

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

Railson de Medeiros Nóbrega Alves

**CARACTERIZAÇÃO TERMOMECAÂNICA DE ESTRUTURAS CELULARES DE  
LIGA COM MEMÓRIA DE FORMA Cu-Al-Mn OBTIDAS POR FUNDIÇÃO DE  
PRECISÃO**

Campina Grande – PB

2019

RAILSON DE MEDEIROS NÓBREGA ALVES

**CARACTERIZAÇÃO TERMOMECÂNICA DE ESTRUTURAS CELULARES DE  
LIGA COM MEMÓRIA DE FORMA Cu-Al-Mn OBTIDAS POR FUNDIÇÃO DE  
PRECISÃO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Universidade Federal de Campina Grande, como requisito a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Sistemas Termomecânicos.

Orientador: Prof. Dr. Carlos José de Araújo.

Campina Grande – PB

2019

A474c

Alves, Railson de Medeiros Nóbrega.

Caracterização termomecânica de estruturas celulares de liga com memória de forma Cu-Al-Mn obtidas por fundição de precisão / Railson de Medeiros Nóbrega Alves. - Campina Grande, 2019.

100 f. : il. color.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, 2019.

"Orientação: Prof. Dr. Carlos José de Araújo.

Referências.

1. Ligas com Memória de Forma. 2. Estruturas Celulares. 3. Ligas Cu-Al-Mn. 4. Propriedades Termomecânicas. 5. Fundição de Precisão. I. Araújo, Carlos José de. II. Título.

CDU 621.3(043)

CARACTERIZAÇÃO TERMOMECÂNICA DE ESTRUTURAS CELULARES DE LIGA COM  
MEMÓRIA DE FORMA Cu-Al-Mn OBTIDAS POR FUNDIÇÃO DE PRECISÃO.

**RAILSON DE MEDEIROS NOBREGA ALVES**

Dissertação Aprovada em 28/08/2019 pela Banca Examinadora constituída dos seguintes membros:



**Dr. Carlos Jose de Araújo**

CPF: 552.512.264-20

(ORIENTADOR)



**Dr<sup>a</sup>. Estephanie Nobre Dantas Grassi**

CPF: 013.564.484-45

(EXAMINADORA INTERNA)



**Dr. Rodinei Medeiros Gomes**

Dedico este trabalho aos meus pais, Raimunda e Jovino, por todo incentivo, amor, carinho e por serem exemplos que quero seguir como pessoa. E a todos do meu convívio pessoal e profissional.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço primeiramente a DEUS, pelo dom da vida e da sabedoria, sem Ele nada disso faria sentido, “diante da Tua glória, não podemos ficar de pé”, “sou Teu, sou eleito”.

Agradeço ao Prof. Carlos José de Araújo pela oportunidade de participar do LaMMEA, por toda orientação e pela disponibilidade de todos os materiais e equipamentos para o desenvolvimento deste trabalho.

Agradeço a todos os colegas do LaMMEA, em especial a Paulo César, Magna, Diego, Francisco, Yann, Daniel, Augusto, Antônio A. e Estephanie por todas as conversas, ajudas e companheirismos durante esta caminhada.

Agradeço a todos os amigos que fiz dentro do PPGEM (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica) da UFCG, em especial a Marcélio, Armando, Zé Ricardo e Silva por todos os momentos descontraídos.

Agradeço aos Professores do PPGEM e da Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica (UAEM), em especial ao Prof. Ms. Manasses da Costa Agra Mello por toda ajuda na orientação do estágio acadêmico.

Agradeço aos meus pais, Raimunda e Jovino, por toda confiança, carinho e por serem meus ídolos e exemplos que quero continuar seguindo.

Agradeço a minha família, em especial a minha madrinha Coinha que desde pequeno está ao meu lado me apoiando em tudo.

Agradeço a minha namorada Laura Freitas, por toda paciência, companheirismo, ajuda e principalmente por todo incentivo.

Agradeço a minha família 101B e agregados em especial a Ayllanderson, Ana Letícia, Antônio Cláudio, Alex, Moema e Maria Letícia por todos momentos de felicidades, descontrações e saídas ao longo dessa jornada.

Agradeço a todos os meus amigos por me apoiarem, incentivarem e pelos os momentos de descontrações, em especial a Andrhey, Gere, Renan, Diêgo, Albuquerque, Vinícius, Stéfano, Heitor, Thiago, Islânia, Vinicinho, Eduardo e Rafael.

Agradeço a todos que contribuíram de forma direta ou indiretamente para a realização deste trabalho.

ALVES, R. de M. N. **Caracterização termomecânica de estruturas celulares de liga com memória de forma Cu-Al-Mn obtidas por fundição de precisão**. 100 pag. 2019. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, PB, 2019.

## RESUMO

Por muitos anos, as estruturas celulares, tais como os *honeycombs* (estruturas de células hexagonais), estão sendo estudadas devido a apresentarem inúmeras possibilidades de aplicações estruturais, a exemplo de amortecimento de cargas de impacto. A maioria dos materiais com estruturas celulares são fabricados de alumínio, e são bastante utilizados nas indústrias naval e aeronáutica. Contudo, as estruturas celulares de alumínio apresentam a desvantagem de poder acumular deformações permanentes (regime plástico), irreversíveis mesmo quando submetidas a aquecimento. Nesse contexto, o objetivo deste trabalho é a caracterização termomecânica de estruturas celulares de uma Liga com Memória de Forma (LMF) do sistema Cu-Al-Mn produzidas por fundição de precisão com quatro geometrias celulares diferentes (hexagonal, *reentrant*, *diamond* e estrutura “S”) e com duas espessuras de parede de célula diferentes (1 mm e 0,5 mm). Os resultados obtidos mostraram que as estruturas celulares apresentaram transformação de fase característica do fenômeno do Efeito de Memória de Forma (EMF) com deformação a temperatura ambiente seguida de aquecimento. Os ensaios mecânicos isotérmicos de compressão permitiram constatar o comportamento funcional relacionado aos fenômenos de EMF e Superelasticidade (SE). Foi possível verificar também que as estruturas celulares com 0,5 mm de espessura exigem menores níveis de força máxima ao final de cada ciclo de 5% de compressão, da ordem de 1/3 a 1/10, comparativamente aquelas de 1 mm de espessura. Por fim, quase todas as estruturas celulares produzidas apresentaram boa deformabilidade, podendo ser utilizadas como amortecedores para impactos devido ao seu comportamento verificado nos testes de compressão.

**Palavras-chave:** Ligas com memória de forma. Estruturas celulares. Ligas Cu-Al-Mn. Propriedades termomecânicas. Fundição de precisão.

ALVES, R. de M. N. **Thermomechanical characterization of Cu-Al-Mn shape memory alloy cellular structures obtained by investment casting.** 100 pages. 2019. Master - Postgraduate Program in Mechanical Engineering, Federal University of Campina Grande, Campina Grande, PB, 2019.

## **ABSTRACT**

For many years, cellular structures, such as honeycombs, are being studied because these arrays have numerous possibilities of structural applications, such as impact load damping. Most materials with cellular structures are made of aluminum, and are widely used in the naval and aviation industries. However, aluminum cellular structures have the disadvantage that they can accumulate permanent deformations (plastic regime), irreversible even when subjected to heating. In this context, the objective of this research is the fabrication and thermomechanical characterization of cellular structures of a Cu-Al-Mn Shape Memory Alloy (SMA) produced by precision casting with four different cell geometries (honeycomb, reentrant, diamond and "S"-structure) with two thicknesses (1 mm and 0.5 mm). The obtained results showed that the cellular structures presented phase transformation characteristic of the Shape Memory Effect (SME) phenomenon with deformation at room temperature followed by heating. The isothermal mechanical compression tests showed the functional behavior related to the EMF and Superelasticity (SE) phenomena. It was also found that 0.5 mm thick cell structures require lower levels of maximum force at the end of each 5% compression cycle, around 1/3 to 1/10, compared to 1 mm thicknesses. Finally, almost all cell structures produced showed good deformability and can be used as shock absorbers due to their behavior verified in compression tests.

**Keywords:** Shape memory alloys. Cellular structures. Cu-Al-Mn based. Thermomechanical properties. Precision casting.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Exemplos de várias LMF descobertas durante a segunda metade do século XX. As ligas comerciais mais importantes são destacadas em azul. ....	23
Figura 2 – Representação das estruturas austenítica e martensítica para uma LMF Ni-Ti. ....	25
Figura 3 – Representação das transformações de fase devido a variação da temperatura e na ausência de tensão mecânica. ....	26
Figura 4 – Comportamento de tensão, deformação e temperatura para uma LMF com EMF testada sob carregamento uniaxial. ....	28
Figura 5 – Esquema ilustrativo do comportamento termomecânico de uma estrutura celular com EMF. ....	29
Figura 6 – Curva tensão-deformação típica de um carregamento e descarregamento de uma LMF superelástica. ....	30
Figura 7 – Esquema ilustrativo do comportamento termomecânico de uma estrutura celular com SE. ....	31
Figura 8 – Principais ligas à base de Cu. ....	32
Figura 9 – Variação da temperatura $M_i$ em função da adição de Mn e Al. ....	33
Figura 10 – Sequência de fusão e injeção utilizando o processo PSPP: (a) matérias-primas, (b) tocha rotativa de plasma, (c) botão LMF, (d) resíduo de LMF no cadinho após a injeção, (e) molde metálico, (f) pastilha LMF. ....	36
Figura 11 – Principais etapas do processo de fundição de precisão por molde tipo casca cerâmica para produção de biela automotiva. ....	38
Figura 12 – Componentes mecânicos obtidos por fundição de precisão com cera perdida. ....	39
Figura 13 – Telas LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu fabricadas por fundição de precisão com cera perdida. ....	40
Figura 14 – Molas Ni-Ti obtidas pelo processo de fundição de precisão. ....	40
Figura 15 – Tipos de estruturas celulares. (a) <i>Honeycomb</i> bidimensional, (b) <i>open-cell foam</i> e (c) <i>closed-cell foam</i> . ....	41
Figura 16 – Evolução das formas das células para estruturas celulares: (a) hexagonal, (b) quadrada, (c) triangular, (d) circular e (e) <i>reentrant</i> . ....	42
Figura 17 – Estrutura celular bidimensional com célula do tipo <i>reentrant</i> . (a) Livre de carregamento, (b) Sob carregamento. ....	43

Figura 18 – Modelos computacionais dos honeycombs com geometria: (a) <i>reentrant</i> , (b) estrutura-S .....	44
Figura 19 – Estruturas celulares usadas na área da arquitetura e engenharia civil. (a) tijolos. (b) isolamentos.....	45
Figura 20 – Estruturas celulares usadas na área de transporte. (a) pneus não pneumáticos. (b) asa <i>morphing</i> projetada com estrutura celular de geometria reentrant. (c) modelo computacional para a asa <i>morphing</i> . ..	46
Figura 21 – Estruturas celulares usadas na área da engenharia mecânica. (a) Selos de <i>honeycombs</i> . (b) painel de ventilação de guia de ondas de aço inoxidável blindado.....	46
Figura 22 – Processo metodológico utilizado no desenvolvimento da pesquisa.....	48
Figura 23 – Continuação do processo metodológico utilizado no desenvolvimento da pesquisa.....	49
Figura 24 – Continuação do processo metodológico utilizado no desenvolvimento da pesquisa.....	50
Figura 25 – Modelos das estruturas celulares computacionais com suas respectivas dimensões.....	51
Figura 26 – Modelos dos corpos de provas com suas respectivas dimensões.....	51
Figura 27 – Codificação das Estruturas Celulares.....	52
Figura 28 – Matéria prima (Cu, Al e Mn) para fundição das estruturas celulares.....	53
Figura 29 – Sequência do processo para obtenção dos mini-tarugos de Cu-Al-Mn. (a) após injeção no molde. (b) tarugo de Cu-Al-Mn. (c) mini-tarugos após o corte.....	54
Figura 30 – Modelos 3D impressos em PLA com 0,5 mm e 1 mm de espessura. ....	55
Figura 31 – Árvore do modelo 3D junto com o anel metálico. ....	55
Figura 32 – Processo de injeção. (a) Máquina Power cast 1700. (b) Visor ótico. (c) mini-tarugos de Cu-Al-Mn. (d) Câmera de fusão-injeção FIC. (e) molde após a injeção. (f) Estrutura celular após o corte.....	57
Figura 33 – Montagem para o ensaio de tração uniaxial dos corpos de provas LMF Cu-Al-Mn.....	59
Figura 34 – Montagem do corpo de prova no analisador dinâmico (DMA). ....	60
Figura 35– Avaliação dimensional das estruturas de PLA e de Cu-Al-Mn.....	62
Figura 36 – Montagem para o ensaio de compressão das estruturas celulares LMF Cu-Al-Mn.....	63

Figura 37 – Curva de ensaio de DSC da amostra LMF Cu-Al-Mn <i>Diamond</i> com 1 mm de espessura.....	65
Figura 38 – Curva de ensaio de DSC da amostra LMF Cu-Al-Mn <i>Reentrant</i> com 1 mm de espessura.....	65
Figura 39 – Resposta mecânica sob tração uniaxial da LMF Cu-Al-Mn EMF para diferentes temperaturas.....	67
Figura 40 – Deformações residuais determinadas ao final de cada ciclo nos corpos de provas do tipo de gravata para tração. ....	68
Figura 41 – Tensões características de orientação inicial ( $\sigma_{M \rightarrow M+}$ ) do corpo de prova de tração da LMF Cu-Al-Mn sob diversas temperaturas. ....	69
Figura 42 – Curva tensão-deformação para uma LMF Cu-Al-Mn fundida pelo processo FIC. ....	70
Figura 43 – Comportamento do $\tan \delta$ e do módulo de elasticidade em função da temperatura para uma mostra LMF Cu-Al-Mn. ....	71
Figura 44 – Micrografia da LMF Cu-Al-Mn bruta de fundição. ....	73
Figura 45 – Comportamento das densidades relativas para as estruturas celulares. ....	73
Figura 46 – Estrutura Hexagonal e <i>Diamond</i> após a remoção do revestimento cerâmico. ....	74
Figura 47 – Estrutura celular <i>reentrant</i> após o processo de corte com os dois corpos de provas retirados da mesma fundição.....	75
Figura 48 – Estruturas Celulares de uma LMF Cu-Al-Mn com diferentes geometrias e espessuras.....	76
Figura 49 – Curva de ensaio de DSC da amostra LMF Cu-Al-Mn <i>Diamond</i> com 0,5 mm de espessura.....	80
Figura 50 – Comportamento da estrutura celular de LMF Cu-Al-Mn do tipo <i>Diamond</i> com espessura de: (a) 0,5 mm. (b) 1 mm.....	82
Figura 51 – Comportamento da estrutura celular de LMF Cu-Al-Mn do tipo <i>reentrant</i> com espessura de: (a) 0,5 mm. (b) 1 mm.....	83
Figura 52 – Comportamento da estrutura celular de LMF Cu-Al-Mn do tipo “S” com espessura de: (a) 0,5 mm. (b) 1 mm. ....	84
Figura 53 – Comportamento da estrutura celular de LMF Cu-Al-Mn do tipo hexagonal com espessura de: (a) 0,5 mm. (b) 1 mm.....	86

Figura 54 – Deformações residuais ao final de cada ciclo isotérmico nas estruturas celulares com espessura de: (a) 0,5 mm. (b) 1 mm. ....	87
Figura 55 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria <i>reentrant</i> com 0,5 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn. ....	89
Figura 56 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria <i>diamond</i> com 0,5 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn. ....	98
Figura 57 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria <i>diamond</i> com 1 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn. ....	98
Figura 58 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria hexagonal com 0,5 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn. ....	99
Figura 59 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria hexagonal com 1 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn. ....	99
Figura 60 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria “S” com 0,5 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn. ....	100
Figura 61 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria “S” com 1 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn. ....	100
Figura 62 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria <i>reentrant</i> com 1 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn. ....	101

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Resultados do ensaio DSC para as estruturas celulares .....	66
Tabela 2 – Análise dimensional das espessuras dos modelos e estruturas celulares obtidas. ....	77
Tabela 3 – Análise dimensional das espessuras dos modelos e estruturas celulares obtidas. ....	77
Tabela 4 – Análise dimensional das espessuras dos modelos e estruturas celulares obtidas. ....	78
Tabela 5 – Resultados do ensaio DSC para as estruturas celulares. ....	80

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	16
<b>2 JUSTIFICATIVA</b> .....	19
<b>3 OBJETIVOS</b> .....	21
<b>3.1 Geral</b> .....	21
<b>3.2 Específicos</b> .....	21
<b>4 REVISÃO DE LITERATURA</b> .....	22
<b>4.1 História das Ligas com Memória de Forma (LMF)</b> .....	22
<b>4.2 Aspectos Gerais das LMF</b> .....	24
<b>4.3 Comportamento Termomecânico das LMF</b> .....	27
4.3.1 Efeito de memória de forma (EMF).....	27
4.3.2 Superelasticidade (SE).....	29
<b>4.4 Liga Cu-Al-Mn</b> .....	32
<b>4.5 Tecnologia de Fabricação das LMF</b> .....	34
4.5.1 Fabricação de Componentes em LMF por fundição de precisão .....	36
<b>4.6 Estruturas Celulares</b> .....	41
<b>5 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	48
<b>5.1 Metodologia</b> .....	48
<b>5.2 Parâmetros das Estruturas Celulares e dos Corpos de Provas</b> .....	50
<b>5.3 Fabricação das Estruturas Celulares e dos Corpos de Provas LMF</b> .....	52
5.3.1 Fabricação das LMF Cu-Al-Mn .....	53
5.3.2 Fabricação do Molde Cerâmico .....	54
5.3.3 Fusão por Indução com Injeção por Centrifugação (FIC).....	56
<b>5.4 Caracterização das ligas EMF e SE CuAlMn – 1ª Parte Experimental</b> .....	58
5.4.1 Análise Térmica.....	58
5.4.2 Ensaios Mecânico de Tração.....	58

5.4.3	Ensaio Mecânico de Flexão .....	59	
5.4.4	Análise da micrografia dos corpos de prova .....	60	
<b>5.5 Caracterização das Estruturas Celulares de LMF Cu-Al-Mn – 2ª Parte</b>			
<b>Experimental .....</b>			<b>61</b>
5.5.1	Análise Térmica .....	61	
5.5.2	Análise Geométrica/Dimensional .....	61	
5.5.3	Ensaio Mecânico .....	62	
<b>6 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>			<b>64</b>
<b>6.1 Caracterização da LMF Cu-Al-Mn .....</b>			<b>64</b>
6.1.1	Obtenção dos corpos de provas .....	64	
6.1.2	Análise Térmico .....	64	
6.1.3	Ensaio mecânico de tração para os corpos de prova gravata .....	66	
6.1.4	Ensaio Termomecânico de flexão .....	70	
6.1.5	Análise da micrografia dos corpos de provas .....	72	
<b>6.2 Caracterização das estruturas celulares LMF Cu-Al-Mn .....</b>			<b>73</b>
6.2.1	Densidade Relativa .....	73	
6.2.2	Fabricação das Estruturas Celulares LMF Cu-Al-Mn .....	74	
6.2.3	Análise Dimensional .....	76	
6.2.4	Análise Térmica .....	79	
6.2.5	Caracterização termomecânica das estruturas celulares .....	81	
6.2.6	Ensaio de Compressão .....	88	
<b>7 CONSIDERAÇÕES FINAIS .....</b>			<b>90</b>
<b>8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>			<b>91</b>
<b>9 REFERÊNCIAS .....</b>			<b>92</b>
<b>ANEXO A – GRÁFICOS DOS ENSAIOS DE COMPRESSÃO .....</b>			<b>98</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Os metais e as ligas metálicas convencionais de engenharia desempenham um papel de extrema importância como materiais estruturais. Com o passar do tempo os produtos foram melhorando a sua eficiência, e a demanda por materiais mais leves e resistentes com propriedades sob medida que atendem a requisitos estruturais e fornecem uma melhor funcionalidade, gerou uma nova ramificação de materiais. Assim, ocorreu o desenvolvimento de novos materiais avançados de engenharia, visando um melhor desempenho em suas aplicações. Surgiram então os materiais inteligentes, considerados materiais de alta performance, capazes de proporcionar componentes com baixo peso e que apresentam funções características de resposta a estímulos externos, como temperatura, tensão elétrica, campo magnético e outros (RAO; SRINIVASA; REDDY, 2015; LAGOUDAS, 2008).

Dentre esses materiais estão as Ligas com Memória de Forma (LMF), as quais são materiais metálicos capazes de suportar grandes deformações inelásticas, podendo ser recuperadas por aquecimento ou descarregamento mecânico (CISSE et al, 2016). A partir da faixa de temperatura para a aplicação, as LMF podem apresentar os fenômenos do Efeito de Memória de Forma (EMF) e a Superelasticidade (SE). Devido a esses fenômenos, essas ligas têm sido empregadas em alguns campos de engenharia de alta tecnologia, como os setores biomédico, automotivo, aeroespacial, petróleo e gás, entre outros (OTSUKA & WAYMAN, 1998). As LMF mais usadas são as ligas à base de níquel-titânio (Ni-Ti, Ni-Ti-Cu, Ni-Ti-Nb, entre outras) e as ligas à base de cobre (Cu-Al e Cu-Zn).

As LMF níquel-titânio (Ni-Ti) são utilizadas na área médico-odontológica, à exemplo dos fios ortodônticos, placas ósseas e *stents* coronários. Tal fato se deve a alguns aspectos peculiares do comportamento desse material, cuja ocorrência simultânea é pouco comum, tais como a compatibilidade biomecânica (comportamento mecânico similar ao de matérias biológicos), resistência a deformações localizadas (dobramento e torção), capacidade de recuperar grandes deformações, histerese e resistência à fadiga (FIGUEIREDO, 2006).

Embora as ligas da família Ni-Ti sejam as mais utilizadas e disponíveis comercialmente, tendo em vista as suas excelentes propriedades e por serem biocompatíveis, as dificuldades inerentes ao seu processamento e o elevado preço do

produto final apontam para a necessidade do desenvolvimento de outros materiais e ligas.

Dessa forma, as LMF a base de Cobre-Alumínio (Cu-Al) vêm originando vários estudos associados aos fenômenos de EMF e SE, devido ao fato dessas ligas, quando comparadas às LMF Ni-Ti, apresentam possibilidades de temperaturas de transformação de fase mais altas, um custo bem inferior e capacidade de alcançar as propriedades desejadas por meio de adições de elementos químicos ternários (Mn, Ni, Nb, entre outros). Os desafios que esse sistema de liga pode apresentar são as mudanças nas temperaturas de transformações a partir de um terceiro elemento adicionado e a fragilidade quando se trabalha à frio as ligas policristalinas (SUTOU et al., 2004; KUMAR et al., 2015).

As LMF vêm sendo avaliadas para o desenvolvimento de estruturas celulares como os *honeycombs* (estruturas do tipo “favo de mel”), que apresentam baixo peso, alta rigidez e características de absorção de energia. Estas estruturas geralmente são fabricadas de ligas de alumínio, sendo bastante utilizadas nas indústrias naval e aeronáutica. Porém, o alumínio apresenta uma grande desvantagem que é o fato de se deformar plasticamente quando do aumento do carregamento mecânico. (MARCADON, 2012). Portanto, estruturas celulares fabricadas a partir de uma LMF são interessantes devido ao fato que as LMF apresentam os fenômenos termomecânicos especiais de EMF e SE (SHAW et al., 2007).

Essas estruturas celulares de Ni-Ti na maioria dos casos são fabricadas usando técnicas de união por brasagem, como demonstrado pelos pesquisadores Shaw, Grummon e Foltz (2007). Mais recentemente, Simões (2016) demonstrou claramente a possibilidade de fabricar estruturas celulares de LMF Ni-Ti com duas geometrias diferentes (circular e hexagonal), utilizando o processo de fundição de precisão. Em sequência, Santana et al. (2018) mostraram a possibilidade de obter estruturas celulares de LMF cobre-alumínio-manganês (Cu-Al-Mn) também usando o processo de fundição de precisão, revelando bons resultados comparativamente às estruturas de Ni-Ti (Simões, 2016).

Recentemente, Meena & Singamneni (2019) fabricaram duas estruturas auxéticas de aço inoxidável (*reentrant* e estrutura-S) usando a técnica de fusão seletiva a laser para imprimir os modelos, usando o sistema *Renishaw AM 400* e verificando o comportamento mecânico que essas estruturas auxéticas apresentam

em testes de compressão, devido ao fato de apresentarem um coeficiente de Poisson negativo.

Nesse contexto, essa pesquisa foi dirigida para a fabricação e caracterização termomecânica de diferentes estruturas celulares com propriedades de EMF. Para isso, foi determinada uma composição para uma LMF do sistema Cu-Al-Mn, em que, a temperatura ambiente demonstre o fenômeno de EMF e sob aquecimento mostre a SE. As estruturas celulares selecionadas apresentam 4 geometrias (Hexagonal, *Diamond*, *Reentrant* e Estrutura-S) com duas espessuras de parede (0,5 mm e 1 mm). As estruturas foram fabricadas usando a técnica de fundição de precisão por centrifugação e a caracterização termomecânica foi realizada usando ensaios de compressão em diferentes temperaturas, na faixa da transformação de fase da LMF Cu-Al-Mn.

## 2 JUSTIFICATIVA

As estruturas celulares são estruturas que apresentam um conjunto de células abertas, fabricadas a partir de pequenas espessuras, sendo em geral de geometria hexagonal, mais conhecidas por *honeycombs* (favos de mel), podendo variar amplamente a forma da geometria. Essas estruturas permitem a minimização da quantidade de material, diminuindo assim o peso e o custo de fabricação, e mantendo relativa resistência à compressão, além de apresentarem uma baixa densidade relativa (BITZER, 1997; GIBSON & ASHBY, 1997).

Essas estruturas celulares são bastante usadas nas indústrias naval e aeronáutica, mas também podem ser vistas na arquitetura, engenharia civil (como o controle de danos por terremoto), indústria de transporte, entre outras. De modo crescente, estão sendo usados para fabricar estruturas leves e rígidas (esquis e painéis de aeronaves) ou para absorção de energia (em transporte de carga). Atualmente, a grande maioria das indústrias utilizam o alumínio e fibras como principais matérias-primas, em virtude da alta relação entre a sua rigidez e o seu peso. No entanto, os materiais convencionais quando submetidos a excessivos carregamentos podem sofrer deformações permanentes.

Estruturas celulares feitas a partir de uma LMF são particularmente intrigantes pelo seu potencial de fornecer EMF e/ou SE em um material leve. A potencialidade dessas estruturas unindo as características das LMF mostra-se um potencial real de aplicação, que tem inclusive recebido incentivos a pesquisa por parte do governo americano (Shaw et al., 2012).

As estruturas celulares de uma LMF também podem ser úteis em aplicações de defesa e aeroespaciais como materiais multifuncionais termicamente ativos, estruturas altamente resilientes, blindagens leves ou em novos sistemas de amortecimento de vibrações (Shaw et al., 2012).

Logo, com a recente utilização do processo de fundição de precisão na fabricação de componentes LMF, como mostrado por Simões (2016), Montenegro (2016) e Santana et al. (2018), investigar novas estruturas celulares de diferentes geometrias e fabricados por esse mesmo processo, ajudará a reduzir falhas e otimizar seu desempenho, assim aumentando as aplicações de componentes LMF na indústria, já que a maior parte das aplicações de LMF é voltada ao campo biomédico. Com isso, optou-se fabricar e caracterizar termicamente estruturas celulares de uma

LMF de Cu-Al-Mn, devido as ligas da base Cu-Al possuírem menores custos de matéria-prima e ótimos resultados a ensaios de compressão, como mostrado por Santana et al. (2018).

### 3 OBJETIVOS

#### 3.1 Geral

Fabricar e caracterizar uma LMF de Cu-Al-Mn com propriedades funcionais de EMF e SE, a depender da temperatura de trabalho, como também estruturas celulares de quatro geometrias distintas (Hexagonal, *Diamond*, *Reentrant* e Estrutura-S) e com duas espessuras de parede (1mm e 0,5mm), obtidas pelo processo de fundição de precisão por centrifugação.

#### 3.2 Específicos

- Projetar e fabricar os protótipos das estruturas celulares, juntamente com corpos de provas que possam ser retirados para a caracterização da LMF Cu-Al-Mn;
- Avaliar o comportamento da LMF obtida, usando ensaios térmicos, tração e DMA;
- Verificar a qualidade dimensional das estruturas celulares de LMF Cu-Al-Mn obtidas por fundição de precisão por centrifugação;
- Analisar o comportamento puramente térmico das estruturas celulares para confirmar a transformação de fase;
- Verificar o comportamento em compressão das estruturas celulares a diferentes temperaturas.

## 4 REVISÃO DE LITERATURA

### 4.1 História das Ligas com Memória de Forma (LMF)

Os primeiros e importantes passos para uma eventual descoberta das ligas com memória foram dados pelo alemão Adolf Martens durante o século XIX, devido à descoberta da estrutura martensítica presente em aços. A transformação martensítica, de início observada no sistema ferro-carbono (Fe-C) que foi estabelecida como um processo irreversível na época, talvez foi o fenômeno metalúrgico mais estudado durante o início do século XX. (LAGOUDAS, 2008).

Com o passar dos anos, mais precisamente em 1932 o físico sueco Arne Olander constatou a reversibilidade da transformação martensítica numa liga de ouro-cádmio (Au-Cd) por observação metalográfica e através do registo da variação da resistividade, ou seja, um notável comportamento elástico à uma temperatura ambiente. (SHAHINPOOR & SCHNEIDER, 2008).

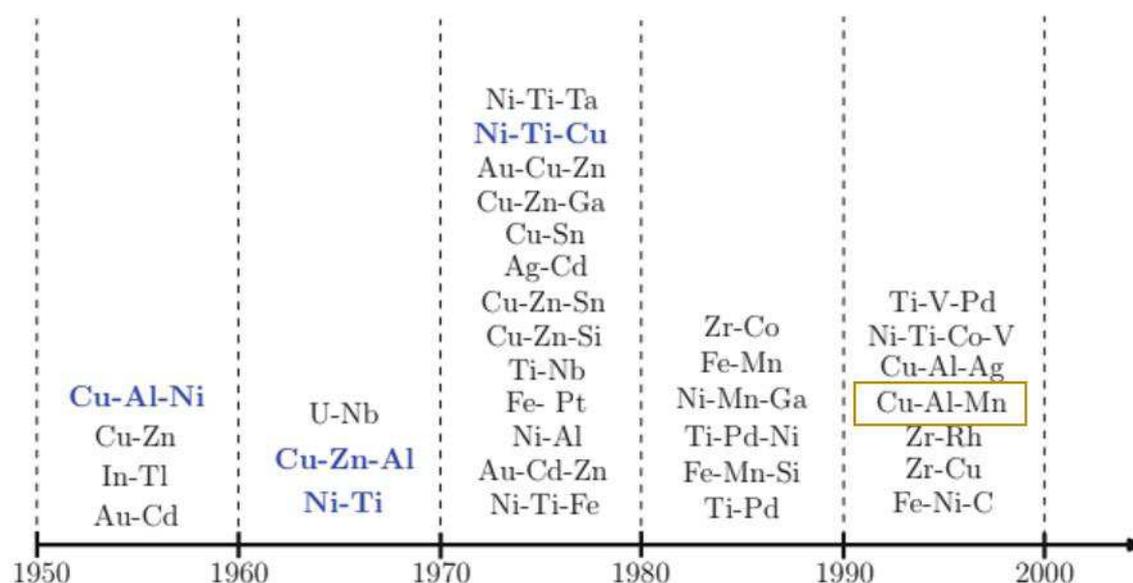
No ano de 1949 os físicos Kurdjumov e Khandros a partir de observações experimentais da estrutura martensítica em ligas de cobre-zinco (Cu-Zn) e cobre-alumínio (Cu-Al), pode-se introduzir o conceito da transformação martensítica termoelástica, que explicava a transformação reversível da martensítica contida nas ligas. Em 1953, a ocorrência de transformação martensítica termoelástica foi demonstrada em outra liga, como índio-tálio (In-Tl). Durante 10 anos a transformação martensítica reversível e as ligas que as exibiam permaneceram inutilizadas (LAGOUDAS, 2008).

Em 1963, o pesquisador metalurgista William F. Buehler e colaboradores do *Naval Ordnance Laboratory* (NOL), nos Estados Unidos, descobriram o EMF numa liga de Ni-Ti de composição equiatômica, que ficou conhecida como NITINOL, como uma referência às iniciais do laboratório (*Nickel Titanium Naval Ordnance Laboratory*) (CASTILHO & SILVA, 2011). Após a descoberta do EMF, começaram a ser entendidos e estudados os efeitos de tratamentos térmicos, microestrutura, composição e as temperaturas de transformação, durante os próximos anos (KAUFFMAN & MAYO, 1997)

No ano de 1965, estudos mostraram que a adição de um terceiro elemento de liga como cobalto (Co) ou o ferro (Fe) ao sistema já existente Ni-Ti causou uma diminuição dramática nas temperaturas de transformação das LMF (LAGOUDAS,

2008). Em 1989 a liga de níquel-titânio-nióbio (Ni-Ti-Nb) foi desenvolvida e após estudos percebeu-se que a liga era mais fácil de manusear devido à sua maior histerese de temperatura, encontrando aplicações difundidas em reparos de danos de batalha e reparos em reatores nucleares (WU & SCHETKY, 2000). Desde então, vários outros sistemas de LMF vêm sendo desenvolvidas com o passar dos anos. A figura 1 mostra uma linha cronológica das ligas que apresentam características dos fenômenos do EMF e SE (RAO; SRINIVASA; REDDY, 2015).

Figura 1 – Exemplos de várias LMF descobertas durante a segunda metade do século XX. As ligas comerciais mais importantes são destacadas em azul.



Fonte – Rao; Srinivasa; Reddy, (2015)

Desde a descoberta inicial do NITINOL em 1963, muitas aplicações comerciais foram desenvolvidas. A primeira aplicação comercial bem-sucedida das LMF aconteceu em 1969, quando uma luva tubular de níquel-titânio-ferro (Ni-Ti-Fe), foi utilizada em acoplamentos hidráulicos em caças *Grummam* F-14 da Marinha dos Estados Unidos (DUEBIG, 1990). Durante a década de 1970, vários usos de Ni-Ti em aplicações biomédicas apareceram, mas foi na década de 1990 que os *stents* Ni-Ti fizeram seu avanço comercial. Por esta altura, as LMF tinham encontrado aplicações adicionais em saídas de ar condicionado, conectores de cabos eletrônicos, válvulas e uma variedade de outros produtos. Além disso, ao longo da última década, a demanda por atuação sob condições operacionais de alta temperatura, impulsionada pelas indústrias aeroespacial e de petróleo (LAGOUDAS, 2008). Eles também encontraram

um número crescente de aplicações no campo de rápida progressão da cirurgia minimamente invasiva, especificamente na produção de dispositivos médicos, como *stents*, fios guia e dispositivos de filtração (YAMAUCHI et al., 2011).

Hoje em dia, devido aos fenômenos que as LMF apresentam têm sido foco de pesquisa e desenvolvimento, principalmente três sistemas de liga, na quais são: Ni-Ti, ligas a base de Cu-Al e ligas a base de Fe.

## 4.2 Aspectos Gerais das LMF

As LMF fazem parte de uma classe única de materiais ativos com a capacidade de recuperar sua forma quando a temperatura é aumentada. Um aumento na temperatura pode resultar na recuperação da forma, mesmo sob altas cargas aplicadas, resultando em altas densidades de energia de atuação (LAGOUDAS, 2008).

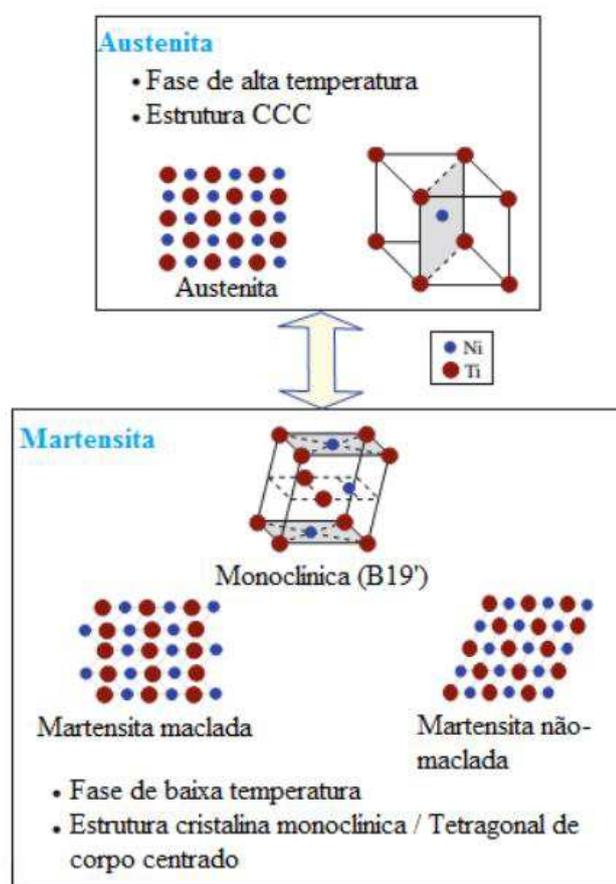
A aplicação básica destes materiais é bastante simples, onde o material pode ser prontamente deformado pela aplicação de uma força externa, e irá contrair ou recuperar sua forma original quando aquecido além de uma certa temperatura crítica, seja por aquecimento externo ou interno (aquecimento Joule). (JANI et al, 2014). Esse fenômeno é chamado de EMF. Já nos casos em que a recuperação da deformação imposta ocorre sem mudança na temperatura, somente com a retirada da força aplicada inicialmente na fase austenita, o fenômeno é denominado de SE. (OTSUKA & WAYMAN, 1998; LAGOUDAS, 2008).

Conforme a tensão mecânica ou a temperatura aplicada, as LMF irão exibir estruturas cristalinas distintas em cada fase que essa liga pode se encontrar, com isso podendo adquirir seus fenômenos, o EMF e a SE. Uma é a fase de alta temperatura chamada austenita (A) e a outra é a fase de baixa temperatura chamada martensita (M). A austenita apresenta uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) e tem como característica alta simetria e elevado módulo de elasticidade, comparativamente a estrutura martensítica. Já a fase martensita é facilmente deformada e pode apresentar uma estrutura cristalina ortorrômbica ou monoclinica. Uma outra estrutura pode ser formada durante a transformação entre as estruturas austeníticas e martensíticas de Ni-Ti, chamada de fase romboédrica (R). A transformação de uma estrutura para outra não ocorre pela difusão de átomos, mas sim pela distorção da estrutura por cisalhamento. Tal transformação é conhecida

como transformação martensítica. Cada cristal martensítico formado pode ter uma direção de orientação diferente, chamada de variante. (OTSUKA & WAYMAN, 1998; LAGOUDAS, 2008).

Logo, essas variantes se apresentam de duas formas distintas, dependendo apenas da variável aplicada: martensita maclada e a martensita não-maclada ou reorientada. A figura 2 mostra a estrutura cúbica da austenita e diferentes variantes de martensita para uma LMF Ni-Ti.

Figura 2 – Representação das estruturas austenítica e martensítica para uma LMF Ni-Ti.

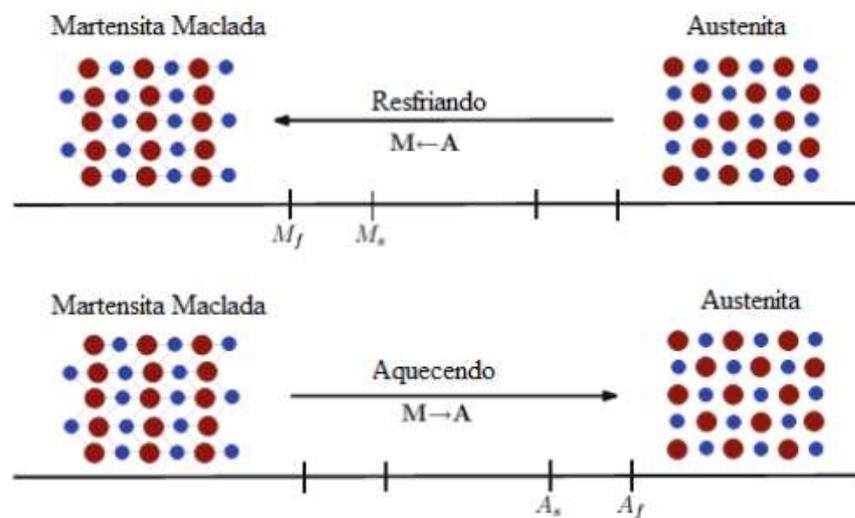


Fonte – Adaptado de Rao; Srinivasa; Reddy, (2015).

A martensita maclada é formada após o resfriamento de uma LMF que se encontra numa fase austenítica e em um estado livre de tensão até uma temperatura abaixo de uma temperatura crítica de transformação de fase. Essa transformação também é conhecida por transformação de fase direta ( $A \rightarrow M$ ). Já a transformação inversa ( $M \rightarrow A$ ) tem-se quando o material é aquecido a partir da fase martensítica e a estrutura cristalina retorna para a fase austenítica. A figura 3 mostra as quatro

temperaturas críticas de transformação de fase durante a transformação de fase citada.

Figura 3 – Representação das transformações de fase devido a variação da temperatura e na ausência de tensão mecânica.



Fonte – Adaptado de Rao; Srinivasa; Reddy, (2015).

As temperaturas críticas de transformação de fase podem ser identificadas por:

- $M_s$  – Temperatura crítica de início de transformação de fase direta ou martensítica (resfriamento);
- $M_f$  – Temperatura crítica final de transformação de fase direta ou martensítica (resfriamento);
- $A_s$  – Temperatura crítica de início de transformação de fase inversa ou austenítica (aquecimento);
- $A_f$  – Temperatura crítica final de transformação de fase inversa ou martensítica (aquecimento);

Essas temperaturas obedecem a seguinte relação,  $M_f < M_s < A_s < A_f$ .

Esse tipo de transformação é induzido termicamente sem alteração macroscópica na forma, mas com perceptível alteração da textura da superfície à microscópio. (HE & al., 2004).

As temperaturas de transformação exibidas pelas LMF são altamente dependentes de sua composição. Uma pequena alteração na composição resulta em grandes mudanças nas temperaturas de transformação. A vantagem de poder alterar a temperatura de transformação alterando a composição é que o material pode ser adaptado para atingir a fase desejada à temperatura de aplicação. (DASGPTA, 2014).

A martensita não maclada ou reorientada pode ser formada através de um carregamento mecânico da transformação de fase de austenita em martensita, ou seja, quando uma LMF inicialmente se encontra à uma temperatura crítica acima de  $A_f$  e é submetido a um estado de tensão decorrido de um carregamento mecânico, iniciando a transformação de fase direta ( $A \rightarrow M$ ). Quando o carregamento mecânico é interrompido, assim dando início ao descarregamento da LMF e concluindo a transformação da fase martensita induzida por tensão, iniciando assim a transformação de fase inversa ( $M \rightarrow A$ ).

### 4.3 Comportamento Termomecânico das LMF

Como já mencionado, os dois fenômenos que as LMF podem apresentar devido ao comportamento termomecânico associado à transformação termoelástica, são: O EMF (o material, depois de ser submetido a grandes deformações, recupera sua forma original após aquecimento) e a SE (quando a forma é recuperada imediatamente depois da retirada da carga, sem a necessidade de aquecimento). Devido a esses fenômenos várias aplicações as LMF já foram encontradas.

#### 4.3.1 Efeito de memória de forma (EMF)

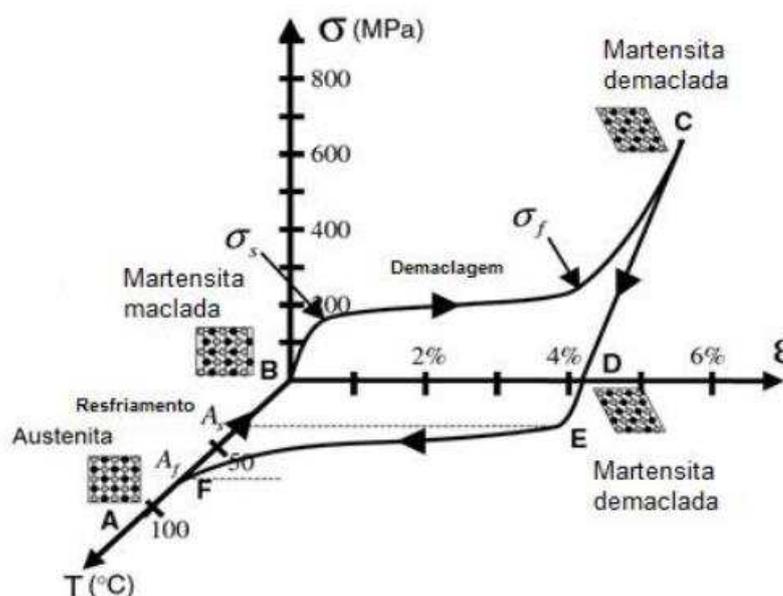
O EMF ocorre quando o material inicialmente na fase martensítica maclada é deformado, de modo aparentemente permanente, e recupera sua forma original, quando é subsequentemente aquecida à uma temperatura acima de  $A_f$ , assim, transformando-a de volta na fase austenítica (LAGOUDAS, 2008). Fisicamente, o EMF está relacionado à transformação martensítica cristalograficamente reversível e, geralmente, esta transformação é termoelástica, diferentemente das ligas a base de Fe. (OTUBO et al., 1997).

O EMF acontece porque internamente ao material o movimento atômico total entre dois planos adjacentes de átomos é menor do que a distância interatômica total

quando comparado a arranjos normais de redes cristalinas. Esse mecanismo confere à LMF a capacidade de retornar a sua forma inicial, pela formação de fortes ligações eletrônicas que reorganizam átomos que estavam fora de posição; o efeito desta transformação é instantâneo (THOMPSON, 2000).

A partir da figura 4 pode-se compreender a natureza do EMF, a qual mostra os dados experimentais de tensão, deformação e temperatura para uma LMF testada sob carregamento uniaxial.

Figura 4 – Comportamento de tensão, deformação e temperatura para uma LMF com EMF testada sob carregamento uniaxial.



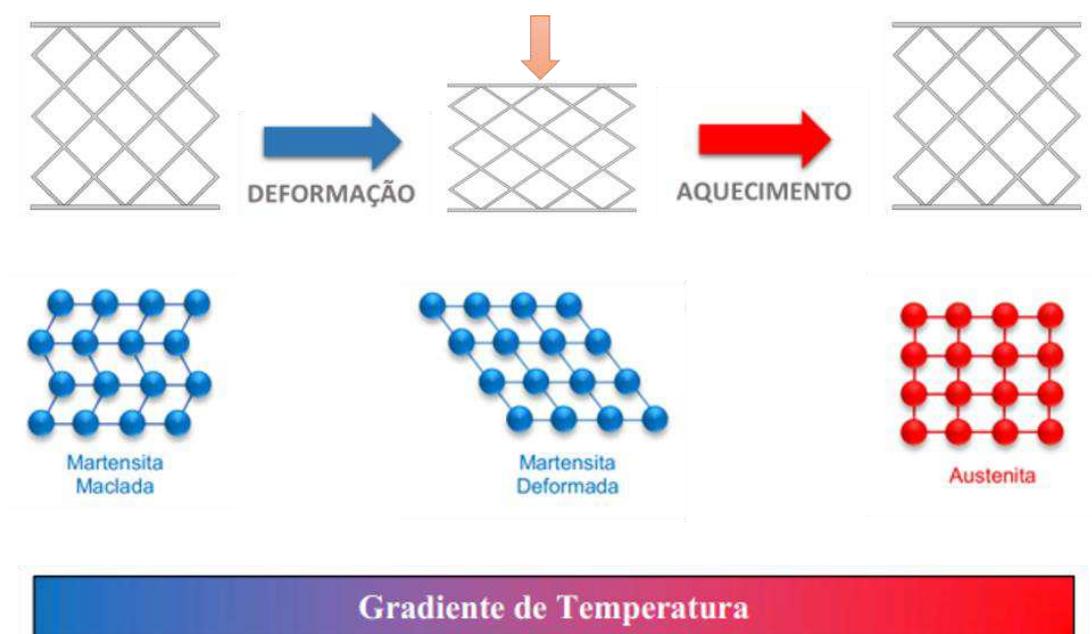
Fonte – Adaptado do Lagoudas (2008).

Na fase inicial (ponto A na Figura 4), observa-se um resfriamento livre de tensão da austenita abaixo das temperaturas de transformação direta ( $M_s$  e  $M_f$ ) resulta na formação de martensita maclada (ponto B). Quando a martensita maclada é submetida a um carregamento que excede o nível de tensão de partida ( $\sigma_s$ ), o processo de reorientação é iniciado, resultando no crescimento de certas variantes martensíticas orientadas que crescem à custa de outras variantes menos favoráveis, assim resultando na martensita não-maclada ou demaçada (ponto C). O material é então elasticamente descarregado de C para D e o estado martensítico demaçado é mantido. Após aquecimento na ausência de tensão, a transformação reversa inicia quando a temperatura atinge  $A_s$ , (ponto E) e é completada na temperatura  $A_f$  (ponto

F), acima da qual existe apenas a fase austenítica. Na ausência de deformação plástica permanente gerada durante a desmontagem, a forma original da LMF é recuperada (indicada por A).

A figura 5 mostra em prática como uma estrutura celular de formato *diamond* que inicialmente se encontra a uma temperatura abaixo de  $M_f$  e depois sofre um carregamento mecânico, gerando uma deformação aparentemente permanente e após um aquecimento da mesma a uma temperatura acima da  $A_f$ , a forma original é recuperada, assim a estrutura celular volta ao seu estado inicial.

Figura 5 – Esquema ilustrativo do comportamento termomecânico de uma estrutura celular com EMF



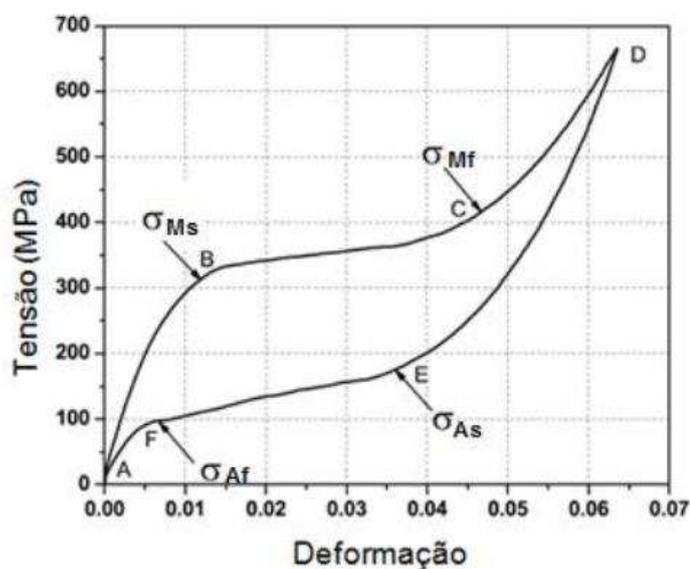
Fonte – Autoria Própria

#### 4.3.2 Superelasticidade (SE)

A SE, também conhecida por pseudoelasticidade, é a capacidade de um material recuperar grandes deformações além do limite elástico, ou seja, é quando uma LMF pode sofrer grandes deformações (de até 10%) em tração uniaxial que podem ser totalmente recuperadas após descarregamento (DUERIG *et al*, 1999; LAGOUDAS, 2008). Já os metais convencionais, como os aços, por exemplo, conseguem recuperar a deformação aplicada em tração uniaxial, em cerca de 0,2% apenas (OTUBO *et al.*, 1997).

O comportamento superelástico das LMF está relacionada à transformação induzida por tensão. Neste caso, a martensita demaçada é obtida a partir da aplicação de uma carga mecânica suficientemente elevada para o material na fase austenita. Para que aconteça uma recuperação completa da forma após o descarregamento é necessário que a temperatura do material seja superior a  $A_f$ . No entanto, se o material estiver a uma temperatura abaixo da  $A_f$  no teste, tem-se uma recuperação de forma parcial. (LAGOUDAS, 2008). A Figura 6 apresenta o gráfico tensão-deformação de uma curva experimental resultante de um ensaio de tração onde se pode observar o comportamento superelástico e as tensões críticas responsáveis pelo início e fim das transformações direta (austenita – martensita, no carregamento) e reversa (martensita – austenita, no descarregamento).

Figura 6 – Curva tensão-deformação típica de um carregamento e descarregamento de uma LMF superelástica.



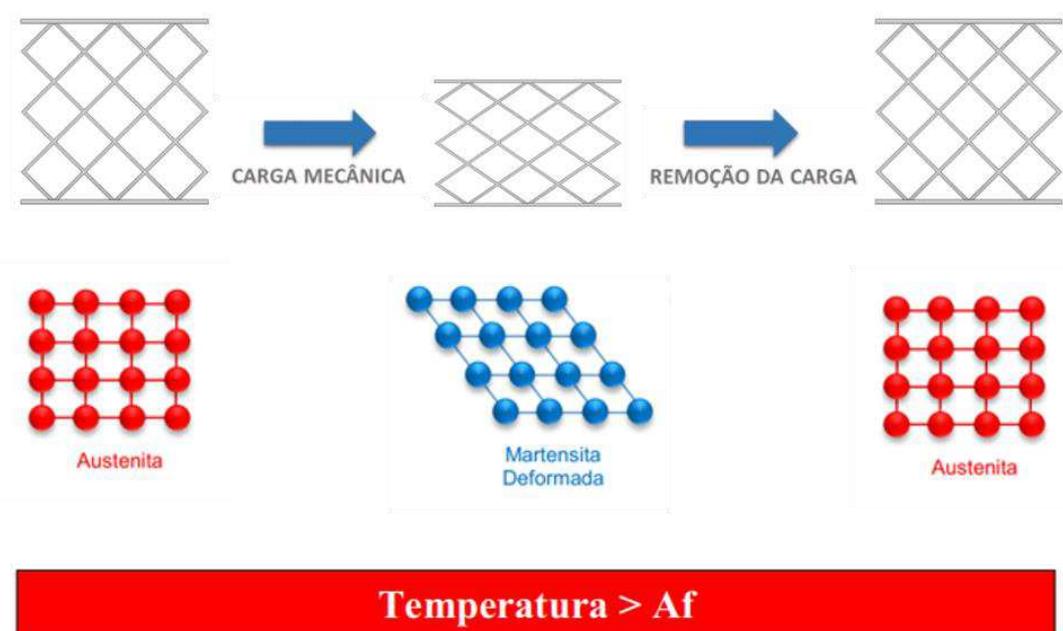
Fonte – Lagoudas (2008).

Quando o material inicialmente se encontra na fase austenítica ( $T > A_f$ ) e uma carga mecânica é aplicada, a austenita sofre um carregamento predominantemente elástico ( $A \rightarrow B$ ), assim podendo iniciar sua transformação martensítica quando se atinge a tensão crítica de início de transformação martensítica ( $\sigma_{Ms}$ ). A mesma prossegue ( $B \rightarrow C$ ) até que o nível de tensão crítica final de transformação martensítica ( $\sigma_{Mf}$ ) seja atingida, assim finalizando sua transformação de fase. O subsequente aumento na tensão não causa continuação da transformação, se refere apenas a uma deformação elástica da martensita demaçada ( $C \rightarrow D$ ). Quando a

tensão é liberada gradualmente, a martensita descarrega elasticamente ao longo do trajeto (D  $\rightarrow$  E). No ponto E, ao atingir o nível de tensão  $\sigma_{As}$ , a transformação inversa (TI) se inicia e a martensita começa a reverter para austenita. O fim da TI é indicado pelo ponto o qual a curva  $\sigma$ - $\epsilon$  reencontra a região elástica de austenite (ponto F, correspondendo ao nível de tensão  $\sigma_{Af}$ ), em seguida o material descarrega elasticamente até o ponto A. (LAGOUDAS, 2008; OLIVEIRA, 2014).

As transformações de fase observadas em uma LMF no seu estado superelástico resultam em uma histerese na resposta de carga e descarga, que ocorre devido à deformação da martensita maclada de acordo com suas variantes (24 variantes) (GRAESSER & COZZARELLI, 1991). A histerese é uma medida da diferença da energia recebida pelo material para sofrer a deformação, pela energia devolvida ao sistema (BUEHLER & WANG, 1968). Isso implica dizer que o material tem a capacidade de dissipar uma parcela da energia utilizada para realizar o ciclo superelástico. Desta forma, quanto maior a histerese de tensão apresentada, maior será a energia dissipada em cada ciclo realizado. Essa característica potencializa algumas LMF em seu estado superelástico a serem utilizadas para o controle de vibração por meio de dispositivos sísmicos (XIA & SUN, 2015). A Figura 7 ilustra o comportamento mecânico de uma estrutura celular de geometria *diamond* SE.

Figura 7 – Esquema ilustrativo do comportamento termomecânico de uma estrutura celular com SE.

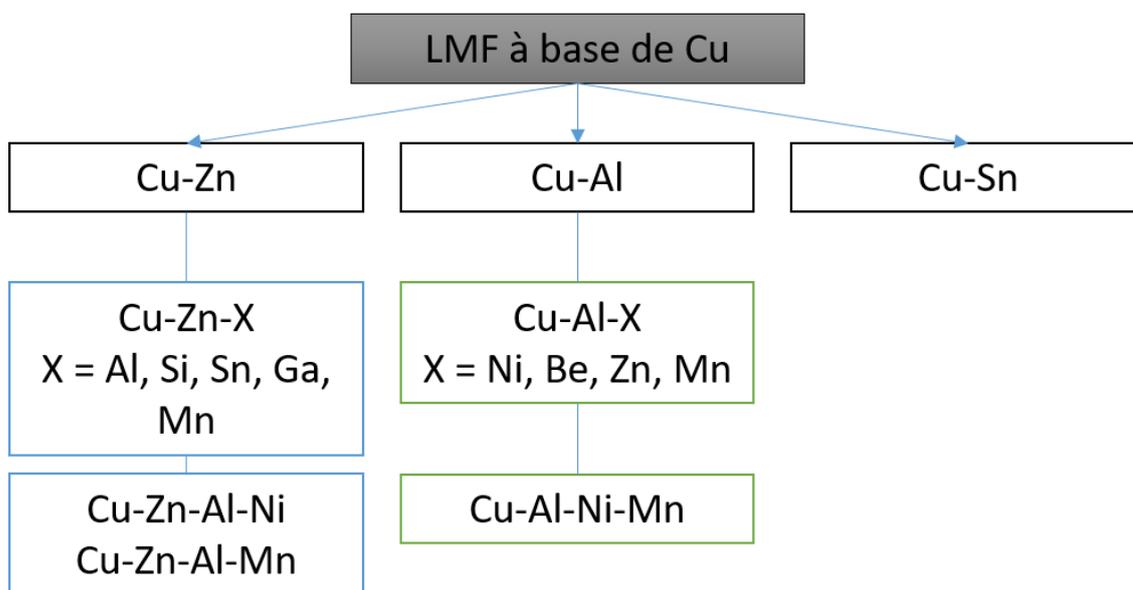


#### 4.4 Liga Cu-Al-Mn

As LMF à base de Cu têm a vantagem de serem feitas com materiais relativamente baratos usando processos metalúrgicos convencionais como fusão sem atmosfera protetora, além de possuírem boa condutividade térmica e elétrica, e também uma boa conformação mecânica. Tudo isto faz com que este tipo de liga seja uma alternativa atrativa em relação a Ni-Ti. (ZACK, *et al.*, 1995).

Essas ligas podem ser agrupadas em três categorias: Cobre-Zinco (Cu-Zn), Cu-Al e Cobre-Estanho (Cu-Sn). No entanto, essas ligas não apresentam uma boa trabalhabilidade a frio e são de difícil estabilização das temperaturas martensíticas. Portanto, com a adição de outros elementos (de ordem ternária e quaternária) essas ligas podem melhorar suas propriedades. (DASGPTA, 2014). A figura 8 apresenta as principais ligas a base de Cu.

Figura 8 – Principais ligas à base de Cu.



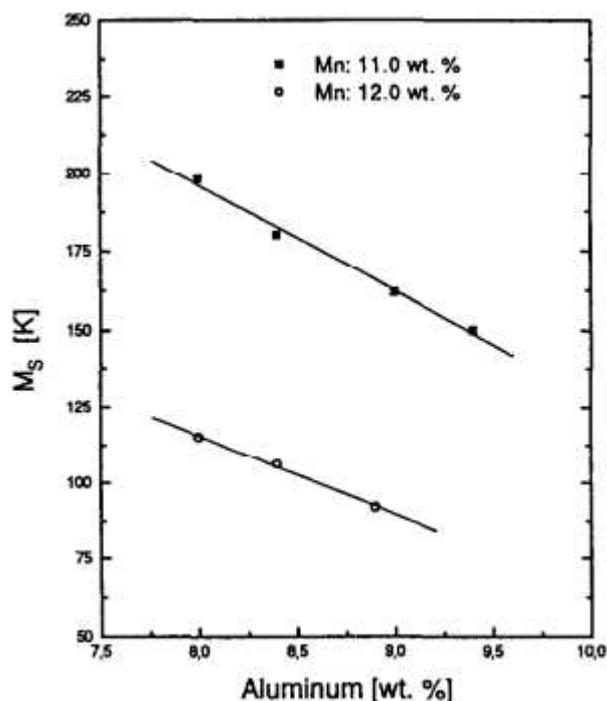
Fonte – Adaptado de Dasgpta (2014).

As ligas ternárias Cu-Al-Ni e Cu-Zn-Al foram estudadas extensivamente nos últimos anos. Mas essas LMF estudadas se apresentaram frágeis e, portanto, não podem ser processadas facilmente. Mas foi descoberto por estudos recentes que as LMF de Cu-Al-Mn exibem boa ductilidade (SUTOU *et al.*, 1999).

Um importante desafio consiste em desenvolver ligas da base Cu-Al-Mn com propriedades compatíveis com as diversas aplicações inerentes às LMF, como por exemplo, atuadores mecânicos. Além de apresentarem uma boa ductilidade, podem exibir uma boa recuperação de forma, não inferior a 4%, como também uma boa resistência mecânica. (ZACK, *et al.*, 1995).

De acordo com as pesquisas de Zack (1995) as temperaturas de transformação das ligas a base de Cu são muito sensíveis às composições de seus componentes. Ele mostrou a partir de um experimento na qual as temperaturas de transformação foram medidas pelo método de resistência elétrica. A figura 9 demonstra as temperaturas  $M_s$  em função das concentrações de Mn e Al para várias ligas Cu-Al-Mn.

Figura 9 – Variação da temperatura  $M_i$  em função da adição de Mn e Al.



Fonte – Zak (1995).

Como pode ser visto, a temperatura diminui linearmente com um aumento no teor de Al. O Mn possui um efeito maior: 1% em peso de Mn resulta em um decréscimo de 80K para a temperatura  $M_s$ . O efeito da adição do Al é menor, 1% em peso de Al decresce em 30K a temperatura  $M_s$ , ou seja, em ligas Cu-Al-Mn a diminuição das

temperaturas de transformação pode ser controlada pela adição de manganês e/ou Al. Uma pequena quantidade de Al produz uma boa usinagem, ao passo que uma concentração superior a 13% da mesma faz com que a liga se torne dura e quebradiça.

As temperaturas de transformação da LMF Cu-Al-Mn podem ser ajustadas na faixa de -180 °C até 230 °C, seja pelo reparo da composição química da liga, pelo processo de fabricação da liga, adição de um elemento quaternário ou por tratamentos térmicos. As LMF Cu-Al-Mn exibem uma boa ductilidade e capacidade de trabalho a frio, para baixos teores de Al. Já com o aumento do Mn, a fluidez da liga no processo de fundição aumenta (MIELCZAREK *et al.*, 2008).

#### **4.5 Tecnologia de Fabricação das LMF**

É de suma importância conhecer e compreender os procedimentos de obtenção envolvidos na produção quando se trabalha com metais e suas ligas, para obter as propriedades pretendidas. As LMF fabricadas podem ser apresentadas com diferentes propriedades e composições, na qual essas propriedades podem variar com base na técnica usada para a fabricação das mesmas, assim podendo adquirir os fenômenos que essas ligas possuem o EMF e a SE.

As principais técnicas utilizadas na obtenção de LMF são a fundição e a metalurgia do pó (RAO; SRINIVASA; REDDY, 2015). Para a produção em larga escala são utilizadas as técnicas de fundição, onde geralmente após o término desse processo são realizados trabalhos complementares de usinagem e conformação mecânica. Para a produção em pequena escala a metalurgia do pó é utilizada, pois as características de porosidade proveniente desse processo são ideias para as aplicações biomédicas, onde é bastante usada nesse tipo de produção. (ELAHINIA *et al.*, 2012). Os processos mais comuns de fundição para uma LMF são: Fusão por Indução a Vácuo (VIM), Refusão por Arco a Vácuo (VAR), Fusão por Feixe de Elétrons (EBM), Fusão por Arco de Plasma e Fusão a Plasma (*Plasma Melting* - PAM) (OTSUKA & WAYMAN, 1998; RAO; SRINIVASA; REDDY, 2015).

Para a elaboração de ligas especiais como também para superligas o processo VIM vem sendo o mais utilizado, principalmente para as LMF de Ni-Ti que apresentam uma forte afinidade à oxidação (NAYAN *et al.*, 2007). Nesse processo a liga é introduzida em um cadinho de grafite para fusão simultânea sob vácuo ou atmosfera

de gás inerte. As principais vantagens desse processo são a garantia de uma mistura de forma eficiente e simples e a facilidade do controle operacional e da composição química, devido à possibilidade de desgaseificação e à agitação magnética do metal fundido (OTUBO *et al.*, 2006). As principais desvantagens são a contaminação por carbono e pequenas massas fundidas (FRENZEL *et al.*, 2010)

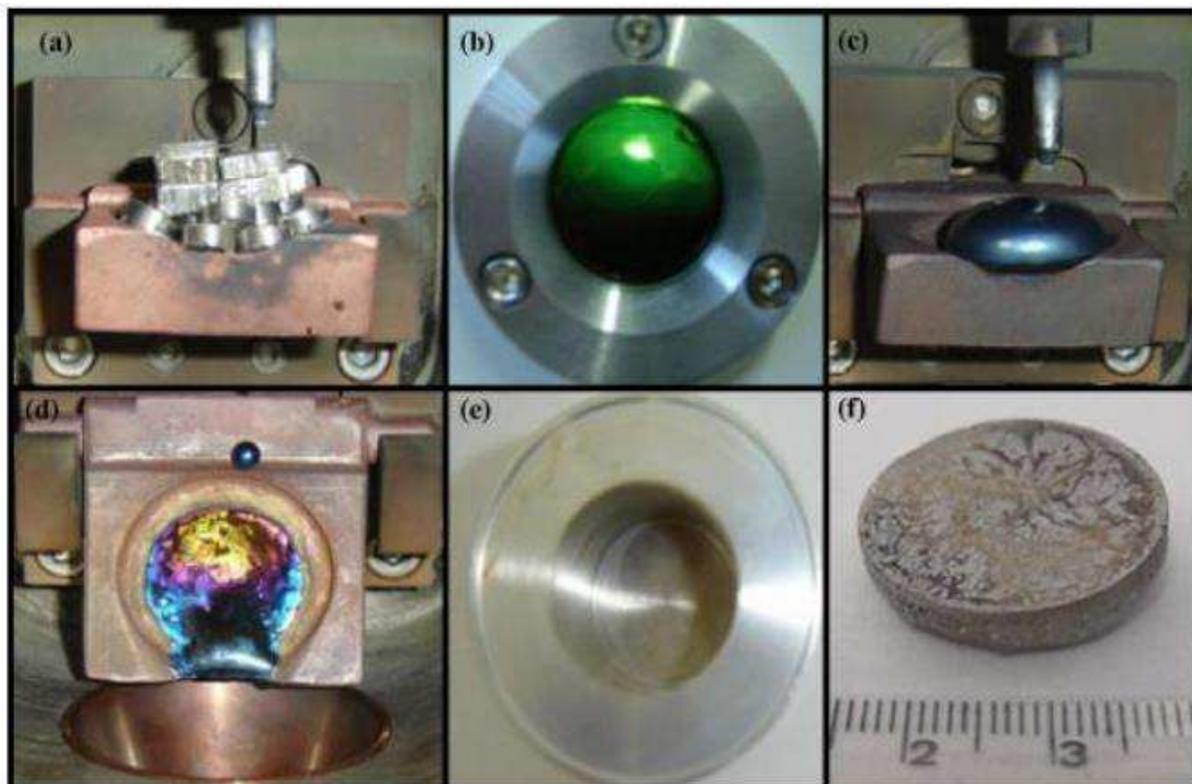
O processo de fusão VAR utiliza eletrodos consumíveis ou não consumíveis feitos de materiais pretendidos a serem fundidos e aplicáveis a diversos tipos de ligas. Esse processo é semelhante ao processo VIM. (RAO *et al.*, 2015). Nesse método, as matérias-primas são processadas em um molde de Cu utilizando uma haste de tungstênio para a irradiação de argônio, assim formando um lingote cilíndrico (ELAHINIA *et al.*, 2012).

O método de fundição EBM é considerado pioneiro a nível mundial para a fabricação de LMF de alta pureza, esse método utiliza um feixe de elétrons em alta velocidade para fundir os elementos em um cadinho de Cu resfriado a água sob condições de alto vácuo (OTUBO *et al.*, 2003; RAO *et al.*, 2015).

O método PAM utiliza um feixe de elétrons de baixa velocidade na qual é descarregado a partir de um cátodo plasma. Nesse método a irradiação de elétrons a partir do cátodo de plasma é mais suave do que os outros processos (OTSUKA & WAYMAN, 1998). Portanto, a técnica de PAM resulta em baixa perda dos elementos de liga e apresenta composição no lingote uniforme, apesar do uso de molde resfriado com água. As vantagens básicas de fornos de fusão de plasma incluem um menor custo de instalação, as taxas de fusão são consideradas rápidas, a não contaminação por carbono e outros elementos e sem perda de metais por vaporização em alta pressão em fornos de plasma operados com gases inertes (BHAT, 1972).

Além de todos os métodos de fabricação já citados, De Araújo *et al.* (2009) validou a fabricação de LMF utilizando o processo de fusão e conformação chamado de *Plasma Skull Push-Pull (PSPP)*. Nesse processo a LMF é fundida num cadinho de Cu e depois é injetada em molde metálico, na qual são realizadas cinco fusões consecutivas com o objetivo de garantir uma boa homogeneidade das ligas. Após os ciclos de fusões e refusões, o metal líquido é injetado em um molde, assim criando um padrão semelhante a uma pastilha, utilizada para a fabricação de pequenos produtos semiacabados. A figura 10 mostra a sequência do processo *PSPP*.

Figura 10 – Sequência de fusão e injeção utilizando o processo PSPP: (a) matérias-primas, (b) tocha rotativa de plasma, (c) botão LMF, (d) resíduo de LMF no cadinho após a injeção, (e) molde metálico, (f) pastilha LMF.



Fonte – De Araújo et al. (2009)

#### 4.5.1 Fabricação de Componentes em LMF por fundição de precisão

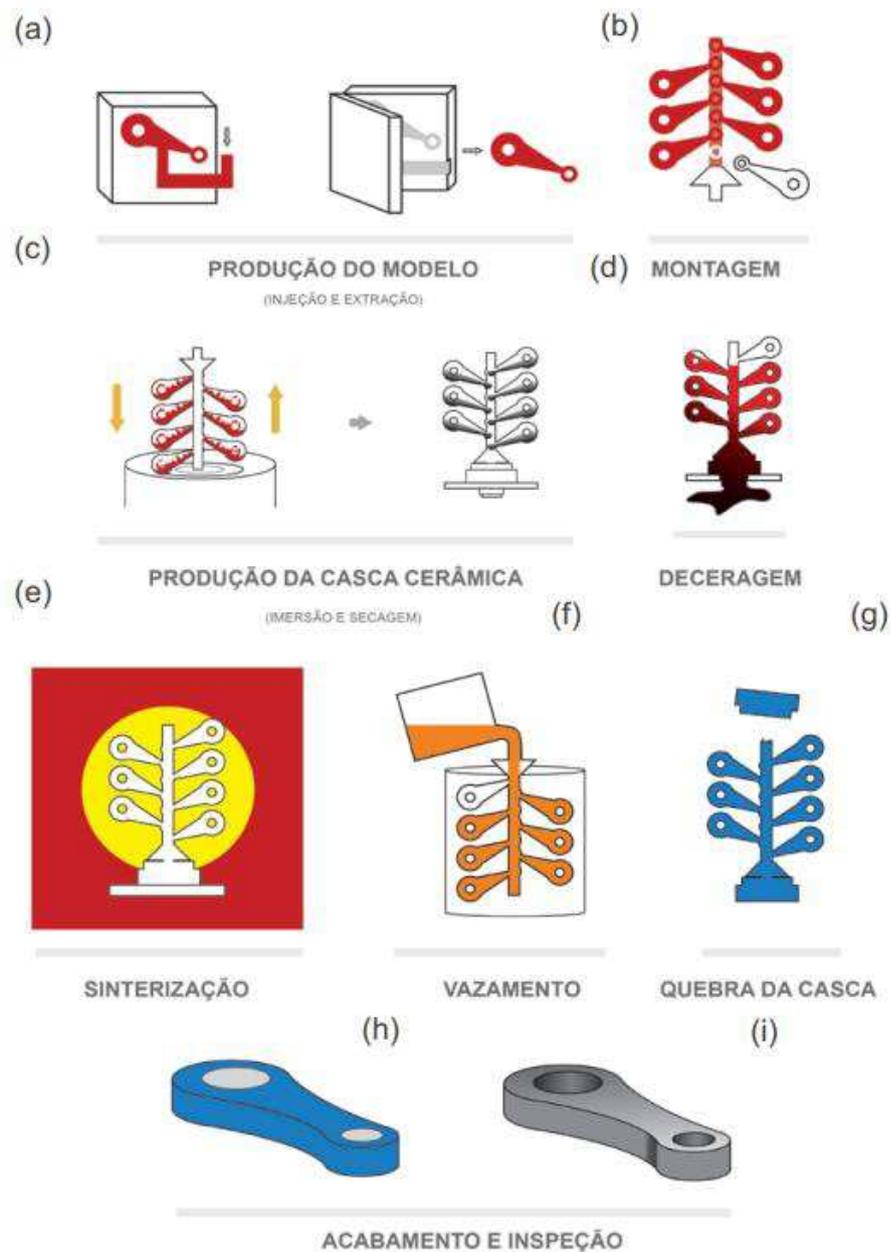
A fundição é um processo de fabricação de peças metálicas que consiste em vaziar o metal líquido numa cavidade de um molde com a geometria desejada e medidas correspondentes às peças a serem fabricadas, assim o metal solidifica no interior do molde, assumindo a forma desejada. Existem diversos métodos de fundição, tais como o processo de fundição em areia, fundição em moldes de cimento, fundição de precisão, fundição por centrifugação, etc. A diferença entre os métodos de fundição é o modo como o metal líquido será vazado, podendo ser por gravidade ou pressão, o tipo de molde a ser utilizado (cerâmicos, metálicos e moldes de areia). A escolha do processo é determinada principalmente pelo tipo de produto final que se deseja obter (CHIAVERINI, 1986).

A fundição de precisão, também conhecida como “fundição por cera perdida”, é um dos processos mais antigos que ao longo do tempo tem evoluído. Trata-se de um método de modelagem de metais líquidos para produzir objetos sólidos. As

principais vantagens da utilização desse método é a produção de componentes de excelente acabamento superficial, além desse esse processo ser um dos mais econômicos e versáteis (JONES & YUAN, 2003). Esse é um processo que necessita de um trabalho manual nos preparativos, indo desde a etapa de confecção dos modelos até a fase de acabamento das peças produzidas (PATTNAIK et al., 2012).

A sequência do processo de fundição de precisão ou cera perdida utilizando moldes em casca é apresentada na figura 11. A fundição de precisão inicia a partir da elaboração do padrão da peça desejada, que pode ser fabricada a partir de cera ou outros materiais poliméricos (a); então realiza-se a montagem da árvore com as peças desejadas (b); logo após a montagem o modelo é revestido com partículas cerâmicas formando um molde (c); com isso, o conjunto é aquecido para que a cera seja removida, assim o molde cerâmico será obtido para que o metal fundido seja injetado no mesmo (processo de deceragem) (d) e (e); com a injeção do metal no molde com a solidificação do mesmo (f); é feita a etapa da remoção do revestimento cerâmico e então as peças são destacadas para o acabamento final (g); por fim é realizado o acabamento e as inspeções necessárias para garantir as dimensões das peças fabricadas e a qualidade superficial.

Figura 11 – Principais etapas do processo de fundição de precisão por molde tipo casca cerâmica para produção de biela automotiva.



Fonte - Simões (2016).

A fundição de precisão é um método muito delicado, por isso todas as etapas devem ser seguidas para que não aconteça nenhuma alteração com o material desejado. De acordo com Jones et al. (2003), para que não exista nenhuma falha com o processo de fundição de precisão, as paredes do revestimento cerâmico devem obedecer algumas condições como: resistência suficiente para suportar o peso de metal fundido, alta resistência ao choque térmico, permeabilidade suficiente, alta estabilidade química, condutividade térmica suficiente para manter a adequada

transferência de calor através da parede do molde e, portanto, permitir que o metal resfrie, fluência limitada para evitar alterações dimensionais dentro da parede do molde, resistência suficiente para suportar o peso de metal fundido e alta resistência ao choque térmico.

Outro passo importante para o processo de fundição de precisão é a remoção da cera do molde (deceragem), durante esse processo é importante que a taxa de aquecimento seja rápida, de forma que a expansão da cera não suceda antes que uma parte da cera esteja líquida e penetre na casca (LEE *et al.*, 2015).

De acordo com os estudos de Shen *et al.* (2002) é necessário controlar diversos fatores para alcançar uma boa qualidade superficial, como: critérios de injeção do metal no molde, tempo de resfriamento, temperatura de fusão, velocidade e pressão de injeção e a temperatura do molde. As medidas do modelo em cera ou materiais poliméricos são fatores importantes para uma ótima qualidade dimensional, pois o modelo deve possuir tolerâncias para compensar sua própria contração volumétrica, a contração da solidificação do material fundido e a expansão térmica do material do modelo (PATTNAIK *et al.*, 2012).

A partir do processo de fabricação da LMF por fusão PSPP e do método de fundição de precisão, alguns componentes foram estudados. Simões (2016) reuniu esses dois processos e por meio de uma indução com uma moldagem por centrifugação (FIC) (na qual o metal fundido é injetado de forma centrífuga em moldes de revestimento cerâmico) obteve componentes mecânicos LMF como: grampo ortopédico, telas, estruturas celulares, mola belleville, mola helicoidal e parafuso. A figura 12 mostra os componentes obtidos pelos processos citados.

Figura 12 – Componentes mecânicos obtidos por fundição de precisão com cera perdida.



Fonte - Adaptado de Simões (2016).

Usando a mesma metodologia usada por Simões (2016), Montenegro (2016) realizou um estudo do comportamento termomecânico de telas de LMF Ni-Ti e níquel-titânio-cobre (Ni-Ti-Cu), apresentando uma boa resistência mecânica para ensaios de tração realizadas. A figura 13 apresenta as telas fabricadas por Montenegro (2016).

Figura 13 – Telas LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu fabricadas por fundição de precisão com cera perdida.



Fonte – Montenegro (2016).

Recentemente o autor Santiago (2018) fabricou molas de LMF Ni-Ti a partir do processo de fundição de precisão com injeção FIC. A figura 14 demonstra as molas fabricadas.

Figura 14 – Molas Ni-Ti obtidas pelo processo de fundição de precisão.

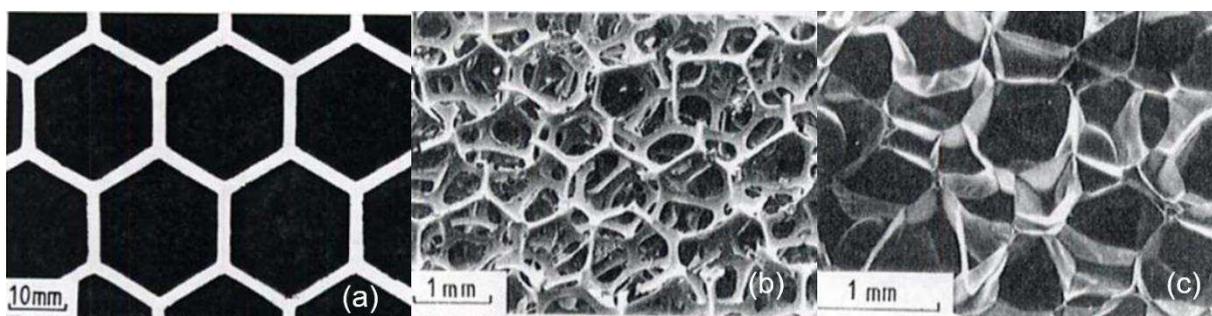


Fonte – Santiago (2018).

## 4.6 Estruturas Celulares

As estruturas celulares são um conjunto de células abertas, formadas a partir de pequenas espessuras que formam arestas e faces das células de diversas geometrias que permitem a minimização da quantidade de material, diminuindo o peso e o custo de fabricação, e mantendo relativa resistência à compressão (BITZER, 1997; GIBSON & ASHBY, 1997). Estas estruturas celulares são classificadas em três estruturas típicas como: *honeycomb* (favo de mel), *open-cell foam* (espuma de células abertas) e *closed-cell foam* (espuma de células fechadas), como mostra a figura 15. (GIBSON & ASHBY, 1997).

Figura 15 – Tipos de estruturas celulares. (a) *Honeycomb* bidimensional, (b) *open-cell foam* e (c) *closed-cell foam*.



Fonte – Adaptado de Gibson & Ashby (1997)

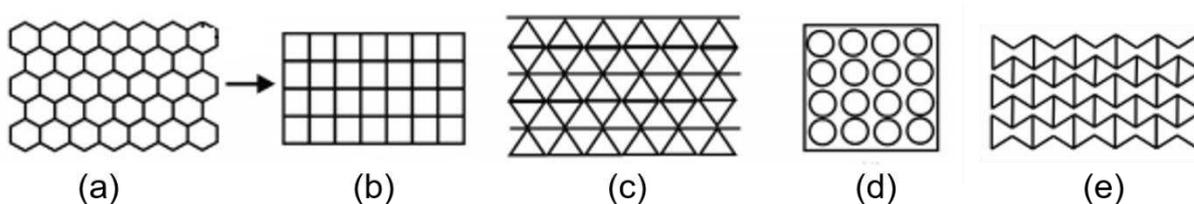
A mais simples (figura 15 (a)) é um arranjo bidimensional de polígonos que se empacotam para preencher uma área plana como as células hexagonais de um favo de mel, *honeycomb*. Comumente, as células são poliedros tridimensionais, chamados *three-dimensional cellular materials foams*. Se os sólidos de que a espuma (*foam*) é feita estão contidos nas bordas da célula apenas (de modo que as células se conectam através de faces abertas), a espuma é de células abertas (*open-cell*), como mostra a figura 15 (b). Se as faces forem sólidas, de modo que cada célula seja isolada de seus vizinhos, a espuma é de células fechadas (*closed-cell*), como mostra a figura 15 (c) (GIBSON & ASHBY, 1997).

A fabricação de *honeycombs* modernos e estruturais começou provavelmente no final da década de 1930, quando a J. D. Lincoln fabricou um *honeycomb* de papel *kraft* para uso nos móveis construídos pela Lincoln *Industries* em Marion, Virgínia, nos Estados Unidos. O material foi usado em painéis de sanduíche, que consistia em finos

revestimentos de madeira de lei colados a uma fatia relativamente espessa de *honeycombs* de papel, com o intuito de conseguir um melhor isolamento térmico (BITZER, 1997).

Estudos sobre as características dos *honeycombs* vêm acontecendo há milhares de anos. No entanto, os *honeycombs* não foram incorporados em aplicações em larga escala na sociedade humana até cerca de 70 anos atrás, após numerosas estruturas celulares surgirem fabricados com vários materiais, como metais cerâmicas e compósitos. As tecnologias usadas para fabricar as estruturas celulares também foram progredindo (ZHANG et al., 2015). Nos campos tradicionais de engenharia, dependendo das aplicações específicas, a forma das células das estruturas celulares evoluiu de hexagonal para quadrada, triangular, auxéticas (*reentrant*, estrutura em S, entre outras) ou outras formas, como é mostrado na figura 16.

Figura 16 – Evolução das formas das células para estruturas celulares: (a) hexagonal, (b) quadrada, (c) triangular, (d) circular e (e) *reentrant*.



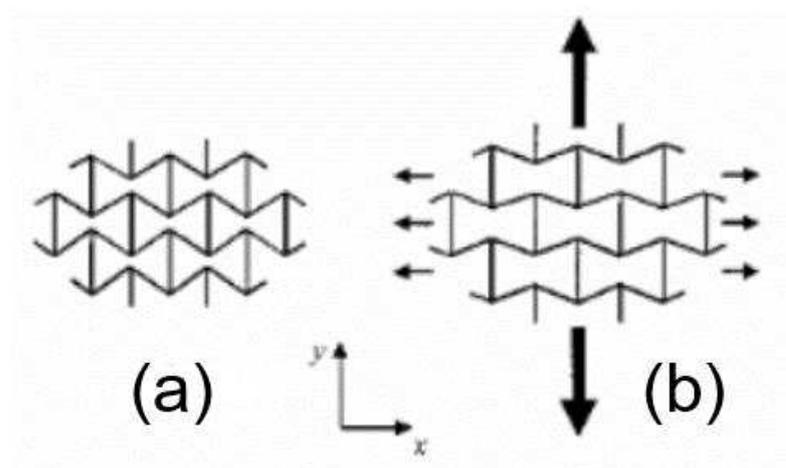
Fonte – Adaptado de Zhang et al. (2015)

Por exemplo estruturas celulares com geometria retangular ou hexagonal são satisfatórias para transferência de calor por convecção forçada, enquanto as de geometria triangular ou *diamond* possuem melhor desempenho mecânico (rigidez/resistência) em várias condições de carga mecânica (GU et al, 2001). Torquato et al. (1998) investigaram as propriedades elásticas lineares efetivas de estruturas celulares com várias geometrias, incluindo células quadradas, hexagonais e triangulares.

Já estruturas celulares de geometria *reentrant* fazem parte das estruturas auxéticas, que são materiais modernos que possuem algumas propriedades mecânicas únicas e superiores, devido esses materiais possuírem um coeficiente de Poisson negativo, ou seja, após sofrerem um alongamento em uma direção, esses materiais com essa geometria tendem a se expandirem transversalmente à direção

de carregamento (NOVAK et al., 2016; LIM, 2015; KOLKEN & ZADPOOR, 2017). A figura 17 ilustra esse comportamento.

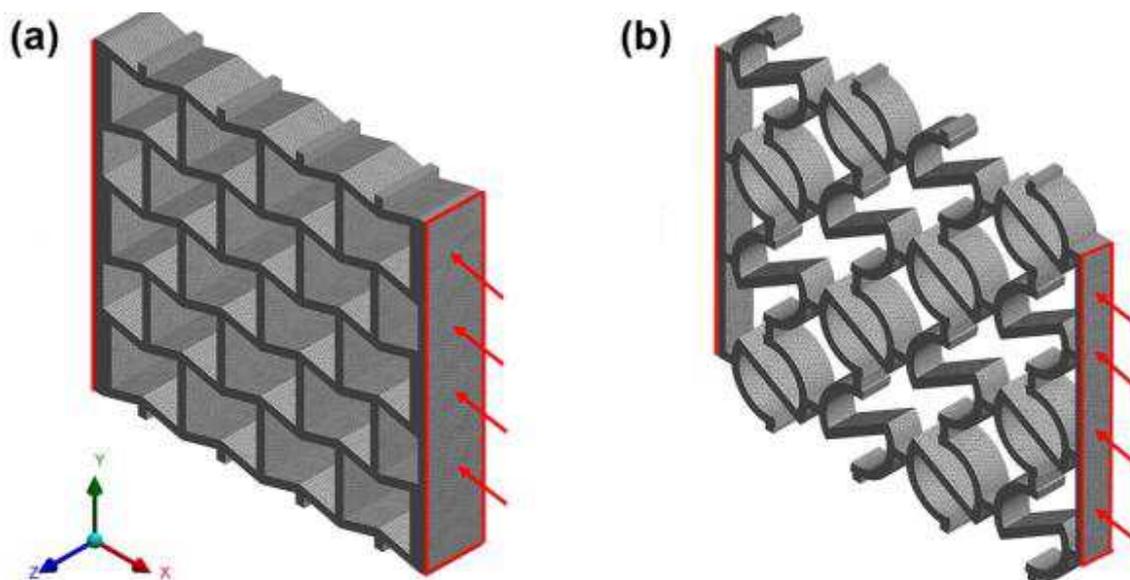
Figura 17– Estrutura celular bidimensional com célula do tipo *reentrant*. (a) Livre de carregamento, (b) Sob carregamento.



Fonte –Evans e Alderson (2000).

Meena & Singamneni (2019) fabricaram *honeycombs* auxéticos tridimensionais com células do tipo *reentrant* e estrutura-S de aço inoxidável. A técnica de fusão seletiva a laser foi usada para imprimir todos os modelos usando o sistema Renishaw AM 400. A estrutura celular de geometria “S” foi projetada a partir da *reentrant* com o intuito de verificar o comportamento da tensão e do coeficiente de Poisson a ensaios de compressão. Pode-se analisar que as estruturas *reentrant* sofrem deslocamento lateral e um colapso em linha, enquanto as células unitárias em forma de “S” compartilham a deformação em toda a estrutura, assim a estrutura em “S” apresenta uma menor tensão/deformação comparada a *reentrant* e pode-se analisar também que a auxeticidade da estrutura S (relação negativa de Poisson) diminui gradualmente com o aumento dos níveis de tensão. Os modelos computacionais dos *honeycombs* com geometria *reentrant* e “S” fabricada por Meena & Singamneni são mostradas na figura 18.

Figura 18 – Modelos computacionais dos *honeycombs* com geometria: (a) *reentrant*, (b) estrutura-S



Fonte – Meena & Singamneni (2019)

De acordo com Meena & Singamneni as estruturas auxéticas comparadas às convencionais (hexagonal, circular, triangular e etc) apresentam uma maior capacidade de absorção de energia, melhor tenacidade à fratura e uma ótima resistência à cisalhamento, devido a sua estrutura se expandir quando esticada e contrair quando comprimida. Aplicações em diversas áreas se abriram, incluindo aeroespacial e médica. Ligaduras inteligentes, dilatadores e antenas são alguns exemplos imediatos. Todas as estruturas celulares auxéticas podem ser alteradas pela variação da arquitetura da célula unitária.

No entanto, a maioria das estruturas auxéticas, incluindo as estruturas de geometria *reentrant*, as estruturas quadradas e as de geometria *diamond* sofrem de limitações decorrentes dos numerosos cantos e articulações pontiagudos. Conseqüentemente, quanto mais articulações, maiores os pontos possíveis de concentração de tensão e maiores as chances de falha das estruturas devido a tensões críticas geradas nas articulações (WANG *et al.*, 2015).

A característica mais importante de uma estrutura celular é sua densidade relativa (GIBSON e ASHBY, 1997), representada pela equação 1.

$$\rho_{\text{celular}} = \rho^* / \rho_s \quad (1)$$

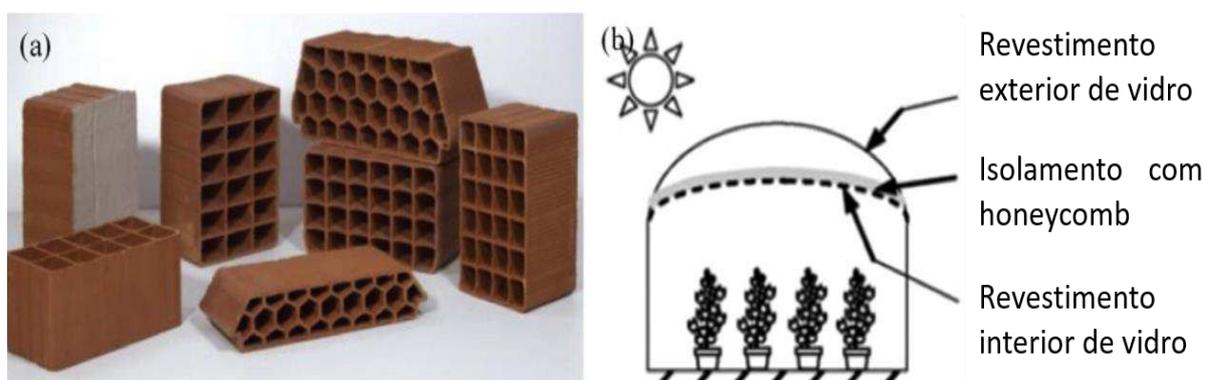
onde:  $\rho_{\text{celular}}$  é a densidade relativa do sólido celular,  $\rho^*$  é a densidade do material e  $\rho_s$  é a densidade do sólido a partir do qual as paredes celulares são feitas.

As estruturas celulares têm sido extensivamente utilizadas em vários campos da engenharia tradicional (engenharia civil, transporte, engenharia mecânica, engenharia química, etc.) devido às suas características multifuncionais, incluindo peso leve, gerenciamento térmico, absorção sonora e absorção de energia (ZHANG et al., 2015).

As aplicações práticas de *honeycombs* se concentram principalmente em: design de peso ultraleve associado a alta resistência e baixa densidade, como componentes leves usados em estruturas arquitetônicas, automotivas e aeroespaciais, aplicações de absorção de energia de alto impacto, como armaduras e capacetes (ZHANG et al., 2015).

Na arquitetura e na engenharia civil pode-se encontrar estruturas celulares em matérias de construção, como tijolos e isolamentos, como mostra a figura 19.

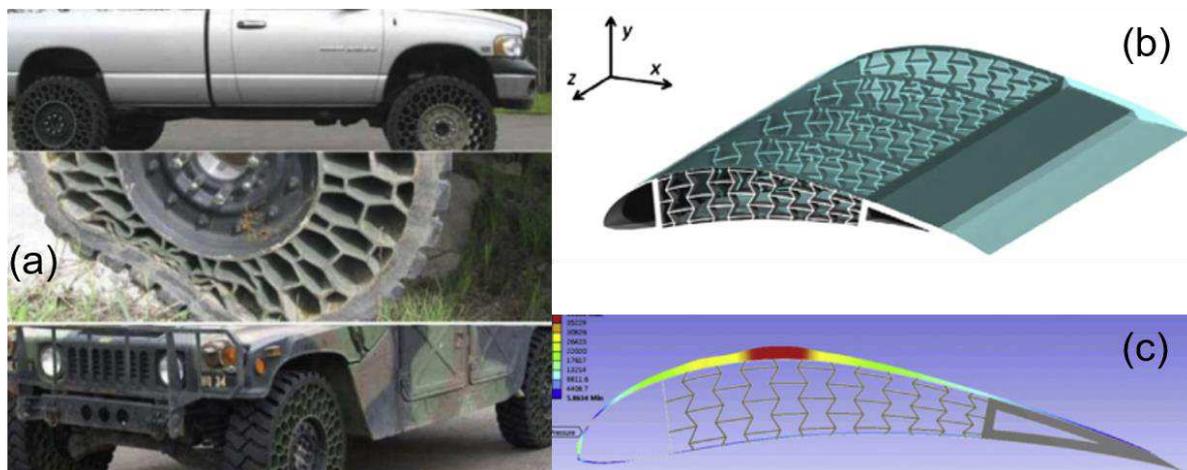
Figura 19 – Estruturas celulares usadas na área da arquitetura e engenharia civil. (a) tijolos. (b) isolamentos.



Fonte – Adaptado de Zhang (2015)

Com o rápido desenvolvimento da indústria de transporte, as estruturas celulares têm sido amplamente utilizadas neste campo, especialmente para o transporte aeroespacial (asas e preenchimento ao redor dos aviões) e pneus não pneumáticos, assim solucionando alguns problemas dos pneus convencionais como, necessidade de manutenção da pressão do ar e distribuição de pressão de contato não uniforme. Esses exemplos podem ser verificados na figura 20.

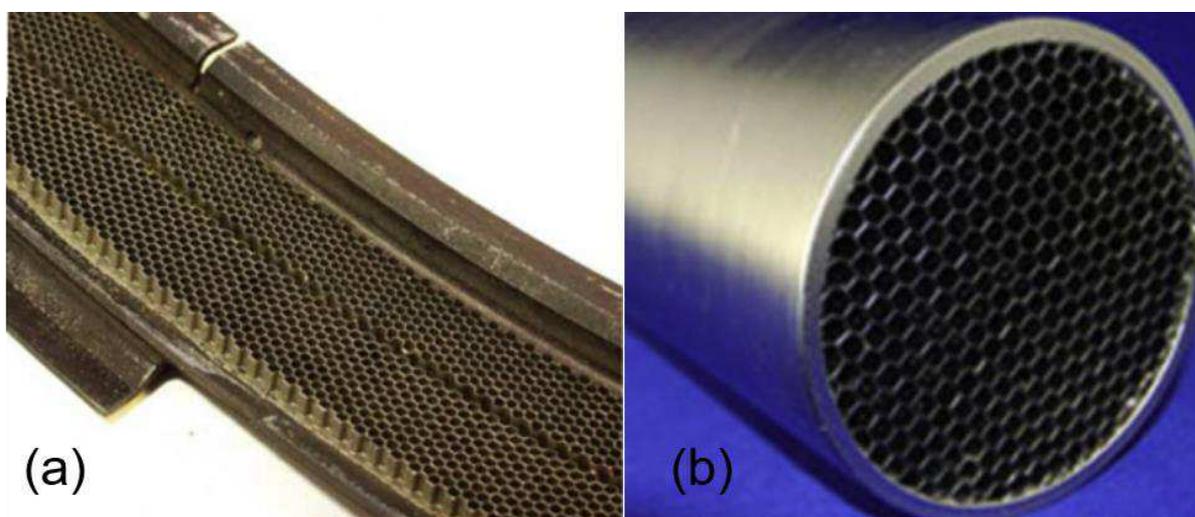
Figura 20 – Estruturas celulares usadas na área de transporte. (a) pneus não pneumáticos. (b) asa morphing projetada com estrutura celular de geometria reentrant. (c) modelo computacional para a asa morphing.



Fonte – Adaptado de Zhang (2015)

Na área da engenharia mecânica as vedações são amplamente utilizadas na construção de turbinas e compressores para aumentar a eficiência aerodinâmica, reduzindo a perda por vazamento no espaço entre as partes rotativa e estacionária, como mostrado na figura 21.

Figura 21 – Estruturas celulares usadas na área da engenharia mecânica. (a) Selos de honeycombs. (b) painel de ventilação de guia de ondas de aço inoxidável blindado.



Fonte – Adaptado de Zhang (2015)

Em relação aos materiais, essas estruturas geralmente são fabricadas em Al, devido ao seu baixo peso, alta rigidez específica, e características de absorção de energia bem desenvolvidas. No entanto, estas estruturas quando fabricadas em Al, ao serem submetida a excessivos carregamentos podem sofrer deformações permanentes. Hoje o uso das LMF em estruturas celulares de paredes finas é uma abordagem relativamente nova para a obtenção de estruturas leves e adaptáveis. Sob compressão no plano, os *honeycombs* aproveitam o fato das LMF utilizarem transformações de fase martensíticas termoelásticas, assim resultando em deformação recuperável.

Shaw *et al.*, (2007) obtiveram *honeycombs* bidimensionais com células do tipo hexagonal e ondulada de LMF Ni-Ti com  $p_{\text{celular}} = 5\%$  por um novo processo de brasagem utilizando nióbio, a partir de chapas finas conformadas. Os *honeycombs* alcançaram 70% de deformação recuperável sob compressão no plano.

Simões (2016) obteve *honeycombs* com células do tipo hexagonal e circular de uma LMF NiTi e usando o processo de fundição de precisão e injetando pelo processo FIC, atingindo 6% de deformação recuperável sob compressão no plano.

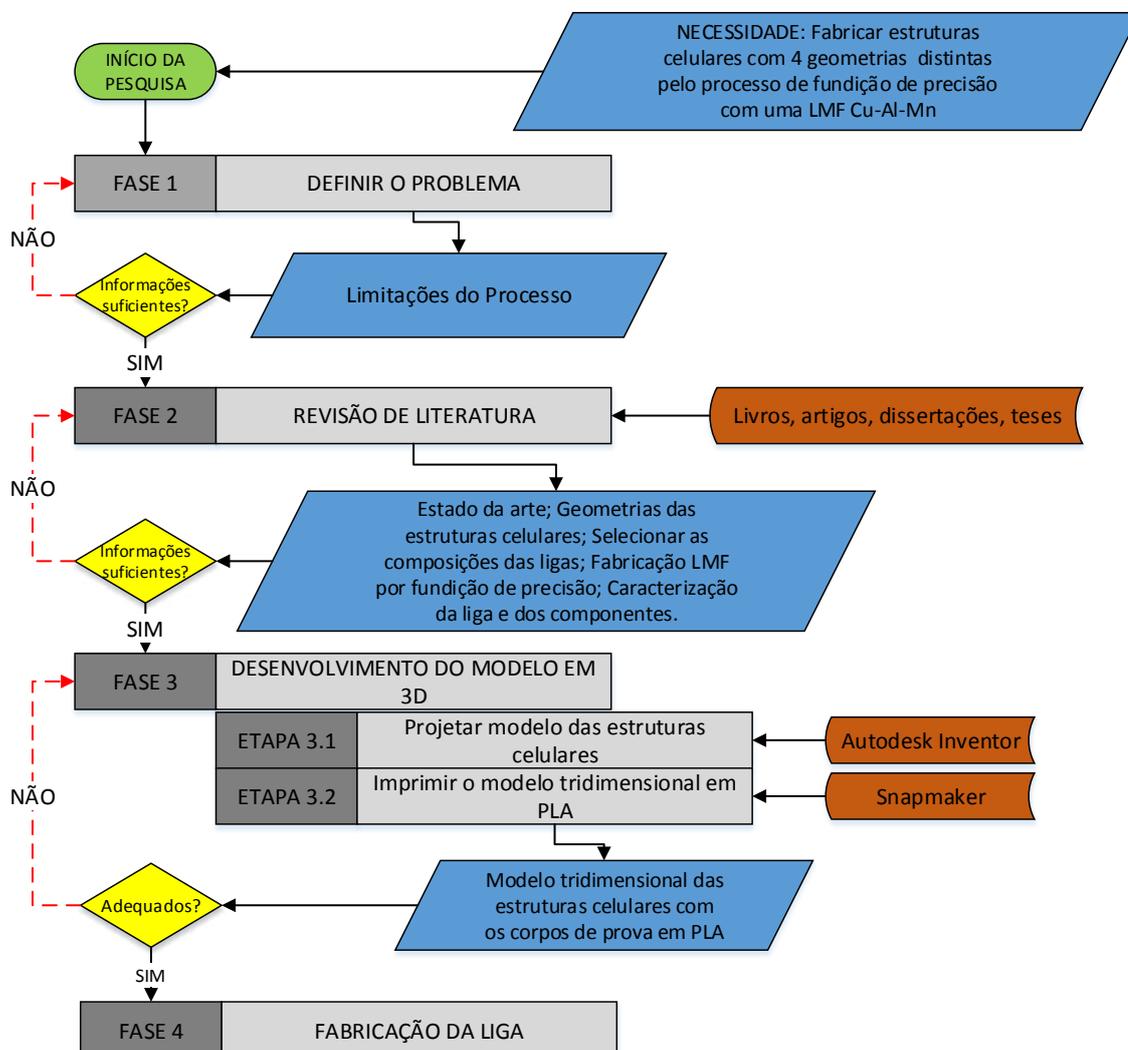
## 5 MATERIAIS E MÉTODOS

As atividades desenvolvidas neste trabalho foram inteiramente realizadas nas instalações do Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA), vinculado a Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica (UAEM) da UFCG.

### 5.1 Metodologia

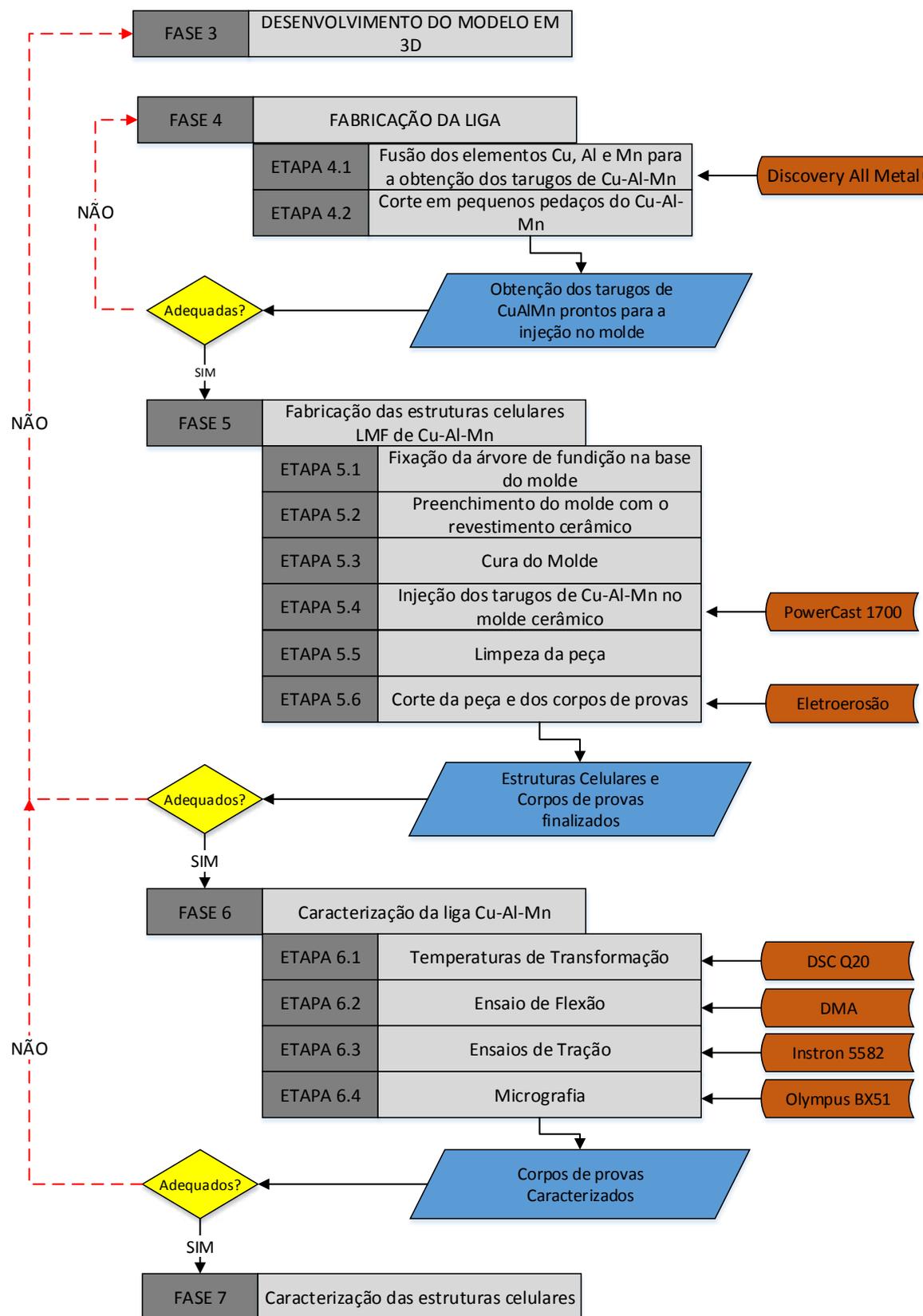
A metodologia adotada para a realização do trabalho está apresentada por meio do diagrama de blocos, mostrada nas figuras 22, 23 e 24.

Figura 22 – Processo metodológico utilizado no desenvolvimento da pesquisa.



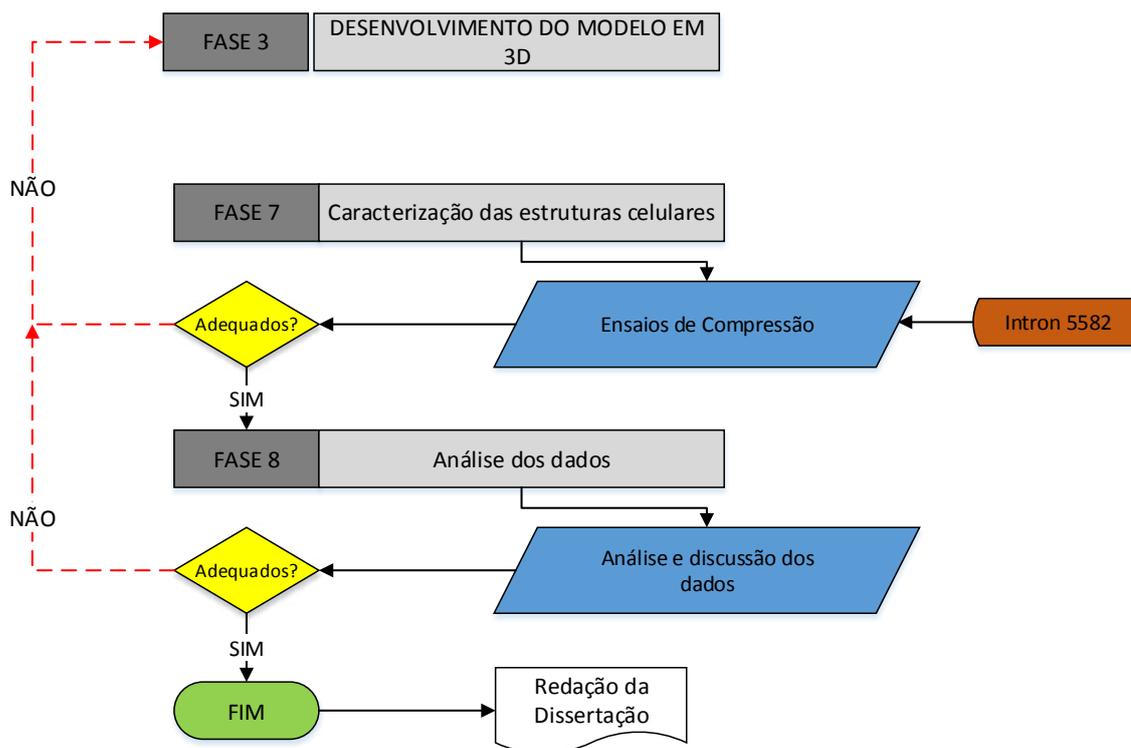
Fonte – Autoria Própria

Figura 23 – Continuação do processo metodológico utilizado no desenvolvimento da pesquisa.



Fonte – Autoria Própria

Figura 24 – Continuação do processo metodológico utilizado no desenvolvimento da pesquisa.



Fonte – Autoria Própria.

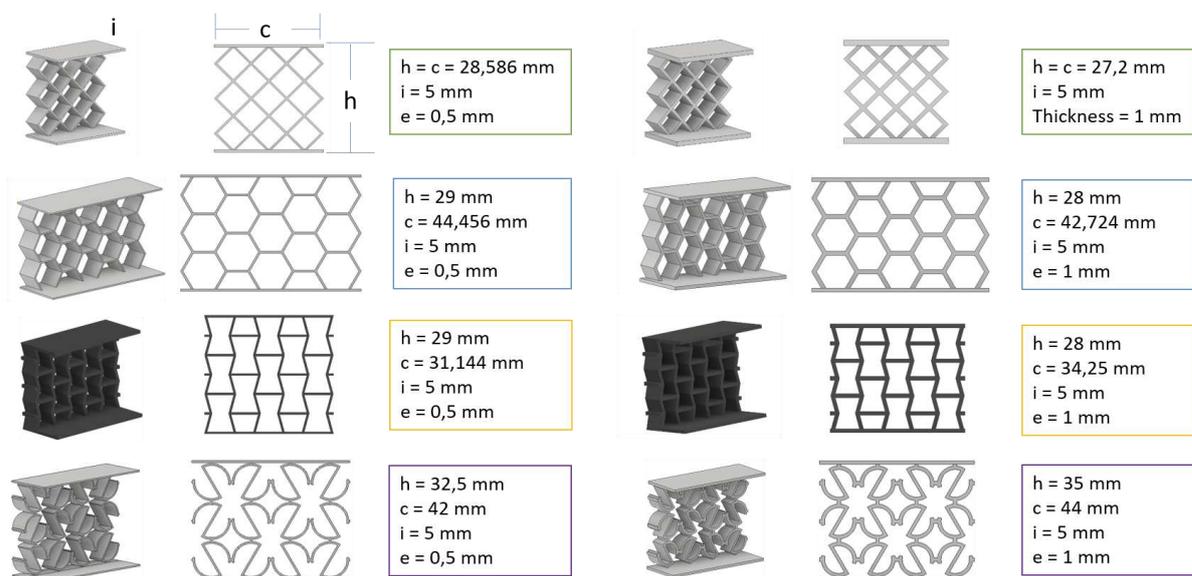
## 5.2 Parâmetros das Estruturas Celulares e dos Corpos de Provas

Previamente a fabricação das estruturas celulares tomou como base os estudos realizado por Simões (2016), na qual fabricou dois tipos de estruturas celulares convencionais (hexagonal e circular) de LMF Ni-Ti com altura (cada célula) de 10 mm, espessura de parede de 0,5 mm e largura de 5 mm, Santana et al. (2018) que fabricou as mesmas estruturas celulares de Simões (2016), mudando somente a LMF, que no caso foi a de Cu-Al-Mn e a espessura de parede que ficou em torno de 0,7 mm, e Meena & Singamneni (2019) que fabricaram estruturas celulares auxéticas de geometria *reentrant* e “S”.

Com isso, foram modeladas quatro estruturas celulares usando a ferramenta computacional *Autodesk Inventor Professional 2018*, versão educacional, com geometrias diferentes: hexagonal, *diamond*, *reentrant* e estrutura-S, com altura de 10 mm para cada célula, largura de 5 mm e com duas espessuras de parede distintas de 1 mm e 0,5 mm, todas as medidas foram baseadas nos estudos realizados anteriormente pelos autores mencionados. Os corpos de provas foram modelados junto com as estruturas celulares com o intuito de retirá-los da mesma fundição, com

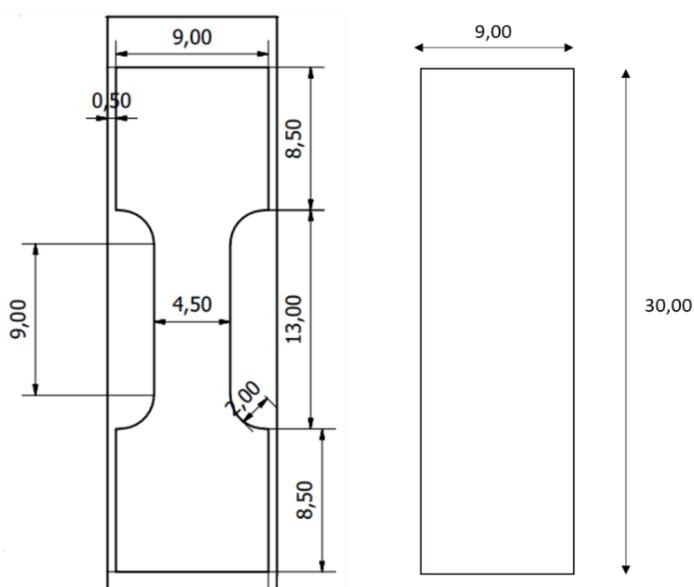
duas geometrias diferentes (gravata e placa), as dimensões dos corpos de prova para a caracterização da LMF foram escolhidas a partir das limitações das estruturas celulares. A figura 25 apresenta todos os modelos computacionais das estruturas celulares com suas respectivas dimensões e a figura 26 apresenta as dimensões usadas nos corpos de provas.

Figura 25 – Modelos das estruturas celulares computacionais com suas respectivas dimensões.



Fonte – Autoria Própria

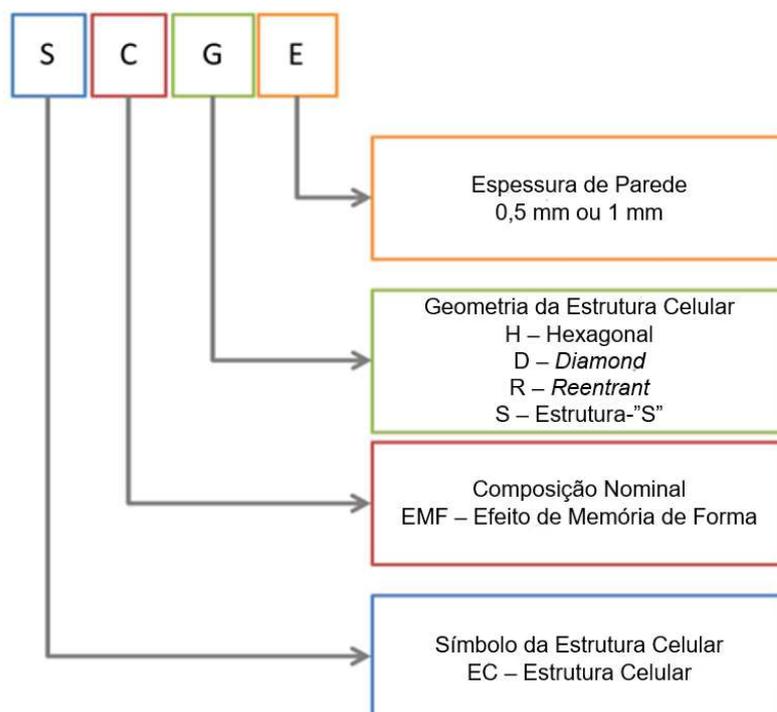
Figura 26 – Modelos dos corpos de provas com suas respectivas dimensões.



Fonte – Autoria Própria

Para ajudar o entendimento do trabalho todas as estruturas celulares receberam uma codificação para um melhor entendimento. A figura 27 mostra essa codificação.

Figura 27 – Codificação das Estruturas Celulares.



Fonte – Adaptado de Santiago (2018)

### 5.3 Fabricação das Estruturas Celulares e dos Corpos de Provas LMF

O processo de fabricação das estruturas celulares por fundição de precisão a partir da LMF Cu-Al-Mn está dividido em três etapas. A primeira etapa consiste na fabricação das pastilhas LMF de Cu-Al-Mn EMF, que será detalhada na seção 5.3.1. A segunda etapa compreende a fabricação dos moldes cerâmicos utilizados para a obtenção das estruturas celulares, que será detalhada na seção 5.3.2. A primeira e segunda etapa podem ser executadas juntas. Por fim, a terceira etapa consiste na fabricação das estruturas celulares e dos corpos de provas, obtidos por meio do processo de fusão por indução com uma moldagem por centrifugação (FIC), seguido de processos de desmoldagem, limpeza e corte. Toda essa terceira etapa está detalhada na seção 5.3.3.

### 5.3.1 Fabricação das LMF Cu-Al-Mn

Foi selecionada uma LMF Cu-Al-Mn com comportamento de EMF baseado no estudo de Santana et al. (2018) cuja a composição nominal é de 70,91%Cu - 24,15%Al - 4,94%Mn (at%) que corresponde a aproximadamente 83%Cu – 12%Al – 5%Mn em peso, para a fabricação das estruturas celulares.

Primeiramente foi realizada a preparação das cargas de fundição para a fabricação das LMF Cu-Al-Mn, ou seja, os elementos que constituem a liga são cortados em pedaços pequenos, como mostra a figura 28. Logo em seguida todos os elementos são limpos com acetona, para a remoção de impurezas que podem estar presentes e por fim pesadas, se baseando na composição de Santana et al. (2018), em uma balança de precisão, modelo AL 200C do fabricante Marte, com uma sensibilidade de 0,001g e posteriormente levadas a fusão à plasma, por meio do processo PSPP, utilizando na máquina da *Discovery All Metal* da marca EDG Equipamentos e Controles. Esse processo, como já explicado anteriormente, foi validado por De Araújo *et al.* (2009) para a fabricação de LMF.

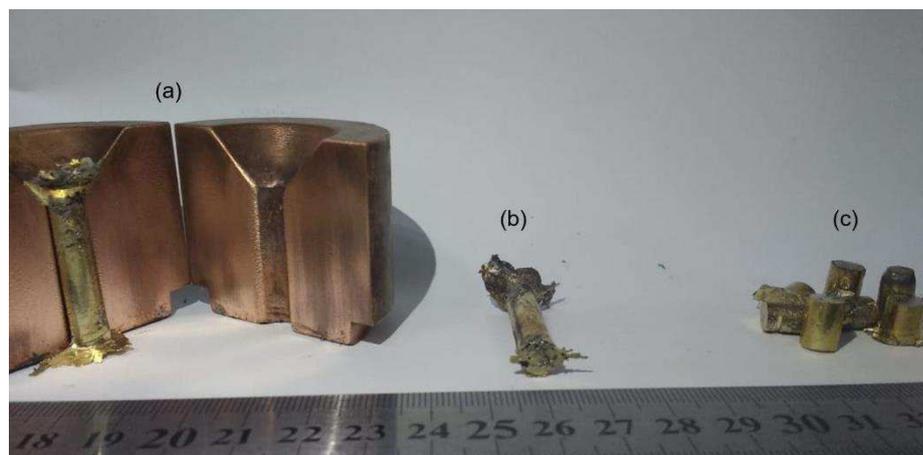
Para a obtenção das pastilhas de Cu-Al-Mn foram realizados quatro ciclos de fusões e refusões para cada carga, que no final apresentava uma massa de 11 g, aproximadamente, e por fim injetado em um molde de Cu com o intuito de adquirir um tarugo da LMF Cu-Al-Mn, que será cortada em pequenos pedaços, limpados e que foram usados na injeção final das estruturas celulares, como mostra na figura 29.

Figura 28 – Matéria prima (Cu, Al e Mn) para fundição das estruturas celulares.



Fonte – Autoria Própria

Figura 29 – Sequência do processo para obtenção dos mini-tarugos de Cu-Al-Mn. (a) após injeção no molde. (b) tarugo de Cu-Al-Mn. (c) mini-tarugos após o corte.



Fonte – Autoria Própria

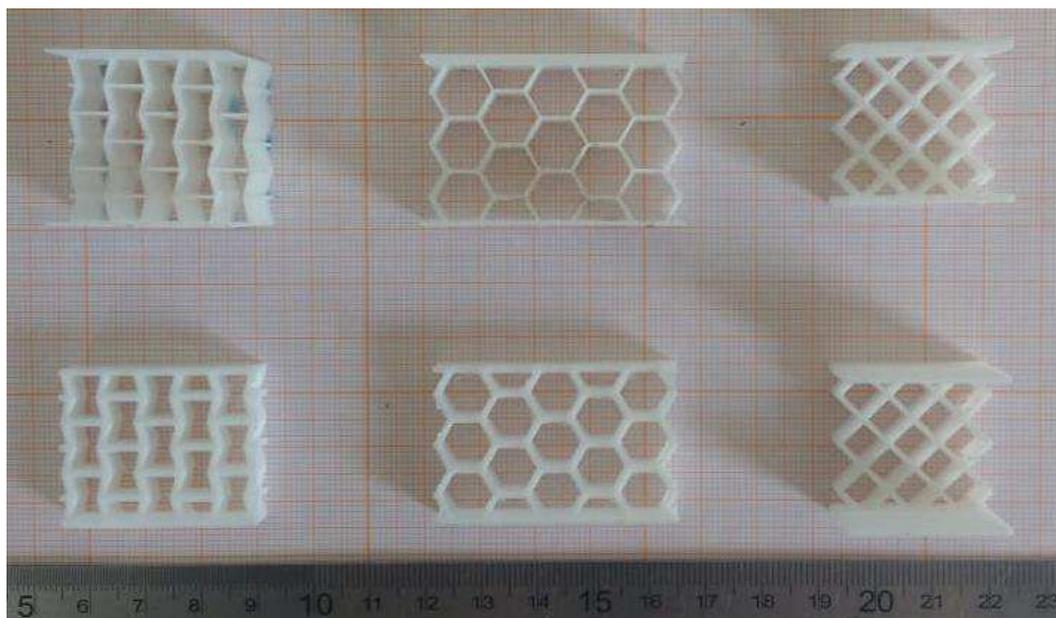
### 5.3.2 Fabricação do Molde Cerâmico

A fabricação do molde cerâmico é dividida em três partes: desenvolvimento e impressão dos modelos 3D em Ácido Polilático (PLA) das estruturas celulares com as suas determinadas geometrias, montagem do modelo em PLA com os canais de alimentação (árvore de fundição) e finalmente a inclusão da lama cerâmica (revestimento) assim possibilitando a completa remoção do modelo em PLA após ser levada ao forno, obtendo o uma cavidade para a injeção da LMF Cu-Al-Mn.

Para o desenvolvimento dos modelos 3D das estruturas celulares foi usada a ferramenta computacional *Autodesk Inventor Professional 2018*, versão educacional, como mencionado na seção 4.2. Após os modelos projetados é realizada a etapa de impressões dos modelos tridimensionais, fabricadas utilizando uma impressora 3D de PLA Modelo *3D Printing*, marca *Snapmaker*.

Todos os modelos fabricados foram impressos com duas paredes para a retirada de dois corpos de provas com o objetivo da caracterização da liga, o intuito de fabricar os corpos de prova juntos com as estruturas celulares é de retirar esses corpos de provas da mesma injeção das estruturas. A figura 30 mostra os modelos impressos em PLA.

Figura 30 – Modelos 3D impressos em PLA com 0,5 mm e 1 mm de espessura.



Fonte – Autoria Própria

A preparação das peças para fundição é iniciada com o acréscimo dos canais de alimentação em cera, assim garantindo o completo preenchimento do molde durante a injeção. Após os modelos junto com os canais de alimentação estarem prontos, ou seja, a árvore de fundição, aconteceu a fixação da árvore de fundição à base do molde, que é composta por uma base de borracha, onde fixa os modelos a serem fundidos e o um anel metálico onde dará forma ao molde. A figura 31 apresenta os moldes prontos para receber o revestimento cerâmico.

Figura 31 – Árvore do modelo 3D junto com o anel metálico.



Fonte – Autoria Própria

Para a obtenção dos moldes sólidos a partir da árvore com o modelo de PLA fixada a base, foi utilizado o revestimento cerâmico *Calibra Express* (revestimento ultrafino para fundição de ligas metálicas) do fabricante VIPI, que se mostrou o mais conveniente para a fabricação de modelos com LMF de Cu-Al-Mn. Para a preparação do composto cerâmico utilizou-se 18 ml de líquido expensor + 2 ml de água destilada para cada sachê de 90 g, seguindo as instruções do fabricante.

Inicialmente esses elementos são misturados manualmente por um tempo máximo de 10 s e em seguida são misturados por uma máquina de espatulação a vácuo, modelo Rizax, da marca EDG por um tempo de 60 segundos, para a homogeneização da mistura. Após a espatulação, a mistura é espalhada no anel metálico de maneira a recobrir todo o modelo em PLA. Nesse processo, o molde se encontra em um equipamento vibratório (durante 1 min), para facilitar que não induza à formação de bolhas no molde. Com o molde preparado é realizada a secagem a temperatura ambiente durante 60 min. Posteriormente o anel metálico é induzido ao forno com o intuito da cura (evaporação do modelo PLA junto com os canais de alimentação em cera) do molde cerâmico, seguindo as instruções do fabricante: deve submeter o anel metálico a temperatura ambiente e programando o forno a 850°C, onde permanecerá durante 30 minutos.

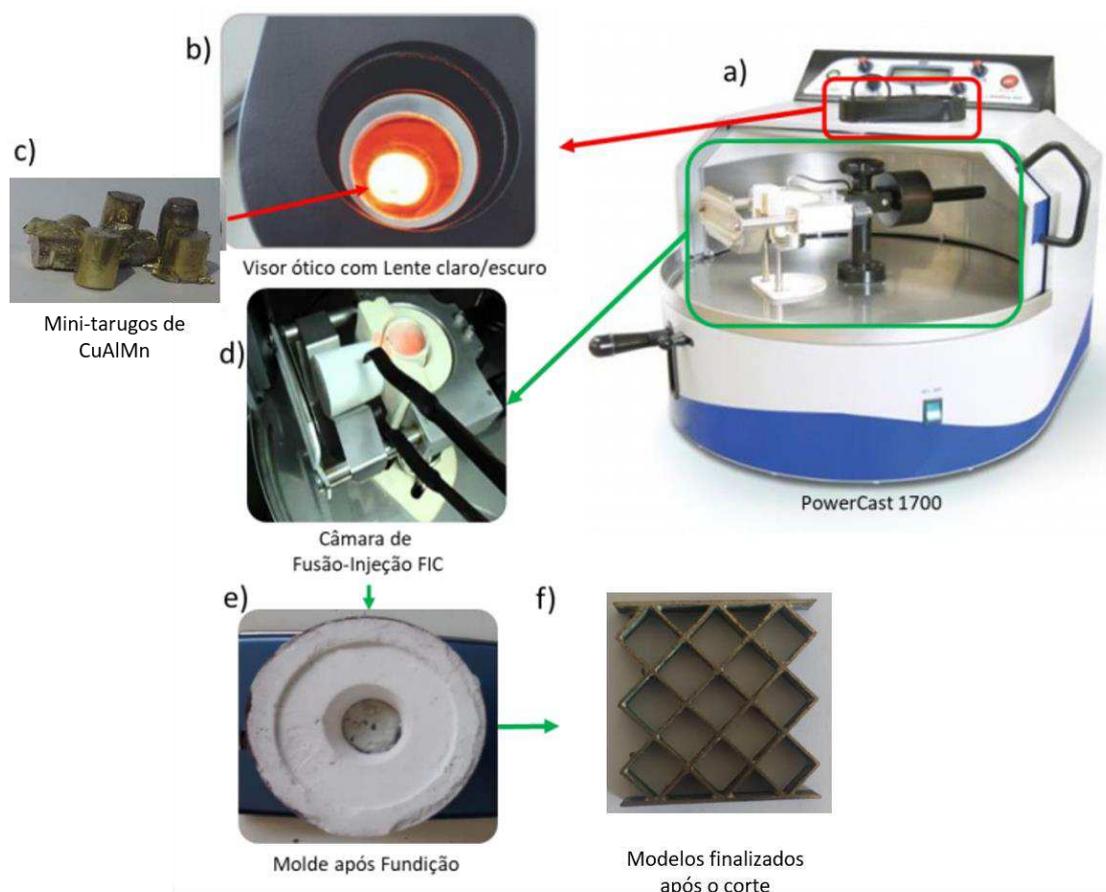
### 5.3.3 Fusão por Indução com Injeção por Centrifugação (FIC)

Com o molde preparado foi realizada a etapa de obtenção das estruturas celulares e dos corpos de prova de LMF Cu-Al-Mn utilizando a máquina *PowerCAST 1700* da marca EDG. Para realizar a injeção, os tarugos cortados de Cu-Al-Mn foram colocados em um cadinho cerâmico localizado no interior da bobina de indução da máquina, que são sujeitos a um fluxo de gás argônio de proteção e fundida por indução. A partir da densidade da composição da LMF Cu-Al-Mn e os volumes dos modelos computacionais, pode-se determinar a quantidade exata para o total preenchimento das estruturas celulares de LMF Cu-Al-Mn. Para o preenchimento total das estruturas foi usada uma massa entre 35 a 38 g para cada injeção.

A temperatura a qual o molde cerâmico no momento da injeção, foi de aproximadamente 250°C. Neste processo a partir do momento que os mini-tarugos estão fundidos, faz-se a injeção por centrifugação do metal no estado líquido para o interior do molde, dando forma a peça desejada, após a injeção, o molde sofre um

resfriamento brusco a água na temperatura ambiente, esse resfriamento tem o intuito do aparecimento das temperaturas de transformação, característica das LMF. A figura 32 apresenta a esquematização para a injeção do Cu-Al-Mn via centrifugação (FIC).

Figura 32 – Processo de injeção. (a) Máquina Power cast 1700. (b) Visor óptico. (c) mini-tarugos de CuAlMn. (d) Câmara de fusão-injeção FIC. (e) molde após a injeção. (f) Estrutura celular após o corte.



Fonte – Adaptado de Santiago (2018)

Após o molde ser resfriado, o mesmo foi quebrado para retirar a estrutura formada. Por meio de jateamento com pó de alumina fez-se a limpeza por completo das estruturas metálicas que depois foram enviadas para a fase de corte usando eletroerosão a fio, adquirindo assim a largura desejada. Para os modelos com espessura de 1 mm, são retirados uma estrutura celular e dois corpos de prova para a caracterização da liga, já para os modelos com espessura de 0,5 mm são retiradas duas estruturas celulares e dois corpos de provas para a caracterização da liga.

## 5.4 Caracterização das ligas EMF e SE CuAlMn – 1ª Parte Experimental

A caracterização dos corpos de provas de LMF Cu-Al-Mn obtidos a partir dos processos PSPP e FIC e retirados das estruturas celulares, como explicado anteriormente, foram analisados por:

1. Análise térmica: Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC);
2. Ensaio termomecânico de tração;
3. Ensaio termomecânico de flexão;
4. Análise da micrografia dos corpos de provas;

### 5.4.1 Análise Térmica

As temperaturas de transformação das fases martensítica e austenítica, foi determinada através da técnica da Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC).

Neste método utilizou um equipamento DSC modelo Q20, da marca *TA Instruments*, seguindo a norma ASTM F2004-05 aplicando uma taxa de 10 °C/min durante o resfriamento e aquecimento, com intervalo de temperatura entre 0°C a 250°C. As amostras de cada estrutura celular para a realização do DSC foram retiradas das extremidades dos canais de alimentação, na qual continham cerca 15 a 55 mg. A massa da amostra foi pesada em uma balança eletrônica de precisão, modelo AUY200, da marca Shimadzu. De acordo com Simões et al. (2015) uma liga Ni-Ti fabricada pelo processo PSPP e injetada via processo FIC, mesmo em regiões diferentes do componente a ser verificado as temperaturas de transformação não são influenciadas.

### 5.4.2 Ensaio Mecânico de Tração

Os ensaios mecânicos de tração foram realizados em uma máquina de ensaios modelo 5582 da marca Instron. A máquina é equipada com uma célula de carga de 30kN com pré-carga de 10MPa. Os ensaios foram realizados em diferentes temperaturas (30°C, 50°C, 70°C, 90°C, 110°C, 130°C e 150°C) com carregamentos mecânicos até 7% de deformação, para verificar o comportamento do corpo de prova nas determinadas temperaturas. Foi utilizado uma câmara térmica como mostra a figura 33, na qual foi programado e aguardado 30 min para que a temperatura programada se estabilizasse. Esses ensaios seguiram a norma ASTM-2516/07, onde

sugere uma taxa de 1%/min. Após cada ensaio isotérmico os corpos de provas passaram por um aquecimento simples ( $T > A_f$ ), com o objetivo de eliminar ao máximo as deformações residuais presentes após cada ensaio.

Figura 33 – Montagem para o ensaio de tração uniaxial dos corpos de provas LMF Cu-Al-Mn.



Fonte – Autoria Própria

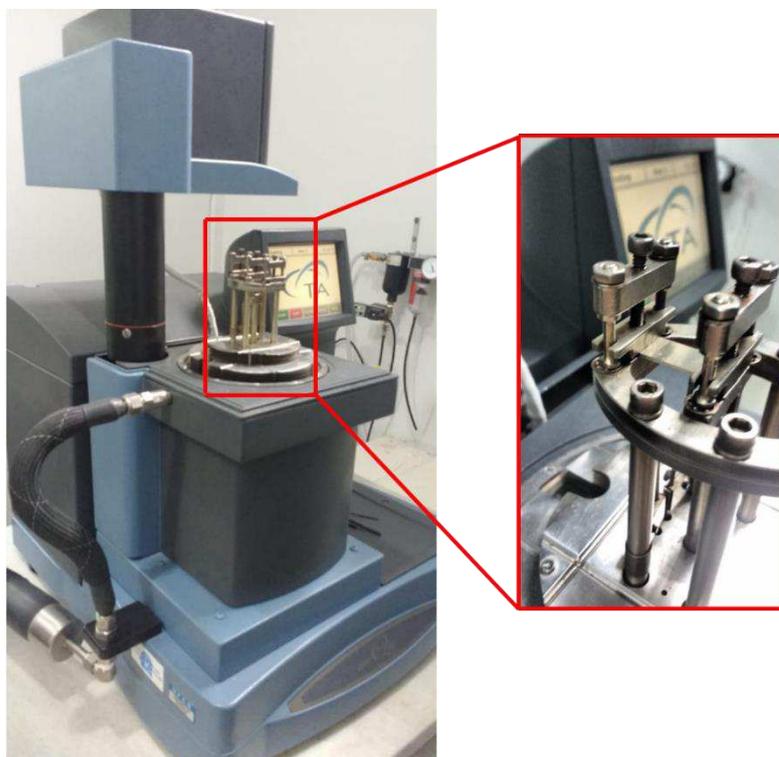
Com o intuito de analisar a capacidade máxima de tração dos corpos de prova obtidos pelo processo FIC, um novo ensaio de tração foi realizado a uma temperatura de 30 °C, a qual um novo corpo de prova passou por dois ciclos. O primeiro ciclo o corpo de prova foi carregado até 6% de deformação e descarregado até 7 MPa, após o descarregamento se iniciou o segundo ciclo, onde o corpo de prova foi carregado até o seu limite, ou seja, a sua ruptura.

#### 5.4.3 Ensaio Mecânico de Flexão

Além dos ensaios de tração realizados nos corpos de provas do tipo gravata, foi realizado o ensaio de flexão simples em modo de viga engastada (*single cantilever*) para o corpo de prova no formato de uma placa retangular retirada da estrutura celular de geometria *diamond* com 1 mm de espessura, utilizando o analisador dinâmico

mecânico (DMA) modelo Q800, da marca *TA Instrument*, na qual conta com um forno resistivo para o controle da temperatura do ensaio. A montagem para o ensaio está apresentada na figura 34.

Figura 34 – Montagem do corpo de prova no analisador dinâmico (DMA).



Fonte – Autoria Própria

O deslocamento imposto ao corpo de prova foi de  $10\ \mu\text{m}$ , o ensaio foi realizado em modo dinâmico com uma frequência  $1,0\ \text{Hz}$  com uma temperatura variando entre  $30\ ^\circ\text{C}$  a  $150\ ^\circ\text{C}$ , a uma taxa de  $2\ ^\circ\text{C}/\text{min}$ . Neste ensaio busca-se estudar o comportamento dos materiais sob cargas dinâmicas, assim obtendo a capacidade de amortecimento representada pela tangente do ângulo de fase ( $\text{Tan } \delta$ ). O módulo de elasticidade, representado pela componente elástica e relacionado à rigidez do material, também pode ser verificado.

#### 5.4.4 Análise da micrografia dos corpos de prova

Para a análise do comportamento dos grãos dos corpos de provas através da micrografia, foram inicialmente limpadas com álcool isopropílico e embutidos à quente

em embutidora modelo PRE 30 automática, da marca Arotec. Em seguida os corpos de provas foram lixados, utilizando 5 tipos de lixas com a granulometria distintas (320, 460, 400, 800 e 1200). Com a etapa do lixamento finalizada, as amostras foram polidas utilizando a politriz Arapol, com alumina nº 4, 3 e 2 (1 $\mu$ , 0,3 $\mu$  e 0,05  $\mu$ ), seguida de limpeza com o álcool isopropílico e por fim secagem com secador.

Após essa etapa a amostra foi submetido ao ataque químico com uma solução a base de percloroeto férrico + ácido clorídrico + água destilada durante 10 s, com o objetivo de permitir a identificação dos contornos de grão e as diferentes fases da microestrutura. Para a visualização da microscopia a amostra foi levada para um microscópio ótico modelos BX51 da marca OLYMPUS.

## **5.5 Caracterização das Estruturas Celulares de LMF Cu-Al-Mn – 2ª Parte Experimental**

A caracterização das Estruturas Celulares com quatro geometrias distintas (Hexagonal, *Diamond*, *Reentrant* e Estrutura-S), foi realizada por:

1. Análise Térmica: DSC;
2. Análise Geométrica/Dimensional;
3. Ensaio Mecânicos.

### 5.5.1 Análise Térmica

As análises térmicas via DSC realizada para as estruturas celulares foram as mesmas utilizadas para os corpos de provas, devido aos corpos de prova e às estruturas celulares serem provenientes da mesma injeção e mesmo material, ou seja, o canal de alimentação do corpo de prova que foi retirado para a obtenção das temperaturas críticas, é o mesmo das estruturas celulares. Com isso seguiu os mesmos procedimentos descrito na seção 5.4.1.

### 5.5.2 Análise Geométrica/Dimensional

Antes da realização do processo de obtenção dos moldes cerâmicos (seção 5.3.2), uma estrutura em PLA de cada geometria foi levada ao projetor de perfil, modelo HB16, para analisar as principais dimensões. O modelo usado apresenta um erro de ampliação menor/igual a 0,08%, com isso desconsiderou-se o erro.

Primeiramente as estruturas em PLA foram projetadas com um aumento de 50 vezes, assim analisando a espessura da célula e a altura da estrutura, essa análise foi realizada em 20 locais distintos e logo após foi feito uma média com um desvio padrão com suas respectivas medidas.

Após as estruturas celulares passarem pelo processo de injeção, juntamente com o de corte e assim permanecendo apenas a estrutura celular LMF Cu-Al-Mn, a mesma passa pelo mesmo procedimento, assim analisando os mesmos pontos a qual a estrutura celular de PLA foi analisada. Essa análise tem como objetivo avaliar eventuais variações dimensionais entre o modelo e o produto. Na figura 35 é mostrada a montagem utilizada para essa análise.

Figura 35– Avaliação dimensional das estruturas de PLA e de Cu-Al-Mn.



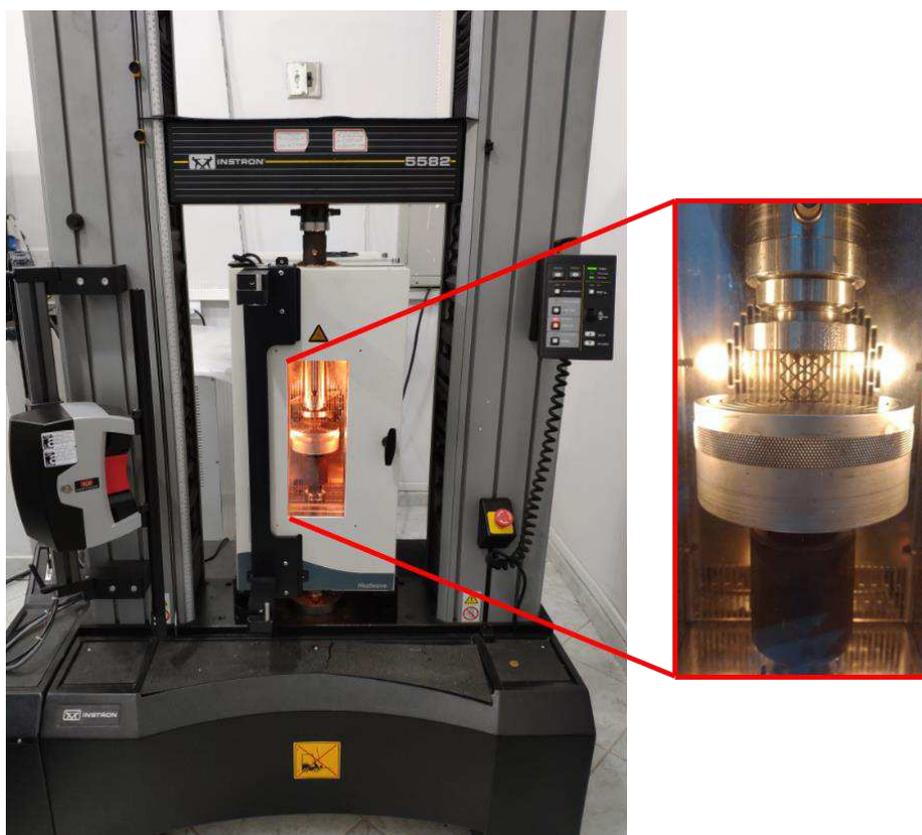
Fonte – Autoria Própria

### 5.5.3 Ensaio Mecânicos

Os ensaios mecânicos de compressão foram realizados na máquina Instron, modelo 5582, equipada com célula de carga de 30kN. Os ensaios ocorreram em diferentes temperaturas, iniciando a 30°C e variando a temperatura em 20°C até 40°C acima da  $A_f$  de cada estrutura celular, com o objetivo de verificar como as estruturas

celulares se comportam em diferentes temperaturas, foi utilizada uma câmara térmica como mostra a figura 36, na qual foi programado e aguardado 30 min para que a temperatura programada estacionasse. O carregamento mecânico utilizado foi de 5% para cada temperatura e da mesma forma dos corpos de prova, as estruturas celulares foram aquecidas a uma temperatura acima de  $A_f$  antes e depois de cada ciclo, com o intuito de recuperar as deformações residuais pertencentes. A taxa utilizada durante esses ensaios foi de 0,5%/min.

Figura 36 – Montagem para o ensaio de compressão das estruturas celulares LMF Cu-Al-Mn.



Fonte – Autoria Própria

Após todos os ensaios isotérmicos, as estruturas celulares passaram por um ensaio de compressão até o seu limite máximo, para verificar como os modelos de Cu-Al-Mn se comportam, todos esses ensaios foram realizados a temperatura ambiente (aproximadamente 25°C).

## 6 RESULTADOS E DISCUSSÕES

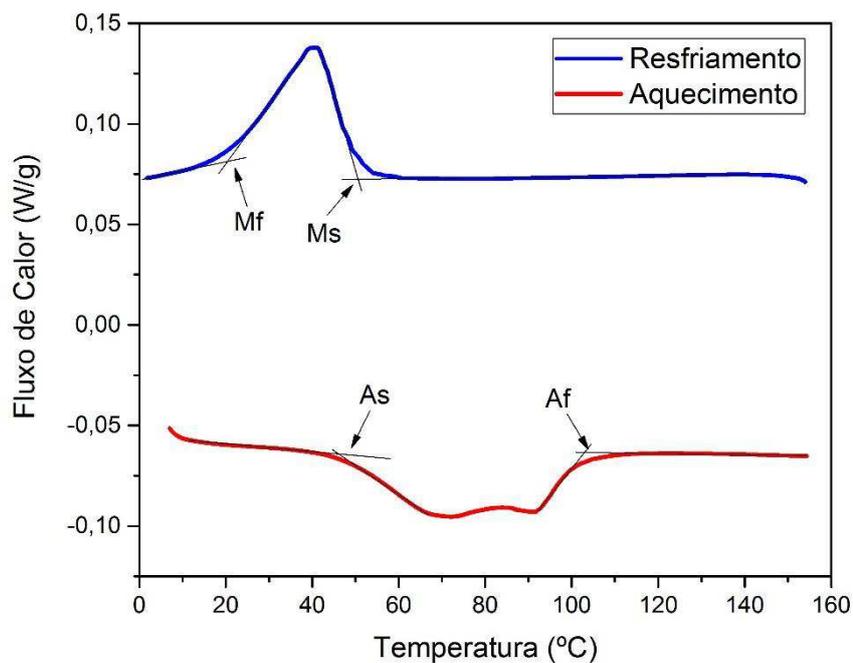
### 6.1 Caracterização da LMF Cu-Al-Mn

#### 6.1.1 Obtenção dos corpos de provas

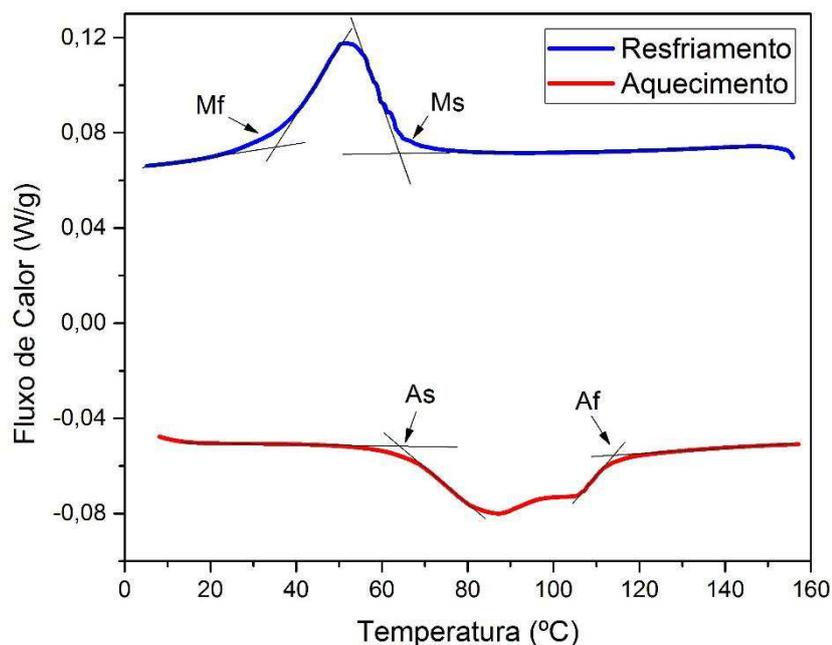
Conforme descrito no processo metodológico, os corpos de provas de LMF Cu-Al-Mn em formato de gravata e placa retangular foram retirados juntamente com as estruturas celulares da mesma injeção, e após passar pelo processo de limpeza e corte na eletroerosão chegaram ao seu estado final. Com isso, os corpos de provas passaram por um acabamento superficial com uma lixa do tipo papel com granulação de 1200  $\mu\text{m}$ , assim deixando o mais plano possível para a realização dos ensaios de caracterização da LMF Cu-Al-Mn. Todos os corpos de provas utilizados para a caracterização da liga foram retirados das estruturas *diamond* e *reentrant* com espessuras de 1 mm.

#### 6.1.2 Análise Térmico

Para a determinação das temperaturas de transformação de fase foi utilizado o método via DSC, conforme mencionado na seção 5.4.1. A identificação das temperaturas de transformação dos corpos de prova foi através do método das tangentes aplicadas aos picos de transformação obtidos. Nas figuras 37 e 38 é possível verificar as temperaturas de transformação de fase para os corpos de provas das estruturas *diamond* e *reentrant*.

Figura 37 – Curva de ensaio de DSC da amostra LMF Cu-Al-Mn *Diamond* com 1 mm de espessura.

Fonte –Autoria Própria

Figura 38 – Curva de ensaio de DSC da amostra LMF Cu-Al-Mn *Reentrant* com 1 mm de espessura..

Fonte – Autoria Própria

Uma análise das figuras 37 e 38 revelam que esses modelos utilizados para a caracterização da LMF Cu-Al-Mn EMF apresentam transformação de fase no seu estado bruto de fundição. Como se pode verificar nos gráficos, os picos positivos

significam transformação endotérmica e caracterizam a transformação austenítica, enquanto os picos negativos indicam transformação exotérmica e caracterizam a transformação martensítica (REIS, 2001).

A tabela 1 apresenta as temperaturas de transformação das estruturas *diamond* e *reentrant*. Pode-se observar que todos os corpos de prova revelaram um potencial de EMF quando aplicado a deformações na temperatura ambiente (aproximadamente 25°C). Para esses modelos verificou-se que as temperaturas de transformação foram próximas, assim podendo afirmar um bom controle de composição química para as fundições realizadas.

Tabela 1 – Resultados do ensaio DSC para as estruturas celulares

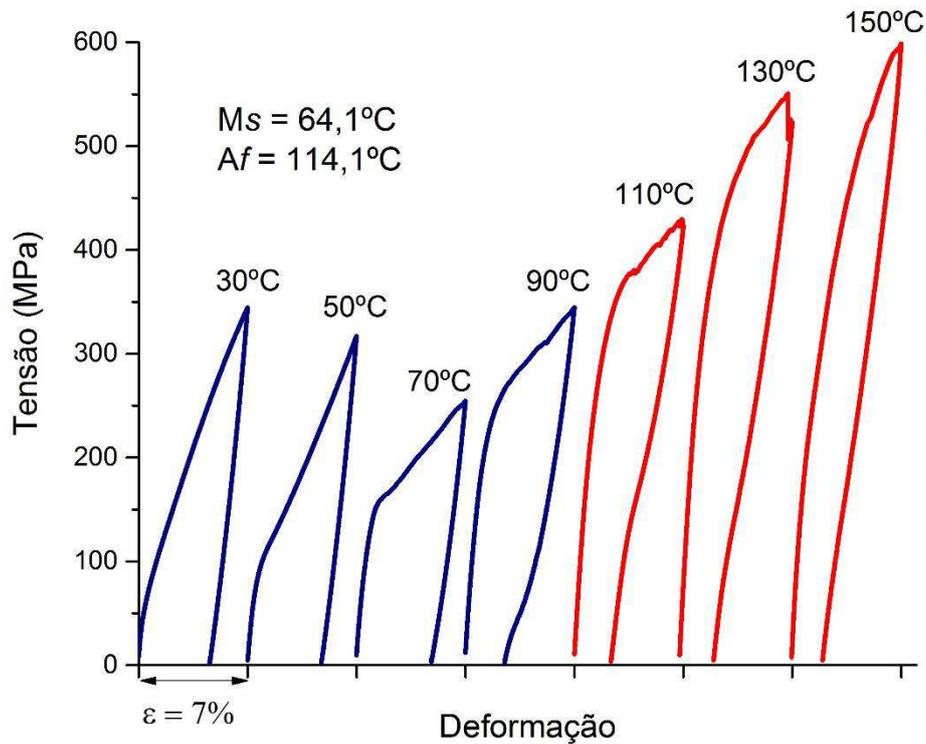
DSC	Resfriamento		Aquecimento	
Código	Ms (°C)	Mf (°C)	As (°C)	Af (°C)
EC_EMF_D_1	50,6	20,5	46,1	103,0
EC_EMF_R_1	64,1	32,5	64,2	114,1

Fonte – Autoria Própria

### 6.1.3 Ensaio mecânico de tração para os corpos de prova gravata

O corpo de prova do tipo gravata retirada da estrutura celular de geometria *reentrant* foi submetido a tração uniaxial em isotermas entre 30°C e 150°C sob controle de tração a uma taxa de 1%/min, como mostra a figura 39. O objetivo desse ensaio foi de verificar como o corpo de prova vai se comportar em diferentes temperaturas, ou seja, temperaturas onde ele se encontra totalmente martensítico e temperaturas onde se encontra totalmente austenítico.

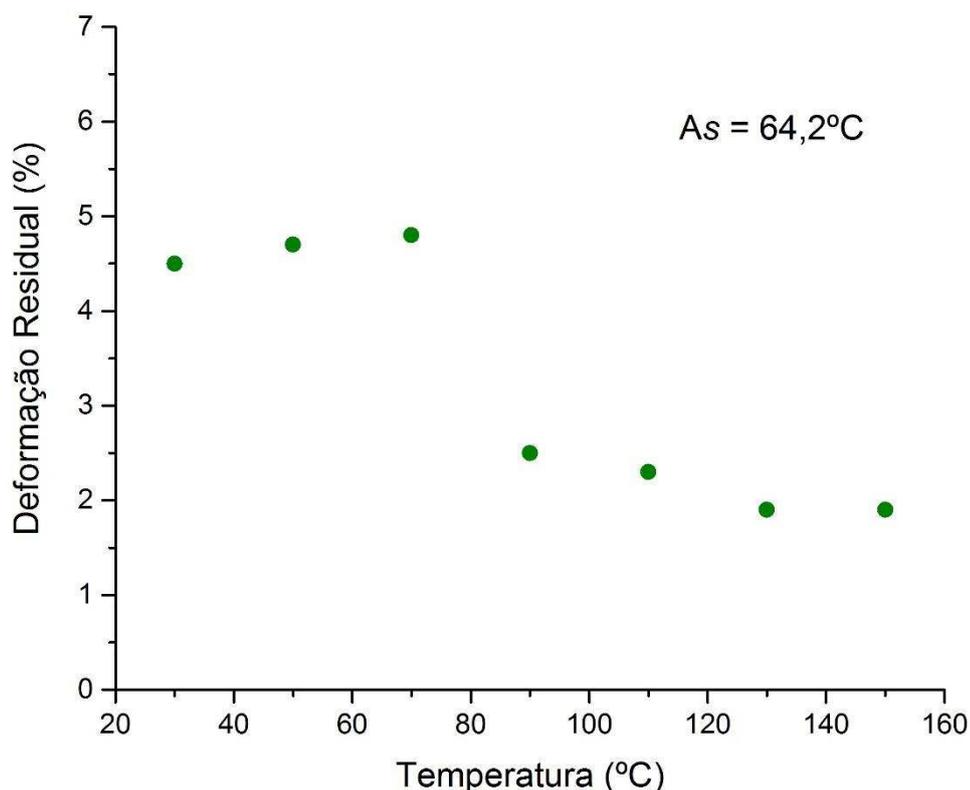
Figura 39 – Resposta mecânica sob tração uniaxial da LMF Cu-Al-Mn EMF para diferentes temperaturas.



Fonte – Autoria Própria.

Percebe-se que, com o início da formação da estrutura ordenada austenítica acima de 70°C (temperatura acima da  $A_s$ ), aconteceu um aumento das tensões para completar o ciclo de 7%. Observa-se também que a deformação residual diminuiu em 90°C, temperatura essa, maior que a  $A_s$ , assim já iniciando o fenômeno da SE. A figura 40 apresenta as deformações residuais presentes em cada corpo de prova após o descarregamento, e mostra que quanto mais próximo o corpo de prova se aproxima de  $A_s$ , menor será a deformação residual.

Figura 40 – Deformações residuais determinadas ao final de cada ciclo nos corpos de provas do tipo de gravata para tração.

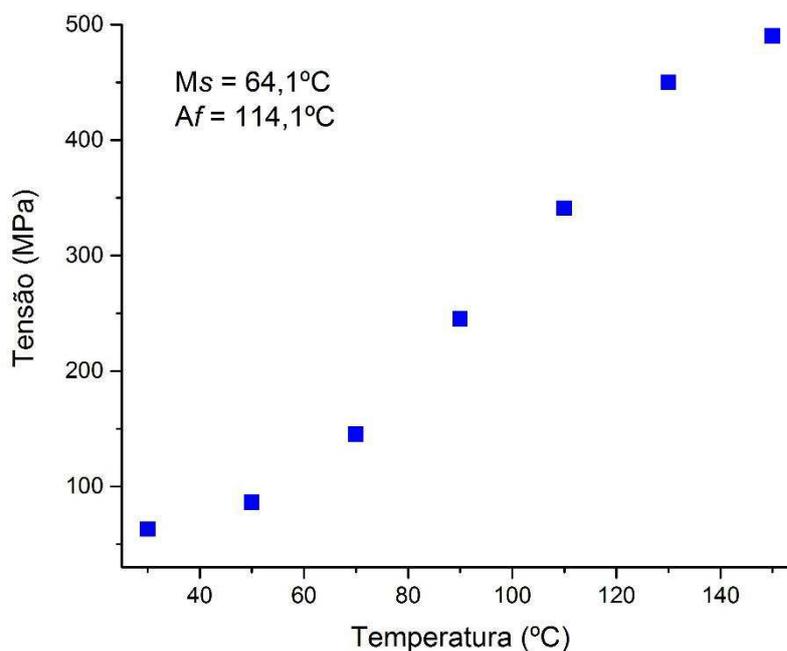


Fonte – Autoria Própria

Nota-se que quando o corpo de prova foi submetido a temperaturas totalmente martensitas ( $30^\circ\text{C}$ ,  $50^\circ\text{C}$  e  $70^\circ\text{C}$ ), as deformações apresentadas são praticamente a mesma e estão dentro do intervalo de 4,5% a 5%. Com o aumento da temperatura ( $90^\circ\text{C}$  e  $110^\circ\text{C}$ ) e principalmente quando o corpo de prova se encontra acima de  $A_f$  ( $130^\circ\text{C}$  e  $150^\circ\text{C}$ ), ou seja, totalmente austenítico, verifica-se uma deformação residual bem mais baixa e dentro do intervalo de 1,5% a 3%.

A partir da figura 39 pode-se retirar também as tensões características de orientação inicial ( $\sigma^{M \rightarrow M^+}$ ) para as curvas isotérmicas, como é mostrada na figura 41.

Figura 41 – Tensões características de orientação inicial ( $\sigma_{M \rightarrow M^+}$ ) do corpo de prova de tração da LMF Cu-Al-Mn sob diversas temperaturas.

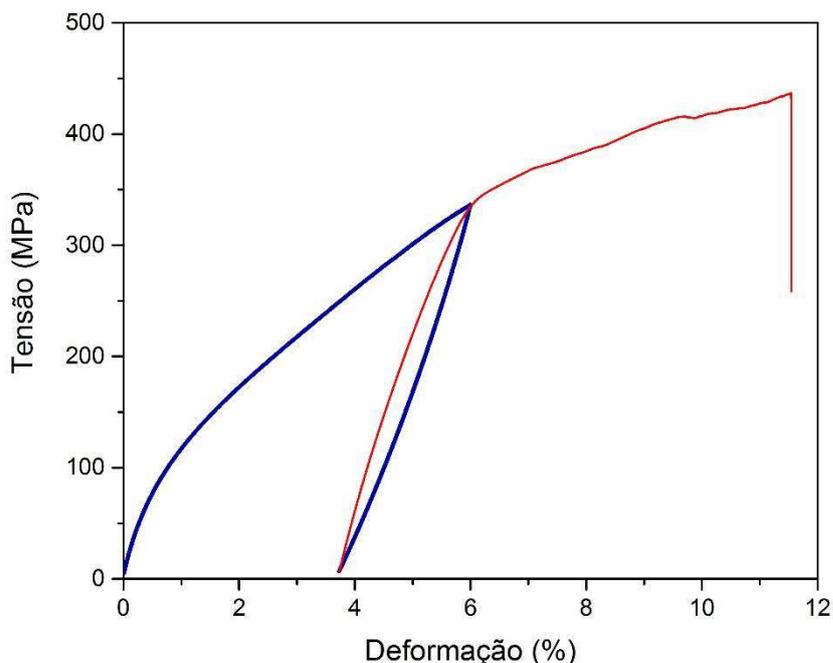


Fonte – Autoria Própria

De acordo com a clássica relação Clausius-Clayperon, as tensões de transformação de uma LMF, podem ser aproximadas como uma função linear de temperatura, ou seja, essa relação fornece a ligação entre a força ou tensão e temperatura, ao longo de uma linha de equilíbrio para as transformações de fase (OTSUKA & WAYMAN, 1998). Logo, percebe-se uma relação linear no intervalo das temperaturas de 70°C e 150°C, temperatura estas acima de  $M_s$ , ou seja, à presença das duas fases a essa temperatura.

Um outro ensaio de tração foi realizado, para determinar a capacidade máxima de tração dos corpos de provas obtidos pelo processo FIC. Um novo corpo de prova, retirado da mesma fundição da estrutura *diamond*, passou por um primeiro ciclo onde foi carregado até 6% de deformação e descarregado até 7 MPa. Após o descarregamento iniciou-se o segundo ciclo, onde o corpo de prova foi carregado até a sua ruptura, isso a uma temperatura de 30 °C. A figura 42 exhibe o comportamento da LMF Cu-Al-Mn para o ensaio mencionado.

Figura 42 – Curva tensão-deformação para uma LMF Cu-Al-Mn fundida pelo processo FIC.



Fonte – Autoria Própria

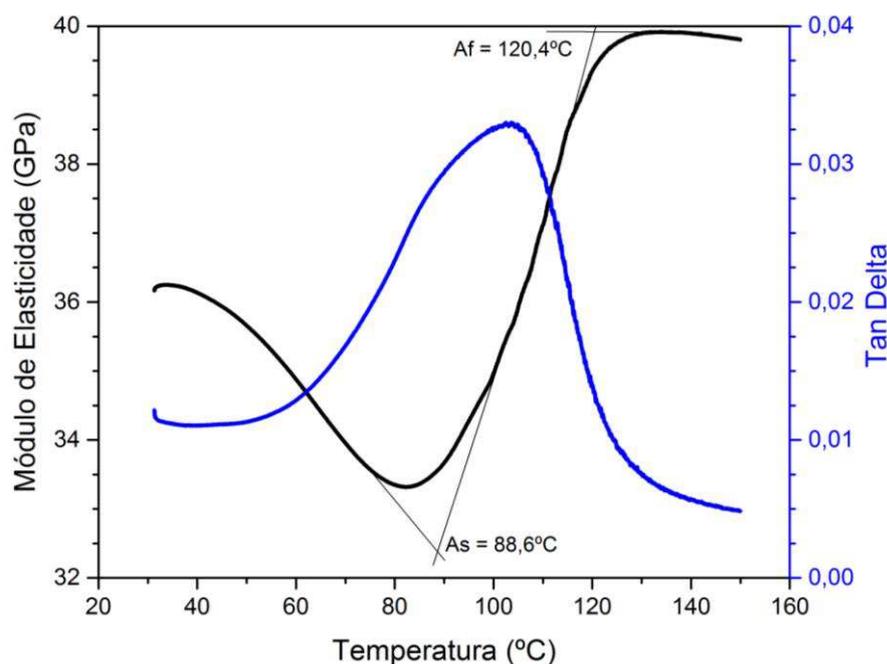
Verifica-se que o corpo de prova após o descarregamento a 7Mpa apresentou uma deformação residual em torno de 3,7%. Essa deformação residual (característica do comportamento de uma LMF com EMF) pode ser recuperada com um simples aquecimento acima da temperatura  $A_f$ , como já mencionado. No segundo ciclo verifica que o corpo de prova de Cu-Al-Mn resiste a uma deformação superior a 11%.

Simões (2016) realizou o mesmo ensaio para um corpo de prova gravata de uma LMF Ni-Ti com característica do EMF e obtida pelo mesmo processo FIC. As respostas obtidas para a LMF Cu-Al-Mn foram semelhantes ao estudo de Simões (2016) para uma LMF Ni-Ti bruta de fundição, em termo de deformação.

#### 6.1.4 Ensaio Termomecânicos de flexão

O comportamento da capacidade de amortecimento ( $\tan \delta$ ) e o módulo de elasticidade para amostra LMF Cu-Al-Mn, pode ser vista na figura 43.

Figura 43 – Comportamento do Tan  $\delta$  e do módulo de elasticidade em função da temperatura para uma mostra LMF Cu-Al-Mn.



Fonte – Autoria Própria.

Verifica-se na figura 43 que a capacidade de amortecimento da LMF Cu-Al-Mn na fase martensítica (aproximadamente 30°C) é superior a 0,01 e conseqüentemente superior aos *high Damping Metals (Hidamets)*. Os *Hidamets* segundo Vandeurzen *et al*, (1981), são metais que apresentam uma elevada capacidade de amortecimento, a qual corresponde a valores da ordem de 0,01 para o Tan  $\delta$ . Esse comportamento se mantém em ordem crescente até uma temperatura próxima a 100°C.

Uma característica das LMF em relação ao comportamento da capacidade de amortecimento é o pico de amortecimento, derivada da transformação de fase do estado martensítico para o austenítico. Após a transformação de fase, observa-se um decréscimo em sua capacidade de amortecimento, segundo Silva *et al*, (2011), esse decréscimo é devido ao fato que a fase austenita apresenta uma baixa absorção de energia mecânica.

Silva *et al*, (2011), mostrou um comparativo entre uma LMF Ni-Ti, Al, aço inoxidável e Latão. Verificou-se que todos os metais convencionais não apresentaram uma capacidade de amortecimento superior a 0,01, somente a LMF Ni-Ti que se mostrou superior. Mas com o aquecimento e a temperatura superior a 100°C o Al se

mostrou superior a 0,01, enquanto a LMF é inferior a 0,01, o mesmo caso aconteceu para a LMF Cu-Al-Mn.

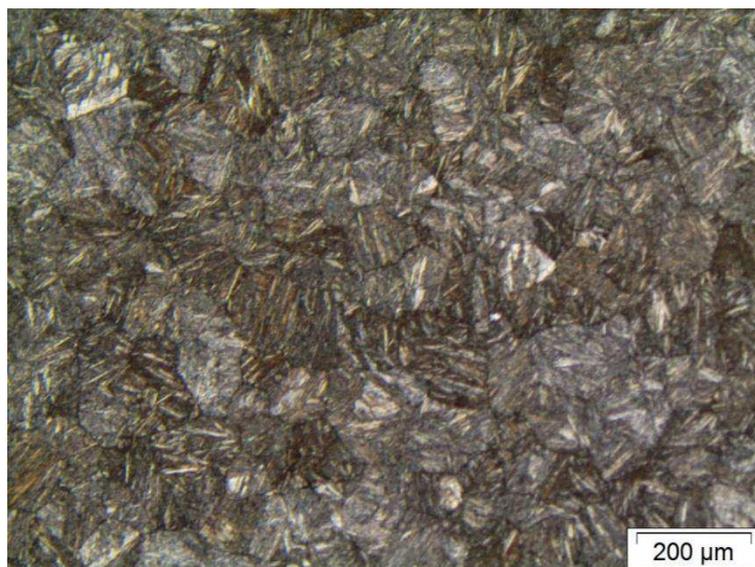
A figura 43 apresenta também como o módulo de elasticidade da LMF Cu-Al-Mn se comporta a diferentes temperaturas. Percebe-se que a medida que a temperatura sobe, o módulo de elasticidade aumenta durante a transformação de fase, comportamento característica de uma LMF. Silva *et al*, (2011), mostra o mesmo comportamento para a sua LMF Ni-Ti.

Em comparação as temperaturas apresentadas com o ensaio térmico via DSC, houve um aumento nas temperaturas  $A_s$  e  $A_f$  para o ensaio realizado no DMA. Esse retardo da transformação ocorre porque existe uma diferença entre a estabilização das propriedades mecânicas e a transformação de fase instantânea do material, observação que é bastante importante para aplicações práticas envolvendo cargas dinâmicas ou vibrações mecânicas (SILVA *et al*, 2011).

#### 6.1.5 Análise da micrografia dos corpos de provas

O corpo de prova do tipo placa retirado da estrutura celular de geometria *diamond* foi analisada através de micrografia por microscópio óptico, como mostra figura 44. Nota-se que a morfologia dos grãos apresenta a fase austenítica com maclas de martensita à temperatura ambiente. Essas martensitas podem ser identificadas através das agulhas formadas dentro dos grãos austeníticos, verifica-se também que o tamanho médio dos grãos para a amostra é da ordem de 100  $\mu\text{m}$ , corroborando o trabalho de Babacan *et al* (2017), onde se apresenta diferentes micrografias de uma LMF de Cu-Al-Mn submetida a diferentes tratamentos térmicos.

Figura 44 – Micrografia da LMF Cu-Al-Mn bruta de fundição.



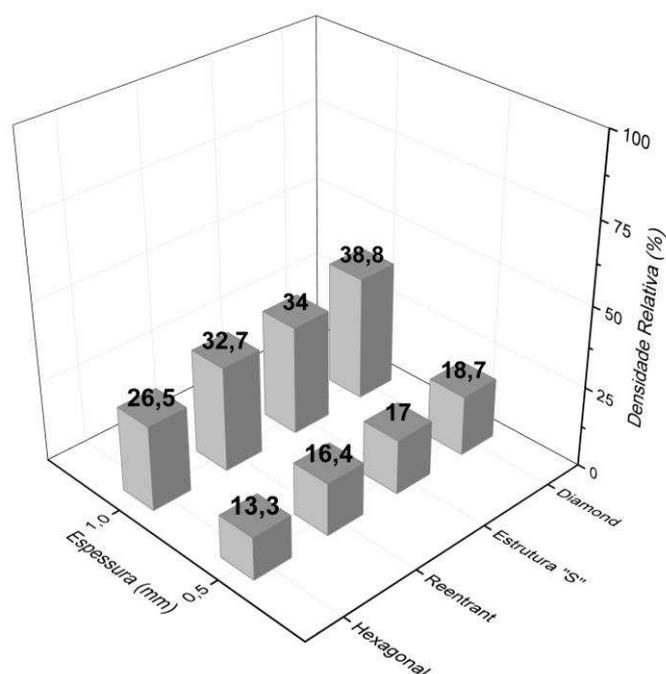
Fonte – Autoria Própria

## 6.2 Caracterização das estruturas celulares LMF Cu-Al-Mn

### 6.2.1 Densidade Relativa

A partir dos modelos computacionais (*CAD*) das estruturas celulares, determinou-se as densidades relativas para cada estrutura, a figura 45 apresenta as densidades relativas para todos os modelos.

Figura 45 – Comportamento das densidades relativas para as estruturas celulares.



Fonte – Autoria Própria

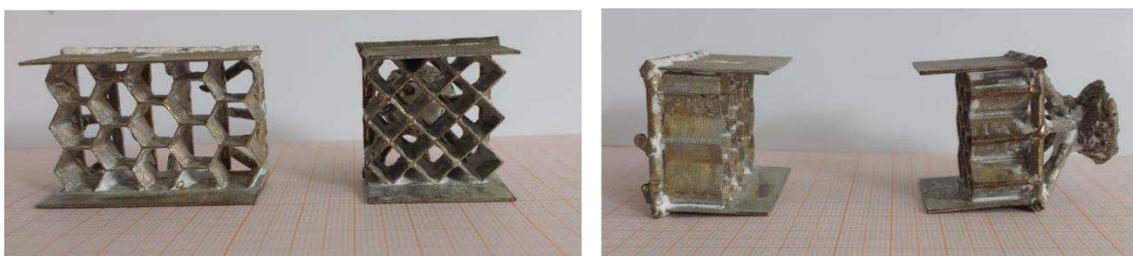
Como se trata de um sólido celular, a densidade relativa ( $\rho^*/\rho_s$ ) das estruturas celulares foi determinada pela relação matemática linear entre o volume da estrutura celular e o volume da estrutura celular sólida.

Segundo Gibson & Ashby (1997), a densidade relativa reduz com o aumento da dimensão do vazio e isso pode ser observado na figura 45, com a diminuição das espessuras de 1 mm para 0,5 mm houve uma redução da densidade relativa em 50%.

### 6.2.2 Fabricação das Estruturas Celulares LMF Cu-Al-Mn

A metodologia adotada para a fabricação das estruturas celulares utilizando o processo de fundição de precisão com injeção por centrifugação (FIC) foi validada, devido a obtenção das estruturas celulares. Com isso, a árvore de fundição composta pelos canais de alimentação mais a estrutura celular, junto com o processo de fabricação se mostrou qualificada de reproduzir todas as estruturas, mesmo modificando a sua geometria e espessura da célula. Na figura 46 é possível visualizar algumas árvores de fundição de diferentes geometria e espessuras fabricadas.

Figura 46 – Estrutura Hexagonal e *Diamond* após a remoção do revestimento cerâmico.

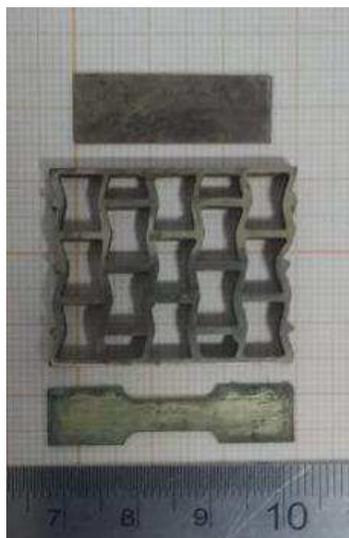


Fonte – Autoria Própria

Uma das dificuldades encontradas para a realização do trabalho foi o preenchimento total das estruturas celulares, devido a massa para total preenchimento ser bastante alta, chegando ao limite do cadinho utilizado para a injeção.

A cada injeção realizada, se retirava dois corpos de prova como já mencionado. A figura 47 mostra a estrutura celular do tipo *reentrant* após o processo de corte na eletroerosão com os dois corpos para caracterização da LMF.

Figura 47 – Estrutura celular *reentrant* após o processo de corte com os dois corpos de provas retirados da mesma fundição.

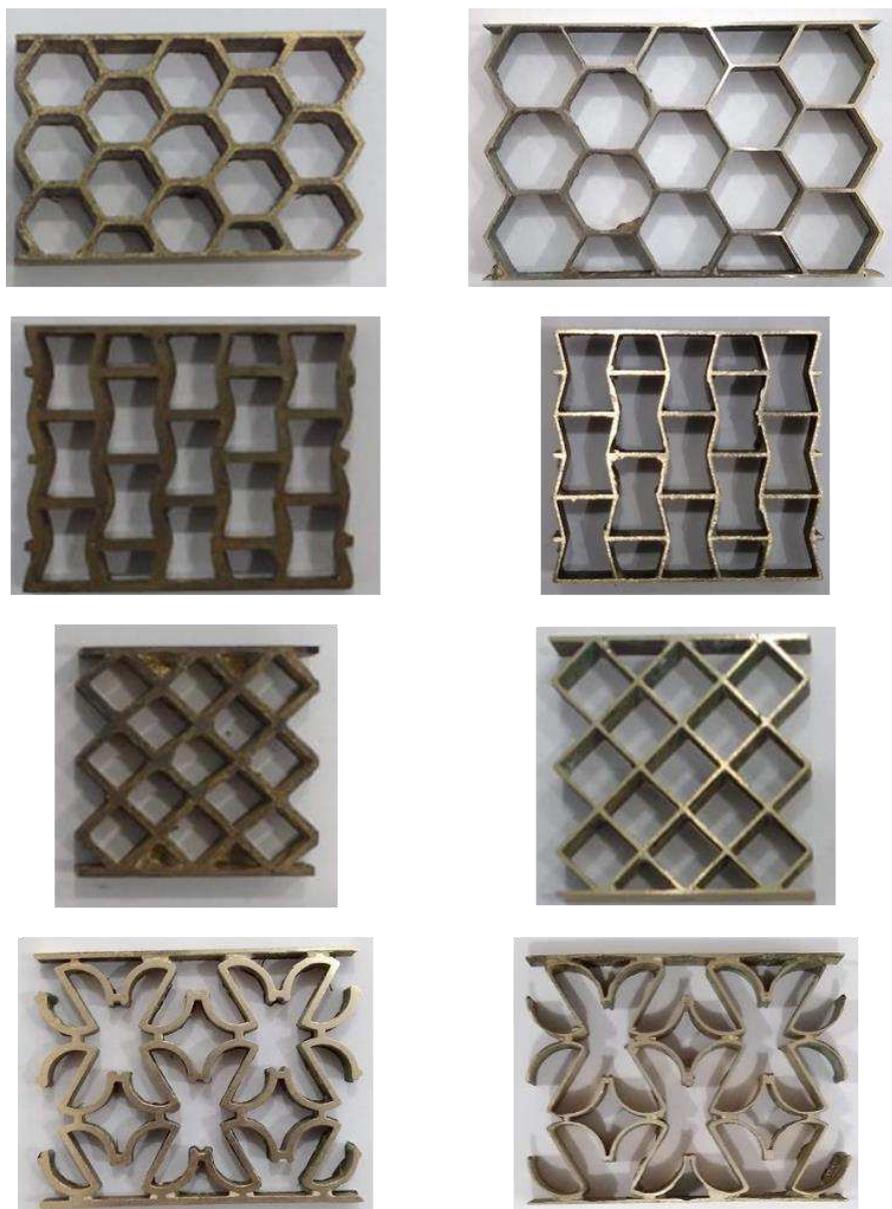


Fonte – Autoria Própria

A partir da reação superficial que ocorre na interface metal/molde durante a solidificação, a superfície da estrutura celular e dos corpos de prova aparenta ter um aspecto fosco. (SIMÕES, 2016). A aparência esverdeada é devido ao fluido lubrificante no processo de corte da eletroerosão.

Logo após o corte, todas as estruturas passaram por um processo de acabamento superficial semelhante aos corpos de prova, todas as estruturas foram lixadas em uma lixa fina de granulação 1200  $\mu\text{m}$ , com o objetivo de deixar a estrutura mais plana possível para não deixar concentradores de tensão e assim evitando problemas nos ensaios de compressão. A figura 48 apresenta as estruturas celulares de quatro geometrias fabricadas.

Figura 48 – Estruturas Celulares de uma LMF Cu-Al-Mn com diferentes geometrias e espessuras.



Fonte – Autoria Própria

### 6.2.3 Análise Dimensional

Foram avaliadas as dimensões da espessura, comprimento e altura das estruturas celulares de diferentes geometrias antes da fabricação (modelo 3D em PLA) e posteriormente as de Cu-Al-Mn, com o objetivo de avaliar o grau de precisão inerente ao processo de fabricação, conforme mostrado nas tabelas 2, 3 e 4. Como já mencionado todas as medidas foram retiradas de um projetor de perfil com um aumento de 50 vezes.

Tabela 2 – Análise dimensional das espessuras dos modelos e estruturas celulares obtidas.

Espessura da Célula			
Código	Modelo PLA (mm)	Modelo Cu-Al-Mn (mm)	Variação Dimensional (%)
EC_EMF_H_1	1,123 ± 0,081	0,972 ± 0,083	13,4%
EC_EMF_H_0,5	0,507 ± 0,035	0,477 ± 0,051	5,9%
EC_EMF_D_1	1,097 ± 0,062	0,934 ± 0,055	14,8%
EC_EMF_D_0,5	0,508 ± 0,075	0,486 ± 0,074	4,3%
EC_EMF_R_1	1,124 ± 0,113	0,957 ± 0,087	14,8%
EC_EMF_R_0,5	0,504 ± 0,041	0,478 ± 0,068	5,2%
EC_EMF_S_1	1,076 ± 0,092	0,951 ± 0,078	11,6%
EC_EMF_S_0,5	0,502 ± 0,071	0,489 ± 0,047	2,6%

Fonte – Autoria Própria

Tabela 3 – Análise dimensional do comprimento dos modelos e estruturas celulares obtidas.

Comprimento da Estrutura Celular			
Código	Modelo PLA (mm)	Modelo Cu-Al-Mn (mm)	Variação Dimensional (%)
EC_EMF_H_1	42,626 ± 0,078	42,187 ± 0,107	1,03%
EC_EMF_H_0,5	44,341 ± 0,072	44,185 ± 0,033	0,35%
EC_EMF_D_1	26,405 ± 0,142	26,192 ± 0,094	0,80%
EC_EMF_D_0,5	28,547 ± 0,087	28,253 ± 0,047	1,03%
EC_EMF_R_1	34,453 ± 0,106	33,834 ± 0,041	1,80%
EC_EMF_R_0,5	31,181 ± 0,054	30,928 ± 0,021	0,81%
EC_EMF_S_1	44,021 ± 0,126	43,608 ± 0,097	0,94%
EC_EMF_S_0,5	42,142 ± 0,045	41,592 ± 0,074	1,3%

Fonte – Autoria Própria

Tabela 4 – Análise dimensional da altura dos modelos e estruturas celulares obtidas.

Altura da Estrutura Celular			
Código	Modelo PLA (mm)	Modelo Cu-Al-Mn (mm)	Variação Dimensional (%)
EC_EMF_H_1	27,946 ± 0,081	27,384 ± 0,047	2,01%
EC_EMF_H_0,5	29,742 ± 0,084	29,424 ± 0,033	1,07%
EC_EMF_D_1	26,427 ± 0,062	26,228 ± 0,126	0,75%
EC_EMF_D_0,5	28,553 ± 0,075	28,283 ± 0,038	0,95%
EC_EMF_R_1	27,738 ± 0,113	27,365 ± 0,068	1,34%
EC_EMF_R_0,5	29,162 ± 0,101	28,705 ± 0,047	1,57%
EC_EMF_S_1	35,067 ± 0,142	34,526 ± 0,087	1,54%
EC_EMF_S_0,5	32,941 ± 0,087	32,373 ± 0,016	1,72%

Fonte – Autoria Própria

Observando os resultados das tabelas 2, 3 e 4, pode-se afirmar que os modelos impressos em PLA tiveram um aumento de dimensão nas três áreas estudadas para quase todas as estruturas, devido à tolerância dimensional que a impressora apresenta, produzindo assim peças ligeiramente fora das dimensões desejadas. Em relação aos modelos em PLA para os modelos de Cu-Al-Mn, constatou-se na tabela 2 que para os modelos com espessuras de 1 mm houve uma redução superior a 10% para as quatro geometrias estudadas, já para os modelos com 0,5 mm de espessuras, percebe-se uma redução dimensional inferior a 6%.

As tabelas 3 e 4, mostra uma redução na variação dimensional muito próxima para as oito estruturas celulares, independente da espessura, apresentando uma redução máxima de 1,80% para o comprimento e 2,01% para a altura da estrutura celular de Cu-Al-Mn em relação ao modelo impresso em PLA.

Essa redução já era esperada e pode estar relacionada a diversos fatores, como uma contração do modelo em PLA durante o processo de sinterização do revestimento cerâmico e a contração do metal solidificado. Essas variações do modelo em PLA e das estruturas celulares de Cu-Al-Mn estão em níveis aceitáveis e não comprometeram o resultado final desejado.

De acordo com os estudos de Julien (2002) e Leal *et al.* (2006) a contração do metal nas fundições é bastante complexa devido à combinação de efeitos de expansão térmica dos revestimentos e uma compensação dimensional da cavidade

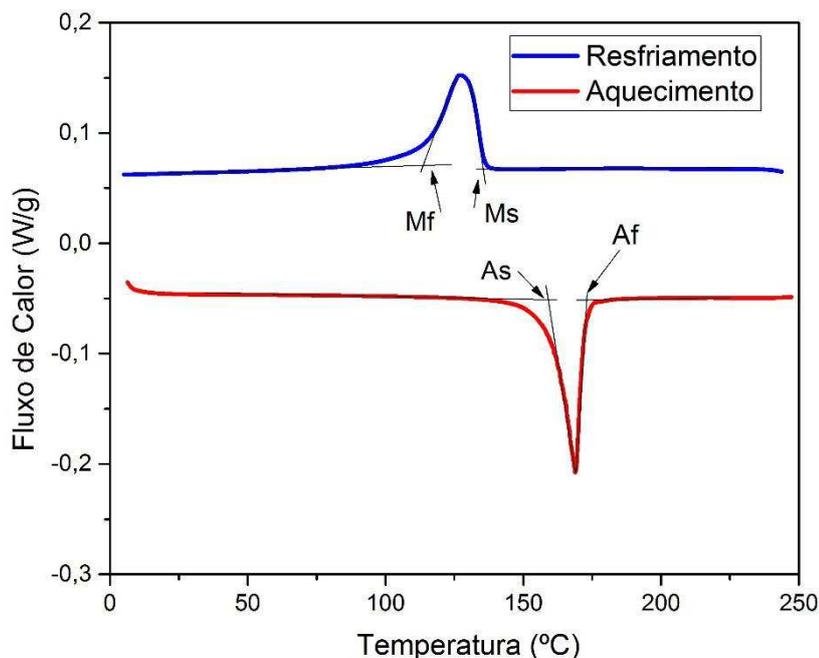
do molde. Pode-se encontrar o comportamento da variação dimensional a partir da técnica de fundição de precisão por injeção centrífuga em algumas pesquisas realizadas recentemente. Simões (2016) produziu diversos componentes mecânicos a partir de modelos em cera e do polímero ABS, utilizando o processo FIC. A análise dimensional mostrou uma maior variação para os modelos em cera (cerca de 12%), comparados aos modelos em ABS (cerca de 2%).

Montenegro (2016) apresentou uma contração de 5% a 16% para telas de LMF Ni-Ti fabricadas pelo processo FIC. Já Santiago (2018) apresentou melhores resultados em relação a variação dimensional, conseguindo entre 0,5% a 2,7% para molas LMF NiTi fabricadas pelo processo FIC. No mesmo ano, Santana et al. (2018) fabricou estruturas celulares de Cu-Al-Mn, obtendo através do processo FIC e pode-se verificar que os modelos 3D impressos em PLA, comparativamente as reduções dimensionais encontradas nesta pesquisa, foram próximas ao do trabalho de Santana et al. (2018), na qual o mesmo realizou o estudo apenas para a espessura e encontrou contrações entre 5% a 9%.

#### 6.2.4 Análise Térmica

Como já explicado anteriormente todas as estruturas celulares passaram pelo processo de análise térmica via DSC com o objetivo de identificar as temperaturas de transformação para cada estrutura LMF de Cu-Al-Mn. Como os corpos de prova para a caracterização da liga são provenientes da mesma injeção das estruturas celulares, já foram mostradas a análise térmica para as estruturas *reentrant* e *diamond* com espessuras de 1 mm. Na figura 49 é possível identificar as temperaturas de transformação para a estrutura celular *diamond* com 0,5 mm de espessura.

Figura 49 – Curva de ensaio de DSC da amostra LMF Cu-Al-Mn *Diamond* com 0,5 mm de espessura.



Fonte – Autoria Própria

Analisando a figura 49 é possível afirmar que a estrutura também apresenta transformação de fase no estado bruto de fundição. Na tabela 5 estão resumidos os resultados das temperaturas de transformação para as 8 estruturas celulares fabricadas.

Tabela 5 – Resultados do ensaio DSC para as estruturas celulares.

DSC	Resfriamento		Aquecimento		
	Código	Ms (°C)	Mf (°C)	As (°C)	Af (°C)
EC_EMF_H_1		67,7	29,5	57,7	118,1
EC_EMF_H_0,5		148,6	98,1	179,4	198,6
EC_EMF_D_1		50,6	20,5	46,1	103,0
EC_EMF_D_0,5		135,5	113,6	158,9	173,0
EC_EMF_R_1		64,1	32,5	64,2	114,1
EC_EMF_R_0,5		102,0	72,4	111,8	144,1
EC_EMF_S_1		115,1	74,0	116,8	152,4
EC_EMF_S_0,5		110,4	61,3	124,35	152,9

Fonte – Autoria Própria

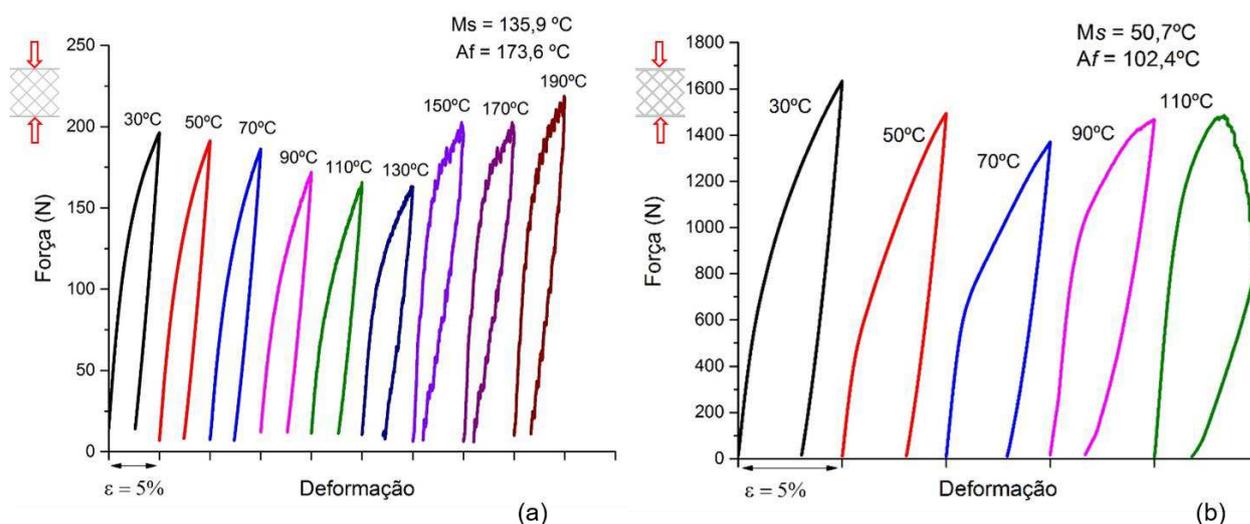
Os resultados mostrados na tabela 4 mostram que as temperaturas de transformação variam de estrutura a estrutura. Segundo Zak (1995) as temperaturas de transformação das ligas a base de Cu são muito sensíveis às composições de seus componentes (ver seção 4.4). Devido ao fato de trabalhar com o processo de fundição para a fabricação dos modelos em Cu-Al-Mn e as temperaturas de fusão dos três elementos usados para a fabricação da pastilha LMF Cu-Al-Mn não serem próximas, principalmente a do Al (cerca de 660°C) comparada ao Mn (cerca de 1246°C), pode-se afirmar que as composições das ligas usadas podem ter sido sofridas uma variação, assim fazendo com que ocorra essa variação das temperaturas de transformação.

Um outro fator pode ter sido a massa usada na injeção dos modelos serem de diferentes fusões, ou seja, os mini-tarugos quando fabricados tinham no máximo 8 g e a fabricação dos modelos em Cu-Al-Mn necessitavam de 35 g, com isso eram pegos vários mini-tarugos de diferentes fusões, logo resultando numa possível variação da LMF Cu-Al-Mn, assim podendo originar uma variação nas temperaturas de transformação.

#### 6.2.5 Caracterização termomecânica das estruturas celulares

A realização da caracterização termomecânica das estruturas celulares de LMF Cu-Al-Mn produzidos pelo processo FIC foi realizada primeiramente por ensaios mecânicos de compressão variando a temperatura em 20°C a cada ciclo de deformação a 5% e descarregamento ao final do ciclo, com o intuito de verificar as propriedades funcionais e características que uma estrutura celular de LMF Cu-Al-Mn apresenta. A figura 50 apresenta os resultados dos ensaios de compressão realizado nas estruturas *Diamond* com diferentes espessuras.

Figura 50 – Comportamento da estrutura celular de LMF Cu-Al-Mn do tipo *Diamond* com espessura de: (a) 0,5 mm. (b) 1 mm.



Fonte – Autoria Própria

A partir das temperaturas de transformação, observa-se que as estruturas celulares de geometria *Diamond* se apresentaram em um estado martensítico para o primeiro ciclo de temperatura testada (30°C), como esperado. Analisando a figura 50 (a), percebe-se que a estrutura *diamond* de 0,5 mm de espessura finalizou todos os ciclos, passando por temperaturas abaixo de  $M_s$  e acima de  $A_f$ . Essa mesma estrutura apresentou um comportamento semelhante das forças máximas, em comparação as tensões máximas do corpo de prova do tipo gravata (ver figura 39), onde a força máxima vai decrescendo até uma temperatura próxima a fase austenítica e a partir dessa temperatura acontece um aumento da força máxima a cada novo ciclo realizado, devido a formação da estrutura ordenada austenítica, assim dando início ao fenômeno da SE. Santana et al. (2018) mostrou através da sua caracterização que esse comportamento da força máxima é característico de uma LMF de Cu-Al-Mn.

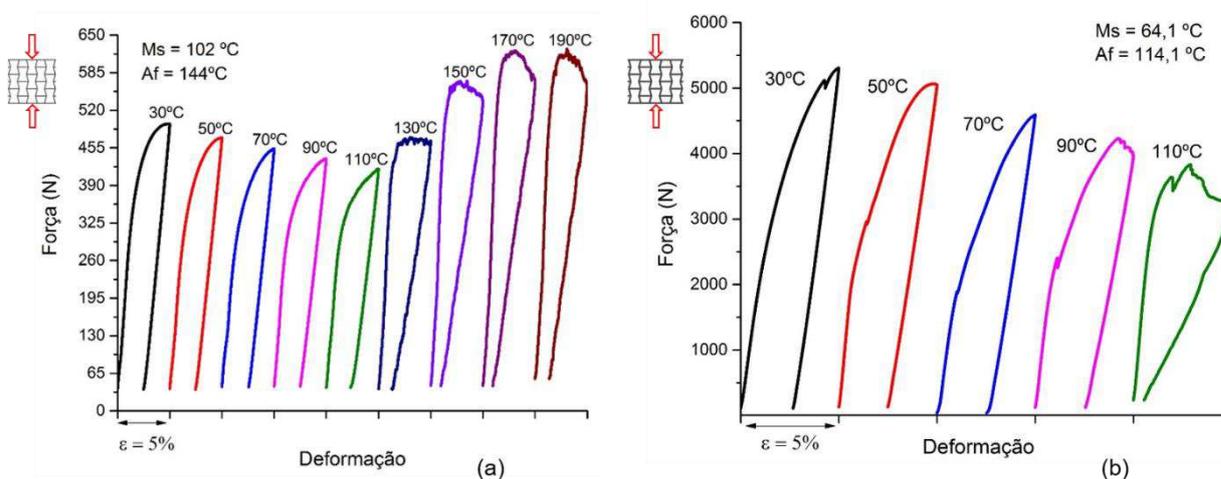
Para a estrutura *diamond* com 1 mm de espessura, figura 50 (b), verifica-se o início de trincas no modelo a 2,9% e uma força de 1476 N na temperatura de 110°C, onde se encontrava no estado totalmente austenítico, ou seja, essa força máxima iria ser cada vez maior a temperaturas superiores a  $A_f$ . Segundo Gibson e Ashby (1997) os sólidos celulares de baixa densidade, particularmente os metálicos, são projetados para alcançar altas razões de rigidez-massa e características desejáveis de absorção de energia.

O mesmo comportamento das forças máximas também é visto no modelo com 1 mm de espessura, onde as forças máximas no estado martensítico decresceram e a partir da temperatura de 90°C, onde já há presença da fase austenita, constata um crescimento da força máxima.

Os dois modelos passaram por um aquecimento (onde  $T > Af$ ), após cada ciclo isotérmico, com o intuito de recuperar a deformação residual presente.

Os resultados para o comportamento da estrutura celular de geometria *reentrant* com diferentes espessuras é mostrado na figura 51.

Figura 51 – Comportamento da estrutura celular de LMF Cu-Al-Mn do tipo *reentrant* com espessura de: (a) 0,5 mm. (b) 1 mm.



Fonte – Autoria Própria

A avaliação das temperaturas de transformação das estruturas celulares de geometria *reentrant* de LMF Cu-Al-Mn, revelaram que no primeiro ciclo a 30°C esses modelos se encontram no estado EMF, devido ao fato que as  $M_s$  para os dois modelos estarem abaixo da temperatura ambiente.

Do mesmo modo da estrutura *diamond*, a estrutura que completou todos os ciclos isotérmicos foi o modelo *reentrant* com espessura 0,5 mm, figura 51 (a), assim pode-se verificar como a estrutura se comportou em diferentes estados (martensítico e austenítico), percebe-se também o mesmo comportamento em relação a força máxima, onde tem um decréscimo e assim que chega próximo a uma temperatura onde o estado austenítico predomina, vê-se um aumento a essa força máxima (a partir de 130°C). Sobre a deformação residual, verifica-se que tem uma baixa a temperaturas superiores a  $A_f$ , para os dois modelos de espessuras distintas, a partir

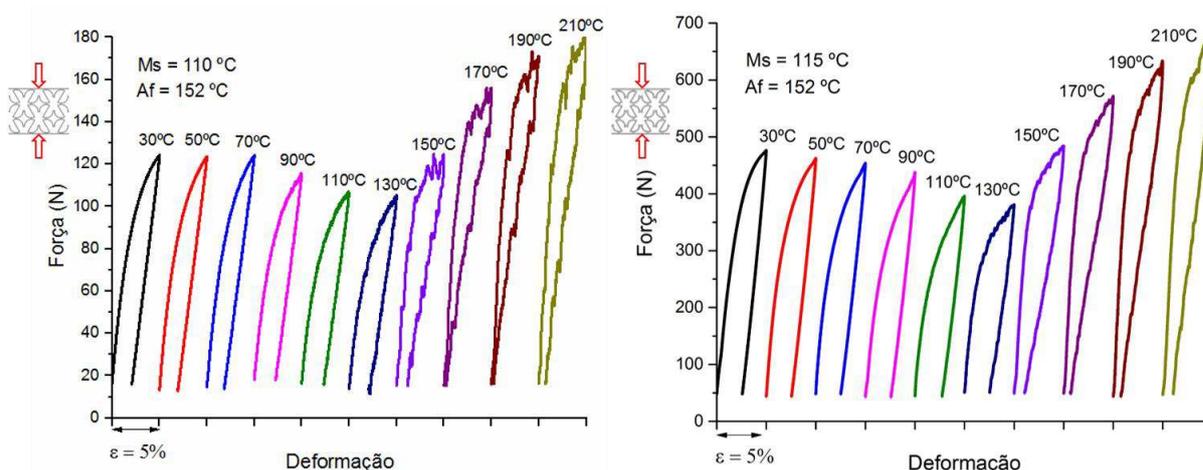
da temperatura de 150°C para o modelo com 0,5 mm de espessura e 110°C para o modelo com 1 mm de espessura, esse fato já era esperado devido a SE presente nessas temperaturas.

A figura 51 (b) apresenta os ensaios de compressão para a estrutura *reentrant* com espessura igual a 1 mm. Verifica-se que o modelo apresentou uma queda de força a partir da primeira temperatura a 30°C, mas a 110°C, onde já havia a formação da estrutura ordenada austenítica, percebe-se de fato que o modelo já sofreu bastante quedas de forças no decorrer do ciclo, assim resultado em trincas na estrutura apresentada.

Meena & Singamneni (2019) declararam que as estruturas auxéticas devido ao fato de terem um coeficiente de Poisson negativo, elas apresentam uma maior capacidade para absorção de energia e segundo Wang *et al.* (2015), devido essa estrutura *reentrant* apresentar numerosos cantos e articulações pontiagudos, elas são provenientes a diversos pontos de concentração de tensão e a falhas no decorrer do ensaio devido as tensões críticas geradas nas articulações. Logo, isso pode explicar o fato dessas estruturas chegarem a uma força máxima bastante alta a uma deformação de 5%, chegando a aproximadamente 650 N para o modelo com espessura de 0,5 mm e 5500 N para o de 1 mm, bem superiores a todas as estruturas mostradas nesse trabalho.

Na figura 52 são apresentados os resultados dos ensaios de compressão a diferentes temperaturas para a estrutura celular do tipo “S”.

Figura 52 – Comportamento da estrutura celular de LMF Cu-Al-Mn do tipo “S” com espessura de: (a) 0,5 mm. (b) 1 mm.



Fonte – Autoria Própria

A partir da análise das temperaturas de transformação nas duas estruturas celulares de geometria do tipo “S”, verifica-se que os modelos testados a primeira temperatura de 30°C foram testadas em seu estado de EMF, tendo em vista que a temperatura de início de transformação martensítica ( $M_s$ ) é superior a temperatura ambiente (aproximadamente 25°C). Esses modelos se mostraram resistentes quando submetidos a deformações de até 5% e sem nenhuma fratura durante todos os ensaios em diferentes temperaturas.

Percebe-se que os dois modelos apresentados na figura 52 apresentam o mesmo comportamento a força máxima, em comparação com as outras estruturas a quais passaram por deformações a temperaturas superiores a  $A_f$ , e a partir da temperatura de 130°C e indo até a temperatura de 210°C para os dois modelos, as forças máximas podem ser aproximadas por uma função linear de temperatura, estando de acordo com Otsuka & Wayman (1998), quando falam da clássica relação Clausius-Clapeyron para as LMF. Como esperado, o modelo com 1 mm de espessura apresentou uma força máxima superior ao modelo com 0,5 mm.

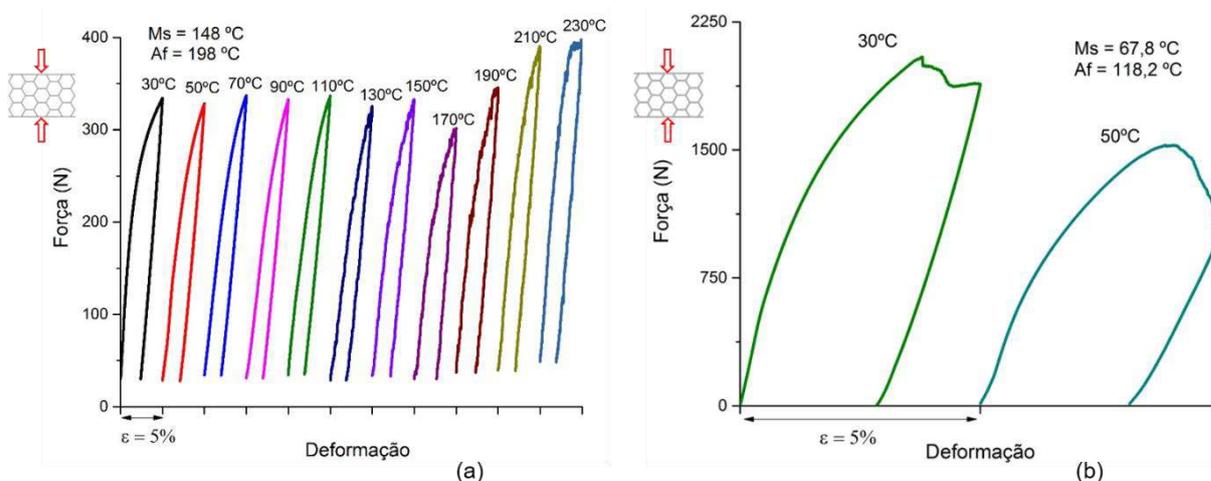
Como os modelos tem temperaturas de transformação de fase próximas, observa-se que desde a temperatura de 150°C a deformação residual diminui consideravelmente em comparação a temperaturas menores, isso deve ao fato a formação da estrutura ordenada austenítica, com isso podendo afirmar que a estrutura está apresentando um comportamento SE.

Com relação as estruturas auxéticas *reentrant* e estrutura-S, Meena & Singamneni (2019) obtiveram uma redução da tensão máxima em cerca de 82% e as estruturas-S não apresentaram fraturas durante o ensaio de compressão, esses eram alguns dos fatores que levaram a modelagem de uma nova geometria.

Comparando as duas estruturas de LMF Cu-Al-Mn a temperatura de 30°C (temperatura a qual todos os quatro modelos conseguiram finalizar o ciclo de 5%), vê uma força máxima em torno de 510 N para a estrutura *reentrant* com 0,5 mm de espessura e 125 N para a estrutura-S, isso equivale a cerca de 75,5% de redução da força máxima, já a estrutura com 1 mm de espessura apresenta uma redução de cerca de 90,8% para a força máxima, já que *reentrant* com 1 mm de espessura apresenta uma força máxima de 5200 N e a estrutura-S apresenta somente 500 N. Um outro fato interessante é que os modelos em estrutura-“S” finalizaram todos os ciclos isotérmicos sem nenhuma falha, já o modelo *reentrant* com 1 mm de espessura apresentou ruptura durante os seus ciclos.

A figura 53 verifica-se o comportamento força-deformação para as estruturas celulares de geometria hexagonal de LMF Cu-Al-Mn.

Figura 53 – Comportamento da estrutura celular de LMF Cu-Al-Mn do tipo hexagonal com espessura de: (a) 0,5 mm. (b) 1 mm.



Fonte – Autoria Própria

Verifica-se na figura 53 (a) que a força máxima está apresentando o mesmo comportamento em relação a todas as outras estruturas que não fraturam durante os ciclos de 5%, verificando que há uma queda de força máxima a 170°C e após a estrutura começar a apresentar uma estrutura austenítica, vê-se o aumento da força para as temperaturas em diante. Logo, para esses ensaios nos dois modelos, verifica-se que eles estão em um estado martensítico a temperatura ambiente.

A estrutura celular de geometria hexagonal de espessura de 0,5 mm também se mostrou mais resistente em relação a de 1 mm. Um dos fatos para isso ocorrer é devido a densidade relativa ser menor para a estrutura de 0,5 mm de espessura, com isso consegue atingir uma boa absorção de energia (GIBSON & ASHBY ,1997).

Observa-se que na temperatura de 30°C (figura 53 b) a amostra sofreu uma fratura e após uma pequena deformação se manteve capaz de ter um aumento de força, a qual são curvas características para estruturas celulares. Essa deformação sofrida pela estrutura hexagonal pode estar envolvida com a qualidade da peça, que podem ter sido ocasionadas através do processo de fundição, como bolhas superficiais e vazios internos.

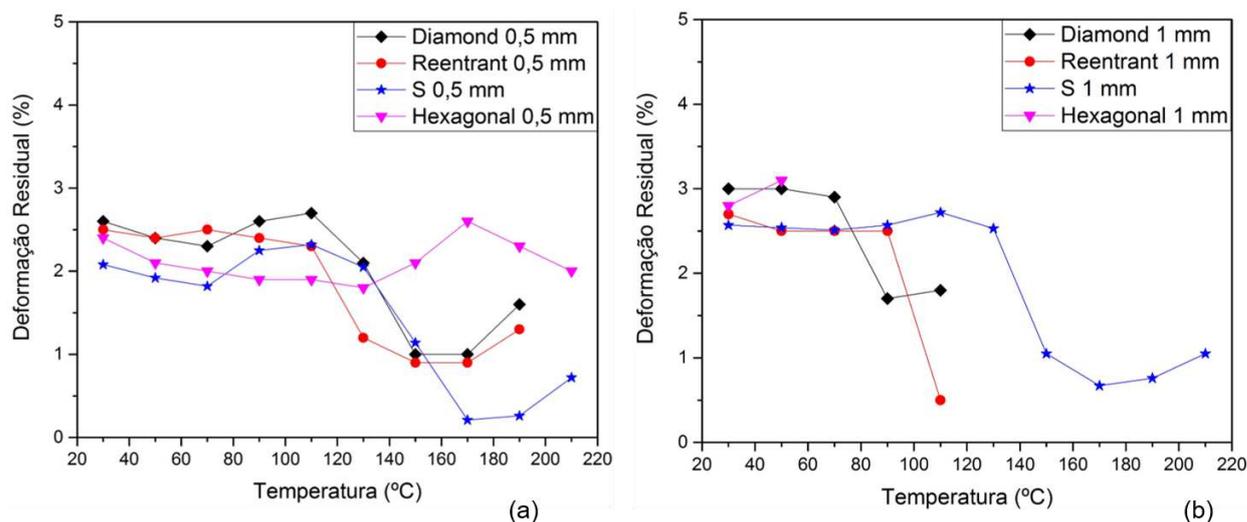
De acordo com Schaedler e Carter (2016) as estruturas celulares são consideradas materiais de absorção de energia, oferecendo mais flexibilidade na

adaptação de respostas a cargas impulsivas. Os mesmos mostraram curvas com uma grande absorção de energia para diferentes estruturas celulares e de diversos materiais diferentes, a partir de ensaios de compressão onde levaram essas estruturas a carga máxima, assim verificando a absorção de energia.

Um fato com relação a força máxima para as 8 estruturas apresentadas foi que com a redução de espessura de 50%, gerou uma redução de força máxima maior que 50% para as 4 geometrias estudadas. Sendo uma força máxima maior para a estrutura *reentrant* com 1 mm de espessura, chegando a aproximadamente 5500 N e uma força máxima menor para a estrutura de geometria “S”, chegando a um pouco mais de 100 N.

Todas as estruturas apresentaram uma deformação residual ao final do ciclo de 5%, essas deformações residuais estão mostradas na figura 54.

Figura 54 – Deformações residuais ao final de cada ciclo isotérmico nas estruturas celulares com espessura de: (a) 0,5 mm. (b) 1 mm.



Fonte – Autoria Própria

A figura 54 apresenta todas as deformações residuais para as 8 estruturas celulares de LMF Cu-Al-Mn de 4 geometrias e 2 espessuras distintas. Verifica-se que para todas as estruturas em seus estados martencíticos (30°C à 90°C) as deformações residuais estão bem próximas. A partir do momento que cada estrutura entra em uma temperatura onde a formação da estrutura ordenada austenítica, percebe-se uma queda da deformação residual, devido ao fenômeno da SE.

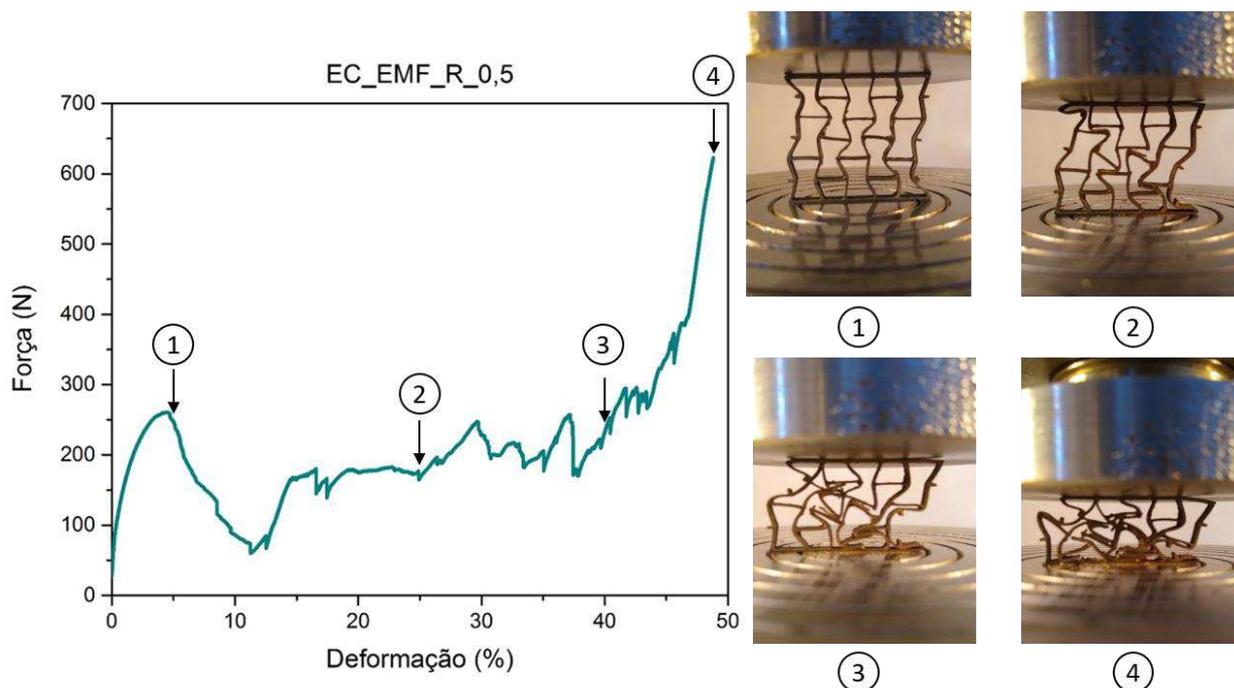
A menor deformação residual se encontra na estrutura do tipo “S” com espessura de 0,5 mm a 170°C, a qual foi de apenas 0,21%, onde se encontrava a uma temperatura acima do seu *Af*. Já a maior deformação residual foi de 3,1% para a estrutura *diamond* de 1 mm de espessura, quando se encontrava a uma temperatura de 30°C, menor que a sua temperatura *Mf*. Todas essas deformações residuais são recuperadas através de um aquecimento onde  $T > Af$ .

#### 6.2.6 Ensaio de Compressão

Todas as estruturas celulares após os ensaios de caracterização isotérmicas, passaram por um último ensaio de compressão, mesmo as que já apresentavam algumas fraturas, com o intuito de verificar a capacidade máxima de força/deformação e mostrar como as estruturas celulares se comportam a grandes deformações. Todos os modelos foram aquecidos inicialmente e programados a uma deformação de 70%, mas caso chegassem a sua densificação o ensaio era interrompido. Nesse tópico será mostrado como a estrutura celular *reentrant* com espessura de 0,5 mm reagiu, todos os resultados para os outros modelos estão mostrados no Anexo A.

A figura 55, apresenta o ensaio de compressão para estrutura celular de geometria *reentrant* com espessura de 0,5 mm.

Figura 55 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria *reentrant* com 0,5 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn.



Fonte – Autoria Própria

Verifica-se na figura 55 que no começo a força aumenta linearmente com a deformação aplicada. As células são comprimidas elasticamente até o ponto (1), em torno de 6%, onde acontece a primeira fratura no modelo *reentrant*. Cada faixa de deformação pode ser atribuída a um declínio da força, que após a conformação das células é seguido por um aumento na força até a próxima faixa de uma fratura. Os movimentos de deformação interna das células unitárias contra os movimentos laterais podem ser utilizados para aplicações que envolvem carga de impacto (ALDERSON, 1999).

No final, quando a deformação já está maior que os 40% (ponto 3), a densificação aparece como um aumento acentuado na força (ponto 4), onde o ensaio foi finalizado.

## 7 CONSIDERAÇÕES FINAIS

A fabricação das estruturas celulares usando o processo de fundição de precisão com fusão por indução e injeção por centrifugação em moldes cerâmicos foi realizada com sucesso. O arranjo definido para os canais de alimentação fez com que a injeção da LMF Cu-Al-Mn fundida ocorresse com total preenchimento dos moldes obtidos a partir dos modelos impressos em polímero (PLA).

Foi constatado que as estruturas celulares atingiram as dimensões de projeto e apresentaram variações dimensionais dentro de limites aceitáveis, quando se comparou os modelos 3D de PLA com os modelos de Cu-Al-Mn.

Para os corpos de prova de LMF Cu-Al-Mn, pode-se observar que a medida que a temperatura vai se aproximando da temperatura  $A_s$ , o material passa a apresentar o fenômeno da SE. Isso pode também ser verificado a partir das deformações residuais, que vão diminuindo para temperaturas próximas de  $A_s$ .

De acordo com os resultados obtidos dos ensaios usando a técnica do DMA e realizados no corpo de prova do tipo placa, constatou-se que a LMF Cu-Al-Mn tem uma boa capacidade de amortecimento, superior as ligas metálicas convencionais

Todas as estruturas celulares de LMF Cu-Al-Mn apresentaram transformação de fase, com temperaturas situadas entre 20,5 °C e 198,5 °C.

A partir dos ensaios de compressão isotérmicos, foi possível verificar que as estruturas celulares com 0,5 mm de espessura suportaram todos os testes de compressão, devido ao fato de apresentarem uma densidade relativa inferior àquela das estruturas com 1 mm de espessura de parede, acarretando assim menores forças máximas a 5% de deformação.

Com os ensaios de compressão isotérmicos, também foi possível verificar a transição das estruturas celulares entre os dois comportamentos funcionais de interesse (EMF e SE).

Verificou-se que a redução das espessuras em 50%, não ocasionou a mesma proporção de redução da força máxima para cada ciclo isotérmico realizado. A depender da geometria da célula, as estruturas mais espessas exigem de 3 a 10 vezes mais esforço mecânico para uma compressão de 5%.

Finalmente, os resultados obtidos nesse trabalho levam esses componentes ao encontro da inovação e ao avanço tecnológico, devido a diversas possibilidades de aplicações.

## 8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar uma análise numérica por simulação computacional, usando o método dos elementos finitos, para determinar o comportamento isotérmico para cada geometria de estrutura celular específica;
- Fabricar novos modelos de estruturas celulares com outras geometrias e fazer uma comparação com os estudados nesse trabalho;
- Fabricar as mesmas estruturas celulares com uma LMF Cu-Al-Mn que apresente um estado SE a temperatura ambiente;
- Realizar um estudo metalúrgico nas estruturas celulares LMF obtidas por fundição de precisão;
- Fazer uma comparação com novas estruturas celulares fabricadas com a mesma composição, mas com diferentes tratamentos térmicos realizados e com isso verificar a influência dos tratamentos térmicos.
- Realizar os ensaios de compressão das estruturas celulares com medição do campo de deformação (correlação de imagem) para avaliação da distribuição da deformação em diferentes geometrias.

## 9 REFERÊNCIAS

ALDERSON, A. **A triumph of lateral thought**, Chem. Ind. 10. 384–391. 1999

ASTM INTERNATIONAL. **F2004**: Standard Test Method for Transformation Temperature of Nickel-Titanium Alloys by Thermal Analysis. 2005. 4 p

ASTM INTERNATIONAL. **F2516**: Standard Test Method for Tension Testing of Nickel-Titanium Superelastic Materials. 2007. 6 p.

BABACAN, N.; MA, J.; TURKBAS, O. S.; KARAMAN, I.; KOCKAR, B.; The effects of cold rolling and the subsequent heat treatments on the shape memory and the superelasticity characteristics of Cu<sub>73</sub>Al<sub>16</sub>Mn<sub>11</sub> shape memory alloy. **Smart Materials and Structures**. 2017

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

BITZER, T. **Honeycomb Technology: Materials, Design, Manufacturing, Applications and Testing**. Editora: Springer Science+Business Media, LLC, 1997

BUEHLER, W. J.; WANG, F. E.. A summary of recent research on the Nitinol alloys and their potential application in ocean engineering. **Ocean Engineering**, [s.l.], v. 1, n. 1, p.105-120, jul. 1968. Elsevier BV.

CASTILHO, W., S., SILVA, E., P. **Algumas aplicações das Ligas com Memória de Forma (Shape Memory Alloys – Sma)**. In: Sinergia, São Paulo, v. 12, n. 1, p. 99-108. 2011.

CISSE, C., TARAK, W. Z., ZINEB, B., “**A review of constitutive models and modeling techniques for shape memory alloys**”, International Journal of Plasticity, Vol. 76, pp. 244-284. 2016.

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

DAGSTA, R. **A look into Cu-based shape memory alloys: Present scenario and future prospects**. CSIR-AMPRI [Advanced Materials and Processes Research Institute], Madhya Pradesh, India, 2014.

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

DUERIG, T. **Applications of shape memory**. Materials science forum. Switzerland: Trans Tech Publication, pp. 679–692. 1990.

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

FIGUEIREDO, A. M. G. **Caracterização da fadiga mecânica de baixo ciclo em ligas superelásticas de NiTi**. 2006. 235 f. Tese (Doutorado) - Curso de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.

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

GIBSON, L. J.; ASHBY, M. F. **Cellular Solids: Structure and Properties**. 2 ed Cambridge: Cambridge University Press, 1997.

GRAESSER, E. J.; COZZARELLI, F. A.. Shape memory alloys as new materials for aseismic isolation. **Journal of Engineering Mechanics**, [s.l.], v. 117, n. 11, p.2590-2608, 1991.

HE, Q et al. Characterization of sputtering deposited NiTi shape memory thin films using a temperature controllable atomic force microscope. **Smart Materials and Structures**, [s.l.], v. 13, n. 5, p.977-982, 2004.

JANI, J. M. et al. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities. **Materials & Design**, [s.l.], v. 56, p.1078-1113, 2014.

JONES, S; YUAN, C. **Advances in shell moulding for investment casting**. Journal Of Materials Processing Technology, [s.l.], Elsevier BV, v. 135, n. 2-3, p.258-265, 2003.

KAUFFMAN, G. B.; MAYO, I.. The story of Nitinol: The serendipitous discovery of the memory metal and its applications. **The Chemical Educator**, Springer Science + Business Media, [s.l.], v. 2, n. 2, p.1-21, 1997.

KOLKEN, H. M. A.; ZADPOOR, A. A. Auxetic mechanical metamaterials. **RSC Advances**, v. 7, n. 9, p. 5111–5129, 2017.

KUMAR, P.; JAIN, K. A.; HUSSAIN, S.; PANDEY, A.; DASGUPTA, R., “**Changes in the properties of Cu-Al-Mn shape memory alloy due to quaternary addition of different elements**”, *Revista Matéria*, Vol. 20, Rio de Janeiro, n. 1, pp. 284-292. 2015.

LAGOUDAS, D. **Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications**, Editora: Springer Science+Business Media, LLC, 2008.

LIM, T.C. **Auxetic Materials and Structures**. 1 d. Singapore: Springer Singapore, 2015.

LEE, K.; BLACKBURN, S.; WELCH, S.; Adhesion tension force between mould and pattern wax in investment castings. **Journal of Materials Processing Technology**, Elsevier BV. [s.l.], v. 225, p.369-374, 2015.

MARCADON, V. Mechanical behaviour of hollow-tube stackings: Experimental characterization and modelling of the role of their constitutive material behaviour. Onera – The French Aerospace Lab, Chatillon, France. 2012.

MEENA, K., SINGAMNENI, S. A new auxetic structure with significantly reduced stress concentration effects. **Materials and Design**, [s.l.], v. 173. 2019.

MIELCZAREK, A. et al. Mechanical and fatigue properties of Cu – Al – Mn shape memory alloys with influence of mechanical cycling on amplitude dependence of internal friction at room temperature. **Solid State Phenomena**, v. 137, p. 145 – 154, 2008.

MONTENEGRO, E. de O. S. **Estudo Do Comportamento Termomecânico De Telas De Ligas Com Memória De Forma Ni-Ti Obtidas Por Fundição De Precisão**. 127f, 2016. (Dissertação de Mestrado) - Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2016.

NAYAN, N.; SAIKRISHNA, C. N.; RAMAIAH, K. V.; BHAUMIK, S. K.; NAIR, K. S.; MITTAL, M. C. Vacuum induction melting of NiTi shape memory alloys in graphite crucible. **Materials Science and Engineering: A**, v. 465, n. 1, p. 44-48, 2007.

NOVAK, N.; VESENJAK, M.; REN, Z. Auxetic Cellular Materials - a Review. **Strojniški vestnik – Journal of Mechanical Engineering**, v. 62, n. 9, p. 485–493, 2016.

OLIVEIRA, H. M. R de. **Estudo experimental do comportamento térmico e dinâmico de fios de liga com memória de forma NiTi em regime superelástico**. 2014. 112 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2014.

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

OTUBO, J. et al. The effects of vacuum induction melting and electron beam melting techniques on the purity of NiTi shape memory alloys. **Materials Science And Engineering: A**, Elsevier BV, [s.l.], v. 438-440, p.679-682, 2006.

PATTNAIK, S et al. Developments in investment casting process - A review. **Journal of Materials Processing Technology**, [s.l.], Elsevier BV, v. 212, n. 11, p.2332-2348, 2012.

RAO, A.; SRINIVASA, A. R.; REDDY, J. N.. Introduction to shape memory alloys. **Design of Shape Memory Alloy (SMA) Actuators**, Springer Science + Business Media. [s.l.], p.1-31, 2015.

REIS, Q. W. P. **Caracterização de Ligas de Ni-Ti para ortodontia**. 2001. 146 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Ciência dos Materiais, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2001.

SANTANA, Y. N. de L.; DA SILVA, P. C. S.; CALAZANS, R. N. D.; DE ARAÚJO, C. J. **Fabricação De Honeycombs de liga com Memória de Forma Cu-Al-Mn usando fundição de precisão**. X Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, Salvador, p. 1-7, 2018.

SANTIAGO, J. J. De M. **Comportamento Térmico e Mecânico de Molas de Liga com Memória de Forma Ni-Ti obtidas por fundição de precisão.** 2018. 120 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2018.

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

SHAHINPOOR, M.; SCHNEIDER, H.-J. **Intelligent materials.** Cambridge, UK: Royal Society of Chemistry, 2008.

SHAW, J. A., GRUMMON, D., FOLTZ, J., “**Superelastic NiTi honeycombs: fabrication and experiments**”, Smart Materials and Structures, Vol. 16, n. 1, pp. 170. 2007.

SHEN, Y.K., LIU, J.J., CHANG, C.T. AND CHIU, C.Y., **Comparison of the Results for Semi solid and Plastic Injection Molding Process**, Int. Comm. Heat Mass Transfer, [s.l.], p97-105, 2002.

SILVA, N. J.; DE ARAÚJO, C. J.; GONZALEZ, C. H.; GRASSI, E. N. D.; OLIVEIRA, C. A. N., Estudo comparativo das propriedades dinâmicas de uma liga NiTi com memória de forma e materiais estruturais clássicos. **Revista Matéria**, v. 16, n. 4, pp. 830 – 835, 2011.

SIMÕES, J. de B. et al. **Development of NiTi shape memory alloy meshes.** Proceedings of the 23rd ABCM International Congress of Mechanical Engineering, Rio de Janeiro, p.1-7, 2015

SIMÕES, J. de B.. **Fabricação de componentes miniaturizados de ligas com memória de forma Ni-Ti usando fundição de precisão.** 243 f., 2016. (Tese Doutorado) Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2016.

SUTOU, Y.; KAINUMA, R.; ISHIDA, K., "Effect of Alloying Elements on the Shape Memory Effect Properties of ductile Cu-Al-Mn Alloys." **Materials Science and Engineering**, 1999.

SUTOU, Y.; OMORI, T.; WANG, J. J.; KAINUMA, R.; ISHIDA, K.; "Characteristics of Cu-Al-Mn-based Shape Memory Alloys." **Materials Science and Engineering**, 2004.

THOMPSON S. A.; An overview of nickel–titanium alloys used in dentistry. **International Endodontic Journal**. Cardiff – UK, 33, 297–310, 2000.

VANDEURZEN, U., VERELST, H., SNOEYS, R., et al, “Dynamic properties of high damping metals”, **Journal de Physique**, v. 10, pp. 1169-1174, 1981.

WANG K.; CHANG Y.; CHEN Y.; ZHANG C.; WANG B. **Designable dual-material auxetic metamaterials using three-dimensional printing**, Mater. Des. 67 159–164, 2015.

WU, M. H., SCHETKY, L. M. **Industrial applications for shape memory alloys, in: Proceedings of the International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies**, Pacific Grove, California, 2000.

XIA, M.; SUN, Q.. Jump phenomena of rotational angle and temperature of NiTi wire in nonlinear torsional vibration. **International Journal of Solids and Structures**, Elsevier BV, [s.l.], v. 56-57, p.220-234, 2015.

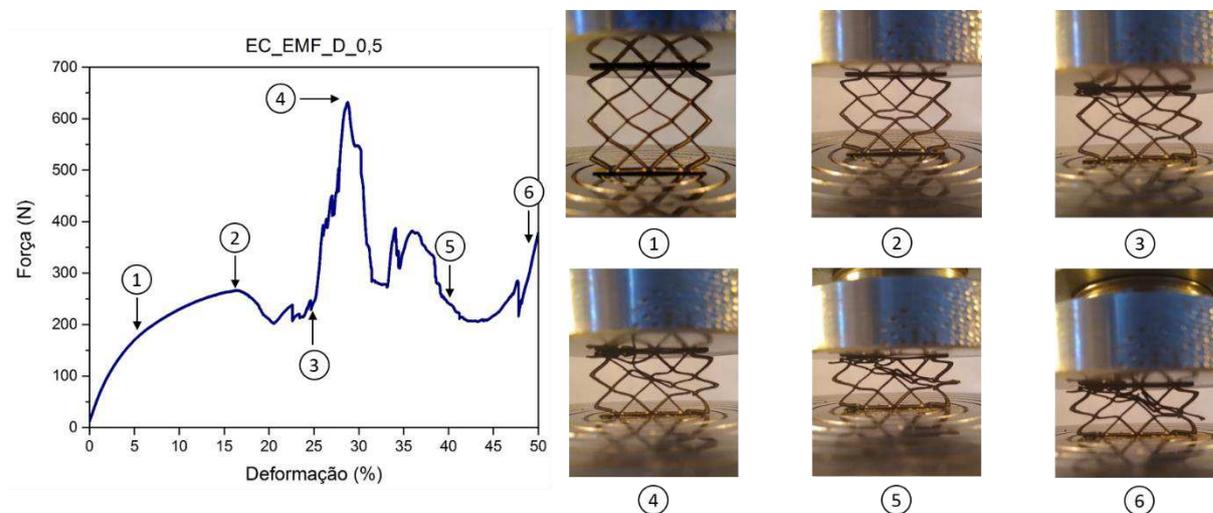
YAMAUCHI, K.; OHKATA, I.; TSUCHIYA, K.; MIYAZAKI, S. **Shape memory and superelastic alloys: Applications and technologies**. Philadelphia, USA: Woodhead Publishing, 2011.

ZHANG, Y.; WANG, P.; XIA, Y.; ZHOU, P.; XIE, Y.; XU, S.; ZHANG, C. Application of a Shape-Memory Alloy Concentrator in Displaced Patella Fractures: Technique and LongTerm Results. **The Journal of Knee Surgery**, v. 30, n. 02, p. 166–173. 2016.

ZAK, G., A. C. KNEISSL, and G. JATULSKIJ. "**Shape Memory Effect in Cryogenic Cu-Al-Mn Alloys**." Scripta Materialia, 1996: 363-367.

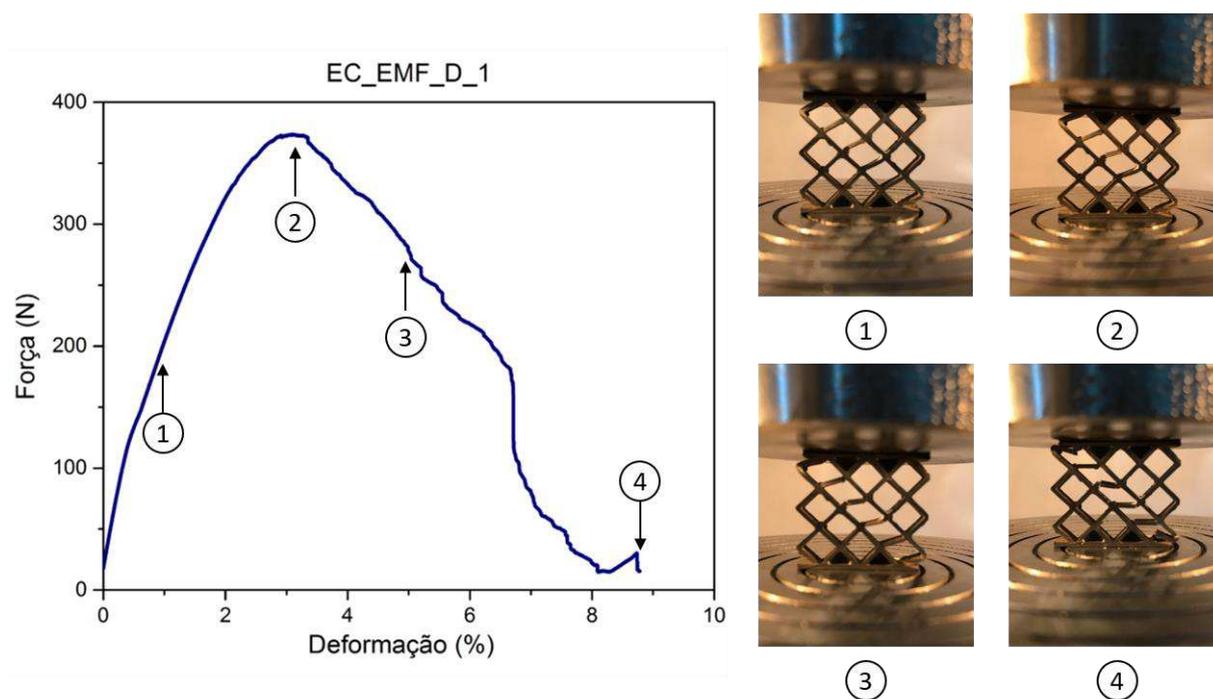
## ANEXO A – GRÁFICOS DOS ENSAIOS DE COMPRESSÃO

Figura 56 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria *diamond* com 0,5 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn.



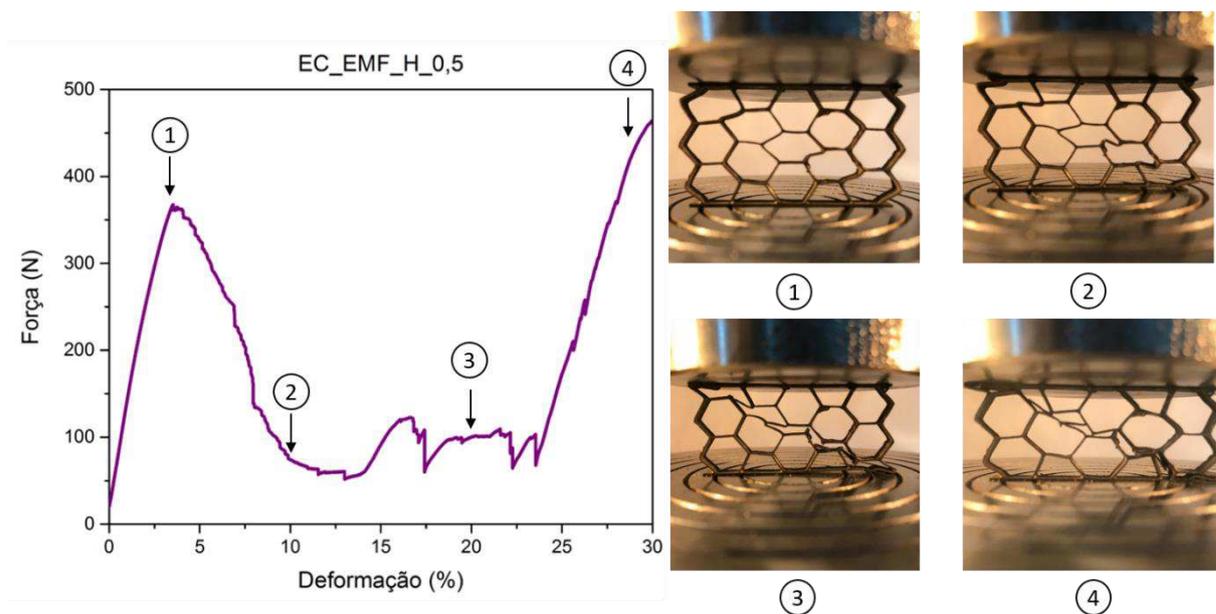
Fonte – Autoria Própria

Figura 57 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria *diamond* com 1 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn.



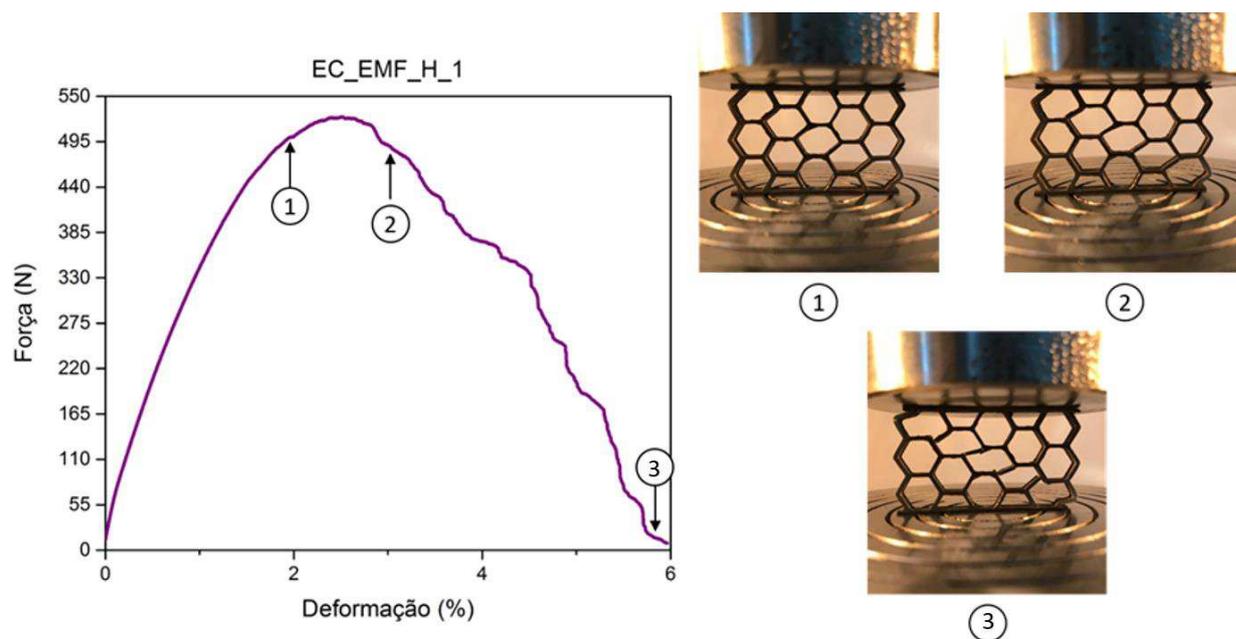
Fonte – Autoria Própria

Figura 58 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria hexagonal com 0,5 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn.



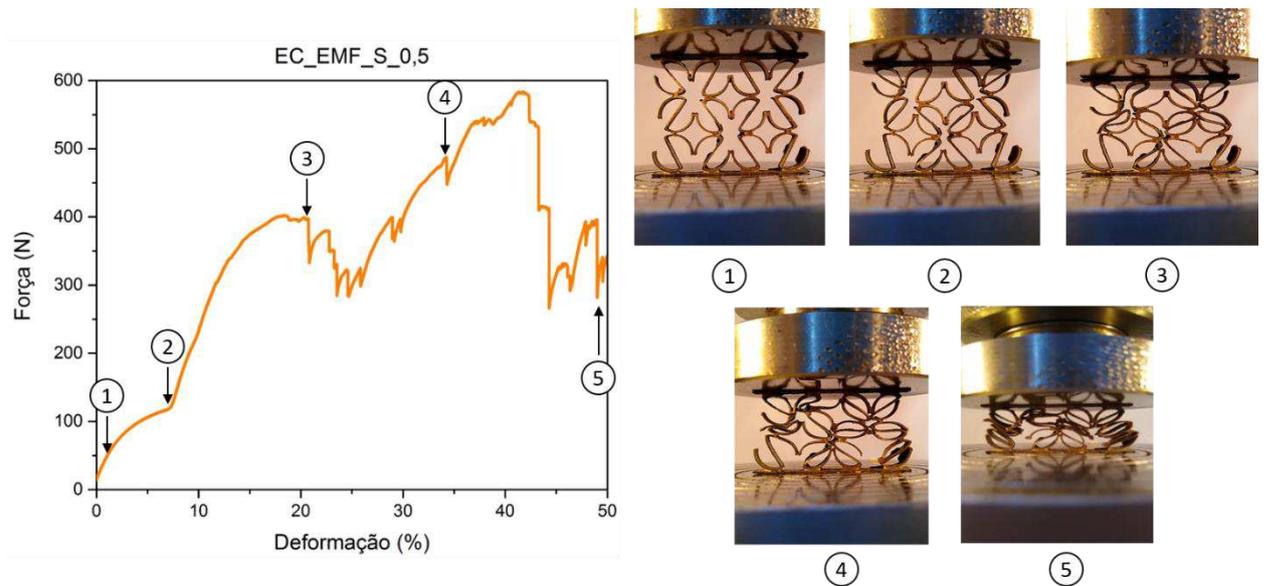
Fonte – Autoria Própria

Figura 59 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria hexagonal com 1 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn.



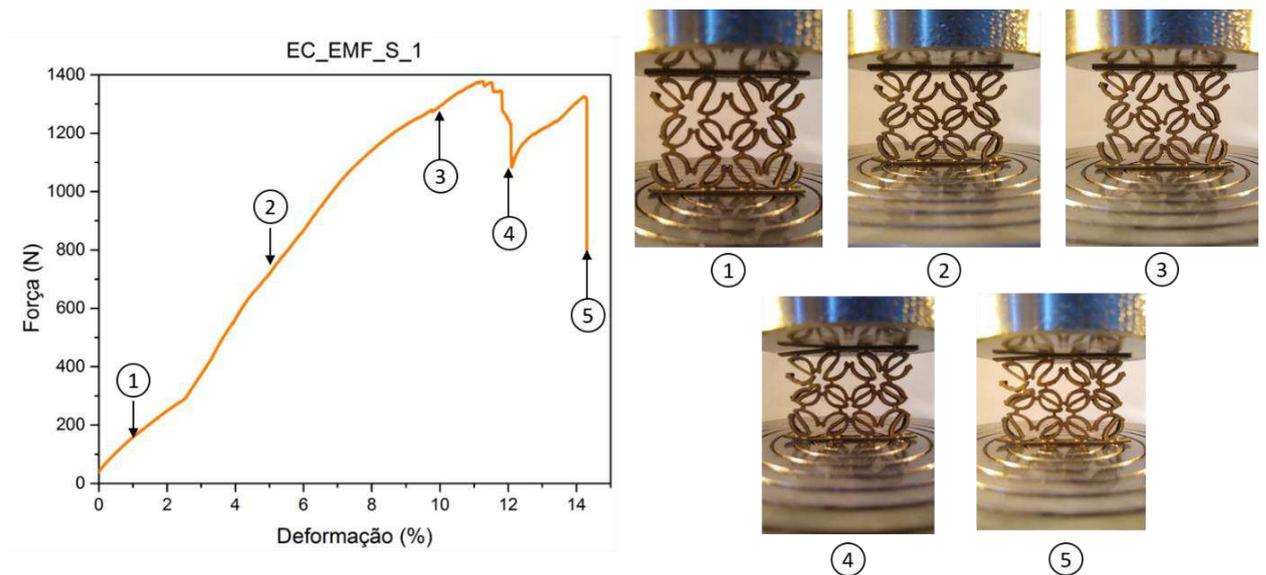
Fonte – Autoria Própria

Figura 60 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria “S” com 0,5 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn.



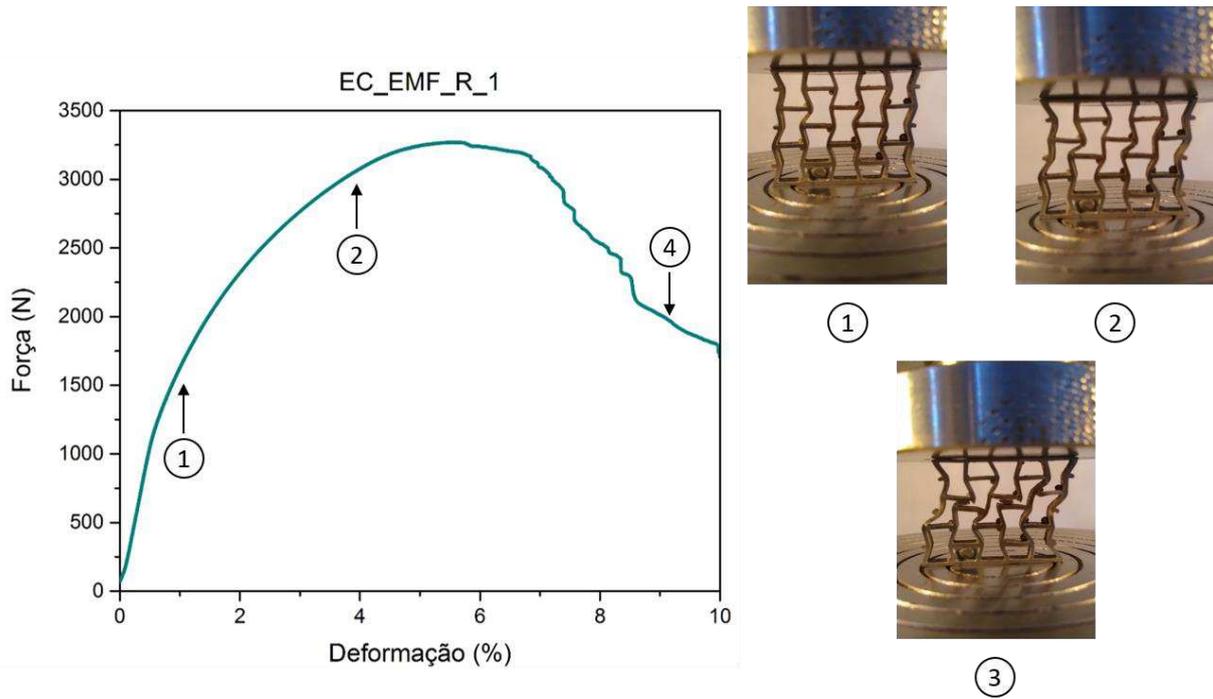
Fonte – Autoria Própria

Figura 61 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria “S” com 1 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn.



Fonte – Autoria Própria

Figura 62 – Curva força/deformação de uma estrutura celular de geometria *reentrant* com 1 mm de espessura e fabricada com uma LMF Cu-Al-Mn.



Fonte – Autoria Própria