



UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA  
CENTRO DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA



Railson de Medeiros Nóbrega Alves

**ESTUDO DE UMA LIGA SUPERELÁSTICA DE CuAlMn: INFLUÊNCIA DO  
REPROCESSAMENTO POR FUNDIÇÃO DE PRECISÃO RÁPIDA NA  
FABRICAÇÃO DE ESTRUTURAS CELULARES**

JOÃO PESSOA, PB

2025

RAILSON DE MEDEIROS NÓBREGA ALVES

**ESTUDO DE UMA LIGA SUPERELÁSTICA DE CuAlMn: INFLUÊNCIA DO  
REPROCESSAMENTO POR FUNDIÇÃO DE PRECISÃO RÁPIDA NA  
FABRICAÇÃO DE ESTRUTURAS CELULARES**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Processos de Fabricação.

Orientador: Profa. Dra. Danielle Guedes de Lima Cavalcante.

Co-orientador: Prof. Dr. Carlos José de Araújo.

JOÃO PESSOA, PB

2025

**Catálogo na publicação**  
**Seção de Catalogação e Classificação**

A474e Alves, Railson de Medeiros Nóbrega.

Estudo de uma liga superelástica de CuAlMn :  
influência do reprocessamento por fundição de precisão  
rápida na fabricação de estruturas celulares / Railson  
de Medeiros Nóbrega Alves. - João Pessoa, 2025.  
164 f. : il.

Orientação: Danielle Guedes de Lima Cavalcante.  
Coorientação: Carlos José de Araújo.  
Tese (Doutorado) - UFPB/CT.

1. Engenharia mecânica. 2. Ligas com memória de  
forma. 3. Ligas CuAlMn. 4. Fundição de precisão rápida.  
5. Estruturas celulares. 6. Energia dissipada. I.  
Cavalcante, Danielle Guedes de Lima. II. Araújo, Carlos  
José de. III. Título.

UFPB/BC

CDU 621(043)

# ESTUDO DE UMA LIGA SUPERELÁSTICA DE CU-AI-MN: INFLUÊNCIA DO REPROCESSAMENTO POR FUNDIÇÃO DE PRECISÃO RÁPIDA NA FABRICAÇÃO DE ESTRUTURAS CELULARES

por

**RAILSON DE MEDEIROS NÓBREGA ALVES**

*Tese aprovada em 28 de janeiro de 2025*

*Danielle Guedes de Lima Cavalcante*

**Profa. Dra. Danielle Guedes de Lima Cavalcante**  
Orientadora – UFPB

*Carlos José de Araújo*  
**Prof. Dr. Carlos José de Araújo**  
Coorientador – UFCG

*Cícero da Rocha Souto*  
**Prof. Dr. Cícero da Rocha Souto**  
Examinador Interno – UFPB

*Francisco Riccelly P. Feitosa*  
**Prof. Dr. Francisco Riccelly P. Feitosa**  
Examinador Interno – UFPB

*Daniel Ferreira de Oliveira*  
**Prof. Dr. Daniel Ferreira de Oliveira**  
Examinador Externo – UFPB

*Renato Alexandre Costa de Santana*  
**Prof. Dr. Renato Alexandre Costa de Santana**  
Examinador Externo – UFCG

Aos meus pais, que, do pouco, sempre me  
deram o tudo.

## AGRADECIMENTOS

A Deus, pelo dom da vida, pela sabedoria, pela graça e pelo amor. "Mesmo que na dor eu não consiga ver, eu vou Te adorar", "Tua mão me levará além."

À Nossa Senhora do Rosário e à Nossa Senhora de Fátima, que, nos momentos de desespero, foram meu refúgio. Este trabalho é a prova de que fui acolhido, e por isso serei sempre devoto.

Aos meus pais, Raimunda e Jovino, por tudo, especialmente por terem dedicado suas vidas para sempre me proporcionar o melhor.

À minha noiva, Laura Freitas, por me suportar durante meus altos e baixos, por rir comigo nos momentos felizes e me acolher nos momentos difíceis.

Ao professor Carlos José de Araújo, pela confiança depositada, pelas orientações acadêmicas, suporte e por me dar a oportunidade de realizar pesquisa no LaMMEA.

Aos professores Rodinei Medeiros Gomes (*in memoriam*) e Danielle Guedes de Lima Cavalcante, por terem aceitado a orientação e por todo o auxílio prestado ao longo da pesquisa.

Ao professor Danniell Ferreira de Oliveira, pela ajuda inestimável na fabricação dos lingotes essenciais para a pesquisa.

Aos meus colegas de trabalho e amigos do LaMMEA, em especial Paulo César, Antônio Cláudio, Diego, Magna, Glauco, Alan, Jailson, Suelene e Vitória, pelas trocas de conhecimento, pelo apoio e pelo companheirismo.

À gata Charlotte, pela fofura e por tornar meus dias de trabalho mais felizes.

À minha família, especialmente à minha madrinha Coinha, pelo apoio e amor que me proporcionou desde a infância.

À Cleide, Jailson, Carol, Argos e Christina, por me acolherem como família.

Aos técnicos Cícero, Daniella e Arthur, pelos serviços prestados e pelos ensinamentos com os equipamentos.

Aos meus amigos de Campina Grande, especialmente Ana Letícia, Moema, Hiago e Joaquim, pelos momentos de descontrações, felicidades e pelas saídas ao longo dessa jornada.

Aos meus amigos Renan, Gere, Andrhey, Vinas, Vini, Thiago, Silva, Diego e Islânia, pela amizade, pelos momentos de alegria e pelo apoio.

Ao CNPq, pelo apoio financeiro.

“Um engenheiro, um mestre, um professor, um matemático, um quase doutor... e é  
besta desse jeito!”

(Bebes gata, vulgo Mainha)

## RESUMO

As Ligas de Memória de Forma (LMF) CuAlMn são alternativas às LMF NiTi devido ao menor custo, maior ductilidade, trabalhabilidade a frio e potencial para aplicações industriais diversas. Uma aplicação direta para as LMF CuAlMn superelásticas pode ser em estruturas celulares, que apresentam excelente capacidade de absorção de energia e desempenho funcional. Esses materiais têm gerado grande interesse em setores variados, incluindo automotivo, transporte, indústria naval, aeronáutica e esportes. Adicionalmente, a fundição de precisão rápida é uma alternativa moderna e eficiente para a fabricação de componentes complexos de LMF, permitindo alta precisão, reprocessamento do material e desempenho mecânico satisfatório. Neste contexto, este trabalho tem como objetivo principal estudar uma LMF CuAlMn superelástica, analisando seu reprocessamento e a fabricação de estruturas celulares com geometrias Diamond e S, utilizando a técnica de fundição de precisão rápida. A fabricação da LMF CuAlMn foi realizada em um forno de indução aberto, sem atmosfera protetora. Os resultados mostraram que o reprocessamento da LMF CuAlMn por fundição de precisão rápida alterou, em pequena escala, a transformação de fase e as propriedades mecânicas da liga. Todos os componentes fabricados apresentaram superelasticidade à temperatura ambiente. Ensaios de compressão mostraram que o desempenho das estruturas celulares é altamente dependente da densidade relativa e da geometria da célula unitária. Estruturas com maior densidade relativa exigiram níveis de forças maiores para atingir uma deformação específica. A energia dissipada variou conforme a temperatura de ensaio, situando-se entre 0,14782 MJ/m<sup>3</sup> e 0,75014 MJ/m<sup>3</sup> para estruturas de geometria Diamond, e entre 0,04261 MJ/m<sup>3</sup> e 0,21135 MJ/m<sup>3</sup> para estruturas de geometria S. Além disso, as estruturas celulares de LMF CuAlMn apresentaram menores deformações residuais e níveis de força cerca de 10 vezes superiores a uma deformação máxima de 5%, quando comparadas a estruturas celulares fabricadas de alumínio. Assim, foi demonstrado que a fundição de precisão rápida é uma técnica viável para o reprocessamento de LMF CuAlMn, possibilitando a obtenção de componentes mecânicos com propriedades mecânicas satisfatórias, mantendo as características desejáveis das LMF CuAlMn.

Palavras-chave: Ligas com memória de forma, Ligas CuAlMn, Fundição de precisão rápida, Estruturas celulares, Energia dissipada.

## ABSTRACT

Shape Memory Alloys (SMA) based on CuAlMn are alternatives to NiTi SMAs due to their lower cost, higher ductility, cold workability, and potential for diverse industrial applications. A direct application of superelastic CuAlMn SMAs is in cellular structures, which exhibit excellent energy absorption capacity and functional performance. These materials have attracted significant interest across various sectors, including automotive, transportation, naval, aerospace, and sports industries. Additionally, rapid precision casting is a modern and efficient alternative for manufacturing complex SMA components, enabling high precision, material reutilization, and satisfactory mechanical performance. In this context, the main objective of this work is to study a superelastic CuAlMn SMA, analyzing its reprocessing and the fabrication of cellular structures with Diamond and S geometries using the rapid precision casting technique. The CuAlMn SMA was manufactured in an open induction furnace without a protective atmosphere. The results showed that reprocessing CuAlMn SMA through rapid precision casting slightly altered the phase transformation and mechanical properties of the alloy. All fabricated components exhibited superelasticity at room temperature. Compression tests demonstrated that the performance of cellular structures is highly dependent on relative density and unit cell geometry. Structures with higher relative density required greater force levels to achieve a specific strain. The dissipated energy varied according to the test temperature, ranging from 0.14782 MJ/m<sup>3</sup> to 0.75014 MJ/m<sup>3</sup> for Diamond geometry structures and from 0.04261 MJ/m<sup>3</sup> to 0.21135 MJ/m<sup>3</sup> for S geometry structures. Furthermore, CuAlMn SMA cellular structures exhibited lower residual strains and force levels approximately 10 times higher at a maximum strain of 5% when compared to aluminum cellular structures. Thus, it was demonstrated that rapid precision casting is a viable technique for reprocessing CuAlMn SMAs, enabling the production of mechanical components with satisfactory mechanical properties while maintaining the desirable characteristics of CuAlMn SMAs.

Keywords: Shape memory alloys, CuAlMn SMA, Rapid investment casting, Cellular structure, Energy dissipated.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Esquemas da estrutura cristalina e microestrutura de uma LMF NiTi.....	24
Figura 2 – Esquema das curvas de energia livre de martensita e austenita. ....	25
Figura 3 – Possíveis mudanças das estruturas cristalinas das LMF: (1) descarga/aquecimento; (2) carga/resfriamento; (3) carga; (4) aquecimento; (5) resfriamento. ....	26
Figura 4 – Resposta mecânica sob tração de uma LMF para diferentes temperaturas. ....	27
Figura 5 – Representação do EMF. (a) Comportamento de tensão, deformação e temperatura para uma LMF com EMF testada sob carregamento uniaxial. (b) Mecanismos associado ao EMF.....	30
Figura 6 – Esquema ilustrativo do comportamento termomecânico de uma estrutura celular com EMF. ....	31
Figura 7 – Representação da SE. (a) Comportamento tensão-deformação de uma LMF SE sob carregamento-descarregamento. (b) Mecanismos associados a SE. ..	32
Figura 8 – Esquema ilustrativo do comportamento termomecânico de uma estrutura celular com SE.....	33
Figura 9 – Principais ligas à base de Cu. ....	34
Figura 10 – (a) Diagrama de fases do sistema Cu-Al. (b) reações de ordem-desordem das fases $\beta(A2) \rightarrow \beta_2(B2)$ e $\beta_2(B2) \rightarrow \beta_1(D03)$ . ....	35
Figura 11 – (a) Diagrama de fases de seção vertical sistema ternário Cu–X%Al–10%Mn (%at.) (b) Efeito do teor de Al na trabalhabilidade a frio, deformação à tração e recuperação de forma. ....	38
Figura 12 – Esquema da ultramicroindetação (a) Representação esquemática da resposta força-penetração. (b) Representação esquemática da seção transversal da indentação, destacando as variáveis utilizadas na análise.....	40
Figura 13 – Representação esquemática de uma indentação LMF austenítica.....	41
Figura 14 – (a) Curvas DSC de LMF Cu–12Al–xMn. (b) Evolução da entalpia de transformação da curva DSC em função do teor de Mn.....	42
Figura 15 – Variação da temperatura Ms em função da adição de Mn e Al.....	43
Figura 16 – Medições de temperaturas de transformação de fase para as LMF CuAlMn.....	44

Figura 17 – Principais etapas do processo de fundição de precisão com molde sólido para produção de joia. ....	47
Figura 18 – Componentes mecânicos obtidos por fundição de precisão com cera perdida. ....	48
Figura 19 – Telas LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu fabricadas por fundição de precisão com cera perdida. ....	49
Figura 20 – Estruturas Celulares de uma LMF Cu-Al-Mn com diferentes geometrias. ....	49
Figura 21 – Evolução das formas das células para estruturas celulares: (a) hexagonal, (b) quadrada, (c) hexagonal reforçado, (d) tetrachiral e (e) reentrant. ....	51
Figura 22 – Efeito da carga em estruturas (a) não auxéticas (hexagonal) e (b) auxéticas (reentrant). ....	51
Figura 23 – Estrutura celular bidimensional com célula do tipo reentrant. (a) Livre de carregamento, (b) Sob carregamento ....	52
Figura 24 – Apresentação esquemática dos diferentes métodos utilizados para identificar o início da deformação de densificação ( $\epsilon D$ ) e o respectivo desempenho na absorção de energia. ....	53
Figura 25 – Curva força/deformação de uma estrutura celular (a) reentrant, (b) hexagonal. ....	54
Figura 26 – Chiral honeycombs (a) Formados com as mesmas unidades chirais (b) Formados com unidades chirais simétricas. ....	55
Figura 27 – Sequência de deslocamentos aplicados as estruturas reentrant e S. ....	56
Figura 28 – Comparação das deformações aplicadas nas estruturas chirais com espessuras de 0,8 mm e 1,6 mm experimental e numérica. ....	57
Figura 29 – Estruturas celulares usadas na área da arquitetura e engenharia civil. (a) tijolos. (b) isolamentos. ....	58
Figura 30 – Asa morphing projetada com estrutura celular de geometria reentrant. ....	59
Figura 31 – Pneus não pneumáticos fabricados de estrutura celular. ....	59
Figura 32 – Placas de fixação óssea analisadas com os seus respectivos parâmetros. ....	60
Figura 33 – Fluxograma do processo metodológico utilizado na pesquisa (parte 1). ....	61
Figura 34 – Fluxograma do processo metodológico utilizado na pesquisa (parte 2). ....	62
Figura 35 – (a) Forno de indução utilizado para a fabricação das ligas e (b) lingotes fabricados. ....	64

Figura 36 – Modelos das estruturas celulares computacionais com suas respectivas dimensões. ....	66
Figura 37 – Modelos utilizados para a retirada dos corpos de prova de tração. (a) Placa retangular (b) corpo de prova para ensaios de tração e (c) montagem para retirada dos corpos de prova na placa retangular. Dimensões em mm. ....	67
Figura 38 – Projeto para a estrutura celular D_med. (a) Estrutura celular D_med com os canais de alimentação (b) estrutura celular D_med após o corte na eletroerosão (c) dimensões dos canais de alimentação utilizado na estrutura celular D_med. ....	69
Figura 39 – Projeto para a estrutura celular S_med. (a) Estrutura celular S_med com os canais de alimentação (b) estrutura celular S_med após o corte na eletroerosão (c) dimensões dos canais de alimentação utilizado na estrutura celular S_med. ....	70
Figura 40 – Modelos impressos. (a) placa retangular (b) estruturas celulares de geometria unitária Diamond e (c) estruturas celulares de geometria unitária S. ....	72
Figura 41 – Preparação do molde. (a) estrutura D_grande em resina montada na base de silicone (b) molde preparado e (c) Forno de sinterização com os moldes de gesso preparados para queima. ....	74
Figura 42 – Curva de queima para preparo do gesso Resincast. ....	74
Figura 43 – (a) PowerCast 1700, (b) Ilustração do sistema da máquina centrífuga usada no processo de fundição. ....	75
Figura 44 – Fabricação dos componentes LMF CuAlMn. (a) Máquina Power Cast 1700, (b) Lingotes de CuAlMn, (c) Fusão da LMF CuAlMn, (d) Processo FIC e (e) Pós-processo da estrutura celular. ....	75
Figura 45 – Distribuição dos pontos selecionados para amostragem da placa reprocessada. ....	80
Figura 46 – Montagem para o ensaio de tração uniaxial dos corpos de provas LMF. ....	81
Figura 47 – Avaliação dimensional das estruturas celulares de resina e de LMF CuAlMn. ....	83
Figura 48 – Esquema das estruturas celulares com as regiões escolhidas para análises. (a) estrutura Diamond e (b) estrutura S. ....	84
Figura 49 – Montagem para o ensaio de compressão das estruturas celulares. ....	85
Figura 50 – Componentes após o tratamento térmico de têmpera. (a) estrutura celular S_peq, (b) estrutura celular S_med com os canais de alimentação e (c) placa retangular. ....	87

Figura 51 – Estruturas celulares com uma camada de gesso antes do tratamento térmico de têmpera. ....	88
Figura 52 – Placa retangular e corpos de prova para tração retirados da placa retangular.....	89
Figura 53 – Estruturas celulares. (a) Geometria Diamond com canais de alimentação, (b) cortadas na eletroerosão e (c) finalizadas.....	89
Figura 54 – Defeitos superficiais nas estruturas celulares. (a) Diamond e (b) S. ....	90
Figura 55 – Mapas de EDS de composição elementar superficial para as amostras de LMF CuAlMn. (a) Lingote, (b) placa reprocessada 1 e (c) placa reprocessada 2. ....	92
Figura 56 – DRX das amostras LMF CuAlMn. (a) Lingote e (b) reprocessada. ....	94
Figura 57 – Microscopia ótica para as amostras de LMF CuAlMn. (a) Lingote e (b) reprocessada. ....	95
Figura 58 – Termogramas das LMF CuAlMn após tratamento de têmpera. (a) Lingote 1 e placa reprocessada retirada do lingote 1 e (b) Lingote 2 e placas reprocessadas retiradas do lingote 2.....	96
Figura 59 – Força versus profundidade de penetração para diferentes níveis de força. (a) 25 mN e (b) 1000 mN. ....	98
Figura 60 – Propriedades mecânicas retiradas do ensaio de ultramicrodureza para as amostras de LMF CuAlMn. (a) Módulo de elasticidade e (b) dureza. ....	99
Figura 61 – Evolução das respostas retiradas nos ensaios de ultramicrodureza para as amostras do lingote e reprocessada das LMF CuAlMn. (a) $h_{max}$ , (b) $h_{rec}$ e (c) $h_{rec}/h_{max}$ . ....	101
Figura 62 – Maclas martensíticas retiradas das indentações dos ensaios de ultramicrodureza. (a) amostra do lingote, (b) amostra reprocessada e (c) carga de 1000mN para a amostra reprocessada. ....	102
Figura 63 – Módulo de elasticidade para o mapeamento realizado nas amostras de LMF CuAlMn. (a) Lingote e (b) reprocessada.....	104
Figura 64 – Dureza para o mapeamento realizado nas amostras de LMF CuAlMn. (a) Lingote e (b) reprocessada. ....	105
Figura 65 – Curva tensão-deformação sob o modo de tração uniaxial para a amostra da LMF CuAlMn. ....	106
Figura 66 – Deformação recuperada em função da deformação máxima aplicada. ....	107
Figura 67 – Ciclagem em tração para a LMF CuAlMn.....	109

Figura 68 – Deformações residuais acumuladas ao longo da ciclagem mecânica na LMF CuAlMn. ....	110
Figura 69 – Ensaio isotérmico de tração na LMF CuAlMn a diferentes temperaturas. ....	111
Figura 70 – Diagrama tensão versus temperatura sob o modo de tração uniaxial em regime quasi-estático para as LMF CuAlMn. ....	112
Figura 71 – Microscopia ótica para a amostra reprocessada após o ensaio de tração no corpo de prova. (a) Ampliação de 500 $\mu\text{m}$ , (b) ampliação de 200 $\mu\text{m}$ e (c) amostra em estado macro. ....	114
Figura 72 – Comportamento das densidades relativas para as estruturas celulares. ....	116
Figura 73 – Termogramas das estruturas celulares LMF CuAlMn após tratamento de têmpera. (a) e (c) estruturas celulares de geometria Diamond e (b) e (d) estruturas celulares de geometria S. ....	119
Figura 74 – Microscopia ótica para a estrutura S_med. (a), (b) e (c) ampliação de 500 $\mu\text{m}$ e (d) macro. ....	121
Figura 75 – Microscopia ótica para a estrutura D_med. (a), (b) e (c) ampliação de 500 $\mu\text{m}$ e (d) macro. ....	122
Figura 76 – Módulo de elasticidade para as regiões analisadas das estruturas celulares. (a) Diamond e (b) S. ....	124
Figura 77 – Módulo de elasticidade para as regiões analisadas das estruturas celulares. (a) Diamond e (b) S. ....	125
Figura 78 – Comportamento compressivo sob testes de deformação incremental na estrutura celular Diamond. (a) D_grande, (b) D_med, (c) D_peq e (d) comparação das forças máximas atingidas nas deformações de 1%, 2%, 3%, 4% e 5% das três estruturas celulares. ....	126
Figura 79 – Comportamento compressivo sob testes de deformação incremental na estrutura celular do tipo S. (a) S_grande, (b) S_med, (c) S_peq e (d) comparação das forças máximas atingidas nas deformações de 1%, 2%, 3%, 4% e 5% das três estruturas celulares. ....	127
Figura 80 – Curva força versus deformação para as estruturas celulares fabricadas de alumínio. (a) D_grande e (b) S_med. ....	129
Figura 81 – Estruturas celulares D_grande e S_med de CuAlMn e Alumínio. (a) antes e (b) depois do ensaio. ....	130

Figura 82 – Ciclagem mecânica para as estruturas celulares. (a) D_grande, (b) D_med e (c) D_peq. ....	131
Figura 83 – Ciclagem mecânica para as estruturas celulares. (a) S_grande, (b) S_med e (c) S_peq. ....	132
Figura 84 – ED para as estruturas celulares a partir dos ensaios de ciclagem. Ciclo 1, 5, 10, 15, 20, 25, 30 (a) estrutura Diamond, (b) estrutura do tipo S. Ciclo 5, 10, 15, 20, 25, 30 (c) estrutura Diamond e (d) estrutura do tipo S.....	134
Figura 85 – Ensaios isotérmicos para as estruturas celulares. (a) D_grande, (b) D_med e (c) D_peq. ....	135
Figura 86 – Ensaios isotérmicos para as estruturas celulares. (a) D_grande, (b) D_med e (c) D_peq. ....	136
Figura 87 – Evolução das estruturas celulares em níveis de deformação variando de 0% a 5%. (a) S_grande, (b) S_med, (c) S_peq, (d) D_grande e (e) D_med.....	138
Figura 88 – Deformações residuais para as estruturas celulares geradas após os ensaios isotérmicos. (a) Diamond e (b) S.....	139
Figura 89 – Propriedades mecânicas à diferentes temperaturas das estruturas celulares fabricadas de LMF CuAlMn. (a) Ks das estruturas Diamond, (b) Ks das estruturas do tipo S, (c) ED das estruturas Diamond e (d) ED das estruturas do tipo S. ....	141
Figura 90 – Curvas força-deformação representando os regimes de comportamento mecânico das estruturas celulares: regime plástico, regime de platô e regime de densificação. (a) D_grande, (b) D_med, (c) S_grande, (d) S_med e (e) S_peq. ....	143
Figura 91 – ED para as estruturas celulares até o ponto de densificação. ....	146
Figura 92 – Curva força-deformação representando os regimes de comportamento mecânico da estrutura celular fabricada de alumínio nos regimes plástico, de platô e densificação.....	147
Figura 93 – Evolução das estruturas celulares sob diferentes níveis de deformação (5% a 50%). (a) S_grande, (b) S_med, (c) S_peq, (d) D_grande e (e) D_med.....	164

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Comparativo entre algumas características de quatro LMF distintas. ....	39
Tabela 2 – Fórmulas Ms para a LMF CuAlMn. ....	44
Tabela 3 – Distribuição da massa e quantidade de componentes por injeção para preenchimento dos componentes, canais de alimentação e massalote. ....	76
Tabela 4 – Composições encontradas via EDS para o lingote. ....	91
Tabela 5 – Composições encontradas via EDS para a placa 1. ....	91
Tabela 6 – Composições encontradas via EDS para a placa 2. ....	91
Tabela 7 – Temperaturas e entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa das amostras de LMF CuAlMn. ....	97
Tabela 8 – Análise comparativa das dimensões médias entre os modelos das estruturas celulares do CAD, resina e da LMF CuAlMn. ....	117
Tabela 9 – Temperaturas e entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa das amostras de LMF CuAlMn. ....	120
Tabela 10 – Valores aproximados de força máxima e deformação registrados na região elástica para as estruturas celulares analisadas. ....	144

## SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO .....	19
2. OBJETIVOS.....	22
2.1 Geral.....	22
2.2 Específicos .....	22
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	23
3.1 Aspectos Gerais das LMF .....	23
3.2 Comportamento Termomecânico das LMF .....	28
3.2.1 Efeito de Memória de Forma (EMF).....	29
3.2.2 Superelasticidade (SE) .....	31
3.3 LMF a base de cobre .....	33
3.3.1 LMF Cu–Al–Mn.....	36
3.4 Aspectos das LMF CuAlMn.....	39
3.4.1 Ultramicr dureza instrumentada .....	39
3.4.2 – Análise Térmica .....	41
3.4 Fabricação de Componentes em LMF por fundição de precisão.....	44
3.5 Estruturas Celulares .....	49
4. MATERIAIS E MÉTODOS .....	61
4.1 Metodologia .....	61
4.2 Seleção e Obtenção das LMF de CuAlMn .....	62
4.3 Tratamentos Térmicos .....	64
4.4 Parâmetros das Estruturas Celulares Seleccionadas .....	64
4.5 Fabricação das estruturas celulares e corpos de prova .....	66
4.5.2 Fabricação do molde para fundição .....	73
4.5.2 Injeção da LMF nos moldes .....	74
4.6 Caracterização da LMF CuAlMn – 1ª Parte Experimental.....	77
4.6.1 Microscopia Ótica (MO) .....	77

4.6.3	Análise Microestrutural de Difração de raios – X (DRX)	78
4.6.4	Análise Térmica	79
4.6.6	Ensaio termomecânico de tração	80
4.7	Caracterização das estruturas celulares CuAlMn – 2ª Parte Experimental	82
4.7.1	Análise Térmica	82
4.7.2	Análise Geométrica/Dimensional	82
4.7.3	Microscopia Ótica (MO)	83
4.7.4	Microdureza	83
4.7.5	Ensaio Mecânico de compressão	84
5.	RESULTADOS	87
5.1	Tratamento térmico	87
5.2	Obtenção dos componentes de CuAlMn	88
5.3	Efeito do reprocessamento pelo processo de fundição de precisão rápida da LMF CuAlMn	91
5.3.1	Espectroscopia de Dispersão de Energia (EDS)	91
5.3.3	Difração de Raios – X (DRX)	93
5.3.6	Microscopia Ótica (MO)	94
5.3.2	Análise Térmica	96
5.3.4	Microdureza	98
5.3.5	Ensaio Mecânico de Tração	105
5.4	Efeito da geometria e densidade relativa nas estruturas celulares de LMF CuAlMn	115
5.4.1	Densidade Relativa	115
5.4.2	Análise Dimensional	117
5.4.3	Análise Térmica	118
5.4.4	Microscopia Ótica	121
5.4.5	Microdureza	123
5.4.6	Ensaio Mecânico de compressão	125

6. Conclusões .....	148
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	150
APÊNDICE A – IMAGENS DO ENSAIO DE COMPRESSÃO DAS ESTRUTURAS CELULARES.....	164

## 1. INTRODUÇÃO

As Ligas com Memória de Forma (LMF) são metais ativos que podem recuperar sua forma original após deformados e expostos a estímulos apropriados, como mudanças de temperatura, campo magnético ou tensão mecânica. Essas ligas exibem duas funcionalidades mecânicas principais, o efeito de memória de forma (EMF) e a superelasticidade (SE). O EMF refere-se à capacidade da LMF de recuperar a deformação aparentemente plástica após aplicação de calor, enquanto a SE permite que a LMF sofra grandes deformações elásticas reversíveis após carregamento e descarregamento mecânico. Esses fenômenos ocorrem devido à sua capacidade de transição reversível da fase austenita para a martensita, durante a qual ocorrem mudanças reversíveis na estrutura dos átomos da LMF em resposta a variações de temperatura ou tensão (OTSUKA & WAYMAN, 1998; LAGOUDAS, 2008; DUERING et al. 2013; CZECHOWICZ & LANGBEIN, 2015; ELAHINIA, 2015).

As LMF à base de cobre estão se tornando uma alternativa viável devido ao seu mais baixo custo, maior facilidade de processamento, melhores propriedades de amortecimento e maiores condutividades elétrica e térmica (SUTOU et al., 2008; MIELCZAREK et al.; 2008). Duas das LMF mais relevantes nesse contexto são os sistemas Cu-Al-Ni e Cu-Zn-Al, que já se mostraram comercialmente atraentes para a fabricação e aplicações práticas que se beneficiam das funcionalidades das LMF. No entanto, as LMF Cu-Al-Ni e Cu-Zn-Al com estrutura policristalina, apresentam fragilidade quando submetidas a trabalhos a frio, o que limita sua aplicação na indústria (SUTOU et al., 2004; SUTOU et al., 2013; KAINUMA et al., 1996).

Sutou et al. (2008) realizaram estudos que demonstraram que as LMF de CuAlMn, com menores teores de alumínio (até 17% at.) e teor de manganês superior a 8% at., apresentam alta ductilidade, excelente trabalhabilidade a frio e um bom alongamento. Essas características são notáveis, especialmente considerando que as LMF de Cu-Al-Mn estudadas são ligas policristalinas.

Pesquisas indicam que, com controle adequado da microestrutura, as LMF de CuAlMn podem apresentar propriedades comparáveis às ligas de NiTi, conhecidas por suas excelentes características (SUTOU et al., 2004; WANG et al., 2007; XIAO et al., 2014). Essas ligas se destacam como alternativas promissoras devido à alta ductilidade, trabalhabilidade a frio e custo potencialmente menor.

Além disso, as LMF de CuAlMn possuem a vantagem de serem fabricadas em fornos de indução abertos, sem necessidade de atmosfera protetora. Estudos demonstram que lingotes produzidos nessas condições permitem a retirada de corpos de prova de tração, os quais exibem comportamento superelástico e boa deformação, especialmente após tratamentos térmicos adequados (ANDRADE et al., 2021; DA SILVA, 2014; ALCÂNTARA, 2017; CALUÊTE, 2012).

A fundição de precisão rápida, com a técnica de fusão por indução com injeção por centrifugação (FIC), é uma metodologia eficiente para fabricar componentes de LMF a partir de modelos impressos utilizando prototipagem rápida (impressão 3D). Esse processo envolve o reprocessamento da LMF para obter componentes mecânicos nos formatos finais desejados. Estudos como os realizados por Montenegro et al. (2020), Santiago et al. (2020), Simões & Araújo (2018) e Gomes et al. (2020) demonstraram o uso dessa técnica na fabricação de diversos componentes, como molas, placas ósseas, telas, parafusos e arruelas de NiTi. Os resultados desses trabalhos indicaram que o reprocessamento das LMF para obtenção de componentes via FIC apresentou desempenho satisfatório.

As LMF têm encontrado aplicações cada vez mais amplas em diversas áreas da engenharia, incluindo o desenvolvimento de estruturas celulares. Essas estruturas, conhecidas como "*honeycombs*" (estruturas do tipo "favo de mel"), estruturas *chiral* e estruturas treliçadas (*lattice structures*), têm sido amplamente utilizadas nas indústrias naval e aeronáutica (CARLIN, 2000; GUO et al., 2009; ZHANG et al., 2004), bem como na arquitetura (WONG et al., 2007; KAUSHIKA et al., 1992; ROMMEL & WAGNER, 1992), engenharia civil (HOLLANDS & IYNKARAN, 1993; SUEHRCKE et al., 2004), indústria de transporte (RHYNE & CRON, 2006; JU et al., 2010), entre outras. Uma das principais vantagens dessas estruturas celulares é a capacidade de fornecer alta rigidez com baixo peso. Elas são utilizadas na fabricação de componentes leves e rígidos, como esquis e painéis de aeronaves (CHO et al., 2004), assim como para absorção de energia em aplicações de transporte de carga (GOLDSMITH & SACKMAN, 1992; WANG, 2009; WIERZBICKI, 1983).

Enquanto muitas indústrias utilizam materiais convencionais, como alumínio e fibras, por sua alta relação rigidez e peso, esses materiais podem sofrer deformações permanentes sob cargas excessivas. Estruturas celulares fabricadas com LMF se destacam nesse contexto, pois apresentam fenômenos termomecânicos como EMF e SE, permitindo grande deformação elástica e recuperação da forma original.

Essa característica confere às estruturas celulares de LMF alta capacidade de absorção de energia, reduzindo danos permanentes. Esses avanços podem viabilizar estruturas mais leves e eficientes, impulsionando inovações em engenharia, arquitetura e transporte.

A fabricação de estruturas celulares a partir de LMF NiTi foi anteriormente realizada por meio de técnicas de união por brasagem, como demonstrado por pesquisadores como Shaw et al. (2007), Okabe et al. (2011) e Hassan et al. (2008). Esses estudos apresentaram resultados satisfatórios em testes de tração e compressão.

Simões (2016) demonstrou a viabilidade da fabricação de estruturas celulares de LMF Ni-Ti com duas geometrias diferentes (circular e hexagonal) utilizando o processo de fundição de precisão a partir de modelos poliméricos (ABS ou PLA) obtidos por impressão 3D. Recentemente, Alves et al. (2024) mostraram a possibilidade de fabricar estruturas celulares de LMF CuAlMn por meio do processo de fundição de precisão rápida. Esse estudo avaliou quatro estruturas, Todas as estruturas foram fabricadas com duas espessuras de parede distintas (0,5 mm e 1 mm). Os resultados indicaram que a redução da espessura em 50% não resultou em uma redução proporcional da força máxima para cada ciclo de compressão isotérmica realizado. Dependendo da geometria da geometria, as estruturas mais espessas exigiram de 3 a 10 vezes mais esforço mecânico para uma compressão de 5%, revelando resultados promissores em comparação com as estruturas de NiTi (Simões, 2016).

Neste contexto, a motivação deste trabalho está dividida em duas partes principais. Primeiramente, busca-se avaliar a influência do reprocessamento por fundição de precisão rápida em uma LMF CuAlMn superelástica (austenítica), comparando os resultados obtidos com os do lingote original de LMF CuAlMn. Em seguida, a fabricação e caracterização de estruturas celulares SE dessa mesma LMF CuAlMn, com diferentes densidades relativas, também produzidas por meio da fundição de precisão rápida. Ressalta-se que até o presente momento não foram encontrados trabalhos na literatura internacional demonstrando a fabricação de estruturas superelásticas de LMF CuAlMn usando fundição de precisão rápida, a partir de modelos em resina obtidos por impressão 3D. Este fato revela o caráter original e inovador do presente trabalho de tese.

## **2. OBJETIVOS**

### **2.1 Geral**

Avaliar o reprocessamento de uma LMF CuAlMn com propriedades funcionais de SE e investigar o impacto da densidade relativa em estruturas celulares de geometrias distintas, por razões de Poisson positiva (Diamond) e negativa (tipo S), com diferentes alturas de célula unitária (10 mm, 7 mm e 5 mm) e espessura de parede de 0,5 mm, fabricadas por fundição de precisão rápida.

### **2.2 Específicos**

- Avaliar o efeito do reprocessamento da LMF CuAlMn em comparação ao lingote de origem por meio de caracterizações térmicas, composicionais, microdureza, microestrutural e fase;
- Investigar o comportamento termomecânico da LMF CuAlMn reprocessada, por meio ensaios de tração a diferentes temperaturas;
- Determinar o método mais adequado para a realização de tratamentos térmicos de têmpera nos componentes fabricados;
- Avaliar a qualidade dimensional das estruturas celulares de LMF CuAlMn;
- Analisar o comportamento térmico, termomecânico e de microdureza das estruturas celulares de LMF CuAlMn.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aspectos Gerais das LMF

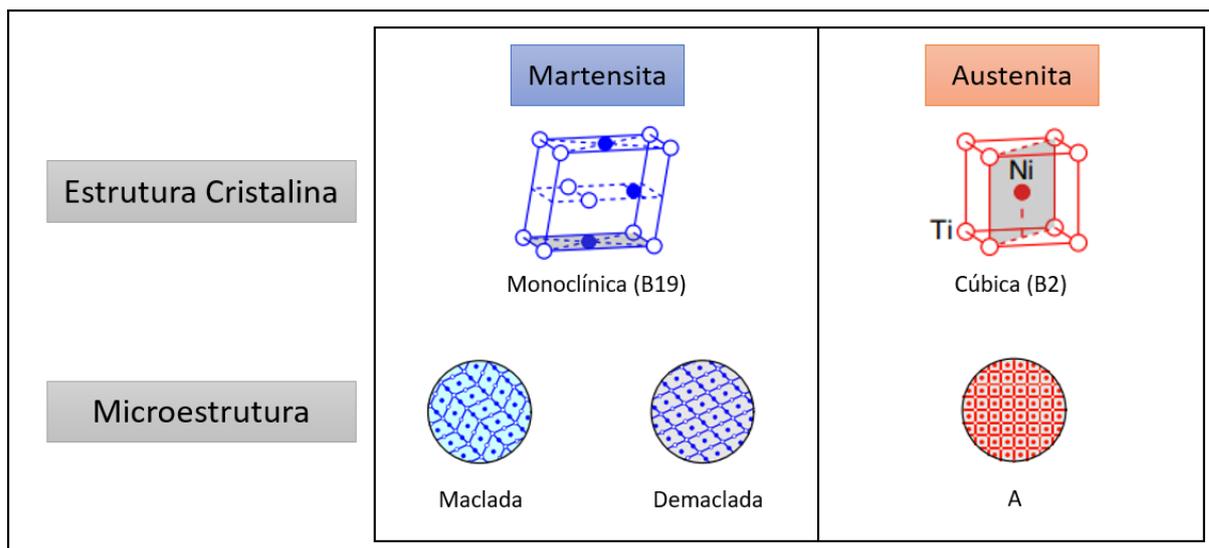
As LMF são um grupo de ligas metálicas que podem retornar à sua forma ou tamanho original quando submetidas a um processo de memorização entre duas transformações de fase (sólido - sólido), dependentes da temperatura ou do campo magnético (JANI et al, 2014).

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, o que fazem as LMF serem diferenciadas em relação aos metais convencionais. Essas ligas possuem duas fases, cada uma com uma estrutura cristalina diferente e, portanto, propriedades diferentes. Uma é a fase de alta temperatura chamada austenita (fase  $\beta$ ) e a outra é a fase de baixa temperatura chamada martensita (fase  $\alpha$ ). A austenita apresenta uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (B2) e tem como característica alta simetria e elevado módulo de elasticidade, comparativamente a estrutura martensítica. Já a fase martensita, fase de temperatura mais baixa, é facilmente deformada e pode apresentar uma estrutura cristalina ortorrômbica ou monoclinica (B19) (LAGOUDAS, 2008; ELAHINIA, 2015).

Cada cristal martensítico pode ter uma direção de orientação diferente, chamada de variante martensítica. A forma como estas variantes estão dispostas podem existir em duas maneiras: martensita maclada (*twinned*), que gera uma combinação de variantes martensíticas "auto-acomodadas", sendo esta formada devido à variação de temperatura, e martensita demaclada (*detwinned*), onde uma variante específica é dominante. Neste último caso a matensita é induzida por temperatura e por tensão (OTSUKA & WAYMAN, 1998; LAGOUDAS, 2008).

A representação das estruturas cristalinas e das fases citadas, estão representadas na Figura 1. Os planos cinzas mostrados nas estruturas cristalinas da figura indicam planos de correspondência de rede entre as células unitárias padrão mostradas (SHAW et al., 2008).

Figura 1 – Esquemas da estrutura cristalina e microestrutura de uma LMF NiTi.



Fonte - Adaptado de Shaw et al. (2008).

A razão fundamental para o comportamento único dessas ligas é devido à transformação de fase martensítica reversível. A transformação de uma estrutura para outra não ocorre pela difusão de átomos, mas sim pela distorção da estrutura de cisalhamento. Como não ocorrem processos de difusão, a concentração local da composição química não é afetada, apenas a estrutura cristalina muda. Normalmente, essa mudança na estrutura cristalina é impulsionada por um processo de cisalhamento, que pode ser descrito por um movimento coordenado e cooperativo de átomos na rede cristalina. Um outro fato importante da transformação de cisalhamento é que a mudança de volume durante a transformação pode ser muito pequena (OTSUKA & WAYMAN, 1998, YAMAUCHI *et al.*, 2011, ELAHINIA, 2015).

De acordo com Elahinia (2015), uma análise da termodinâmica simples das transformações de fase pode ser apresentada pela forma geral da energia livre de Gibbs, que é dada pela Equação 1:

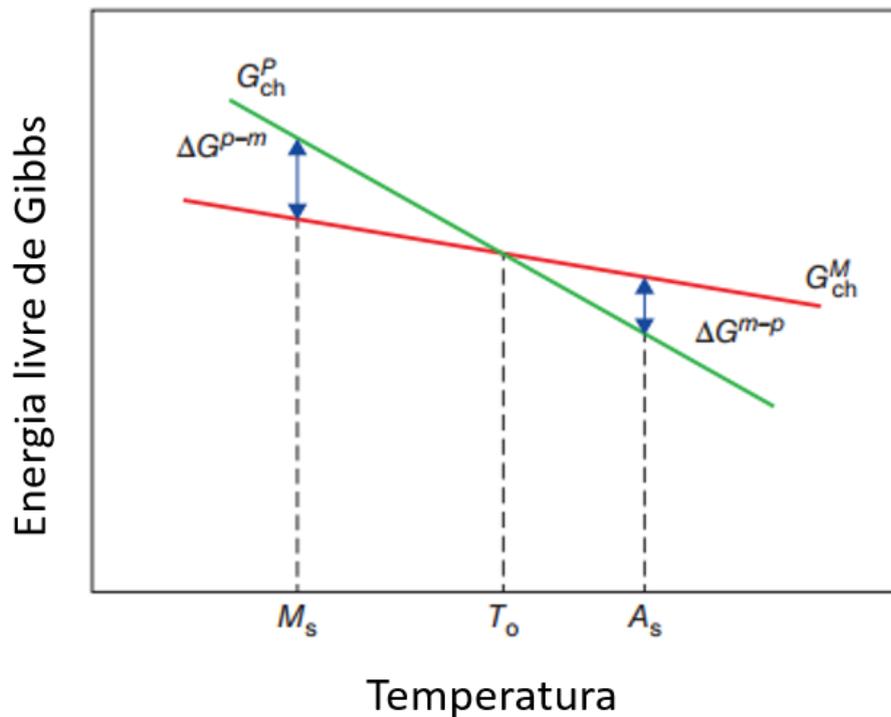
$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S \quad (1)$$

Onde,  $\Delta G$  é a variação de entalpia,  $\Delta S$  é a mudança na entropia e  $T$  é a temperatura.

Para simplificar, pode-se assumir que as energias livres de Gibbs da martensita e da austenita diminuem linearmente com a temperatura. Na intersecção das curvas de energia livre de Gibbs, as fases em transformação têm a mesma energia livre e estão em equilíbrio na temperatura de equilíbrio ( $T_0$ ). Abaixo de  $T_0$ , a martensita tem

menor energia livre e, portanto, é favorecida termodinamicamente. Acima de  $T_0$ , a austenita é estável (ELAHINIA, 2015). Na Figura 2, as curvas de energia para a transformação de fase austenita e martensita (avanço) são esquematizadas.  $G_{ch}^P$  e  $G_{ch}^M$  são as energias químicas da austenita e da martensita,  $\Delta G^{p-m}$  é a força motriz química para a transformação de fase da austenita para martensita e  $\Delta G^{m-p}$  é vice-versa, respectivamente.

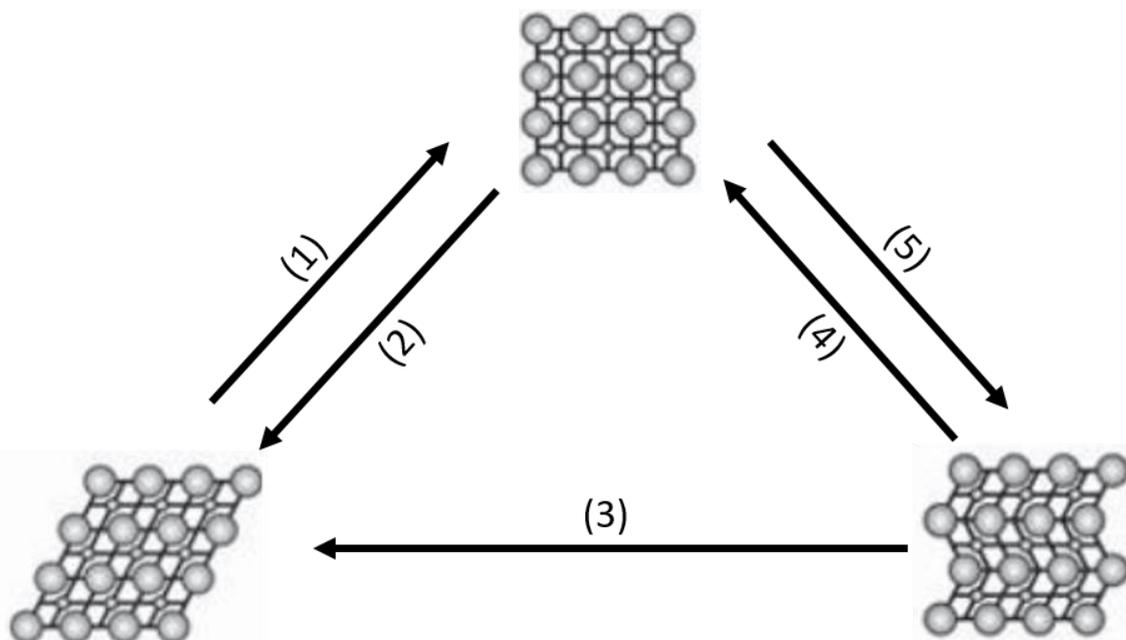
Figura 2 – Esquema das curvas de energia livre de martensita e austenita.



Fonte – Adaptado de Elahinia (2015).

Dependendo da temperatura e/ou da tensão, uma LMF pode se comportar em um estado de martensita maclada, martensita demaclada, ou austenita, onde a austenita e a martensita maclada podem coexistir no processo de termociclagem (SUN & HUANG, 2009). A Figura 3 apresenta as mudanças nas estruturas cristalinas das LMF correspondentes a cada uma das transformações de fase possíveis, em função do tipo de energia fornecida ao material (térmica ou mecânica).

Figura 3 – Possíveis mudanças das estruturas cristalinas das LMF: (1) descarga/aquecimento; (2) carga/resfriamento; (3) carga; (4) aquecimento; (5) resfriamento.



Fonte – Adaptado de Montenegro (2016).

De acordo com Yamauchi et al. (2011), a transformação martensítica ocorre dentro de um determinado intervalo de temperatura. Para suportar essas faixas de temperatura, é prático usar quatro temperaturas distintas de transformação que as caracteriza na ausência de tensões e que consistem em:

$M_s$  – Temperatura inicial da transformação de fase martensítica (resfriamento);

$M_f$  – Temperatura final da transformação de fase martensítica (resfriamento);

$A_s$  – Temperatura inicial da transformação de fase austenita (aquecimento);

$A_f$  – Temperatura final da transformação de fase austenita (aquecimento).

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

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).

Portanto, os tratamentos termomecânicos para as LMF são considerados um dos métodos mais econômicos, simples e eficientes adotados para manipular as propriedades de transformação de fase destas ligas. (KIM *et al.*, 2004; FERNANDES, 2013).



mas desaparece após o aquecimento da amostra, assim se comportando o EMF. Acima de 232,5 K, a tensão de deformação começa a aumentar com a temperatura, e a deformação desaparece com a remoção da carga, mesmo sem aquecimento, mostrando o fenômeno da SE. Em temperaturas mais altas, a deformação residual aparece e as curvas tensão-deformação são mais ou menos semelhantes aos dos metais convencionais.

O comportamento tensão-deformação não é a única propriedade das LMF a ser afetada pela temperatura. Várias outras propriedades, como módulo de elasticidade, resistividade elétrica e calores específicos, também são fortemente dependentes da temperatura. A razão para tal comportamento complexo é que a amostra muda de estado à medida que a temperatura aumenta e, portanto, seu mecanismo de deformação é diferente para várias faixas de temperatura (YAMAUCHI *et al.*, 2011).

Existem cerca de vinte elementos na parte central da tabela periódica cujas ligas exibem os fenômenos característicos das LMF como prata-cádmio (Ag-Cd), ouro-cádmio (Au-Cd), cobre-alumínio-níquel (Cu-Al- Ni), cobre-alumínio-manganês (Cu-Al-Mn), cobre-ouro-zinco (Cu-Au-Zn), cobre-estanho (Cu-Sn), cobre-ouro-estanho (Cu-Au-Sn) , cobre-zinco (Cu-Zn), cobre-zinco-alumínio (Cu-Zn-Al), cobre-zinco-estanho (Cu-Zn-Sn), cobre-zinco-gálio (Cu-Zn-Ga), cobre-zinco-silício (Cu-Zn-Si), índio-titânio (In-Ti), níquel-alumínio (Ni-Al), níquel-titânio (Ni-Ti), ferro-platina (Fe-Pt), ferro-paládio (Fe-Pd), etc. No entanto, principalmente três sistemas de ligas geralmente conhecidos por exibir os fenômenos das LMF têm sido o foco de pesquisa e desenvolvimento. São elas: Ni-Ti, Cu-Al e ligas à base de Fe (DASGPTA, 2014).

A demanda por LMF para aplicações técnicas e de engenharia tem aumentado em vários campos comerciais; como em produtos de consumo e aplicações industriais, estruturas e compósitos, automotivo, aeroespacial, mini atuadores e sistemas micro eletromecânicos, robótica, biomédica e até na moda (JANI *et al.*, 2014).

### **3.2 Comportamento Termomecânico das LMF**

As LMF quando estão sujeitas a um ciclo térmico adequado e em condições específicas, podem recuperar a forma original imediatamente após o carregamento e descarregamento mecânico, sem a necessidade de aquecimento, esse fenômeno é

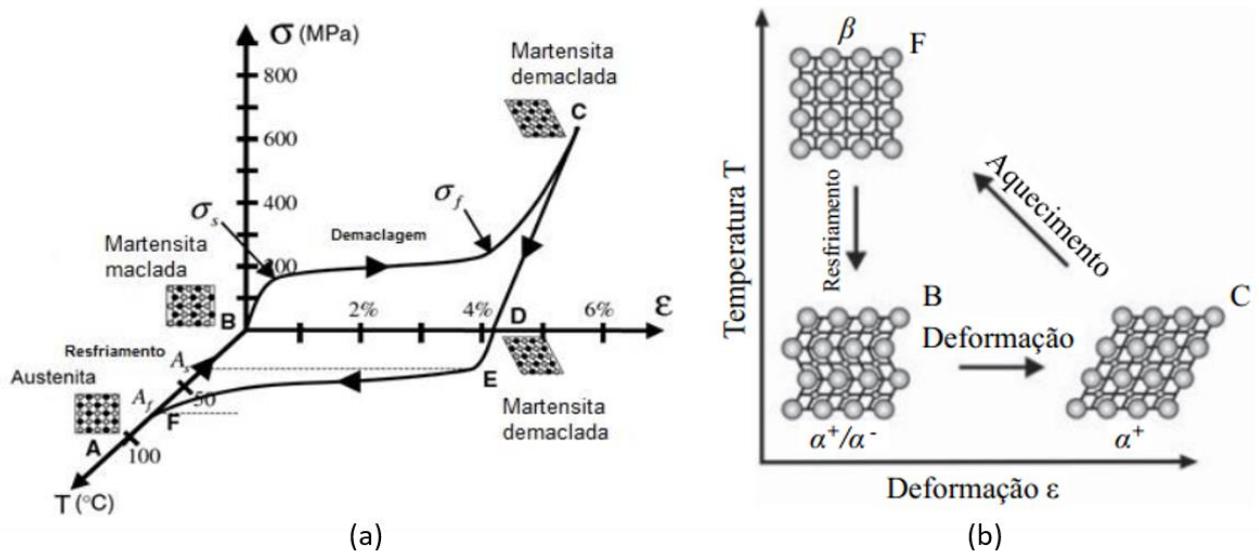
conhecido como a superelasticidade. As LMF também podem recuperar sua forma original (através do aquecimento) após serem submetidos a grandes deformações aparentemente plásticas, resultando em elevada densidade de energia de atuação, esse fenômeno é conhecido como o efeito de memória de forma. Devido a esses fenômenos várias aplicações as LMF já foram encontradas. Nos tópicos a seguir serão comentados com detalhes sobre cada um desses fenômenos.

### 3.2.1 Efeito de Memória de Forma (EMF)

O EMF é a capacidade que estas ligas têm de recuperar a deformação residual, deixada pelo carregamento, após aquecimento da amostra acima de uma temperatura conhecida. Ou seja, ocorre quando o material inicialmente na fase martensítica maclada é deformado (abaixo da temperatura  $A_s$ ), de modo aparentemente permanente, transformando assim em martensita demaclada, com o descarregamento mecânico é mantida a fase martensita demaclada e subsequentemente quando aquecida à uma temperatura acima de  $A_f$ , recupera sua forma original, assim, transformando-a de volta na fase austenítica (LAGOUDAS, 2008; ELAHINIA, 2015). O diagrama tensão-deformação-temperatura mostrado na Figura 5 explica melhor esse fenômeno.

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).

Figura 5 – Representação do EMF. (a) Comportamento de tensão, deformação e temperatura para uma LMF com EMF testada sob carregamento uniaxial. (b) Mecanismos associado ao EMF.



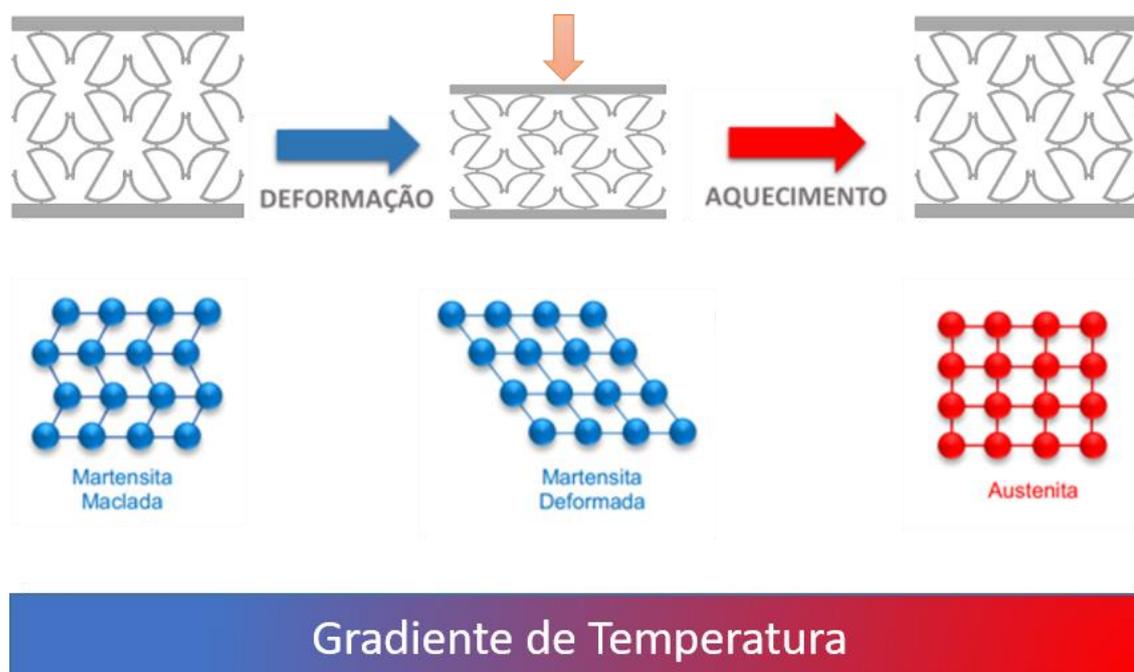
Fonte – (a) Adaptado de Lagoudas (2008) e (b) Adaptado de Elahinia (2015).

Inicialmente a estrutura da LMF se encontra na fase austenita (ponto A da Figura 5a), com o resfriamento da austenita ( $\beta$ ), a qual está livre de tensão mecânica e abaixo das temperaturas de transformação martensitas, acaba resultando na formação de martensita maclada (ponto B). Logo, quando a martensita maclada ( $\alpha + / \alpha -$ ) é submetida a uma tensão aplicada que excede o nível de tensão de partida ( $\sigma_s$ ), o processo de reorientação é iniciada, o que implica o crescimento de certas variantes martensíticas orientadas que crescem à custa das outras variantes, dando origem a martensita demaçada (ponto C). Percebe-se que o nível de tensão para a reorientação das variantes é muito menor do que a tensão de rendimento plástico permanente da martensita. O material é então elasticamente descarregado de C para D e o estado martensítico demaçado ( $\alpha +$ ) é mantido. Após aquecimento na ausência de tensão, a transformação reversa inicia quando a temperatura atinge  $A_s$ , (em E) e é completada na temperatura  $A_f$  (ponto F), acima da qual existe apenas a fase austenita. Na falta de deformação plástica permanente gerada durante o processo de demaclagem, a forma original da LMF é recuperada (ponto A) (LAGOUDAS, 2008).

A Figura 6 apresenta em prática como uma estrutura celular ausética, no formato em “S”, que inicialmente se encontra a uma temperatura abaixo de  $M_f$  e sua estrutura martensita maclada, em seguida acontece um carregamento mecânico, gerando uma deformação aparentemente permanente e transformando em martensita demaçada, e após um aquecimento da mesma a uma temperatura acima da  $A_f$  e

estrutura austenita, a forma original é recuperada, assim a estrutura celular volta ao seu estado inicial.

Figura 6 – Esquema ilustrativo do comportamento termomecânico de uma estrutura celular com EMF.



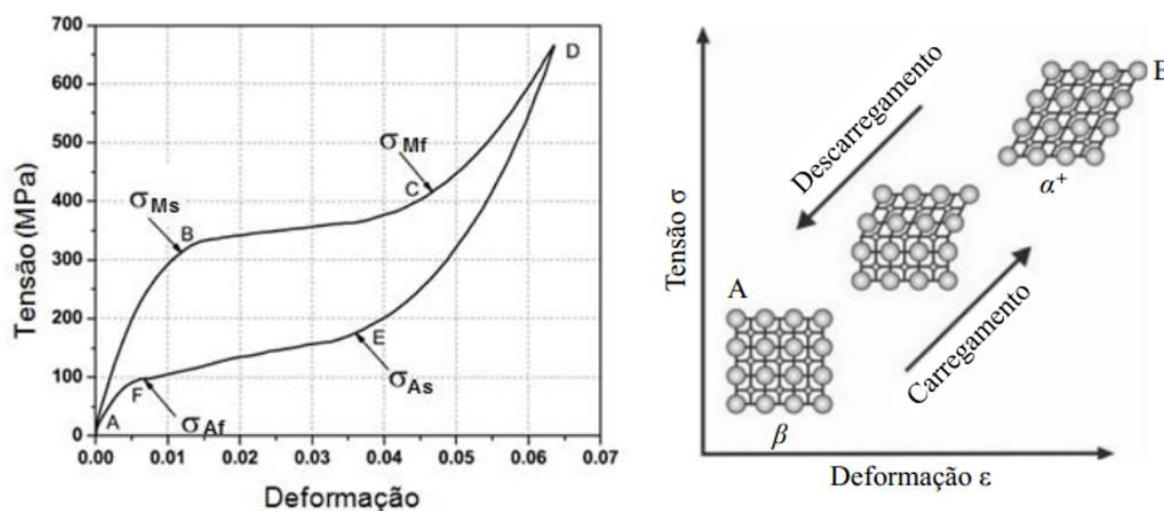
### 3.2.2 Superelasticidade (SE)

A SE, conhecida também por pseudoelasticidade, é a capacidade que as LMF conseguem recuperar grandes deformações (cerca de 8%) além do limite elástico, após a aplicação de carga mecânica, assim retornando a sua forma original após o descarregamento e a temperaturas acima de  $A_f$ . O comportamento superelástico das LMF está associado à transformação de fase induzida por tensão (LAGOUDAS, 2008; RAO; SRINIVASA; REDDY, 2015).

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 7 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).

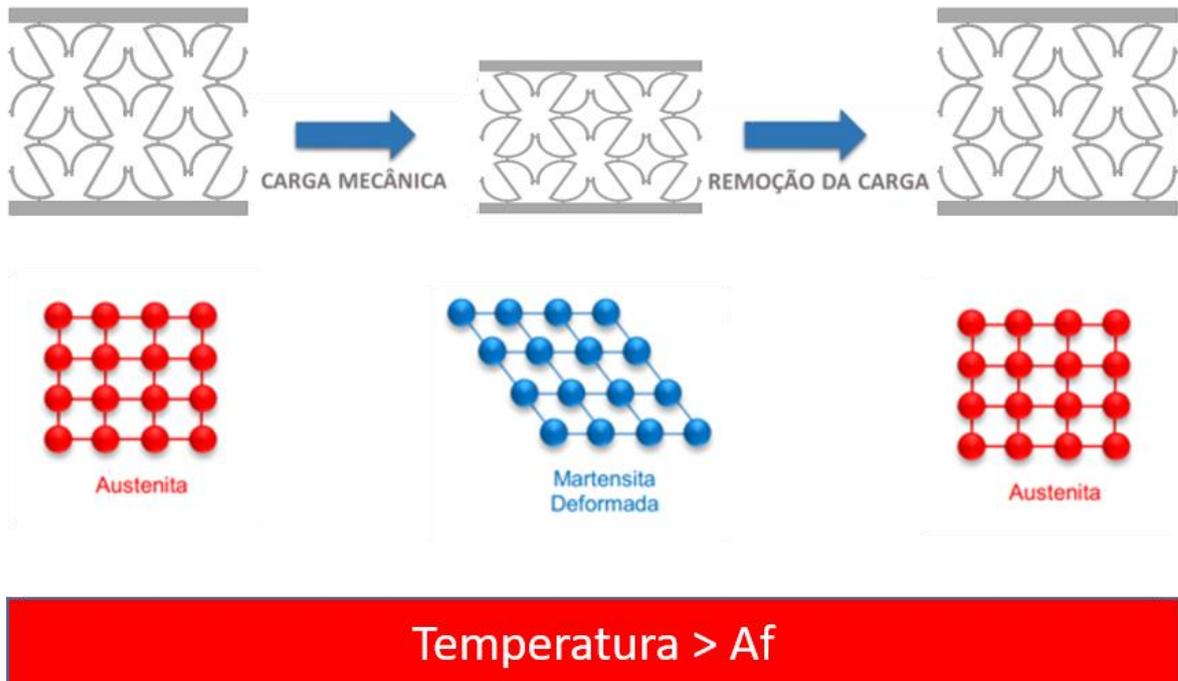
Figura 7 – Representação da SE. (a) Comportamento tensão-deformação de uma LMF SE sob carregamento-descarregamento. (b) Mecanismos associados a SE.



Fonte – (a) Adaptado de Lagoudas (2008) e (b) Adaptado de Elahinia (2015).

Quando o material inicialmente se encontra na fase austenítica ( $T > Af$ ) e uma carga mecânica é aplicada, a austenita sofre um carregamento predominantemente elástico ( $A \rightarrow B$ , Figura 7a), assim podendo iniciar sua transformação martensítica quando se atinge a tensão crítica de início de transformação martensítica ( $\sigma Ms$ ), finalizando sua transformação quando a *tensão crítica de final de transformação martensítica* ( $\sigma Mf$ ) é atingida ( $B \rightarrow C$ ). O nível de tensão máxima varia de acordo com o material. O subsequente aumento na tensão não causa continuação da transformação, trata-se apenas da deformação elástica da martensita demaciada ( $C \rightarrow D$ ). Quando a tensão é liberada gradualmente pelo descarregamento, a martensita descarrega elasticamente ao longo do caminho ( $D \rightarrow E$ ). No ponto E, o caminho de descarga cruza a superfície de partida austenítica (em  $\sigma As$ ), o que faz com que a martensita reverta para austenita. O fim da transformação inversa é indicado pelo ponto o qual a curva  $\sigma - \epsilon$  reencontra a região elástica da austenita (ponto F, correspondendo ao nível de tensão  $\sigma Af$ ), em seguida o material descarrega elasticamente até o ponto A. Um efeito de histerese em tensão semelhante à histerese em temperatura do fenômeno EMF é produzido (LAGOUDAS, 2008; ELAHINIA, 2015). A Figura 8 ilustra o comportamento mecânico de uma estrutura celular de geometria “S” com o fenômeno da SE.

Figura 8 – Esquema ilustrativo do comportamento termomecânico de uma estrutura celular com SE.



A tensão crítica para induzir martensitas aumenta com o aumento da temperatura de teste, e satisfaz a relação Clausius-Clapeyron, isto é, uma relação linear entre  $\sigma^{Ms}$  e a temperatura (MIYAZAKI & OTSUKA, 1989). É evidente que a temperatura na qual a superelasticidade é obtida é limitada a uma certa faixa. Se a temperatura estiver abaixo de  $A_f$ , a martensita induzida por tensão não reverte para austenita. Assim, permanece alguma deformação residual que desaparece no aquecimento acima de  $A_f$  devido ao EMF. Se a temperatura de deformação for muito alta, então a tensão de transformação excede a tensão de escoamento do material e a liga se deforma plasticamente. Assim, para ampliar a janela de temperatura superelástica de um material, deve-se aumentar a tensão de escoamento da austenita, efeito que geralmente é obtido por precipitação (YAMAUCHI *et al.*, 2011).

### 3.3 LMF a base de cobre

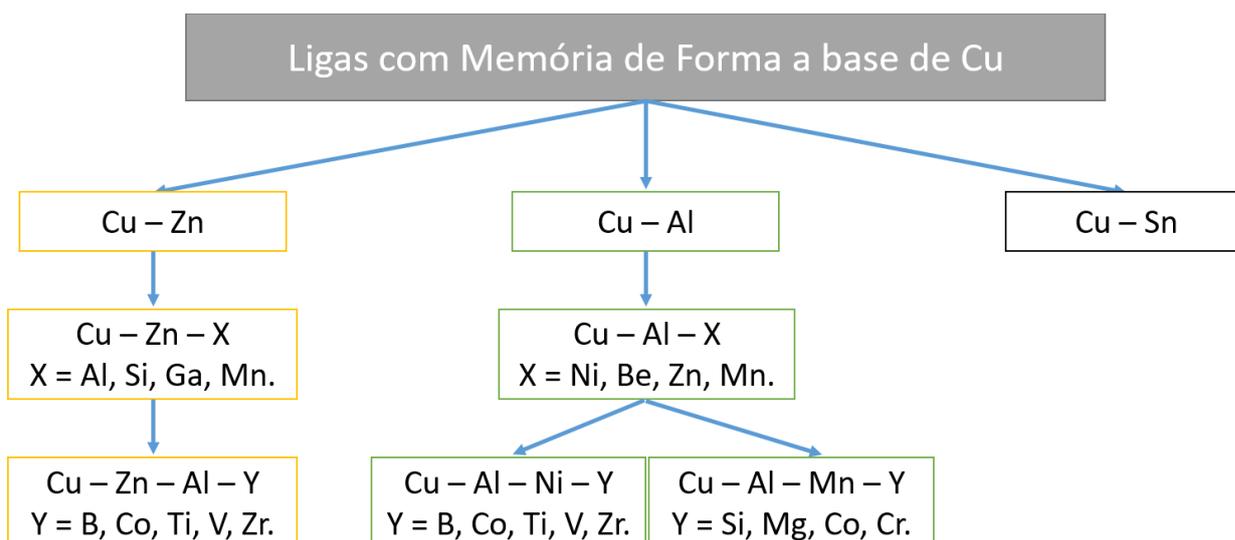
As LMF à base de Cu têm um potencial elevado devido à sua boa recuperação de forma, facilidade de fabricação (usando processos metalúrgicos convencionais como fusão sem atmosfera protetora), excelente condutividade de calor e eletricidade. Essas propriedades, aliadas ao custo relativamente baixo dos materiais, tornam as LMF à base de Cu uma alternativa atraente em comparação com as ligas Ni-Ti. Além disso, essas ligas apresentam melhores propriedades de EMF e SE em comparação com as ligas à base de Fe. Isso significa que elas têm uma capacidade superior de

retornar à sua forma original e exibir alta elasticidade sob cargas aplicadas, tornando-as adequadas para aplicações que exigem essas características (DASGPTA, 2014; SUTOU et al., 2004).

Dependendo das necessidades específicas, as LMF à base de Cu podem proporcionar resultados mais satisfatórios. No entanto, é importante mencionar que essas ligas ainda possuem limitações em suas aplicações devido a deficiências na estabilidade térmica, fragilidade e resistência mecânica (ZAK et al., 1996; KAINUMA et al., 1996; DASGPTA, 2014).

Essas ligas podem ser classificadas em três categorias principais: Cobre-Zinco (Cu-Zn), Cu-Al e Cobre-Estanho (Cu-Sn). No entanto, essas ligas apresentam algumas limitações, como baixa trabalhabilidade a frio e dificuldade em estabilizar as temperaturas martensíticas. Para superar essas limitações, é comum adicionar outros elementos, tanto ternários quanto quaternários, a fim de melhorar as propriedades das ligas (DASGPTA, 2014). A Figura 9 ilustra as principais ligas à base de Cu, fornecendo uma visão geral dos diferentes tipos disponíveis.

Figura 9 – Principais ligas à base de Cu.



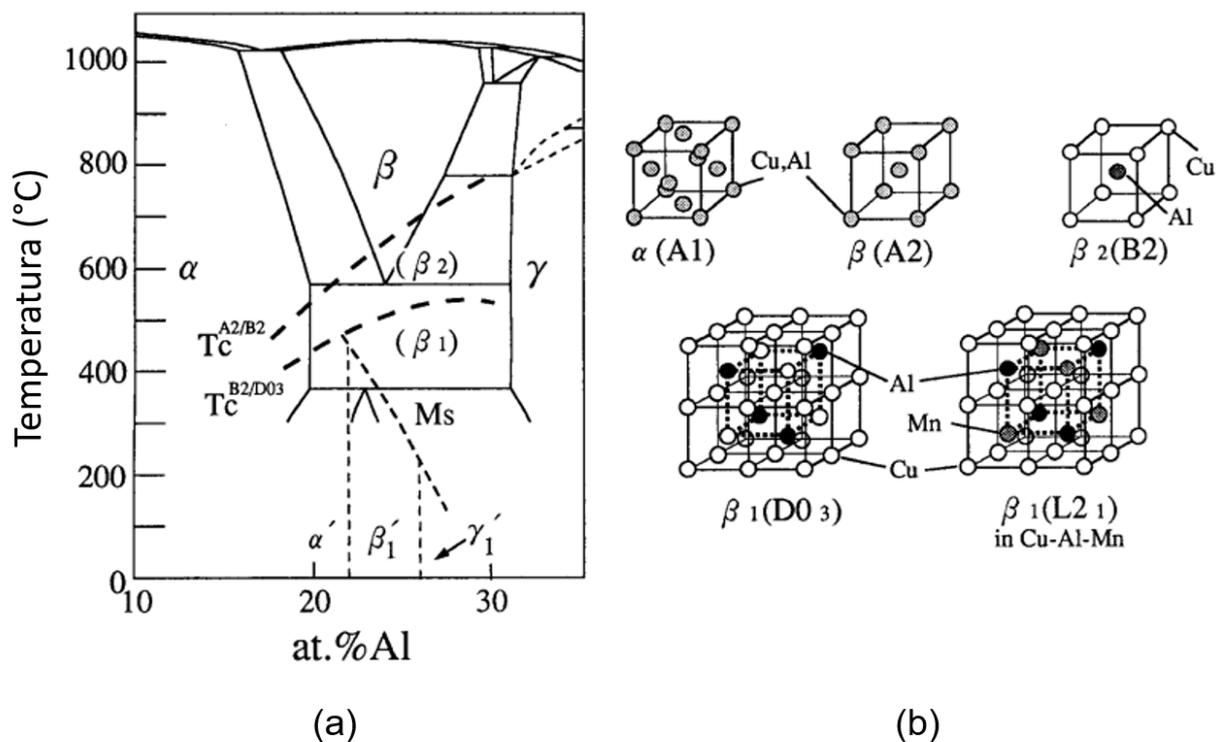
Fonte – Adaptada de Dasgpta, (2014).

No entanto, as LMF policristalinos à base de Cu, como Cu-Al-Ni e Cu-Zn-Al, são muito frágeis para serem suficientemente trabalhados a frio devido ao alto grau de ordem e alta anisotropia elástica na fase (TADAKI et al., 1998; VAN HUMBEECK et al., 1990).

Em relação as temperaturas de transformação das LMF à base de Cu, Dasgpta (2014) mostra que são extremamente sensíveis à composição e uma pequena variação da quantidade de qualquer um dos elementos e até mesmo a presença de impurezas altera drasticamente as temperaturas de transformação e pode prejudicar as propriedades que as LMF apresentam. Portanto, o controle rigoroso da composição é de extrema importância para obter a temperatura de transformação desejada.

O diagrama de fase binário Cu-Al é considerado um dos diagramas mais importantes para as ligas de memória de forma à base de Cu. Ele descreve as diferentes fases presentes no sistema Cu-Al em função da composição e temperatura (MURRAY, 1985; KAINUMA et al., 1996). Essas informações são fundamentais para entender as transformações de fase e propriedades mecânicas dessas ligas. A Figura 10 apresenta o diagrama.

Figura 10 – (a) Diagrama de fases do sistema Cu-Al. (b) reações de ordem-desordem das fases  $\beta(A_2) \rightarrow \beta_2(B2)$  e  $\beta_2(B2) \rightarrow \beta_1(D0_3)$ .



Fonte – Adaptado de Kainuma et al., (1996).

Verifica que a fase  $\beta(A_2)$  desordenada é estável apenas na faixa de composição de 20 a 30% atômico de alumínio em temperaturas acima de aproximadamente 560 °C. Durante a têmpera em baixas temperaturas, ocorrem reações de ordenação, onde a fase  $\beta$  se transforma em  $\beta_2$  (CuAl: B2) e depois em

$\beta_1$  ( $Cu_3Al:DO_3$ ), conforme ilustrado a Figura 10. Essas reações não podem ser suprimidas por têmpera rápida. Além disso, a transformação martensítica é observada nessa faixa de alumínio, sendo que as temperaturas de transformação martensítica diminuem à medida que o teor de alumínio aumenta (KAINUMA et al., 1996).

Para melhorar as propriedades das ligas de memória de forma à base de Cu-Al, é comum adicionar elementos terceiros, como zinco (Zn), níquel (Ni) e manganês (Mn). Essa adição de elementos ajuda a estabilizar a fase  $\beta_3$  e a melhorar as propriedades do material com memória de forma. No entanto, as ligas policristalinas ordenadas à base de cobre, com teores mais altos de alumínio e estruturas ordenadas  $\beta_2$  ou  $\beta_1$ , são geralmente muito frágeis para serem trabalhadas a frio e apresentam baixa resistência à fadiga. Essas características representam sérias desvantagens para suas aplicações práticas (KAINUMA et al., 1996).

A baixa ductilidade em ligas policristalinas desses sistemas é frequentemente atribuída a vários fatores, incluindo o tamanho grande de grão, alta anisotropia elástica, segregação de impurezas nos limites de grão e alto grau de ordem. Embora tenham sido realizadas tentativas para melhorar a trabalhabilidade dessas ligas por meio do refinamento de grãos, esses esforços tiveram sucesso limitado (MIYAZAKI & OTSUKA, 1989).

É possível evitar a propensão à falha precoce em LMF à base de Cu com granulação grossa por meio da seleção adequada das condições de processamento ou da composição da liga. Essas medidas visam melhorar as propriedades mecânicas e microestruturais das ligas (GUSTMANN et al., 2017).

### 3.3.1 LMF Cu–Al–Mn

O sistema de LMF CuAlMn é considerado comercialmente atraente devido às suas propriedades melhoradas em comparação com outras ligas. A adição de Mn à liga binária de CuAl tem demonstrado melhorar a ductilidade das ligas, o que é crucial para aplicações práticas (KAINUMA et al., 1996). Comparado, por exemplo, com o sistema CuAlNi, a liga CuAlMn apresenta uma maior ductilidade. A ductilidade aprimorada é uma propriedade importante para materiais que serão submetidos a deformação plástica, como estampagem ou dobra, permitindo uma maior capacidade de conformação e evitando falhas prematuras (DUTKIEWICZ, 1999).

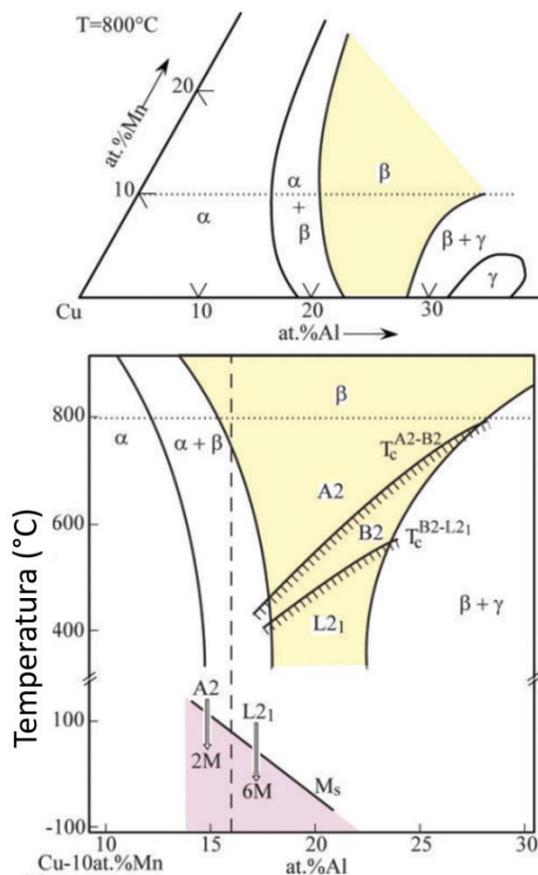
Além disso, as ligas CuAlMn também apresentam propriedades magnéticas interessantes. A presença do Mn pode conferir propriedades magnéticas à liga,

tornando-a suscetível a interações com campos magnéticos externos. Essa propriedade pode ser útil em aplicações onde o comportamento magnético é desejado, como sensores ou atuadores controlados magneticamente (KAINUMA et al., 1996).

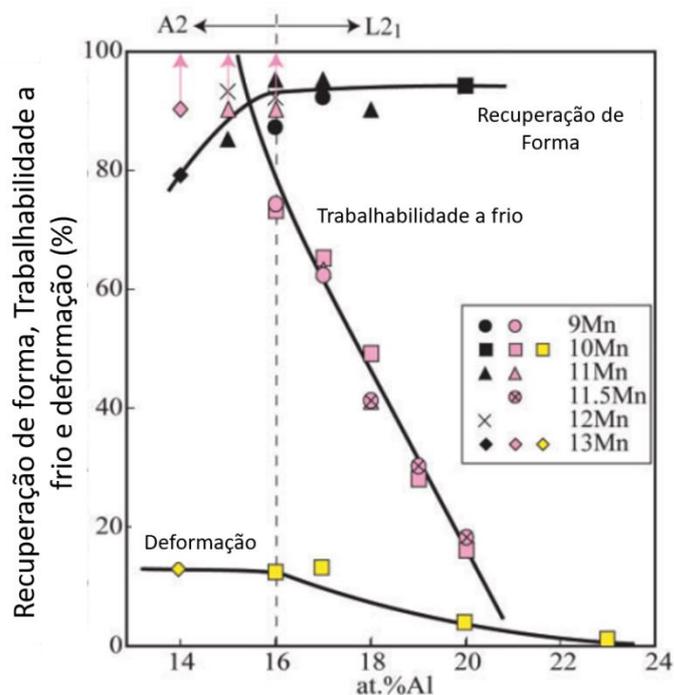
As propriedades das LMF CuAlMn podem ser significativamente aprimoradas através do controle de fatores microestruturais, como o tamanho de grão, composição e a textura, por meio de tratamentos termomecânicos (MOGHADDAM et al., 2013; SUTOU et al. 2005; SUTOU et al., 2002).

Sutou et al. (2008) demonstrou através do diagrama de fase ternário de uma LMF com composição Cu–X%Al–10%Mn (%at.) que a adição de teores de Mn acima de 8% (%at.) com baixo teor de Al, aproximadamente 18% (%at.), resulta em excelente ductilidade, deformação e trabalhabilidade a frio devido à sua fase de origem, que é uma estrutura  $\beta_1 (L2_1)$  com baixo grau de ordem. Além disso, essas ligas exibem EMF e SE com base na transformação martensítica da fase  $\beta_1 (L2_1) \leftrightarrow \beta'_1 (6M)$ . Outro aspecto perceptível é a influência do teor de Al na recuperação de forma, que pode ser estimada por meio de um teste simples de flexão. Observa-se que as ligas  $\beta_1 (L2_1)$  com baixo grau de ordem apresentam uma boa capacidade de recuperação de forma, embora essa recuperação diminua ligeiramente nas ligas com baixo teor de Al devido à formação da fase  $\beta (A_2)$ . O diagrama de fase ternário da LMF CuAlMn se encontra na Figura 11.

Figura 11 – (a) Diagrama de fases de seção vertical sistema ternário Cu–X%Al–10%Mn (%at.) (b) Efeito do teor de Al na trabalhabilidade a frio, deformação à tração e recuperação de forma.



(a)



(b)

Fonte – Adaptado de Sutou et al., (2008).

Com os dados apresentado por Sutou et al. (2008), mostra que a LMF de CuAlMn a qual apresenta 16% (%at.) de Al e 10% (%at) de Mn apresentaram melhores resultados quanto a recuperação de forma, trabalhabilidade a frio e deformação.

O autor também mostra um comparativo entre algumas propriedades das LMF do tipo Cu-Al-Mn, Ni-Ti, Cu-Zn-Al e Cu-Al-Ni. Este comparativo se encontra na Tabela 1.

Tabela 1 – Comparativo entre algumas características de quatro LMF distintas.

	<b>Temperaturas de transformação (°C)</b>	<b>Trabalhabilidade a frio (%)</b>	<b>SE (%)</b>
<b>Cu-Al-Mn</b>	-200 até 150	> 60	7.5
<b>Ni-Ti</b>	-40 até 100	~ 30	8
<b>Cu-Zn-Al</b>	-200 até 120	~ 30	2
<b>Cu-Al-Ni</b>	-200 até 170	~ 10	2

Fonte – Adaptado de Sutou et al., (2008).

As características apresentadas por Sutou et al. (2008) na Tabela 1 mostra que as LMF de Cu-Al-Mn são superiores às dos outras LMF baseados em Cu e são quase iguais às LMF NiTi. O mesmo autor concluiu que as LMF à base de CuAlMn têm alto potencial para aplicações práticas em dispositivos médicos e elétricos, micromáquinas, amortecimentos, etc.

Uma série de artigos tem demonstrado que um grupo de ligas à base de CuAlMn, com maiores graus de deformações pseudoelásticas, apresentam melhor resistência, ductilidade e uma vida útil à fadiga mais prolongada (SUTOU et al., 2002; SUTOU et al., 2009; SUTOU et al., 2005; VAJPAI et al., 2011). Mostrando que as ligas a base de Cu-Al-Mn têm o potencial de serem usados como possíveis reforços de amortecimento em estruturas vibrantes junto ou no lugar de ligas NiTi.

### 3.4 Aspectos das LMF CuAlMn

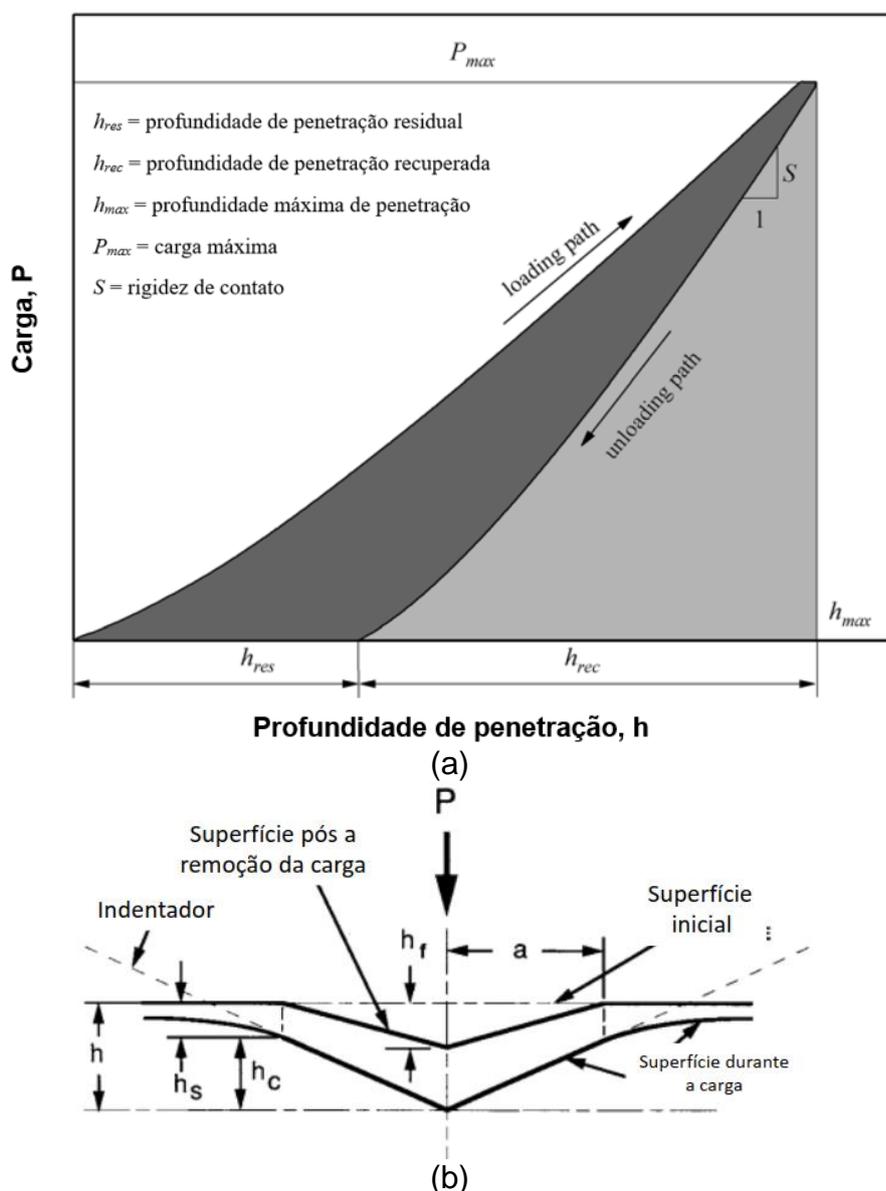
#### 3.4.1 Ultramicrodureza instrumentada

O experimento de ultramicroindentação é usado para obter as propriedades mecânicas em microescala das LMF, com ênfase na dureza (H) e no módulo de Young (E), especialmente em escalas reduzidas (FURGIUELE et al., 2023; ARCINIEGAS et al., 2009; PEDROSA et al., 2022; CHEN et al., 2018; GAO et al., 2024). Essa técnica consiste em um ciclo de carregamento/descarregamento de uma ponte de diamante no material, assim conseguindo retirar a profundidade de penetração (h) e a carga (P) aplicada na superfície do material, ou seja, a curva resultante de carga vs profundidade de indenteção (P-h) (OLIVER & PHARR, 1992; OLIVER & PHARR, 2004).

Uma representação esquemática da resposta à nanoindentação e o esquema de carregamento/descarregamento com um indentador Berkovich é apresentada na Figura 12, onde o parâmetro P designa a carga (mN), h o deslocamento relativo à

superfície inicial não deformada ( $\mu\text{m}$ ),  $P_{max}$  a força máxima,  $h_{max}$  a profundidade máxima de penetração,  $h_{rec}$  e  $h_{res}$  profundidades recuperada e residual após o descarregamento, respectivamente.

Figura 12 – Esquema da ultramicroindetação (a) Representação esquemática da resposta força-penetração. (b) Representação esquemática da seção transversal da indentação, destacando as variáveis utilizadas na análise.



Fonte – (a) Adaptado de FURGIUELE et al., (2023), (b) Adaptado de OLIVER & PHARR, (1992).

De acordo com o método de Oliver & Pharr (2004) caso a rigidez de contato ( $S$ ), definida como a inclinação da parte inicial da curva de descarregamento seja conhecida, o módulo de elasticidade reduzido ( $E_r$ ) pode ser calculado utilizando a Equação 2:

$$E_r = \frac{S}{2\beta} \cdot \sqrt{\frac{\pi}{A(h_c)}} \quad (2)$$

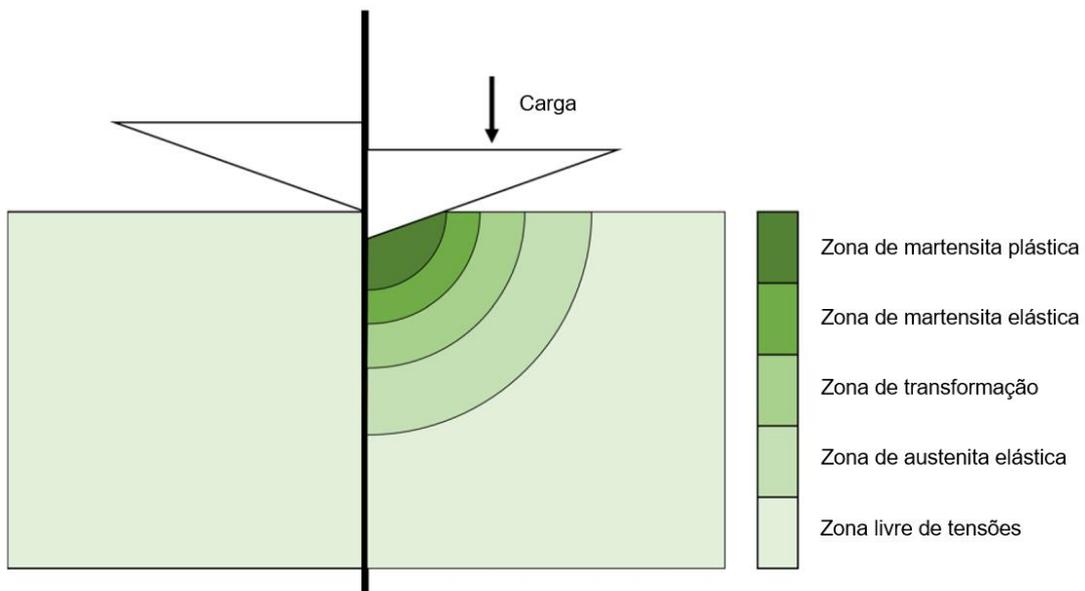
Onde  $A(h_c)$  representa a área projetada na profundidade de contato,  $\beta$  é um fator de correção geométrica de valor 1,05 para a ponta Berkovich (OLIVER & PHARR, 2004). Com base nesses valores, o módulo de elasticidade do material  $E$  pode ser calculado a partir de  $E_r$  através da Equação 3:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{(1 - \nu^2)}{E} + \frac{(1 - \nu_i^2)}{E_i} \quad (3)$$

Onde  $E, \nu, E_i$  e  $\nu_i$  são, respectivamente, o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson do material e da ponta do indentador.

De acordo com Furguele et al., (2023) quando uma amostra de LMF austenítico é indentada, a tensão de contato induz a transformação da austenita em martensita induzida por tensão, esse esquema está mostrado na Figura 13.

Figura 13 – Representação esquemática de uma indentação LMF austenítica.



Fonte – Adaptado de FURGIUELE et al., (2023).

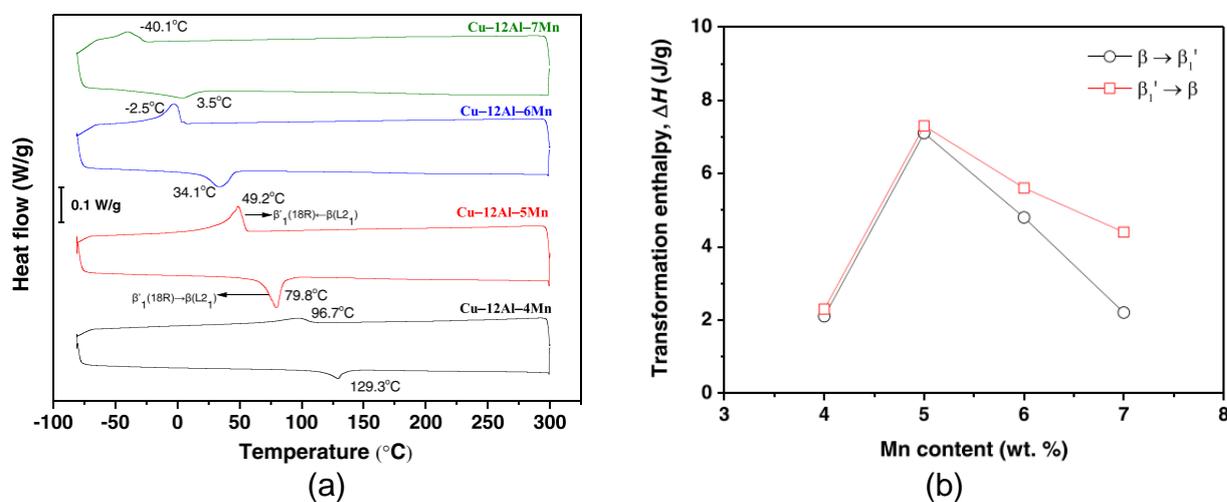
### 3.4.2 – Análise Térmica

As temperaturas de transformação de fase das LMF CuAlMn são altamente sensíveis à composição de alumínio e manganês presentes nas amostras. Qualquer alteração, mesmo que mínima, exerce uma influência significativa nas temperaturas de transformação. O decréscimo da temperatura de transformação  $M_s$  pode ocorrer

em função do aumento da concentração de alumínio, manganês ou da combinação de ambos.

Gholami-Kermanshahi et al., (2022) mostrou a influência do manganês para as LMF de Cu–12Al–xMn ( $x = 4\text{--}7\%$  em peso) como mostra Figura 14.

Figura 14 – (a) Curvas DSC de LMF Cu–12Al–xMn. (b) Evolução da entalpia de transformação da curva DSC em função do teor de Mn.



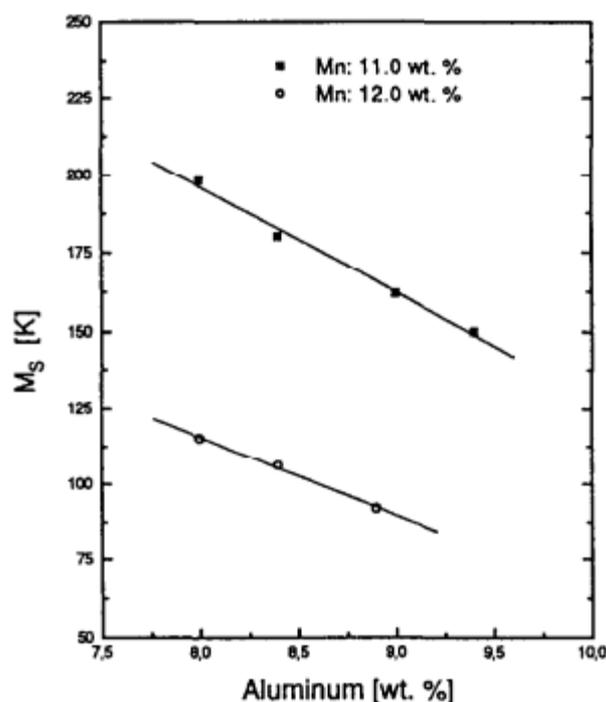
Fonte – Gholami-Kermanshahi et al., (2022).

As LMF CuAlMn foram fabricadas utilizando o método de fusão ao arco a vácuo convencional. Para este estudo, o teor de alumínio foi mantido em 12% em peso, enquanto o teor de manganês variou de 4% a 7% em peso.

Gholami-Kermanshahi et al. (2022) demonstraram que a capacidade de amortecimento das LMF Cu–12Al–xMn ( $x = 4\text{--}7\%$  em peso) está diretamente relacionada às características microestruturais. Com o aumento da concentração de Mn, a temperatura de transformação martensítica foi deslocada para valores abaixo da temperatura ambiente, reduzindo a quantidade de martensita transformada e, consequentemente, o desempenho de amortecimento. Observou-se um amortecimento significativo na liga Cu–12Al–5Mn, atribuído à maior fração volumétrica de martensita transformada em comparação com as outras ligas Cu–12Al–xMn investigadas. Além disso, a evolução da entalpia de transformação ( $\Delta H$ ), obtida a partir das curvas DSC, revelou um aumento notável para a liga Cu–12Al–5Mn, com uma entalpia de transformação de 5,9 J/g. À medida que o teor de Mn aumentou para 6% e 7%, os valores de  $\Delta H$  diminuíram para 4,8 J/g e 2,2 J/g, respectivamente, indicando que a liga Cu–12Al–5Mn apresentou uma maior quantidade de martensita gerada pela transformação martensítica.

As temperaturas de transformação das ligas Cu-Al-Mn são altamente sensíveis à sua composição química. Em particular, a temperatura  $M_s$  pode ser reduzida com o aumento das concentrações de alumínio ou manganês. Um teor reduzido de alumínio favorece a usinabilidade da liga, enquanto concentrações acima de 13% tendem a torná-la mais dura e frágil (ZAK et al., 1996). A Figura 15 ilustra a variação de  $M_s$  em função dos teores de alumínio e manganês em diferentes ligas de Cu-Al-Mn.

Figura 15 – Variação da temperatura  $M_s$  em função da adição de Mn e Al.

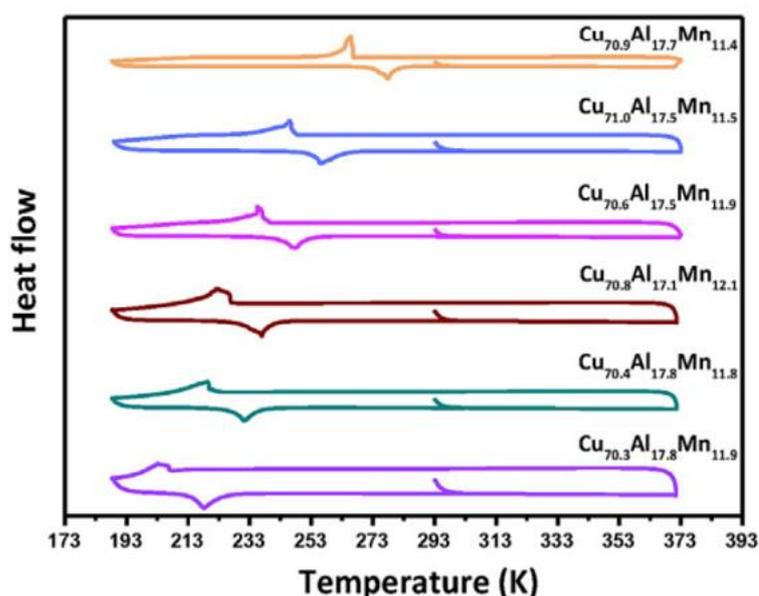


Fonte – Zak et al, (1996).

Os resultados indicaram que a temperatura de  $M_s$  diminui de forma linear com o aumento da concentração de alumínio ou manganês. O efeito do manganês mostrou-se mais significativo que o do alumínio, com um incremento de 1% em peso de manganês resultando em uma redução de 80 K na temperatura de  $M_s$ . Em contraste, o alumínio apresentou um efeito menor, com uma diminuição de 30 K na temperatura de  $M_s$  para cada aumento de 1% em peso desse elemento.

Wang et al. (2020) mostraram em seu estudo a dependência da LMF CuAlMn na variância dos elementos manganês e alumínio, como mostra a Figura 16.

Figura 16 – Medições de temperaturas de transformação de fase para as LMF CuAlMn.



Fonte – Wang et al, (2020).

Observa-se uma variação nas temperaturas de transformação de fase conforme as concentrações de manganês e alumínio são alteradas. Similar aos casos anteriores, as temperaturas de transformação diminuíram à medida que os teores desses dois elementos foram aumentados.

Diversos estudos abordaram a correlação entre a temperatura de martensita e os teores de alumínio e manganês, concluindo que existe uma relação linear entre  $M_s$  (em K) e as concentrações desses elementos. Essa dependência linear foi então expressa na forma da equação apresentada na Tabela 2.

Tabela 2 – Fórmulas  $M_s$  para a LMF CuAlMn.

Relação	Teor de Al	Teor de Mn	Referência
$M_s = 1192 - 25,5Al(\text{wt}\%) - 73,2Mn(\text{wt}\%)$	8–9,5 wt%	10,9–12 wt%	Zak et al, (1996)
$M_s = 1890 - 42,1Al(\text{at}\%) - 78Mn(\text{at}\%)$	17,7–18,1 at%	11,4–13,3 at%	Wang et al, (2020)
$M_s = 1983 - 127,4Al(\text{wt}\%) - 43,6Mn(\text{wt}\%)$	10–11 wt%	5–7,5 wt%	Zheng et al, (2007)
$M_s = 2129 - 63,2Al(\text{at}\%) - 63,9Mn(\text{at}\%)$	20–25 at%	5–10 at%	Zheng et al, (2007)

Fonte – Zak et al, (1996), Wang et al, (2020) e Zheng et al, (2007).

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

A fundição é um processo de fabricação de peças metálicas que envolve o vazamento de metal líquido em uma cavidade de molde com a geometria desejada e dimensões correspondentes às peças a serem fabricadas. O metal solidifica dentro

do molde, adquirindo a forma desejada. Existem diversos métodos de fundição, como fundição em areia, fundição em moldes de cimento, fundição de precisão, fundição por centrifugação, entre outros. A diferença entre os métodos de fundição reside na maneira como o metal líquido é vertido, que pode ser por gravidade ou aplicando-se pressão, bem como no tipo de molde utilizado, que pode ser cerâmico, metálico ou de areia. A escolha do processo é determinada principalmente pelo tipo de produto final desejado (CHIAVERINI, 1986).

A fundição de precisão é um método de moldagem de metais líquidos para a produção de objetos sólidos. É amplamente reconhecida por sua capacidade de produzir componentes com excelente acabamento superficial, tornando-se uma escolha econômica e versátil em comparação com outros processos, como usinagem ou metalurgia do pó (TAMEGA, 2017; JONES & YUAN, 2003).

Essa tecnologia é amplamente empregada devido à sua capacidade de produzir componentes com acabamento superficial de alta qualidade, que é uma das principais vantagens desse método de fabricação. Além disso, esse processo oferece boa precisão dimensional e é especialmente útil na fabricação de peças com geometrias complexas, incluindo ranhuras, furos, letras e detalhes finos, que não seriam possíveis de serem obtidos por meio de usinagem convencional ou que gerariam desperdício excessivo no processo de obtenção do produto final. No entanto, é importante destacar que a fundição de precisão requer trabalho manual nos preparativos, desde a confecção dos modelos até o acabamento das peças produzidas (PATTNAIK et al., 2012).

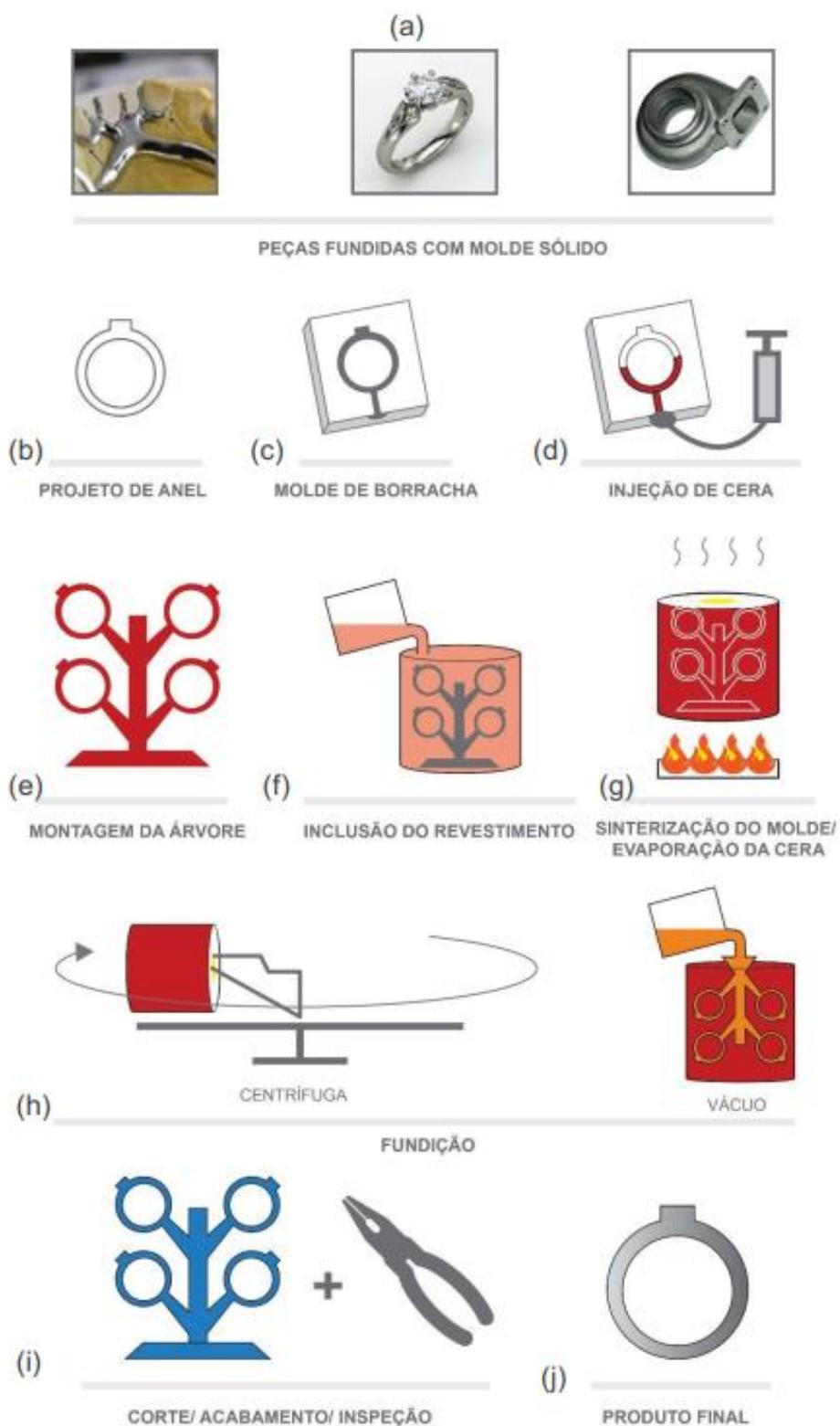
Conforme mencionado por Casotti et al., (2011), a fundição de precisão é um processo que se destaca pela alta precisão dimensional e excelente acabamento superficial. Essas características conferem um alto valor às peças fabricadas por esse método, tornando-o amplamente utilizado em diversos setores, como o aeroespacial, nuclear, médico e automotivo. A capacidade de produzir peças com alta qualidade e precisão torna a fundição de precisão uma escolha preferencial em indústrias que demandam componentes com exigências rigorosas em termos de desempenho e confiabilidade.

Na fabricação de modelos para fundição de precisão, são utilizados materiais como resina e cera. A cera apresenta vantagens como baixo ponto de fusão, baixo coeficiente de dilatação térmica e baixa viscosidade (KLIAUGA & FERRANTE, 2009). No entanto, com o advento das impressoras 3D, a resina tem sido amplamente

utilizada, especialmente as resinas próprias para fundições que são calcináveis. A grande vantagem da resina é que o operador pode modelar o produto utilizando software CAD e, assim, adicionar os canais de alimentação e a árvore de fundição, que são elementos essenciais no processo de fundição de precisão. Esse avanço tecnológico permite uma maior precisão na criação do modelo e facilita a integração de todos os elementos necessários para o processo de fundição.

A fundição de precisão pode ser realizada em moldes descartáveis, geralmente moldes cerâmicos, ou moldes permanentes, fabricados de materiais metálicos. A fundição com molde sólido é geralmente utilizada para confecção de uma única peça ou diversas em cada ciclo de vazamento, suas principais etapas estão representadas na Figura 17, são elas: (a) peças a serem obtidas; (b) projeto da peça; (c) produção do molde de borracha vulcanizada ou silicone, com as dimensões e forma da geometria desejada; (d) injeção de cera ou resina para obtenção do modelo (e) montagem da árvore de modelos para fabricação de diversos componentes no mesmo ciclo de fundição; (f) produção do molde cerâmico com a inclusão da lama cerâmica no anel que contém a árvore de cera (g) secagem do molde, evaporação da cera e sinterização do molde; (h) fusão e vazamento; (i) desmoldagem (manual ou mecânica); (j) acabamento e inspeção final (SIMÕES, 2016).

Figura 17 – Principais etapas do processo de fundição de precisão com molde sólido para produção de joia.



Fonte – Simões (2016).

Conforme apontado por Shen et al. (2002), é crucial controlar diversos fatores a fim de obter uma qualidade superficial satisfatória na fundição de precisão. Estes

fatores incluem critérios de injeção do metal no molde, tempo de resfriamento, temperatura de fusão, velocidade e pressão de injeção, bem como a temperatura do molde. Além disso, as dimensões do modelo em cera ou materiais poliméricos desempenham um papel fundamental na obtenção de uma qualidade dimensional ótima.

É essencial que o modelo possua tolerâncias adequadas para compensar sua própria contração volumétrica, a contração resultante da solidificação do material fundido e a expansão térmica do material do modelo (PATTNAIK et al., 2012). Considerar e controlar esses fatores cuidadosamente é fundamental para assegurar uma fundição de precisão com alta qualidade, na qual as peças fabricadas atendam às especificações dimensionais requeridas.

Simões & Araújo (2018) conduziu um estudo no qual fabricou e caracterizou diversos componentes miniaturizados de LMF NiTi, selecionados para destacar e demonstrar a versatilidade de diferentes técnicas de fabricação. Essas técnicas incluíram a Fusão via plasma *Skull* com injeção *Push-Pull* a plasma (PSPP), descrita por De Araújo et al. (2009), e a FIC. No estudo, Simões & Araújo (2018) produziu componentes mecânicos de LMF NiTi, como grampos ortopédicos, telas, estruturas celulares, molas *belleville*, molas helicoidais e parafusos. A Figura 18 ilustra os componentes obtidos por meio desses processos mencionados.

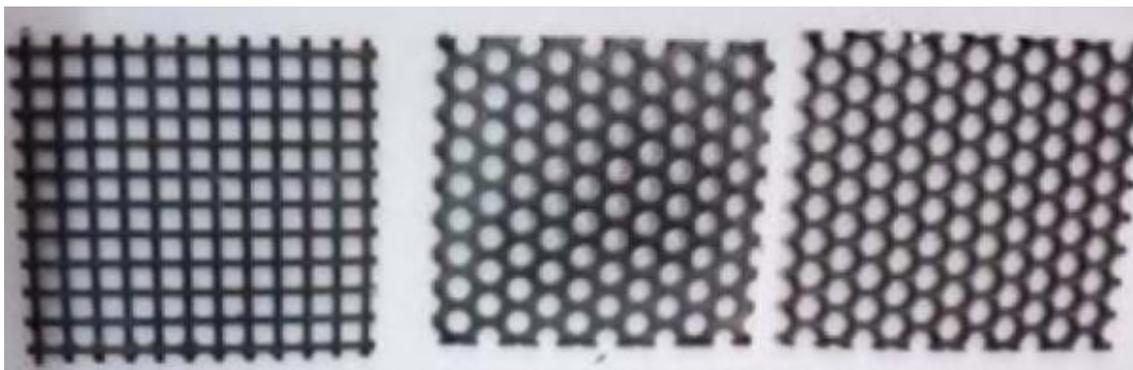
Figura 18 – Componentes mecânicos obtidos por fundição de precisão com cera perdida.



Fonte - Adaptado de Simões (2016).

Montenegro et al. (2020) conduziu um estudo utilizando a mesma metodologia empregada por Simões (2016), porém focando no comportamento termomecânico de telas feitas de LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu. O estudo demonstrou que as telas apresentaram boa resistência mecânica em ensaios de tração. A Figura 19 mostra as telas fabricadas por Montenegro et al. (2020).

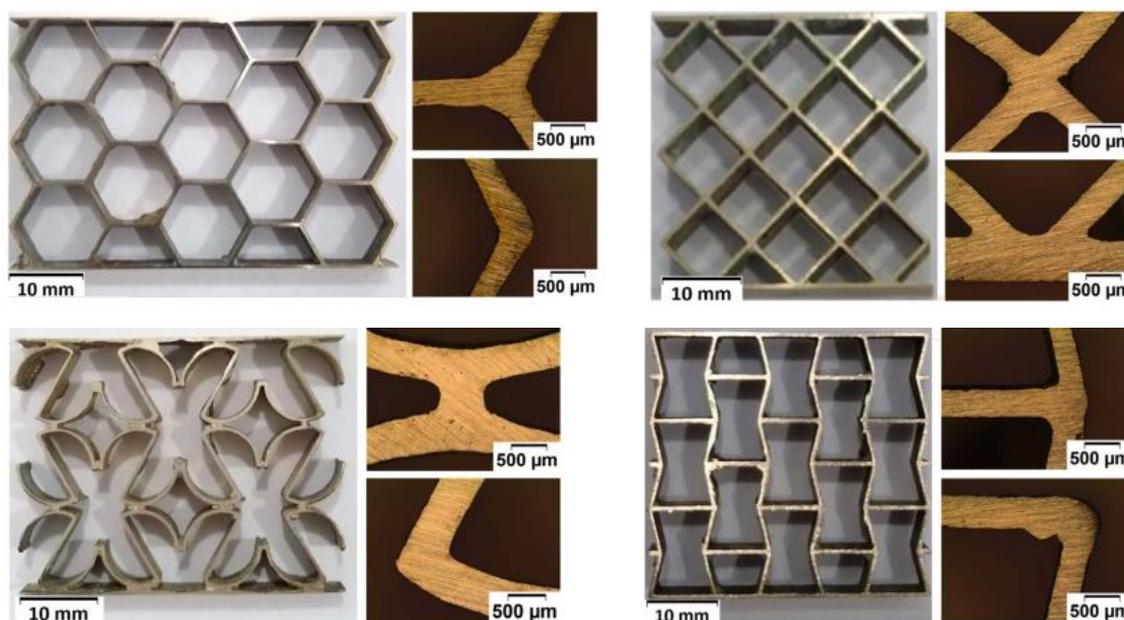
Figura 19 – Telas LMF Ni-Ti e Ni-Ti-Cu fabricadas por fundição de precisão com cera perdida.



Fonte – Montenegro et al., (2020).

Recentemente Alves et al. (2024), seguindo a mesma metodologia, fabricou estruturas celulares de LMF CuAlMn com duas espessuras distintas (0,5 mm e 1 mm). Essas estruturas exibiram um comportamento de efeito de memória de forma em temperatura ambiente. O estudo revelou que a redução da espessura em 50% não resultou em uma redução proporcional da força máxima em cada ciclo isotérmico realizado. Dependendo da geometria da célula, as estruturas mais espessas exigiram de 3 a 10 vezes mais esforço mecânico para atingir uma compressão de 5%. A Figura 20 mostra algumas estruturas celulares fabricadas no trabalho de Alves et al. (2024).

Figura 20 – Estruturas Celulares de uma LMF Cu-Al-Mn com diferentes geometrias.



Fonte – Alves et al., (2024).

### 3.5 Estruturas Celulares

As estruturas celulares são um conjunto de células abertas, originadas por meio de espessuras pequenas que delimitam as arestas e faces das células, possuindo

geometrias diversas que proporcionam a minimização do consumo de material, resultando na redução de peso e custo de fabricação, ao mesmo tempo em que mantêm uma relativa resistência à compressão (BITZER, 1997; GIBSON & ASHBY, 1997).

Tais estruturas apresentam características simultaneamente leves e rígidas, o que lhes confere eficiência na absorção de energia, gerenciamento térmico, controle acústico, bem como outras aplicações mais especializadas (EVANS et al., 1998). Essas estruturas celulares são compostas por placas que formam as bordas das células unitárias, com diâmetros variando de micrometros a milímetros. A maioria dos favos de mel são estruturas de células fechadas. Essas células unitárias são repetidas em duas dimensões para criar um sólido celular. Com base nesse tipo de distribuição, as estruturas celulares mais comuns podem ser arranjadas para criar formas triangulares, quadradas, hexagonais ou circulares. As propriedades dessas estruturas podem ser ajustadas por meio do projeto cuidadoso de suas células unitárias. (ZHANG et al., 2015; LOGAKANNAN et al., 2020).

A densidade relativa é considerada a característica mais significativa de uma estrutura celular (GIBSON e ASHBY, 1997), e pode ser expressa pela Equação 4:

$$\rho_{celular} = \frac{\rho^*}{\rho_s} \quad (4)$$

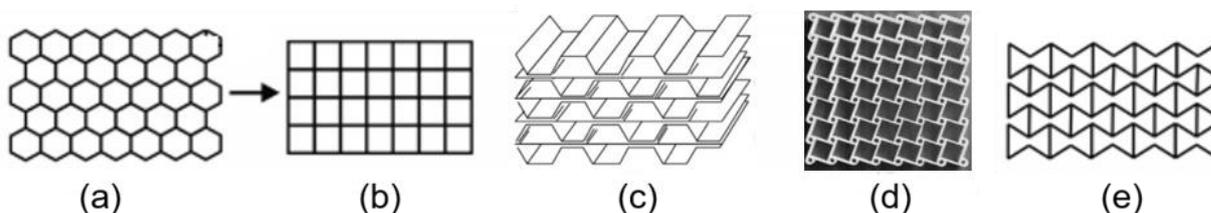
Onde  $\rho_{celular}$  representa a densidade relativa do sólido celular,  $\rho^*$  é a densidade do material utilizado e  $\rho_s$  é a densidade do sólido a partir do qual as paredes celulares são construídas.

De maneira geral, a densidade relativa, é a relação entre a densidade da estrutura celular e a do material sólido, desempenha um papel crucial na descrição das propriedades das estruturas celulares. Ao identificar uma célula unitária e determinar a fração de volume ocupada pelo metal, é possível obter facilmente a densidade relativa (ZHANG, et al., 2015).

O *honeycomb* (favo de mel com células hexagonais) possui a estrutura mais comum entre os materiais celulares e tem sido fabricado com sucesso utilizando uma variedade de tecnologias e materiais. No entanto, na realidade, para atender às necessidades específicas de diferentes aplicações, as estruturas hexagonais de favo de mel evoluíram para muitas outras, desde a engenharia tradicional até a micro e

nano-fabricação e, em seguida, à biomedicina (ZHANG et al., 2015). A Figura 21 mostra a evolução das estruturas de favo de mel.

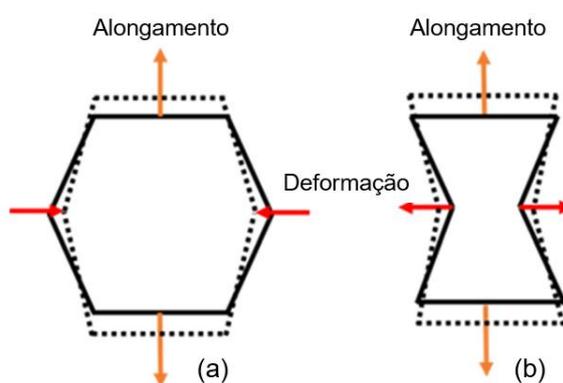
Figura 21 – Evolução das formas das células para estruturas celulares: (a) hexagonal, (b) quadrada, (c) hexagonal reforçado, (d) *tetrachiral* e (e) *reentrant*.



Fonte – Adaptado de Zhang et al., (2015) e Alderson et al., (2010).

As estruturas celulares do tipo *chiral* (Figura 21d) e *reentrant* (Figura 21e) fazem parte das estruturas do tipo auxéticas, que são materiais modernos que possuem algumas propriedades mecânicas únicas e superiores quando comparadas com as convencionais (Figura 21 “a”, “b” e “c”). As estruturas auxéticas apresentam um coeficiente de Poisson negativo, ou seja, essas estruturas contraem ou expandem na direção perpendicular à direção de carga quando são comprimidas ou esticadas, respectivamente (LOGAKANNAN et al., 2020). A Figura 22 apresenta o comportamento em ensaio de tração (quase-estático) para as estruturas celulares convencional e auxética.

Figura 22 – Efeito da carga em estruturas (a) não auxéticas (hexagonal) e (b) auxéticas (*reentrant*).

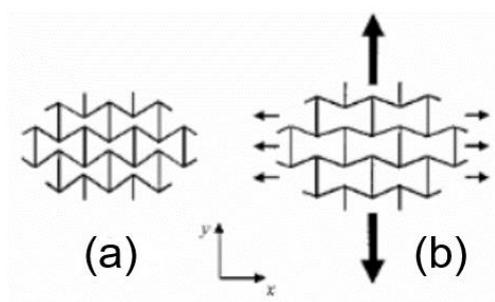


Fonte – Adaptado de Choudhry et al. (2023).

Conforme mostrado na Figura 22a, a estrutura celular é formada por hexágonos reentrantes bidimensionais. Ela pode ser deformada através do dobramento das nervuras diagonais em resposta a uma carga uniaxial aplicada (Figura 22b). Teoricamente, o alinhamento das nervuras diagonais ao longo da direção horizontal, quando esticadas, faz com que se afastem ao longo da direção vertical, resultando

assim no efeito auxético. No entanto, na realidade, a maioria das geometrias desses tipos de estruturas se deformam predominantemente pela flexão das nervuras diagonais, com ocorrência simultânea de dobramento e estiramento axial das nervuras. A flexão das nervuras também leva ao comportamento auxético nem estruturas celulares *reentrant*, como mostra a Figura 23 (ALDERSON & ALDERSON, 2007).

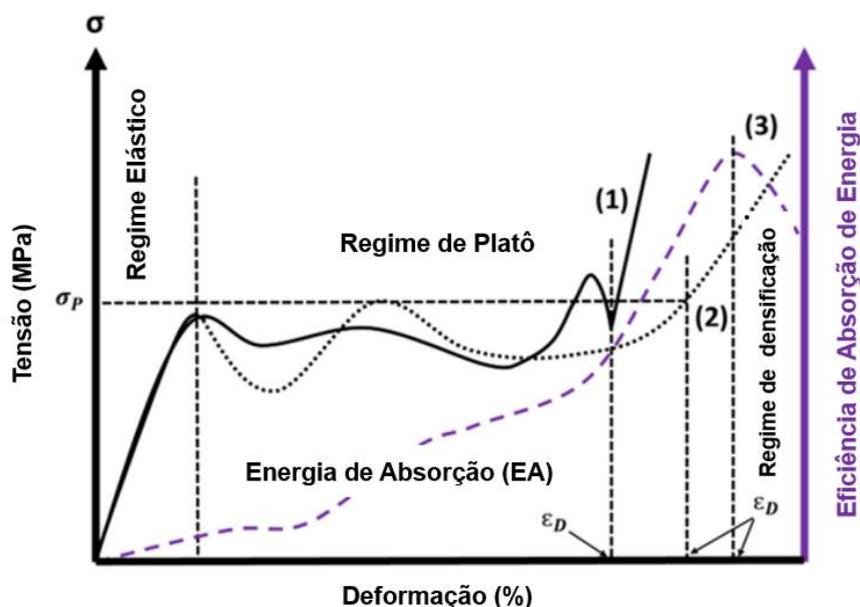
Figura 23 – Estrutura celular bidimensional com célula do tipo *reentrant*. (a) Livre de carregamento, (b) Sob carregamento



Fonte – Yanping & Hong (2010).

A capacidade de absorção de energia (em MJ/m<sup>3</sup>) de uma estrutura celular é determinada pela área sob a curva tensão-deformação, desde o início até o ponto de densificação. Existem três métodos para identificar o início da densificação ( $\epsilon_D$ ), conforme apresentado na Figura 24. O primeiro método é aplicado quando há um aumento acentuado na tensão durante a resposta tensão-deformação. Já os segundo e terceiro métodos são utilizados quando esse aumento acentuado não é observado (CHOUDHRY et al., 2023; LI et al., 2006).

Figura 24 – Apresentação esquemática dos diferentes métodos utilizados para identificar o início da deformação de densificação ( $\varepsilon_D$ ) e o respectivo desempenho na absorção de energia.



Fonte – Adaptado de Choudhry et al. (2023).

No primeiro método, o início da densificação é determinado ao identificar um aumento acentuado no valor da tensão. No segundo método, traça-se uma linha paralela ao eixo de deformação a partir da tensão de pico máximo, que intercepta a curva de tensão-deformação, a deformação correspondente à interseção é considerada o início da densificação. Já no terceiro método, denominado método de eficiência, a eficiência de absorção de energia ( $\eta$ ) é plotada em função da deformação, e a deformação associada à maior eficiência é definida como o início da densificação (CHOUDHRY et al., 2023). A eficiência em função da deformação é calculada como mostra a Equação 5:

$$\eta = \frac{E_{ab}}{\sigma_{max}} \quad (5)$$

Onde  $\sigma_{max}$  é a tensão máxima até a deformação  $\varepsilon$  e a energia absorvida é encontrada conforme a Equação 6:

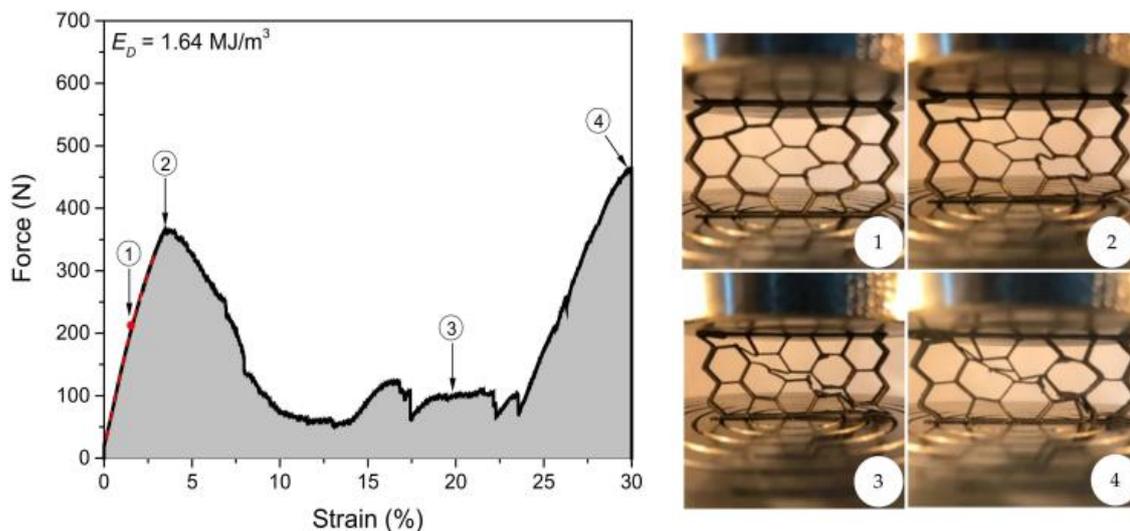
$$E_{ab} = \int_0^{\varepsilon} \sigma d\varepsilon \quad (6)$$

As características de absorção de energia de uma estrutura celular dependem principalmente de sua região de platô, que corresponde à área sob a curva tensão-deformação, desde o ponto de escoamento até o início da densificação, quanto maior

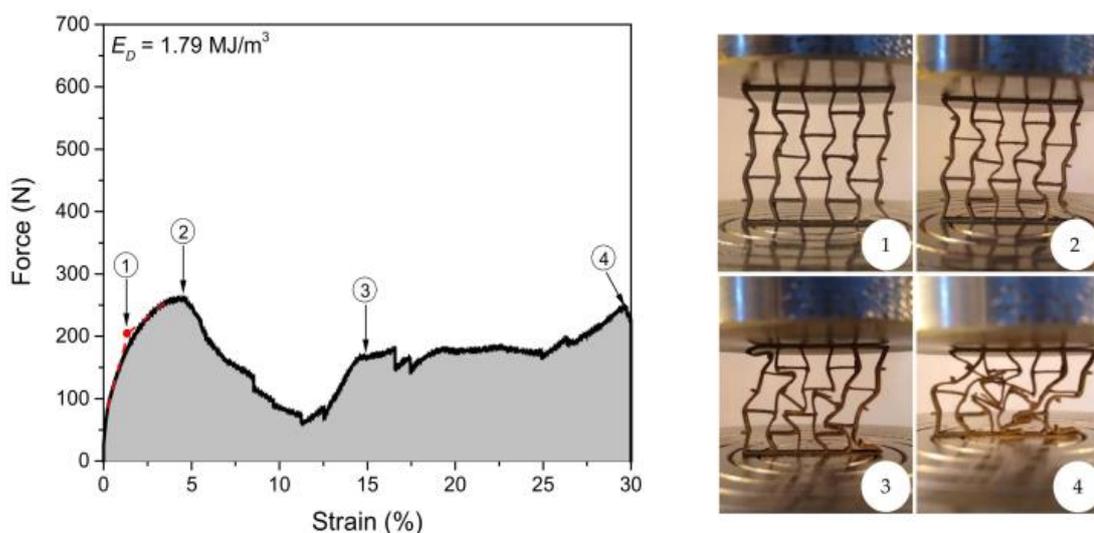
a área do platô, maior será a capacidade de absorção de energia (ZHANG et al., 2022). A absorção específica de energia é calculada dividindo-se a energia absorvida ( $E_{ab}$ ) pela densidade da estrutura de malha.

No estudo realizado por Alves (2019), foi apresentado o comportamento de estruturas celulares convencionais (*honeycomb*) e auxéticas (*reentrant*) de LMF CuAlMn, conforme ilustrado na Figura 25.

Figura 25 – Curva força/deformação de uma estrutura celular (a) *reentrant*, (b) hexagonal.



(a)



(b)

Fonte – Adaptado de Alves et al. (2024).

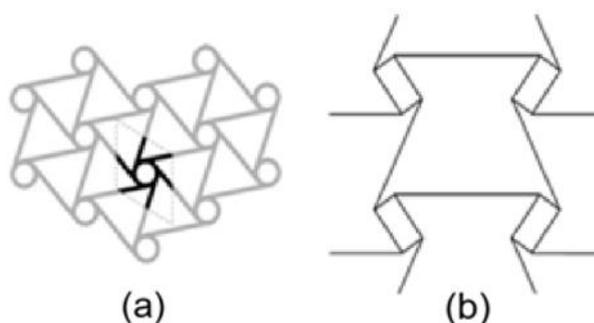
Observou-se que a estrutura *reentrant* contrai-se na direção perpendicular à carga aplicada, apresentando características típicas de uma estrutura auxética, enquanto a estrutura hexagonal se abre ao longo da carga aplicada. Um fato interessante a ser

analisado é que ambas as estruturas foram comprimidas elasticamente até o ponto (1), sendo aproximadamente 6% para a estrutura *reentrant* e 3% para a estrutura hexagonal. Após essa faixa de deformação, ambas as estruturas sofreram fraturas em sua geometria. Cada faixa de deformação pode ser atribuída a uma diminuição da força, que é seguida por um aumento na força após a conformação das células, até a próxima faixa de fratura, essas curvas são características para estruturas celulares.

As estruturas *chiral*, são outro tipo de estrutura do tipo auxéticos. Esse tipo de estrutura, é formada inicialmente conectando ligamentos retos a nós centrais que podem ser círculos, retângulos ou outras formas geométricas. Os efeitos auxéticos são alcançados por meio do enrolamento ou desenrolamento dos ligamentos ao redor dos nós em resposta a uma força aplicada (YANPING & HONG, 2010).

De acordo com investigações teóricas e experimentais realizadas por Prall & Lakes (1997), o coeficiente de Poisson da estrutura *chiral* na Figura 26a, sob deformações no plano, é de aproximadamente  $-1$ . Ao contrário da maioria das outras estruturas auxéticas, essa estrutura pode manter um alto efeito auxético em uma faixa significativa de deformações. Com base nessa estrutura, uma nova classe de estrutura denominada "*meta-chiral*" (Figura 26b) foi desenvolvida por Grima et al. (2008). Nesse tipo de estrutura, unidades *chirais* idênticas ou unidades simétricas podem ser conectadas para formar diferentes estruturas *chirais*. A estrutura na Figura 26b é formada conectando os blocos simétricos onde o nó em cada bloco de construção *chiral* é um retângulo.

Figura 26 – Chiral honeycombs (a) Formados com as mesmas unidades chirais (b) Formados com unidades chirais simétricas.



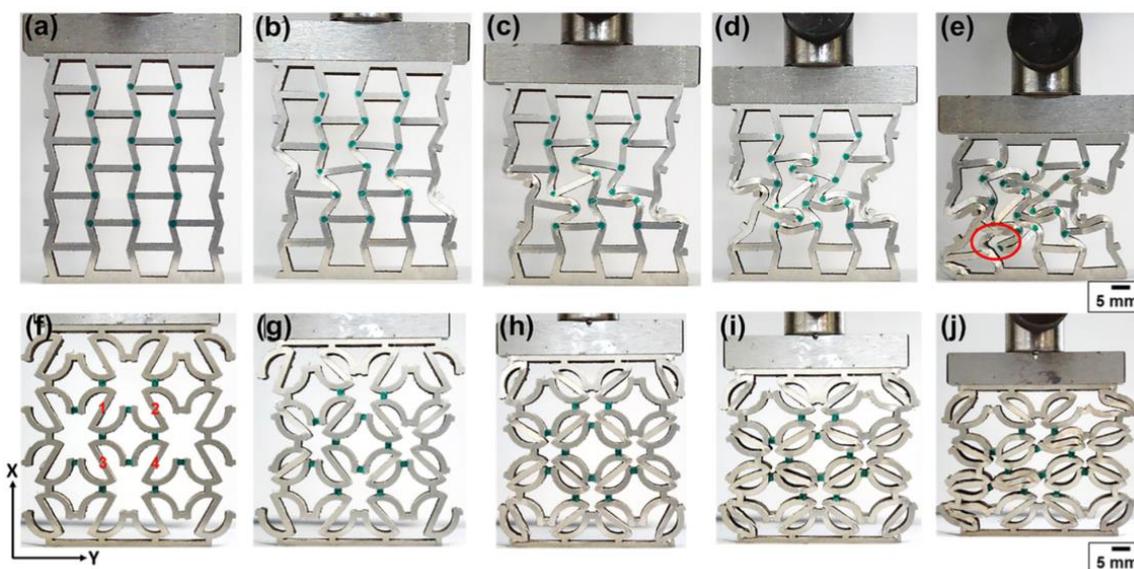
Fonte – Adaptado de Prall & Lakes (1997) e Grima et al. (2008).

Embora haja uma quantidade infinita de ligamentos conectados a cada nó para formar um bloco de construção, apenas os blocos de construção conectados com 3, 4 ou 6 ligamentos podem ser usados para construir estruturas periódicas que

preenchem o espaço. É evidente que os efeitos auxéticos dependem da forma da geometria e do comprimento dos ligamentos conectados (YANPING & HONG, 2010).

Meena & Singamneni (2019) confeccionaram estruturas celulares tridimensionais auxéticas utilizando aço inoxidável com células reentrantes e células em forma de "S". O processo de fusão seletiva a laser foi empregado para a fabricação dos modelos, utilizando o sistema Renishaw AM 400. A geometria da célula em forma de "S" foi projetada a partir da célula reentrante, visando investigar o comportamento da tensão e do coeficiente de Poisson durante ensaios de compressão. Observou-se que as estruturas reentrantes sofrem deslocamento lateral linear, enquanto as células em forma de "S" compartilham a deformação em toda a estrutura. Conseqüentemente, a estrutura em forma de "S" apresenta uma menor tensão/deformação em comparação à estrutura reentrante. Além disso, constatou-se que a auxeticidade da estrutura em forma de "S" (caracterizada por uma relação de Poisson negativa) diminui gradualmente com o aumento dos níveis de tensão. Vale ressaltar que as respostas de deformação da estrutura auxética em forma de "S" foram significativamente superiores às da estrutura reentrante, uma vez que não foram observadas fissuras ou falhas nos elementos da estrutura. A Figura 27 apresenta as estruturas celulares auxéticas a diferentes deslocamentos à compressão.

Figura 27 – Sequência de deslocamentos aplicados as estruturas reentrant e S.

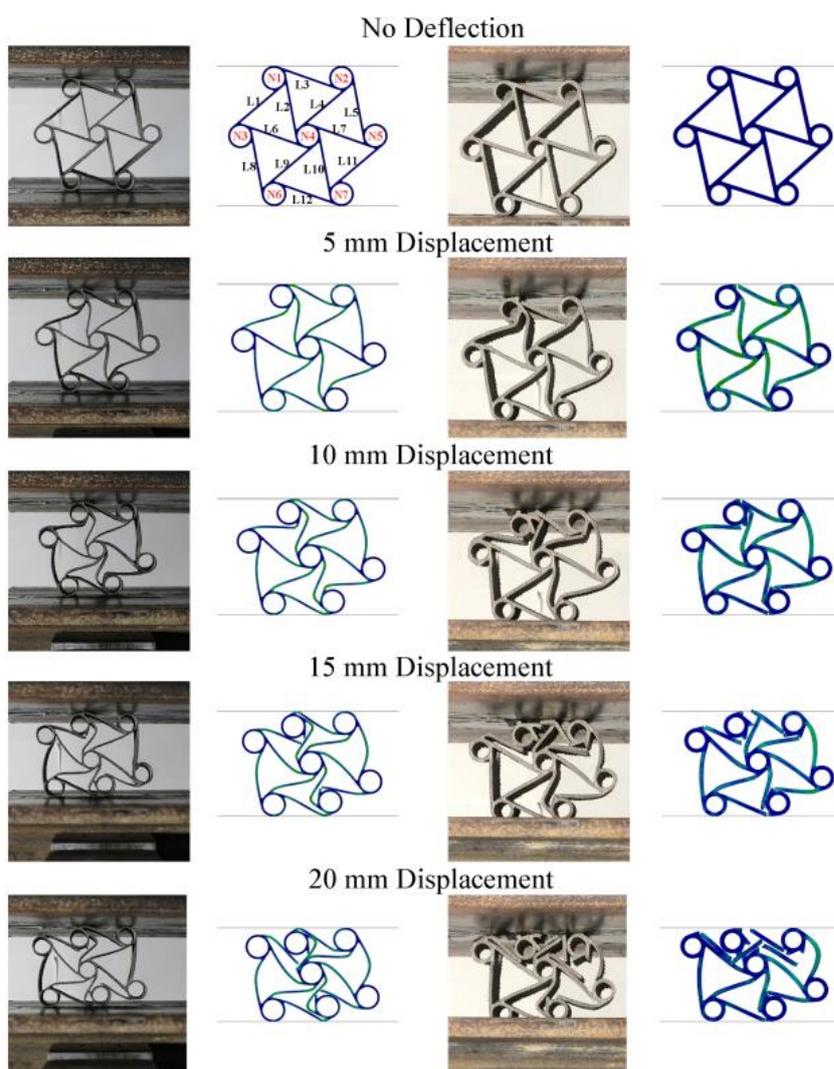


Fonte – Meena & Singamneni (2019).

Gunaydin et al. (2022) investigaram o comportamento de compressão de duas estruturas unitárias auxéticas *chiral* (com espessuras de 0,8 mm e 1,6 mm) tanto

numericamente quanto experimentalmente. Essas estruturas foram produzidas a partir de pó metálico da liga de titânio (Ti6Al4V) utilizando a tecnologia de fabricação aditiva de fusão por feixe de elétrons, conforme ilustrado na Figura 28. Os resultados obtidos mostraram uma validação entre o comportamento experimental e numérico. Além disso, verificou-se que a estrutura *chiral* de 1,6 mm apresentou fraturas antes da estrutura de 0,8 mm, devido à maior rigidez dos ligamentos. Esse fenômeno resultou em uma região de platô mais curta em comparação com as unidades *chiral* de 0,8 mm de espessura. O início dos pontos de densificação ocorreu de maneira quase idêntica para ambas as unidades *chiral* com espessuras de 0,8 mm e 1,6 mm.

Figura 28 – Comparação das deformações aplicadas nas estruturas chirais com espessuras de 0,8 mm e 1,6 mm experimental e numérica.

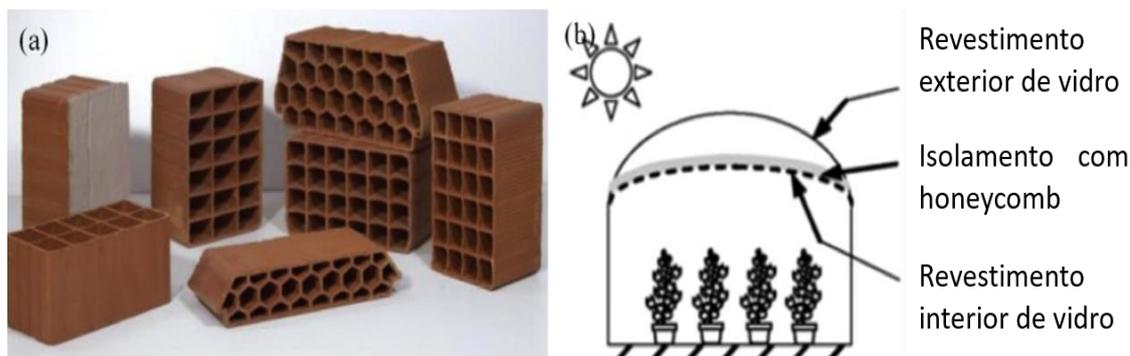


Fonte – Gunaydin et al. (2022).

As aplicações práticas de *honeycombs* estão concentradas principalmente nos seguintes aspectos: design de peso ultraleve combinado com alta resistência e baixa densidade. Essas estruturas são frequentemente utilizadas como componentes leves em diversas áreas, como arquitetura, indústria automotiva e aeroespacial. As aplicações práticas das estruturas celulares se concentram principalmente em: (i) projetos de peso ultraleve associados a alta resistência e baixa densidade, como componentes leves usados em estruturas arquitetônicas, automóveis e aeroespaciais, (ii) aplicações de absorção de energia de alto impacto, como armaduras e capacetes, e (iii) alta resistência macroscópica ao cisalhamento aplicada a pneus não pneumáticos (ZHANG et al., 2015).

As aplicações de estruturas celulares podem ser encontradas em materiais de construção, como tijolos e isolamento transparente (Figura 29). Além dos materiais de construção, o isolamento transparente altamente competitivo também é usado em coletores solares (WEN, 2007), sistemas de cobertura de telhado (KAUSHIKA et al., 1992) e armazenamento integrado de coletores (ROMMEL & WAGNER, 1992). A transferência de calor ocorre por meio de um isolamento transparente em favo de mel por radiação e condução acopladas.

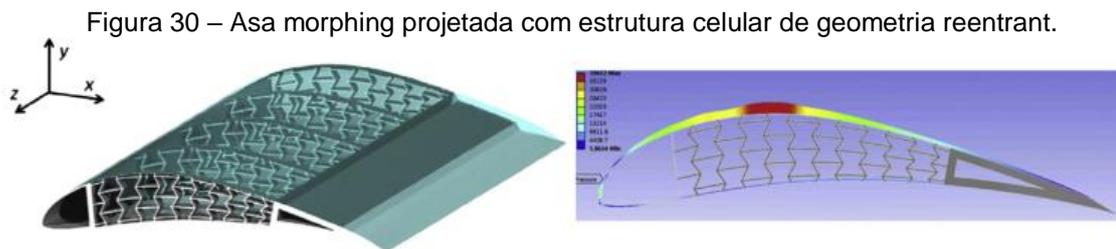
Figura 29 – Estruturas celulares usadas na área da arquitetura e engenharia civil. (a) tijolos. (b) isolamentos.



Fonte – Adaptado de Zhang (2015).

Com o rápido desenvolvimento da indústria de transporte, as estruturas celulares, têm desempenhado um papel importante. No campo do transporte aeroespacial, as estruturas celulares são amplamente utilizadas em aplicações como asas de aeronaves e revestimento ao redor dos aviões. Essas estruturas oferecem benefícios significativos, como alta resistência e rigidez com baixo peso, contribuindo

para melhorar o desempenho aerodinâmico e a eficiência do combustível das aeronaves (HEO et al., 2013). A Figura 30 mostra o exemplo citado.



Fonte – Heo et al., 2013.

Quanto aos pneus não pneumáticos (Figura 31), também conhecidos como "pneus de arame" ou "pneus sem ar", as estruturas celulares desempenham um papel fundamental na solução de problemas associados aos pneus convencionais. Esses pneus não requerem a manutenção regular da pressão do ar, pois são compostos por uma estrutura em favo de mel que fornece suporte estrutural e capacidade de absorção de impactos. Além disso, a distribuição de pressão de contato nos pneus não pneumáticos é mais uniforme, o que resulta em maior estabilidade e desempenho de condução (RHYNE & CRON, 2006; JU et al., 2010).

Figura 31 – Pneus não pneumáticos fabricados de estrutura celular.

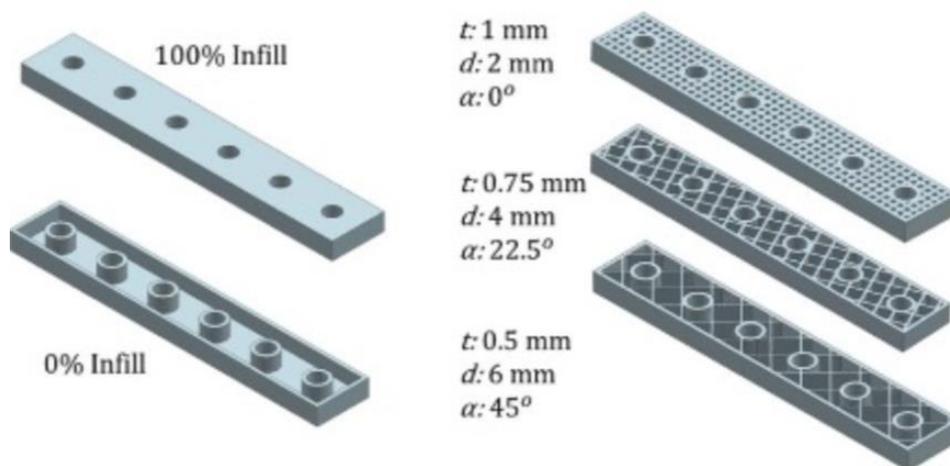


Fonte – Ju et al., 2010.

Na área biomédica, Subasi et al. (2023) realizaram uma comparação computacional entre placas de fixação óssea de Ti-Al-V compostas por estruturas celulares com diferentes tamanhos de célula, espessuras de parede e orientações, como ilustrado na Figura 32. De acordo com os autores, essas placas, que podem ser fabricadas por meio de manufatura aditiva, apresentaram um potencial aplicativo ao reduzirem a discrepância de rigidez entre o osso humano e as placas de fixação óssea, evitando possíveis complicações decorrentes de sobrecarga durante o

processo de cicatrização óssea. Entre os resultados obtidos por Subasi et al. (2023), destaca-se que diferentes combinações de parâmetros de preenchimento da estrutura permitem criar placas com até 68% de redução na rigidez em comparação com placas totalmente preenchidas.

Figura 32 – Placas de fixação óssea analisadas com os seus respectivos parâmetros.



Fonte – Subasi et al. (2023).

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

As atividades desenvolvidas neste trabalho foram realizadas nas instalações do Laboratório de Solidificação Rápida, localizado no Centro de Tecnologia (CT) da UFPB, e no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA), vinculada à Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica (UAEM) da UFCG.

### 4.1 Metodologia

A metodologia empregada neste estudo é descrita através de um diagrama de blocos, ilustrado nas Figuras 33 e 34.

Figura 33 – Fluxograma do processo metodológico utilizado na pesquisa (parte 1).

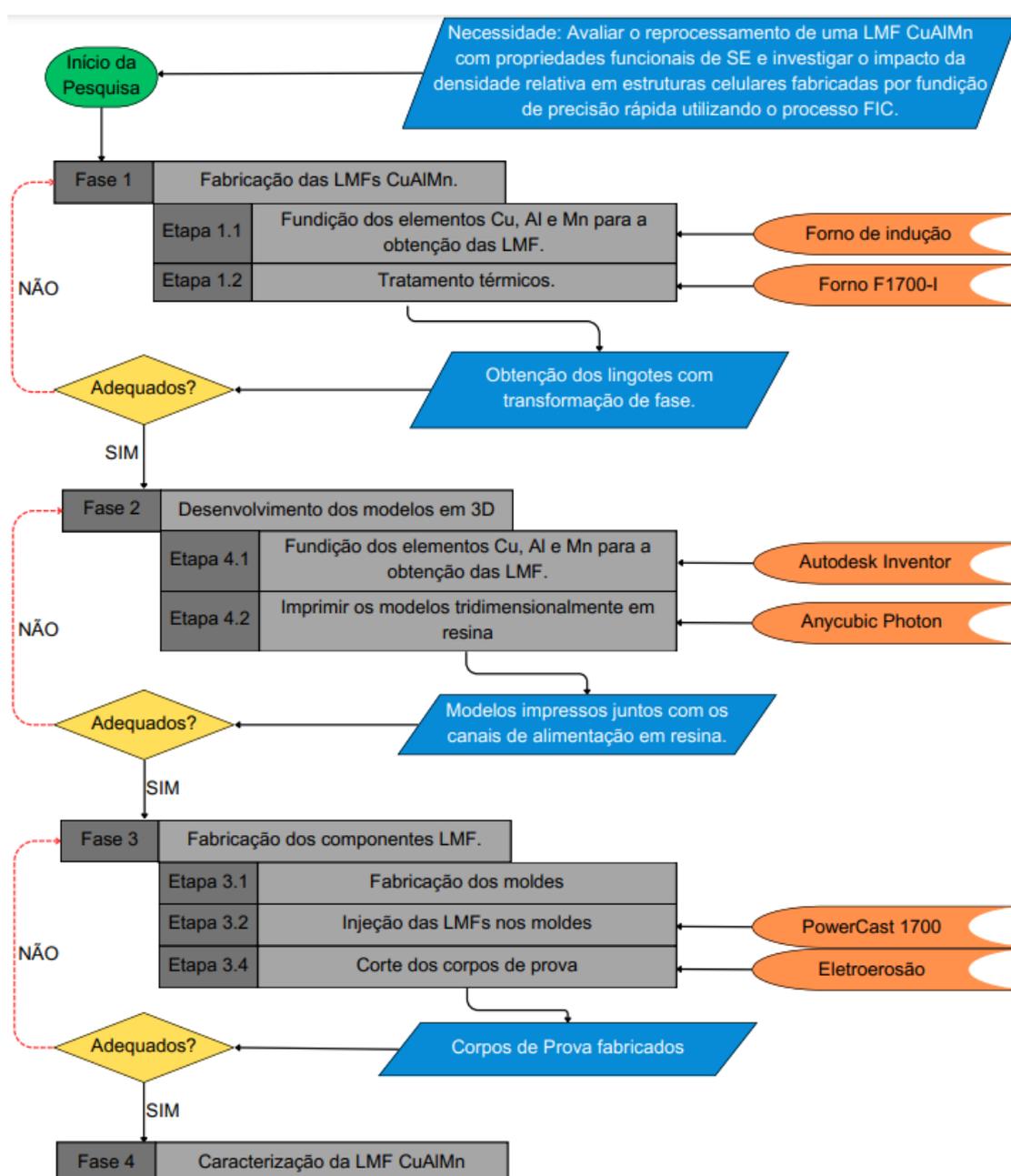
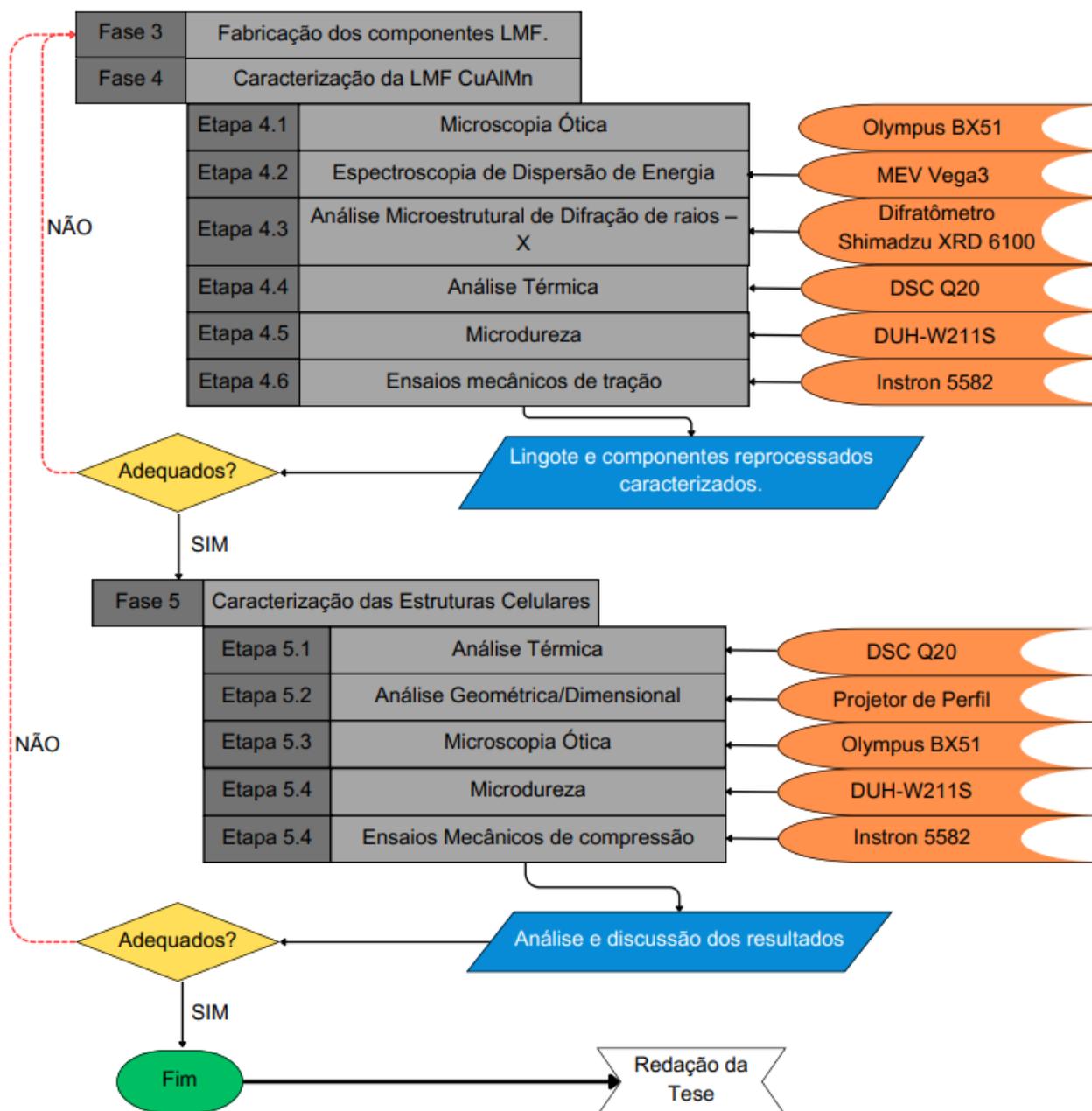


Figura 34 – Fluxograma do processo metodológico utilizado na pesquisa (parte 2).



## 4.2 Seleção e Obtenção das LMF de CuAlMn

Uma composição de LMF CuAlMn foi selecionada com base no estudo de Sutou et al. (2008). Os resultados da pesquisa indicaram que as LMF CuAlMn com teor de Al entre 16% e 18% (at%) e teor de Mn acima de 8% (at%) apresentaram uma excelente resposta em termos de recuperação de forma, trabalhabilidade a frio e deformação. Mais especificamente, a composição de 74%Cu - 16%Al - 10%Mn (%at) foi identificada como sendo a mais adequada.

Com base nesse estudo e considerando a necessidade de minimizar a perda de composição durante a fabricação, foi selecionada uma liga com composição

nominal de 71,958%Cu – 16,738%Al – 11,303%Mn (%at), o que corresponde aproximadamente a 81%Cu – 8%Al – 11%Mn em peso, para a fabricação dos lingotes e conseqüentemente das estruturas celulares.

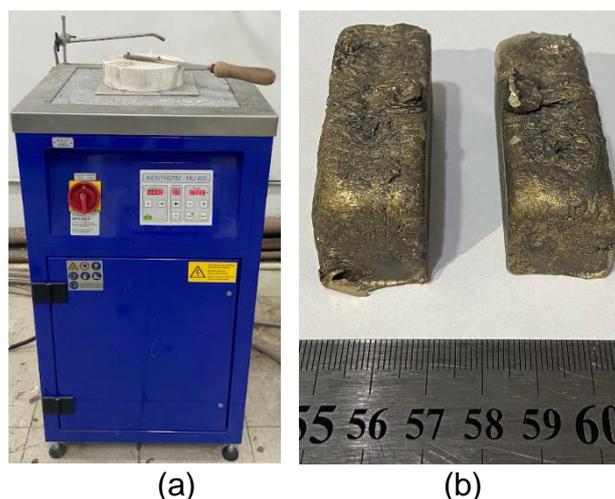
Além disso, outro fator relevante para a escolha da LMF é que, após a fabricação e os respectivos tratamentos térmicos, ela apresenta a característica de superelasticidade à temperatura ambiente, conforme também demonstrado por Babacan et al. (2021), Babacan et al. (2023) e Xu et al. (2017).

Inicialmente, foi realizada a preparação das cargas de fundição, com o corte dos elementos selecionados (Cu, Al e Mn). Em seguida, os elementos foram pesados previamente em uma balança de precisão modelo AUY200, da marca *Shimadzu*, com uma resolução de 0,0001g. Antes da pesagem, o Mn passou por um processo de decapagem em solução ácida de nital 10%. Esse processo teve como objetivo remover a camada superficial de óxido, que dificulta ainda mais o processo de fusão. Imediatamente após esse processo, o ácido foi removido com água corrente e, posteriormente, os elementos foram imersos em álcool isopropílico em um banho ultrassônico por 10 minutos. Após o banho ultrassônico, os elementos foram secos com um fluxo de ar quente. Os outros elementos, após a pesagem, também foram imersos em álcool isopropílico e em um banho ultrassônico por 10 minutos para remover impurezas que poderiam estar presentes.

Para a obtenção das LMF, foi utilizado um forno de indução sem controle atmosférico da marca *Indutherm*, modelo MU 400. O processo de fabricação das ligas seguiu a seguinte sequência, inicialmente, o cobre em temperatura ambiente foi adicionado ao forno e esperou-se até atingir uma temperatura de 1300°C. Em seguida, com o cobre fundido, foi adicionado ao cadinho o manganês. Todos os elementos foram misturados dentro do cadinho até a completa fusão. Por fim, o alumínio foi adicionado à mistura.

O processo de fusão das ligas ocorreu no cadinho de grafite e o vazamento foi realizado em um molde de seção retangular. Os lingotes foram fabricados com massas variando de 250 a 300 g. O tempo médio de fusão de cada liga foi de 4 minutos. Após o vazamento, os lingotes foram resfriados em ambiente aberto. A Figura 35 apresenta o modelo do forno utilizado para a fabricação das LMF e os lingotes de CuAlMn fabricados.

Figura 35 – (a) Forno de indução utilizado para a fabricação das ligas e (b) lingotes fabricados.



### 4.3 Tratamentos Térmicos

Em seguida a fabricação e resfriamento dos lingotes, os mesmos foram adicionados a um forno da marca *EDG*, versão F1700 – I, para o tratamento térmico de homogeneização. O processo consistiu em colocar os lingotes no forno a uma temperatura ambiente e programar o forno para atingir 850°C com uma taxa de aquecimento de 20°C/min por um período de 12 horas e deixados dentro do forno até o resfriamento total, ou seja, até atingirem a temperatura ambiente novamente. Esse tratamento térmico de homogeneização tem como objetivo promover a uniformização da estrutura e composição das LMF.

Com a etapa de homogeneização realizada, foi retirada uma amostra do meio do lingote de seção retangular para o tratamento térmico de têmpera. Esse tratamento consiste em adicionar as amostras ao forno a uma temperatura de 900°C e mantê-las nessa temperatura por um período de 30 minutos. Em seguida, as amostras são resfriadas rapidamente em água à temperatura ambiente. De acordo com Sutou et al. (2008) esse resfriamento a essa temperatura tem o intuito do aparecimento das temperaturas de transformação de fase, característica das LMF. O tratamento térmico de têmpera também foi realizado nas estruturas celulares e nas placas retangulares após sua fabricação. Detalhes adicionais sobre esse tratamento são apresentados nos resultados, na seção 5.1.

### 4.4 Parâmetros das Estruturas Celulares Selecionadas

O estudo prévio realizado por Alves (2019) serviu como base para a fabricação das estruturas celulares no presente trabalho. Nesse estudo, foram fabricados quatro

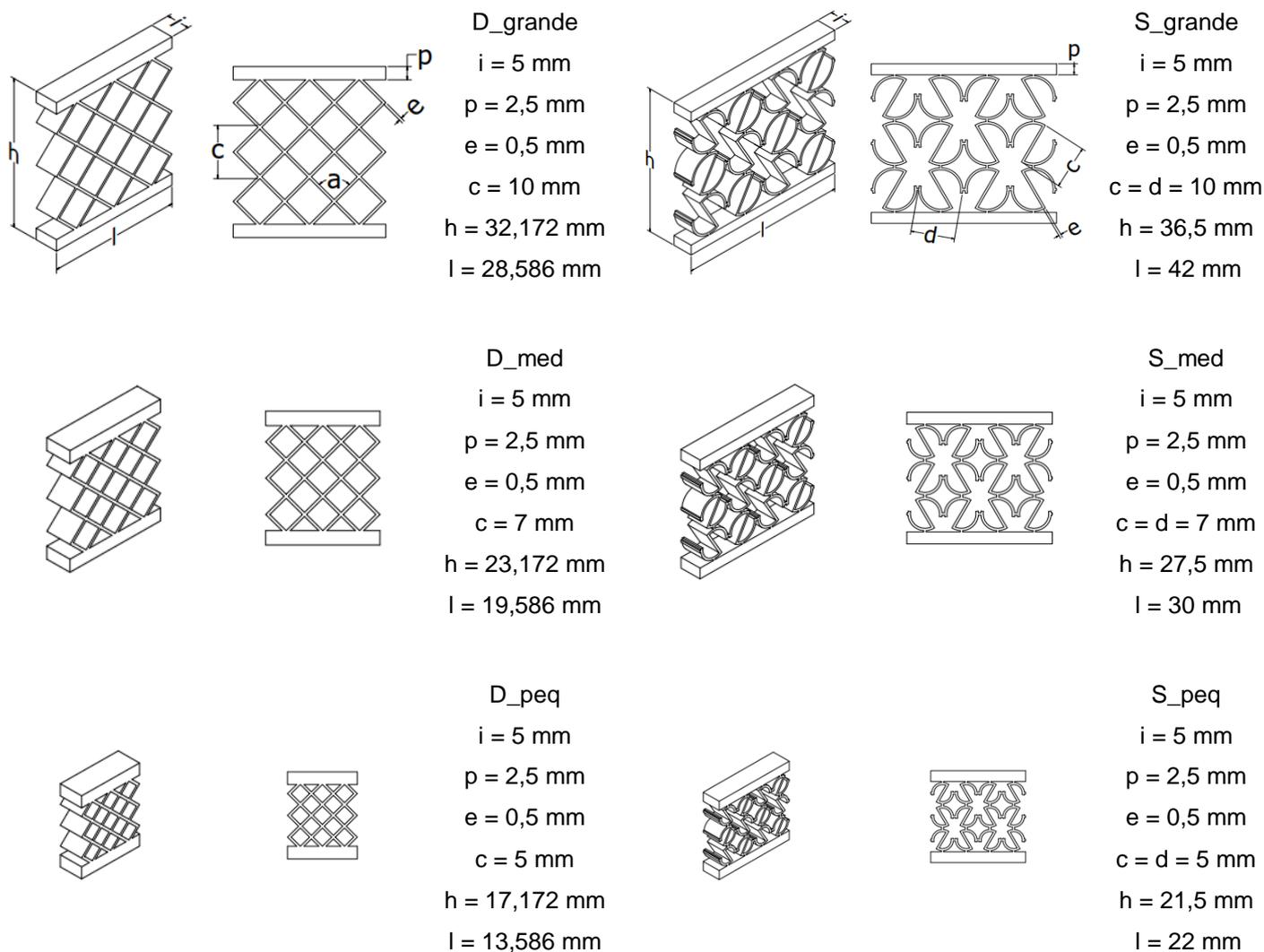
tipos diferentes de estruturas celulares, duas convencionais (hexagonal e *Diamond*) e duas auxéticas (tipo-S e *reentrant*), utilizando uma LMF Cu-Al-Mn que apresenta EMF à temperatura ambiente. Essas estruturas foram produzidas com duas espessuras de parede distintas, sendo 0,5 mm e 1 mm.

Os resultados obtidos por Alves (2019) revelaram que as estruturas celulares com espessura de 0,5 mm foram capazes de suportar todos os testes de compressão realizados. Isso ocorreu devido ao fato de que essas estruturas apresentaram uma densidade relativa inferior àquelas com espessura de parede de 1 mm. Como resultado, as estruturas com 0,5 mm de espessura apresentaram forças máximas menores a 5% de deformação, sendo mais eficiente em termos de resistência mecânica.

Sabe-se que um fator primordial para as estruturas celulares é a sua densidade relativa, com isso, foram modeladas 2 estruturas celulares usando a ferramenta computacional Autodesk Inventor Professional 2023, versão educacional, com duas geometrias diferentes: *Diamond* e tipo-S, Para cada geometria, foram definidas três densidades relativas distintas, variando a altura ou o comprimento de inclinação de cada célula: 10 mm, 7 mm e 5 mm. A espessura de parede utilizada foi de 0,5 mm. Essas medidas foram baseadas em estudos anteriores realizados por Alves (2019) e Meena & Singamneni (2019).

As alturas das paredes superiores e inferiores foram definidas como 2,5 mm com o objetivo de permitir que o vídeo extensômetro utilizado na caracterização mecânica pudesse identificar claramente os pontos de interesse, assim garantindo uma caracterização mecânica mais eficiente e precisa. A Figura 36 apresenta todos os modelos computacionais das estruturas celulares planejados.

Figura 36 – Modelos das estruturas celulares computacionais com suas respectivas dimensões.



#### 4.5 Fabricação das estruturas celulares e corpos de prova

A fabricação dos componentes de LMF CuAlMn utilizada no trabalho seguiu a seguinte ordem:

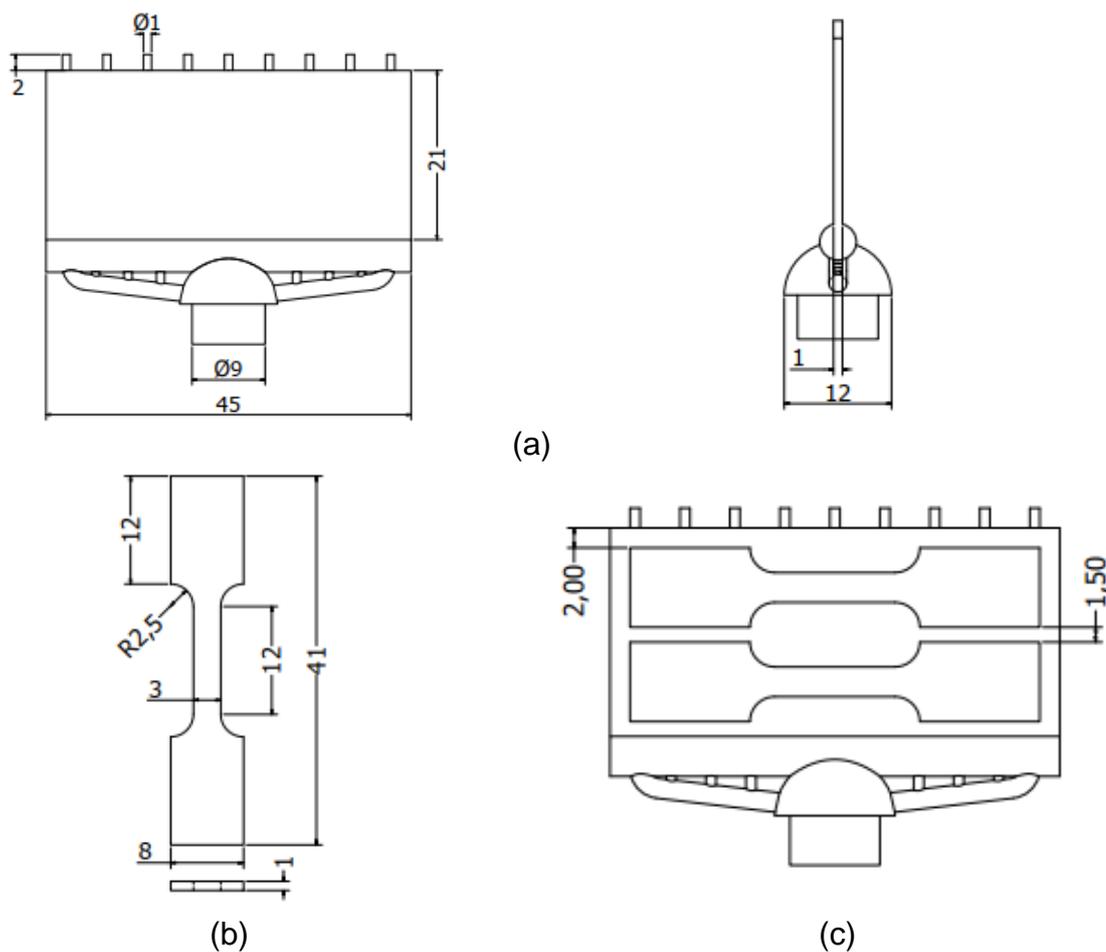
1. Desenvolvimento e impressão 3D dos modelos em resina;
2. Fabricação do molde para fundição;
3. Injeção da LMF nos moldes.

##### 4.5.1 Desenvolvimento e impressão 3D dos modelos

As dimensões para os corpos de prova de tração tiveram como base o trabalho de Novais (2023). Para este trabalho, foi projetado um modelo retangular de injeção com canais de alimentação em resina fotossensível, onde foi fabricado utilizando o processo de manufatura aditiva pelo princípio de fotopolimerização em cuba, as

dimensões do modelo retangular foram projetadas para a retirada de dois corpos de prova por meio do processo de eletroerosão. A Figura 37 apresenta o modelo de injeção retangular, as dimensões dos corpos de prova e a montagem dos corpos de prova no modelo retangular em ambiente CAD.

Figura 37 – Modelos utilizados para a retirada dos corpos de prova de tração. (a) Placa retangular (b) corpo de prova para ensaios de tração e (c) montagem para retirada dos corpos de prova na placa retangular. Dimensões em mm.



Os pequenos cilindros nas extremidades foram adicionados para facilitar a conexão do canal de saída e foram utilizados especificamente na caracterização térmica pela técnica de DSC.

Após o processo de eletroerosão, a parte situada entre os dois corpos de prova no modelo retangular foi denominada "placa". Essa placa foi utilizada para a caracterização por microscopia ótica, microdureza e análise microestrutural por difração de raios-X (DRX) da liga reprocessada, conforme será apresentado nas seções subsequentes.

Para as estruturas celulares, os modelos dos canais de alimentação e massalote, foram baseados no trabalho de Albuquerque (2023) que através do software *ProCAST* realizou simulações de diferentes resoluções de canais de alimentação para a estrutura denominada de S\_grande a partir de uma LMF CuAlMn, e a escolhida para este trabalho mostrou-se bastante satisfatória para a injeção completa do componente. As Figuras 38 e 39 apresentam os modelos CAD das estruturas celulares D\_med e S\_med, respectivamente, mostrando a geometria finalizada conforme o projeto, juntamente com as dimensões dos canais de alimentação em milímetros.

Figura 38 – Projeto para a estrutura celular D\_med. (a) Estrutura celular D\_med com os canais de alimentação (b) estrutura celular D\_med após o corte na eletroerosão (c) dimensões dos canais de alimentação utilizado na estrutura celular D\_med.

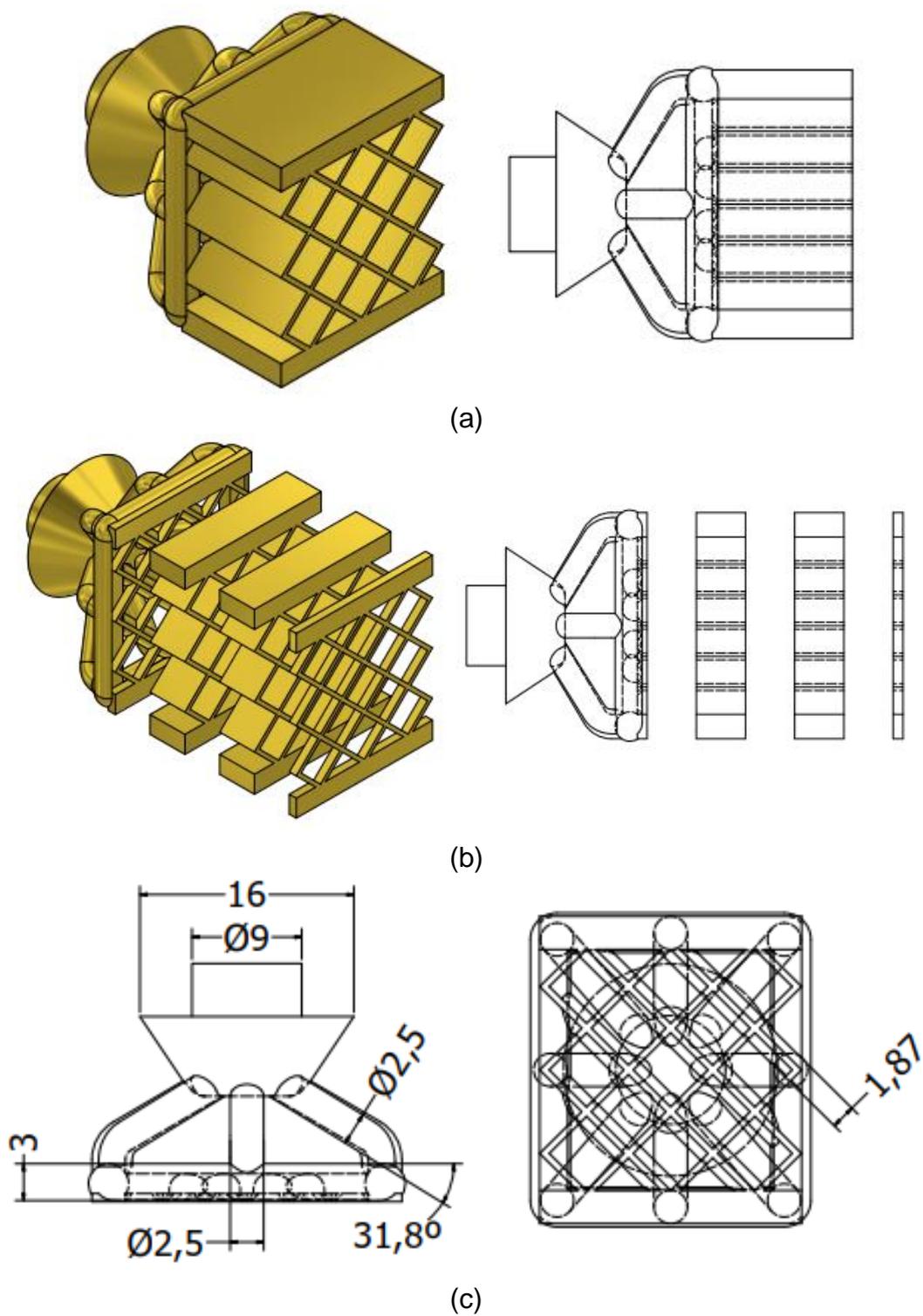
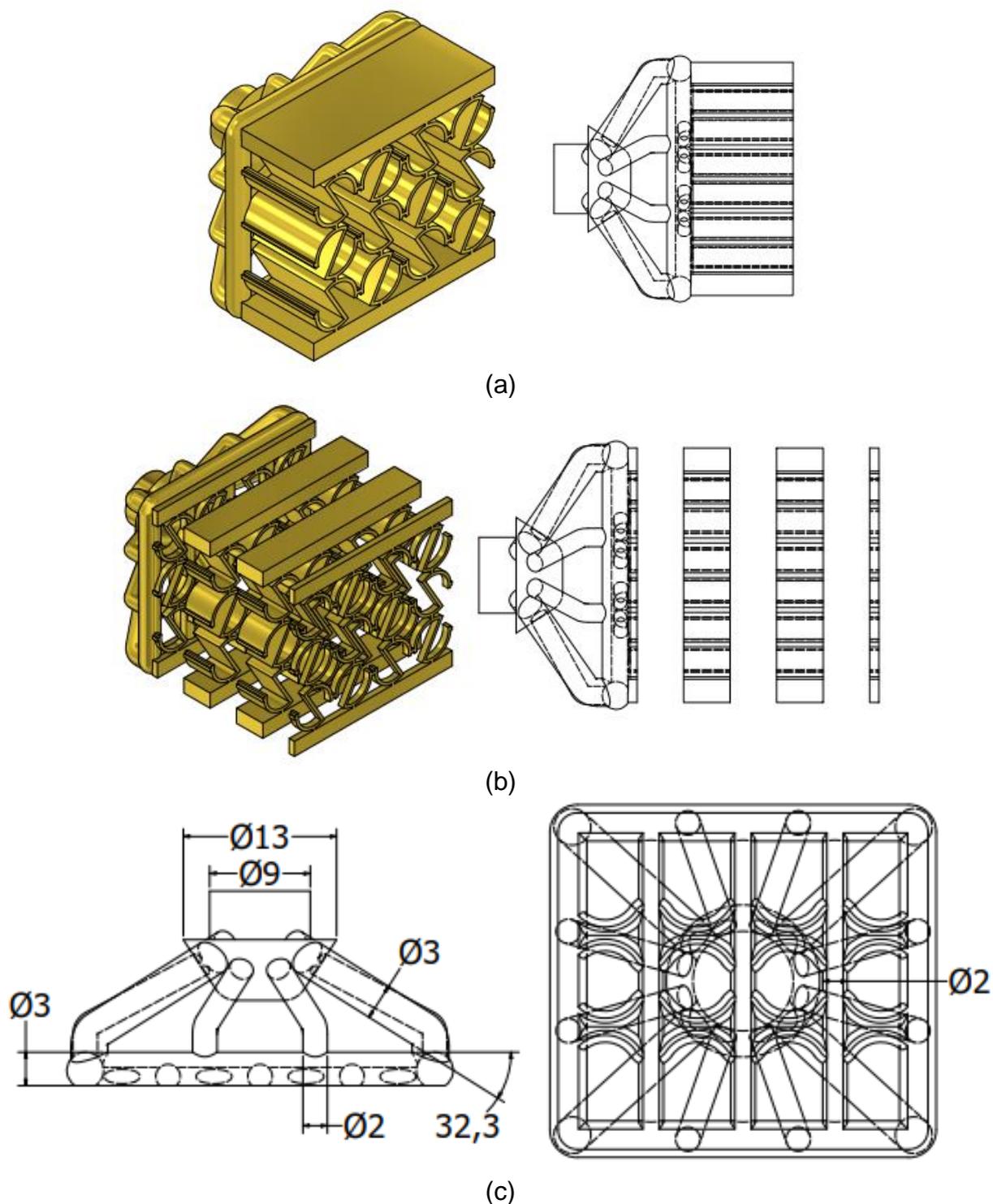


Figura 39 – Projeto para a estrutura celular S\_med. (a) Estrutura celular S\_med com os canais de alimentação (b) estrutura celular S\_med após o corte na eletroerosão (c) dimensões dos canais de alimentação utilizado na estrutura celular S\_med.



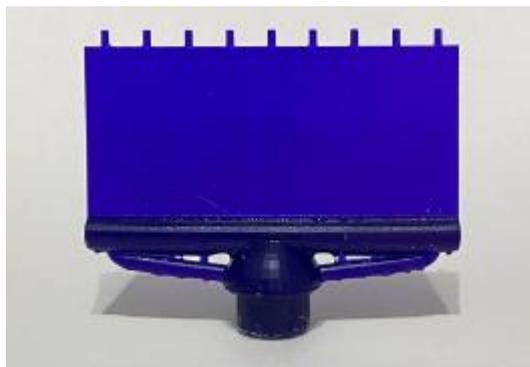
Todos os modelos para as estruturas celulares foram planejados com essa adaptação de canais de alimentação, que foram colocados com o intuito de ajudar na injeção e que não fossem feitos manualmente, assim otimizando o tempo de

fabricação das peças. As dimensões de diâmetros dos tubos dos canais de alimentação se mantiveram para todas as estruturas celulares, assim ajustando somente o ângulo dos tubos e comprimentos.

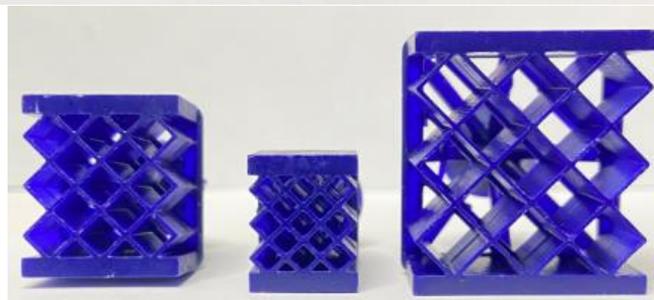
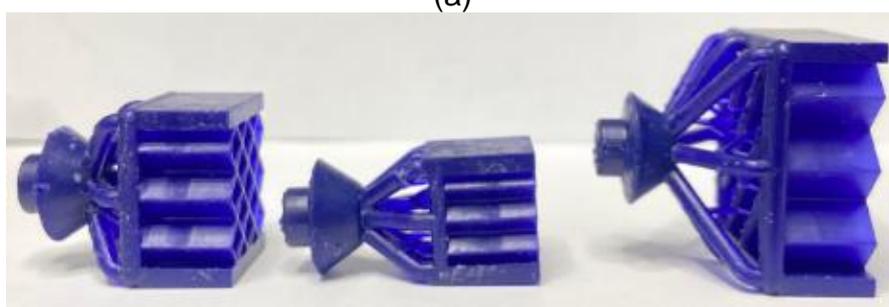
Os modelos foram obtidos por meio de prototipagem rápida utilizando uma impressora 3D, modelo *AnyCubic Photon Mono M5s* da *ANYCUBIC 3D Printing*. Neste estudo, os modelos foram fabricados utilizando resina calcinável *Cosmos Castable DLP* modelo *Yllor*. A utilização da impressora 3D e da resina permitiram a fabricação de modelos com detalhes precisos e uma qualidade superior. Para ajudar a impressão foram colocados suportes de impressões nos modelos.

Após a impressão, os suportes dos modelos foram removidos, e os mesmos foram completamente imersos em um recipiente com álcool isopropílico por um período de 30 a 40 minutos. Esse procedimento foi realizado com o objetivo de limpar e curar os modelos. A Figura 40 apresenta todos os modelos fabricados, incluindo a placa retangular e as estruturas celulares.

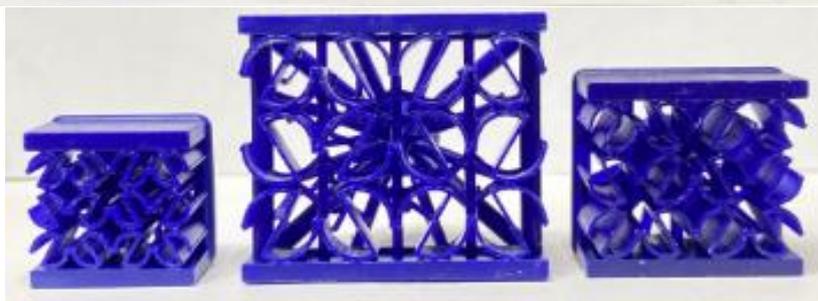
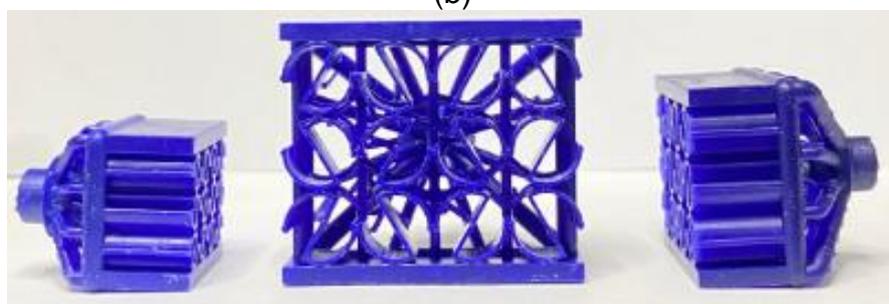
Figura 40 – Modelos impressos. (a) placa retangular (b) estruturas celulares de geometria unitária Diamond e (c) estruturas celulares de geometria unitária S.



(a)



(b)



(c)

#### 4.5.2 Fabricação do molde para fundição

Para a fabricação dos moldes de fundição, foi utilizado o gesso refratário *Resincast*. Antes de preparar o gesso, o modelo impresso é fixado em uma base de silicone e borrifado um líquido agente redutor de tensão superficial, *Surfacer* da marca *Polidental*, no modelo em resina. Esse agente tem como objetivo minimizar o aparecimento de bolhas indesejadas e facilita o escoamento do gesso. Além disso, é adicionado um anel metálico feito de aço inoxidável, com 50 mm de diâmetro e 70 de altura para a maioria dos casos. Esse anel metálico é responsável por dar forma ao molde durante o processo de fundição. Para ajudar a secagem do gesso, os anéis metálicos de aço foram perfurados.

Após posicionar o anel metálico na base de silicone e vedar com fita adesiva para evitar vazamentos, a montagem é colocada sobre uma mesa vibratória para receber o gesso. O processo de preparação do gesso envolve várias etapas, incluindo mistura, preenchimento, descanso e sinterização.

Primeiramente, o gesso é preparado seguindo a proporção de 38ml de água destilada para 100g de gesso em pó. Para preenchimento total de cada molde foi utilizado uma quantidade de 86ml de água destilada e adicionada 225g de gesso, previamente pesados. Esses componentes são misturados até obter uma consistência homogênea, sempre adicionando o gesso na água e misturando com espátula, por aproximadamente 10 segundos até homogeneizar a mistura. Em seguida são misturados por uma máquina de espatulação a vácuo, modelo *Rizax*, da marca *EDG* por um tempo de 50 segundos.

Em seguida, o gesso é cuidadosamente despejado sobre a montagem, preenchendo completamente o espaço dentro do anel metálico. A mesa vibratória é acionada para auxiliar na distribuição uniforme do gesso, eliminando bolhas de ar e garantindo que o material alcance todos os cantos do molde.

Após o preenchimento completo, o molde é deixado em repouso, durante 90 minutos, para permitir que o gesso se solidifique. Durante esse período de descanso, o gesso passa por um processo de sinterização, na qual o gesso adquire resistência.

Por fim o anel metálico é induzido ao forno com o intuito da cura (evaporação do modelo em resina) do molde de gesso (Figura 41), seguindo as instruções do fabricante que está representada na Figura 42.

Figura 41 – Preparação do molde. (a) estrutura D\_grande em resina montada na base de silicone (b) molde preparado e (c) Forno de sinterização com os moldes de gesso preparados para queima.

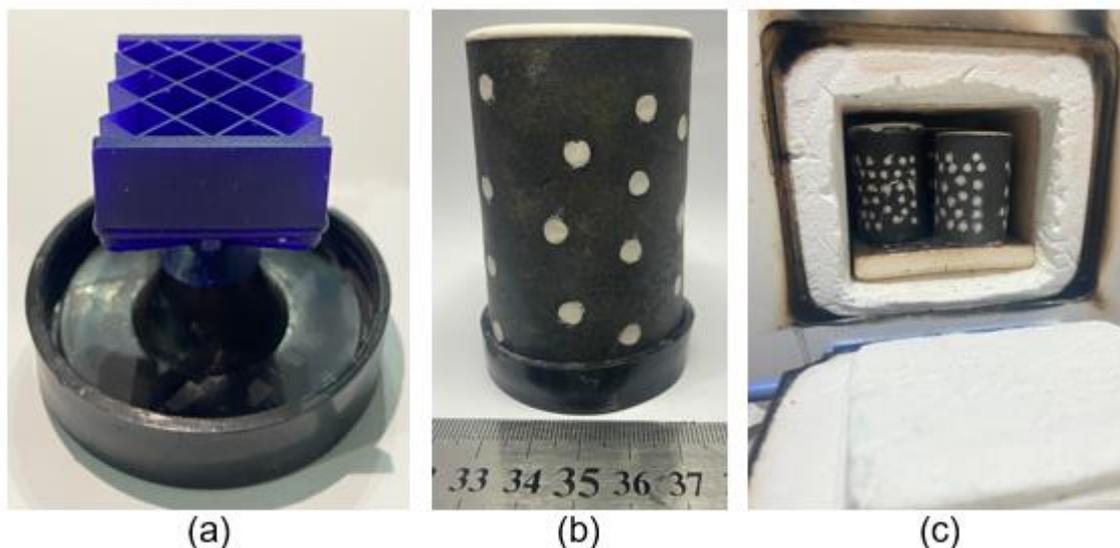
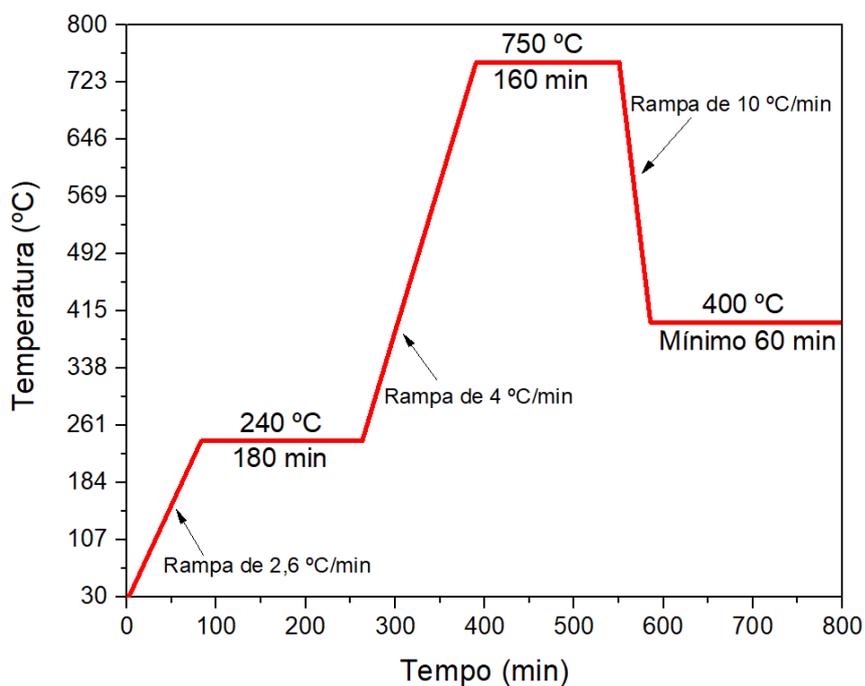


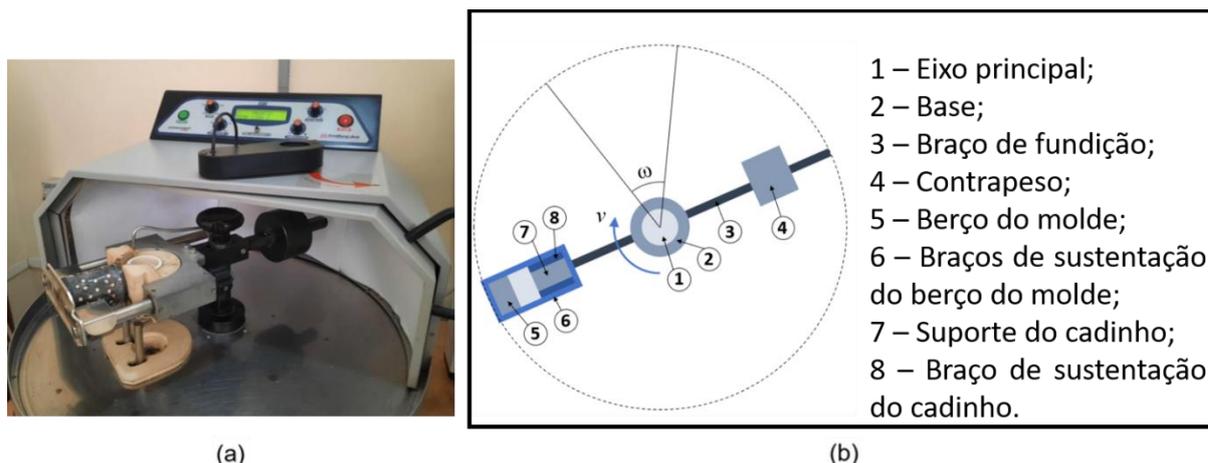
Figura 42 – Curva de queima para preparo do gesso Resincast.



#### 4.5.2 Injeção da LMF nos moldes

Com o molde preparado (pós cura), foi realizado o processo de obtenção das placas retangulares e das estruturas celulares de LMF CuAlMn utilizando a máquina *PowerCAST 1700*, da marca *EDG*. A Figura 43 apresenta a máquina utilizada para a fabricação dos corpos de prova, mostrando também o esquema do sistema de rotação e injeção desta máquina. Esse processo também é chamado por Fusão por Indução com Injeção por Centrifugação (FIC).

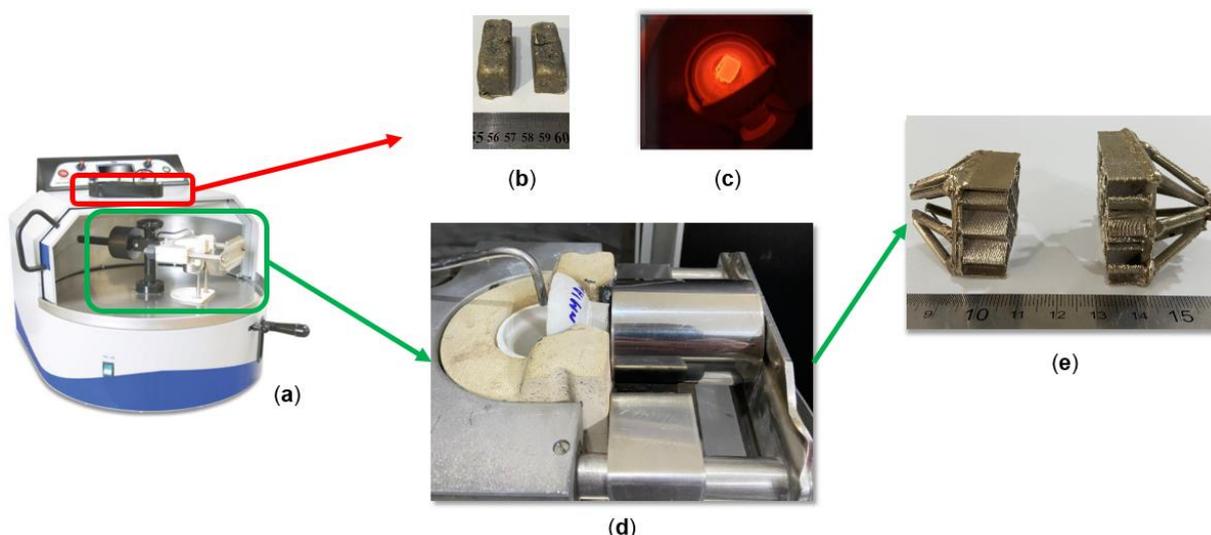
Figura 43 – (a) PowerCast 1700, (b) Ilustração do sistema da máquina centrífuga usada no processo de fundição.



Fonte – Adaptado de Albuquerque (2023).

Para realizar a injeção dos componentes, os lingotes foram cortados, limpas na escova de aço acoplada ao esmeril, seguido de 10 minutos no ultrassom com detergente neutro e por fim mais 10 minutos no ultrassom com álcool isopropílico, em seguida foram colocados em um cadinho cerâmico localizado no interior da bobina de indução da máquina. A Figura 44 ilustra esquematicamente o processo descrito para a fabricação dos componentes LMF CuAlMn.

Figura 44 – Fabricação dos componentes LMF CuAlMn. (a) Máquina Power Cast 1700, (b) Lingotes de CuAlMn, (c) Fusão da LMF CuAlMn, (d) Processo FIC e (e) Pós-processo da estrutura celular.



Fonte – Adaptado de Alves et al. (2024).

As quantidades necessárias para o preenchimento total dos componentes foram determinadas com base na densidade da composição da LMF de CuAlMn, bem

como nos volumes dos modelos computacionais. A massa utilizada para o preenchimento total dos componentes, incluindo os canais de alimentação e o massalote e a quantidade de componentes que podem ser produzidos em uma única injeção para cada injeção, estão apresentadas na Tabela 3.

Tabela 3 – Distribuição da massa e quantidade de componentes por injeção para preenchimento dos componentes, canais de alimentação e massalote.

<b>Nomeação</b>	<b>Massa (g)</b>	<b>Quantidade de corpos de prova por injeção</b>
<b>Modelo retangular (tração)</b>	20	2
<b>D_grande</b>	45	2
<b>D_med</b>	35	2
<b>D_peq</b>	27	2
<b>S_grande</b>	52	1
<b>S_med</b>	50	2
<b>S_peq</b>	35	2

Os parâmetros utilizados no processo de injeção na *PowerCAST 1700* foram, rotação de 400 rpm, 95% de aceleração, temperatura de injeção de 1040°C e potência inicial no nível 2, aumentando gradativamente até o nível 8 nos primeiros 10 segundos (Albuquerque, 2023).

Com isso, o molde preparado é inserido na *PowerCAST 1700* e fixado em posição adequada. Em seguida, a LMF CuAlMn, é fundida e injetada no molde por meio de um sistema de injeção de alta pressão. O sistema de rotação da máquina permite que o molde seja girado durante a injeção, garantindo uma distribuição uniforme do material e evitando a formação de porosidades ou falhas no corpo de prova. Após a injeção da LMF no molde, é aguardado o tempo necessário para a solidificação e resfriamento (em torno de 120 minutos) do material. Em seguida, é feito o desmolde do molde de gesso com o auxílio de um martelo pneumático e obtido os componentes fabricados. Com os componentes desmoldados, é feito o tratamento térmico de têmpera nos componentes de LMF CuAlMn.

Em seguida, para obtenção dos componentes finais, os corpos de prova e as estruturas celulares foram cortadas pelo processo de eletroerosão a fio. Após a conclusão do processo de corte, os componentes foram imersos duas vezes em um banho ultrassônico por um período de 10 minutos, com as seguintes soluções em ordem, detergente neutro e álcool isopropílico. Por fim, as amostras foram lixadas com

uma lixa de granulometria 800 para remover quaisquer imperfeições decorrentes do corte por eletroerosão ou do processo de fundição, garantindo uma superfície mais adequada para as análises subsequentes.

#### 4.6 Caracterização da LMF CuAlMn – 1ª Parte Experimental

A caracterização da LMF CuAlMn foi dividida em várias etapas, que incluíram:

1. Microscopia Ótica (MO);
2. Espectroscopia de Dispersão de Energia (EDS);
3. Análise Microestrutural de Difração de raios – X (DRX);
4. Análise térmica: Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC);
5. Microdureza;
6. Ensaio mecânicos de tração;

Essas etapas foram essenciais para avaliar as propriedades da LMF CuAlMn. Nos cinco primeiros itens, foram analisadas as propriedades do material tanto antes do reprocessamento (lingote) quanto após o reprocessamento (placa dos corpos de prova), que foram fabricadas utilizando a fundição de precisão rápida com o processo FIC. No item seis (ensaio mecânicos de tração), a análise foi realizada exclusivamente nos corpos de prova fabricados, ou seja, apenas no material reprocessado.

##### 4.6.1 Microscopia Ótica (MO)

Trata-se de uma análise realizada com o objetivo de estudar a morfologia das amostras analisadas. Inicialmente, as amostras foram submetidas a uma etapa de limpeza utilizando álcool isopropílico, garantindo a remoção de quaisquer contaminantes superficiais. Em seguida, as amostras foram preparadas para a análise metalográfica por meio de embutimento a quente. Esse processo foi realizado utilizando uma embutidora modelo *PRE 30* automática, da marca *Arotec*.

Logo depois, os corpos de provas foram lixados, utilizando 8 tipos de lixas com a granulometria distintas (180, 280, 320, 400, 600, 800, 1000 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, as amostras foram submetidas a um procedimento de ataque químico utilizando uma solução composta por 5g de  $\text{FeCl}_3$ , 30 ml de HCl fumante a 37% e 100 ml de água destilada (YANG et al., 2017).

O método de ataque por esfregação foi empregado, na qual uma porção de algodão foi mergulhada na solução reagente e passada nas superfícies das amostras por um período de 8 segundos. Esse processo permitiu a reação química entre o reagente e a superfície da amostra, resultando na revelação adequada da microestrutura dos grãos.

Após o ataque químico, as amostras foram limpas com álcool isopropílico e secadas com a ajuda de um secador, em seguida, foram submetidas à visualização por meio de um microscópio ótico modelo *BX51* da marca *OLYMPUS*.

Finalmente, para determinar o tamanho do grão, utilizou-se o *software ImageJ*, na qual foram realizadas 30 medições em diferentes grãos. A partir dessas medições, calculou-se a média e o desvio padrão dos valores obtidos.

#### 4.6.2 Espectroscopia de Dispersão de Energia (EDS)

Após a etapa de MO, as mesmas amostras foram submetidas a um processo adicional de lixamento, utilizando as lixas com granulometria de 800, 1000 e 1200. Em seguida, as amostras foram submetidas ao processo de polimento, seguindo o mesmo método utilizado anteriormente. Após a preparação final das amostras, foram realizadas análises químicas composicionais utilizando a técnica de Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS). Essa técnica envolve a utilização de um detector modelo *x-act* da marca *Oxford Instruments*, acoplado a um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) modelo *Vega3* da marca *TESCAN*, permitindo a identificação e quantificação dos elementos químicos presentes nas amostras, verificando assim a homogeneidade da LMF CuAlMn e mostrando se à perda de algum elemento no processamento da LMF.

#### 4.6.3 Análise Microestrutural de Difração de raios – X (DRX)

Para realizar o ensaio de difração de raios-X, que tem como objetivo avaliar as fases presentes na LMF CuAlMn antes e depois do reprocessamento, foi utilizado um Difrátômetro *Shimadzu XRD 6100*, com radiação  $\text{Cu K}\alpha$  e uma faixa de varredura de  $30^\circ$  a  $90^\circ$ , com incremento de  $0.02^\circ$  entre cada ponto de medição. O método de refinamento *Rietveld* foi aplicado com o auxílio do software *X'Pert High Score Plus*

para quantificar as fases presentes e extrair os parâmetros de microdeformação e tamanho de cristalito a partir dos picos de difração nos padrões de raios-X.

O uso do refinamento *Rietveld* juntamente com o *software* específico proporcionou uma análise precisa e detalhada dos dados de difração de raios-X, permitindo uma caracterização mais completa da LMF CuAlMn estudada.

#### 4.6.4 Análise Térmica

A fim de determinar as temperaturas de transformação das fases martensítica e austenítica, utilizou-se a técnica da Calorimetria Diferencial de Varredura (DSC). O equipamento utilizado foi um DSC modelo Q20, da marca *TA Instruments*, seguindo a norma ASTM F2004-05. Durante o experimento, as amostras foram resfriadas e aquecidas a uma taxa de 5 °C/min, dentro de uma faixa de temperatura de -75°C a 70°C, sob atmosfera de nitrogênio gasoso.

As amostras foram obtidas dos cilindros nas extremidades da placa, conforme ilustrado na Figura 37, e possuíam entre 25 e 65 mg. As amostras pré-reprocessamento foram retiradas do lingote, com massas variando de 30 a 70 mg. A pesagem das amostras foi realizada com uma balança eletrônica de precisão, modelo *AUY200*, da marca *Shimadzu*.

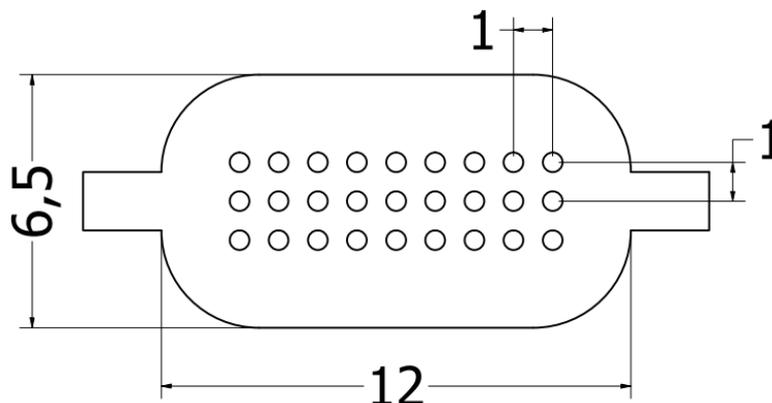
#### 4.6.5 Microdureza

Os ensaios de ultramicroindentação tiveram como objetivo determinar os valores de módulo de elasticidade e dureza das amostras. Seguindo o mesmo procedimento da microscopia ótica, as amostras passaram por embutimento (com altura de 7 mm), lixamento e polimento. Tanto a placa reprocessada quanto o lingote foram submetidos à análise de microdureza Vickers (HV), utilizando um ultramicrodurômetro da marca *Shimadzu*, modelo *DUH-W211S*, equipado com um indentador *Berkovich*. Foram realizadas duas análises, ambas utilizando o modo *load/unload* (FURGIUELE et al., 2023). Em ambos os testes, foi adotado um tempo de permanência na carga máxima de 20 segundos, com uma taxa de carga/descarga de 13,324 mN/s, e a temperatura ambiente (DAER et al., 2018).

No primeiro ensaio, o objetivo foi avaliar o comportamento das amostras em relação ao módulo de elasticidade e dureza com diferentes forças de indentação. Os parâmetros de força utilizados nos testes variaram entre 25, 50, 75, 100, 150, 200, 250, 500, 750 e 1000 mN. Já no segundo ensaio, foi realizado um mapeamento de

pontos nas amostras, utilizando uma força de 1000 mN. Vários pontos foram escolhidos nas amostras, com distâncias de 1 mm na vertical e horizontal a partir do ponto central. A Figura 45 apresenta a distribuição dos pontos escolhidos para a amostra da placa reprocessada.

Figura 45 – Distribuição dos pontos selecionados para amostragem da placa reprocessada.

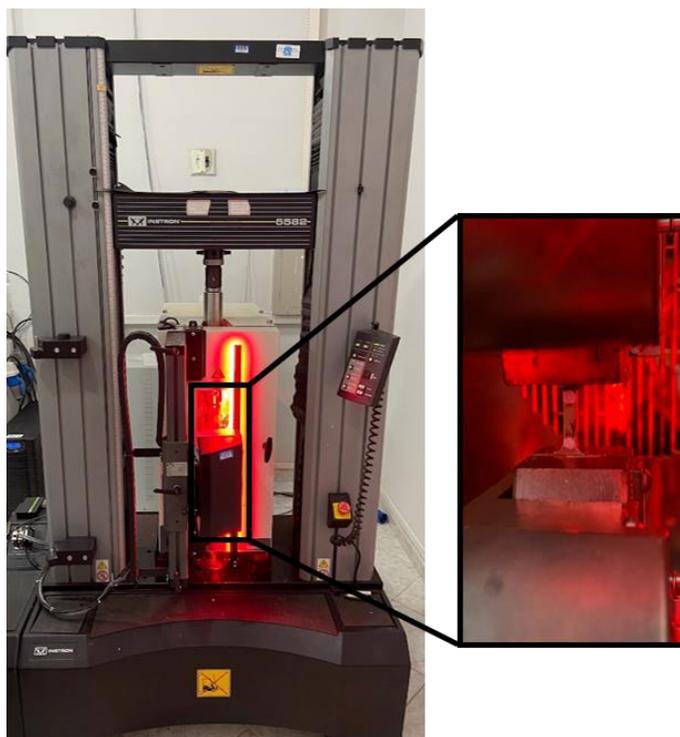


#### 4.6.6 Ensaios termomecânicos de tração

Para investigar o comportamento mecânico da LMF CuAlMn foi realizado inicialmente um ensaio de tração quase estático no corpo de prova do tipo gravata. O ensaio foi realizado em uma máquina de testes modelo 5582 da marca *Instron*, equipada com uma célula de carga de 30 kN, sob uma temperatura fixa de 30°C e uma pré-carga inicial de até 10 MPa. A deformação durante o ensaio foi monitorada com o auxílio de um vídeo-extensômetro (AVE), que permitiu medir, em tempo real, as variações dimensionais dos corpos de prova.

As deformações foram aplicadas de forma gradual, começando com 1% e aumentando em incrementos de 1% até atingir 10%, sempre em relação ao comprimento inicial do corpo de prova medido pelo AVE. Após cada ciclo de descarregamento, foi mantida uma tensão residual de 5 MPa. A velocidade de carga e descarga adotada foi de 1%/min ( $1,667 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ). Para assegurar que a temperatura permanecesse em 30°C durante todo o ensaio, foi utilizada uma câmara térmica (Figura 46), que foi programada para estabilizar a temperatura após um período de espera de 40 minutos.

Figura 46 – Montagem para o ensaio de tração uniaxial dos corpos de provas LMF.



Com base nos resultados obtidos no primeiro ensaio, foi realizada uma ciclagem de 50 ciclos de carregamento e descarregamento, aplicando uma tensão máxima de 350 MPa, com uma taxa de deformação de 2%/min ( $3,333 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ). O objetivo dessa ciclagem foi avaliar o comportamento superelástico da LMF CuAlMn ao longo dos 50 ciclos, permitindo a retirada dos valores das tensões associadas à transformação de fase martensítica direta e reversa.

Com o corpo de prova ciclado e suas propriedades mecânicas estabilizadas, foram realizados ensaios isotérmicos nas temperaturas de 40 °C, 50 °C, 60 °C, 70 °C e 80 °C visando avaliar a influência da temperatura no comportamento mecânico da LMF CuAlMn. Esses ensaios permitiram a obtenção de valores como as tensões de transformação de fase, a deformação residual e o coeficiente de Clausius-Clapeyron. Os testes foram conduzidos até uma deformação de 2,5%, com uma taxa de 1%/min ( $1,667 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ).

## 4.7 Caracterização das estruturas celulares CuAlMn – 2ª Parte Experimental

A caracterização das estruturas celulares fabricadas com uma LMF CuAlMn e de duas geometrias (*Diamond* e Estrutura-S) e com três densidades relativas distintas, foi realizada através das seguintes análises:

1. Análise Térmica: DSC;
2. Análise Geométrica/Dimensional;
3. Microscopia Ótica (MO);
4. Microdureza;
5. Ensaios Mecânicos de compressão.

### 4.7.1 Análise Térmica

As análises térmicas via DSC realizadas para as estruturas celulares seguiram os mesmos procedimentos utilizados para a análise térmica dos corpos de prova descrito na seção 4.6.4.

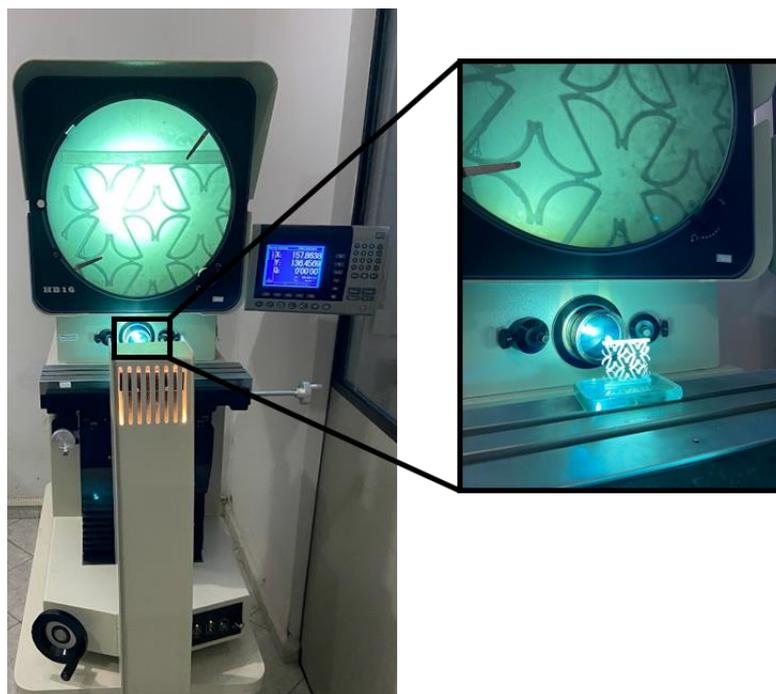
As amostras das estruturas celulares utilizadas para a análise de DSC foram retiradas da primeira camada cortada por eletroerosão e possuíam entre 50 e 90 mg.

### 4.7.2 Análise Geométrica/Dimensional

Antes do processo de obtenção dos moldes cerâmicos, foi realizada uma análise dimensional das estruturas celulares em resina. Essa análise foi realizada utilizando um projetor de perfil modelo *HB16*. As estruturas em resina foram projetadas com um aumento de 50 vezes e foi avaliada as dimensões de espessura ( $e$ ), em 20 locais distintos. Para cada ponto analisado, foram registradas as medidas  $e$ , em seguida, foi calculada a média com o respectivo desvio padrão das medidas obtidas. De acordo com o fabricante, essa máquina contém um erro de ampliação do modelo menor ou igual a 0,08%, e esse erro foi desconsiderado nas análises.

Após as estruturas celulares passarem pelo processo de injeção e corte, onde apenas a estrutura celular da LMF CuAlMn foi mantida, as mesmas foram submetidas ao mesmo procedimento de análise dimensional realizado anteriormente nas estruturas de resina. Os mesmos 20 pontos foram analisados para avaliar eventuais variações dimensionais entre o modelo e o produto final. A Figura 47 apresenta a montagem utilizada para essa análise, permitindo uma visualização do processo de medição e análise dimensional das estruturas celulares.

Figura 47 – Avaliação dimensional das estruturas celulares de resina e de LMF CuAlMn.



#### 4.7.3 Microscopia Ótica (MO)

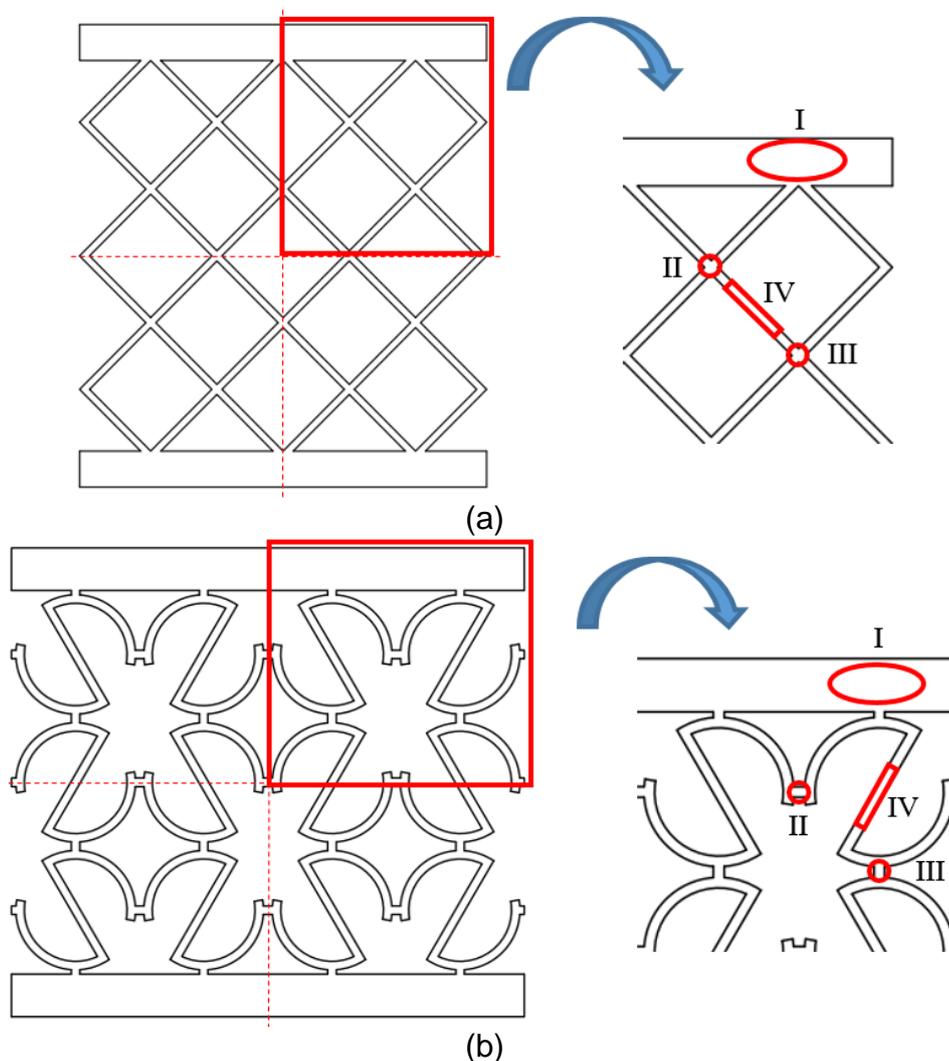
Para as análises de microscopia ótica, foram selecionadas duas estruturas celulares, uma do tipo S e outra do tipo *Diamond*, ambas retiradas do mesmo lingote de LMF CuAlMn utilizado na fabricação das placas retangulares. Dessa forma, assegurou-se que todas as amostras, tanto as estruturas celulares quanto as placas retangulares, seguissem o mesmo processo de fabricação, garantindo a uniformidade nas condições de análise e permitindo uma comparação direta entre os componentes. As análises de microscopia ótica realizadas nas estruturas celulares seguiram os mesmos procedimentos descritos na seção 4.6.1, utilizados para a análise das placas retangulares.

#### 4.7.4 Microdureza

As mesmas estruturas celulares utilizadas para a análise de MO também foram empregadas nos ensaios de ultramicrodureza. O ensaio consistiu em avaliar quatro regiões distintas das estruturas celulares. Para isso, as estruturas foram divididas em quatro partes iguais, e as regiões de interesse foram selecionadas com base nessa divisão. O esquema com a representação das regiões escolhidas para análise encontra-se na Figura 48. A força máxima de penetração aplicada foi de 1000 mN,

com cinco pontos de análise em cada região. Os demais parâmetros e procedimentos utilizados no ensaio estão descritos na seção 4.6.5.

Figura 48 – Esquema das estruturas celulares com as regiões escolhidas para análises. (a) estrutura Diamond e (b) estrutura S.

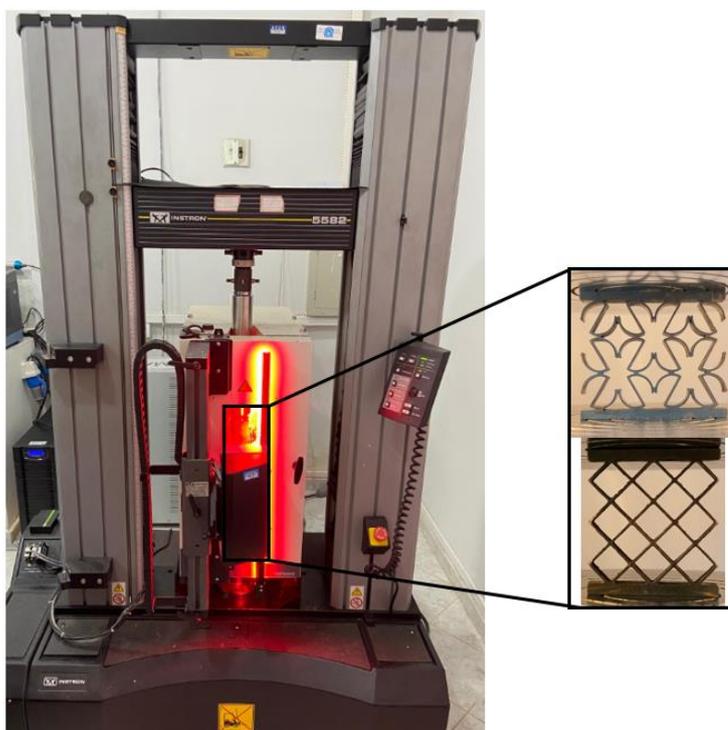


#### 4.7.5 Ensaio Mecânico de compressão

Os ensaios mecânicos de compressão das estruturas celulares foram realizados utilizando uma máquina de ensaio universal da marca *Instron*, modelo 5582, equipada com célula de carga de 30 kN, câmara térmica e vídeo-extensômetro modelo *AVE2*. Inicialmente, todos os modelos foram levemente aquecidos a uma temperatura acima de  $A_f$ , com o objetivo de recuperar qualquer deformação residual presente. No primeiro ensaio, as estruturas celulares foram submetidas a um aumento gradual de deformação, sendo imposta uma deformação de 1% em 1% até atingir 5%. A taxa utilizada foi de 1%/min (1,667

$\times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ) para o carregamento e descarregamento, com a temperatura mantida em  $30^\circ\text{C}$ . Conforme descrito na seção 4.6.6, foi aguardado um período de 40 minutos para que a câmara térmica estabilizasse na temperatura selecionada antes do início dos ensaios. O esquema da montagem do ensaio está mostrado na Figura 49.

Figura 49 – Montagem para o ensaio de compressão das estruturas celulares.



Esse ensaio permitiu avaliar o comportamento das estruturas celulares com o aumento gradual da força, identificando os níveis de força ideais para a ciclagem das estruturas e determinando a força máxima e a deformação máxima recuperada.

Estruturas celulares são frequentemente fabricadas de alumínio (PAIK et al., 1999; WANG et al., 2019; ZHANG et al., 2020; XING et al., 2021). Para fins de comparação da deformação residual, as estruturas D\_grande e S\_med também foram produzidas em alumínio e submetidas ao mesmo ensaio mecânico a  $30^\circ\text{C}$ , com deformação gradual de 1% até atingir 5%.

Em seguida, foram realizados vinte ciclos de carregamento e descarregamento nas estruturas celulares, utilizando a força máxima previamente estabelecida com base no ensaio anterior. A taxa de carregamento e descarregamento foi de  $2\%/min$  ( $3,333 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ), com a câmara térmica mantida a  $30^\circ\text{C}$ .

Após a realização dos ciclos de carregamento e descarregamento nas estruturas celulares, essas mesmas amostras foram submetidas a ensaios em regime quase-estático, em diferentes temperaturas, com o objetivo de avaliar o comportamento mecânico em condições isotérmicas. Esses ensaios foram realizados nas temperaturas de 30°C, 40°C, 50°C, 60°C e 70°C, ou até o limite suportado pelas amostras. A taxa de deformação adotada foi de 1%/min ( $1,667 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ).

Embora as estruturas celulares apresentassem superelasticidade, após cada ensaio foi necessário aquecer as amostras para permitir a recuperação parcial da deformação induzida por tensão. Esse processo de aquecimento garantiu que, entre os ensaios isotérmicos sucessivos, as amostras retornassem a uma condição mais próxima de seu estado original, preservando suas propriedades para os testes subsequentes. Dessa forma, foi possível investigar a influência da temperatura no comportamento mecânico e na recuperação das estruturas celulares, bem como suas características de transformação de fase.

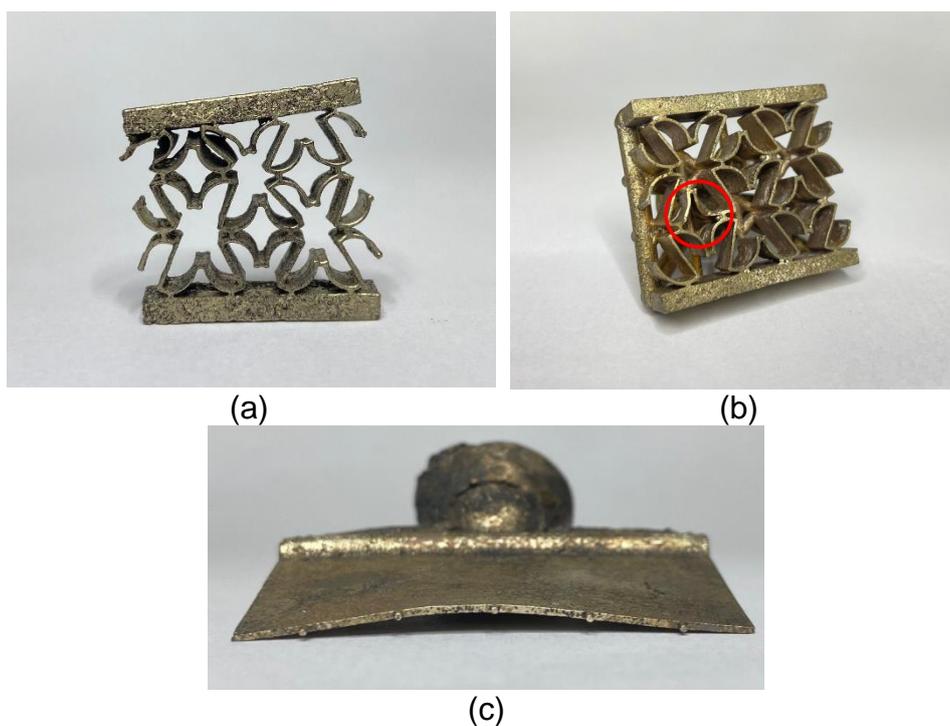
Por fim, novas estruturas celulares foram submetidas a ensaios de compressão sem limite de deformação. Esse ensaio permitiu avaliar o comportamento da estrutura celular nas três fases típicas desses componentes, região elástica, platô de tensão e densificação (CHOUDHRY et al., 2023). A taxa de deformação utilizada para o ensaio foi de 3%/min ( $5,0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ).

## 5. RESULTADOS

### 5.1 Tratamento térmico

Inicialmente, o tratamento térmico de têmpera, que consistia em aquecer os componentes a 850°C por 30 minutos, seguido de resfriamento brusco em água, foi realizado após a etapa de corte por eletroerosão. No entanto, observou-se que as estruturas celulares e as placas retangulares começaram a apresentar deformações devido ao choque térmico durante o resfriamento rápido. Uma alternativa considerada foi realizar o tratamento térmico na estrutura completa, ou seja, após o processo de limpeza das estruturas celulares. Contudo, o mesmo problema foi identificado ao realizar o tratamento térmico após a limpeza, resultando em deformações permanentes. A Figura 50 apresenta as estruturas celulares e uma placa retangular com deformações após o tratamento térmico de têmpera. Acredita-se que essas deformações ocorram devido à espessura fina das paredes das estruturas celulares e das placas retangulares, de apenas 0,5 mm e 1 mm respectivamente, tornando-as suscetíveis ao choque térmico durante o resfriamento brusco.

Figura 50 – Componentes após o tratamento térmico de têmpera. (a) estrutura celular S\_peq, (b) estrutura celular S\_med com os canais de alimentação e (c) placa retangular.



Para minimizar as deformações observadas e preservar a integridade tanto das placas retangulares quanto das estruturas celulares, foi desenvolvida uma solução

que consistiu em não remover completamente o gesso no momento do desmolde das estruturas celulares. O gesso remanescente atuou como suporte, evitando deformações plásticas durante o tratamento térmico de têmpera. Para os modelos retangulares, foi aplicada uma nova camada de gesso, proporcionando o mesmo efeito de proteção contra deformações plásticas, o que resultou na eliminação dos defeitos. A Figura 51 mostra as estruturas celulares antes do tratamento térmico.

Figura 51 – Estruturas celulares com uma camada de gesso antes do tratamento térmico de têmpera.



Com a adição da camada de gesso para proteção durante os tratamentos térmicos de têmpera, a temperatura foi elevada para 900°C. O forno foi programado para essa temperatura, e os componentes foram aquecidos por 30 minutos. Após o período de aquecimento, foi realizado o resfriamento brusco em água à temperatura ambiente. Com a conclusão do tratamento térmico, os componentes passaram pela etapa de corte por eletroerosão, resultando em corpos de prova para tração e estruturas celulares com espessura de 5 mm.

## 5.2 Obtenção dos componentes de CuAlMn

A metodologia adotada para a fabricação dos componentes da LMF CuAlMn usando a fundição de precisão rápida com o processo FIC foi validada com sucesso. A eficiência dos parâmetros de fundição, retirado do estudo de Albuquerque (2023), resultaram no preenchimento completo da cavidade interna dos moldes. Todos os componentes após o tratamento térmico de têmpera, passaram pela limpeza completa do gesso, corte na eletroerosão, lixamento e limpeza para garantir uma superfície mais plana.

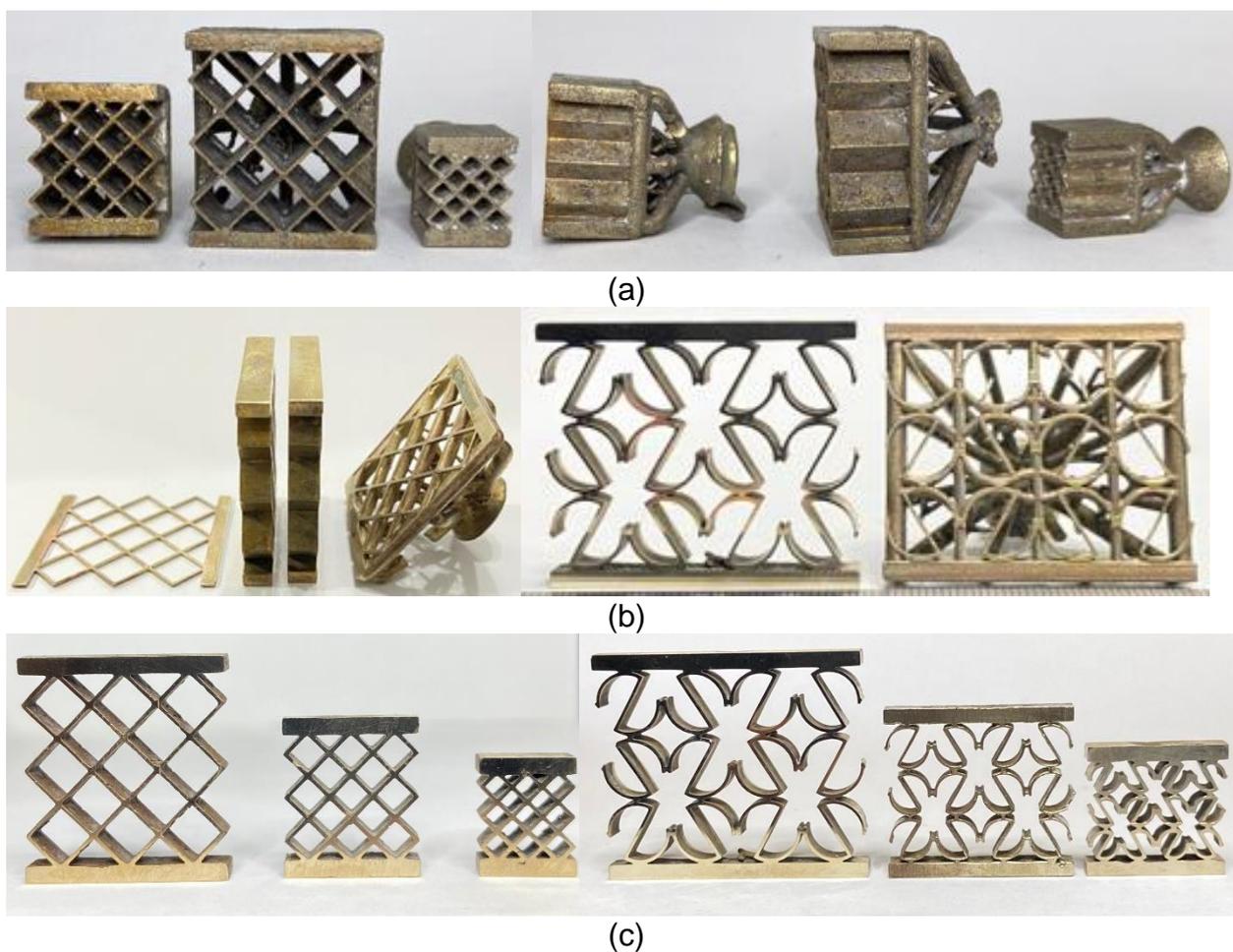
A Figura 52 e 53 apresenta os corpos de prova e estruturas celulares finalizados respectivamente.

Figura 52 – Placa retangular e corpos de prova para tração retirados da placa retangular.



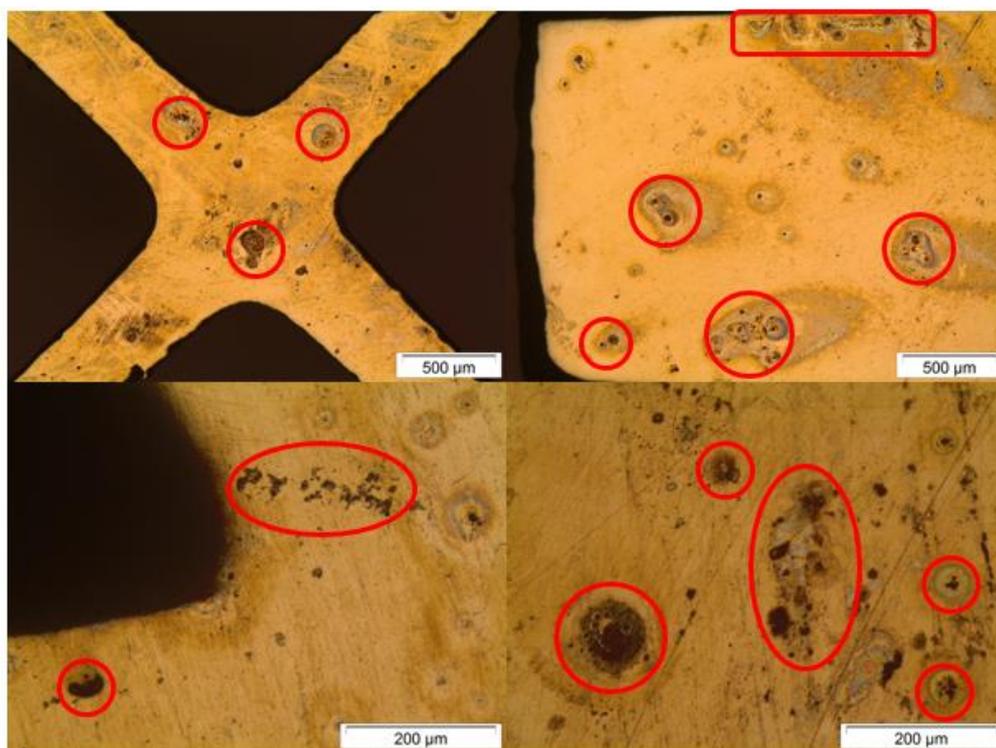
Ao todo, foram fabricadas três placas retangulares para a extração dos corpos de prova de tração, utilizando dois lingotes diferentes.

Figura 53 – Estruturas celulares. (a) Geometria Diamond com canais de alimentação, (b) cortadas na eletroerosão e (c) finalizadas.

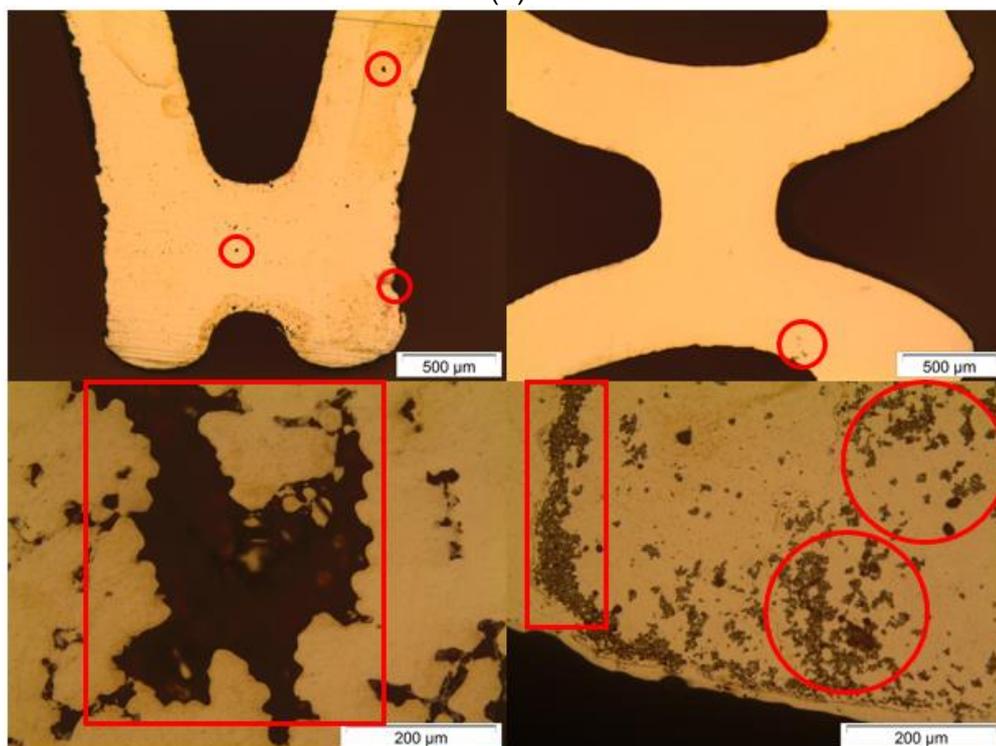


As estruturas celulares também foram analisadas no microscópio ótico modelo BX51 da marca *OLYMPUS* para uma visualização mais detalhada, permitindo verificar a presença de possíveis defeitos na superfície das amostras com maior precisão, conforme ilustrado na Figura 54.

Figura 54 – Defeitos superficiais nas estruturas celulares. (a) Diamond e (b) S.



(a)



(b)

Nota-se que as estruturas celulares apresentaram defeitos minúsculos de poros, imperceptíveis a olho nu, os poros estão circulados em vermelho e foram provenientes devido ao processo de fundição. Esses mesmos poros também podem ser vistos nos estudos de Zheng et al. (2023) e Biffi et al. (2024) onde fabricaram estruturas celulares de CuAlMn e NiTi respectivamente usando o processo de manufatura aditiva.

### 5.3 Efeito do reprocessamento pelo processo de fundição de precisão rápida da LMF CuAlMn

#### 5.3.1 Espectroscopia de Dispersão de Energia (EDS)

Foram realizadas análises composicionais em quatro pontos para as amostras provenientes do lingote (formato retangular) e para as reprocessadas (placas 1 e 2), cujos resultados estão apresentados nas Tabelas 4, 5 e 6. As distribuições dos elementos, obtidas por EDS, estão representadas na Figura 55, mostrando o comportamento dos elementos nas quatro regiões analisadas para cada amostra.

Tabela 4 – Composições encontradas via EDS para o lingote.

Elemento (%at) / Região				
<b>Cu</b>	70,9	70,6	71,1	70,9
<b>Al</b>	17,4	17,7	17,2	17,4
<b>Mn</b>	11,7	11,8	11,7	11,7

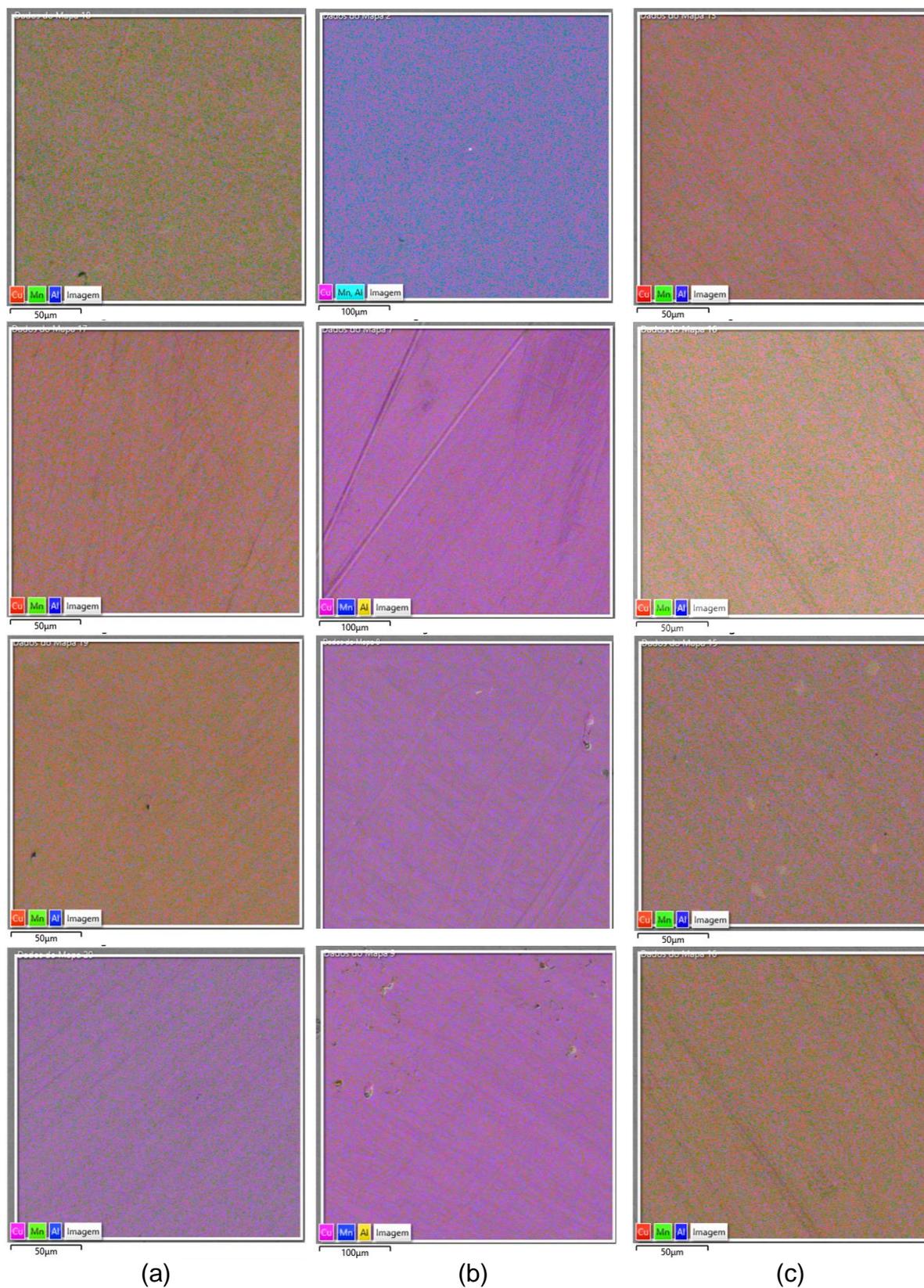
Tabela 5 – Composições encontradas via EDS para a placa 1.

Elemento (%at)/Região				
<b>Cu</b>	70,8	71,1	70,8	70,6
<b>Al</b>	17,7	17,5	17,9	18,2
<b>Mn</b>	11,5	11,4	11,3	11,2

Tabela 6 – Composições encontradas via EDS para a placa 2.

Elemento (%at)/Região				
<b>Cu</b>	70,5	70,9	70,5	70,4
<b>Al</b>	18,0	18,0	18,1	18,0
<b>Mn</b>	11,5	11,1	11,4	11,6

Figura 55 – Mapas de EDS de composição elemental superficial para as amostras de LMF CuAlMn.  
(a) Lingote, (b) placa reprocessada 1 e (c) placa reprocessada 2.



Os resultados apresentados nas Tabelas 4, 5 e 6 indicam pequenas alterações na composição da LMF CuAlMn após a fabricação e reprocessamento. Observa-se

que o teor de Al variou entre 17,2% e 17,7%, enquanto o de Mn se situou entre 11,7% e 11,8%. Comparando com a composição nominal (16,738% de Al e 11,303% de Mn), houve um aumento no teor de Al e uma leve elevação no teor de Mn, em relação ao lingote. Como o processo de fabricação foi realizado em forno aberto, sem atmosfera protetora, essas variações já eram esperadas, conforme também observado no estudo de Alves et al. (2023) em ligas de CuAlMn fabricadas com metodologia similar.

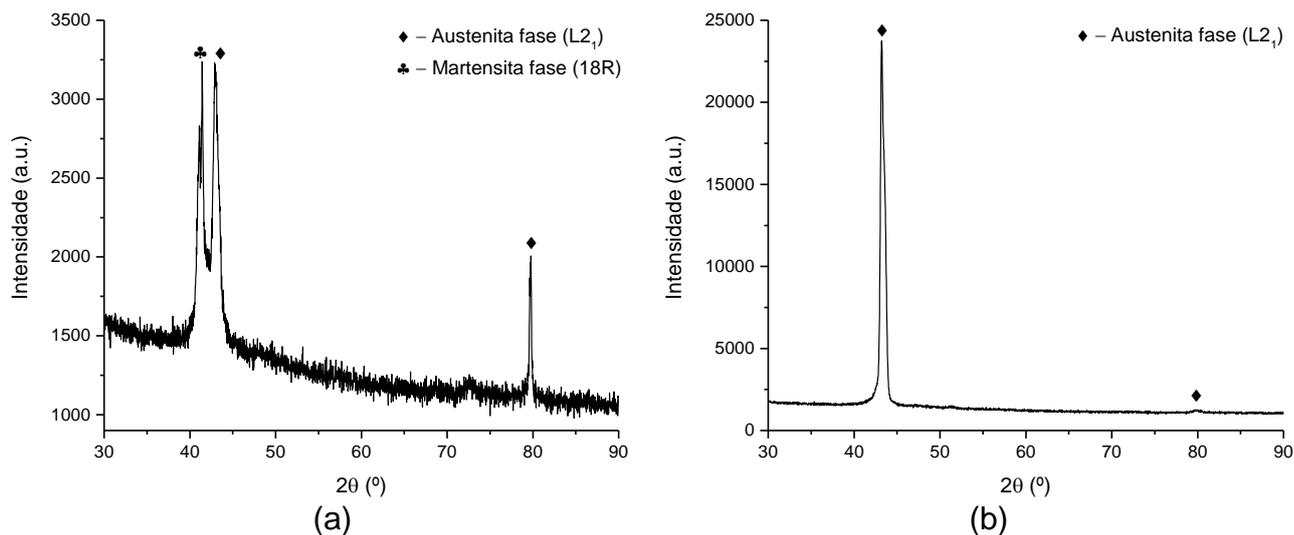
Nas placas reprocessadas, observou-se um leve aumento no teor de Al, variando de 17,5% a 18,2% na primeira placa e de 18,0% a 18,1% na segunda. No entanto, o teor de Mn apresentou uma leve redução, situando-se entre 11,2% e 11,5% na primeira placa e entre 11,1% e 11,6% na segunda. Essa variação é atribuída ao processamento dos lingotes na fabricação das placas retangulares. Devido essas variações pode-se esperar que as temperaturas de transformações apresentem uma pequena diferença entre o lingote e as placas retangulares, pois as LMF de CuAlMn são bastante sensíveis as suas composições, principalmente a de Al e Mn (GHOLAMI-KERMANSNAHI et al., 2023; SUTOU et al., 2008; ZAK et al., 1996).

Com base na Figura 55 e nas composições apresentadas nas Tabelas 4, 5 e 6, observa-se homogeneidade composicional superficial nas amostras de LMF CuAlMn. Esse resultado indica que o processo de fabricação da LMF CuAlMn em forno aberto, sem atmosfera protetora, e o subsequente reprocessamento por fundição de precisão rápida com o processo FIC se mostraram eficazes, validando a metodologia empregada para a produção e processamento da LMF CuAlMn.

### 5.3.3 Difração de Raios – X (DRX)

Os resultados do ensaio de DRX realizados nas amostras do lingote e da placa retirada da placa reprocessada estão representados na Figura 56.

Figura 56 – DRX das amostras LMF CuAlMn. (a) Lingote e (b) reprocessada.



Percebe-se que a presença da fase austenita tipo  $\text{Cu}_2\text{AlMn}$ , estrutura cúbica de face centrada, ICSD-159135, grupo espacial  $\text{Fm-3m}$  (225), estrutura  $\text{L2}_1$  é predominante nas duas amostras, indicando que a LMF CuAlMn está propícia a apresentar a SE. De acordo com o software *X'Pert High Score Plus* utilizado para encontrar as fases, tem-se que o plano (220) e (420) estão representados em aproximadamente  $43^\circ$  e  $79^\circ$  de  $2\theta$  para os dois gráficos. Obrodó et al. (1998) explicam que essa fase se origina de reações de segunda ordem do tipo ordem-desordem, comuns em LMF de CuAlMn que possuem concentrações de manganês acima de 5% atômico.

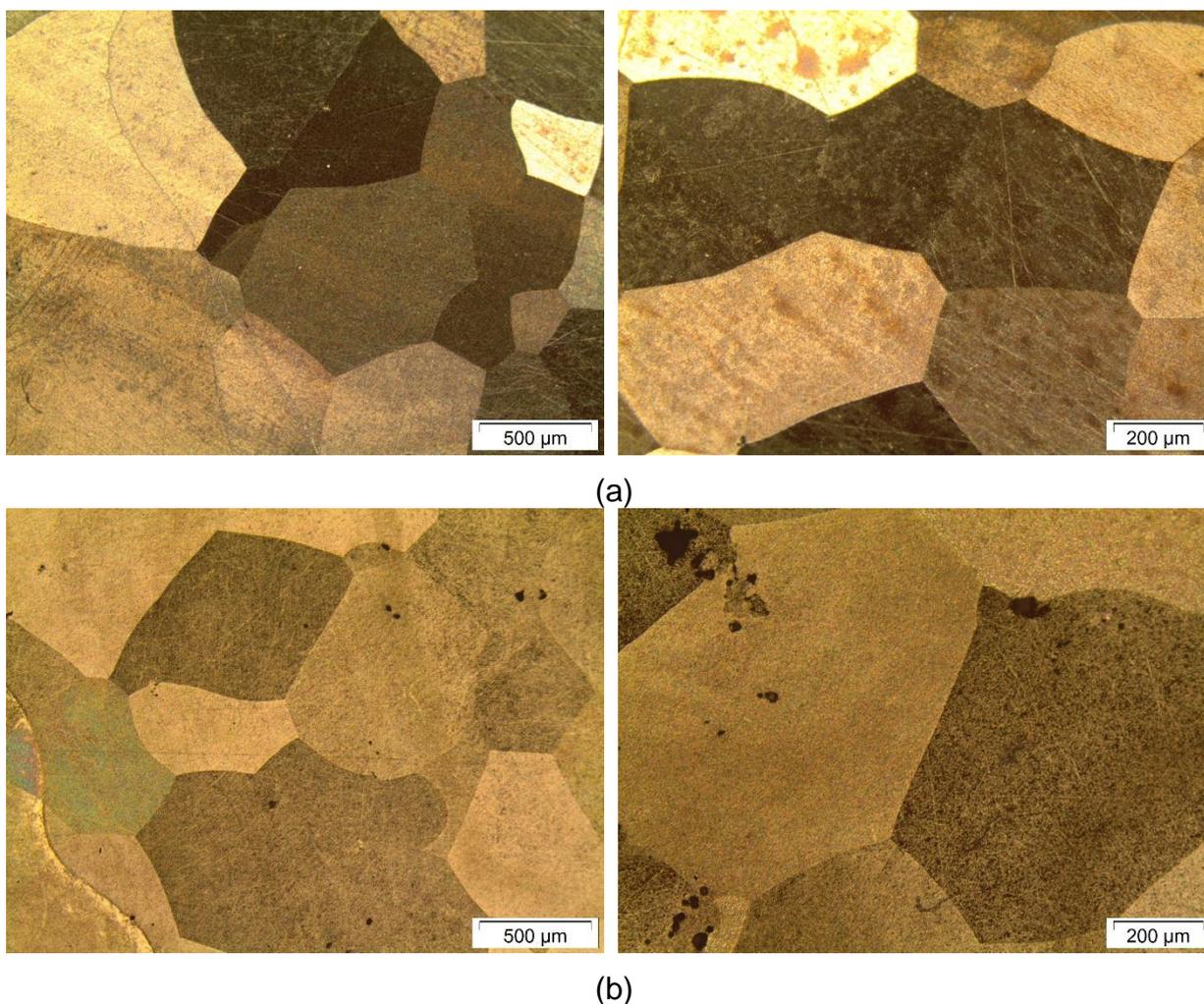
A fase martensita de estrutura cristalina ortorrômbica, código ICSD-150574, grupo espacial- $\text{P2mm}$  (25), tipo de estrutura 18R está apresentada para o lingote. Essas fases também são mencionadas nos estudos de Alves et al. (2023), Andrade et al. (2021), de Medeiros et al. (2020) e Pedrosa et al. (2022), onde foram analisadas LMF à base de CuAlMn e CuAlBe. Em seus trabalhos, o processo de fabricação da LMF e alguns tratamentos térmicos utilizados são semelhantes aos adotados neste estudo.

Foi observado que a amostra após passar pela fundição de precisão rápida com o processo FIC se apresentou totalmente austenita e aumentando bastante a intensidade do plano (220).

### 5.3.6 Microscopia Ótica (MO)

A microscopia ótica da LMF de CuAlMn para a amostra do lingote e reprocessada estão apresentadas na Figura 57.

Figura 57 – Microscopia ótica para as amostras de LMF CuAlMn. (a) Lingote e (b) reprocessada.



Observa-se que, com o reprocessamento do lingote, a morfologia dos grãos permanece semelhante em ambos os casos, apresentando uma estrutura monofásica. O tamanho médio dos grãos no lingote foi de  $657,388 \mu\text{m}$ , com um desvio padrão de  $201,686 \mu\text{m}$ . Após o reprocessamento, houve um leve aumento no tamanho médio dos grãos, que passou a ser de  $754,321 \mu\text{m}$ , com um desvio padrão de  $243,100 \mu\text{m}$ .

Esse elevado desvio padrão é notável nas imagens, refletindo as significativas variações nas dimensões dos grãos. Resultados semelhantes foram observados nas pesquisas de Kusama et al. (2013) e Nespoli et al. (2024), que também estudaram LMF de CuAlMn em estado austenítico, relatando a presença de grãos grosseiros.

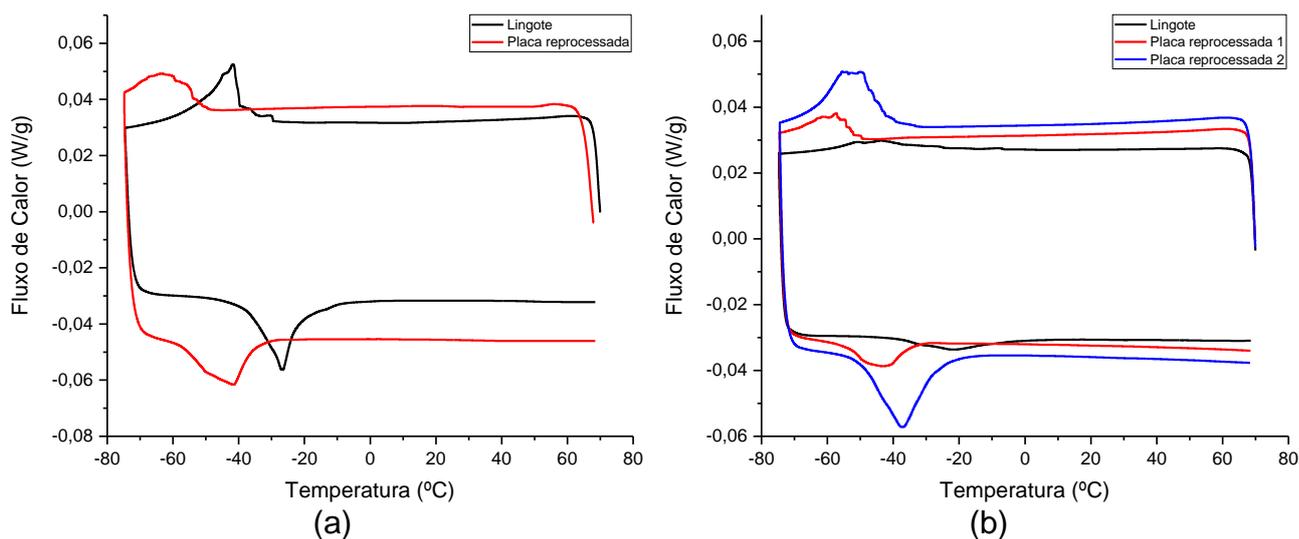
Kusama et al. (2013) mostraram que o tamanho do grão da LMF de CuAlMn é altamente sensível aos parâmetros de tempo e temperatura do tratamento térmico. O estudo analisou três temperaturas ( $750^{\circ}\text{C}$ ,  $800^{\circ}\text{C}$  e  $900^{\circ}\text{C}$ ) e quatro intervalos de

tempo (1, 30, 60, 1440 e 7200 minutos), observando que o aumento de ambos os parâmetros resultou em um crescimento significativo do tamanho dos grãos.

### 5.3.2 Análise Térmica

A Figura 58 mostram os termogramas via DSC das LMF de CuAlMn fabricadas e tratadas durante o resfriamento e aquecimento. As amostras foram analisadas nas condições de pré-refusão (lingote) e reprocessamento (placa retangular).

Figura 58 – Termogramas das LMF CuAlMn após tratamento de têmpera. (a) Lingote 1 e placa reprocessada retirada do lingote 1 e (b) Lingote 2 e placas reprocessadas retiradas do lingote 2.



Uma análise preliminar da Figura 58 revela que, através dos picos formados, as LMF e as placas retangulares fabricadas de CuAlMn apresentaram transformações de fase após os tratamentos térmicos em temperaturas baixas, assim apresentando o efeito da SE à temperatura ambiente. Em ambos os casos, as placas reprocessadas apresentaram uma redução nas temperaturas de transformação de fase após o processo de fundição de precisão rápida. Essa modificação nas temperaturas de transformação de fase foi percebida nos estudos de Simões & Araújo (2018) e Montenegro et al. (2020), a qual analisaram componentes de NiTi e Alves et al. (2023) que analisaram estruturas celulares de CuAlMn fabricados utilizando o processo de fundição de precisão rápida.

Essa modificação nas temperaturas de transformação de fase está diretamente relacionada à perda de composição durante o processo de fundição de precisão rápida como mostra os resultados de EDS apresentados anteriormente. Sabe-se que as LMF CuAlMn são extremamente sensíveis às variações de composição, e qualquer

perda composicional pode alterar significativamente suas propriedades térmicas (ALVES et al., 2024; GHOLAMI-KERMANSHAHI et al., 2023; SUTOU et al., 2008; ZAK et al., 1996).

Nota-se que as amostras exibiram perturbações durante o resfriamento em ambas as condições. Isso pode ser atribuído a uma variante de martensita, onde a transformação pode ter sido dificultada, ou a pequenas variações nas características de transformação entre diferentes regiões das amostras com grãos grosseiros (ALVES et al., 2023; SANTAMARTA et al., 1999). No estudo de Arlic et al. (2018) essas perturbações foram visíveis, para esse estudo os autores afirmaram que essas perturbações estão relacionadas às transformações 18R das LMF de CuAlMn, que podem ser ativadas de maneira descontínuas devido à perda de energia adicional durante o processo de transformação. A Tabela 7 apresenta as temperaturas de transformação de fase e entalpias extraídas dos termogramas.

Tabela 7 – Temperaturas e entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa das amostras de LMF CuAlMn.

Lingote	Condição	Temperaturas (°C)				Entalpia (J/g)	
		$M_s$	$M_f$	$A_s$	$A_f$	$\Delta H^{A \rightarrow M}$	$\Delta H^{M \rightarrow A}$
1	Lingote	-38,49	-	-38,01	-20,57	3,211	3,778
	Placa Retangular	-49,28	-	-56,21	-35,06	2,012	3,453
	Lingote	-21,70	-	-39,73	-1,17	0,710	0,916
2	Placa Retangular 1	-49,76	-	-53,49	-33,85	0,730	1,382
	Placa Retangular 2	-40,46	-	-50,31	-25,06	2,586	3,535

A Tabela 7 apresenta as temperaturas e entalpias de transformação de fase direta e reversa obtidas de cada termograma da LMF CuAlMn. Observa-se que todas as temperaturas de transformação, determinadas pelo método das tangentes, foram negativas. Esse comportamento indica que as amostras exibiram o efeito de SE, conforme já mencionado. Resultados semelhantes foram relatados para LMF de CuAlMn com composições iguais ou próximas por Xu et al. (2017), Babacan et al. (2021), Babacan et al. (2023) e Liu et al. (2015).

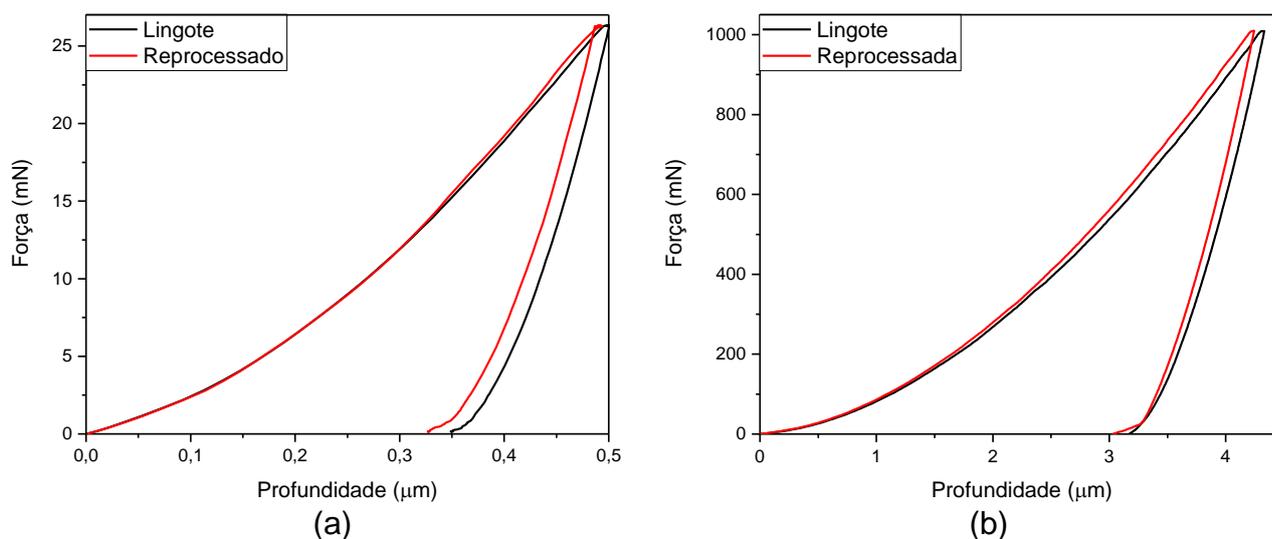
As baixas entalpias de transformação, variando de 0,71 a 3,8 J/g, são consistentes com a literatura (GHOLAMI-KERMANSHAHI et al., 2023; SILVA et al., 2022; CANBAY & DERE, 2021). Os valores de entalpia podem ser significativamente alterados com a adição de um quarto elemento, em pequenas porcentagens, à LMF

de CuAlMn. Além disso, modificações nos valores da taxa de aquecimento/resfriamento ou a realização de ciclos durante os ensaios de análise térmica também podem influenciar esses valores, afetando o comportamento térmico e as transformações de fase da liga (ALVES et al., 2023; AKSU CANBAY & KARAGOZ, 2013; SILVA et al., 2022; YANG et al., 2017).

### 5.3.4 Microdureza

As curvas de força versus profundidade de penetração para as amostras da LMF CuAlMn, tanto do lingote quanto do material reprocessado após o processo de fundição de precisão rápida, estão representadas na Figura 59 com diferentes níveis de carga. A partir desses resultados, foi possível determinar o módulo de elasticidade, dureza, profundidade máxima ( $h_{max}$ ), profundidade de penetração recuperada ( $h_{rec}$ ) e a taxa de recuperação de profundidade ( $h_{rec}/h_{max}$ ), cujos valores serão apresentados em seguida. Esses três últimos parâmetros foram detalhadamente explicados na seção 3.4.1, que descreve o método de obtenção dos resultados a partir das curvas geradas pelos ensaios de ultramicrodureza utilizando um indentador Berkovich.

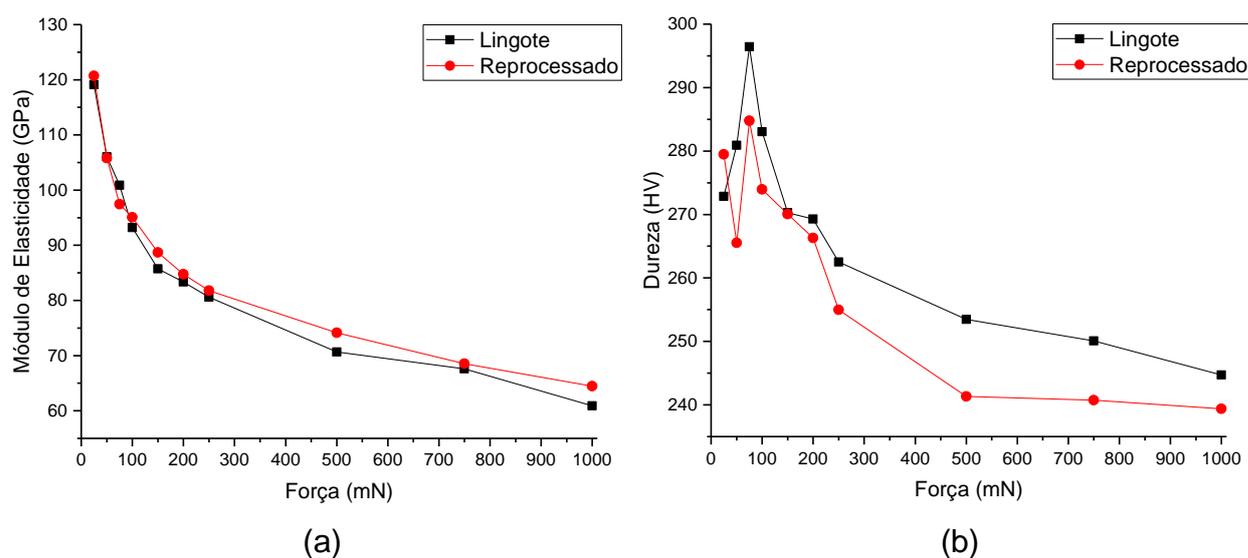
Figura 59 – Força versus profundidade de penetração para diferentes níveis de força. (a) 25 mN e (b) 1000 mN.



Observa-se que, em ambos os casos, a profundidade de penetração aumentou conforme a força aplicada foi elevada, como era esperado. Vale destacar que, para cada nível de força, foi escolhido um local distinto, mas próximo ao ponto anterior.

Em relação à capacidade de recuperação, Furguele et al. (2023) demonstraram que deformações altamente localizadas são geradas quando se utiliza o indentador Berkovich, em comparação ao indentador esférico, devido à geometria afiada do Berkovich. Outro aspecto perceptível é que as curvas de força versus profundidade para os dois casos foram muito próximas, o que indica que, mesmo com o reprocessamento do lingote, as propriedades mecânicas relacionadas aos ensaios de ultramicrodureza não foram significativamente afetadas. As respostas comparativas para o módulo de elasticidade e dureza estão ilustradas na Figura 60.

Figura 60 – Propriedades mecânicas retiradas do ensaio de ultramicrodureza para as amostras de LMF CuAlMn. (a) Módulo de elasticidade e (b) dureza.



Foi observada uma redução nos valores do módulo de elasticidade em ambas as amostras analisadas. Além disso, verificou-se que o módulo de elasticidade da amostra reprocessada foi ligeiramente superior ao do lingote em níveis de força mais elevados. Para a amostra reprocessada, os valores variaram de 120,7 GPa a 64,45 GPa, representando uma redução de 46,60% para forças de 25 mN e 1000 mN. No caso do lingote, o módulo de elasticidade variou de 119,1 GPa a 60,89 GPa, resultando em uma redução de 48,87% para as mesmas forças. Essas variações também foram observadas em estudos anteriores (ALVES, 2023; PEDROSA, 2021; ALCÂNTARA 2017). A redução do módulo de elasticidade pode ser atribuída ao aumento no volume da fase martensita, que possui um módulo de elasticidade inferior ao da fase austenita (ANUJA et al., 2019; FURGIUELE et al., 2023).

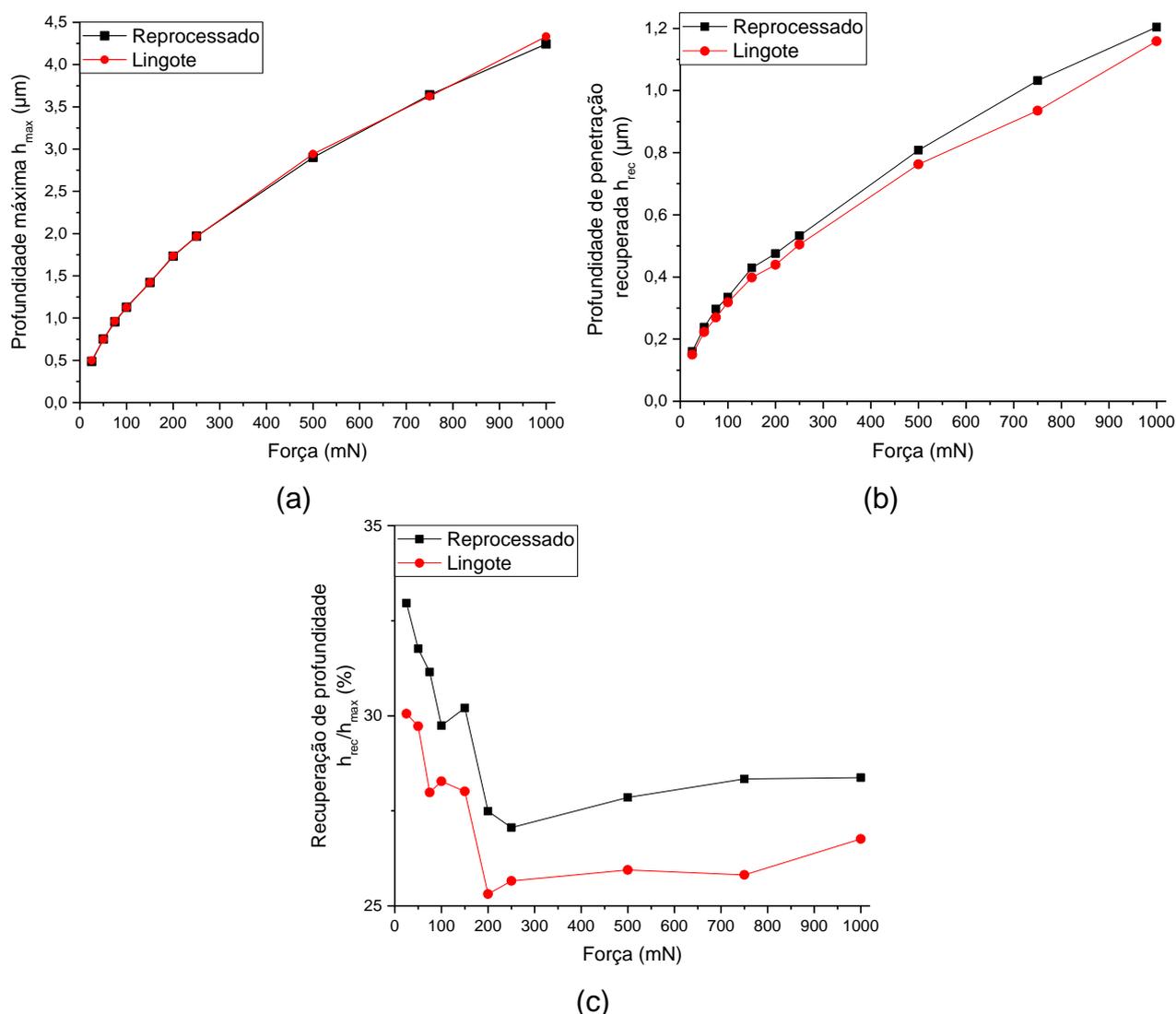
A Figura 60b ilustra a evolução da dureza dinâmica em função da carga de indentação aplicada para as duas amostras analisadas. Observa-se que a dureza do

lingote foi superior à da amostra processada à medida que o nível de força aumentou. Em ambos os casos, na carga de 75 mN, ocorreu um aumento da dureza, comportamento semelhante ao identificado no estudo de Alcântara (2017). É importante destacar que, em ensaios de microdureza com cargas baixas, podem ocorrer erros de medição devido a limitações de percepção visual do operador, causadas pela pequena área de indentação a ser mensurada (VANDER VOORT & FOWLER, 2012).

Ao comparar os maiores e menores valores de dureza para cada amostra, verifica-se um decréscimo de 15,94% para a amostra processada e de 17,45% para o lingote. Conforme a carga aumenta, a dureza tende a diminuir de forma exponencial, sugerindo que está ocorrendo uma transição de fase entre austenita e martensita.

Como já mencionado, a partir dos resultados da Figura 60 (gradual das forças), foi possível retirar valores importantes como a profundidade máxima ( $h_{max}$ ), profundidade de penetração recuperada ( $h_{rec}$ ) e a taxa de recuperação de profundidade ( $h_{rec}/h_{max}$ ) que estão apresentadas na Figura 61.

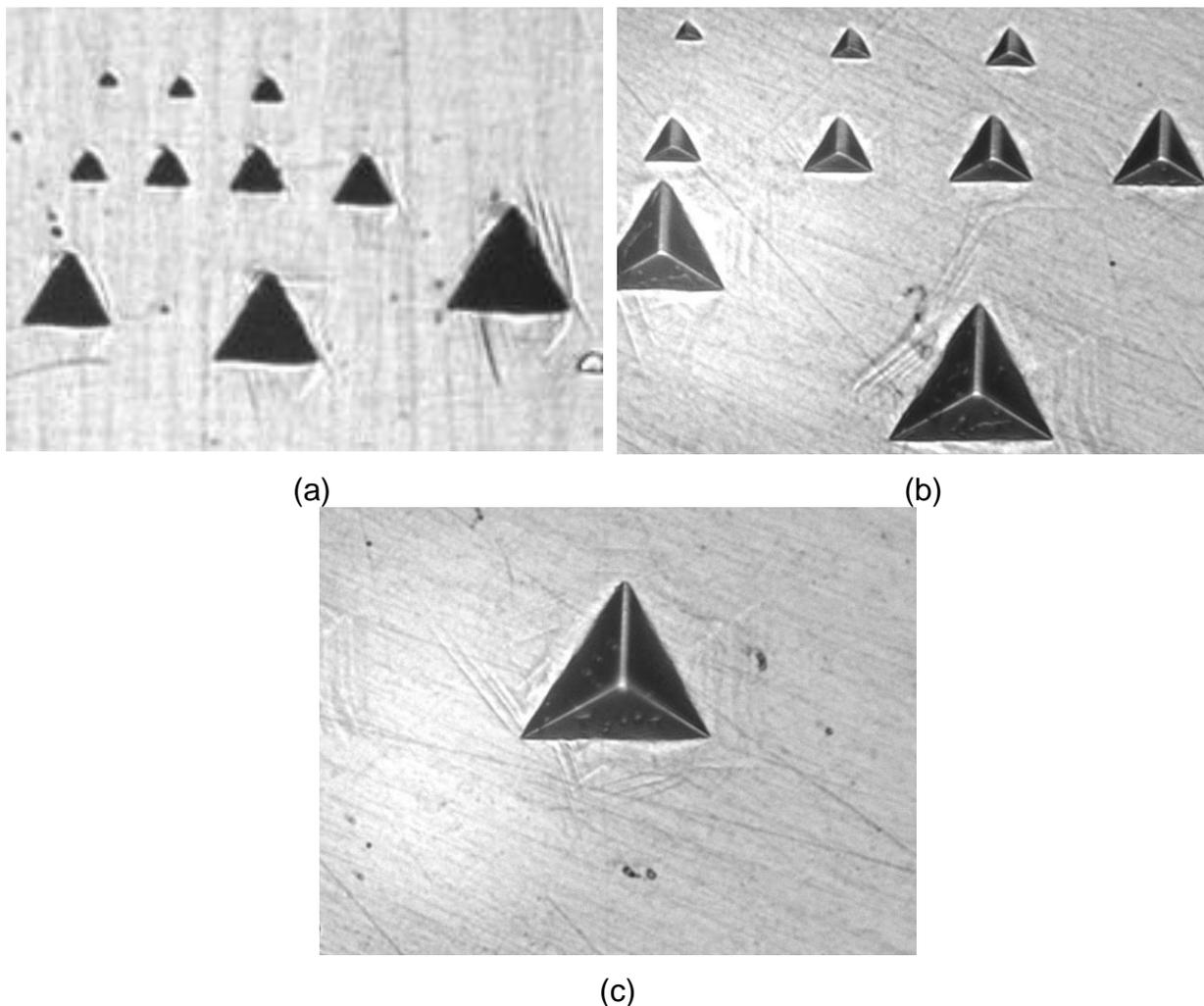
Figura 61 – Evolução das respostas retiradas nos ensaios de ultramicrodureza para as amostras do lingote e reprocessada das LMF CuAlMn. (a)  $h_{max}$ , (b)  $h_{rec}$  e (c)  $h_{rec}/h_{max}$ .



Na Figura 61a, observa-se que a profundidade máxima ( $h_{max}$ ) para ambas as amostras foi bastante próxima, com uma ligeira diferença apenas no nível de carga mais alto de 1000 mN. Em ambas as amostras, a  $h_{max}$  aumentou conforme a carga máxima aplicada foi elevada. De acordo com Furgiuele et al. (2023) o módulo de elasticidade diminui com o aumento de  $h_{max}$  devido ao efeito de tamanho e à evolução da região martensítica induzida por tensão na zona de processo, especificamente, com o aumento da dimensão da área de contato com  $h_{max}$ , os deslizamentos entre os limites dos grãos/precipitados tendem a ser mais significativos.

Com o aumento gradual do nível de força, foi possível notar o aparecimento de maclas martensíticas induzidas por tensão, conforme demonstrado na Figura 62.

Figura 62 – Maclas martensíticas retiradas das indentações dos ensaios de ultramicrodureza. (a) amostra do lingote, (b) amostra reprocessada e (c) carga de 1000mN para a amostra reprocessada.



A resposta do material geral nas curvas de carga-profundidade envolve contribuições simultâneas de deformação plástica, transformação martensítica e deformação elástica ocorrendo em diferentes regiões (DAR & CHEN, 2015). Esse mesmo comportamento foi identificado no estudo de Sekido et al. (2011), que relata que os alívios superficiais desapareceram após o recozimento da LMF, indicando que a transformação martensítica ocorreu efetivamente. Embora a ponta Berkovich produza alta concentração de tensões sob a ponta, ela cria indentações residuais claramente visíveis e facilita a identificação dos locais de indentação (DAR & CHEN, 2015).

Tem-se que a profundidade de recuperação ( $h_{rec}$ ) é determinada pela equação  $h_{rec} = h_{max} - h_r$ , sendo  $h_r$  a profundidade residual. Dar & Chen, (2015) explica que o deslocamento recuperado durante o descarregamento não pode ser atribuído apenas à recuperação elástica, mas possivelmente inclui o componente de

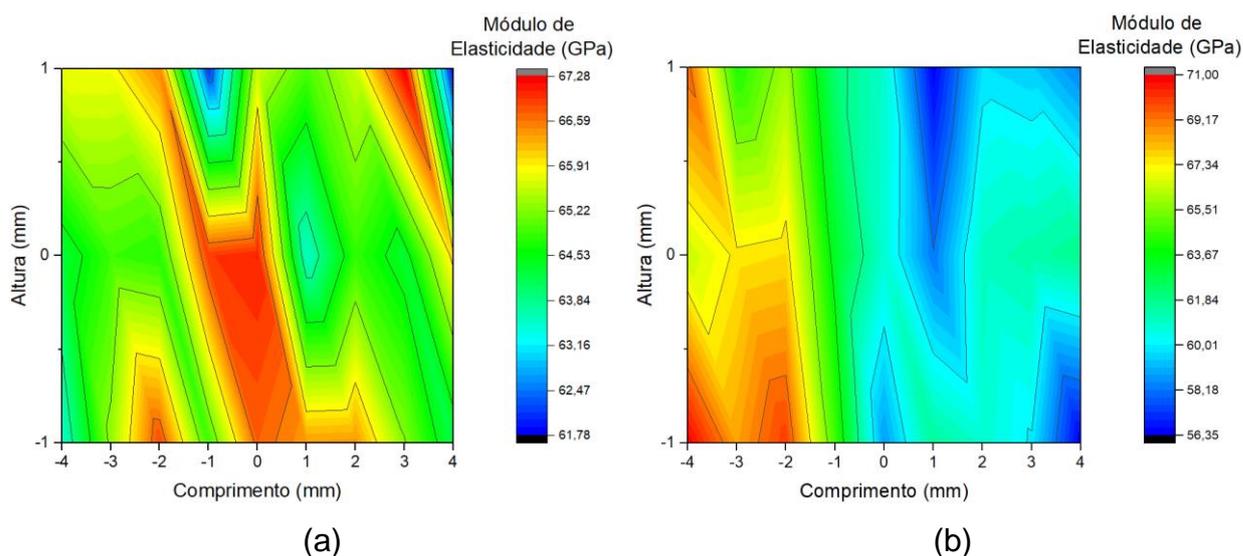
recuperação superelástica também, conforme mostrado na Figura 61b, com o aumento do nível de força, a  $h_{rec}$  também cresce, mantendo uma relação proporcional com  $h_r$ . Ou seja, à medida que o nível de força aumenta, o  $h_r$  também se eleva. O aumento da  $h_{rec}$  em função da força máxima aplicada, principalmente em amostras com predominância da fase austenítica, pode ser atribuído à estabilização da martensita induzida por tensão. Essa estabilização ocorre devido a defeitos gerados durante a deformação, que inibem o movimento das interfaces entre martensita e austenita (ARCINIEGAS et al., 2009).

A Figura 61c apresenta a recuperação de profundidade ( $h_{rec}/h_{max}$ ) em porcentagem, onde se observa que a recuperação da placa reprocessada foi ligeiramente superior à do lingote, em torno de 2% para diferentes níveis de força. Esse comportamento está diretamente relacionado ao fato de a profundidade de recuperação da placa reprocessada apresentar valores superiores em comparação com a do lingote.

Outro ponto relevante é a tendência quase constante da recuperação de profundidade em diferentes níveis de força. De acordo com Furgieuele et al. (2023), essa constância pode ser explicada pela similaridade geométrica das diferentes indentações, o que também foi confirmado no presente estudo. Essa tendência de recuperação está associada à estabilidade das fases martensíticas e à geometria da indentação, proporcionando um comportamento uniforme em termos de recuperação elástica. Valores semelhantes para a razão de recuperação de profundidade foram observados em uma LMF de CuAlMn no estudo de Alves (2023) e em uma LMF não laminada de CuAlBeNbNi no estudo de Pedrosa (2021).

Foi realizado, em seguida, um mapeamento nas amostras do lingote e da placa reprocessada, aplicando-se um nível de carga de 1000 mN. Os valores de módulo de elasticidade e dureza, apresentados nas Figuras 63 e 64, respectivamente, foram obtidos e dispostos em mapas de calor. A análise consistiu em nove pontos ao longo do comprimento e três pontos na altura, com espaçamento de 1 mm entre cada indentação.

Figura 63 – Módulo de elasticidade para o mapeamento realizado nas amostras de LMF CuAlMn. (a) Lingote e (b) reprocessada.

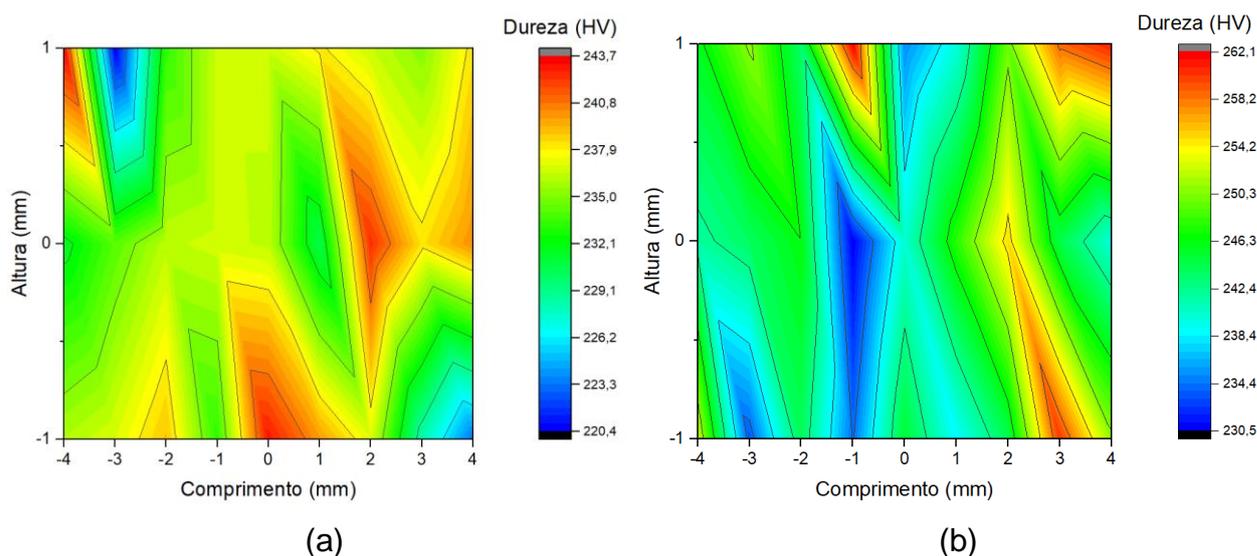


Observa-se que o módulo de elasticidade da LMF CuAlMn no lingote (Figura 63a) permaneceu relativamente próximo entre os pontos de indentação, variando de 61,78 GPa a 67,28 GPa. Após o reprocessamento, nota-se uma maior variação nos valores do módulo de elasticidade, variando entre 56,35 GPa e 71,00 GPa (Figura 63b). Além disso, na amostra reprocessada, o módulo de elasticidade apresenta uma redução gradual ao longo do comprimento. Somente até a escala de comprimento -2, os valores permanecem elevados, entre 67,34 GPa e 71,00 GPa, enquanto no restante da amostra o módulo de elasticidade se aproxima dos valores encontrados no lingote. Resultados semelhantes ao módulo de elasticidade foi encontrado na pesquisa de Alves (2023).

É importante notar que o módulo de elasticidade não corresponde estritamente à fase austenítica, porque é esperado que alguma fração da fase martensita esteja presente nas amostras quando o descarregamento começa para ensaios de ultramicrodureza (MONTECINOS et al., 2012).

Liu et al. (2015) fabricaram lingotes de LMF CuAlMn por solidificação unidirecional e analisaram as características anisotrópicas dos grãos colunares nessa liga. Os resultados indicaram que o ângulo de retirada da amostra do lingote influencia significativamente os valores de módulo de elasticidade, que variaram de 20,1 GPa a 73,5 GPa para sete amostras retiradas em ângulos distintos do lingote.

Figura 64 – Dureza para o mapeamento realizado nas amostras de LMF CuAlMn. (a) Lingote e (b) reprocessada.



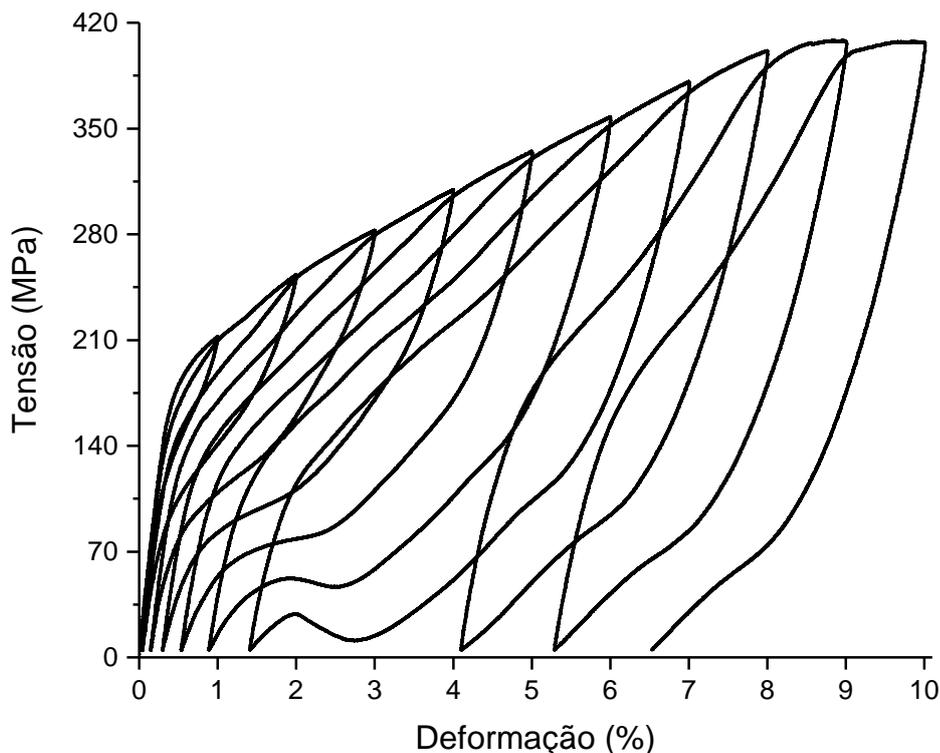
Nota-se um aumento de dureza na amostra reprocessada de LMF CuAlMn em comparação ao lingote. O lingote (Figura 64a) apresentou durezas variando de 220,4 HV a 243,7 HV em todo o mapeamento, enquanto a amostra reprocessada (Figura 64b) registrou valores entre 230,5 HV e 262,1 HV. Na amostra do lingote, a maioria dos pontos mapeados se apresentam na faixa de coloração entre verde e vermelho, indicando durezas entre 232,1 HV e 243,7 HV. Já a amostra reprocessada, a dureza se distribuiu da cor azul até verde, indicando valores entre 230,5 HV e 252,0 HV. Embora o reprocessamento tenha aumentado a dureza, ambas as amostras apresentaram valores semelhantes ao longo do mapeamento.

Alcântara (2017) encontrou valores entre 232 HV a 255 HV para uma LMF CuAlMn superelástica com tratamento térmico cíclicos e temperada, fabricada usando um forno aberto de indução, esses valores são semelhantes ao deste trabalho.

### 5.3.5 Ensaio Mecânicos de Tração

O comportamento superelástico dos corpos de prova do tipo gravata fabricadas por fundição de precisão rápida, foi visto por meio de experimentos de carga-descarga incremental inicialmente. Na Figura 65, é apresentada a curva de tensão-deformação da amostra da LMF CuAlMn no modo de tração uniaxial.

Figura 65 – Curva tensão-deformação sob o modo de tração uniaxial para a amostra da LMF CuAlMn.



O comportamento apresentado no gráfico da Figura 65 claramente demonstra o caráter superelástico do material. O fato do material ter suportado uma carga de aproximadamente 420 MPa sem sofrer uma deformação residual significativa até 7% evidencia sua capacidade de retornar à forma original após a aplicação da carga, indicando boas propriedades de recuperação de forma. Percebe-se que para este ensaio não houve a ruptura do corpo de prova, assim suportando a deformação máxima imposta no ensaio de 10%.

Liu et al. (2014) realizaram ensaios de carga-descarga de tração incremental com 2% de deformação em uma LMF de composição  $\text{Cu}_{72}\text{Al}_{18}\text{Mn}_{10}$  (at%), sendo uma policristalina e a outra com estrutura contínua de grãos colunares, ambas apresentando superelasticidade à temperatura ambiente. O corpo de prova com estrutura contínua de grãos colunares demonstrou melhor desempenho em termos de recuperação, atingindo um limite de 390 MPa para uma deformação de 12%, com recuperação quase total. Já a amostra policristalina apresentou comportamento semelhante ao ilustrado na Figura 65, rompendo-se sob uma tensão máxima de aproximadamente 560 MPa, também atingida em uma deformação de cerca de 12%.

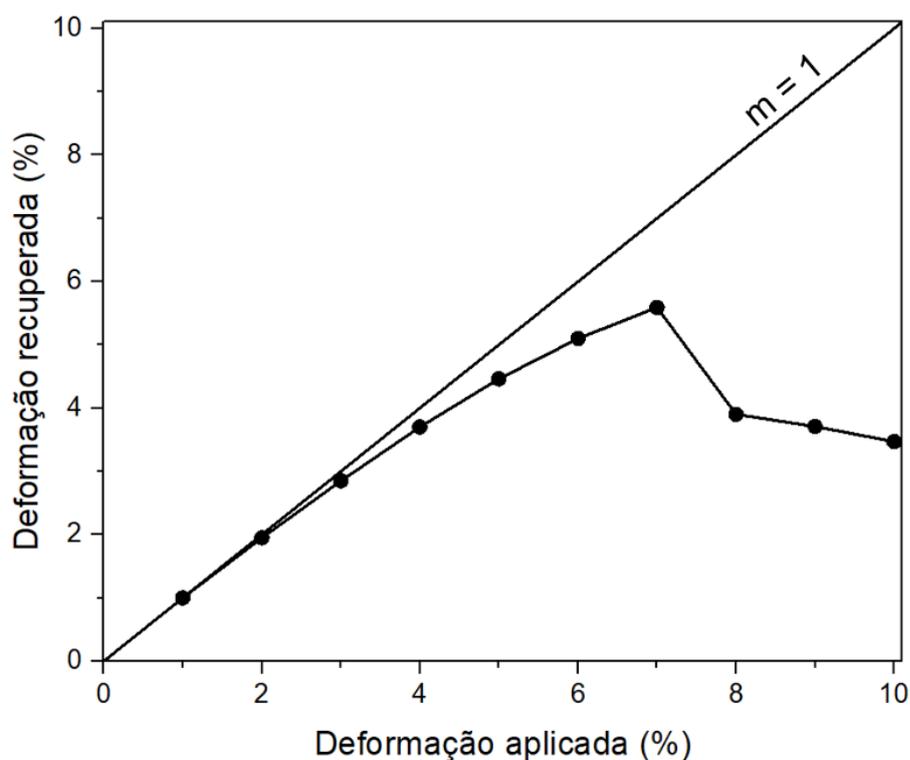
Sutou et al. (2013) realizaram ensaios de tração com ciclos de carga/descarga, com incremento de 2% até 10%, em chapas de CuAlMn com diferentes razões entre o tamanho de grão e a espessura da chapa. A amostra de  $\text{Cu}_{72,5}\text{Al}_{16}\text{Mn}_{11,5}$  (at%)

apresentou resultados inferiores aos obtidos neste trabalho em relação à tensão, atingindo cerca de 300 MPa a uma deformação de 10%. No entanto, mostrou uma recuperação superior, recuperando aproximadamente 5% da deformação máxima imposta.

Babacan et al. (2021) realizaram ensaios de compressão (carga/descarga) em corpos de prova de uma LMF  $\text{Cu}_{71,6}\text{Al}_{17}\text{Mn}_{11,4}$  (at%) fabricados via fundição por indução. Eles observaram que a amostra suportou aproximadamente 500 MPa com uma deformação de 8%. É importante ressaltar que os autores utilizaram ensaios de compressão, o que pode resultar em comportamentos diferentes em comparação com os ensaios de tração uniaxial realizados no presente estudo.

Os valores de deformação recuperável foram obtidos a partir da Figura 65 e representados como função da deformação aplicada na Figura 66. Nesse gráfico, foi adicionada uma linha com inclinação de  $45^\circ$  como referência visual, indicando a recuperação total da deformação. Quanto mais próximo um ponto estiver dessa linha, melhor será a recuperação durante a descarga da deformação aplicada.

Figura 66 – Deformação recuperada em função da deformação máxima aplicada.



Observa-se que a LMF CuAlMn apresentou bons níveis de recuperação da deformação para valores de deformações aplicadas de 1% até 7%, recuperando no mínimo 79,85% da deformação aplicada. No entanto, para deformações aplicadas no

intervalo de 8% até 10%, a deformação recuperada reduziu bastante, recuperando no menos de 50% da deformação aplicada.

Isso indica que, à medida que a deformação aplicada aumenta, a capacidade de recuperação da LMF CuAlMn diminui ligeiramente independentemente do tipo de ensaio (BABACAN et al., 2021; BABACAN et al., 2023; SUTOU et al., 2013; LIU et al., 2014; LIU et al., 2015).

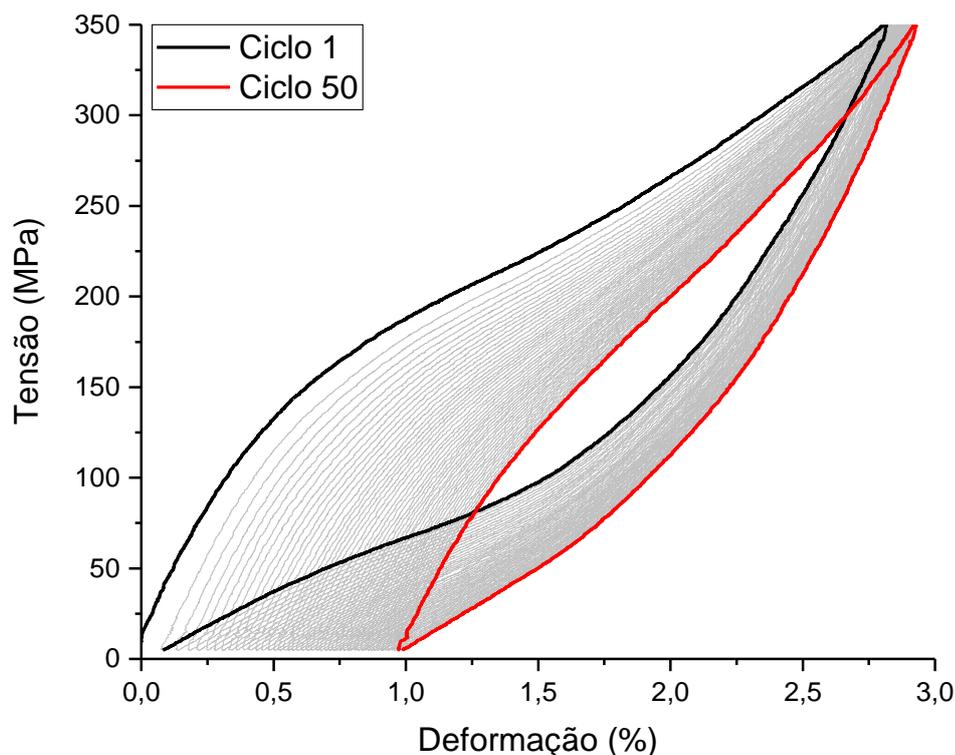
Babacan et al. (2021) demonstraram que as amostras de CuAlMn preparadas por fusão a laser em leito de pó apresentaram desempenho mecânico e superelástico superior à temperatura ambiente em comparação com as amostras fundidas, devido à microestrutura de grão fino. A 2% de deformação, ambas as amostras tiveram uma recuperação semelhante de 80%. No entanto, a 4%, a amostra fabricada por fusão a laser em leito de pó apresentou uma deformação recuperada superior, com 65,3%, em comparação a 59,7% da amostra fundida. Comparando com o presente estudo, percebe-se que a fundição de precisão rápida com o processo FIC apresentou melhores resultados, a 2%, a amostra obteve uma recuperação de 97,5%, e a 4%, uma recuperação de 92,5%.

Para a amostra policristalina do estudo de Liu et al. (2016), a deformação recuperável nos ensaios de tração (carga/descarga) foi de aproximadamente 32% a uma deformação de 10%, o que é compatível com o presente estudo, que apresentou uma deformação recuperável de 34,7% para a mesma deformação. No entanto, para deformações de 2%, 4% e 6%, o corpo de prova de Liu et al. (2016) apresentou deformações recuperáveis de aproximadamente 70%, 68,75% e 58,33%, respectivamente. Esses valores foram significativamente menores em comparação com o presente estudo, que apresentou deformações recuperáveis de 97,5%, 92,5% e 85%, respectivamente, para os mesmos níveis de deformação.

Essas modificações estão relacionadas ao tipo de ensaio que foram realizados, formato do corpo de prova e ao tamanho do grão da fase matriz. Sutou et al. (2013) mostra que o tamanho de grão da fase matriz diminui em sistemas à base de Cu-Al, com isso, a deformação recuperável também diminui devido às restrições das fronteiras de grão.

Com base nos resultados obtidos no ensaio de tração de carga/descarga gradual, foi selecionada uma tensão de 350 MPa para a realização do ensaio de tração com carregamento e descarregamento cíclicos no corpo de prova do tipo gravata de CuAlMn a 30°C. O resultado desse ensaio pode ser observado na Figura 67.

Figura 67 – Ciclagem em tração para a LMF CuAlMn



Observa-se um comportamento superplástico no ensaio de tração cíclica da amostra da LMF CuAlMn. Por meio do método das tangentes, foi possível determinar as tensões de transformação da martensita durante o carregamento mecânico, sendo de 141,50 MPa para o ciclo 1 e de 100,22 MPa para o ciclo 50, indicando uma redução nas tensões de transformação martensítica. A redução da tensão de transformação está diretamente relacionada ao aumento no número de ciclos (WANG et al., 2017).

Além disso, verificou-se que a histerese diminui ao longo do processo de ciclagem, apresentando uma queda progressiva com o aumento do número de ciclos. Esses comportamentos foram também observados nos estudos de Liu et al. (2019) e Silva et al. (2022).

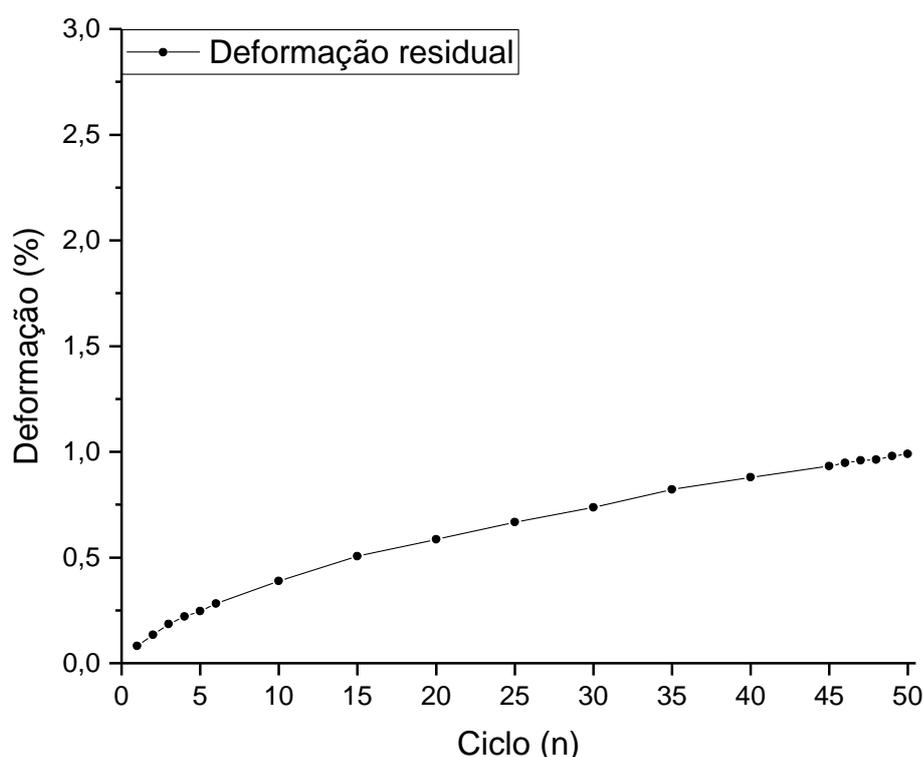
Nas aplicações das LMF, a força de restauração é um dos parâmetros cruciais, sendo proporcional à tensão crítica de transformação  $\sigma_{Ms}$  (LIU et al., 2019). A partir da tensão de transformação da martensita no primeiro ciclo encontrado nesta pesquisa e segundo o estudo de Liu et al. (2019), esse valor é comparável ao observado em amostras policristalinas submetidas a tratamentos termomecânicos. Andrade et al. (2021) também demonstraram que a tensão de transformação da martensita pode ser afetada pela taxa de carregamento. Neste estudo, os autores variaram a taxa de carregamento entre  $0,125 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  e  $12,5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  para uma

LMF de CuAlMnTiB, e os resultados mostraram que as tensões de transformação da martensita diminuiriam com o aumento da taxa de carregamento.

A sensibilidade à taxa de deformação da tensão de transformação em LMF está diretamente relacionada à sua capacidade de relaxamento de tensão, resultante da nucleação e crescimento da martensita ao longo do processo de transformação martensítica (WANG et al., 2017).

A partir da Figura 67, foi possível determinar as deformações residuais para cada ciclo. A Figura 68 apresenta algumas dessas deformações residuais, e, entre determinados intervalos, uma estimativa dessas deformações foi realizada.

Figura 68 – Deformações residuais acumuladas ao longo da ciclagem mecânica na LMF CuAlMn.



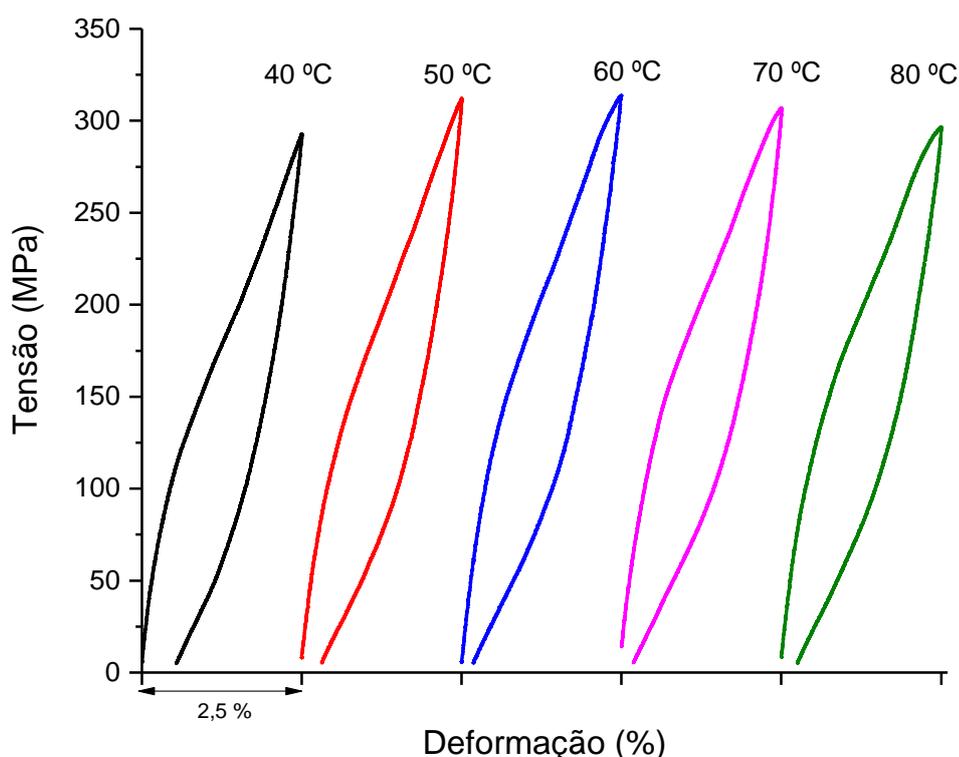
Fica evidente que a deformação residual aumenta com o incremento dos ciclos. No primeiro ciclo, foi observada uma deformação residual de 0,082%, enquanto no último ciclo essa deformação chegou a 0,989%, para carregamentos de até 350 MPa. Nota-se que a LMF de CuAlMn não apresentou uma tendência de estabilização da deformação residual com o aumento dos ciclos, um comportamento característico das LMF (LIMA et al., 2021; NOVAIS, 2023).

Esse mesmo padrão foi observado por Liu et al. (2019), que realizou ciclagens entre 900 e 2000 ciclos em uma LMF  $\text{Cu}_{70,8}\text{Al}_{17,8}\text{Mn}_{11,4}$  sob diferentes níveis de deformação (2%, 4%, 6%, 8% e 10%). Em todas as ciclagens, as amostras

demonstraram um aumento contínuo da deformação residual ao longo dos ciclos, comportamento também percebido no estudo de Liu et al. (2015).

Com o comportamento estabilizado, o corpo de prova ciclado a 30°C foi submetido a ensaios de tração uniaxial em diferentes temperaturas, 40°C, 50°C, 60°C, 70°C e 80°C como mostra a Figura 69. O objetivo foi avaliar o comportamento mecânico da LMF CuAlMn até uma deformação imposta de 2,5% à diferentes temperaturas.

Figura 69 – Ensaio isotérmicos de tração na LMF CuAlMn a diferentes temperaturas.

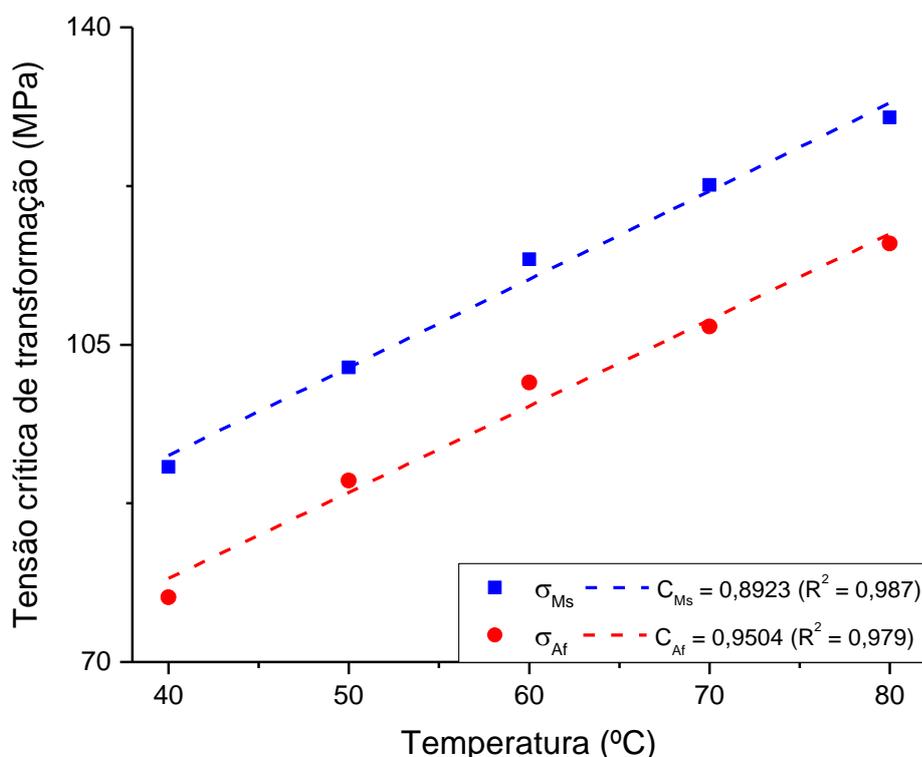


Observa-se que, com o aumento da temperatura, as deformações residuais diminuem até atingir 60°C, momento em que as amostras apresentaram superelasticidade estável, recuperando quase completamente a deformação. É importante destacar que, embora as amostras estivessem em temperaturas superiores a  $A_f$  e tivessem recuperado quase totalmente a deformação imposta, elas foram submetidas a temperaturas ainda mais elevadas com o intuito de eliminar as deformações residuais causadas pelas transformações martensíticas induzidas por tensão que não se recuperaram com o descarregamento.

Além disso, as tensões de transformação de fase aumentam com a elevação da temperatura, conforme previsto pela relação clássica de Clausius-Clapeyron. Otsuka & Wayman (1998) demonstraram que as tensões de transformação de uma

LMF podem ser aproximadas como uma função linear da temperatura, ligando diretamente a força ou tensão à variação de temperatura ao longo de uma linha de equilíbrio para as transformações de fase. A Figura 70 apresenta a tensão de transformação de fase da martensita inicial ( $\sigma_{Ms}$ ), obtida durante o carregamento, e a tensão de transformação de fase da austenita final ( $\sigma_{Af}$ ), obtida durante o descarregamento, em função da temperatura.

Figura 70 – Diagrama tensão versus temperatura sob o modo de tração uniaxial em regime quasi-estático para as LMF CuAlMn.



Os valores dos coeficientes de Clausius-Clapeyron se mostraram próximos, sendo 0,8923 MPa/°C para o coeficiente de tensão de início de transformação de fase martensítica direta ( $C_{Ms}$ ) e de 0,9504 para o coeficiente de tensão de fim de transformação de fase martensítica reversa. Nota-se que esses coeficientes são relativamente baixos, o que se reflete no gráfico, onde as tensões inicial e final da fase martensítica não sofreram alterações significativas com o aumento da temperatura. A tensão  $\sigma_{Ms}$  foi de 91,51 MPa a 40°C e aumentou para 130,07 MPa a 80°C. Quanto a  $\sigma_{Af}$ , observou-se um valor de 77,15 MPa a 40°C e 116,17 MPa a 80°C. De acordo com Silva (2023), os coeficientes de Clausius-Clapeyron indicam a sensibilidade da LMF à geração de carga em uma temperatura específica, assim, temperaturas de operação mais elevadas resultam em uma maior tensão mecânica gerada.

Wang et al. (2017) investigaram corpos de prova no formato *dogbone* retirados de um lingote fabricado por fundição de uma LMF  $\text{Cu}_{71}\text{Al}_{17,5}\text{Mn}_{11,5}$  e observaram o mesmo comportamento descrito pela relação de Clausius-Clapeyron. O estudo demonstrou a dependência da tensão crítica de transformação martensítica em função da temperatura. Ensaio quase-estáticos foram realizados nas temperaturas de 291, 323, 343, 373, 383 e 393 K, encontrando-se um valor de 1,40 MPa/K para o coeficiente  $C_{M_s}$ .

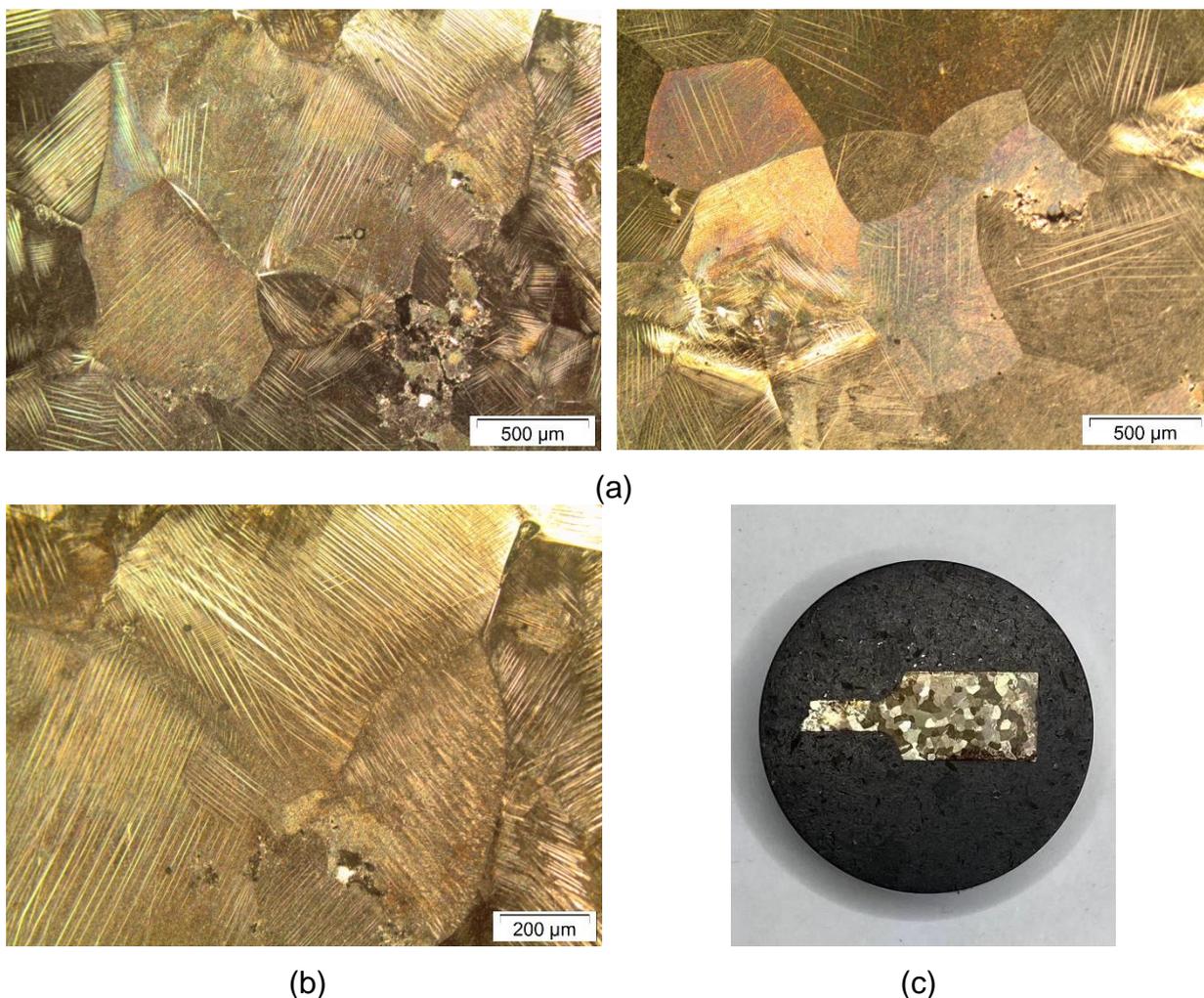
Yuan et al. (2019) estudou o efeito elastocalórico para microfios de LMF  $\text{Cu}_{71,5}\text{Al}_{18,3}\text{Mn}_{11,2}$ , encontrando valores de 1,48 MPa/K para o coeficiente  $C_{M_s}$  e de 1,09 para o coeficiente  $C_{A_f}$ .

Conforme descrito por Grassi et al. (2015), o Coeficiente de Determinação ( $R^2$ ) é uma medida que avalia a adequação dos dados a um modelo estatístico, variando entre 0 e 1. Quanto mais próximo de 1 (100%), mais eficaz é o ajuste do modelo. Para essa propriedade, ao considerar todas as temperaturas analisadas, foram obtidos coeficientes de determinação de 98,7% ( $\sigma_{M_s}$ ) e 97,9% ( $\sigma_{A_f}$ ), evidenciando um ajuste altamente satisfatório dos resultados ao modelo.

No estudo de Alves et al. (2023), foram realizados ensaios de tração a diferentes temperaturas em corpos de prova do tipo gravata, fabricados a partir de uma LMF  $\text{CuAlMn}$  com fase martensítica à temperatura ambiente. Os autores observaram que o  $R^2$  para  $\sigma_{M_s}$  foi de 97,58%, considerando sete temperaturas analisadas, envolvendo tanto a fase martensítica quanto a fase austenítica dos corpos de prova.

Após a realização dos ensaios mecânicos de tração, uma parte do corpo de prova (amostra reprocessada) foi utilizada para a análise por microscopia óptica, conforme ilustrado na Figura 71.

Figura 71 – Microscopia ótica para a amostra reprocessada após o ensaio de tração no corpo de prova. (a) Ampliação de 500  $\mu\text{m}$ , (b) ampliação de 200  $\mu\text{m}$  e (c) amostra em estado macro.



A partir da Figura 71, observa-se a formação de martensita induzida por tensão nas amostras retiradas do corpo de prova (reprocessado). Sabe-se que a martensita induzida por tensão é, em geral, menos estável do que a martensita formada por resfriamento rápido. Esse mesmo fenômeno foi observado nas amostras dos ensaios de ultramicrodureza após ciclos de carga/descarga. Vale destacar que a formação de martensita ocorreu apenas em cargas a partir de 500  $\mu\text{N}$ , não sendo observada em cargas menores.

A formação de martensita induzida por tensão em LMF CuAlMn foi observada nas pesquisas de Liu et al. (2016), em ensaios de tração quase-estática, e Kato et al. (1999), que realizaram testes de carregamento e descarregamento mecânicos em suas amostras. Ambos os estudos demonstraram que as LMF CuAlMn, com grãos em formato de "bambu", apresentam um aumento no número de variantes martensíticas

à medida que a deformação avança. As variantes martensíticas se distribuem de maneira homogênea e perpendicular à direção da tração em diferentes grãos.

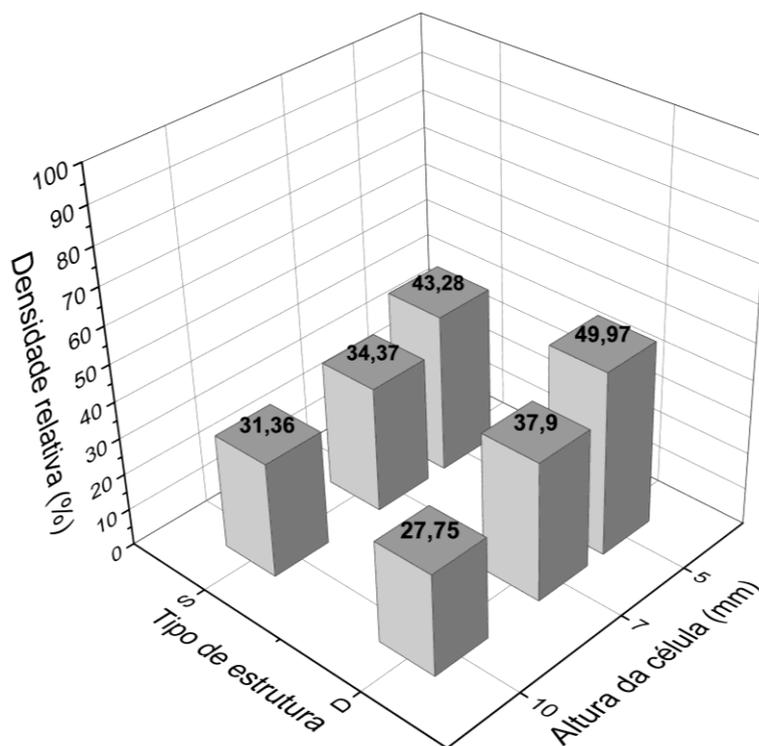
Liu et al. (2016) também investigaram o comportamento da martensita induzida por tensão em grãos com diferentes orientações. Os autores constataram que o grau e a extensão da deformação devido à transformação martensítica variam entre grãos com diferentes orientações (equiaxiais), resultando em grande distorção e concentração de tensões nos limites dos grãos. Além disso, as variantes martensíticas nucleadas nesses limites levam a uma deformação heterogênea, mesmo dentro de um único grão. Esse comportamento também se apareceu neste trabalho. Outro ponto relevante observado foi que, após o descarregamento, bandas de deformação e martensita residual, que não se recuperam, tornam os limites de grãos da amostra visíveis de forma mais acentuada.

## **5.4 Efeito da geometria e densidade relativa nas estruturas celulares de LMF CuAlMn**

### **5.4.1 Densidade Relativa**

Por se tratar de uma estrutura celular sólida, as densidades relativas ( $\rho^*/\rho_s$ ) das estruturas celulares foram determinadas pela razão entre o volume da estrutura celular pelo volume da estrutura sólida correspondente. Com o auxílio dos modelos CAD das estruturas sólidas e, por meio dos cálculos de volume, todas as densidades relativas foram encontradas, conforme apresentado na Figura 72.

Figura 72 – Comportamento das densidades relativas para as estruturas celulares.



Observa-se que, à medida que a altura da célula unitária aumenta, a densidade relativa diminui, independentemente da estrutura celular. Em comparação com as estruturas celulares com alturas de célula unitária de 10 mm e 5 mm, observa-se uma redução da densidade relativa de 27,54% para as estruturas do tipo "S" e de 44,47% para as estruturas com geometria Diamond, respectivamente. A densidade relativa é uma propriedade importante das estruturas celulares que depende da configuração das células e das propriedades geométricas. O material, a espessura da parede celular e do tamanho da célula afetam significativamente a capacidade de absorção de energia do núcleo durante impactos dinâmicos de projéteis e impulsos (THOMAS & TIWARI, 2019; BALAWI & ABOT, 2006).

O estudo realizado por Gunaydin et al. (2022) destaca a relevância da densidade relativa para as estruturas celulares. O autor investigou uma estrutura celular do tipo *chiral* com a mesma altura, variando apenas a espessura entre 1,6 mm e 0,8 mm. Foi observado que a estrutura *chiral* com 1,6 mm de espessura alcançou uma força máxima de aproximadamente 16 kN, com um deslocamento inferior a 3 mm até a ocorrência da fratura. Por outro lado, a estrutura *chiral* com 0,8 mm de espessura, apresentando uma densidade relativa 50% menor, atingiu uma força máxima inferior a 3 kN. No entanto, compensando essa diferença, ela suportou um deslocamento um pouco superior a 11 mm até a fratura ocorrer.

Em seu estudo, Alves et al. (2024) também evidenciou que a redução da densidade relativa em 50% nas estruturas celulares resultou em uma demanda de força 10 vezes menor para alcançar uma compressão de 5% de deformação. Com base nos resultados obtidos, é possível selecionar a estrutura mais adequada para uma determinada aplicação, uma vez que o aumento da densidade relativa está associado ao aumento da resistência da estrutura celular (TIWARI et al., 2018).

#### 5.4.2 Análise Dimensional

Para avaliar a precisão do processo de fabricação e da impressão por prototipagem rápida, foram realizadas medições e comparações entre os modelos CAD e os fabricados em resina, bem como entre os modelos em resina e os modelos finais fabricados com a LMF CuAlMn. Essas variações estão resumidas na Tabela 8.

Tabela 8 – Análise comparativa das dimensões médias entre os modelos das estruturas celulares do CAD, resina e da LMF CuAlMn.

<b>Espessura da célula (e)</b>				
<b>CAD = 0,5 mm</b>				
<b>Estrutura</b>	<b>Dimensão média (mm)</b>		<b>Contração (%)</b>	
	<b>Modelo em resina</b>	<b>Modelo fundido com LMF CuAlMn</b>	$\Delta \left( \frac{CAD - Res}{CAD} \right)$	$\Delta \left( \frac{Res - CuAlMn}{Res} \right)$
<b>D_grande</b>	0,4680 ± 0,0291	0,4355 ± 0,0506	6,4	6,94
<b>D_med</b>	0,4860 ± 0,0336	0,4560 ± 0,0216	2,8	6,17
<b>D_peq</b>	0,4485 ± 0,0423	0,4335 ± 0,0402	10,3	3,34
<b>S_grande</b>	0,4750 ± 0,0346	0,4455 ± 0,0344	5	6,21
<b>S_med</b>	0,4693 ± 0,0127	0,4426 ± 0,0146	6,125	5,70
<b>S_peq</b>	0,4250 ± 0,0366	0,4005 ± 0,0307	15	5,76

De acordo com a Tabela 8, observa-se uma redução nas dimensões de todos os modelos fabricados em resina em relação à espessura projetada de 0,5 mm no modelo CAD, com variações entre 2,8% e 15%. Em particular, as geometrias de menor altura (5 mm) apresentaram uma redução superior a 10% na espessura final dos modelos em resina. Este comportamento já havia sido reportado por Silva (2023), que trabalhou com a resina *Clear* da *ANYCUBIC 3D Printing* e observou reduções variando entre 0,69% e 16,09%. A discrepância nas dimensões pode estar relacionada aos parâmetros de impressão utilizados, uma vez que, apesar de seguir as

recomendações do fabricante da resina, ajustes no processo são necessários para alcançar dimensões mais próximas das projetadas no *CAD*.

Em relação aos modelos de LMF CuAlMn e os de resina, observou-se uma contração na espessura das estruturas celulares após a fundição de precisão rápida, com valores variando entre 3,34% e 6,94%. Conforme destacado por Sabau (2006), a contração observada é um fenômeno comum durante o processo de fundição por precisão e pode ser atribuída a vários fatores, como solidificação, transferência de calor, tensões internas e comportamento de deformação do metal nos estados semissólido e sólido, bem como a expansão térmica dos revestimentos e compensação dimensional da cavidade do molde.

Valores de contração semelhantes foram observados em estudos que analisaram a fabricação de componentes de LMF por meio do processo de fundição rápida utilizando o método FIC.

Em um estudo realizado por Simões (2016), vários componentes mecânicos foram produzidos com uma LMF NiTi, a partir de modelos em cera e polímero ABS. A análise dimensional revelou uma variação maior nos modelos em cera (cerca de 12%) em comparação aos modelos em ABS (cerca de 2%). Montenegro et al. (2020) investigaram telas de LMF NiTi fabricadas a partir de modelos de cera utilizando o processo FIC, observando contrações variando de 6,7% a 10%. Alves et al. (2024) fabricou oito estruturas celulares de LMF CuAlMn a partir de modelos em PLA, com canais de alimentação em cera, utilizando o processo de fundição rápida pelo método FIC, e observou uma contração variando de 2,6% a 14,8%.

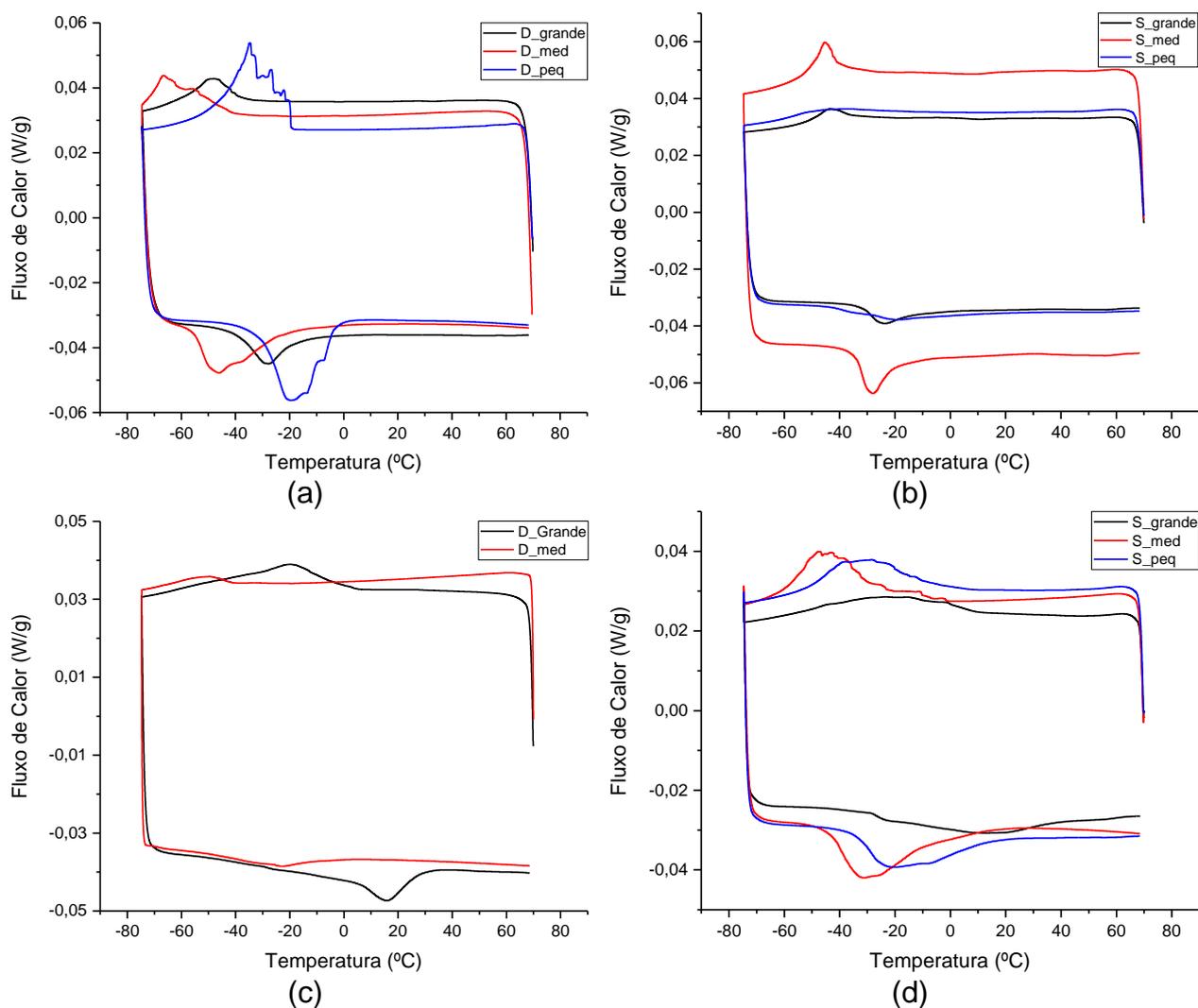
Comparando com a resina, Silva (2023) fabricou grampos ortopédicos porosos de LMF NiTi a partir de modelos impressos em resina, observando uma contração do modelo final entre 1,22% e 3,46%.

Mesmo com a contração da espessura dos componentes os resultados obtidos pelos trabalhos citados foram bastante satisfatórios, não comprometendo o objetivo final da pesquisa.

#### 5.4.3 Análise Térmica

A Figura 73 mostram os termogramas via DSC das estruturas celulares LMF de CuAlMn tratadas.

Figura 73 – Termogramas das estruturas celulares LMF CuAlMn após tratamento de têmpera. (a) e (c) estruturas celulares de geometria Diamond e (b) e (d) estruturas celulares de geometria S.



Foram fabricadas duas remessas de estruturas celulares utilizando o processo de fundição de precisão rápida com o processo FIC. É importante destacar que a quantidade de estruturas celulares obtidas e a massa necessária para o preenchimento completo de cada injeção estão detalhadas na Tabela 3. As Figuras 76a e 76b mostram os termogramas obtidos para as estruturas celulares utilizadas nos ensaios de compressão gradual, ciclagem e testes isotérmicos, cujos resultados serão discutidos posteriormente. Observa-se, por meio dos gráficos, que essas estruturas apresentaram comportamento superelástico à temperatura ambiente. Já os termogramas das Figuras 76c e 76d correspondem às estruturas celulares destinadas aos ensaios de MO, microdureza e compressão até o ponto de densificação, cujos resultados serão apresentados nas próximas seções. Vale destacar que as estruturas celulares D\_med e S\_med foram extraídas do mesmo lingote utilizado nos ensaios de

MO e microdureza, conforme descrito na caracterização da LMF CuAlMn reprocessada.

Observa-se que algumas estruturas celulares exibiram perturbações durante o resfriamento nos ensaios realizados. Esse comportamento foi previamente discutido na seção 5.3.2, onde foram analisados os termogramas da LMF CuAlMn obtidos dos lingotes e placas retangulares. Na Figura 73, é possível identificar diferentes picos de transformação de fase, o que pode estar associado ao fato de que algumas estruturas celulares foram fabricadas a partir de diferentes lingotes. A Tabela 9 resume as temperaturas de transformação de fase e as respectivas entalpias extraídas desses termogramas.

Tabela 9 – Temperaturas e entalpias de transformação de fase martensítica direta e reversa das amostras de LMF CuAlMn.

Estrutura Celular	Temperaturas (°C)				Entalpia (J/g)	
	$M_s$	$M_f$	$A_s$	$A_f$	$\Delta H^{A \rightarrow M}$	$\Delta H^{M \rightarrow A}$
<b>D_grande 1</b>	-37,18	-58,97	-38,94	-17,11	1,820	2,276
<b>D_med 1</b>	-40,51	-	-54,87	-18,14	2,129	4,359
<b>D_peq 1</b>	-19,58	-46,08	-30,53	-2,26	5,931	5,836
<b>S_grande 1</b>	-32,58	-52,90	-32,22	-11,53	1,262	1,704
<b>S_med 1</b>	-39,40	-52,24	-35,25	-19,16	1,585	2,159
<b>S_peq 1</b>	-13,83	-60,49	-44,24	17,48	2,197	2,056
<b>D_grande 2</b>	0,74	-32,09	5,17	29,47	3,844	3,516
<b>D_med 2</b>	-39,76	-	-38,54	-4,88	1,842	2,752
<b>S_grande 2</b>	8,21	-55,94	-36,94	35,06	3,505	2,978
<b>S_med 2</b>	-5,75	-	-45,67	-0,74	3,911	5,071
<b>S_peq 2</b>	-1,81	-51,87	-34,80	14,65	3,549	4,011

A partir da Tabela 9, nota-se uma variação nas temperaturas de transformação de fase entre as estruturas celulares. Como já mencionado, algumas dessas estruturas foram fabricadas a partir de lingotes diferentes. Embora os lingotes apresentassem a mesma composição nominal, é possível que tenham sofrido pequenas alterações na composição das ligas no reprocessamento, o que pode ter impactado significativamente as temperaturas de transformação. Estudos de Zak et al. (1996) e Gholami-Kermanshahi et al. (2023) destacam que as LMF de CuAlMn são altamente sensíveis à composição química, e que pequenas variações nos teores de

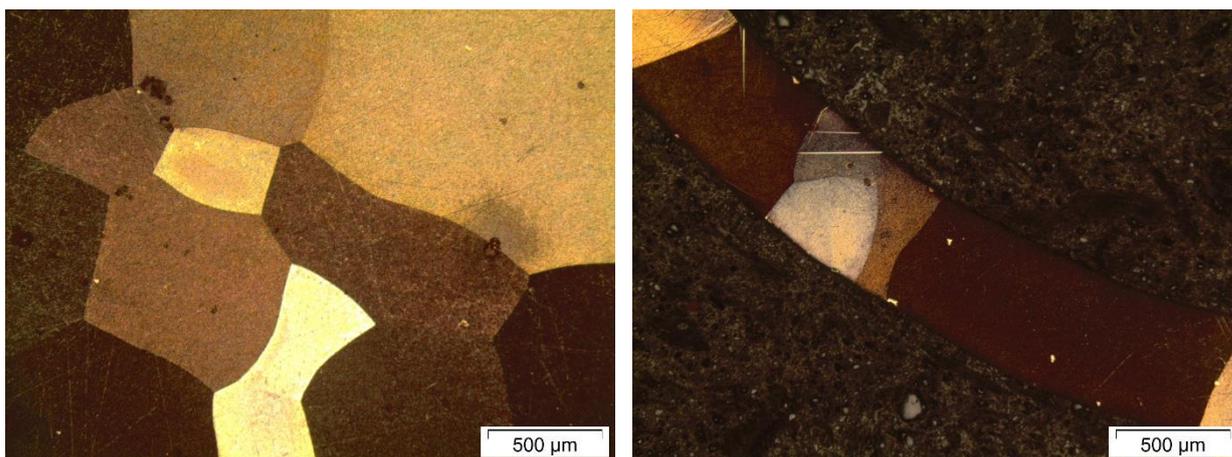
Al ou Mn podem causar mudanças expressivas nas temperaturas de transformação de fase e nas entalpias associadas.

Observa-se que a maioria das temperaturas  $A_f$  das estruturas celulares apresentou valores negativos, indicando o comportamento superelástico a temperatura ambiente. No entanto, quatro estruturas celulares apresentaram temperaturas  $A_f$  positivas, destacando-se a S\_grande 2, que exibiu a temperatura  $A_f$  mais elevada, atingindo  $35,06^\circ\text{C}$ , o que indica que esta estrutura será superelástica apenas em temperaturas superiores a este valor. As entalpias associadas às transformações de fase variaram de  $1,262\text{ J/g}$  a  $5,931\text{ J/g}$ .

#### 5.4.4 Microscopia Ótica

As microscopias óticas das estruturas celulares de geometria S e Diamond, fabricadas com a LMF de CuAlMn, estão apresentadas nas Figuras 74 e 75, respectivamente. Para determinar o tamanho médio dos grãos, foi selecionada uma imagem macro das amostras na região da parede da estrutura. Devido às dimensões dessa parede, foram escolhidos 60 pontos de medição, e, em cada grão, foram medidas 4 distâncias em toda a extensão da parede.

Figura 74 – Microscopia ótica para a estrutura S\_med. (a), (b) e (c) ampliação de  $500\ \mu\text{m}$  e (d) macro.



(a)

(b)

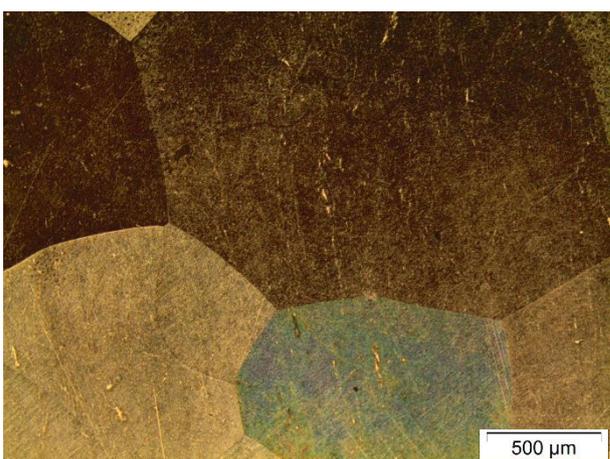


(c)



(d)

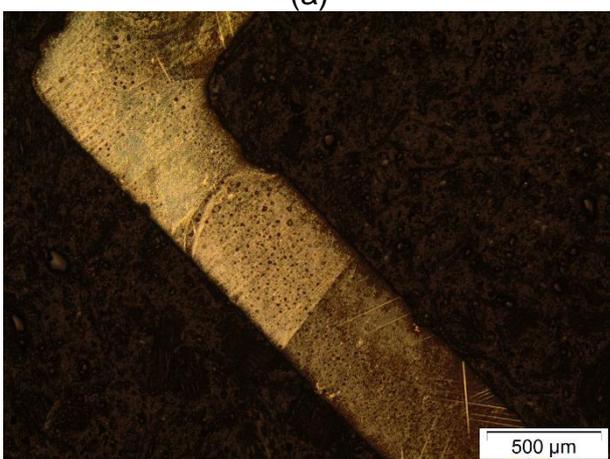
Figura 75 – Microscopia ótica para a estrutura D\_med. (a), (b) e (c) ampliação de 500 μm e (d) macro.



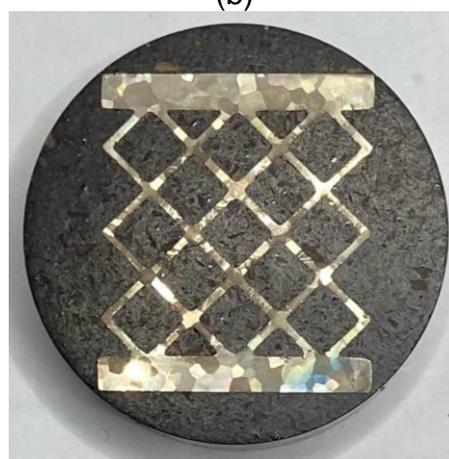
(a)



(b)



(c)



(d)

A análise das micrografias obtidas por MO revelou que a morfologia dos grãos em ambas as estruturas celulares sugere a presença da fase austenítica à temperatura ambiente. As estruturas celulares, fabricadas a partir do mesmo lingote e submetidas a tratamentos térmicos semelhantes, exibiram tamanhos médios de grãos semelhantes e relativamente grosseiros. A estrutura celular de geometria S

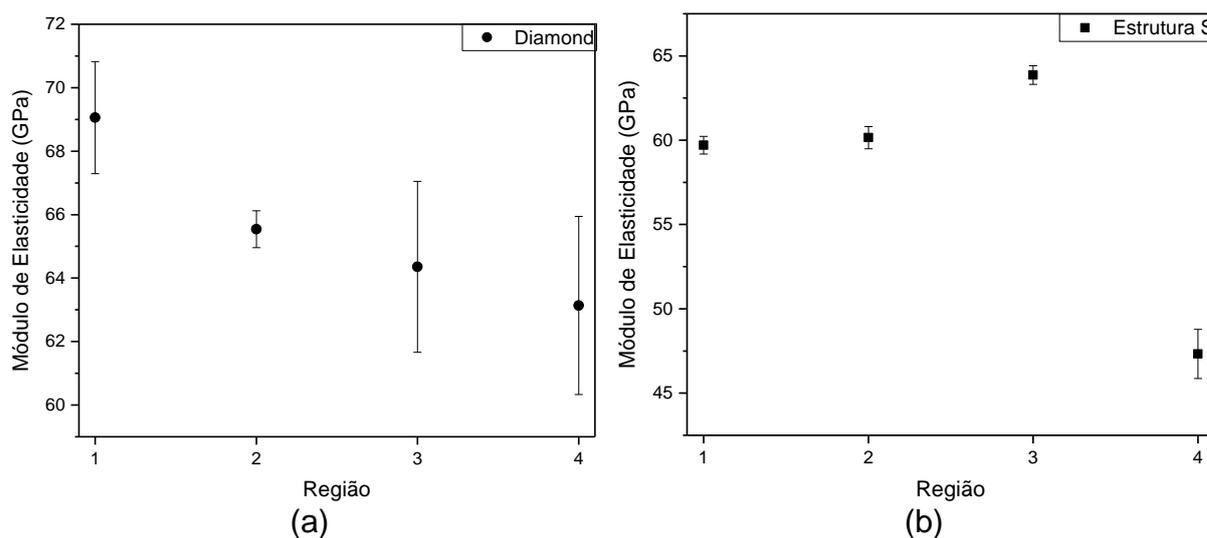
apresentou um tamanho médio de grão de 1082  $\mu\text{m}$ , com um desvio padrão de 462  $\mu\text{m}$ , enquanto a estrutura celular do tipo Diamond apresentou um tamanho médio de grão de 1052  $\mu\text{m}$ , com um desvio padrão de 410  $\mu\text{m}$ . Tamanhos médios de grãos semelhantes foram observados em amostras de CuAlMn temperadas no estudo de Alcântara (2017), que evidenciou o crescimento anormal dos grãos após tratamentos térmicos cíclicos em LMF CuAlMn.

O elevado desvio padrão observado reflete a não uniformidade dos grãos nas estruturas celulares, resultando em tamanhos de grãos bastante distintos, característica comum em LMF CuAlMn superelásticas. Nota-se que o tamanho médio dos grãos nas estruturas celulares foi superior ao observado no lingote, comportamento também observado na placa reprocessada. Ao comparar com a placa reprocessada, observa-se um aumento no tamanho médio dos grãos nas estruturas celulares. Esse aumento no tamanho dos grãos pode estar relacionado aos parâmetros de composição, tempo e temperatura do tratamento térmico, visto que as LMF de CuAlMn são extremamente sensíveis a essas variáveis (KUSAMA et al., 2013; ZAK et al., 1996).

#### 5.4.5 Microdureza

Os valores de módulo de elasticidade e dureza das estruturas celulares de geometria Diamond e S estão apresentados nas Figuras 76 e 77, respectivamente. Essas estruturas celulares foram fabricadas a partir do mesmo lingote utilizado na fabricação da placa retangular utilizada na caracterização da LMF CuAlMn, sendo as mesmas estruturas analisadas no MO. Os resultados dessa caracterização foram detalhados na seção 5.3.4, mais precisamente nas Figuras 64 e 65.

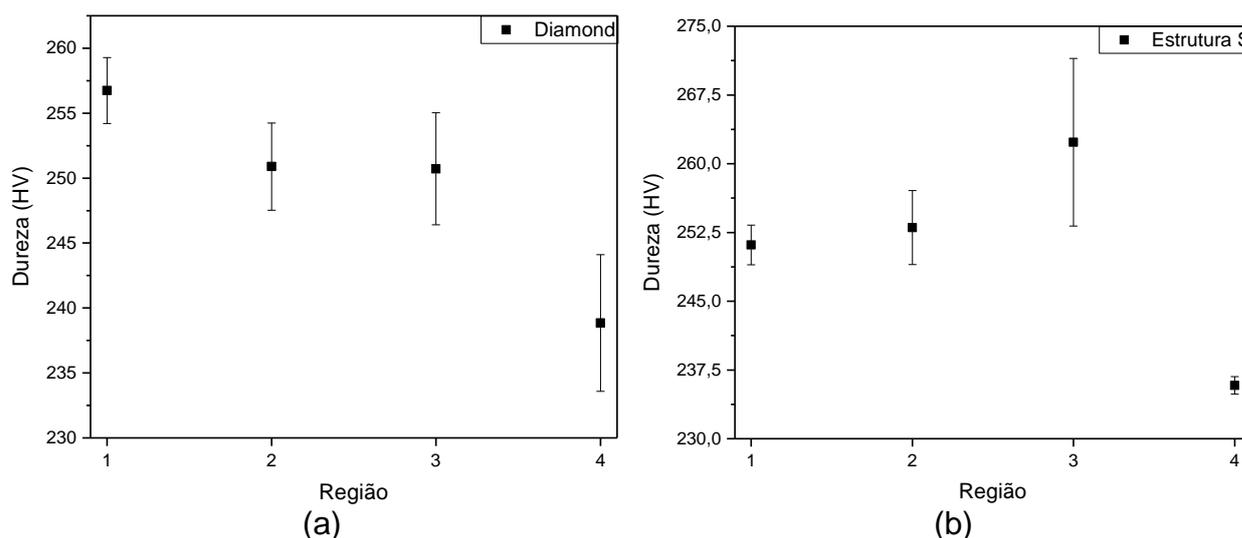
Figura 76 – Módulo de elasticidade para as regiões analisadas das estruturas celulares. (a) Diamond e (b) S.



Os resultados indicaram que o módulo de elasticidade da estrutura celular de geometria Diamond (Figura 76a) variou com médias entre 63 GPa e 69 GPa, apresentando altos desvios padrão nas cinco indentações realizadas em cada região. Para a estrutura celular de geometria em S (Figura 76b), os módulos de elasticidade apresentaram médias entre 48 GPa e 65 GPa nos cinco pontos analisados, com desvios padrão baixos entre as indentações. Observa-se que apenas na região 4 o módulo de elasticidade foi menor em comparação com as outras regiões, que registraram médias entre 60 GPa e 65 GPa, aproximando-se dos valores observados para a estrutura Diamond.

Esses valores para o módulo de elasticidade das estruturas celulares encontram-se dentro do intervalo registrado no mapeamento da amostra reprocessada de LMF CuAlMn (Figura 63), exceto pela região 4 da estrutura em S, que apresentou um valor inferior.

Figura 77 – Módulo de elasticidade para as regiões analisadas das estruturas celulares. (a) Diamond e (b) S.



A dureza da estrutura celular de geometria Diamond (Figura 77a) situou-se no intervalo de aproximadamente 240 HV a 256 HV, com um desvio padrão levemente elevado para as cinco indentações realizadas em cada região. Na estrutura celular de geometria S (Figura 77b), a dureza variou de 237 HV a 265 HV, apresentando desvios padrão baixos para as regiões 1, 2 e 3, mas um desvio padrão mais alto na região 4. Observa-se que, em ambas as estruturas, a região 4 registrou os menores valores de dureza em comparação com as demais regiões avaliadas.

Esses valores de dureza para ambas as estruturas celulares mostraram-se próximos entre si e também semelhantes aos resultados observados no mapeamento da amostra reprocessada de LMF CuAlMn (Figura 64).

#### 5.4.6 Ensaio Mecânicos de compressão

As estruturas celulares do tipo S e Diamond, com três variações de densidades relativas, foram submetidas inicialmente a ensaios mecânicos em regime quase estático, sob compressão, com deformação progressiva de 1% até a deformação máxima de 5%. As Figuras 78 e 79 apresentam esse comportamento para as estruturas celulares do tipo Diamond e S, respectivamente.

Figura 78 – Comportamento compressivo sob testes de deformação incremental na estrutura celular Diamond. (a) D\_grande, (b) D\_med, (c) D\_peq e (d) comparação das forças máximas atingidas nas deformações de 1%, 2%, 3%, 4% e 5% das três estruturas celulares.

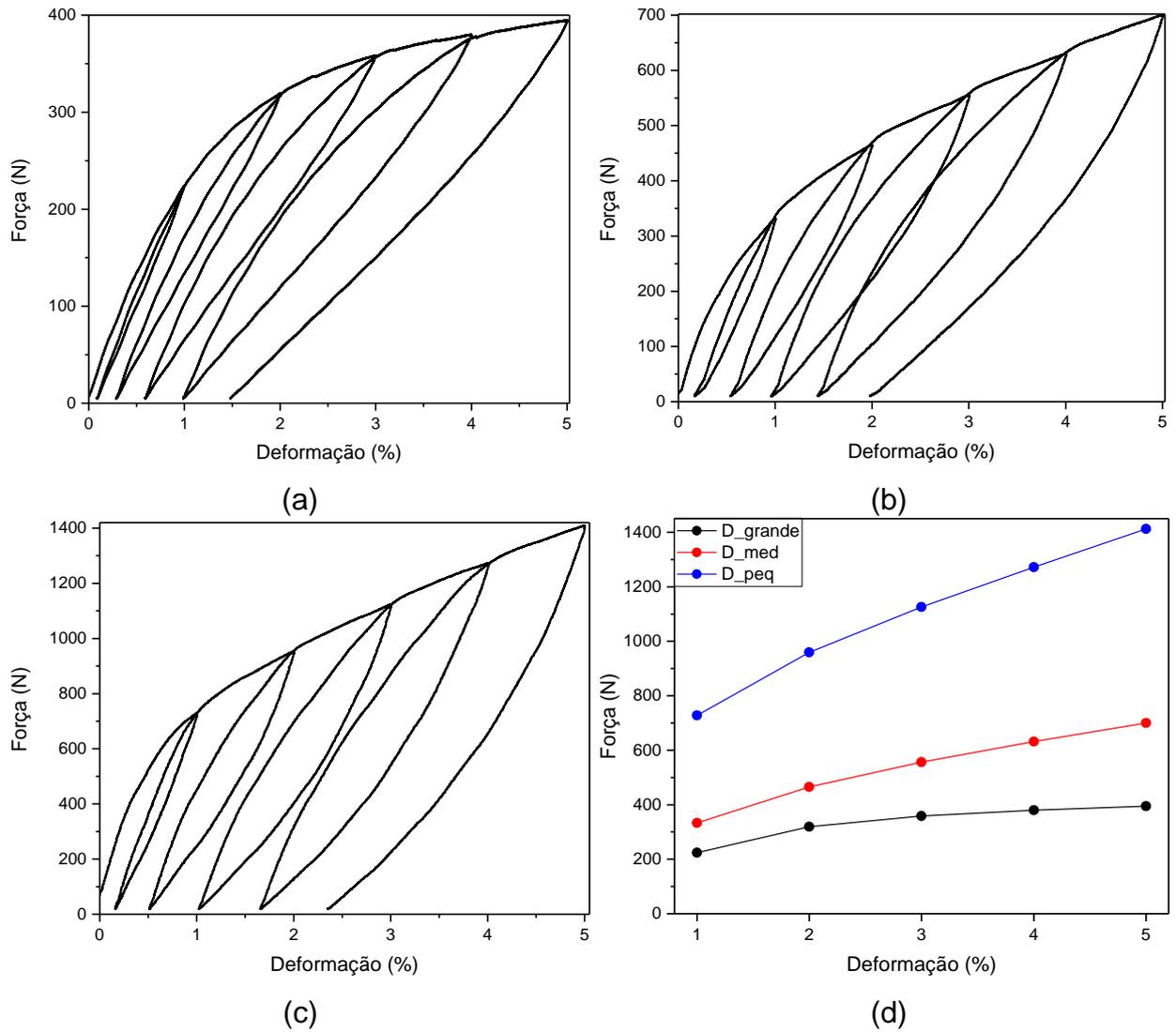
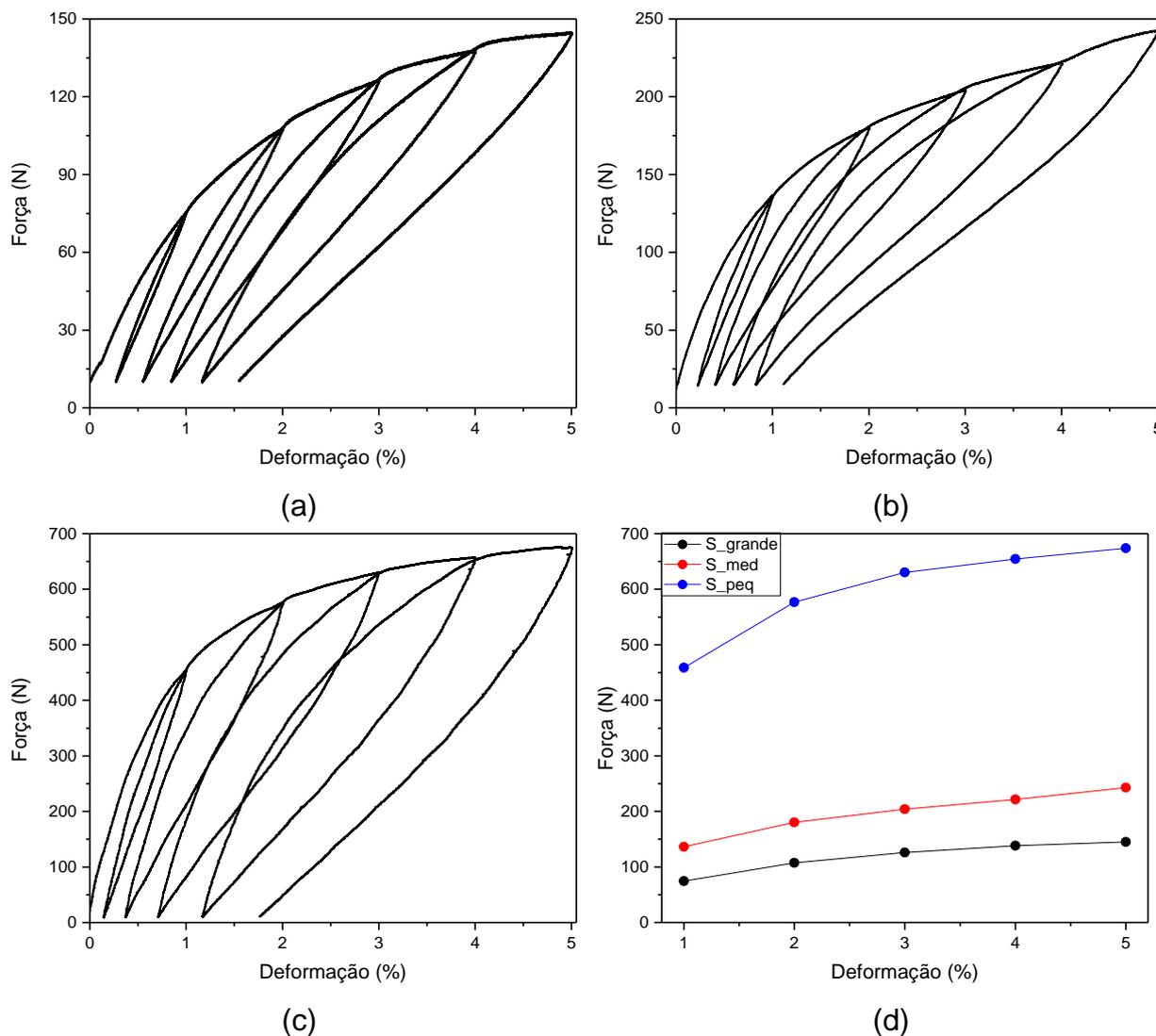


Figura 79 – Comportamento compressivo sob testes de deformação incremental na estrutura celular do tipo S. (a) S\_grande, (b) S\_med, (c) S\_peq e (d) comparação das forças máximas atingidas nas deformações de 1%, 2%, 3%, 4% e 5% das três estruturas celulares.



Observa-se que o aumento da densidade relativa resultou em um incremento na força máxima necessária para atingir os níveis de deformação. As estruturas celulares com altura de 5 mm na célula unitária apresentaram valores de força superiores em comparação com as estruturas de 10 mm e 7 mm de altura na célula unitária.

Em uma deformação de 1%, as forças máximas atingidas pelas estruturas D\_grande e D\_med foram, aproximadamente, 1/3 e 1/2 do valor observado para a estrutura D\_peq, respectivamente. Para as estruturas do tipo S, os valores de força máxima para S\_grande e S\_med corresponderam, aproximadamente, a 1/6 e 1/3 do valor observado para a estrutura S\_peq, respectivamente. A 5% de deformação, as

estruturas D\_grande e D\_med mantiveram a mesma proporção em relação à força máxima da estrutura D\_peq. Para as estruturas de geometria S, no entanto, essas proporções caíram para aproximadamente 1/4 e 1/3 dos valores máximos observados em S\_peq, nas deformações de 5%, para as estruturas S\_grande e S\_med, respectivamente.

Resultados semelhantes foram observados no estudo de Alves et al. (2024), que também relataram um aumento na força necessária para alcançar uma determinada deformação com o aumento da densidade relativa. Nesse estudo, foram analisadas as estruturas celulares Diamond e do tipo S, ambas com 10 mm de altura na célula unitária e duas espessuras distintas (0,5 mm e 1 mm), a partir de uma LMF CuAlMn com efeito de memória de forma à temperatura ambiente. A estrutura celular Diamond com espessura de 0,5 mm apresentou aproximadamente 1/8 da força máxima para alcançar uma deformação de 5% em relação à estrutura com 1 mm de espessura, enquanto, para a estrutura do tipo S, a amostra de 0,5 mm de espessura apresentou cerca de 1/4 da força máxima observada para a amostra de 1 mm de espessura, isso a temperatura de 30°C.

Entre as duas estruturas analisadas, observa-se que a estrutura celular Diamond apresentou maiores níveis de força para atingir 5% de deformação. Em termos de altura unitária da célula, a estrutura D\_grande alcançou uma força de 394,57 N, enquanto a estrutura S\_grande atingiu 144,91 N a uma deformação de 5%, correspondendo a aproximadamente 2,72 vezes mais força para a D\_grande. Para as estruturas celulares médias, a estrutura D\_med atingiu uma força de 700,21 N, enquanto a S\_med alcançou 242,93 N a 5% de deformação, representando cerca de 1,65 vezes a mais para a D\_med. Já na menor altura, a D\_peq atingiu 1411,96 N, enquanto a S\_peq obteve 674,05 N, com um aumento de aproximadamente 2,1 vezes na força máxima para a D\_peq.

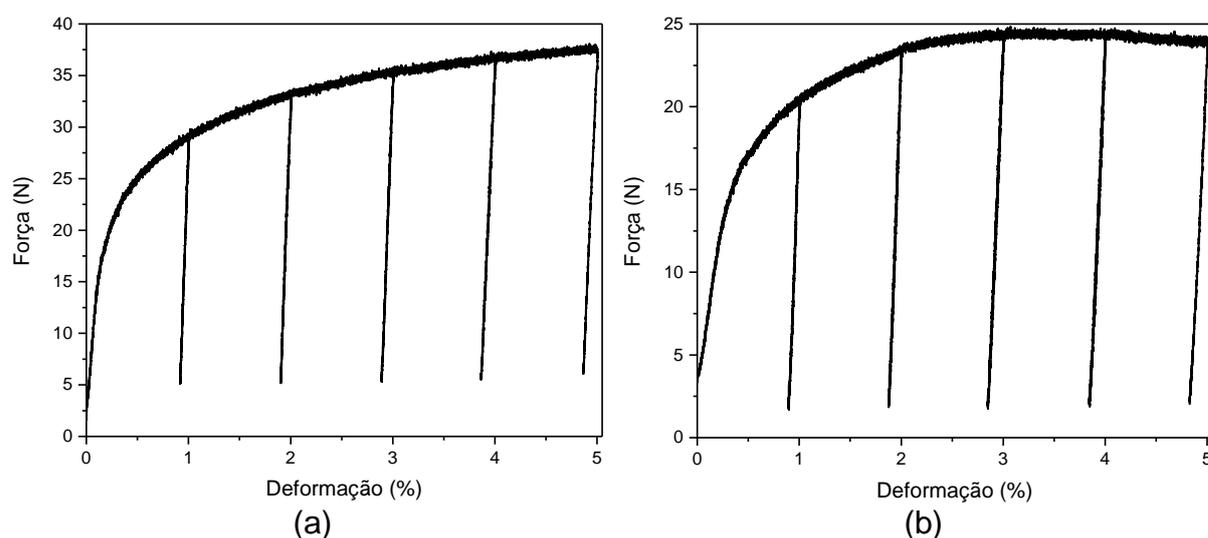
De acordo com Habib et al. (2017), essa diferença se deve à maior concentração de pontos de tensão na estrutura Diamond, o que demanda maior resistência para alcançar a mesma deformação. Esses pontos de concentração promovem uma distribuição de carga mais intensa nas regiões críticas, justificando os valores de força superiores observados para a estrutura Diamond em comparação com a estrutura do tipo S, sob as mesmas condições de deformação.

Esse comportamento também foi observado no estudo de Simões (2016), que investigou duas estruturas celulares (circular e hexagonal) fabricadas por fundição de

precisão rápida a partir de uma LMF NiTi superelástica a temperatura ambiente. Observou-se que a estrutura celular circular atingiu níveis de força próximos a 750 N, enquanto a estrutura celular hexagonal, que apresenta seis pontos de concentração de tensão, alcançou aproximadamente 1100 N a uma deformação de 6%.

A Figura 80 apresenta a resposta do ensaio mecânico para as estruturas celulares de alumínio.

Figura 80 – Curva força versus deformação para as estruturas celulares fabricadas de alumínio. (a) D\_grande e (b) S\_med.

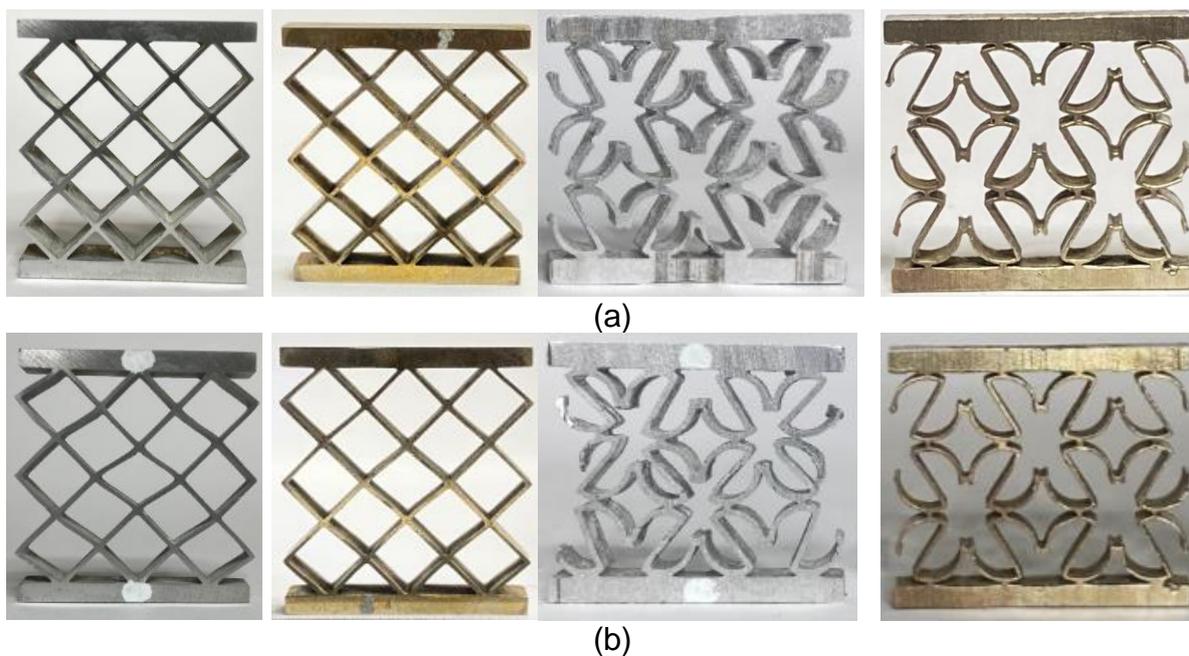


Observou-se que as estruturas celulares de alumínio apresentaram elevadas deformações residuais, sem recuperação de forma. A estrutura D\_grande fabricada em alumínio, após compressão a 5% de deformação, apresentou uma deformação residual de 4,86%, enquanto a estrutura S\_med apresentou uma deformação residual de 4,82%. Esses valores são, respectivamente, 3,3 vezes maiores do que os observados para a estrutura D\_grande de LMF CuAlMn e 4,34 vezes maiores do que os da estrutura D\_med de LMF CuAlMn.

Uma relação interessante é que a razão entre as forças máximas para uma deformação de 5% nas estruturas D\_grande e S\_med de alumínio foi de aproximadamente 1,56, valor próximo ao das estruturas em LMF CuAlMn, que apresentaram uma razão de 1,62.

Na Figura 81 é possível verificar as estruturas celulares de LMF CuAlMn e de alumínio antes e depois após o ensaio.

Figura 81 – Estruturas celulares D\_grande e S\_med de CuAlMn e Alumínio. (a) antes e (b) depois do ensaio.



Após os testes de compressão gradual, novas estruturas celulares foram submetidas a ciclagem mecânica a uma temperatura de 30 °C, por controle de força, para avaliar o comportamento superelástico ao longo de 30 ciclos. Para essa análise, os níveis de força foram definidos com base nos ensaios de compressão gradual, sendo de 360 N, 600 N e 1000 N para as estruturas D\_grande, D\_med e D\_peq, respectivamente. Para as estruturas S\_grande, S\_med e S\_peq, os níveis de força selecionados foram de 130 N, 190 N e 650 N. As curvas de força versus deformação para os 30 ciclos das seis estruturas celulares são apresentadas nas Figuras 82 e 83.

Figura 82 – Ciclagem mecânica para as estruturas celulares. (a) D\_grande, (b) D\_med e (c) D\_peq.

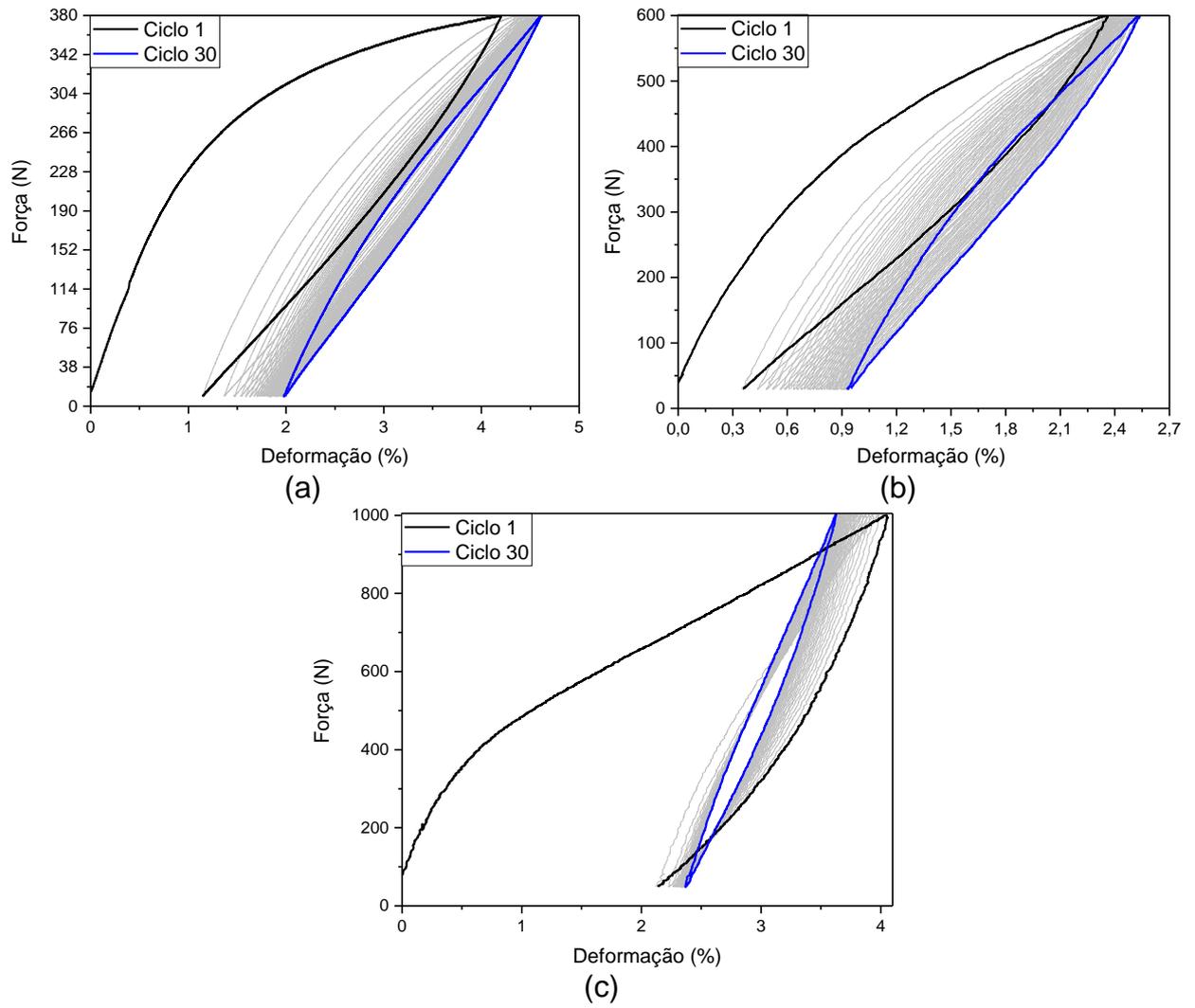
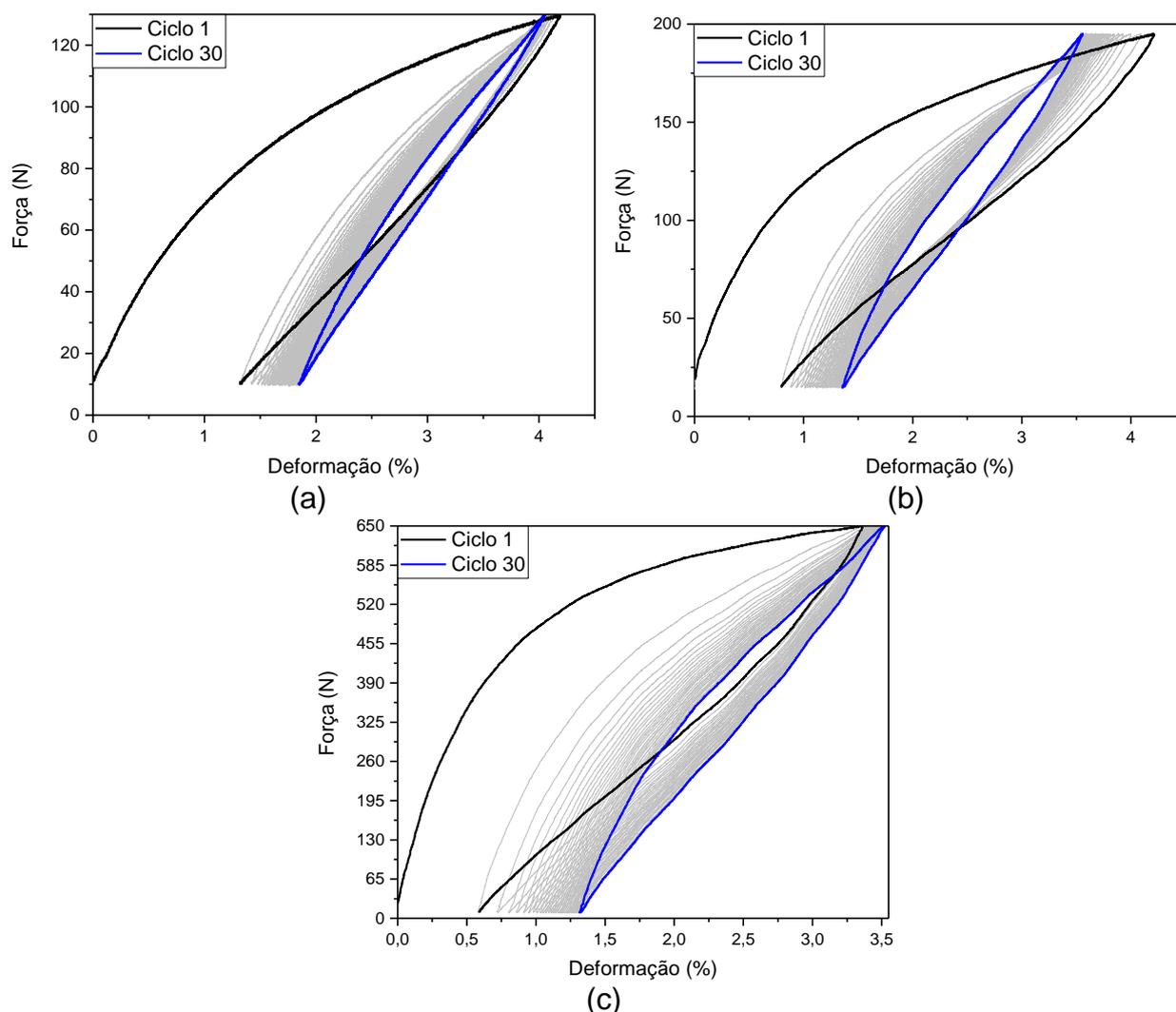


Figura 83 – Ciclagem mecânica para as estruturas celulares. (a) S\_grande, (b) S\_med e (c) S\_peq.



Os resultados do teste de compressão cíclica indicaram que as estruturas celulares de LMF CuAlMn apresentaram comportamento superelástico em todas as geometrias analisadas. Exceto pelo primeiro ciclo, as amostras mantiveram tanto a integridade mecânica quanto o comportamento superelástico durante os ciclos subsequentes de carregamento e descarregamento. Biffi et al. (2024) estudaram metamateriais arquitetados em NiTi impressos em 3D e observaram que, independentemente da força aplicada durante a ciclagem, as estruturas celulares superelásticas tendem a apresentar uma deformação residual inicial, seguida por um comportamento estável nos ciclos posteriores. Esses resultados destacam a capacidade das estruturas de suportarem estresses repetitivos e retornarem efetivamente à sua forma inicial, tornando-as adequadas para aplicações que demandam respostas mecânicas confiáveis e recuperáveis (BIFFI et al., 2024).

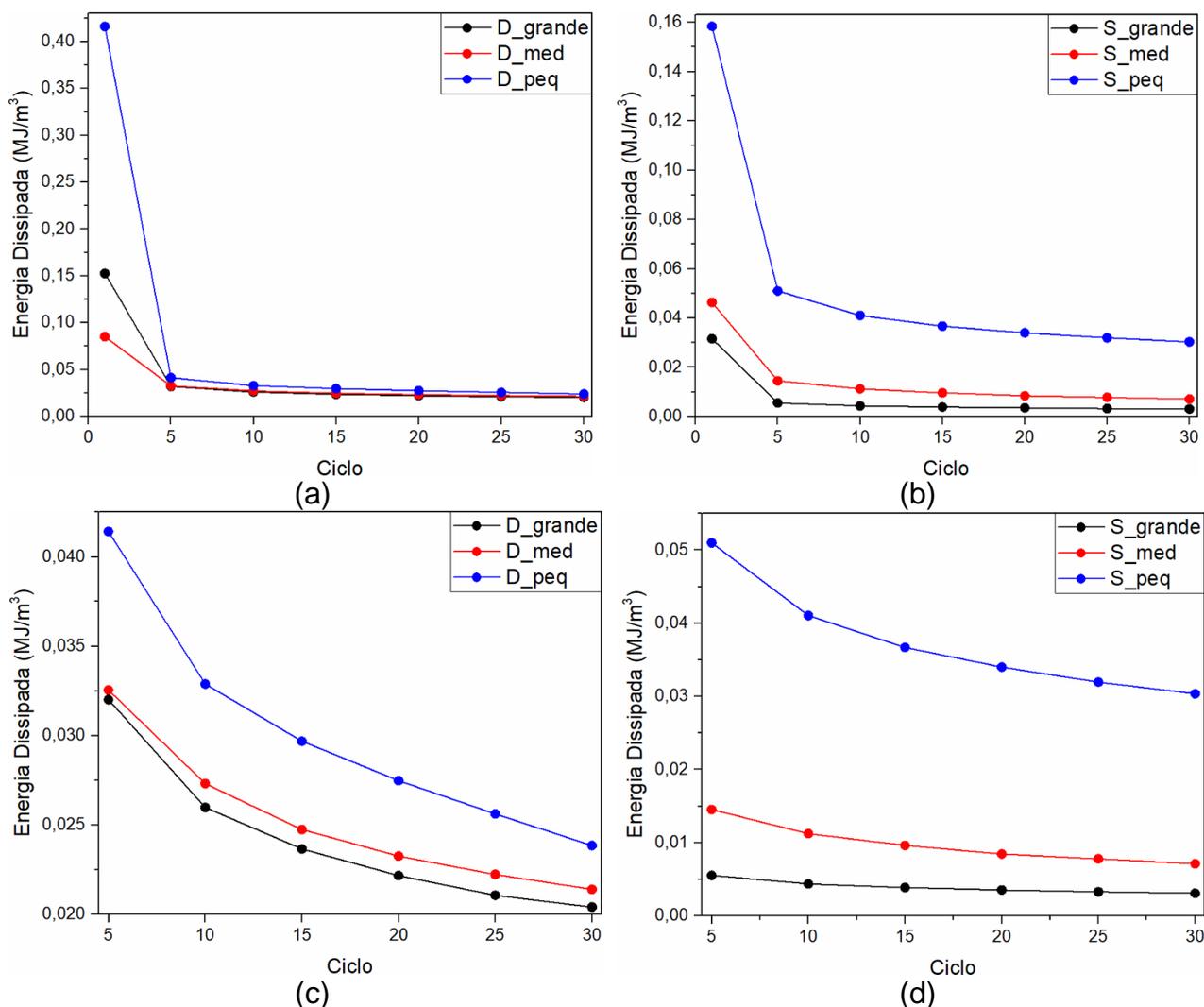
Outro ponto observado foi que as estruturas celulares apresentaram um comportamento similar aos corpos de prova durante a ciclagem mecânica de carregamento e descarregamento. À medida que o número de ciclos aumenta, as deformações residuais também aumentam, sem estabilizar em uma deformação específica. Esse comportamento já foi relatado por Liu et al. (2019) e Liu et al. (2015), conforme discutido na seção 5.3.5.

Propriedades mecânicas funcionais, como a energia dissipada (ED), são essenciais no projeto de dispositivos com estruturas celulares, especialmente para aplicações que envolvem o uso desses dispositivos como absorvedores dinâmicos (BIFFI et al., 2024; INGROLE et al., 2016; ALVES et al., 2024; CHOUDHRY et al., 2023). A ED (em MJ/m<sup>3</sup>), conforme definida pela Equação 7, corresponde à área interna da curva de resposta mecânica em termos de tensão versus deformação. Para dispositivos como estruturas celulares, cuja resposta mecânica é representada por força versus deslocamento, o cálculo da área interna resulta na energia dissipada, expressa em joules (ALVES et al., 2024). Os valores de volume (em metros cúbicos) para cada estrutura celular foram calculados utilizando software CAD.

$$E_D = \frac{\oint F d\delta}{Volume} \quad (7)$$

A energia dissipada durante os ciclos de carregamento e descarregamento das estruturas celulares é apresentada na Figura 84. Todos esses valores foram extraídos dos resultados obtidos nos ensaios de ciclagem, conforme mostrado nas Figuras 82 e 83.

Figura 84 – ED para as estruturas celulares a partir dos ensaios de ciclagem. Ciclo 1, 5, 10, 15, 20, 25, 30 (a) estrutura Diamond, (b) estrutura do tipo S. Ciclo 5, 10, 15, 20, 25, 30 (c) estrutura Diamond e (d) estrutura do tipo S.



Observa-se que a ED foi mais elevada no primeiro ciclo, apresentando redução ao longo dos ciclos subsequentes, até estabilizar ao longo dos 30 ciclos. Biffi et al. (2024) também registrou uma estabilização da ED após os primeiros ciclos em estruturas impressas de LMF NiTi, permanecendo constante até o último ciclo realizado (10<sup>o</sup> ciclo).

Outro ponto é que a ED aumentou proporcionalmente à força aplicada durante a ciclagem, sendo maior para as estruturas celulares com menor dimensão (força máxima na estrutura celular pequena > média > grande). Assim, uma comparação direta da ED entre as estruturas celulares para a ciclagem não seria apropriada, pois as forças máximas e deformações aplicadas diferem entre as estruturas. Biffi et al. (2024) destacou que a taxa de dissipação de energia específica tende a aumentar

significativamente com a elevação da força de compressão, mostrando que, em seu estudo, a carga de 12 kN resultou em maior ED do que a de 8 kN, que, por sua vez, superou a de 4 kN.

Após a conclusão dos ensaios de ciclagem mecânica, as mesmas estruturas celulares foram submetidas a testes mecânicos quase estáticos de compressão, com uma deformação de 5% aplicadas em diferentes temperaturas (30°C, 40°C, 50°C, 60°C e 70°C). As Figuras 85 e 86 mostram a resposta mecânica sob compressão em função da temperatura para as estruturas de LMF CuAlMn nas geometrias Diamond e S, respectivamente.

Figura 85 – Ensaios isotérmicos para as estruturas celulares. (a) D\_grande, (b) D\_med e (c) D\_peq.

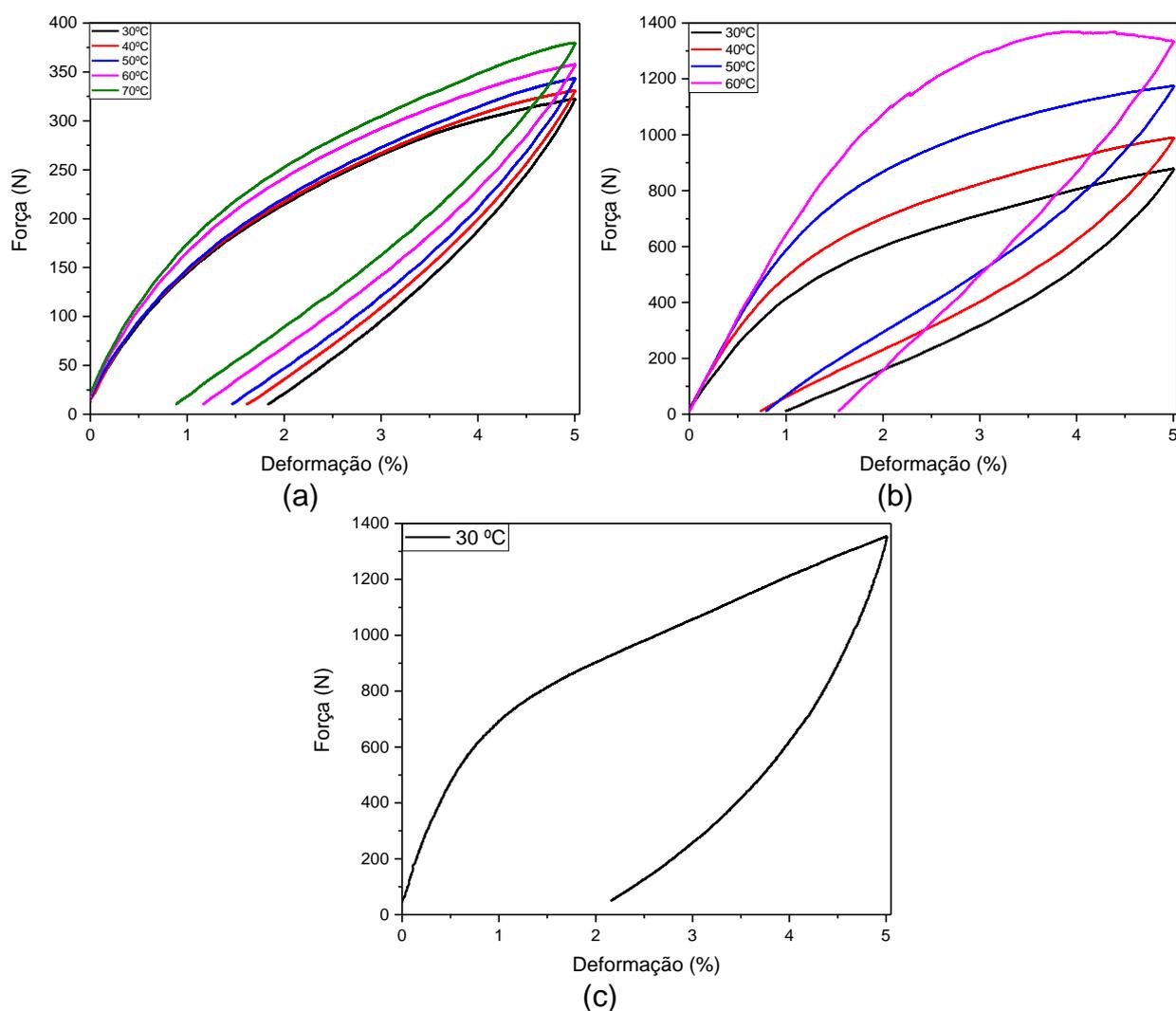
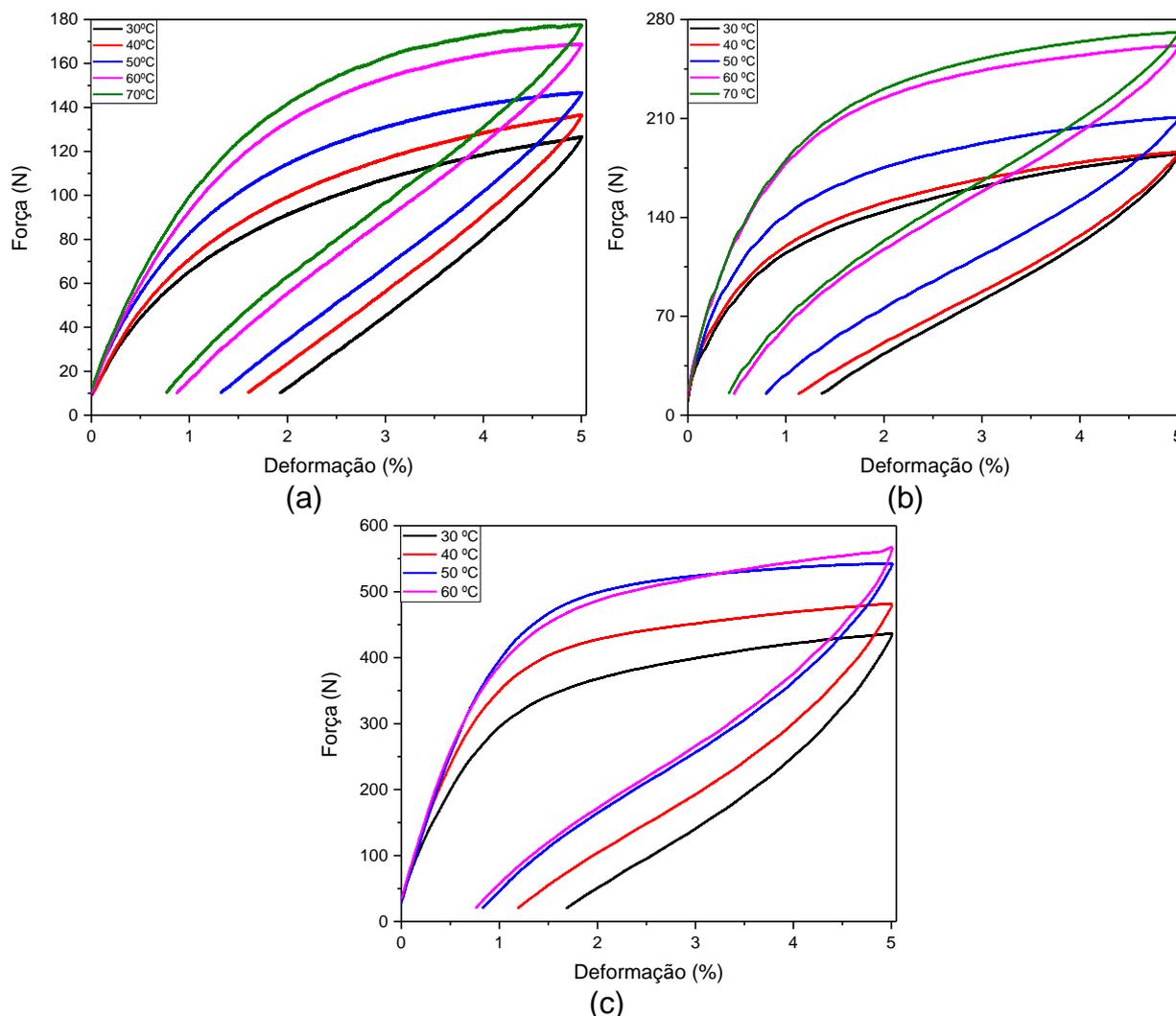


Figura 86 – Ensaios isotérmicos para as estruturas celulares. (a) S\_grande, (b) S\_med e (c) S\_peq.



A mesma estrutura celular foi submetida a todos os ciclos isotérmicos, e ao término de cada ciclo foi realizado um aquecimento nas amostras para facilitar a recuperação da deformação residual induzida por tensão, mesmo com essas estruturas apresentando comportamento superelástico, conforme indicado nos resultados de DSC. Observou-se que as estruturas celulares D\_med, D\_peq e S\_peq não completaram todas as cinco temperaturas planejadas para os ensaios termomecânicos. Ao final do último ciclo de cada temperatura, as estruturas D\_peq e S\_peq apresentaram deformações permanentes, enquanto a estrutura D\_med exibiu fraturas em sua estrutura.

Percebe-se que as estruturas celulares de geometria em S resistiram a mais ensaios a diferentes temperaturas, mas, em contrapartida, as estruturas Diamond demonstraram melhores propriedades mecânicas. Contudo, o principal desafio das estruturas Diamond são os efeitos de concentração de tensão, que impactam

negativamente seu desempenho devido ao maior número de pontos de concentração de tensão. Essa alta concentração de tensão causou fissuras na estrutura Diamond, resultando em fratura das colunas de suporte. A estrutura de geometria S não apresentou fissuras durante todo o processo de carregamento e descarregamento a uma deformação máxima de 5%. Meena & Singamneni (2019) reportaram comportamento semelhante em duas estruturas auxéticas com o mesmo tamanho e espessura, notando que a estrutura reentrante apresentava melhores propriedades mecânicas que a estrutura tipo S, que, no entanto, suportou maiores deslocamentos.

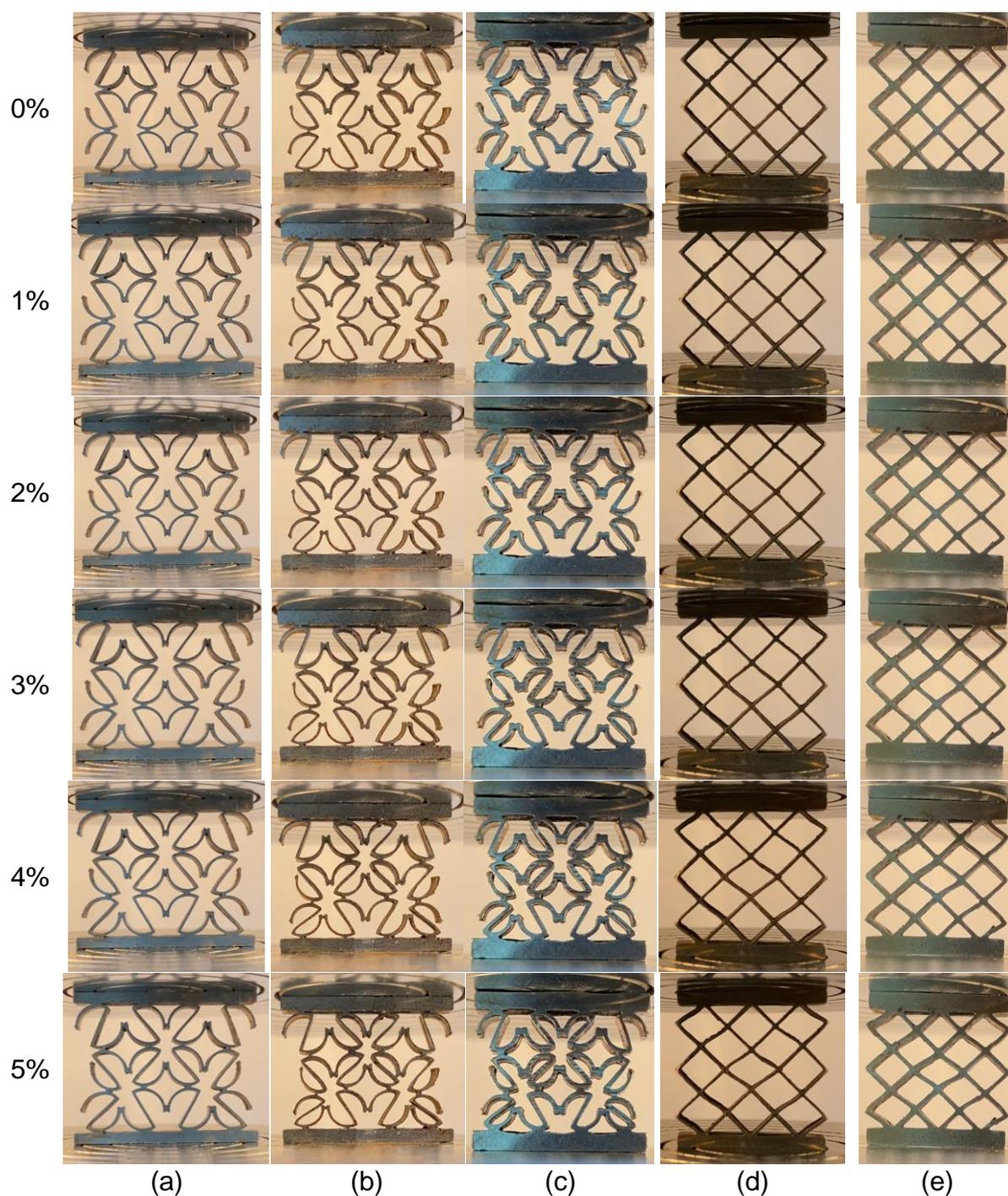
As Figuras 85 e 86 demonstram claramente a dependência da força máxima em relação à densidade relativa nas estruturas celulares, quanto maior a densidade relativa, maior é a força necessária para alcançar uma deformação de 5%. Esse comportamento foi reportado também por Tiwari et al. (2018), Alves et al. (2024) e Gunaydin et al. (2022), que apontam a influência da densidade relativa nas propriedades mecânicas das estruturas celulares.

Além disso, outra variável relevante observada nas estruturas celulares fabricadas com LMF é a influência da temperatura. Com o aumento da temperatura, verificou-se um aumento na força máxima para uma deformação imposta de 5%, efeito explicado pela Lei de Clausius-Clapeyron.

Para a estrutura celular D\_grande, os valores de força máxima variaram entre 325 N e 375 N dentro da faixa de temperatura de 30°C a 70°C, enquanto para a estrutura celular S\_grande os valores ficaram entre 125 N e 180 N para o mesmo intervalo. No estudo de Alves et al. (2024), a estrutura Diamond com célula unitária de 10 mm de altura e 0,5 mm de espessura apresentou valores de força entre 180 N e 200 N nesse mesmo intervalo de temperatura. Já para a estrutura celular do tipo S, com célula unitária de 10 mm de altura, 0,5 mm de espessura e na mesma faixa de temperatura, os valores de força variaram de 125 N a 135 N. Essas diferenças nos valores podem estar associadas à parede de 2,5 mm e ao comportamento superelástico distinto presente nas estruturas do presente estudo. Quando as estruturas celulares do estudo de Alves et al. (2024) atingiram a superelasticidade, as estruturas Diamond e S, exibiram valores de força entre 210 N a 240 N e 160 N a 180 N, respectivamente, também em condições de compressão de 5%, valores mais próximos ao deste estudo.

A Figura 87 apresenta o comportamento das células das estruturas celulares a diferentes níveis de deformação ao longo do ensaio de compressão.

Figura 87 – Evolução das estruturas celulares em níveis de deformação variando de 0% a 5%. (a) S\_grande, (b) S\_med, (c) S\_peq, (d) D\_grande e (e) D\_med.

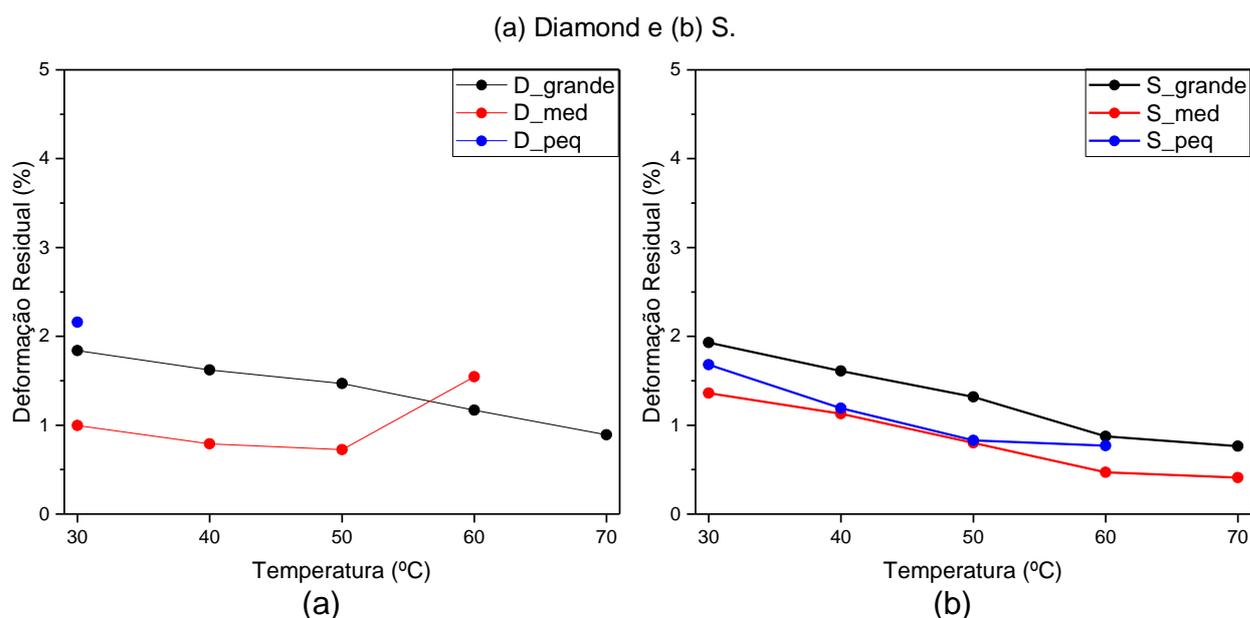


Observa-se que, com o aumento do nível de deformação, as estruturas celulares com geometria S apresentam uma redução progressiva no comprimento, atribuída ao fechamento gradual das células em formato de "S", decorrente da rotação das barras inclinadas em torno de um eixo de um caminho circular imaginário. Esse comportamento é característico de estruturas celulares com geometria auxética e foi semelhante aos estudos de Meena & Singamneni (2019) e Alves et al. (2024). Por

outro lado, as estruturas celulares com geometria Diamond mostram uma abertura crescente do losango central à medida que a deformação aumenta, comportamento típico de estruturas celulares convencionais. Esse mesmo padrão pode ser observado em estruturas celulares hexagonais, também conhecidas como *honeycombs* (SHAW et al., 2007). Esses comportamentos das estruturas celulares corroboram com os níveis de força apresentados nas Figuras 85 e 86.

A partir das Figuras 85 e 86 pode-se verificar que as deformações residuais diminuíram com o aumento da temperatura para as estruturas celulares, essa diminuição está apresentada na Figura 88.

Figura 88 – Deformações residuais para as estruturas celulares geradas após os ensaios isotérmicos.



As deformações residuais para as estruturas celulares variaram de 2,1% a 0,7% na geometria Diamond, enquanto na geometria em S variaram de 1,93% a 0,41%. Na estrutura D\_med, houve um aumento da deformação residual na temperatura de 60°C, uma vez que, ao longo do ensaio de compressão, ocorreram fraturas que contribuíram para deformações residuais superior ao esperado. Por conta dessas fraturas, o ensaio de compressão para a temperatura de 70°C não foi realizado. O estudo de Alves et al. (2024) também indicou que a estrutura de geometria Diamond apresentou deformações residuais maiores em comparação à estrutura de geometria S nas mesmas temperaturas.

Outro aspecto observado é que a deformação residual está relacionada à densidade relativa, quanto maior a densidade relativa, maior a deformação residual. Assim, as estruturas celulares de maior densidade apresentaram menores

deformações residuais do que as médias, que, por sua vez, foram menores do que as observadas nas estruturas de menor densidade. Comparando com o estudo de Alves et al. (2024), verifica-se que as estruturas celulares com geometria Diamond (densidade relativa de 18,7%) e S (densidade relativa de 17%) com altura de 10 mm e espessura de 0,5 mm apresentaram deformações residuais de 0,8% e 0,21%, respectivamente, valores iguais ou inferiores aos observados neste estudo, embora as densidades relativas no trabalho de Alves et al. (2024) sejam menores.

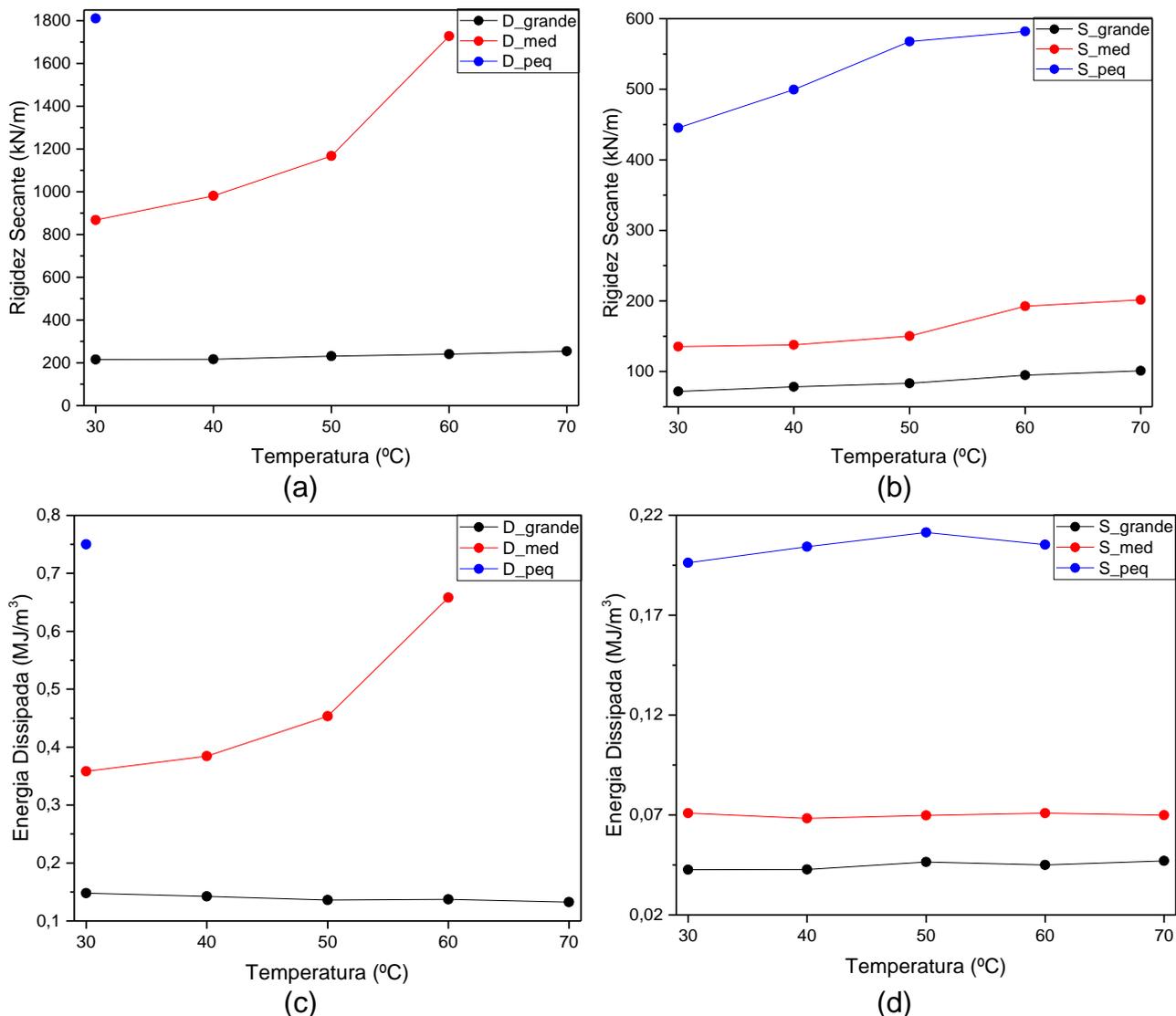
Wu et al. (2024) fabricaram estruturas de rede (*lattice structures*) do tipo giroide (*gyroid*) superelásticas utilizando uma LMF CuAlMn produzida por impressão 3D de metal. Em seu estudo, foram observadas deformações residuais variando de 1,1% a 1,5% após a aplicação de uma deformação imposta de 5% a temperatura ambiente.

Além da ED, a rigidez secante ( $K_s$ ) é uma variável essencial em projetos envolvendo estruturas celulares. A rigidez secante em cada temperatura de ensaio foi calculada pela razão entre a diferença dos valores de força máxima e mínima e a diferença entre os deslocamentos máximos e mínimos, conforme ilustrado na Equação 8.

$$k_s = \frac{|F_{max} - F_{min}|}{|\delta_{max} - \delta_{min}|} \quad (8)$$

A Figura 89 apresenta os valores de  $K_s$  e ED para as estruturas celulares de geometria Diamond e S a diferentes temperaturas.

Figura 89 – Propriedades mecânicas à diferentes temperaturas das estruturas celulares fabricadas de LMF CuAlMn. (a)  $K_s$  das estruturas Diamond, (b)  $K_s$  das estruturas do tipo S, (c) ED das estruturas Diamond e (d) ED das estruturas do tipo S.



De modo geral, os valores de  $K_s$  aumentaram com a elevação da temperatura de ensaio, conforme previsto pela Lei de Clausius-Clapeyron. Observa-se também que a  $K_s$  e a ED aumentam com o crescimento da densidade relativa das estruturas celulares. Esse comportamento foi encontrado no estudo de Alves et al. (2024), onde mostrou que com o aumento da espessura da estrutura celular, tem-se o aumento da  $K_s$  e ED. Assim, para aplicações específicas, essas propriedades mecânicas podem orientar a seleção do tipo de estrutura ideal. Estruturas celulares de maior densidade relativa são indicadas quando se requer  $K_s$  e ED mais altos, enquanto estruturas com menor densidade relativa são adequadas para aplicações que exigem alta

deformação, como evidenciado pelo fato de que as estruturas celulares maiores suportaram todos os ensaios isotérmicos.

Para as estruturas de geometria Diamond, os valores de  $K_s$  variaram entre 215 kN/m e 1810 kN/m. A estrutura grande apresentou  $K_s$  entre 215 kN/m e 254 kN/m, a média variou entre 867 kN/m e 1727 kN/m, enquanto a pequena suportou apenas uma temperatura e alcançou  $K_s$  de 1810 kN/m. Para as estruturas de geometria S,  $K_s$  variou entre 72 kN/m e 582 kN/m. A estrutura grande variou entre 72 kN/m e 101 kN/m, a média entre 135 kN/mm e 202 kN/mm, e a pequena entre 445 kN/m e 582 kN/m.

Valores próximos foram encontrados no estudo de Alves et al. (2024). Nesse estudo, as estruturas celulares com altura de 10 mm para a célula unitária e espessura de 0,5 mm, quando totalmente austeníticas, apresentaram  $K_s$  entre 150 kN/m e 170 kN/m para a geometria Diamond e entre 75 kN/m e 105 kN/m para a geometria S.

Para a ED, as estruturas celulares de geometria Diamond apresentaram valores entre 0,14782 MJ/m<sup>3</sup> e 0,75014 MJ/m<sup>3</sup>. A estrutura grande variou entre 0,14782 MJ/m<sup>3</sup> e 0,13232 MJ/m<sup>3</sup>, a estrutura média, entre 0,35836 MJ/m<sup>3</sup> e 0,65835 MJ/m<sup>3</sup>, enquanto a estrutura pequena apresentou o valor de 0,75014 MJ/m<sup>3</sup>. Para as estruturas celulares de geometria em S, os valores de ED ficaram entre 0,04261 MJ/m<sup>3</sup> e 0,21135 MJ/m<sup>3</sup>. A estrutura grande variou entre 0,04261 MJ/m<sup>3</sup> e 0,04703 MJ/m<sup>3</sup>, a média, entre 0,06833 MJ/m<sup>3</sup> e 0,07093 MJ/m<sup>3</sup> e a estrutura pequena apresentou valores entre 0,19618 MJ/m<sup>3</sup> e 0,21135 MJ/m<sup>3</sup>.

No estudo de Alves et al. (2024), foram encontrados valores de energia dissipada (ED) entre 0,15 MJ/m<sup>3</sup> e 0,17 MJ/m<sup>3</sup> para estruturas de geometria Diamond com espessura de 0,5 mm, altura de 10 mm, operando em temperaturas que promovem o comportamento superelástico. Para as estruturas de geometria em S, com as mesmas especificações, os valores de ED ficaram entre 0,05 MJ/m<sup>3</sup> e 0,06 MJ/m<sup>3</sup>. Esses valores são semelhantes aos obtidos neste trabalho.

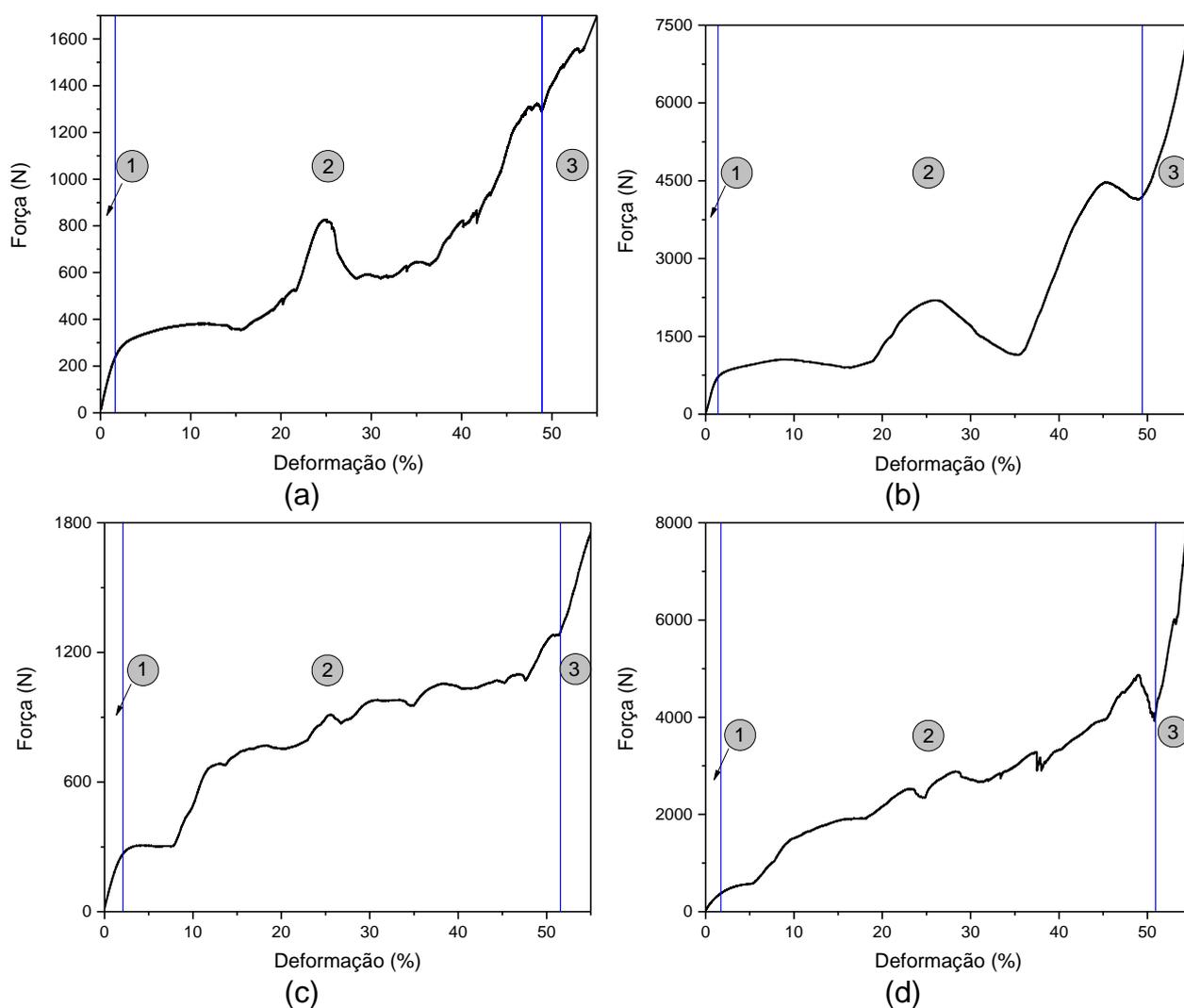
Novas estruturas celulares foram submetidas a ensaios de compressão final, nas quais foram deformadas além do ponto de densificação. O objetivo desse ensaio foi calcular a capacidade de absorção de energia das estruturas celulares. Conforme Choudhry et al. (2023), a capacidade de absorção de energia (em MJ/m<sup>3</sup>) é determinada pela área sob a curva tensão-deformação, desde o início até o ponto de densificação. As respostas força-deformação estão apresentadas na Figura 90.

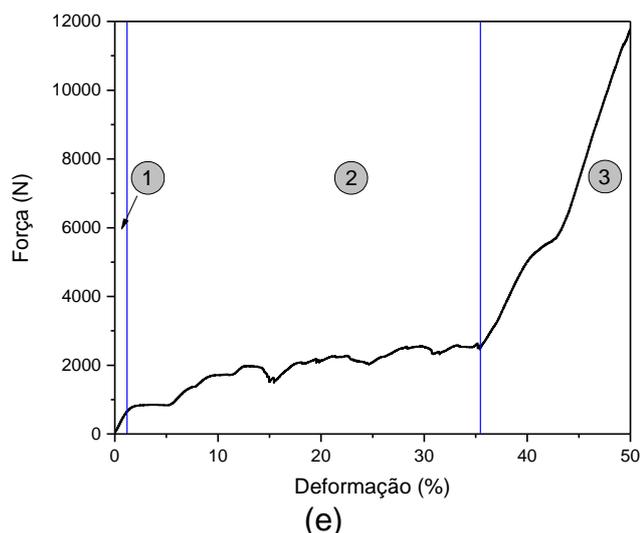
Nas respostas foram identificadas três regiões principais na curva: a área 1, correspondente ao regime elástico da estrutura celular; a área 2, que representa o

regime de platô; e a área 3, que se refere ao regime de densificação. O início da densificação foi determinado com base no aumento acentuado da força, conforme o método descrito por Choudhry et al. (2023).

Para uma melhor compreensão do ensaio de compressão nas estruturas celulares, a Figura 87 ilustra as imagens das estruturas durante a compressão inicial, variando de 0% a 5%. Já no Apêndice A, Figura 93, apresenta uma sequência de imagens correspondentes à compressão entre 5% e 50%, com incrementos de 5% em cada etapa.

Figura 90 – Curvas força-deformação representando os regimes de comportamento mecânico das estruturas celulares: regime plástico, regime de platô e regime de densificação. (a) D\_grande, (b) D\_med, (c) S\_grande, (d) S\_med e (e) S\_peq.





No estágio inicial do ensaio (até o ponto 1), as estruturas apresentaram comportamento linear-elástico. Durante essa fase, os elementos inclinados das estruturas celulares foram submetidos a combinações de cargas axiais, flexão e cisalhamento. À medida que a compressão avança, a força exercida sobre os membros inclinados alcança seu valor crítico (CHOUDHRY et al., 2023; GIBSON & ASHBY, 1997; INGROLE et al., 2017). Os valores aproximados de força máxima e deformação registrados na região elástica estão detalhados na Tabela 10.

Tabela 10 – Valores aproximados de força máxima e deformação registrados na região elástica para as estruturas celulares analisadas.

<b>Estrutura Celular</b>	<b>Força Máxima (N)</b>	<b>Deformação (%)</b>
<b>D_grande</b>	251,34	1,80
<b>D_med</b>	682,68	1,27
<b>S_grande</b>	267,30	2,07
<b>S_med</b>	279,47	1,08
<b>S_peq</b>	655,93	1,20

Os resultados indicam que a deformação máxima no regime elástico variou entre 1,08% e 2,07%. Estruturas celulares de maior dimensão apresentaram níveis mais elevados de deformação máxima no regime elástico em comparação com estruturas menores da mesma geometria. Em relação à força, observou-se uma dependência direta com a densidade relativa das estruturas celulares, como já mencionado, quanto maior a densidade relativa, maior será a força máxima. Consequentemente, os maiores níveis de força foram observados para a estrutura pequena de geometria S e para a estrutura média de geometria Diamond. Não foram

apresentados valores para a estrutura D\_peq, uma vez que as amostras fabricadas desta geometria apresentaram diversos defeitos de fundição devido ao seu tamanho reduzido e à maior complexidade em comparação com as demais estruturas.

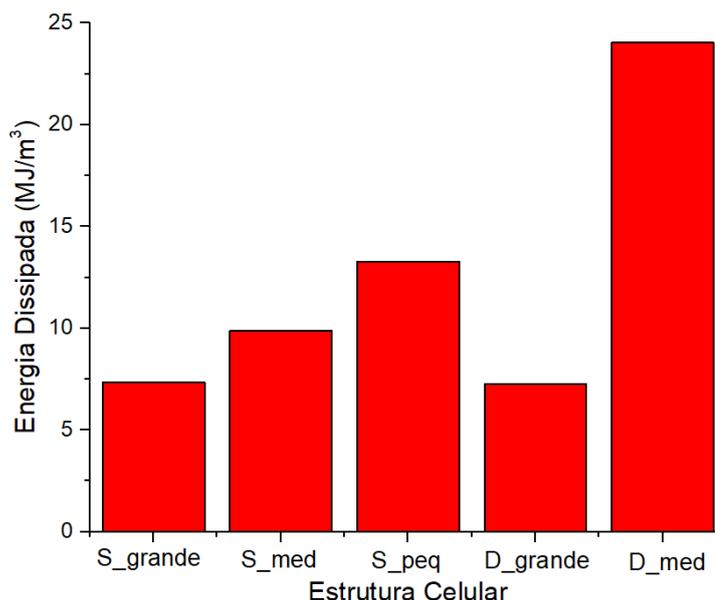
Após o escoamento, as estruturas celulares entram no regime de deformação plástica, caracterizado por um longo platô no gráfico tensão-deformação. Nesse estágio, os montantes se comportam como materiais plásticos perfeitamente rígidos, enquanto as células começam a se fraturar. A fratura pode ocorrer devido à formação de dobradiças plásticas ou ao flambamento, caso a carga aplicada exceda o limite crítico definido pela teoria de flambagem de Euler. Conforme as células de uma linha entram em fratura, ondas de deformação são propagadas para as linhas subsequentes, até que toda a estrutura frature. Durante esse regime, surgem picos de força, que são atribuídos à resistência das células enquanto elas suportam a carga antes de fraturar (CHOUDHRY et al., 2023).

De acordo com Meena & Singamneni (2019), no regime de platô, a estrutura celular de geometria "S" apresenta um comportamento de deformação distinto a uma estrutura celular de geometria reentrante, caracterizado pela rotação das barras inclinadas em torno de um eixo, seguindo um caminho circular imaginário. Esse efeito pode ser observado nas Figuras 93a, 93b e 93c (comparativo entre as deformações de 5% e 30%), onde é possível notar que a célula unitária sofre uma rotação em torno de um eixo, fazendo com que as hastes inclinadas se aproximem. Essa rotação facilita o preenchimento dos espaços entre as barras inclinadas e as curvas, otimizando a estrutura.

No caso da estrutura celular de geometria Diamond, observa-se que a célula central da estrutura é a mais afetada, abrindo-se à medida que a deformação aumenta, como mostrado nas Figuras 93d e 93e (comparativo entre as deformações de 5% e 20%).

Após a região de platô, inicia-se a região de densificação, caracterizada pela fratura quase completa de todas as linhas da estrutura celular. Observa-se na Figura 93 (deformação de 50%) que, quanto maior a densidade relativa da estrutura celular, maior é o número de fraturas observadas para uma mesma deformação. Nessa fase, ocorre um aumento significativo na força devido à compactação das células, onde o comportamento passa a ser dominado pelo material da matriz, cuja rigidez é maior do que a da estrutura celular (CHOUDHRY et al., 2023). A ED acumulada até o ponto de densificação foi calculada e está apresentada na Figura 91.

Figura 91 – ED para as estruturas celulares até o ponto de densificação.



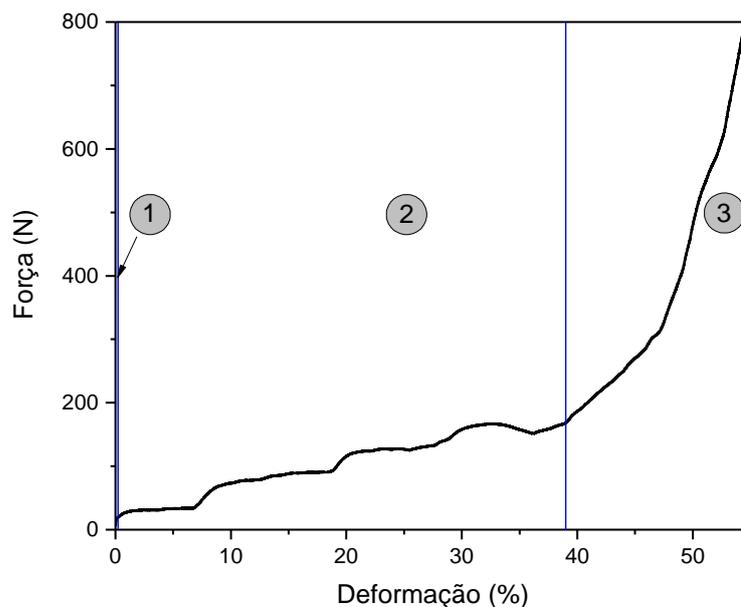
De maneira semelhante às ED observadas nos ensaios isotérmicos, neste ensaio também se verifica que, para estruturas celulares de mesma geometria, quanto maior a densidade relativa, maior será a energia dissipada. Para a estrutura de geometria S, a ED variou entre 7,3 MJ/m<sup>3</sup> e 13,28 MJ/m<sup>3</sup>, enquanto para a estrutura de geometria Diamond, os valores foram de 7,2 MJ/m<sup>3</sup> e 24,02 MJ/m<sup>3</sup> para as estruturas D\_grande e D\_med, respectivamente.

No estudo de Alves et al. (2024), foram encontrados valores de ED para estruturas celulares submetidas a uma deformação máxima de 30%. Nesse caso, a estrutura em “S” com altura de célula unitária de 10 mm e espessura de 0,5 mm apresentou uma ED de 2,27 MJ/m<sup>3</sup>, enquanto a estrutura Diamond, com as mesmas dimensões, exibiu um valor de 2,74 MJ/m<sup>3</sup>.

Valores maiores de ED observadas neste trabalho provavelmente se deve à espessura de parede superior das estruturas celulares (2,5 mm neste estudo) e à maior deformação imposta, que alcançou a região de densificação. Esses fatores contribuem significativamente para o aumento da energia dissipada durante o processo de compressão.

Por fim, foi realizado esse mesmo ensaio para uma estrutura celular D\_med fabricada de alumínio como mostra a Figura 92.

Figura 92 – Curva força-deformação representando os regimes de comportamento mecânico da estrutura celular fabricada de alumínio nos regimes plástico, de platô e densificação.



Percebe-se que a estrutura celular S\_med fabricada em alumínio apresentou uma região elástica limitada, atingindo aproximadamente 0,2% de deformação sob uma força de 19,05 N, valores significativamente inferiores aos registrados para a estrutura S\_med de LMF CuAlMn, conforme apresentado na Tabela 10.

Na região de platô, os níveis de força para a estrutura de alumínio foram menores em comparação à estrutura de LMF CuAlMn. Para a S\_med de alumínio, a força máxima atingida na região de platô foi de cerca de 167,68 N, enquanto a S\_med de LMF CuAlMn exibiu valores superiores a 4500 N.

Quanto à região de densificação, a estrutura S\_med de alumínio apresentou transição para este regime em uma deformação de aproximadamente 38,09%, enquanto a S\_med de LMF CuAlMn atingiu a densificação apenas em deformações superiores a 49%, demonstrando maior capacidade de acomodação de deformações antes da compactação total.

A ED determinada para a estrutura S\_med fabricada em alumínio foi de 0,76704 MJ/m<sup>3</sup> até a sua região de densificação, um valor mais de 12 vezes inferior ao registrado para a S\_med confeccionada com a LMF CuAlMn.

## 6. Conclusões

Nesta pesquisa foi demonstrado que é possível utilizar o reprocessamento por fundição de precisão rápida para fabricar componentes mecânicos superelásticos de LMF CuAlMn a partir de lingotes produzidos em forno aberto, sem atmosfera protetora.

A eficiência dos parâmetros de fundição, como a temperatura do metal líquido (aproximadamente 1040 °C) e a velocidade de rotação (400 rpm) para centrifugação, garantiu o preenchimento completo das cavidades dos moldes, comprovando a viabilidade de se fabricar componentes de LMF CuAlMn utilizando o processo FIC.

Com relação ao reprocessamento e caracterização da LMF CuAlMn, foram obtidas as seguintes conclusões:

- Os ensaios de EDS indicaram que, após o reprocessamento, a LMF CuAlMn manteve-se homogênea, com um pequeno aumento no teor de Al e uma leve redução no teor de Mn.
- A análise térmica revelou que tanto as amostras do lingote quanto as reprocessadas podem apresentar superelasticidade à temperatura ambiente. Contudo, as amostras reprocessadas apresentaram uma redução na temperatura  $A_f$ , provavelmente atribuída às alterações de composição observadas nos ensaios de EDS.
- Os ensaios mecânicos de tração mostraram que os corpos de prova reprocessados alcançaram excelentes níveis de recuperação de deformação, especialmente para carregamentos de até 7%. Durante os ensaios de ciclagem mecânica, foi constatado que o aumento no número de ciclos resultou em uma diminuição das tensões de transformação martensítica.
- A microscopia ótica revelou que as amostras apresentaram grãos grosseiros e o reprocessamento da LMF CuAlMn resultou em um aumento de aproximadamente 14,75% no tamanho médio dos grãos.

Com relação a caracterização de estruturas celulares de LMF CuAlMn, foram obtidas as seguintes conclusões:

- Observou-se uma redução dimensional na espessura entre as estruturas fabricadas em LMF CuAlMn e resina na faixa de 3,34% a 6,94%.
- A análise térmica revelou que a maioria das estruturas celulares fabricadas em LMF CuAlMn apresentou comportamento superelástico à temperatura

ambiente. No entanto, as temperaturas de transformação de fase foram significativamente influenciadas pelos diferentes lingotes utilizados na fabricação.

- Os ensaios de compressão evidenciaram que a densidade relativa e a geometria da célula unitária são variáveis extremamente importantes no comportamento das estruturas celulares. Observou-se que, com a redução da altura da célula unitária, ou seja, com o aumento da densidade relativa, é necessária uma força maior para atingir determinadas deformações. Para as estruturas celulares de geometria S, verificou-se um aumento de 4,67 vezes na força necessária quando a altura da célula unitária foi reduzida em 50%. Já para a geometria Diamond, o aumento foi de 3,5 vezes para a mesma redução na altura da célula unitária.
- A rigidez secante e a energia dissipada mostraram-se sensíveis à densidade relativa e à geometria da célula unitária. Verificou-se que, para todas as estruturas celulares fabricadas, houve um aumento na rigidez secante com o aumento da temperatura de ensaio. Nos ensaios realizados a 30 °C, a redução de 50% na altura da célula unitária resultou em um aumento de aproximadamente 5 vezes na rigidez secante para a geometria Diamond e de aproximadamente 4,875 vezes para a geometria S.

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar simulações numéricas para estudar o comportamento isotérmico de cada geometria de estrutura celular investigada, permitindo uma análise detalhada;
- Fabricar modelos adicionais de estruturas celulares, incluindo geometrias chirais e estruturas treliçadas, e realizar uma comparação detalhada das propriedades mecânicas com as estruturas estudadas neste trabalho quando possível;
- Realizar um estudo do comportamento da variação da razão de Poisson para as estruturas celulares;
- Fabricar essas estruturas celulares pelo processo de manufatura aditiva usando uma LMF CuAlMn e verificar o comportamento termomecânico;
- Explorar a adição de um quarto elemento à LMF CuAlMn para melhorar suas propriedades mecânicas e térmicas, com foco na fabricação de estruturas celulares mais eficientes;
- Investigar a aplicabilidade das estruturas celulares de LMF CuAlMn em sistemas de asas morphing.

## REFERÊNCIAS

- ALBUQUERQUE, C. E. da S. **Estudo de um processo de fundição de precisão usando Simulação computacional: aplicação à fabricação de componentes miniaturizados de bronzes ao alumínio com propriedades funcionais**. 2023. (Tese Doutorado) Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2023.
- ALCÂNTARA, C. C. **Influência do crescimento anormal de grão nas propriedades mecânicas de ligas superelásticas CuAlMnTiB e CuAlMn**. 67 pag. 2017. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, PB, 2017.
- ALDERSON, A., ALDERSON, K. L., ATTARD, D., EVANS, K. E., GATT, R., GRIMA, J. N. **Elastic constants of 3-, 4-and 6-connected chiral and anti-chiral honeycombs subject to uniaxial in-plane loading**. Compos Sci Technol 2010.
- ALDERSON, A., ALDERSON, K. L. **Auxetic materials**. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering*, v. 221, n. 4, p. 565-575, 2007.
- ALVES, R. F.; RAIMUNDO, R. A.; LIMA, B. A. S. G.; OLIVEIRA, D. F.; SANTANA, R. A. C.; GOMES, R.M.; DE ARAÚJO, C. J. **Effect of small vanadium addition on the microstructure, transformation temperatures, and corrosion behavior of a Cu72Al17Mn11 shape memory alloy**. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 24, p. 6009-6021, 2023.
- ALVES, R. F. **Obtenção e caracterização de ligas com memória de forma Cu-Al-Mn-V: influência de pequenas adições de vanádio**. 110 pag. 2023. Tese (Doutorado) – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, PB, 2023.
- 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.
- ALVES, R. M. N.; SILVA, P. C.; CAVALCANTE, D. G.; OLIVEIRA, D. F., DE ARAÚJO, C. J. **Thermomechanical Behavior of CuAlMn SMA Cellular Structures Obtained by Rapid Investment Casting**. *Metals*, v. 14, n. 7, p. 738, 2024.
- ALVES, R. M. N.; JORDÃO, L.F.; GOMES, R. M.; CAVALCANTE, D. G. L.; DE ARAÚJO, C. J. **Superelastic Tubular Structures of Cu-Al-Mn Shape Memory Alloy Obtained by Investment Casting: A Preliminary Study Using 3d Printed ABS Models**. 27<sup>th</sup> ABCM International Congress of Mechanical Engineering – COBEM. 2023.
- ALVES, R. M. N.; SILVA, P. C.; GOMES, R. M.; CAVALCANTE, D. G. L.; DE ARAÚJO, C. J. **Thermomechanical characterization of a Cu-Al-Mn shape**

**memory alloy obtained by investment casting.** 27<sup>th</sup> ABCM Internacional Congress of Mechanical Engineering – COBEM. 2023.

ANUJA, J.; NARASIMHAN, R.; RAMAMURTY, U. **A numerical study of the indentation mechanics of shape memory alloys in different temperature regimes.** Mechanics of Materials, v. 139, p. 103212, 2019.

ANDRADE, B. H., SILVA, D. D., BRITO, I. C., CALUÊTE, R. E., SOUSA, A. R., GOMES, R. M., OLIVEIRA, D. F. **Influence of strain rate on mechanical properties of a CuAlMnTiB shape memory alloy.** Journal of Materials Research and Technology, v. 16, p. 1667-1672, 2022.

ARCINIEGAS, M.; GAILLARD, Y.; PENA, J.; MANERO, J. M.; GIL, F. J. **Thermoelastic phase transformation in TiNi alloys under cyclic instrumented indentation.** Intermetallics, v. 17, n. 10, p. 784-791, 2009.

AKSU CANBAY, C.; KARAGOZ, Z. **The effect of quaternary element on the thermodynamic parameters and structure of CuAlMn shape memory alloys.** Applied Physics A, v. 113, p. 19-25, 2013.

ARLIC, U., ZAK, H., WEIDENFELLER, B., RIEHEMANN, W. **Impact of alloy composition and thermal stabilization on martensitic phase transformation structures in CuAlMn shape memory alloys.** Materials Research, v. 21, n. suppl 2, p. e20170897, 2018.

BABACAN, N.; PAULY, S.; GUSTMANN, T. **Laser powder bed fusion of a superelastic Cu-Al-Mn shape memory alloy.** Materials & Design, v. 203, p. 109625, 2021.

BABACAN, N.; PILZ, S.; HUFENBACH, J.; GUSTMANN, T. **Effects of remelting on the properties of a superelastic Cu-Al-Mn shape memory alloy fabricated by laser powder bed fusion.** Shape Memory and Superelasticity, v. 9, n. 3, p. 447-459, 2023.

BALAWI, S.; ABOT, J. **The Effect of Honeycomb Relative Density on its Effective Elastic Properties: A Theoretical and Experimental Study.** ASME International Mechanical Engineering Congress & Exposition (IMECE); 2006.

BIFFI, C. A.; SOYARSLAN, C.; FIOCCHI, J.; BREGOLI, C.; DU PLESSIS, A.; TUISSI, A.; MEHRPOUYA, M. **Additive manufacturing of NiTi architected metamaterials.** Additive Manufacturing Letters, v. 10, p. 100216, 2024.

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

CANBAY, C. A.; DERE, A. **Fabrication and characterization of ternary CuAlMn shape memory alloy with novel operation temperatures.** JOURNAL OF MATERIALS AND ELECTRONIC DEVICES, v. 6, n. 1, p. 22-27, 2021.

CARLIN PS. **Lightweight mirror systems for spacecraft – an overview of materials and manufacturing needs.** IEEE Aero Conf Proc. 2000.

CASOTTI, B. P.; BEL FILHO, E. D.; CASTRO, P. C. **Indústria de fundição: situação atual e perspectivas.** BNDES Setorial, Rio de Janeiro, n.33 , p. 121-162. 2011.

CHEN, X; LU, S.; ZHAO, Y., Fu, T.; HUANG, C.; PENG, X. **Molecular dynamic simulation on nano-indentation of NiTi SMA.** Materials Science and Engineering: A, v. 712, p. 592-602, 2018.

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

CHO J.R.; KIM K.W.; YOO W.S.; HONG S.I. **Mesh generation considering detailed tread blocks for reliable 3D tire analysis.** Adv Eng Softw, 2004.

CHOUDHRY, N. K.; PANDA, B.; DIXIT, U. S. **Energy absorption characteristics of fused deposition modeling 3D printed auxetic re-entrant structures: a review.** Journal of Materials Engineering and Performance, v. 32, n. 20, p. 8981-8999, 2023.

CZECHOWICZ, A.; LANGBEIN, S. **Shape Memory Alloy Valves.** [s.l.], Ed. Springer International Publishing, 2015.

DA SILVA, J. A. S. **Estudo das Propriedades Termomecânicas de Ligas Cu-Al-Mn com Memória de Forma.** 59 pag. 2014. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, PB, 2014.

DAER, S. B.; PAULA, A.; VIEIRA, L. C. A.; TEIXEIRA, E. N.; OTUBO, J.; FERNANDES, F. M. B. **Recovery Mechanisms in a Compressed Ni-Ti Superelastic Alloy.** Materials Research, v. 21, n. 1, p. 1-5, 2018.

DAR, R. D.; CHEN, Y. **Nanoindentation studies of small-scale martensitic transformations and ductile precipitate effects in dual-phase polycrystalline shape memory alloys.** Acta materialia, v. 91, p. 112-127, 2015.

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

DE MEDEIROS, F. K., DE OLIVEIRA, D. F., CORREA, M. A., BOHN, F., SANTOS, J. G. S., DE LIMA, B. A. S. G., DOS PASSOS, T. A., TORQUATO R. A., GOMES, R. M. **Improving the thermomechanical and magnetic properties of CuMnAl**

**Heusler alloy by TiB doping.** Journal of Materials Science: Materials in Electronics, v. 32, p. 1369-1378, 2021.

DUERIG, T. W.; MELTON, K. N.; STÖCKEL, D. W. C. M. **Engineering aspects of shape memory alloys.** Butterworth-heinemann, 2013.

DUTKIEWICZ, J. **Superelasticity and shape memory effect in copper base alloys.** Acta Physica Polonica A, v. 96, n. 2, p. 197-212, 1999.

ELAHINIA, M. H. **Shape Memory Alloy Actuators: Design, Fabrication and Experimental Evaluation.** [S.I.]: Wiley, 2015.

EVANS, A. G., HUTCHINSON, J. W., ASHBY, M.F. **Multifunctionality of cellular metal systems.** Progress in materials science, v. 43, n. 3, p. 171-221, 1998.

FERNANDES, F. M. B. **Shape Memory Alloys – Processing, Characterization and Applications.** InTech, 2013.

FURGIUELE, F.; GRECO, A.; MAGARÒ, P.; SGAMBITTERRA, E. **Analysis of the Local Functional Evolution in NiTi Shape Memory Alloys by Multicycle Nanoindentations.** Shape Memory and Superelasticity, v. 9, n. 1, p. 176-191, 2023.

GAO, X.; HONG, D.; PARANJAPE, H. M.; ZHANG, W.; ANDERSON, P. M. **Berkovich indentation and the Oliver-Pharr method for shape memory alloys.** International Journal of Mechanical Sciences, v. 270, p. 109077, 2024.

GHOLAMI-KERMANSHAHI, M.; WU, Y. Y.; LANGE, G.; CHANG, S. H. **Effect of alloying elements (Nb, Ag) on the damping performance of Cu–Al–Mn shape memory alloys.** Journal of Alloys and Compounds, v. 930, p. 167438, 2023.

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

GOLDSMITH W.; SACKMAN J.L. **An experimental-study of energy-absorption in impact on sandwich plates.** Int J Impact Eng, 1992.

GOMES, A. A. D. C.; GRASSI, E. N. D.; DA SILVA, P. C. S.; DE ARAÚJO, C. J. **Mechanical behavior of a NiTi superelastic bone plate obtained by investment casting assisted by additive manufacturing.** Smart Materials and Structures, v. 30, n. 2, p. 025009, 2020.

GRASSI, E. N. D.; OLIVEIRA, H. M. R. de; ARAUJO, C. J. de; CASTRO, W. B. de. **Effect of heat treatments on the thermomechanical behaviour of ni-ti superelastic mini coil springs.** MATEC Web of Conferences, EDP Sciences, v. 33, p. 03004, 12 2015.

GRIMA, J. N., FARRUGIA, P. S., GATT, R., ATTARD, D. **On the auxetic properties of rotating rhombi and parallelograms: A preliminary investigation.** physica status solidi (b), v. 245, n. 3, p. 521-529, 2008.

GUO S.W.; ZHANG G.Y.; LI L.B.; WANG W.Y.; ZHAO X.Z. **Effect of materials and modelling on the design of the space-based lightweight mirror.** Mater Des. 2009.

GUNAYDIN, K., TÜRKMEN, H. S., AIROLDI, A., GRASSO, M., SALA, G., GRANDE, A. M. **Compression Behavior of EBM Printed Auxetic Chiral Structures.** Materials, v. 15, n. 4, p. 1520, 2022.

GUSTMANN, T.; DOS SANTOS, J. M.; GARGARELLA, P.; KÜHN, U.; VAN HUMBEECK, J.; PAULY, S. **Properties of Cu-based shape-memory alloys prepared by selective laser melting.** Shape Memory and Superelasticity, v. 3, p. 24-36, 2017.

HABIB, F. N., IOVENITTI, P., MASOOD, S. H., NIKZAD, M. **Cell geometry effect on in-plane energy absorption of periodic honeycomb structures.** The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 94, p. 2369-2380, 2018.

HASSAN, M. R.; SCARPA, F.; MOHAMED, N. A.; & RUZZENE, M. **Tensile properties of shape memory alloy chiral honeycombs.** physica status solidi (b), v. 245, n. 11, p. 2440-2444, 2008.

HEO, H., JU, J., KIM, D-M. **Compliant cellular structures: application to a passive morphing airfoil.** Composite Structures, v. 106, p. 560-569, 2013.

HOLLANDS K.; IYNKARAN K. **Analytical model for the thermal conductance of compound honeycomb transparent insulation, with experimental validation.** Sol Energy, 1993.

INGROLE, A.; HAO, A.; LIANG, R. **Design and modeling of auxetic and hybrid honeycomb structures for in-plane property enhancement.** Materials & Design, v. 117, p. 72-83, 2017.

JANI, J. M.; LEARY, M.; SUBIC, A.; GIBSON, M. A. **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.

JU J.; ANANTHASAYANAM B.; SUMMERS J.D.; JOSEPH P. **Design of cellular shear bands of a non-pneumatic tire-investigation of contact pressure.** SAE Int J Pass Cars, 2010.

KAINUMA, R.; TAKAHASHI, S.; ISHIDA, K. **Thermoelastic martensite and shape memory effect in ductile Cu–Al–Mn alloys.** Metall Mat Trans A, 1996.

KATO, H., OZU, T., HASHIMOTO, S., MIURA, S. **Cyclic stress–strain response of superelastic Cu–Al–Mn alloy single crystals.** Materials Science and Engineering: A, v. 264, n. 1-2, p. 245-253, 1999.

KAUSHIKA N.; SHARMA P.; PADMA PRIYA R. **Solar thermal analysis of honeycomb roof cover system for energy conservation in an air-conditioned building.** Energy Build, 1992.

KIM, J.I.; LIU, Y.; MIYAZAKI, S. **Ageing-induced Two-stage R-phase Transformation in Ti-50.9at%Ni.** Acta Materialia, v. 52, n. 2, p. 487-499, 2004.

KLIAUGA, A. M.; FERRANTE, M. **Metalurgia básica para ourives e designers: do metal à joia.** Editora Blucher, 2009.

KUSAMA, T., OMORI, T., SAITO, T., OHNUMA, I., ISHIDA, K., KAINUMA, R. **Two- and three-dimensional grain growth in the Cu-Al-Mn shape memory alloy.** Materials Transactions, v. 54, n. 10, p. 2044-2048, 2013.

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

LOGAKANNAN, K. P., RAMACHANDRAN, V., RENGASWAMY, J., GAO, Z., RUAN, D. **Quasi-static and dynamic compression behaviors of a novel auxetic structure.** Composite Structures, v. 254, p. 112853, 2020.

LI, Q. M.; MAGKIRIADIS, I.; HARRIGAN, J. J. **Compressive strain at the onset of densification of cellular solids.** Journal of cellular plastics, v. 42, n. 5, p. 371-392, 2006.

LIU, J-L.; HUANG, H-Y.; XIE, J-X. **The roles of grain orientation and grain boundary characteristics in the enhanced superelasticity of Cu<sub>71</sub>. 8Al<sub>17</sub>. 8Mn<sub>10</sub>. 4 shape memory alloys.** Materials & Design, v. 64, p. 427-433, 2014.

LIU, J. L., HUANG, H. Y., XIE, J. X. **Superelastic anisotropy characteristics of columnar-grained Cu-Al-Mn shape memory alloys and its potential applications.** Materials & Design, v. 85, p. 211-220, 2015.

LIU, J., LI, M., LI, X., YAN, W., HUANG, W., YAN, S. **The effect of superelastic strain on the damping capacity in columnar-grained Cu-Al-Mn shape memory alloy.** Journal of Alloys and Compounds, v. 781, p. 621-628, 2019.

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

MIELCZAREK, A.; RIEHEMANN, W.; VOGELGESANG, S.; TONN, B. **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.

MIYAZAKI, S.; IMAI, T.; OTSUKA, K.; SUZUKI, Y. **Lüders-like Deformation in the Transformation Pseudoelasticity of a Ti-Ni Alloy.** Scripta Metallurgica, v.15, n. 8, p. 853-856, 1981.

MIYAZAKI, S.; OTSUKA, K. **Development of Shape Memory Alloys**. ISIJ International, v. 29, n. 5, p. 353 – 377, 1989.

MOGHADDAM, A. O., KETABCHI, M., & BAHRAMI, R. **Kinetic grain growth, shape memory and corrosion behavior of two Cu-based shape memory alloys after thermomechanical treatment**. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 23(10), 2896–2904. 2013.

MONTECINOS, S.; CUNIBERTI, A.; SIMISON, S. **Instrumented indentation of transforming and no-transforming phases in Cu–Al–Be shape-memory alloys**. Intermetallics, v. 28, p. 58-64, 2012.

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.

MONTENEGRO, E. O. S., GRASSI, E. N. D., SIMÕES, J. B., DA SILVA, P. S., DE ARAÚJO, C. J. **NiTi shape memory alloy cellular meshes: manufacturing by investment casting and characterization**. Smart Materials and Structures, v. 29, n. 12, p. 125008, 2020.

MURRAY, J. L. **The aluminium-copper system**. International Metals Reviews, 30(1), 211–234. 1985.

NESPOLI, A., PASSARETTI, F., NINARELLO, D., PANI, M., ARTINI, C., FERRO, F., FANCIULLI, C. **A Study of a Cryogenic CuAlMn Shape Memory Alloy**. Metals, v. 14, n. 3, p. 323, 2024.

NOVAIS, D. J. F. V. **Liga superelástica ti-25nb (% at): processamento, caracterização e protótipos de dispositivos implantáveis**. 110 pag. 2023. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, PB, 2023.

OBRADÓ, E., FRONTERA, C., MAÑOSA, L., PLANES, A. **Order-disorder transitions of Cu-Al-Mn shape-memory alloys**. Physical Review B, v. 58, n. 21, p. 14245, 1998.

OLIVER, W. C.; PHARR, G. M. **Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology**. Journal of materials research, v. 19, n. 1, p. 3-20, 2004.

OLIVER, W. C.; PHARR, G. M. **An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments**. Journal of materials research, v. 7, n. 6, p. 1564-1583, 1992.

OMORI, T.; KUSAMA, T.; KAWATA, S.; OHNUMA, I.; SUTOU, Y.; ARAKI, Y.; ISHIDA, K.; KAINUMA, R. **Abnormal grain growth induced by cyclic heat treatment**. Science, v. 341, n. 6153, p. 1500-1502, 2013.

OKABE, Y.; SUGIYAMA, H.; INAYOSHI, T. **Lightweight actuator structure with SMA honeycomb core and CFRP skins**. 2011.

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

PAIK, J. K.; THAYAMBALLI, A. K.; KIM, G. S. **The strength characteristics of aluminum honeycomb sandwich panels**. Thin-walled structures, v. 35, n. 3, p. 205-231, 1999.

PATTNAIK, S.; KARUNAKAR, D. B.; JHA, P. K. Developments in investment casting process - A review. **Journal of Materials Processing Technology**, [s.l.], Elsevier BV, v. 212, n. 11, p.2332-2348, 2012.

PRALL, D., LAKES, R. S. **Properties of a chiral honeycomb with a Poisson's ratio of—1**. International Journal of Mechanical Sciences, v. 39, n. 3, p. 305-314, 1997.

PEDROSA, M. T.; SILVA, D. D.; BRITO, I. C.; ALVES, R. F.; CALUÊTE, R. E.; GOMES, R. M.; OLIVEIRA, D. F. **Effects of hot rolling on the microstructure, thermal and mechanical properties of CuAlBeNbNi shape memory alloy**. Thermochemica Acta, v. 711, p. 179188, 2022.

PEDROSA, M. T. **Influência da laminação a quente nas propriedades termodinâmicas, microestruturais e mecânicas de uma liga CuAlBeNbNi**. 72 pag. 2021. Tese (Doutorado) – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, PB, 2021.

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.

RHYNE T.; CRON S.M. **Development of a non-pneumatic wheel**. Tire Sci Technol, 2006.

ROMMEL M.; WAGNER A. **Application of transparent insulation materials in improved flat-plate collectors and integrated collector storages**. Sol Energy, 1992.

SANTAMARTA, R.; SEGUI, C.; PONS, J.; CESARI, E. **Martensite stabilisation in Ni<sub>50</sub>Ti<sub>32</sub>**. 2Hf17. 7. Scripta materialia, v. 41, n. 8, p. 867-872, 1999.

SANTIAGO, J. J. D. M.; SIMÕES, J. D. B.; ARAÚJO, C. J. D. **Thermomechanical characterization of superelastic Ni-Ti SMA helical extension springs manufactured by investment casting**. Materials Research, v. 22, n. suppl 1, p. e20180852, 2019.

SEKIDO, K., OHMURA, T., SAWAGUCHI, T., KOYAMA, M., PARK, H. W., TSUZAKI, K. **Nanoindentation/atomic force microscopy analyses of  $\epsilon$ -martensitic**

**transformation and shape memory effect in Fe–28Mn–6Si–5Cr alloy.** Scripta Materialia, v. 65, n. 11, p. 942-945, 2011.

SHAW, J. A.; CHURCHILL, C. B.; IADICOLA, M. A. **Tips and Tricks for Characterizing Shape Memory Alloy Wire: Part I – Differential Scanning Calorimetry and Basic Phenomena.** Experimental Techniques. FEATURE – Experimental Characterization of Active Materials Series, p. 55 – 62, 2008.

SHAW, J. A.; GRUMMON, D. S.; FOLTZ, J. **Superelastic NiTi honeycombs: fabrication and experiments.** Smart Materials and Structures, v. 16, n. 1, p. S170, 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, D. D., GUEDES, N. G., OLIVEIRA, D. F., TORQUARTO, R. A., JÚNIOR, F. W., LIMA, B. A., FEITOSA, F. R. P. GOMES, R. M. **Effects of long-term thermal cycling on martensitic transformation temperatures and thermodynamic parameters of polycrystalline CuAlBeCr shape memory alloy.** Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, p. 1-7, 2022.

SILVA, P. C., GRASSI, E. N., ARAÚJO, C. J., DELGADO, J. M., LIMA, A. G. **NiTi SMA superelastic micro cables: thermomechanical behavior and fatigue life under dynamic loadings.** Sensors, v. 22, n. 20, p. 8045, 2022.

SILVA, P. C. **Protótipos de grampos ortopédicos porosos de liga com memória de forma Ni-Ti: desenvolvimento e caracterização.** 135 pag. 2023. Tese (Doutorado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Processos, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, PB, 2023.

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.

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

SUBASI, O., KARAISSMAILIOGLU, B., ASHKANI-ESFAHANI, S., LAZOGLU, I. **Investigation of lattice infill parameters for additively manufactured bone fracture plates to reduce stress shielding.** Computers in Biology and Medicine, v. 161, p. 107062, 2023.

SUEHRCKE H.; DÄLDEHÖG D.; HARRIS J.; LOWE R. **Heat transfer across corrugated sheets and honeycomb transparent insulation.** Sol Energy, 2004.

- SUN, L.; HUANG, W. M.. **Nature of the multistage transformation in shape memory alloys upon heating.** Metal Science and Heat Treatment, [s.l.], v. 51, n. 11-12, p.573-578, nov. 2009.
- SUTOU, Y.; OMORI, T.; WANG, J.J.; KAINUMA, R.; ISHIDA, K. **Characteristics of Cu–Al–Mn based shape memory alloys and their applications.** Mater Sci Eng: A, 2004.
- SUTOU, Y.; OMORI, T.; YAMAUCHI, K.; ONO, N.; KAINUMA, R.; ISHIDA, K. **Effect of grain size and texture on pseudoelasticity in Cu–Al–Mn-based shape memory wire.** Acta Materialia, 2005.
- SUTOU, Y.; OMORI, T.; KAINUMA, R.; ISHIDA, K.; & ONO, N. **Enhancement of superelasticity in Cu-Al-Mn-Ni shape-memory alloys by texture control.** Metallurgical and Materials Transactions A, 2002.
- SUTOU, Y., OMORI, T., KAINUMA, R., & ISHIDA, K. **Ductile Cu-Al-Mn based shape memory alloys: General properties and applications.** Materials Science and Technology, 2008.
- SUTOU, Y.; Koeda, N.; OMORI, T.; KAINUMA, R.; ISHIDA, K. **Effect of aging on stress induced martensitic transformations in ductile Cu-Al-Mn based shape memory alloys.** Acta Mater, 2009.
- SUTOU, Y.; OMORI, T.; KAINUMA, R.; ISHIDA, K. **Grain size dependence of pseudoelasticity in polycrystalline Cu–Al–Mn-based shape memory sheets.** Acta Mater, 2013.
- TADAKI, T.; OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. Shape memory materials. **Cu-based shape memory alloys**, p. 97-116, 1998.
- TAMEGA, F. **Processos De Fundição De Ligas Metálicas.** Londrina: Educacional, 2017.
- THOMAS, T.; TIWARI, G. **Crushing behavior of honeycomb structure: a review.** International journal of crashworthiness, v. 24, n. 5, p. 555-579, 2019.
- THOMPSON S. A.; **An overview of nickel–titanium alloys used in dentistry.** International Endodontic Journal. Cardiff – UK, 33, 297–310, 2000.
- TIWARI, G.; THOMAS, T.; KHANDELWAL, R. P. **Influence of reinforcement in the honeycomb structures under axial compressive load.** Thin-Walled Structures, v. 126, p. 238-245, 2018.
- VAJPAI, S.K.; DUBE, R.K.; SANGAL, S. **Processing and characterization of Cu-Al-Ni shape memory alloy strips prepared from prealloyed powder by hot densification rolling of powder preforms.** Metall. Mater, 2011.

- VAN HUMBEECK, J., STALMANS, R., CHANDRASEKARAN, M., & DELAEY, L. On the stability of shape memory alloys. **Engineering Aspects of Shape Memory Alloys**, p. 96-105, 1990.
- VANDER VOORT, G. F.; FOWLER, R. **Low-load vickers microindentation hardness testing**. AM&P Technical Articles, v. 170, n. 4, p. 28-33, 2012.
- WANG, Q.; HAN, F.; & CUI, C. **Effects of macroscopic graphite particulates on the damping behavior of CuAlMn shape memory alloy**. Journal of Materials Science, 2007.
- WANG, H.; HUANG, H.-Y.; SU, Y.-J. **Tuning the operation temperature window of the elastocaloric effect in Cu–Al–Mn shape memory alloys by composition design**. Journal of Alloys and Compounds, v. 828, p. 154265, 2020.
- WANG, H; HUANG, H; XIE, J. **Effects of strain rate and measuring temperature on the elastocaloric cooling in a columnar-grained Cu<sub>71</sub>Al<sub>17.5</sub>Mn<sub>11.5</sub> shape memory alloy**. Metals, v. 7, n. 12, p. 527, 2017.
- WANG, L.; SAITO, K.; GOTOU, Y.; OKABE, Y. **Design and fabrication of aluminum honeycomb structures based on origami technology**. Journal of Sandwich Structures & Materials, v. 21, n. 4, p. 1224-1242, 2019.
- WANG D. **Impact behavior and energy absorption of paper honeycomb sandwich panels**. Int J Impact Eng, 2009.
- WEN T. **Thermo-fluid characteristics of metallic 2D cellular materials**. PhD thesis. University of Cambridge; 2007.
- WIERZBICKI T. **Crushing analysis of metal honeycombs**. Int J Impact Eng, 1983.
- WONG I.L.; EAMES P.C.; PERERA R. **A review of transparent insulation systems and the evaluation of payback period for building applications**. Sol Energy, 2007.
- WU, M.; MA, C.; LIU, R.; FU, H. **Gyroid Triply Periodic Minimal Surface Lattice Structure Enables Improved Superelasticity of CuAlMn Shape Memory Alloy**. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), p. 1-19, 2024.
- XING, Y.; YANG, S.; LU, S.; AN, Y.; ZHAO, E.; ZHAI, J. **Energy absorption and optimization of Bi-directional corrugated honeycomb aluminum**. Composites Part B: Engineering, v. 219, p. 108914, 2021.
- XIAO, Z., FANG, M., LI, Z., XIAO, T., & LEI, Q. **Structure and properties of ductile CuAlMn shape memory alloy synthesized by mechanical alloying and powder metallurgy**. Materials and Design, 2014.
- XU, S.; HUANG, H. Y.; XIE, J.; TAKEKAWA, S.; XU, X.; OMORI, T.; KAINUMA, R. **Giant elastocaloric effect covering wide temperature range in columnar-grained Cu<sub>71</sub>. 5Al<sub>17.5</sub>Mn<sub>11.5</sub> shape memory alloy**. APL Materials, v. 4, n. 10, 2016.

XU, S.; HUANG, H.; XIE, J.; KIMURA, Y.; XU, X.; OMORI, T.; KAINUMA, R. **Dynamic recovery and superelasticity of columnar-grained Cu–Al–Mn shape memory alloy.** *Metals*, v. 7, n. 4, p. 141, 2017.

YANG, S.; ZHANG, F.; WU, J.; LU, Y.; SHI, Z.; WANG, C.; LIU, X. **Superelasticity and shape memory effect in Cu–Al–Mn–V shape memory alloys.** *Materials and Design*, 2017.

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

YANPING, L; HONG, H. **A review on auxetic structures and polymeric materials.** *Scientific research and essays*, v. 5, n. 10, p. 1052-1063, 2010.

YANG, S.; ZHANG, F.; WU, J.; LU, Y.; SHI, Z.; WANG, C.; LIU, X. **Superelasticity and shape memory effect in Cu–Al–Mn–V shape memory alloys.** *Materials and Design*, 2017.

YUAN, B.; ZHU, X.; ZHANG, X.; QIAN, M. **Elastocaloric effect with small hysteresis in bamboo-grained Cu–Al–Mn microwires.** *Journal of Materials Science*, v. 54, n. 13, p. 9613-9621, 2019.

ZAK, G.; KNEISSL, A. C.; ZATULSKIJ, G. **Shape memory effect in cryogenic Cu–Al–Mn alloys.** *Scripta materialia*, v. 34, n. 3, 1996.

ZHANG, Q., YANG, X., LI, P., HUANG, G., FENG, S., SHEN, C., HAN, B., ZHANG, X., JIN, F., XU, F., LU, T. J. **Bioinspired engineering of honeycomb structure—Using nature to inspire human innovation.** *Progress in Materials Science*, v. 74, p. 332-400, 2015.

ZHANG, X.; HAO, H.; TIAN, R.; XUE, Q.; GUAN, H.; YANG, X. **Quasi-static compression and dynamic crushing behaviors of novel hybrid re-entrant auxetic metamaterials with enhanced energy-absorption.** *Composite Structures*, v. 288, p. 115399, 2022.

ZHANG, S.; CHEN, W.; GAO, D.; XIAO, L.; HAN, L. **Experimental study on dynamic compression mechanical properties of aluminum honeycomb structures.** *Applied Sciences*, v. 10, n. 3, p. 1188, 2020.

ZHANG Y.; ZHANG J.; HAN J.; HE X.; YAO W. **Large-scale fabrication of lightweight Si/SiC ceramic composite optical mirror.** *Mater Lett* 2004.

ZHENG, Y.; LI, C.; WAN, F.; LONG, Y. **Cu–Al–Mn alloy with shape memory effect at low temperature.** *Journal of alloys and compounds*, v. 441, n. 1-2, p. 317-322, 2007.

ZHENG, D.; LI, R.; KANG, J.; LUO, M.; YUAN, T.; HAN, C. **Achieving superelastic shape recoverability in smart flexible CuAlMn metamaterials via 3D printing.** International Journal of Machine Tools and Manufacture, v. 195, p. 104110, 2024.

## APÊNDICE A – IMAGENS DO ENSAIO DE COMPRESSÃO DAS ESTRUTURAS CELULARES.

Figura 93 – Evolução das estruturas celulares sob diferentes níveis de deformação (5% a 50%). (a) S\_grande, (b) S\_med, (c) S\_peq, (d) D\_grande e (e) D\_med.

