para ambas as condições, bruta de fundição e envelhecida, e a temperatura de A_f na condição envelhecida foi de aproximadamente 36,4 $^\circ\text{C}$. Esta divergência de resultados entre os canais de alimentação e de saída, na condição envelhecida, se deve provavelmente a segregação composicional, como discutido anteriormente.

Por fim, a Figura 61 mostra os termogramas das amostras obtidas a partir dos canais de alimentação dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos densos com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricados com a liga base *EBM* nas condições como fabricado e envelhecido.

Figura 61. Termogramas de amostras obtidas a partir dos canais de alimentação dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos densos com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricados com a liga base *EBM* nas condições. (a) Como fabricado. (b) Envelhecido.



De forma semelhante aos termogramas anteriores, o grampo denso com $\alpha = 12,5^\circ$ apresentou transformação de fase martensítica na condição como fabricado. Na condição envelhecido, as amostras apresentaram o desacoplamento da fase R. Na Tabela 10, os valores de temperaturas de início e fim de transformação de fase martensítica direta e reversa, R_s , R_f , M_s , M_f , A_s e A_f , respectivamente, e entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa, $H^{A \rightarrow R}$, $H^{R \rightarrow M}$ e $H^{M \rightarrow A}$, respectivamente, são apresentados nas condições como fabricado e envelhecido.

Tabela 10. Temperaturas e entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa nas condições como fabricado e envelhecido para as amostras obtidas a partir dos canais de alimentação dos modelos fundidos dos grampos ortopédicos densos com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricados com a liga base *EBM*.

Condição	#	Temperatura (°C)						Entalpia (J/g)		
		R_s	R_f	M_s	M_f	A_s	A_f	$H^{A \rightarrow R}$	$H^{R \rightarrow M}$	$H^{M \rightarrow A}$
R	1	-	-	-6,5	-46,6	-16,7	31,4	13,4	-	16,6
	2	-	-	-5,5	-54,3	-25,8	33,5	10,9	-	13,7
	3	-	-	-1,7	-52,3	-26,5	28,1	11,1	-	14,9
E	1	19,2	-	0	-28,5	4,5	44,1	3,5	9,1	19,6
	2	19,7	-	-0,4	-31,9	3,4	44,7	4,3	8,5	17,8
	3	19,7	-	-0,4	-31,1	4,6	44,3	3,1	9,5	19,1

R = Reprocessado. E = Envelhecido.

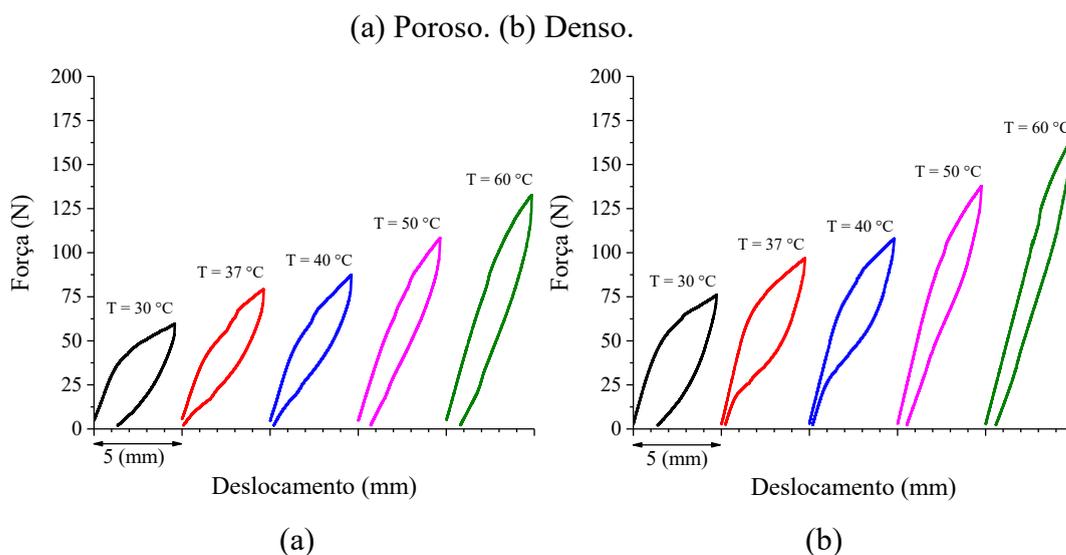
Como é possível observar, os valores para as temperaturas de A_f , na condição envelhecida, foram de aproximadamente 44,1 °C, 44,7 °C e 44,3 °C para as amostras #1, #2 e #3, respectivamente, apresentando assim, uniformidade entre as amostras de um mesmo modelo fundido. Além disso, os valores de entalpias de transformação de fase martensítica reversa $H^{M \rightarrow A}$, foram de 19,6 J/g, 17,8 J/g e 19,1 J/g, para as amostras #1, #2 e #3, respectivamente. Tais valores estão situados na faixa típica entre 9,1 J/g e 31,7 J/g (OTUBO *et al.* 2008).

6.3.4 Comportamento termomecânico

Os grampos ortopédicos porosos e densos foram submetidos a ensaios mecânicos em regime quase-estático sob o modo combinado de tração e flexão de acordo com as especificações técnicas da norma ABNT NBR 15695 baseada na ASTM F564 – 17.

A Figura 62 mostra o comportamento mecânico em função da temperatura de ensaio dos grampos ortopédicos com $\alpha = 7,5^\circ$, porosos com poros de 740 μm e densos fabricados com a liga base reprocessada *EBM* na condição envelhecido sob o modo combinado de tração e flexão.

Figura 62. Curvas força *versus* deslocamento em função da temperatura de ensaio sob o modo combinado de tração e flexão em regime quasi-estático para os grampos ortopédicos poroso e denso com $\alpha = 7,5^\circ$ fabricados com a liga base reprocessada *EBM* na condição envelhecido.



No geral, é possível observar um aumento proporcional dos níveis de força com a temperatura de ensaio, comportamento atribuído à Lei de Clausius Clapeyron. À isoterma de 30 °C, os grampos ortopédicos poroso e denso apresentaram valores de força máxima de aproximadamente 60 N e 75 N, respectivamente, enquanto a 37 °C, os grampos poroso e denso apresentaram valores de força máxima de aproximadamente 80 N e 100 N, respectivamente, uma redução 20%.

Estes valores de força gerada estão de acordo com a literatura. Comumente, os resultados experimentais reportados são de grampos comerciais de LMF Ni-Ti em que poucas informações são disponibilizadas, como parâmetros geométricos detalhados e temperaturas de transformação de fase. HOON *et al.* (2016) aferiram experimentalmente $36,6 \pm 8$ N em um grampo de LMF Ni-Ti com dimensões de 20 x 20 x 2 mm. AIYER *et al.* (2015) e RUSSEL *et al.* (2015) aferiram experimentalmente uma força de 100 N em um grampo de LMF Ni-Ti 20 x 20 x 1,8 mm.

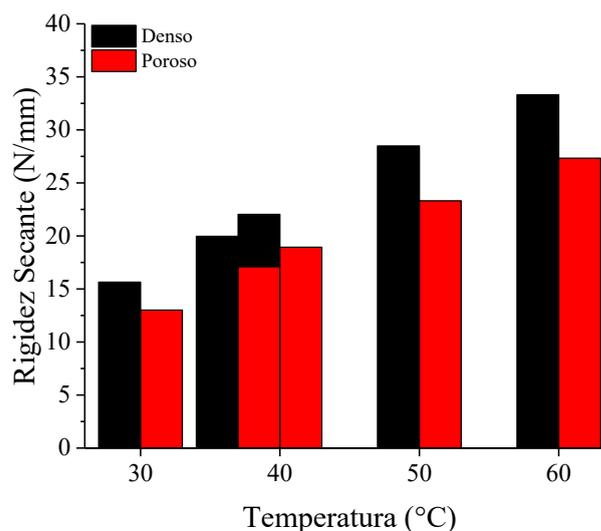
Quanto ao comportamento do deslocamento residual à 37 °C, o grampo poroso apresentou deslocamento residual praticamente nulo, o que corrobora com os resultados de *DSC* para o suporte do canal de saída, onde a temperatura de A_f foi de aproximadamente 36,4 °C. Este resultado confirma que as análises de *DSC* de amostras obtidas a partir dos canais de alimentação não identificam as reais temperaturas de transformação de fase martensítica direta e reversa dos grampos ortopédicos porosos de LMF Ni-Ti. De fato, a caracterização térmica mais indicada para a identificação das temperaturas de transformação de fase martensítica em componentes fabricados com ligas com memória de forma por fundição é a técnica de Resistividade Elétrica em função da Temperatura (RET), onde é possível determinar tais temperaturas considerando o componente como um todo. Contudo, por esta técnica não é possível estimar as entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa. De qualquer forma, as análises de *DSC* com as amostras obtidas a partir dos canais de alimentação continuam válidas, considerando que foram realizadas com o intuito de avaliar a homogeneidade composicional entre os grampos de um mesmo modelo fundido.

A partir da isoterma de 50 °C, ambos os grampos apresentaram o acúmulo de deslocamento residual, provavelmente devido ao acúmulo de variantes de martensita induzida por tensão, bloqueando a total recuperação, como já discutido anteriormente.

A Figura 63 mostra o comportamento da rigidez secante em função da temperatura sob o modo combinado de tração e flexão em regime quasi-estático para os grampos ortopédicos com $\alpha = 7,5^\circ$, poroso com poros de 740 μm e denso fabricados com a liga base *EBM* na condição envelhecido. A rigidez secante foi calculada como a razão da diferença entre os valores de força

máxima e mínima pela diferença dos valores de deslocamento máximo e mínimo, $k_{sec} = \left(\frac{F_{máx} - F_{mín}}{\delta_{máx} - \delta_{mín}} \right)$.

Figura 63. Comportamento da rigidez secante em função da temperatura de ensaio sob o modo combinado de tração e flexão em regime quasi-estático para os grampos ortopédicos com $\alpha = 7,5^\circ$, poroso e denso fabricados com a liga base *EBM* na condição envelhecido.

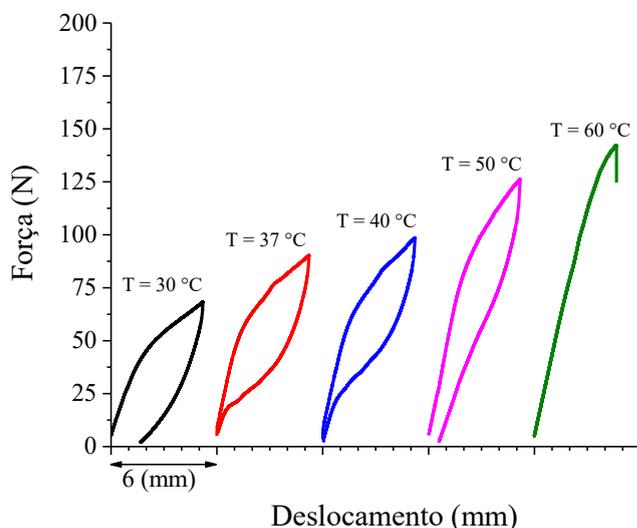


No geral, os valores da rigidez secante aumentaram com o aumento da temperatura de ensaio, isto se deve, como mencionado, à Lei de Clausius Clapeyron. Para o grampo ortopédico poroso, a rigidez secante se situou na faixa entre 13 N/mm e 27,5 N/mm, enquanto para o grampo denso, os valores se situaram na faixa entre 15 N/mm e 33 N/mm. Especificamente à isoterma de 37 °C, os valores foram de aproximadamente 17,1 N/mm e 19,9 N/mm para os grampos poroso e denso, respectivamente, uma redução de aproximadamente 14,1%. Estes resultados validam a hipótese de que poros introduzidos em grampos ortopédicos reduzem os níveis de força e conseqüentemente os níveis de rigidez.

A rigidez secante na prática, serve como critério de projeto de instrumentos cirúrgicos para a abertura das hastes do grampo, como por exemplo alicates, comumente utilizados por fabricantes de grampos ortopédicos, além disso, está diretamente relacionada à rigidez na qual os fragmentos ósseos serão comprimidos.

Por fim, a Figura 64 mostra o comportamento mecânico em função da temperatura de ensaio do grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição envelhecido sob o modo combinado de tração e flexão.

Figura 64. Curvas força *versus* deslocamento em função da temperatura de ensaio sob o modo combinado de tração e flexão em regime quasi-estático para o grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição envelhecido.

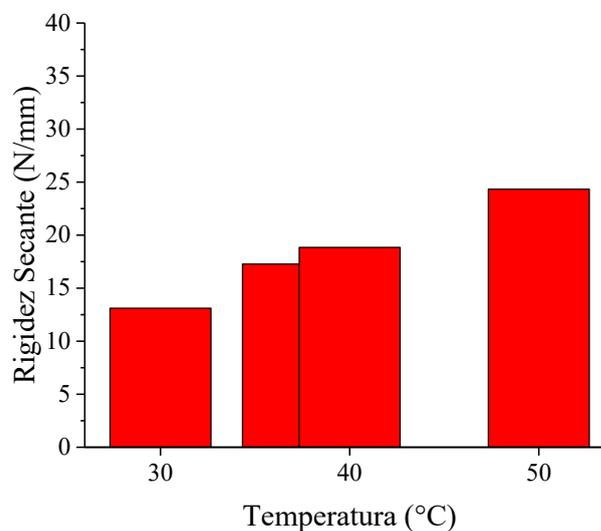


No geral, é possível observar um aumento proporcional dos níveis de força com a temperatura de ensaio, comportamento atribuído à Lei de Clausius Clapeyron. Às isothermas de 30 °C e 37 °C, o grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ apresentou valores de força máxima de aproximadamente 78 N e 95 N, respectivamente. À 37 °C, os valores de deslocamento residual foram nulos após o descarregamento mecânico, comportamento semelhante ao observado à 40 °C. À isoterma de 50 °C, o grampo apresentou deslocamento residual, provavelmente devido ao acúmulo de variantes de martensita induzida por tensão, bloqueando a total recuperação da amostra. Por fim, o grampo com $\alpha = 12,5^\circ$ fraturou à isoterma de 60 °C, atingindo valores máximos de força e deslocamento de aproximadamente 135 N e 4,4 mm, respectivamente.

Vale destacar que os níveis de deslocamento impostos aos grampos ortopédicos densos com $\alpha = 7,5^\circ$ e $\alpha = 12,5^\circ$ foram distintos entre si e não consideraram a abertura exata das hastes à 90 °, ultrapassando tal valor.

A Figura 65 mostra o comportamento da rigidez secante em função da temperatura sob o modo combinado de tração e flexão em regime quasi-estático para o grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição envelhecido.

Figura 65. Comportamento da rigidez secante em função da temperatura de ensaio sob o modo combinado de tração e flexão em regime quasi-estático para o grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base *EBM* na condição envelhecido.



No geral, o valor da rigidez secante aumentou com a evolução da temperatura de ensaio, isto se deve, como mencionado, à Lei de Clausius Clapeyron. A rigidez secante da amostra se situou na faixa entre 13 N/mm e 25,5 N/mm. À isoterma de 37 °C, o valor observado foi de aproximadamente 17,5 N/mm.

6.4 Resultados Numéricos

6.4.1 Simulação numérica do material

O modelo macro fenomenológico 3D termomecânico para transformações de fase induzidas por tensão proposto por SOUZA *et al.* (1998) e modificado por AURICCHIO e PETRINI (2002) já implementado no *software* comercial *ANSYS Mechanical* 17.0 foi utilizado para as simulações computacionais pelo método dos elementos finitos do comportamento termomecânico do material, grampos porosos e densos fabricados com a liga base *EBM* na condição envelhecida.

Logo, a Tabela 11 apresenta os parâmetros constitutivos obtidos experimentalmente à isoterma de 40 °C para a liga base reprocessada *EBM* na condição envelhecida, obtidos a partir das curvas tensão *versus* deformação sob o modo de compressão uniaxial. Tais parâmetros foram utilizados nas simulações do comportamento do material.

Tabela 11. Parâmetros constitutivos da liga base reprocessada *EBM* na condição envelhecida

Parâmetro (Unidade)	<i>EBM</i>
E_A (GPa)	60,45
E_M (GPa)	56,24
ν	0,33
h (MPa)	1986,3
T_0 (°C)	26,8
R (MPa)	156,58
β (MPa/°C)	7,6
$\bar{\epsilon}_L$ (mm/mm)	0,0465
m	0

O parâmetro (h) representa a inclinação do patamar de tensão e foi estimado utilizando a expressão matemática: $h = 2/3 \left(\frac{(\sigma_f^{A \rightarrow M} - \sigma_s^{A \rightarrow M})}{(\epsilon_L)} \right)$, onde $\sigma_s^{A \rightarrow M}$ e $\sigma_f^{A \rightarrow M}$ representam as tensões de início e fim de transformação de fase martensítica direta e ϵ_L representa a deformação de transformação AURICCHIO *et al.* (2009). Neste trabalho, $\epsilon_L = \epsilon_T$. Tal patamar difere experimentalmente entre os modos de tração e compressão uniaxial. Sob o modo de tração, observa-se uma maior definição dos patamares de tensão durante as transformações de fase martensítica direta e reversa para as temperaturas mais baixas, contrariamente ao apresentado sob o modo de compressão. Este fenômeno está associado à heterogeneidade da deformação de transformação ao longo da amostra devido ao comportamento de deformação do tipo Lüders (FAVIER *et al.* 2002).

A partir do diagrama tensão *versus* temperatura (SOUZA *et al.* 1998; AURICCHIO *et al.* 2009), a temperatura de referência T_0 foi estimada como: $T_0 = A_f - R/\beta$, onde $R = \beta \left(\frac{(A_f - R_s)}{2} \right)$ e R_s representa a temperatura de início de transformação da fase R. Neste trabalho, $\beta = C_{M_s}$.

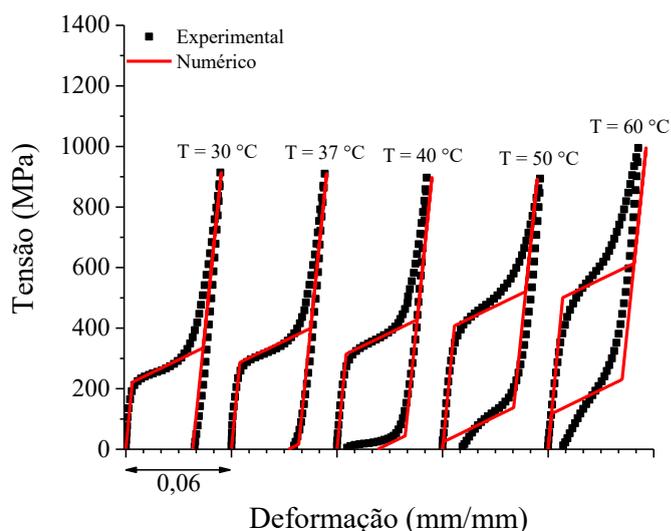
O parâmetro (R) representa o raio elástico, sendo mensurado como metade da histerese mecânica a altas temperaturas ($T > T_0$), como descrito por AURICCHIO *et al.* (2009), ou seja, $R = \sqrt{2/3} \left(\frac{(\sigma_f^{A \rightarrow M} - \sigma_s^{M \rightarrow A})}{2} \right)$, onde $\sigma_s^{M \rightarrow A}$ representa a tensão de início de transformação de fase martensítica reversa.

O parâmetro ($\bar{\epsilon}_L$) representa a máxima deformação de transformação e foi estimado utilizando a expressão matemática: $\bar{\epsilon}_L = \sqrt{3/2} \epsilon_T$.

Por fim, o parâmetro de dependência de Lode (m) representa a assimetria do comportamento mecânico sob os modos de tração e compressão uniaxial. Um valor de $m = 0$ corresponde a um comportamento simétrico sob ambos os modos de carregamento.

Com isso, a Figura 66 mostra as curvas tensão *versus* deformação sob o modo de compressão uniaxial às isotermas de 30 °C, 37 °C, 40 °C, 50 °C e 60 °C da liga base reprocessada *EBM* na condição envelhecida, comparando os resultados numéricos com os experimentais.

Figura 66. Curvas tensão *versus* deformação isotérmicas em regime quasi-estático da comparação numérico-experimental da liga base reprocessada *EBM* na condição envelhecida sob o modo de compressão uniaxial.



Observa-se no geral, que os resultados numéricos capturaram com fidelidade o comportamento mecânico sob o modo de compressão uniaxial, como o aumento das tensões de transformação de fase martensítica direta e reversa com o aumento da temperatura, observado experimentalmente nas LMF Ni-Ti, comportamento atribuído à Lei de Clausius-Clapeyron.

Vale destacar que devido às limitações do modelo constitutivo, a deformação residual observada experimentalmente a partir da isoterma à 50 °C não foi reproduzida pelos casos numéricos.

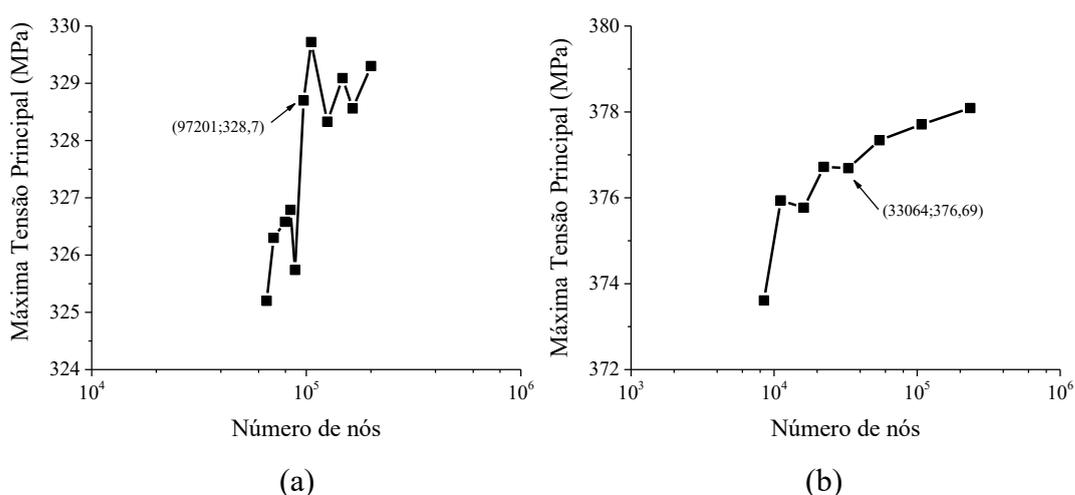
6.4.2 Simulação numérica do grampo ortopédico

Inicialmente, foram realizados estudos de independência de malha no modelo computacional proposto para a abertura das hastes dos grampos ortopédicos poroso e denso, objetivando a redução dos erros de truncamento da solução numérica com o refino da malha. Para tais, as geometrias dos grampos porosos e densos selecionadas foram: ângulo de haste (α) de $7,5^\circ$ e raio de concordância entre a base e hastes (r) de 2 mm. Os parâmetros constitutivos referentes a liga base reprocessada *EBM* na condição envelhecida, apresentados na Tabela 11, foram utilizados nas simulações computacionais.

Neste estudo, o comportamento mecânico dos grampos foi analisado sob a influência da quantidade de nós da malha do modelo computacional discretizado. Com isso, a máxima tensão principal foi determinada em um ponto específico, localizado na borda inferior da base do grampo, a 1,5 mm do plano de simetria (YZ) no eixo X e a 1,25 mm da espessura do grampo (eixo Z).

A Figura 67 mostra o comportamento da máxima tensão principal em função da quantidade de nós do modelo computacional dos grampos ortopédicos com $\alpha = 7,5^\circ$, poroso com poros de 740 μm e denso de LMF Ni-Ti, simulado na condição de máxima abertura das hastes à isoterma de 37 $^\circ\text{C}$.

Figura 67. Comportamento da máxima tensão principal em função da quantidade de nós do modelo computacional dos grampos ortopédicos de LMF Ni-Ti. (a) Poroso. (b) Denso.

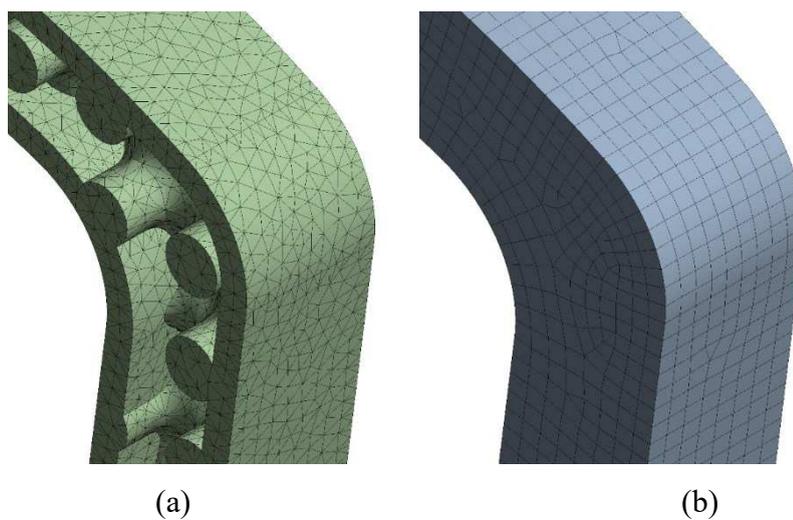


Como observado, os modelos discretizados para os grampos poroso e denso apresentaram pouca divergência a partir das malhas selecionadas, indicadas pelas setas. Para os grampos poroso e denso, as malhas selecionadas foram de 97201 nós e 33064 nós,

respectivamente. Os valores da máxima tensão principal para as malhas selecionadas foram de 328,7 MPa e 376,69 MPa, para os grampos poroso e denso, respectivamente.

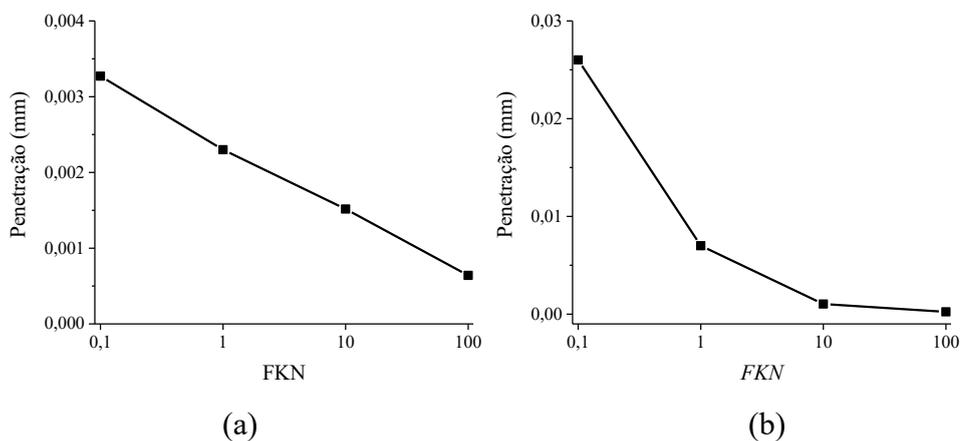
A Figura 68 mostra a região da curvatura dos grampos ortopédicos poroso e denso discretizados com as malhas selecionadas no estudo de independência.

Figura 68. Geometrias discretizadas dos grampos ortopédicos com detalhe para a malha na região da curvatura. (a) Poroso. (b) Denso.



Com isso, um estudo preliminar do contato entre o identador e a haste do grampo foi realizado com o intuito de aumentar a acurácia das simulações computacionais. Nestas análises, valores para o fator de rigidez normal (FKN) foram atribuídos e então a penetração do contato entre o identador e a haste do grampo foi plotada em função do valor de FKN , como mostra a Figura 69.

Figura 69. Comportamento da penetração do identador na haste do grampo ortopédico denso de LMF Ni-Ti em função do valor de FKN . (a) Poroso. (b) Denso.

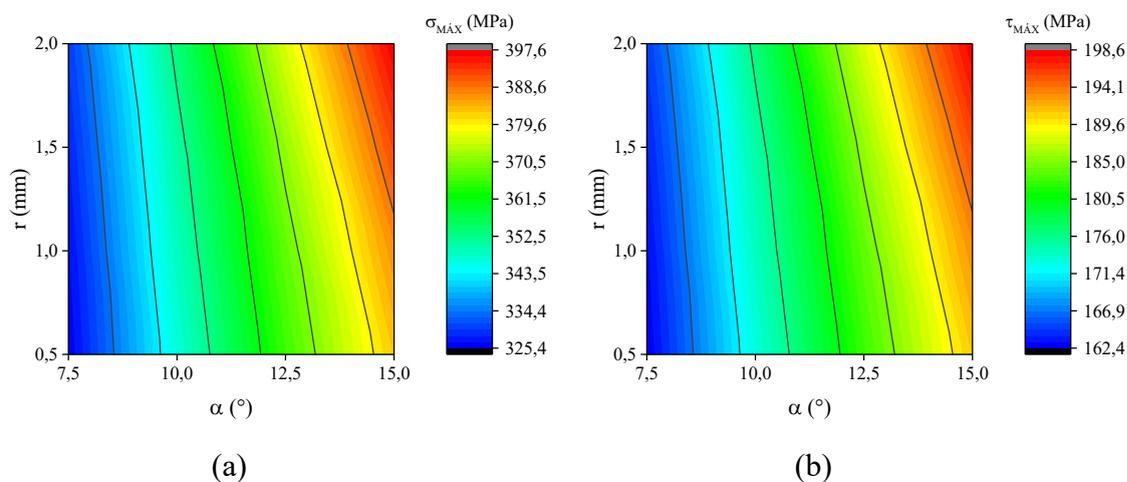


Como é possível observar, quanto maior o valor de FKN , menor a penetração do contato (identador) com o alvo (hastes). Logo, adotou-se um FKN no valor 10 para as demais análises numéricas dos grampos ortopédicos poroso e denso.

Após a seleção da malha e do FKN , casos numéricos foram simulados com o objetivo de avaliar a influência dos parâmetros geométricos, como o raio de concordância entre a base e hastes (r) e o ângulo inicial de abertura das hastes (α), sob os níveis de tensão desenvolvidos no grampo ortopédico denso, como também a força gerada na condição de máxima abertura das hastes do grampo. Com isso, as tensões máximas principal e cisalhante foram determinadas em um ponto específico, localizado na borda inferior da base do grampo, a 1,5 mm do plano de simetria (YZ) no eixo X e a 1,25 mm da espessura do grampo (eixo Z). A máxima força gerada pelas hastes do grampo foi determinada como a força de reação na face selecionada como simétrica (plano YZ). Os parâmetros constitutivos referentes a liga base reprocessada *EBM* na condição envelhecida, apresentados na Tabela 11, foram utilizados nas simulações computacionais.

A Figura 70 mostra os gráficos de contorno das tensões máximas principal e cisalhante dos grampos ortopédicos densos de LMF Ni-Ti simulados às isotermas de 37 °C na condição de máxima abertura das hastes.

Figura 70. Gráficos de contorno dos resultados das tensões máximas nos grampos ortopédicos densos de LMF Ni-Ti às isotermas de 37 °C. (a) Tensão principal. (b) Tensão cisalhante.

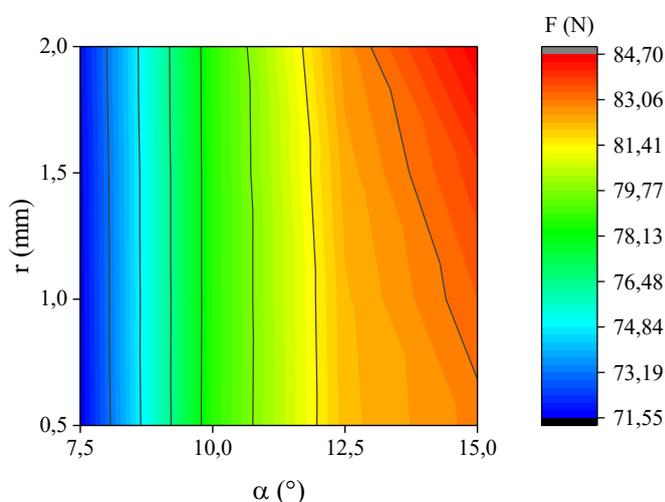


Como observado, os valores das tensões máximas principal e cisalhante situaram-se nas faixas entre 325,4 MPa a 397,6 MPa e 162,4 MPa a 198,6 MPa, respectivamente. Os maiores

níveis de tensão observados no grampo ortopédico denso foram nas configurações geométricas: $12,5^\circ \leq \alpha \leq 15^\circ$ e $r \geq 1$ mm.

A Figura 71 mostra o gráfico de contorno da força gerada pelos grampos ortopédicos densos de LMF Ni-Ti simulados às isothermas de 37°C na condição de máxima abertura das hastes.

Figura 71. Gráfico de contorno dos resultados de força gerada pelas hastes dos grampos ortopédicos densos de LMF Ni-Ti às isothermas de 37°C .

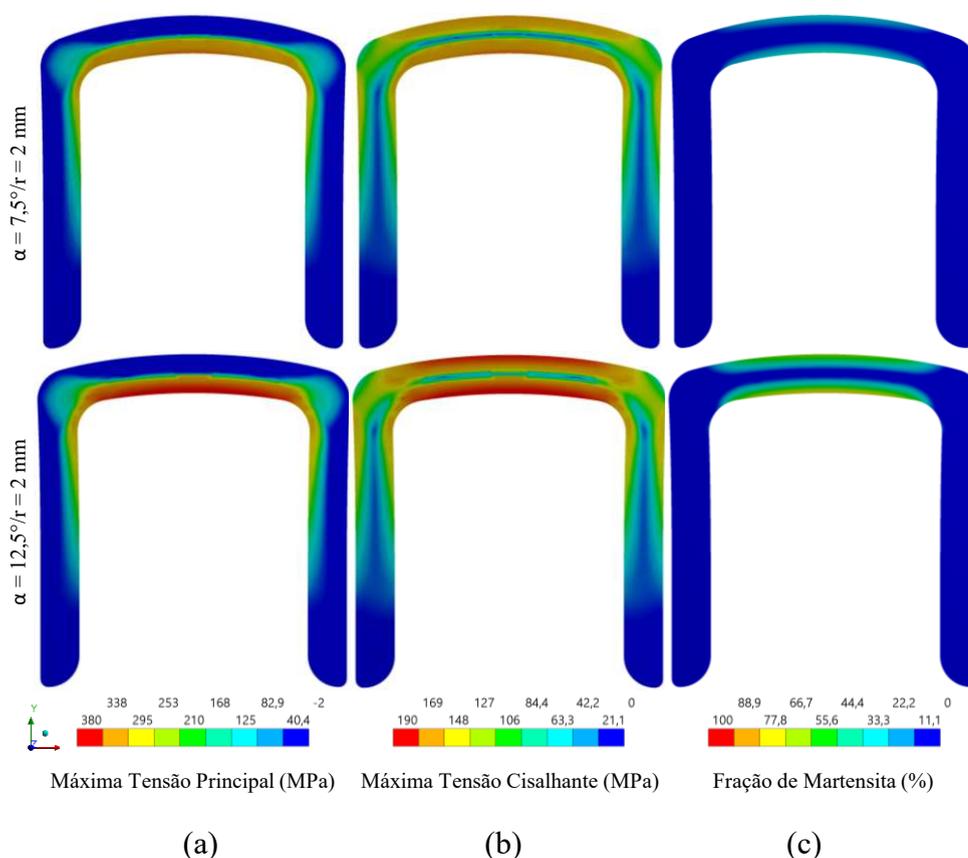


No geral, observa-se que os valores de força gerada pelas hastes na condição de máxima abertura situaram-se na faixa entre 71,55 N e 84,70 N. Considerando o parâmetro α , os valores de força foram constantes na faixa entre $\alpha = 7,5^\circ$ e $\alpha = 12,5^\circ$. Por outro lado, considerando o parâmetro r constante, observa-se um aumento da força gerada pelo grampo denso à medida que o parâmetro α evolui. Portanto, o ângulo inicial das hastes tem maior influência na força gerada pelos grampos.

Estes valores de força gerada estão de acordo com a literatura. RUSSEL (2009) reportou resultados numéricos de 61,6 N em um grampo de LMF Ni-Ti com dimensões de $20 \times 20 \times [2 \times 3]$ mm. SUBASI *et al.* (2020) reportou resultados numéricos entre 70,2 N e 245 N em grampos ortopédicos densos de seção transversal circular e retangular de LMF Ni-Ti.

A Figura 72 mostra os gráficos de contorno das tensões máximas principal e cisalhante e fração de martensita induzida por tensão dos grampos ortopédicos densos com $\alpha = 7,5^\circ$ e $\alpha = 12,5^\circ$ de LMF Ni-Ti simulados às isothermas de 37°C na condição de máxima abertura das hastes.

Figura 72. Gráficos de contorno dos resultados nos grampos ortopédicos densos de LMF Ni-Ti às isotermas de 37 °C. (a) Máxima Tensão Principal. (b) Máxima Tensão Cisalhante. (c) Fração de Martensita.



Como observado, a base do grampo foi a região na qual se observaram os maiores níveis de tensão e conseqüentemente, as maiores frações de martensita induzida mecanicamente. Por outro lado, as hastes do grampo apresentaram os menores níveis de tensão. A base do grampo se comporta como uma viga curva sob carregamento mecânico, onde as tensões são compressivas na borda superior e de tração na borda inferior. Os valores das tensões máximas principal e cisalhante se situaram na faixa entre 380 MPa a -2 MPa e 190 MPa, respectivamente, enquanto a fração de martensita atingiu valores percentuais de 76% para a configuração geométrica de $\alpha = 12,5^\circ$ e $r = 2$ mm, especificamente na borda inferior da base do grampo.

Comparativamente, o grampo denso com $\alpha = 12,5^\circ$ atingiu os maiores níveis de martensita induzida por tensão, devido aos maiores níveis de tensões principal e cisalhante. Provavelmente por este motivo, o grampo ortopédico denso com $\alpha = 12,5^\circ$ fabricado com a liga base reprocessada *EBM* fraturou a 60 °C, ou seja, as tensões geradas na base do grampo excederam a tensão admissível da liga base reprocessada *EBM*. Vale destacar que em seu estado deformado, a base do grampo praticamente perdeu a sua curvatura original, característica

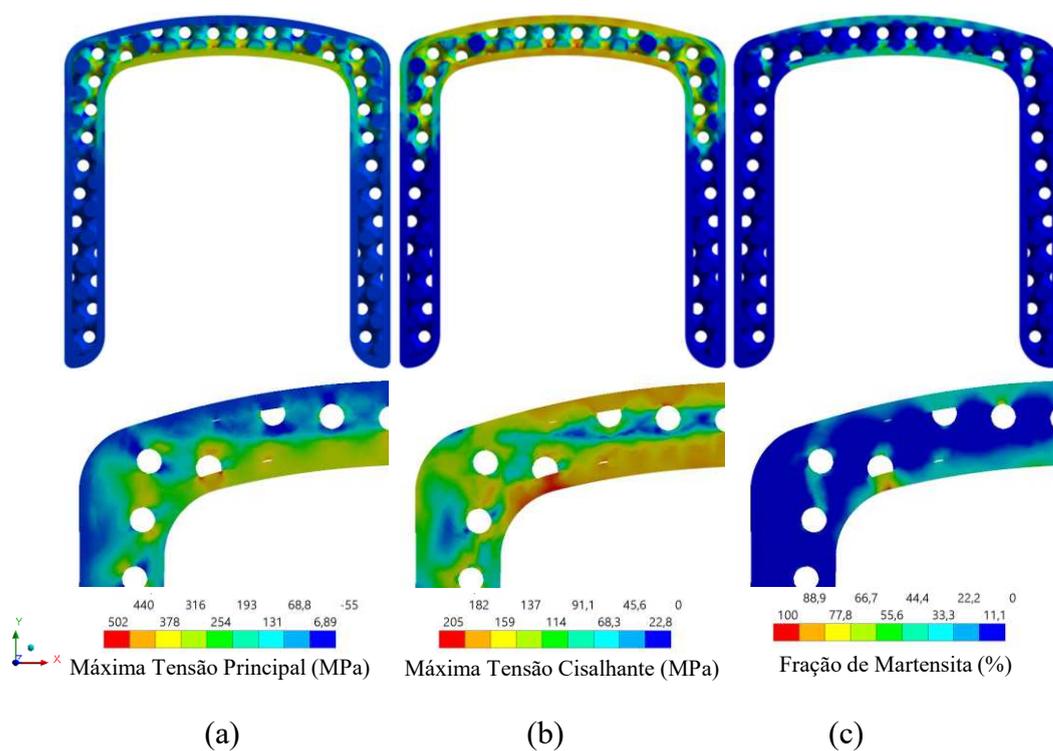
importante para um dispositivo médico implantável que, após o procedimento de implantação, resultaria em um baixo ressalto do tecido circundante.

Simulações computacionais do comportamento mecânico do grampo ortopédico poroso com poros de $740\ \mu\text{m}$, $\alpha = 7,5^\circ$ e $r = 2\ \text{mm}$ foram simulados à isoterma de $37\ ^\circ\text{C}$ com os parâmetros constitutivos referentes a liga base reprocessada *EBM* na condição envelhecida, apresentados na Tabela 11.

A Figura 73 mostra os gráficos de contorno das tensões máximas principal e cisalhante e fração de martensita induzida por tensão do grampo poroso de LMF Ni-Ti simulado à isoterma de $37\ ^\circ\text{C}$ na condição de máxima abertura das hastes.

Figura 73. Gráficos de contorno dos resultados nos grampos ortopédicos porosos de LMF Ni-Ti às isotermas de $37\ ^\circ\text{C}$ com detalhe para as regiões da base e curvatura.

(a) Máxima Tensão Principal. (b) Máxima Tensão Cisalhante. (c) Fração de Martensita.

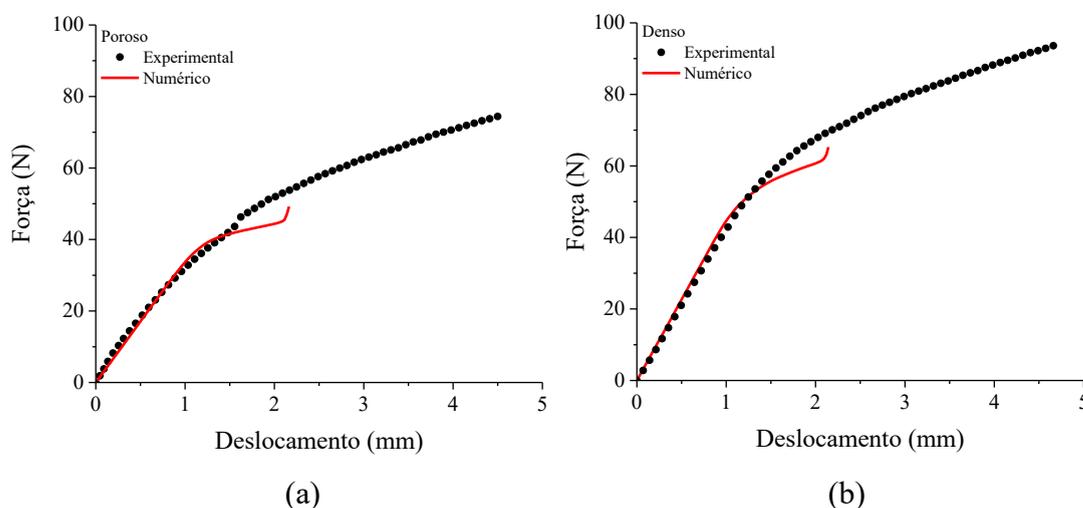


Como observado, as máximas tensões principal e cisalhante situaram-se na faixa entre 502 MPa a -55 MPa e 205 MPa, respectivamente. Comparativamente, o grampo ortopédico denso com $\alpha = 7,5^\circ$ apresentou valores para as máximas tensões principal e cisalhante de 340,32 MPa e 168,46 MPa, respectivamente. Logo, na condição de máxima abertura das hastes, o grampo poroso gerou maiores níveis de tensão quando comparado ao grampo denso. A introdução de poros ou vazios em um sólido gera concentradores de tensões e

consequentemente maiores níveis de martensita induzida por tensão. O grampo poroso gerou valores de fração de martensita de até 91%, enquanto o grampo denso alcançou valores de no máximo 34%.

Por fim, a Figura 74 mostra o comportamento da força *versus* deslocamento obtidos pelas análises numéricas dos grampos ortopédicos poroso e denso de LMF Ni-Ti à isoterma de 37 °C na condição de máxima abertura das hastes, comparando com os resultados experimentais.

Figura 74. Curvas força *versus* deslocamento da comparação numérico-experimental dos grampos ortopédicos com $\alpha = 7,5^\circ$ de LMF Ni-Ti à isoterma de 37 °C. (a) Poroso. (b) Denso.



Observa-se no geral, que as simulações computacionais dos grampos ortopédicos porosos e densos reproduziram com fidelidade o comportamento mecânico sob o modo combinado de tração e flexão, como a diferença de rigidez entre as fases austenita e martensita, que se deve à transformação de fase.

Considerando a fase austenita, por exemplo, os valores de rigidez para os casos experimental e numérico do grampo poroso, considerando 1 mm de deslocamento, foram de aproximadamente 32 N/mm e 33,3 N/mm, respectivamente. Enquanto para os grampos densos, tais valores, experimental e numérico foram de aproximadamente 42,1 N/mm e 44,3 N/mm, respectivamente.

Vale destacar que a região linear elástica ao fim do carregamento mecânico observada para os casos numéricos, se deve às limitações do modelo computacional, em que desconsidera o grau de liberdade de rotação do identador, e consequentemente acarreta a compressão das hastes, o que leva ao aumento da força. Experimentalmente, os blocos extensores em que as

hastes dos grampos são inseridas, permitem a rotação das hastes para além dos 90°, condição na qual foram caracterizados, e, portanto, as curvas experimentais não apresentaram a região linear elástica ao fim do carregamento mecânico.

A diferença de rigidez na prática, apresenta uma das principais vantagens das ligas com memória de forma na aplicação em dispositivos médicos implantáveis, especificamente como fixadores ortopédicos, que se trata da compressão contínua e dinamicamente ativa gerada pelas funcionalidades destes materiais.

7 CONCLUSÕES

Este trabalho teve por objetivo desenvolver, fabricar e caracterizar protótipos de grampos ortopédicos porosos de LMF Ni-Ti fabricados pelo processo de fundição de precisão auxiliado por manufatura aditiva. Os resultados permitiram estabelecer as seguintes conclusões principais:

Com relação a influência dos tratamentos térmicos e do reprocessamento nas propriedades da liga base *EBM* envelhecida, foi constatado que:

- O tratamento térmico de envelhecimento de 500 °C por 2 h alterou significativamente as temperaturas e entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa observando-se um aumento, como também o desacoplamento da fase R, provavelmente devido à precipitados ricos em Ni do tipo Ni_4Ti_3 . O reprocessamento da liga indicou uma alteração da composição elementar identificado pela alteração das temperaturas de transformação de fase;

Com relação a fabricação e caracterização experimental dos grampos ortopédicos porosos e densos de LMF Ni-Ti, foi constatado que:

- Foi possível fabricar grampos porosos com poros de 740 μm e $\alpha = 7,5^\circ$ pelo processo de fundição de precisão com a liga base *EBM* utilizando três grampos por modelo fundido (árvore de fundição) angulados a 20° entre si com fidelidade geométrica. Contudo, os modelos fundidos dos grampos porosos com a liga base *VIM* apresentaram falhas de preenchimento, mesmo sob diferentes condições de injeção, provavelmente devido à fluidez da liga;

- A análise composicional superficial pela técnica de espectroscopia Raman confirmou a camada passiva de TiO_2 pela identificação das fases rutilo e anatásio na superfície do grampo ortopédico denso na condição envelhecida;

- O grampo denso revelou uma macroestrutura de solidificação heterogênea, resultando em uma microestrutura com grãos com morfologia preferencialmente equiaxial, nas regiões da base e curva, e colunar, nas regiões central da haste e extremidade da haste, além disso, foi possível identificar precipitados a partir das imagens de MEV/EDS, confirmados pelas análises de *DSC*;

- O grampo poroso, por sua vez, apresentou reduzido tamanho de grão, se comparado ao grampo denso, devido a maior área superficial da cavidade interna do molde;
- O grampo poroso reduziu em 20% o valor de força máxima e em 14,1% o valor de rigidez secante, quando comparado ao grampo denso, à isoterma de 37°C;

Com relação às simulações numéricas dos grampos ortopédicos porosos e densos de LMF Ni-Ti, foi constatado que:

- O ângulo inicial das hastes tem uma maior influência sob a força gerada pelos grampos densos. Além disso, os poros introduzem concentradores de tensão nos grampos, elevando assim os níveis de tensões e conseqüentemente a fração de martensita induzida por tensão.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados e conclusões obtidos neste trabalho, é possível sugerir as seguintes contribuições para trabalhos futuros:

- Avaliar a vida em fadiga de grampos porosos de LMF Ni-Ti sob condições de carregamento mecânico equivalentes à máxima abertura das hastes;
- Realizar estudos de resistência à corrosão dos grampos porosos de LMF Ni-Ti sob carga, considerando a máxima abertura das hastes;
- Realizar estudos de citotoxicidade *in vitro* e posteriormente estudos *in vivo* objetivando analisar a influência dos poros na adesão celular dos tecidos ósseos;
- Conceber e fabricar grampos porosos de LMF Ni-Ti com outras geometrias de poros e analisar experimentalmente a influência no comportamento termomecânico;
- Simular numericamente os grampos porosos de LMF Ni-Ti por métodos de otimização topológica objetivando elevar a fração de martensita induzida por tensão;

REFERÊNCIAS

ABIDI, I., H., CAGANG, A., A., TYAGI, A., RIAZ, M., A., WU, R., SUN, Q., LUO, Z. Oxidized nitinol substrate for interference enhanced Raman scattering of monolayer graphene, **RCS Adv**, v. 6, p. 7093-7100, 2016.

ASTM F2004-17, Standard Test Method for Transformation Temperature of Nickel-Titanium Alloys by Thermal Analysis, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017, www.astm.org.

ASTM F2063-18, Standard Specification for Wrought Nickel-Titanium Shape Memory Alloys for Medical Devices and Surgical Implants, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2018, www.astm.org.

ASTM F564-17, Standard Specification and Test Methods for Metallic Bone Staples, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017, www.astm.org.

ANSYS, Inc. **ANSYS® Documentation**, Release 16.0., 2013.

AIHARA, H., ZIDER, J., FANTON, G., DUERIG, T. Combustion Synthesis Porous Nitinol for Biomedical Applications, **International Journal of Biomaterials**, v. 2019, ID. 4307461, 2019.

AIYER, A., RUSSELL, N. A., PELLETIER, M. H., MYERSON, M., & WALSH, W. R. The Impact of Nitinol Staples on the Compressive Forces, Contact Area, and Mechanical Properties in Comparison to a Claw Plate and Crossed Screws for the First Tarsometatarsal Arthrodesis. **Foot & Ankle Specialist**, v. 9(3), p. 232–240, 2016.

ALONSO, T., FAVIER, D. & CHAGNON, G. Characterizing Transformation Phenomena and Elastic Moduli of Austenite and Oriented Martensite of Superelastic Thin NiTi Wire through Isothermal Dynamic Mechanical Analysis. **J. of Materi Eng and Perform**, v. 28, p. 4667–4679, 2019.

ALVES FILHO, A. **Elementos Finitos: A Base da Tecnologia CAE**. 5 ed. Editora Érica, 2007. ISBN 978-8571947412.

ALVES FILHO, A. **Elementos finitos: a base da tecnologia CAE: análise não linear**. Editora Érica, 2012. ISBN 978-8536500508.

ANDANI, M. T., MOGHADDAM, N. S., HABERLAND, C., DEAN, D., MILLER, M. J., ELAHINIA, M. Metals for bone implants. Part 1. Powder metallurgy and implant rendering, **Acta Biomaterialia**, v. 10, n. 10, p. 4058–4070, 2014.

ANDANI, M. T., HABERLAND, C., WALKER, J. M., KARAMOOZ, M., SADI TURABI, A., SAEDI, S., RAHMANIAN, R., KARACA, H., DEAN, D., KADKHODAEI, M., ELAHINIA, M. Achieving biocompatible stiffness in NiTi through additive manufacturing, **Journal of Intelligent Material Systems and Structures**, v. 27, n. 19, p. 2661–2671, 2016.

ARAÚJO, M., S., O., DA SILVA, P., C., S., DE ARAÚJO, C., J. Mechanical behavior and fatigue life of micro welded joints obtained by TIG spots in NiTi wires. **Smart Mater. Struct.** 2019, 28, 125008.

ASHBY, M. Designing architected materials, **Scripta Materialia**, v. 68, n. 1, p. 4–7, 2013.

ASHBY, M., EVANS, T., FLECK, N.A., HUTCHINSON, J., W., WADLEY, H., N., G., GIBSON, L., J. **Metal foams : a design guide**. Butterworth-Heinemann, 2000. ISBN 9780080511467.

ASHRAFI, M. J., AMERINATANZI, A., SAEBI, Z., MOGHADDAM, N., S., MEHRABI, R., KARACA, H., ELAHINIA, M. Shape memory response of cellular lattice structures: unit cell finite element prediction, **Mechanics of Materials**, 2018.

ASSAD, M., JARZEM, P., LEROUX, M.A., COILLARD, C., CHERNYSHOV, A.V., CHARETTE, S. AND RIVARD, C.-H. Porous titanium-nickel for intervertebral fusion in a sheep model: part 1. Histomorphometric and radiological analysis, **Journal of biomedical materials research. Part B, Applied biomaterials**, v. 64, n. 2, p. 107–120, 2003.

AUGUSTIN, C. **Multifunctional metallic hollow sphere structures: manufacturing, properties and application**. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2009. ISBN 978-3-642-00490-2.

AURICCHIO, F., CODA, A., REALI, A., URBANO, M. SMA Numerical Modeling Versus Experimental Results: Parameter Identification and Model Prediction Capabilities, **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 18, n. 5–6, p. 649–654, 2009.

AURICCHIO, F., PETRINI, L. A three-dimensional model describing stress-temperature induced solid phase transformations: solution algorithm and boundary value problems, **International Journal for Numerical Methods in Engineering**, v. 61, n. 6, p. 807–836, 2004.

AURICCHIO, F., PETRINI, L. Improvements and algorithmical considerations on a recent three-dimensional model describing stress-induced solid phase transformations, **International Journal for Numerical Methods in Engineering**, v. 55, n. 11, p. 1255–1284, 2002.

BASINSKI, Z., S., CHRISTIAN, J., W. Experiments on the martensitic transformation in single crystals of indium-thallium alloys, **Acta Metallurgica**, v. 2, p. 148 - 166, 1954.

BHATE, D. Four Questions in Cellular Material Design, **Materials**, v. 12, n. 7, 2019.

BHATE, D., PENICK, C. A., FERRY, L. A., LEE, C. Classification and Selection of Cellular Materials in Mechanical Design: Engineering and Biomimetic Approaches, **Designs**, v. 3, n. 1, 2019.

BIDAN, C. M., KOMMAREDDY, K. P., RUMPLER, M., KOLLMANNBERGER, P., FRATZL, P., DUNLOP, J., W., C. Geometry as a Factor for Tissue Growth: Towards Shape Optimization of Tissue Engineering Scaffolds, **Advanced Healthcare Materials**, v. 2, n. 1, p. 186–194, 2013.

BOBBERT, F. S. L., LIETAERT, K., EFTEKHARI, A. A., POURAN, B., AHMADI, S., M., WEINANS, H., ZADPOOR, A., A. Additively manufactured metallic porous biomaterials based on minimal surfaces: A unique combination of topological, mechanical, and mass transport properties, **Acta Biomaterialia**, v. 53, p. 572–584, 2017.

BOYD, J. G., LAGOUDAS, D. C. A thermodynamical constitutive model for shape memory materials. Part I. The monolithic shape memory alloy, **International Journal of Plasticity**, v. 12, n. 6, p. 805–842, 1996.

BUCKLEN, B. S., WETTERGREEN, W. A., YUKSEL, E., LIEBSCHNER, M., A., K. Bone-derived CAD library for assembly of scaffolds in computer-aided tissue engineering, **Virtual and Physical Prototyping**, v. 3, n. 1, p. 13–23, 2008.

BUCSEK, A.N., PARANJAPE, H.M. & STEBNER, A.P. Myths and Truths of Nitinol Mechanics: Elasticity and Tension–Compression Asymmetry. **Shap. Mem. Superelasticity**, v. 2, p. 264–271, 2016.

BUEHLER, W. J., GILFRICH, J. V., WILEY, R. C. Effect of Low-Temperature Phase Changes on the Mechanical Properties of Alloys near Composition TiNi, **Journal of Applied Physics**, v. 34, n. 5, p. 1475–1477, 1963.

CAO, L.-H., XU, S.-G., WU, Y.-L., ZHANG, C.-C. Treatment of Nonunion of Scaphoid Waist with Ni-Ti Shape-Memory Alloy Connector and Iliac Bone Graft, **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 20, n. 4, p. 629–631, 2011.

CHOWDHURY, P. Frontiers of Theoretical Research on Shape Memory Alloys: A General Overview, **Shape Memory and Superelasticity**, v. 4, n. 1, p. 26–40, 2018.

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 alloys using the plasma skull push–pull process, **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 7, p. 3657–3664, 2009.

DESHPANDE, V., S., ASHBY, M., F., FLECK, N., A. Foam topology: bending versus stretching dominated architectures, **Acta Materialia**, v. 49, n. 6, p. 1035–1040, 2001.

DINIS, J.,C., MORAIS, T.,F., AMORIM, P.,H.,J., RUBEN, R.,B., ALMEIDA, H.,A., INFORÇATI, P.,N., BARTOLO, P.,J., SILVA, J.,V.,L. Open Source Software for the Automatic Design of Scaffold Structures for Tissue Engineering Applications, **Procedia Technology**, v. 16, p. 1542–1547, 2014.

DUERIG, T., W., BHATTACHARYA, K. The Influence of the R-Phase on the Superelastic Behavior of NiTi. **Shap. Mem. Superelasticity**, v. 1, p. 153–161, 2015.

DU PLESSIS, A., BROECKHOVEN, C., YADROITSAVA, I., YADROITSEV, I., HANDS, C., H., KUNJU, R., BHATE, D. Beautiful and Functional: A Review of Biomimetic Design in Additive Manufacturing, **Additive Manufacturing**, v. 27, p. 408–427, 2019.

ELAHINIA, M., H., HASHEMI, M., TABESH, M., BADHURI, S., B. Manufacturing and processing of NiTi implants: A review, **Progress in Materials Science**, v. 57, n. 5, p. 911–946, 2012.

FAVIER, D., LIU, Y., ORGEAS, L., RIO, G. (2002). Mechanical Instability of NiTi in Tension, Compression and Shear. In: Sun, Q.P. (eds) **IUTAM Symposium on Mechanics of Martensitic Phase Transformation in Solids**. Solid Mechanics and Its Applications, vol 101. Springer, Dordrecht.

FERNÁNDEZ-DE-RETANA, P., POGGIO, D., ORTEGA, J. P. Technical Tip: First Metatarsophalangeal Arthrodesis with 20-mm Memory Compression Staples, **Foot & Ankle International**, v. 29, n. 6, p. 613–615, 2008.

FISH, J., BELYTSCHKO, T. **Um Primeiro Curso em Elementos Finitos**. LTC, 2007. ISBN 9788521617013.

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, p. 214-223, 2004.

GIANNITELLI, S., M., ACCOTO, D., TROMBETTA, M., RAINER, A. Current trends in the design of scaffolds for computer-aided tissue engineering, **Acta Biomaterialia**, v. 10, n. 2, p. 580–594, 2014.

GIBSON, L. J., ASHBY, M. F. **Cellular Solids: Structure and Properties**. Cambridge University Press, 1997. ISBN 9781139878326.

GOMES, A., A., C. **Desenvolvimento de uma placa de fixação óssea utilizando liga com memória de forma Ni-Ti**. 2018. 73f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande - UFCG, Campina Grande - Paraíba.

YETKIN H., KANATLI, U., ŞENKÖYLÜ, A., CILA, E., ŞİMŞEK, A. Orthopaedic Applications of Shape Memory Staples, **Gazi Medical Journal**, v. 10, n. 4, p. 153–155, 1999.

HAO, Z.-C., XIA, Y., WU, J.-H., ZHANG, Y.-T., XU, S.-G. Application of a Ni-Ti arched shape-memory connector in unstable lateral malleolus fractures: A retrospective study, **Injury**, v. 50, n. 2, p. 551–557, 2019.

HATIRA, F. Ben, SAIDANE, K. A Thermo-Mechanical Behavior Simulation of a NiTi Staple Used for the Correction of Idiopathic Scoliosis, **Journal of Biomaterials and Nanobiotechnology**, v. 3, p. 61–69, 2012.

HERØ, H., SYVERUD, M., WAARLI, M. Mold filling and porosity in castings of titanium. **Dent Mater**. v. 9, pp. 15-18, 1993.

HOON, Q. J., PELLETIER, M. H., CHRISTOU, C., JOHNSON, K. A., WALSH, W., R. Biomechanical evaluation of shape-memory alloy staples for internal fixation—an in vitro study, **Journal of Experimental Orthopaedics**, v. 3, n. 18, 2016.

JAHADAKBAR, A., SHAYESTEH MOGHADDAM, N., AMERINATANZI, A., DEAN, D., KARACA, H., E., ELAHINIA, M. Finite Element Simulation and Additive Manufacturing of Stiffness-Matched NiTi Fixation Hardware for Mandibular Reconstruction Surgery, **Bioengineering**, v. 3, n. 4, p. 36, 2016.

KARAGEORGIU, V., KAPLAN, D. Porosity of 3D biomaterial scaffolds and osteogenesis, **Biomaterials**, v. 26, n. 27, p. 5474–5491, 2005.

KLOTZ, U. E., HEISS, T. Evaluation of crucible and investment materials for lost wax investment casting of Ti and NiTi alloys, **International Journal of Cast Metals Research**, v. 27, n. 6, p. 341–348, 2014.

KOMMAREDDY, K. P., LANGE, C., RUMPLER, M., DUNLOP, J., W., C., MANJUBALA, I., CUI, J., KRATZ, K., LENDLEIN, A., FRATZL, P. Two stages in three-dimensional in vitro growth of tissue generated by osteoblastlike cells, **Biointerphases**, v. 5, n. 2, p. 45–52, 2010.

KRONE, L., MENTZ, J., BRAM, M., BUCHKREMER, H.-P., STÖVER, D., WAGNER, M., EGGELER, G., CHRIST, D., REESE, S., BOGDANSKI, D., KÖLLER, M., ESENWEIN, S., MUHR, G., PRYMAK, O., EPPLER, M. The Potential of Powder Metallurgy for the Fabrication of Biomaterials on the Basis of Nickel-Titanium: A Case Study with a Staple Showing Shape Memory Behaviour. **Adv. Eng. Mater.**, 7: 613-619. 2005.

LAGOUDAS, D. C. **Shape Memory Alloys – Modeling and Engineering Application**. Springer, Texas-USA, 2008. ISBN 978-0-387-47685-8.

LARAVINE, J., LOUBERSAC, T., GAISNE, E., BELLÈMERE, P. Evaluation of a shape memory staple (Qual®) in radial shortening osteotomy in Kienböck's disease: A retrospective study of 30 cases, **Hand Surgery and Rehabilitation**, v. 38, n. 3, p. 141–149, 2019.

LASTER, Z., MACBEAN, A. D., AYLIFFE, P. R., NEWLANDS, L., C. Fixation of a frontozygomatic fracture with a shape-memory staple. **British Journal of Oral and Maxillofacial Surgery**. v. 39, n. 4, p. 324-325, 2001.

LI, Q., MAI, Y. W. **Biomaterials for implants and scaffolds**. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2017. ISBN 9783662535721.

LIEBSCHNER, M., A., K. **Computer-Aided Tissue Engineering**. Humana Press, 2012. ISBN 978-1-61779-764-4.

LIKIBI, F., ASSAD, M., JARZEM, P., LEROUX, M., A., COILLARD, C., CHABOT, G., RIVARD, C.-H. Osseointegration study of porous nitinol versus titanium orthopaedic implants, **European Journal of Orthopaedic Surgery & Traumatology**, v. 14, n. 4, p. 209–213, 2004.

LIU, Y., XIANG, H. Apparent modulus of elasticity of near-equiatomic NiTi, **Journal of Alloys and Compounds**, v. 270, p. 154-159, 1998.

LOJEN, G.; STAMBOLIĆ, A.; ŠETINA BATIČ, B.; RUDOLF, R. Experimental Continuous Casting of Nitinol, **Metals**, v. 10(5), 2020.

MACHADO, L. G., SAVI, M. A. Medical applications of shape memory alloys, **Brazilian Journal of Medical and Biological Research**, v. 36, n. 6, p. 683–691, 2003.

MALLETTE, J., P., GLENN, C., L., GLOD, D., J., The incidence of nonunion after lapidus arthrodesis using staple fixation, **The Journal of Foot and Ankle Surgery**, v. 53, n. 3, p. 303-306, 2014.

MAXWELL, J. C. XLV. On reciprocal figures and diagrams of forces. **The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science**, v. 27, n. 182, p. 250–261, 1864.

MCKNIGHT, R. R., LEE, S. K., GASTON, R. G. Biomechanical Properties of Nitinol Staples: Effects of Troughing, Effective Leg Length, and 2-Staple Constructs, **Journal of Hand Surgery**, v. 44, n. 6, p. 520.e1-520.e9, 2019.

MONTENEGRO, E., O., S., GRASSI, E., N., D., SIMÕES, J. B., SALES DA SILVA, P., C., DE ARAÚJO, C., J. NiTi shape memory alloy cellular meshes: manufacturing by investment casting and characterization, **Smart Mater. Struct.**, v. 29, n. 12, 2020.

MORGAN, N. . Medical shape memory alloy applications—the market and its products, **Materials Science and Engineering: A**, v. 378, n. 1–2, p. 16–23, 2004.

MUSIALEK, J., FILIP, P., NIESLANIK, J. Titanium-nickel shape memory clamps in small bone surgery, **Archives of Orthopaedic and Trauma Surgery**, v. 117, n. 6, p. 341–344, 1998.

NEUMANN, J., A., REAY, K., D., BRADLEY, K., E., PAREKH, S., G. Staple Fixation for Akin Proximal Phalangeal Osteotomy in the Treatment of Hallux Valgus Interphalangeus, **Foot & Ankle International**, v. 36, n. 4, p. 457–464, 2014.

NISHIDA, M., WAYMAN, C.M. & HONMA, T. Precipitation processes in near-equiatomic TiNi shape memory alloys. **Metall Trans A**, v. 17, p. 1505–1515, 1986.

OBADIMU, S., O., KOUROUSIS, K., I. Compressive Behaviour of Additively Manufactured Lattice Structures: A Review. **Aerospace**, v. 8, 2021.

ORTEGA, A., TYBER, J., FRICK, C., GALL, K., MAIER, H. (2005), Cast NiTi Shape-Memory Alloys. **Advanced Engineering Materials**, v. 7, p. 492-507, 2005.

OTSUKA, K., WAYMAN, C., M. **Shape Memory Materials**. Cambridge University Press, 1998. ISBN 0 521 663849.

OTUBO, J., ANTUNES, A., S. Characterization of 150mm in Diameter NiTi SMA Ingot Produced by Electron Beam Melting, **Materials Science Forum**, v. 643, p. 55-59, 2010.

OTUBO, J., RIGO, O. D., NETO, C. M., MEI, P., R. The effects of vacuum induction melting and electron beam melting techniques on the purity of NiTi shape memory alloys, **Materials Science and Engineering: A**, v. 438–440, p. 679–682, 2006.

OTUBO, J., RIGO, O., D., COELHO, A., A., NETO, C., M., MEI, P., R. The influence of carbon and oxygen content on the martensitic transformation temperatures and enthalpies of NiTi shape memory alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 481-482, p. 639-642, 2008.

PAIVA, A., SAVI, M. A. An overview of constitutive models for shape memory alloys, **Mathematical Problems in Engineering**, v. 2006, p. 1–30, 2006.

PETRUK, P. S., MEDVEDEV, Y. A., YI, Z. S., VOLKOVA, V., A. Nickel-Titanium Shape Memory Alloy in Reconstructive Osteosynthesis in Patients with Zygomatico-Orbital Complex Fractures, **KnE Materials Science**, v. 2, n. 1 SE-Articles, p. 323–326, 2017.

RASHED, M. G., ASHRAF, M., MINES, R. A. W., HAZELL, P., J., Metallic microlattice materials: A current state of the art on manufacturing, mechanical properties and applications, **Materials & Design**, v. 95, p. 518–533, 2016.

REHME, O. **Cellular Design for Laser Freeform Fabrication**. Cuvillier Verlag, 2010. ISBN 9783736932739.

RETHNAM, U., KUIPER, J., MAKWANA, N. Mechanical characteristics of three staples commonly used in foot surgery, **Journal of Foot and Ankle Research**, v. 2, n. 1, p. 5, 2009.

RONCHETTI, P. J., TOPPER, S. M. Lunocapitate Fusion Using the OSStaple Compression Staple, **Techniques in Hand & Upper Extremity Surgery**, v. 10, n. 4, p. 231–234, 2006.

RONDELLI, G. Corrosion resistance tests on NiTi shape memory alloy, **Biomaterials**, v. 17, n. 20, p. 2003–2008, 1996.

RUMPLER, M., WOESZ, A., DUNLOP, J. W. C., VAN DONGEN, J., T., FRATZL, P. The effect of geometry on three-dimensional tissue growth, **Journal of the Royal Society, Interface**, v. 5, n. 27, p. 1173–1180, 2008.

RUSSELL, S. M. Design Considerations for Nitinol Bone Staples, **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 18, n. 5–6, p. 831–835, 2009.

RUSSELL, N. A., REGAZZOLA, G., AIYER, A., NOMURA, T., PELLETIER, M., H., MYERSON, M., WALSH, W., R. Evaluation of Nitinol Staples for the Lapidus Arthrodesis in a Reproducible Biomechanical Model, **Frontiers in Surgery**, v. 2, p. 65, 2015.

RYAN, G., PANDIT, A., APATSIDIS, D. P. Fabrication methods of porous metals for use in orthopaedic applications, **Biomaterials**, v. 27, n. 13, p. 2651–2670, 2006.

SAFRANSKI, D., DUPONT, K. & GALL, K. Pseudoelastic NiTiNOL in Orthopaedic Applications. **Shap. Mem. Superelasticity**, v. 14, 2020.

SAHAI, N., GOGOI, M. 3D tissue scaffold library development form medical images for bioprinting application, **Materials Today: Proceedings**, 2020.

SALEEB, A. F., DHAKAL, B., OWUSU-DANQUAH, J., S. Assessing the performance characteristics and clinical forces in simulated shape memory bone staple surgical procedure: The significance of SMA material model, **Computers in Biology and Medicine**, 2015.

SALEEB, A. F., PADULA, S. A., KUMAR, A. A multi-axial, multimechanism based constitutive model for the comprehensive representation of the evolutionary response of SMAs under general thermomechanical loading conditions, **International Journal of Plasticity**, v. 27, n. 5, p. 655–687, 2011.

SANGHVI N., CRASTA F., KOTTUR V.K.N. Review of Application of Nitinol in the Manufacture of Bone Staples. In: Vasudevan H., Kottur V., Raina A. (eds) **Proceedings of International Conference on Intelligent Manufacturing and Automation**. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Singapore, 2019.

SANTIAGO, J. J. de M., SIMÕES, J. de B., ARAÚJO, C. J. de. Thermomechanical Characterization of Superelastic Ni-Ti SMA Helical Extension Springs Manufactured by Investment Casting, **Materials Research**, v. 22, 2019.

SCHAEDLER, T. A., CARTER, W. B. Architected Cellular Materials, **Annual Review of Materials Research**, v. 46, n. 1, p. 187–210, 2016.

SCHNABEL, B., SCHARF, M., SCHWIEGER, K., WINDOLF, M., VAN DER POL, B., BRAUNSTEIN, V., APPELT, A. Biomechanical comparison of a new staple technique with tension band wiring for transverse patella fractures, **Clinical Biomechanics**, v. 24, n. 10, p. 855–859, 2009.

SHAW, J., A., GRUMMON, D. S., FOLTZ, J. Superelastic NiTi honeycombs: fabrication and experiments, **Smart Materials and Structures**, v. 16, n. 1, p. S170–S178, 2007.

SHEN, V., C., BUMGARDNER, C., H., ACTIS, L., RITZ, J., PARK, J., LI, X. 3D digital image correlation evaluation of arthrodesis implants, **Clinical Biomechanics**, v. 71, p; 29-36, 2020.

SHIBUYA, N., MANNING, S. N., MESZAROS, A., BUDNY, A., M., MALAY, D., S., YU, G. V. A Compression Force Comparison Study Among Three Staple Fixation Systems, **The Journal of Foot and Ankle Surgery**, v. 46, n. 1, p. 7–15, 2007.

SIMÕES, J. DE B. **Fabricação de componentes miniaturizados de ligas com memória de forma Ni-Ti usando fundição de precisão**. 2016. 241. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Campina Grande - UFCG, Campina Grande - Paraíba.

SIMÕES, J., B., DE ARAÚJO, C. J. Nickel–titanium shape memory alloy mechanical components produced by investment casting, **Journal of Intelligent Material Systems and Structures**, v. 29, n. 19, p. 3748–3757, 2018.

SIMÕES, J., B., CARDINS, H., M., A., GRASSI, E., N., D., DE ARAÚJO, C., J. A new way to obtain NiTi SMA superelastic meshes: investment casting followed by hot rolling. **J Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.** v. 42, pp. 132, 2020.

SIMON, M., KAPLOW, R., SALZMAN, E., FREIMAN, D. A vena cava filter using thermal shape memory alloy. Experimental aspects. **Radiology**, 125(1): p. 87-94, 1977.

SOUZA, A. C., MAMIYA, E. N., ZOUAIN, N. Three-dimensional model for solids undergoing stress-induced phase transformations, **European Journal of Mechanics - A/Solids**, v. 17, n. 5, p. 789–806, 1998.

SUBASI, O., TORABNIA, S., LAZOGLU, I. In silico analysis of Superelastic Nitinol staples for trans-sternal closure, **Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials**, v. 107, p. 103770, 2020.

SUN, W., DARLING, A., STARLY, B., NAM, J. Computer-aided tissue engineering: overview, scope and challenges. **Biotechnology and Applied Biochemistry**, v. 39, n. 1, p. 29–47, 2004a.

SUN, W., STARLY, B., DARLING, A., GOMEZ, C. Computer-aided tissue engineering: application to biomimetic modelling and design of tissue scaffolds. **Biotechnology and Applied Biochemistry**, v. 39, n. 1, p. 49–58, 2004b.

SURESH, K. S., LAHIRI, D., AGARWAL, A., SUWAS, S. Microstructure dependent elastic modulus variation in NiTi shape memory alloy, **Journal of Alloys and Compounds**, v. 633, p. 71–74, 2015.

SYVERUD, M., HERØ, H. Mold filling of Ti castings using investments with different gas permeability. **Dent Mater.**, v. 11, pp. 14-8, 1995.

TANIGUCHI, N., FUJIBAYASHI, S., TAKEMOTO, M., SASAKI, K., OTSUKI, B., NAKAMURA, T., MATSUSHITA, T., KOKUBO, T., MATSUDA, S. Effect of pore size on bone ingrowth into porous titanium implants fabricated by additive manufacturing: An in vivo experiment, **Materials Science and Engineering: C**, v. 59, p. 690–701, 2016.

VAIDYANATHAN, R., BOURKE, M., A., M., DUNAND, D., C. Texture, strain, and phase-fraction measurements during mechanical cycling in superelastic NiTi. **Metall Mater Trans A**, v. 32, p. 777–786, 2001.

VAN AMERONGEN, E. A., SCHUURMAN, A. H. Four-Corner Arthrodesis Using the Quad Memory Staple, **Journal of Hand Surgery (European Volume)**, v. 34, n. 2, p. 252–255, 2009.

VAN BAELE, S., CHAI, Y. C., TRUSCELLO, S., MOESEN, M., KERCKHOFS, G., OOSTERWYCK, H., V., KRUTH, J.,-P., SCHROOTEN, J. The effect of pore geometry on the in vitro biological behavior of human periosteum-derived cells seeded on selective laser-melted Ti6Al4V bone scaffolds, **Acta Biomaterialia**, v. 8, n. 7, p. 2824–2834, 2012.

WANG, X., XU, S., ZHOU, S., XU, W., LEARY, M., CHOONG, P., QIAN, M., BRANDT, M., XIE, Y., M. Topological design and additive manufacturing of porous metals for bone scaffolds and orthopaedic implants: A review, **Biomaterials**, v. 83, p. 127–141, 2016.

WANG, Y., XIA, D., LUO, X., ZHANG, H., WU, J., ZHOU, P., XU, S. Comparison of the Kirschner wire tension band with a novel nickel-titanium arched shape-memory alloy connector in transverse patellar fractures: a retrospective study, **J Knee Surg**, PMID: 31896140, 2020.

WANG, Z., WANG, C., LI, C., QIN, Y., ZHONG, L., CHEN, B., LI, Z., LIU, H., CHANG, F., WANG, J. Analysis of factors influencing bone ingrowth into three-dimensional printed porous metal scaffolds: A review, **Journal of Alloys and Compounds**, v. 717, p. 271–285, 2017.

WAYMAN, C. M. Shape memory and related phenomena, **Progress in Materials Science**, v. 36, p. 203–224, 1992.

WEN, C. E., XIONG, J. Y., LI, Y. C., HODGSON, P., D. Porous shape memory alloy scaffolds for biomedical applications: a review, **Physica Scripta**, v. T139, p. 014070, 2010.

WIEDING, J., SOUFFRANT, R., MITTELMEIER, W., BADER, R. Finite element analysis on the biomechanical stability of open porous titanium scaffolds for large segmental bone defects under physiological load conditions, **Medical Engineering & Physics**, v. 35, n. 4, p. 422–432, 2013.

WILLMOTT, H., AL-WATTAR, Z., HALEWOOD, C., DUNNING, M., AMIS, A. Evaluation of different shape-memory staple configurations against crossed screws for first metatarsophalangeal joint arthrodesis: A biomechanical study, **Foot and Ankle Surgery**, v. 24, n. 3, p. 259–263, 2018.

YAHIA, L.H. **Shape Memory Implants**. Springer Verlag, 2000. ISBN 978-3-642-64118-3.

YÁNEZ, A., CUADRADO, A., MARTEL, O., AFONSO, H., MONOPOLI, D. Gyroid porous titanium structures: A versatile solution to be used as scaffolds in bone defect reconstruction, **Materials & Design**, v. 140, p. 21–29, 2018.

YONEYAMA, T., MIYAZAKI, S. **Shape memory alloys for biomedical applications.** Woodhead Publishing, 2009. ISBN 978-1-84569-344-2.

YUAN, B., ZHU, M., CHUNG, C. Y. Biomedical Porous Shape Memory Alloys for Hard-Tissue Replacement Materials, **Materials**, v. 11, n. 9, 2018.

ZADPOOR, A. A. Bone tissue regeneration: the role of scaffold geometry, **Biomaterials Science**, v. 3, n. 2, p. 231–245, 2015.