



Universidade Federal de Ouro Preto - UFOP
Escola de Minas
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Campus Morro do Cruzeiro
Ouro Preto – Minas Gerais – Brasil



Vinícius Novaes Park

Simulação numérica do forjamento multidirecional por MEF:
avaliação dos efeitos da amplitude de deformação em um ciclo
de processamento

Ouro Preto
2026

Vinícius Novaes Park

Simulação numérica do forjamento multidirecional por MEF:
avaliação dos efeitos da amplitude de deformação em um ciclo
de processamento

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao curso de Engenharia Metalúrgica da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientadora: Dra. Nayara Aparecida Neres da Silva
Coorientadora: Dra. Paula Cibely Alves Flausino

Ouro Preto

2026

SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

P235s Park, Vinicius Novaes.

Simulação numérica do forjamento multidirecional por mef
[manuscrito]: avaliação dos efeitos da amplitude de deformação em um
ciclo de processamento. / Vinicius Novaes Park. - 2026.

61 f.: il.: color., gráf., tab..

Orientadora: Profa. Dra. Nayara Aparecida Neres da Silva.

Coorientadora: Profa. Dra. Paula Cibely Alves Flausino.

Monografia (Bacharelado). Universidade Federal de Ouro Preto. Escola
de Minas. Graduação em Engenharia Metalúrgica .

1. Forjamento. 2. Simulação (Computadores). 3. Deformações
(Mecânica). I. da Silva, Nayara Aparecida Neres. II. Flausino, Paula Cibely
Alves. III. Universidade Federal de Ouro Preto. IV. Título.

CDU 669

Bibliotecário(a) Responsável: Cristiane Maria da Silva - CRB6-3046



FOLHA DE APROVAÇÃO

Vinícius Novaes Park

Simulação numérica do forjamento multidirecional por MEF: Avaliação dos efeitos da amplitude de deformação em um ciclo de processamento

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Ouro Preto como requisito parcial para obtenção do título de Engenheiro Metalúrgico

Aprovada em 09 de março de 2026

Membros da banca

Doutora Nayara Aparecida Neres da Silva - Orientador(a) (Universidade Federal de Ouro Preto)
Mestre - Juliana Maria Silva Teles - (REDEMAT/Universidade Federal de Ouro Preto)
Mestre - Olavo Carvalho Haase - (Ruhr Universität Bochum/Alemanha)

Nayara Aparecida Neres da Silva, orientador do trabalho, aprovou a versão final e autorizou seu depósito na Biblioteca Digital de Trabalhos de Conclusão de Curso da UFOP em 05/04/2026



Documento assinado eletronicamente por **Nayara Aparecida Neres da Silva, PROFESSOR DE MAGISTERIO SUPERIOR**, em 05/04/2026, às 22:22, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site http://sei.ufop.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **1084239** e o código CRC **EA40F66F**.

AGRADECIMENTOS

Com imensa gratidão, registro aqui meu sincero agradecimento a todas as pessoas que, de diferentes formas, tornaram possível a concretização deste trabalho e contribuíram para que esta etapa da minha vida fosse tão significativa.

À minha orientadora, Nayara, e à minha coorientadora, Paula, pela dedicação, orientação e apoio constante ao longo de todo o processo, fundamentais para minha evolução acadêmica e pessoal. Ao Olavo, pelos ensinamentos, pela receptividade e pelo suporte durante minha experiência na Alemanha, cuja generosidade e disponibilidade em compartilhar conhecimento enriqueceram significativamente este trabalho e minha trajetória longe de casa.

À Escola de Minas de Ouro Preto, à Universidade Federal de Ouro Preto e ao Departamento de Engenharia Metalúrgica por proporcionarem uma formação pública, gratuita e de excelência, que foi essencial para minha trajetória acadêmica.

A todos os meus familiares e amigos, pelo carinho, pela presença e pelos momentos compartilhados. Cada palavra de incentivo, cada gesto de apoio e cada instante de descontração foram essenciais para que este capítulo se tornasse leve, especial e verdadeiramente memorável.

À minha namorada, que esteve ao meu lado em todos os momentos, oferecendo incentivo, compreensão e apoio incondicional. Sua parceria, paciência e confiança em mim foram pilares fundamentais durante toda essa caminhada.

E, por fim, mas de forma alguma menos importante, aos meus pais, por todo o esforço, dedicação e sacrifício ao longo de tantos anos. Sem o amor, os ensinamentos e as oportunidades que me proporcionaram, nada disso teria sido possível. Esta conquista também é de vocês.

A todos, meu mais profundo e sincero agradecimento.

RESUMO

O presente trabalho aborda a análise numérica da heterogeneidade de deformação no forjamento multidirecional (MDF) para o cobre eletrolítico (99,8%), um tema de grande relevância na engenharia de materiais, que busca superar o desafio de obter microestruturas refinadas e homogêneas por meio de processos de deformação plástica severa (SPD). O estudo avaliou o comportamento mecânico do cobre submetido ao MDF confinado, variando-se a amplitude de deformação por passe. Para isso, foi desenvolvida uma simulação numérica do processo utilizando o método dos elementos finitos (MEF), por meio do software QForm, a fim de prever a distribuição de deformação em cada etapa do processamento mecânico. A análise numérica de duas amplitudes distintas de deformação ($\Delta\varepsilon \sim 0,075$ e $\Delta\varepsilon \sim 0,5$), em um ciclo de MDF, foi fundamental para compreender como se estabelece a relação entre a homogeneidade de deformação e a intensidade dos esforços mecânicos em cada etapa do processamento. Essa abordagem permitiu avaliar as particularidades de cada condição de processamento e contribuiu para uma compreensão mais aprofundada do comportamento do material sob diferentes caminhos de deformação. A pesquisa confirmou a heterogeneidade de deformação como uma característica inerente ao processo, evidenciada pela distribuição não uniforme de propriedades ao longo da amostra, considerando um ciclo de processamento em ambas as condições. O mapa de distribuição de deformação ao final do ciclo apresentou distribuições de tensão distintas para as duas condições, com maior concentração na região central da amostra. Esse comportamento indicou que, sob a condição de menor amplitude de deformação, o material tende a apresentar uma distribuição mais homogênea e gradual de tensões, enquanto, na condição de maior amplitude, observa-se uma distribuição mais intensa e heterogênea ao longo do ciclo de processamento. Os resultados da simulação corroboraram os dados experimentais reportados na literatura para a validação do modelo e confirmaram a consistência dos padrões de deformação e tensão observados.

Palavras-chave: Forjamento Multidirecional. Deformação Plástica Severa. Cobre. Simulação Computacional. Heterogeneidade. Microestrutura.

ABSTRACT

This study addresses the numerical analysis of strain heterogeneity in multidirectional forging (MDF) of electrolytic copper (99.8%), a topic of significant relevance in materials engineering that seeks to overcome the challenge of achieving refined and homogeneous microstructures through severe plastic deformation (SPD) processes. The mechanical behavior of copper subjected to confined MDF was evaluated by varying the strain amplitude per pass. To this end, a numerical simulation of the process was developed using the finite element method (FEM) in the QForm software, aiming to predict the strain distribution at each stage of mechanical processing. The numerical analysis of two distinct strain amplitudes ($\Delta\varepsilon \sim 0.075$ and $\Delta\varepsilon \sim 0.5$) within one MDF cycle was essential to understand how the relationship between strain homogeneity and the intensity of mechanical loading is established at each processing stage. This approach allowed for the assessment of the specific features of each processing condition and contributed to a deeper understanding of the material behavior under different deformation paths. The results confirmed strain heterogeneity as an inherent characteristic of the process, evidenced by the non-uniform distribution of properties along the sample, considering one processing cycle under both conditions. The strain distribution map at the end of the cycle revealed distinct stress distributions for the two conditions, with a higher concentration in the central region of the sample. This behavior indicated that, under the lower strain amplitude condition, the material tends to exhibit a more homogeneous and gradual stress distribution, whereas under the higher amplitude condition, a more intense and heterogeneous distribution is observed throughout the processing cycle. The simulation results were consistent with experimental data reported in the literature, supporting the validation of the model and confirming the reliability of the observed strain and stress patterns.

Keywords: Multidirectional Forging. Severe Plastic Deformation. Copper. Computational Simulation. Heterogeneity. Microstructure.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Matriz ECAP	19
Figura 2 - Princípio de funcionamento HPT	20
Figura 3 - Representação esquemática do processo do MDF e da sequência de passes	21
Figura 4 - Macroestruturas de corpos de prova de alumínio submetidos a diferentes passes de MDF: (a) 2 passes; (b) 3 passes; (c) 6 passes; (d) 12 passes; (e) 15 passes e (f) 24 passes.	26
Figura 5 - Representação esquemática da evolução microestrutural da liga Zn-3,8%Al-2,3%Cu-0,4%Mg submetida a 23 ciclos de MDF em que: (a) estado bruto de fusão; (b) 1 MDF; (c) 2 MDF; (d) 8 MDF e (e) após 23 MDF.	26
Figura 6 - Ciclo completo de processamento do cobre e suas respectivas dimensões na condição de $\Delta\varepsilon = 0,075$ por passe	32
Figura 7 – Curva de tensão de escoamento para condição de baixa amplitude de deformação	33
Figura 8 Ciclo completo de processamento do cobre e suas respectivas dimensões na condição de $\Delta\varepsilon = 0,5$ por passe	33
Figura 9 Curva de tensão de escoamento para condição de alta amplitude de deformação	34
Figura 10 Amostra de cobre utilizada na simulação numérica e características da malha utilizada	35
Figura 11 Amostra de cobre utilizada na simulação numérica e características da malha utilizada	35
Figura 12 Vista em corte do modelo utilizado para a simulação numérica (Punção-cinza, Matriz-verde, Amostra-laranja)	36
Figura 13 - Curvas de Força versus Deslocamento do punção	37
Figura 14 - Curvas de Força versus Deslocamento do punção	38
Figura 15 - Evolução dos campos de tensão efetiva e deformação efetiva na amostra de 0,075 durante diferentes estágios do 1ºPasse	40
Figura 16 - Evolução dos campos de tensão efetiva e deformação efetiva na amostra de 0,075 durante diferentes estágios do 2ºPasse	42
Figura 17 - Evolução dos campos de tensão efetiva e deformação efetiva na amostra de 0,075 durante diferentes estágios do 3ºPasse	44
Figura 18 - Evolução dos campos de tensão efetiva e deformação efetiva na amostra de 0,5 durante diferentes estágios do 1ºPasse	45

Figura 19 - Evolução dos campos de tensão efetiva e deformação efetiva na amostra de 0,5 durante diferentes estágios do 2ºPasse	47
Figura 20 Evolução dos campos de tensão efetiva e deformação efetiva na amostra de 0,5 durante diferentes estágios do 3ºPasse	48
Figura 21 Distribuição da tensão efetiva (MPa) ao final de cada um dos três passes do ciclo de MDF, para $\Delta\varepsilon = 0,075$ e $\Delta\varepsilon = 0,5$	51
Figura 22 Distribuição da tensão efetiva (MPa) ao final de cada um dos três passes do ciclo de MDF, para $\Delta\varepsilon = 0,075$ e $\Delta\varepsilon = 0,5$	53

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 Comparação de diferentes materiais processados, deformações aplicadas, refino de grão atingido e propriedades obtidas durante o MDF -----23

LISTA DE SÍMBOLOS

ϵ_{ef} – Deformação efetiva

σ_{ef} – Tensão efetiva

σ_o – Tensão de atrito intergranular

σ_y – Tensão de escoamento

LISTA DE SIGLAS

CAD - Desenho Assistido por Computador
ECAP – Extrusão Angular por Canais Iguais
HPT – Torção sob Alta Pressão
LE - Limite de Escoamento
LR - Limite de Resistência à Tração
MDF – Forjamento Multidirecional
MEF - Método dos Elementos Finitos
NC - Nanocristalinos
SPD – Deformação Plástica Severa
TA - Temperatura Ambiente
UFG - Grãos Equiaxiais Ultrafinos
HV - Microdureza Vickers

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
2	OBJETIVOS.....	15
2.1	Objetivo Geral	15
2.2	Objetivos Específicos	15
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
3.1	Deformação Plástica Severa (SPD).....	16
3.1.1	<i>Métodos de SPD</i>	18
3.2	Forjamento Multidirecional (MDF)	20
3.2.1	<i>Tipos de MDF</i>	22
3.2.2	<i>Distribuição de Deformação no MDF</i>	25
3.2.3	<i>Vantagens e Desvantagens</i>	26
3.2.4	<i>Escalonamento do processo</i>	28
3.3	Método dos Elementos Finitos (MEF).....	28
3.4	Cobre	30
4	METODOLOGIA	32
4.1	Característica e dimensões da amostra	32
4.2	Parâmetros de simulação	34
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	37
5.1	Simulação numérica	37
6	CONCLUSÕES.....	54
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	55

1 INTRODUÇÃO

A conformação mecânica compreende um conjunto de processos fundamentais na engenharia e na ciência dos materiais, cujo objetivo vai além da simples modelagem de peças, estendendo-se à modificação controlada das propriedades mecânicas e da microestrutura dos materiais (Dieter, 1981). Este processo, que induz a deformação plástica, é crucial para a produção de componentes com alta resistência e durabilidade para indústrias como a automotiva e a aeroespacial (Ryu *et al.*, 2024).

A busca por materiais com propriedades mecânicas superiores, como elevada resistência mecânica, maior dureza ou tenacidade, tem levado ao desenvolvimento de processos avançados, como os de Deformação Plástica Severa (*Severe Plastic Deformation* - SPD), que permitem a aplicação de grandes deformações plásticas sem alterar significativamente a forma ou as dimensões da peça (Valiev *et al.*, 2024). O objetivo das técnicas SPD é refinar a microestrutura do material até a escala de grão ultrafino (UFG) ou nanocristalino (NC), proporcionando um aumento notável de resistência mecânica e dureza (Meyers; Mishra; Benson, 2006; Valiev, 2023). As principais técnicas de SPD são: a Extrusão por Canal Angular (ECAP), a Torção sob Alta Pressão (HPT) e por último, o Forjamento Multidirecional (MDF), objeto de estudo deste trabalho (Flausino *et al.*, 2022).

O Forjamento Multidirecional é um processo de SPD que se destaca por ser conceitualmente simples, essa técnica promove a acumulação de deformação plástica e o refino de grão em massa (Mao *et al.*, 2024). A principal vantagem do MDF é sua capacidade de processar materiais de baixa plasticidade, como aços inoxidáveis e ligas de titânio, sob um estado de tensão compressiva tridimensional que previne o surgimento de trincas (Zhu; Zhi; Yan, 2024).

No MDF, dois parâmetros de processo são particularmente relevantes: a deformação acumulada e a amplitude de deformação por passe. A deformação acumulada, usualmente expressa em termos de deformação efetiva ou equivalente, é um indicador da “*intensidade de processamento*” a que o material foi submetido. Já a amplitude de deformação por passe, definida pela redução aplicada em cada compressão, influencia a maneira como essa deformação se distribui ao longo do volume da amostra. A interação entre esses dois parâmetros define não apenas a evolução microestrutural, mas também o esforço mecânico requerido para conduzir o processo (Flausino *et al.*, 2022).

Sob essa perspectiva, uma das limitações do MDF é a heterogeneidade de deformação. O atrito entre a amostra e as matrizes de forjamento promovem uma distribuição não uniforme da deformação, resultando em propriedades mecânicas que variam ao longo da peça (Zhu *et al.*, 2014). Essa falta de uniformidade compromete a confiabilidade e a vida útil dos componentes, tornando a heterogeneidade um obstáculo significativo para a aplicação industrial do processo.

Dessa forma, a análise numérica de diferentes amplitudes de deformação em um ciclo de MDF mostra-se relevante para compreender como se estabelece a relação entre a distribuição da deformação e a intensidade dos esforços mecânicos envolvidos. Essa abordagem possibilita avaliar as particularidades de cada condição de processamento e contribui para uma compreensão mais aprofundada do comportamento do material quando submetido a distintos caminhos de deformação. O Método dos Elementos Finitos (MEF) constitui uma ferramenta consolidada que complementa a pesquisa experimental, ao permitir a simulação de processos complexos, como o MDF (Park, 2007).

Nesse contexto, o presente estudo se justifica pela necessidade de aprofundar a compreensão de um aspecto específico do MDF: a influência da intensidade da deformação imposta por passe. Embora a maioria dos trabalhos da literatura empregue amplitudes de deformação situadas entre 0,4 e 0,8, esta pesquisa propõe a comparação direta entre condições de baixa (0,075) e alta (0,5) amplitude de deformação, considerando um único ciclo de processamento.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho é avaliar numericamente o comportamento do cobre submetido a um ciclo de forjamento multidirecional (MDF), considerando duas condições distintas de amplitude de deformação (0,075 e 0,50).

2.2 Objetivos Específicos

Para alcançar o objetivo geral, os seguintes objetivos específicos foram estabelecidos:

- Realizar a simulação numérica do processo de MDF no *software* QForm, utilizando as duas amplitudes de deformação propostas.
- Analisar a evolução da deformação efetiva (ε_{ef}) e da tensão efetiva (σ_{ef}) ao longo dos passes, com o intuito de identificar os padrões de distribuição e possíveis concentrações.
- Avaliar as curvas de carga em função do deslocamento do punção, discutindo a influência da amplitude de deformação sobre o esforço mecânico necessário.
- Comparar as tendências observadas nas duas condições, realçando as semelhanças e as diferenças nos resultados numéricos.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Deformação Plástica Severa (SPD)

A conformação mecânica constitui um dos pilares da engenharia e ciência dos materiais, atuando na moldagem, no processamento e na determinação da resistência de uma ampla variedade de materiais (Dieter, 1981). Os processos que se enquadram neste campo da transformação dos materiais, envolvem a aplicação de cargas ou forças, que induzem uma mudança permanente no formato deste material, é conhecido como deformação plástica. Ao contrário da deformação elástica, onde o material retorna à sua forma original após a remoção da carga, a deformação plástica resulta em uma alteração irreversível da estrutura interna do material, que pode incluir movimentos atômicos, rearranjo molecular ou deslocamentos de defeitos cristalinos (Liang, 2024).

A Deformação Plástica Severa (SPD) emergiu como uma categoria de técnicas de processamento de metais em estado sólido que abordam os desafios de refino de grão e melhoria de propriedades mecânicas dos materiais (Soares, 2013). Estes processos envolvem a aplicação de deformações plásticas maiores, quando comparadas aos processamentos tradicionais de conformação, resultando em uma alta densidade de defeitos cristalinos e uma estrutura de grãos equiaxiais ultrafinos (UFG), com diâmetro inferior a 1000 nm, ou nanocristalinos (NC), com diâmetro inferior a 100 nm (Meyers; Mishra; Benson, 2006).

A essência do refino de grão em SPD reside na transformação de uma densidade massiva de discordâncias (defeitos de linha) em novas fronteiras de grão de alto ângulo. Os altos níveis de deformação plástica induzem a formação de uma microestrutura caracterizada por células de discordâncias de tamanhos reduzidos e paredes finas. Com o avanço da deformação, estas células evoluem para contornos de alto ângulo, efetivamente subdividindo os grãos originais em grãos muito mais finos (Valiev; Langdon, 2006). A capacidade da SPD de manipular a microestrutura em uma escala nanométrica, levando a propriedades mecânicas superiores que não são alcançáveis por métodos convencionais, representa um avanço notável no processamento de materiais. A melhoria simultânea da resistência e, em muitos casos, a manutenção ou até mesmo o aprimoramento da ductilidade, é um dos maiores atrativos da SPD (Valiev, 2004).

À medida que a deformação acumulada aumenta, ocorre a progressiva conversão de

subcontornos em contornos de alto ângulo, resultando em uma subdivisão intensa da microestrutura. A formação desses contornos de alto ângulo constitui o princípio fundamental dos métodos de refino de grão via SPD, pois é esse processo que transforma os grãos originais em estruturas muito mais finas, frequentemente na faixa ultrafina ou até mesmo nanocristalina, conferindo propriedades mecânicas significativamente aprimoradas. (Valiev *et al.*, 2024). Este processo, impulsionado pela energia de deformação acumulada, é uma forma eficiente de "reorganizar" a estrutura cristalina sem a necessidade de fusão ou recristalização estática completa. A capacidade de gerar contornos de alto ângulo e refinar os grãos por meio da deformação plástica severa permite a retenção de uma alta densidade de defeitos que contribuem significativamente para o aumento da resistência mecânica do material (Valiev, 2023).

A capacidade de um material de sofrer deformação plástica é influenciada por fatores intrínsecos, como sua ductilidade e resistência, e por condições externas, como temperatura e taxa de deformação. Esta característica é essencial para a fabricação de peças e componentes em diversas indústrias, desde a automotiva e aeroespacial até a construção civil (Ryu *et al.*, 2024). A conformação mecânica não se limita a alterar a geometria; ela é uma ferramenta poderosa para a engenharia de propriedades, permitindo otimizar o desempenho do material para aplicações específicas. Ao manipular a microestrutura através da deformação plástica, é possível conferir flexibilidade estrutural e aprimorar significativamente a resistência e a durabilidade dos materiais, contribuindo para a construção de estruturas mais seguras e confiáveis (Jia *et al.*, 2022).

O refino de grão e a alta densidade de discordâncias induzidos pelos processos de SPD resultam em um aumento significativo da resistência mecânica dos materiais. Esse comportamento é classicamente descrito pela equação de Hall–Petch (3.1), que estabelece que a tensão de escoamento (σ_y) é inversamente proporcional à raiz quadrada do tamanho de grão médio (D) (Chinh *et al.*, 2023). Consequentemente, quanto menor o tamanho de grão, maior a resistência do material (Valiev, 2023).

$$\sigma_y = \sigma_o + \frac{k_y}{\sqrt{D}} \quad (3.1)$$

A busca por materiais que combinem elevada resistência com tenacidade adequada tem impulsionado o desenvolvimento de novas técnicas de processamento (Kumar; Povoden-

Karadeniz, 2021). Embora o refino de grão seja uma estratégia consolidada para aumentar a resistência mecânica, os métodos tradicionais encontram limitações ao tentar alcançar tamanhos submicrométricos ou nanocristalinos de forma eficiente e em larga escala. Em muitos casos, esses métodos requerem várias etapas de processamento, tratamentos térmicos complexos ou apresentam desempenho insatisfatório para certas ligas (Chinh *et al.*, 2023).

A capacidade de produzir materiais que exibam simultaneamente alta resistência e boa ductilidade é de grande relevância para aplicações de alto desempenho e tem sido um foco principal da pesquisa em materiais avançados (Yin *et al.*, 2025). Nesse contexto, torna-se essencial examinar os Métodos de SPD, que oferecem caminhos promissores para alcançar esses níveis superiores de desempenho mecânico, através do controle de refino na microestrutura do material.

3.1.1 Métodos de SPD

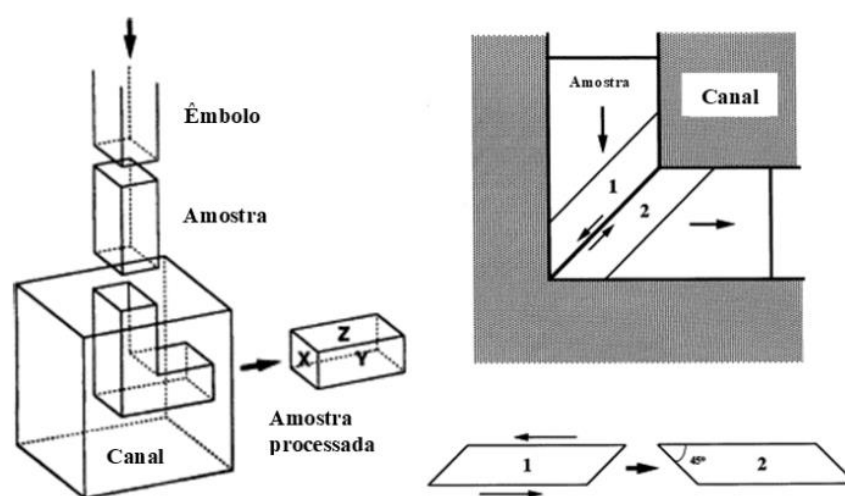
A Extrusão Angular por Canal Igual (ECAP) é reconhecida como um dos métodos mais populares de Deformação Plástica Severa (Yamada *et al.*, 2021). O princípio do processo envolve a prensagem de um tarugo de material através de um canal que possui uma mudança abrupta de direção, formando um ângulo interno (Figueiredo; Cetlin; Langdon, 2007). A geometria da matriz é caracterizada por dois canais de igual seção transversal que se interceptam em um determinado ângulo, geralmente variando entre 90°, 110° e 135°, conforme representado na Figura 1. A magnitude da deformação por cisalhamento imposta ao material depende diretamente desse ângulo do canal: quanto menor o ângulo, maior a deformação por passe. A deformação ocorre principalmente na região de interseção dos canais, onde o material é submetido a um cisalhamento severo (Valiev *et al.*, 2006).

Outros parâmetros que influenciam o processo incluem a temperatura de prensagem (ambiente, a morno ou a quente) e o número de passes. (Yamada *et al.*, 2021). A temperatura da matriz também pode ser um fator importante, com estudos mostrando que a otimização das propriedades pode ser alcançada com variações na temperatura da matriz, no ângulo do canal e nas formas do caminho de deformação (Figueiredo; Cetlin; Langdon, 2007).

Apesar de suas vantagens, o ECAP apresenta desafios, o processo pode levar ao trincamento dos tarugos ou à segmentação massiva, particularmente quando se utilizam matrizes com ângulo de 90°. Para mitigar esses problemas, estudos de modelagem por elementos finitos

exploram procedimentos para prensar com sucesso materiais mais complexos (Arbuz; Lutchenko; Yordanova, 2025). Segundo Figueiredo; Cetlin; Langdon (2007), a flexibilidade dos parâmetros do ECAP, como o ângulo do canal, a rota e a temperatura da matriz, é uma resposta direta aos desafios de processamento de diferentes materiais. Isso demonstra a adaptabilidade da técnica para otimizar a microestrutura e evitar defeitos, mas também ressalta a complexidade de se encontrar as condições ideais para cada liga. O trincamento em regiões de bandas de cisalhamento é um problema conhecido em metais difíceis de deformar, como titânio e magnésio.

Figura 1 – Representação esquemática da matriz de ECAP.

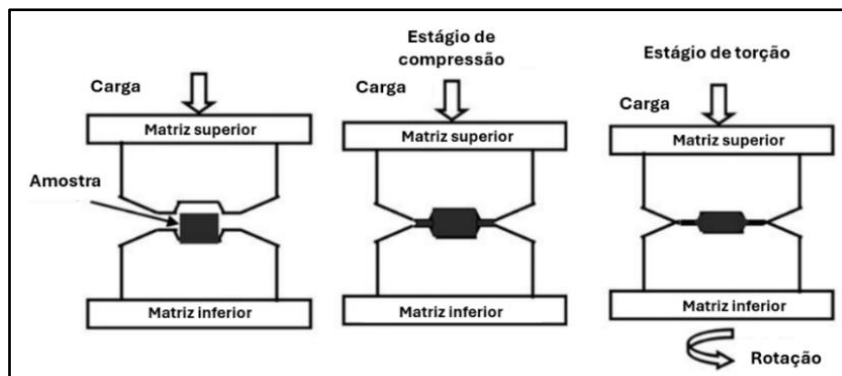


Fonte: Adaptado de Langdon, T. G. (2007).

Outro processo muito comum de deformação plástica severa é a Torção sob Alta Pressão (HPT), que envolve a aplicação simultânea de uma alta pressão hidrostática e uma deformação por torção severa a uma amostra de material, geralmente em forma de disco. A amostra é colocada entre duas bigornas, conforme apresentado na Figura 2, uma das matrizes gira em relação à outra, enquanto uma alta pressão axial é aplicada. Esta combinação de pressão e cisalhamento rotacional permite a indução de deformações plásticas extremamente elevadas (Zhilyaev; Langdon, 2008).

O HPT é reconhecido como um método altamente eficaz para o refino de grão, capaz de produzir microestruturas nanocristalinas com tamanhos de grão na ordem de dezenas de nanômetros (Zhilyaev; Langdon, 2008). A aplicação de alta pressão hidrostática suprime a formação de vazios e trincas, permitindo que o material suporte deformações plásticas muito maiores do que seria possível sob condições de deformação uniaxial ou cisalhamento puro (Valiev; Islamgaliev; Alexandrov, 2000).

Figura 2 - Princípio de funcionamento HPT.



Fonte: Adaptado de Song *et al.* (2017)

O HPT é particularmente eficaz para induzir deformações extremamente elevadas em pequenas amostras. Essa característica o torna uma ferramenta poderosa para estudos fundamentais de refino de grão e para a investigação das propriedades de materiais nanocristalinos, onde o objetivo é atingir o limite máximo de refino de grão (Zhilyaev; Langdon, 2008). Embora a capacidade de processamento de HPT seja geralmente limitada a amostras de pequenas dimensões (tipicamente discos de alguns milímetros de diâmetro), o que restringe sua escalabilidade industrial para peças grandes, sua capacidade de produzir microestruturas ultra-refinadas o torna valioso para aplicações de nicho e para a pesquisa de ponta em materiais com propriedades mecânicas extremas (Soares, 2023).

O Forjamento Multidirecional (MDF), é uma técnica de Deformação Plástica Severa (SPD) que se caracteriza pela imposição de deformação por meio de sucessivos estágios de compressão aplicados em direções ortogonais entre si (Nassif, 2019). O princípio de funcionamento do MDF consiste no forjamento inicial da amostra em uma direção específica, seguido de uma rotação de 90° e da aplicação de um novo passe de forjamento na direção subsequente. Esse ciclo de forjamento e rotação é repetido múltiplas vezes, possibilitando a acumulação progressiva de elevada deformação plástica e promovendo o refino de grão em todo o volume do material (Manjunath *et al.*, 2020). Nesse contexto, por se tratar do objeto de estudo do presente trabalho, apresenta-se na sequência um tópico dedicado às principais características do MDF.

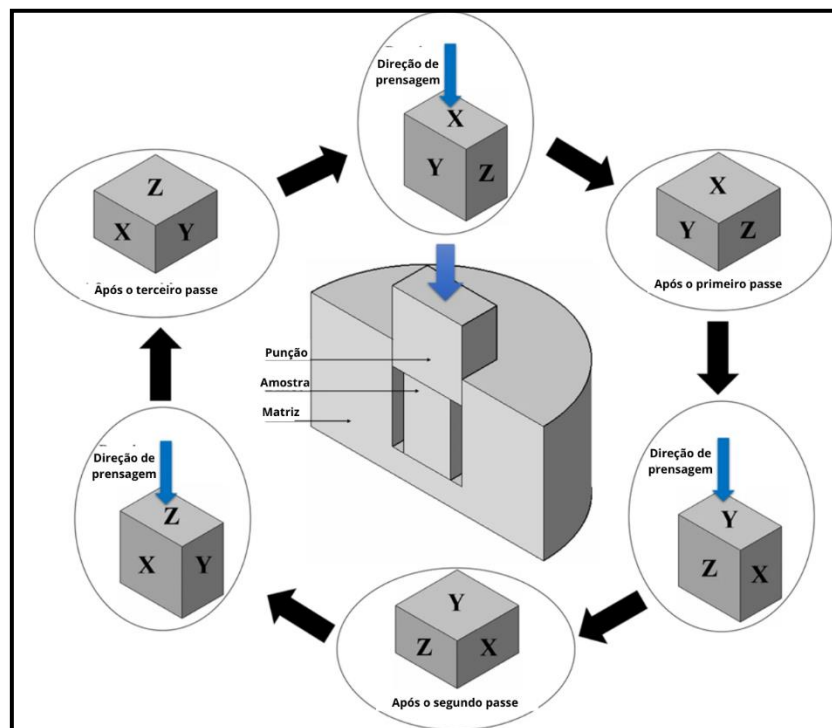
3.2 Forjamento Multidirecional (MDF)

O Forjamento Multidirecional é um processo de conformação mecânica avançado, classificado

como uma técnica de Deformação Plástica Severa, cujo objetivo principal é aprimorar as propriedades mecânicas de metais e ligas metálicas (Flausino *et al.*, 2019). O processo de SPD foi desenvolvido para aumentar a resistência dos materiais através da indução de grandes deformações plásticas que resultam em uma alta densidade de discordâncias e um refino significativo do tamanho de grão (Song *et al.*, 2023). O MDF opera sob o princípio de deformar o material por meio de compressões repetidas em direções sucessivas e ortogonais. Essa deformação multidirecional e cíclica permite que o material acumule uma elevada deformação plástica, o que é fundamental para o refino de grão em massa (Flausino *et al.*, 2019).

A essência do processo reside na aplicação de ciclos de compressão. Um passe é definido como uma única operação de compressão em uma direção, enquanto um ciclo completo consiste na aplicação de três passes de compressão em direções ortogonais (eixos, X, Y, Z), com a amostra sendo girada em 90° em torno de seu eixo longitudinal a cada passe (Nassif, 2019), conforme representação esquemática apresentada na Figura 3. A deformação acumulada por meio desses múltiplos ciclos promove a formação de uma densidade massiva de discordâncias na microestrutura do material (Da Silva *et al.*, 2023).

Figura 3 - Representação esquemática do processo do MDF e da sequência de passes.



Fonte: Adaptado de Djavanroodi *et al.* (2019).

Com o avanço do processo, estas discordâncias se rearranjam e se organizam em novas

fronteiras de grão de alto ângulo, subdividindo os grãos originais em grãos muito mais finos, frequentemente na escala ultrafina ou nanocristalina (Yamada et al., 2021). Esse mecanismo é a força motriz por trás do refino de grão e do aumento da resistência mecânica, permitindo a obtenção de materiais com propriedades superiores que não são alcançáveis por métodos de deformação convencionais (Flausino *et al.*, 2019).

O MDF também se destaca por sua aplicação em materiais de baixa plasticidade, como aços inoxidáveis, ligas de titânio e ligas de alta temperatura. A deformação da peça sob forte tensão compressiva tridimensional no MDF melhora a plasticidade do metal, prevenindo o rachamento e permitindo o processamento de materiais que seriam difíceis de conformar por métodos tradicionais (Tian *et al.*, 2025).

3.2.1 Tipos de MDF

O forjamento multidirecional pode ser classificado em diferentes tipos com base nos métodos de divisão da matriz e no estado de tensões imposto no material. Essa variação na configuração da matriz permite controlar o fluxo de material e o grau de confinamento, otimizando a recristalização e a uniformidade das propriedades para diferentes ligas e geometrias de peças (Tian *et al.*, 2025).

Entre as variantes do processo baseadas no confinamento do material, a compressão cíclica em matriz de canal confinado (CCDC) caracteriza-se pela limitação da amostra em apenas uma direção normal à compressão, mantendo a condição de deformação plana (Kumar; Raghu, 2015; Kundu *et al.*, 2008). Em contraste, no processo de prensagem em matriz de canal confinado (CCDP), o material é restringido nas duas direções normais à compressão (Kapoor *et al.*, 2013). Essa configuração reduz tensões de tração nas superfícies externas, melhora a precisão dimensional e favorece o refino microestrutural, embora a deformação permaneça em estado plano (Faraji; Kim; Kashi, 2018).

Apesar de CCDC e CCPD operarem sob deformação plana, distinguem-se pelo modo de confinamento e pela geometria da matriz (Vorhauer; Pippan, 2004). Em ambos, assim como no MDF livre, observam-se picos nas curvas tensão–deformação ($\sigma \times \epsilon$), atribuídos ao caminho de deformação (Beyerlein, Alexander e Tomé (2007).

Mais recentemente, o MDF confinado (MDCF) foi proposto como alternativa, permitindo a

expansão inicial do material nas direções ortogonais à compressão até o contato com as paredes da matriz (Flausino *et al.*, 2019, 2020; Almeida *et al.*, 2020; da Silva *et al.*, 2023). Nesse caso, o confinamento imposto pelas quatro paredes inibe o abaulamento e promove um estado de tensões triaxial, enquanto a folga inicial possibilita o escoamento lateral. De modo semelhante ao CCDP, há restrição progressiva do fluxo plástico (Flausino *et al.*, 2019).

Adicionalmente, o MDCF apresenta trajetória de deformação próxima à do MDF livre, possibilitando a obtenção de curvas de escoamento a cada passe sem necessidade de reusinagem dos corpos de prova. O método tem se mostrado eficaz na produção de microestruturas refinadas em alumínio e cobre, com a vantagem de não apresentar picos de tensão tão pronunciados quanto nas demais variantes do MDF (Almeida *et al.*, 2020; Flausino *et al.*, 2019, 2020).

A eficiência do refinamento microestrutural via MDF depende de muitos fatores, entre eles, o tipo de matriz utilizada, seja ela aberta, fechada ou de abertura dupla, e da interação entre os parâmetros de processamento (Valiev; Islamgaliev; Alexandrov, 2000). A Tabela 1 reúne estudos de forjamentos multidirecionais realizados sob diferentes condições, correlacionando informações como: material, temperatura de trabalho e deformação equivalente.

Tabela 1 Comparação de diferentes materiais processados, deformações aplicadas, refino de grão atingido e propriedades obtidas durante o MDF.

Processamento	Material	Deformação Equivalente	Tamanho de grão	Propriedades Mecânicas	Referência
MDF em baixas e altas temperaturas	Cu puro e liga de Al	18 e 1.2	Para Cu em torno de 150 nm	Para Cu - Tensão de fluxo máximo, em torno de 440 MPa	(Sakai et al., 2009)
MDF a TA	Cu e Al-Cu	7 e 2.5	Para Cu - 21.84 nm e Al-Cu 20-25 μm	Para Cu, (Tensão de fluxo máx. ~640 MPa e Dureza ~177 Hv); Para Al-Cu, (Tensão de fluxo - 375 MPa e Dureza ~110 Hv)	(Parimi et al., 2011)
MDF a TA	Liga de Cu (bronze e estanho com alto teor de chumbo)	0.75	90 nm	L.E. - 185 MPa, L.R. - 346 MPa, Dureza - 175 ± 2 Hv, Ductilidade - 6.39 %, Densidade de discordâncias - $1.52 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$	(Gupta et al., 2016)
MDF a TA	Cu livre de oxigênio (99.99%)	7.8	378 nm sub-grãos	Tensão de saturação - 400 MPa	(Li et al., 2008)
MDF a 300K	Cu puro	6	<1 μm	L.R. - em torno de 350 MPa, Dureza - em torno de 1300 Hv	(Takayama et al., 2008)

Processamento	Material	Deformação Equivalente	Tamanho de grão	Propriedades Mecânicas	Referência
MDF a TA e envelhecimento	Liga de Mg AZ61	2.5	0.6 μm	L.E. - 500 MPa, L.R. - 540 MPa, Ductilidade - 4%	(Miura <i>et al.</i> , 2013)
MDF em multi-temperaturas	Liga de Mg AZ61	4.158	8 μm	L.E. - 300 MPa, L.R. - 199 MPa, Ductilidade - 19%, Dureza - 72 Hv	(Chen <i>et al.</i> , 2012)
MDF a TA	Liga de Mg AZ61	2	0.6 μm	L.E. - 480 MPa, L.R. - 525 MPa, Ductilidade - 5%	(Miura <i>et al.</i> , 2012)
MDF a TA seguido por vários recozimentos	Liga de Mg AZ31	1.5	3.8 μm	L.R. - em torno de 350 MPa, Dureza - em torno de 92 Hv	(Xu <i>et al.</i> , 2013)
MDF sob temperatura decrescente entre 623-423K	Liga de Mg AZ31	4.8	0.36 μm	Em baixa taxa de deformação, (Tensão de fluxo máx. - 120 MPa), em alta taxa de deformação (Tensão de fluxo máx. - 90 MPa)	(Yang <i>et al.</i> , 2008)
MDF sob temperatura decrescente entre 623-403K	Liga de Mg AZ31	5.6	0.23 μm	L.E. - em torno de 400 MPa, L.R. - 526 MPa, Ductilidade - 13% (Todos os valores acima para tamanho de grão de 0.36 μm)	(Xing <i>et al.</i> , 2008)
MDF sob temperatura decrescente entre 623-423K	Liga de Mg AZ31	4	0.36 μm	Tensão verdadeira - em torno de 145 MPa, Dureza - em torno de 1010 Hv/MPa	(Xing <i>et al.</i> , 2005)
MDF a temperatura de nitrogênio líquido	Liga de Al 6061	5.4	250 nm	L.E. - 380 MPa, L.R. - 388 MPa, Ductilidade - 4,5%, Dureza - 115 Hv	(Rao <i>et al.</i> , 2014)
MDF a 573 a 763K	Liga de Al 7475	7	6 μm	Tensão de fluxo máx. - em torno de 70 MPa	(Sitdikov <i>et al.</i> , 2009)
MDF a TA	Liga de Al AA3104	3.56	0.37 μm	L.E. - 330 MPa, L.R. - 300 MPa	(Liu <i>et al.</i> , 2011)
MDF a TA	Liga de Al AA1100	6.4	80-200 nm	L.E. - 264 MPa, Dureza - 80 Hv	(Reazee-Bazzaz <i>et al.</i> , 2012)
MDF	Liga de Al A356	1.4	-	L.E. - 173 MPa, L.R. - 206 MPa, Dureza - 83.6 Hv	(Dodangeh <i>et al.</i> , 2012)
MDF a 77K e 300K	Aço inoxidável austenítico (SUS 316)	6	5-10 nm	L.R. - 2.1 GPa, Ductilidade - 20%, Dureza - 5 GPa	(Nakao <i>et al.</i> , 2011)
MDF a TA	Aço de baixo carbono	2.8	0.12 μm	L.E. - 850 MPa, L.R. - 1115 MPa, Ductilidade - 7.1%, Dureza - em torno de 260 Hv	(Soleymani <i>et al.</i> , 2012)
MDF a 500 °C	Aço de baixo carbono comum	1.3	0.5 μm	L.E. - 409 \pm 23.3 MPa, L.R. - 791 \pm 7.2 MPa, Ductilidade - 12.08 \pm 2.43%, Dureza - 253 \pm 7.5 Hv	(Padap <i>et al.</i> , 2009)

Processamento	Material	Deformação Equivalente	Tamanho de grão	Propriedades Mecânicas	Referência
MDF a 600 °C	Aço inoxidável 316 L	4.2	0.86 µm	L.R. - 1000 ± 65 MPa, Ductilidade - 14%, Dureza - 334 Hv, Resistência à corrosão localizada e ao desgaste por deslizamento aprimoradas	(Muley <i>et al.</i> , 2016)
MDF a 500 °C	Aço AISI 1024	3.6	0.5 µm	L.R. - 800 MPa, Ductilidade - 12%, Dureza - 253 Hv	(Padap <i>et al.</i> , 2010)

Fonte: Adaptado de Gupta *et al.* (2016)

3.2.2 Distribuição de Deformação no MDF

A heterogeneidade de deformação é uma característica marcante do MDF, e embora se busque evitá-la para garantir uniformidade microestrutural e de propriedades, ela é muitas vezes inerente ao próprio processo, dada a combinação de estados de tensão multiaxiais, atrito nas interfaces e gradientes térmicos/geométricos (Mao *et al.*, 2024). Nos estudos de Xu *et al.* (2013) para o alumínio e uma liga Al-Cu deformados por MDF livre, a heterogeneidade diminuiu com o aumento do número de passes ou quando o material foi tratado termicamente após processamento mecânico.

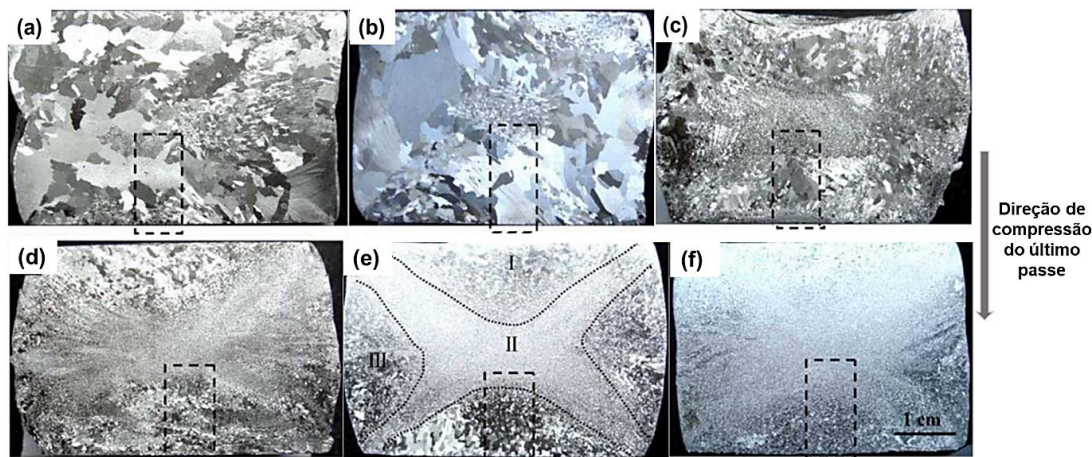
Zhu *et al.* (2014) observaram heterogeneidade na distribuição de deformação ao longo de amostras de alumínio puro submetidas ao MDF livre. Os autores verificaram que, ao atingir seis passes de compressão, forma-se no centro da amostra uma zona de grãos finos com morfologia em “X”. Com o avanço da deformação, essa região tende a se expandir para todo o volume do material. Contudo, mesmo após 24 passes de MDF, a diferença microestrutural entre a borda e o centro da amostra permanece evidente, conforme ilustrado na Figura 4.

De forma complementar, da Silva (2021) reportaram a obtenção de uma microestrutura progressivamente mais homogênea no processamento de uma liga Zn–Al submetida a até 23 ciclos de MDF confinado, com amplitude de deformação de $\Delta\varepsilon = 0,3$. A representação esquemática dessa evolução microestrutural é apresentada na Figura 5. Inicialmente, observa-se uma estrutura composta por grãos grosseiros e relativamente uniformes, que passam a ser gradualmente ocupados por possíveis microbandas de cisalhamento e/ou maclas. Em seguida, ocorre um refino de grão concentrado na região central da amostra.

Com o aumento da deformação acumulada, verifica-se uma distribuição mais homogênea dos

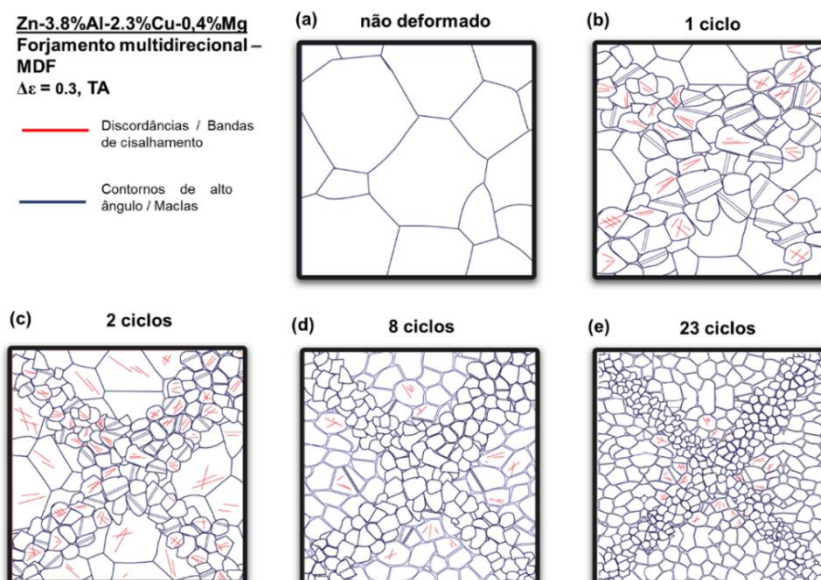
grãos refinados, bem como a formação e a interseção de microbandas de cisalhamento também nos grãos mais grosseiros. Em determinado estágio do processo, nota-se não apenas maior homogeneização microestrutural, mas também redução na densidade de discordâncias, associado ao comportamento da liga no que se refere a reorganização microestrutural (da Silva, 2021).

Figura 4 - Macroestruturas de corpos de prova de alumínio submetidos a diferentes passes de MDF: (a) 2 passes; (b) 3 passes; (c) 6 passes; (d) 12 passes; (e) 15 passes e (f) 24 passes.



Fonte: Zhu *et al.*, 2014.

Figura 5 - Representação esquemática da evolução microestrutural da liga Zn-3,8%Al-2,3%Cu-0,4%Mg submetida a 23 ciclos de MDF



(a) estado bruto de fusão; (b) 1 MDF; (c) 2 MDF; (d) 8 MDF e (e) após 23 MDF.
Fonte: da Silva, 2021.

3.2.3 Vantagens e Desvantagens

O MDF destaca-se por combinar elevada deformação cumulativa com rotações controladas do corpo de prova entre passes, o que favorece a homogeneização da distribuição de tensões na peça, a estabilidade geométrica e o confinamento da amostra na matriz (Manjunath *et al.*, 2021). Importante ressaltar que a eliminação de rebarba não é intrínseca ao MDF: ela depende de matrizes fechadas, que refletem em vias mais eficientes para controlar o escoamento do metal e minimizar perdas por barrilamento e usinagem, quando comparado a sequências puramente unidirecionais (Mao *et al.*, 2024).

Do ponto de vista metalúrgico, o MDF promove refino de grão, homogeneização microestrutural e redistribuição de defeitos cristalinos por meio de mecanismos de recristalização dinâmica e de evolução de discordâncias típicos de processos de deformação plástica severa (Valiev; Straumal; Langdon, 2022; Zhu; Zhi; Yan, 2024). Esses benefícios traduzem-se, na prática, em elevação do limite de escoamento, da resistência e, em alguns casos, melhoria da tenacidade. (Valiev; Straumal; Langdon, 2022).

Outra vantagem frequentemente relatada é a maior abrangência de ligas que o MDF consegue processar com qualidade, incluindo materiais de janela de forjamento estreita e sensíveis à textura, como muitas ligas de magnésio e alumínio estruturais (Zhu; Zhi; Yan, 2024). O controle de temperatura, redução por passe e rota de carregamento habilita estados de tensão favoráveis (compressivos) que mitigam a nucleação de trincas por tração local e melhoram a conformabilidade efetiva, o que amplia o espectro de aplicações potenciais do MDF em componentes de maior volume, para além das amostras de laboratório típicas de HPT ou ECAP (Manjunath *et al.*, 2021). Em ligas Al–Mg–Si, por exemplo, processos com mais passes (e, portanto, maior deformação acumulada) produziram recristalização mais homogênea e melhor resposta ao tratamento térmico, com ganhos de resistência mensuráveis nas três direções ortogonais (Mao *et al.*, 2024).

Entre as desvantagens e desafios do MDF, destaca-se a exigência de equipamentos e ferramental especializados. A implementação industrial demanda prensas multidirecionais, controles hidráulicos e de sincronização mais complexos, o que eleva o custo de investimento e requer maior maturidade de projeto e manutenção (Zahalka; Raz, 2020). Do ponto de vista do processo, a heterogeneidade de deformação ao longo do volume é um risco inerente quando o plano de passes e/ou rotações não é otimizado, podendo resultar em propriedades não uniformes; a literatura recomenda aumento do número de passes, ajuste de temperatura e o uso de simulação numérica para mitigar gradientes de deformação (Manjunath *et al.*, 2021;

Mao *et al.*, 2024).

3.2.4 Escalonamento do processo

O conceito de escalonamento no contexto do Forjamento Multidirecional abrange não apenas a capacidade de processar peças de maiores dimensões, mas também a acumulação controlada de deformação ao longo de múltiplos passes (Flausino, 2021).

A capacidade de escalonamento do MDF o posiciona como uma tecnologia chave para a fabricação em massa de componentes com propriedades mecânicas otimizadas (Valiev *et al.*, 2006). Uma consequência direta desse método é a possibilidade de fabricar componentes totalmente livres de rebarbas e com cantos bem definidos. No processo convencional, atingir esse nível de precisão geralmente exige diversas etapas adicionais e acarreta um grande desperdício de material. Ao eliminar a formação de rebarbas, não apenas se reduz o consumo de matéria-prima, como também se diminuem os custos associados às operações de usinagem posteriores. (Da Silva, 2021).

3.3 Método dos Elementos Finitos (MEF)

O Método dos Elementos Finitos (MEF) é uma ferramenta matemática que visa fornecer soluções para problemas contínuos, transformando-os em um domínio discreto. Essencialmente, o contínuo (por exemplo, uma peça metálica sendo forjada) é subdividido em um número finito de partes menores, denominadas elementos (Lotti *et al.*, 2006). O comportamento de cada um desses elementos é definido por um número também finito de parâmetros, que são associados a pontos específicos chamados nós. Os nós servem como pontos de união entre dois ou mais elementos adjacentes, permitindo que a solução global do modelo seja construída a partir da interconexão e do comportamento individual de cada elemento (Park; Vantyne; Moon, 2007).

A geometria contínua de um modelo CAD é transformada em uma geometria discretizada, ou malha, composta por nós e elementos. Estes elementos podem ter diversas formas, como barras, placas, tetraédricos ou triangulares, e a escolha da forma do elemento impacta diretamente na qualidade da solução e no custo computacional da simulação (Silva *et al.*, 2016). O MEF permite a resolução de equações diferenciais parciais que governam o comportamento físico de um sistema, transformando-as em um sistema de equações algébricas que podem ser resolvidas numericamente (Valberg, 2010).

O Método dos Elementos Finitos é amplamente utilizado na análise e otimização de processos de conformação mecânica, incluindo o forjamento (Lv *et al.*, 2008). Sua capacidade de simular o comportamento do material sob condições complexas o torna uma ferramenta indispensável para a indústria e pesquisa. O MEF permite prever de forma consistente o comportamento do fluxo de metal, a distribuição de deformação (efetiva e acumulada), a distribuição de tensão, a distribuição de temperatura e as cargas de forjamento necessárias (Park; Vantyne; Moon, 2007).

Segundo Valberg (2010), a simulação numérica transcende a experimentação física, permitindo a análise de cenários complexos, que seriam proibitivamente caros ou difíceis de testar na prática. Isso acelera significativamente o ciclo de design e otimização do processo, permitindo que os engenheiros identifiquem problemas potenciais e otimizem parâmetros antes da produção física. Por exemplo, o MEF pode ser usado para analisar a conformabilidade de processos de forjamento em múltiplos estágios e para estabelecer uma abordagem sistemática para a análise de processos (Silva *et al.*, 2016). A simulação também pode prever o comportamento heterogêneo do fluxo de metal durante o forjamento, incluindo a distribuição de variáveis de campo como deformação e temperatura (Lv *et al.*, 2008).

Sob essa perspectiva, o QForm é um programa de simulação híbrido que utiliza o Método dos Elementos Finitos (FEM) para os cálculos mecânicos e células de Voronoi para os cálculos térmicos. Essa combinação resulta em simulações mais rápidas e precisas, otimizando o balanço entre a precisão da deformação e a eficiência da transferência de calor. As características avançadas do QForm, como o método híbrido FEM/Voronoi e a otimização para múltiplos núcleos, não são apenas "recursos"; tais características representam o estado da arte em simulação de conformação. Esses recursos permitem que o software lide com a complexidade do MDF de forma eficiente e precisa, tornando-o uma ferramenta indispensável para pesquisa e desenvolvimento industrial (DDSPLM, 2024).

Dessa forma, o QForm é especialmente adequado para simulações de forjamento multidirecional devido à sua capacidade de lidar com diversas geometrias e movimentos transversais de ferramentas (Jin *et al.*, 2020). Sua robustez e precisão o tornam uma escolha ideal para analisar processos que envolvem grandes deformações plásticas e interações complexas entre peça e ferramenta. A capacidade de simular toda a cadeia tecnológica e oferecer uma ampla gama de possibilidades para análise de processo é uma vantagem significativa para o estudo aprofundado do MDF (Lv *et al.*, 2008).

3.4 Cobre

A microestrutura do cobre comercialmente puro (99,8%) submetido a um processo SPD passa por uma evolução que envolve a formação e rearranjo de defeitos cristalinos, resultando em um significativo refino de grão (Romanov; Shveykin; Trusov, 2023). Quando submetido a esse processo, exibe alterações significativas em seu comportamento mecânico, que são diretamente correlacionadas com as mudanças microestruturais induzidas (Kaya *et al.*, 2023).

A aplicação de deformação plástica severa no cobre resulta em um aumento significativo da densidade de discordâncias, esta, tende a aumentar com o número de ciclos de deformação. Essas discordâncias são a força motriz para a formação de subestruturas e o refino de grão. Uma alta densidade de discordâncias contribui diretamente para o endurecimento por deformação e o aumento da resistência mecânica do material (Nassif, 2019).

Ao ser submetido a SPD, a tensão de fluxo do cobre aumenta progressivamente com o acúmulo de deformação e, eventualmente, satura em um valor específico. Para o cobre deformado ciclicamente, podemos observar que maiores amplitudes de deformação resultam em maiores tensões de fluxo (Flausino, 2021). Curiosamente, as tensões de fluxo obtidas por deformações multiaxiais são geralmente inferiores às obtidas por deformações uniaxiais (Zhou *et al.*, 2022). Essa diferença pode ser atribuída à ativação de múltiplos sistemas de deslizamento e à promoção da recuperação dinâmica sob carregamento multidirecional, que alivia parte do encruamento (Kunda, 2024).

O processamento por SPD leva a um aumento notável na dureza e resistência mecânica do cobre. A resistência mecânica do cobre após o processamento está intrinsecamente relacionada a vários fatores microestruturais, incluindo o tamanho médio de grão, a densidade de discordâncias e a fração de contornos de alto e baixo ângulo (Flausino *et al.*, 2019). O refino de grão, em particular, contribui significativamente para o aumento da resistência, conforme a relação de Hall-Petch (Nieh; Wadsworth, 1991).

A relação Hall-Petch, que descreve a dependência da tensão de escoamento com o tamanho de grão, é observada no cobre processado por SPD. O refino de grão induzido pelo processo leva a um aumento da tensão de escoamento, confirmando a eficácia da SPD como um método de endurecimento por refino de grão (Zhu; Zhi; Yan, 2024). A capacidade de obter grãos ultrafinos ou nanométricos no cobre através da SPD resulta em um material com resistência

significativamente maior do que o cobre convencional (Meyers; Mishra; Benson, 2006).

O trabalho de Flausino *et al.* (2019) é uma referência importante no estudo do processamento do cobre por MDF, nele é destacado que o encruamento do cobre, leva a tensões de fluxo em estado estacionário devido a processos de recuperação dinâmica. As tensões de fluxo foram maiores para amplitudes de deformação mais altas, mas menores do que as alcançadas por compressão uniaxial. O processamento resultou em um aumento da densidade de discordâncias e uma diminuição do tamanho médio de grão em ambas as amplitudes, sendo o refino de grão mais pronunciado e a cinética mais rápida para altas amplitudes de deformação. No entanto, em comparação com outros métodos de SPD como o ECAP ou MDF com maior amplitude de deformação, o MDF confinado no cobre apresentou um atraso na cinética de refino de grão e o favorecimento da ocorrência de processos de recuperação (Nassif, 2019).

Nesse contexto, o cobre foi selecionado como material de estudo nesta pesquisa por apresentar elevada ductilidade e comportamento mecânico bem caracterizado sob deformação plástica severa, além de ampla disponibilidade de dados experimentais na literatura. Essas características permitem uma representação mais confiável do material nas simulações por elementos finitos, facilitando a análise dos mecanismos de deformação e a interpretação dos resultados obtidos.

4 METODOLOGIA

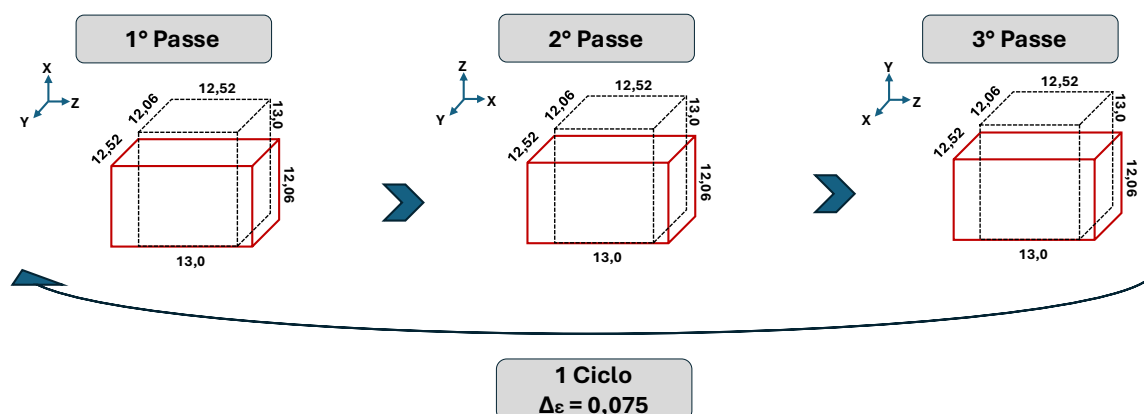
Esta pesquisa adotou uma abordagem teórica/computacional, com a realização de simulação numérica para avaliar a heterogeneidade de deformação no MDF. O estudo de caso foca no cobre comercialmente puro (99,8%) submetido ao processo de forjamento multidirecional confinado. A metodologia visa quantificar as alterações nas propriedades do material e correlacioná-las com a distribuição de deformação, utilizando a simulação como uma ferramenta para visualizar e analisar fenômenos observados na prática.

A simulação numérica do processo de MDF, considerou duas situações distintas: 1 ciclo de baixa amplitude ($\Delta\varepsilon = 0,075$), 1 ciclo de alta amplitude ($\Delta\varepsilon=0,5$) e posterior análise dos perfis de distribuição de tensão e deformação efetivas no material. As análises foram conduzidas utilizando o Método dos Elementos Finitos (MEF), utilizando o software QForm 11.0.1, cuja licença foi disponibilizada pela empresa Sixpro.

4.1 Característica e dimensões da amostra

Para a condição de baixa amplitude de deformação, a amostra de cobre foi modelada com as seguintes dimensões iniciais: 13,00 mm \times 12,06 mm \times 12,52 mm (Figura 6). A geometria foi definida de modo a permitir a aplicação de uma deformação verdadeira incremental de 0,075 por passe, mantendo coerência volumétrica ao longo do ciclo.

Figura 6 - Ciclo completo de processamento do cobre e suas respectivas dimensões na condição de $\Delta\varepsilon = 0,075$ por passe

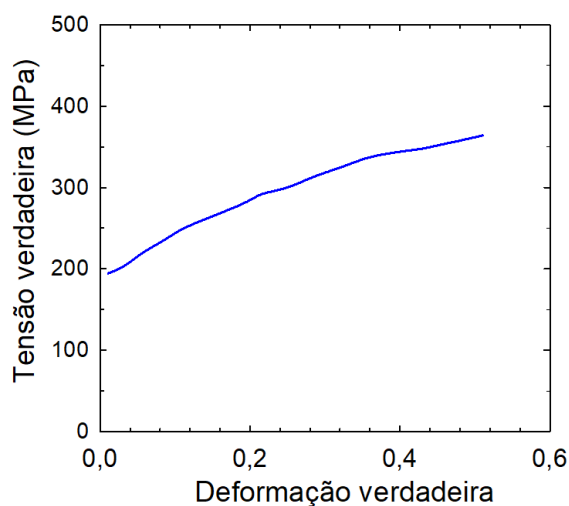


Fonte: Próprio autor

Para essa condição, foi utilizada a curva de tensão de escoamento (Figura 7) disponibilizada diretamente no banco de dados do próprio *software*. A curva padrão foi considerada adequada

para representar o comportamento plástico do cobre sob deformações moderadas, uma vez que a amplitude de 0,075 por passe não exige extrapolações para regiões de deformação muito elevadas. Assim, a modelagem apresentou estabilidade numérica e coerência física sem necessidade de ajustes adicionais.

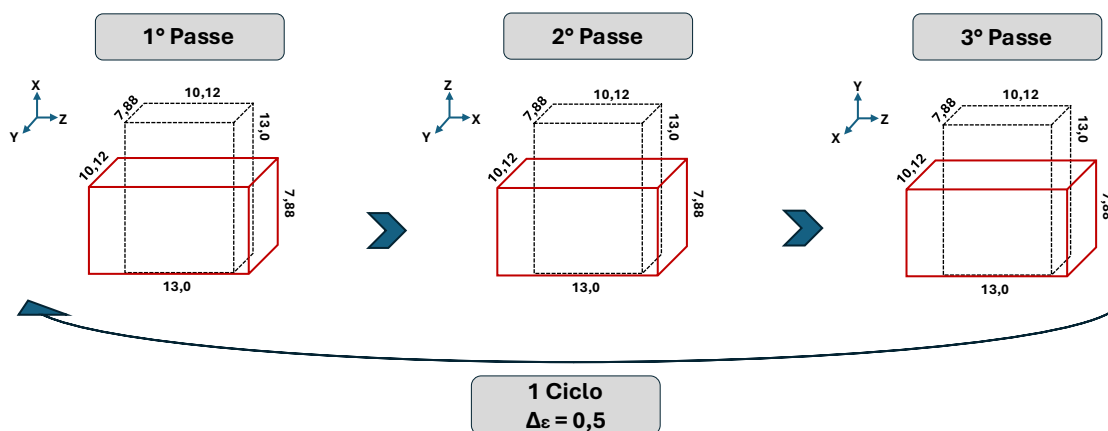
Figura 7 – Curva de fluxo para condição de baixa amplitude de deformação, obtida a partir da base de dados do QForm.



Fonte: Próprio autor

Para a condição de alta amplitude de deformação, a amostra foi modelada com dimensões iniciais distintas, compatíveis com a imposição de 0,5 de deformação verdadeira por passe: 13,00 mm × 7,88 mm × 10,12 mm (Figura 8).

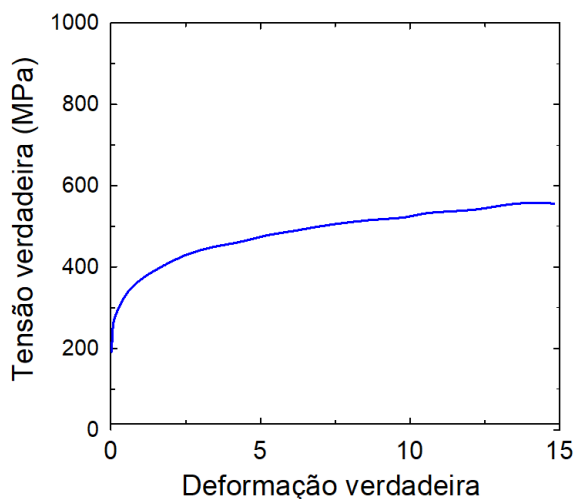
Figura 8 Ciclo completo de processamento do cobre e suas respectivas dimensões na condição de $\Delta\epsilon = 0,5$ por passe.



Fonte: Próprio autor.

Diferentemente da condição de baixa amplitude, a curva de escoamento padrão do *software* não foi suficiente para representar adequadamente o comportamento do material sob deformações tão elevadas. Para o MDF com $\Delta\varepsilon = 0,5$ os níveis de deformação acumulada ultrapassam a faixa usualmente contemplada em bancos de dados convencionais de conformação mecânica. Assim, foi necessária a extrapolação da curva de tensão de escoamento para níveis mais elevados de deformação verdadeira (Figura 9), garantindo continuidade física do encruamento e evitando interrupções ou inconsistências numéricas durante a simulação. Essa extrapolação permitiu que o modelo representasse adequadamente o aumento progressivo da resistência do material decorrente do acúmulo intenso de discordâncias típico de processos SPD.

Figura 9 Curva de fluxo extrapolada para a condição de alta amplitude de deformação.



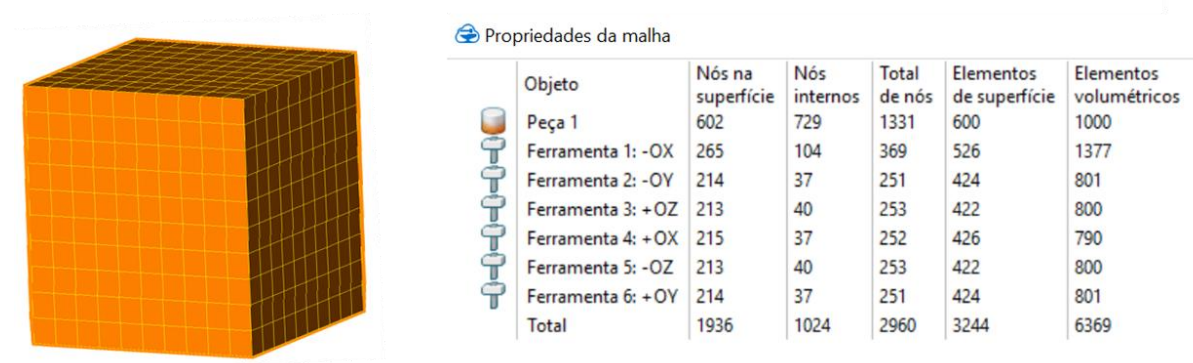
Fonte: Próprio autor.

4.2 Parâmetros de simulação

Na simulação numérica foi considerada uma amostra de cobre isotrópica, ou seja, com propriedades mecânicas uniformes em todas as direções, o que simplifica a modelagem e permite avaliar o comportamento do material sem influência de variações estruturais internas. Em experimentos práticos, utiliza-se uma amostra real, que em geral apresenta anisotropia, ou seja, propriedades distintas dependendo da direção de carregamento, devido à textura cristalográfica, ao histórico de processamento e propriedades inerentes do material. Com relação à discretização da amostra simulada, a malha e o número de nós empregados encontram-se detalhados na tabela abaixo.

A discretização da amostra sob a condição de baixa amplitude de deformação, teve como característica os números de nós e elementos especificados na Figura 10, garantindo uma representação adequada da geometria e do comportamento mecânico durante o processo de conformação.

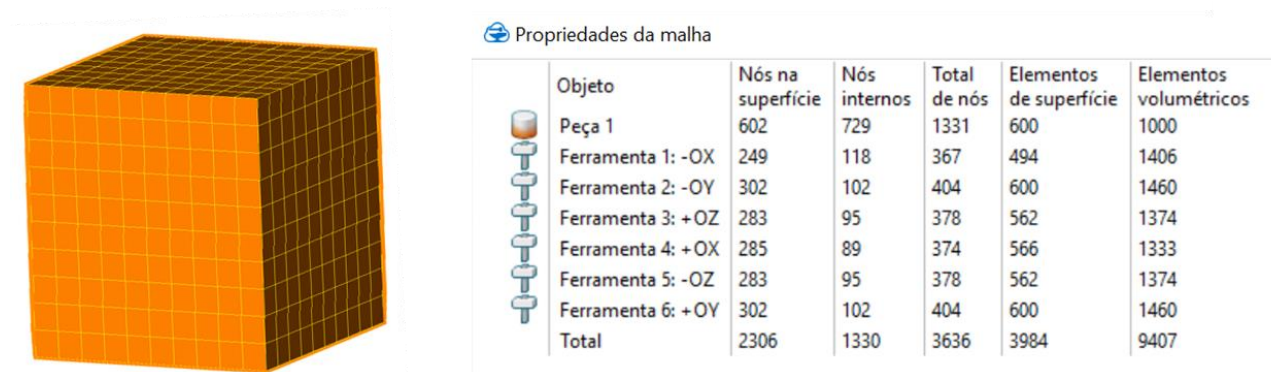
Figura 10 Amostra de cobre utilizada na simulação numérica e características da malha utilizada



Fonte: Próprio autor

A Figura 11 apresenta a discretização da amostra utilizada para a condição de alta amplitude de deformação e o número de nós e elementos utilizados na malha na amostra.

Figura 11 Amostra de cobre utilizada na simulação numérica e características da malha utilizada



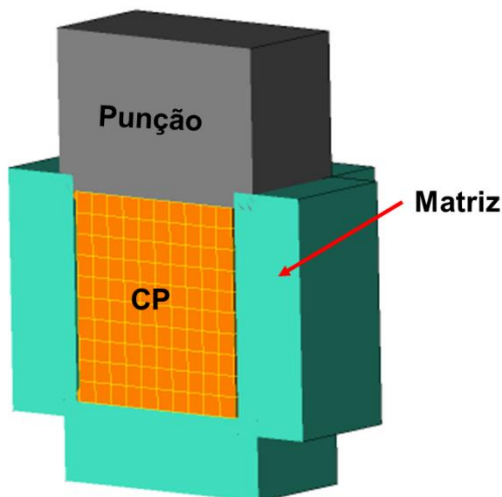
Fonte: Próprio autor

O processo de MDF foi modelado utilizando o Método dos Elementos Finitos (MEF) no *software* comercial QForm, definindo a geometria da peça e das matrizes e as condições de contorno do processo, conforme representação do processamento apresentada na Figura 12.

O comportamento do cobre sob deformação plástica severa foi descrito pelas curvas de tensão de fluxo apresentadas no Tópico 4.1. Este modelo, considera a dependência da tensão de fluxo

com a deformação, a taxa de deformação e a temperatura, e foi calibrado para garantir que a simulação reproduza o comportamento mecânico do material com precisão.

Figura 12 Vista em corte do modelo utilizado para a simulação numérica.



Fonte: Próprio autor.

A simulação utilizou dados de propriedades termofísicas e mecânicas provenientes do próprio QForm. Como ferramental, foi utilizado aço D2 HRC59 e as seguintes propriedades: Coeficiente de Poisson: 0,3; Limite de escoamento: 2137 MPa; Parâmetro de endurecimento: 0,028; Calor específico: 460 J/(kg·K); velocidade do punção foi fixada em 0,05 mm/s. A respeito da condição do atrito entre as ferramentas foi adotado o coeficiente de atrito de Coulomb: 0,3 e Coeficiente de transmissão de calor: 3.000 W/(m²·K).

Como parâmetro de ambiente, a simulação foi realizada sob a condição de ar a 20°C; Coeficiente de transmissão de calor: 30 W/(m²·K) e emissividade: 0,6. O lubrificante utilizado na simulação foi uma solução de água e sabão, considerando a Lei de atrito de Levanov e coeficiente de Levanov: 1,25; fator de atrito: 0,2 e Coeficiente de transmissão de calor: 90.000 W/(m²·K).

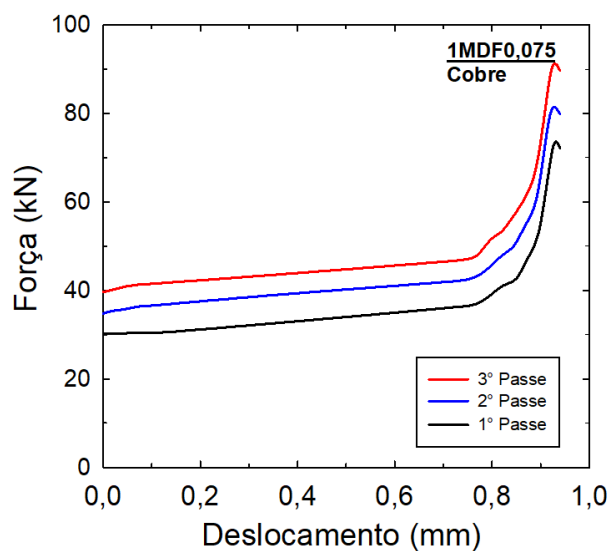
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Simulação numérica

Este capítulo apresenta a análise dos resultados obtidos por simulação numérica do processo de Forjamento Multidirecional (MDF) aplicado ao cobre comercialmente puro (99,8%), com foco na evolução da distribuição de tensão verdadeira e deformação verdadeira ao longo de um ciclo completo (três passes ortogonais), considerando duas amplitudes de deformação: baixa amplitude ($\Delta\varepsilon = 0,075$) e alta amplitude ($\Delta\varepsilon = 0,5$).

A Figura 13 apresenta as curvas de Força (kN) em função do Deslocamento (mm) do punção, obtidas durante o processo de MDF, operando com uma deformação efetiva de 0,075 por passe. Neste gráfico, observa-se o comportamento mecânico inicial do material sob baixas taxas de deformação incremental, onde a evolução da carga reflete o encruamento progressivo e a resposta mecânica da amostra para cada passe de compressão multidirecional.

Figura 13 - Curvas de Força versus deslocamento do punção na condição $\text{MDF}_{0,075}$.



Fonte: Próprio autor

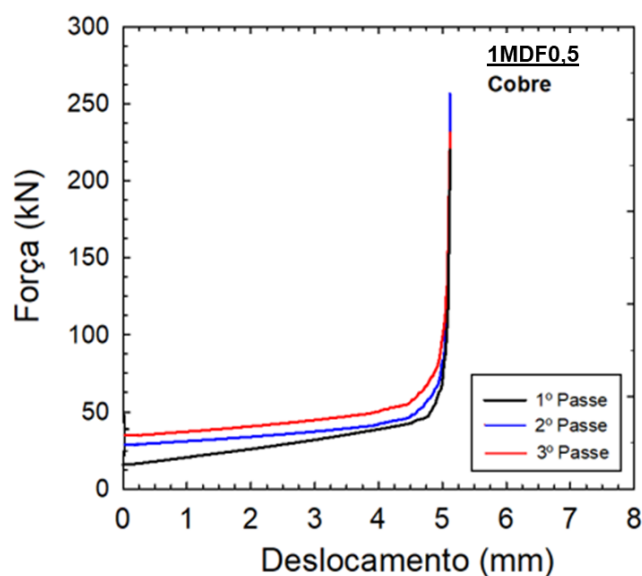
Observa-se um aumento progressivo dos valores de força do 1º para o 3º passe, evidenciando o acúmulo de encruamento ao longo do ciclo. À medida que o deslocamento aumenta, nota-se uma elevação gradual na inclinação das curvas, indicando aumento da resistência do material associado ao encruamento. Próximo ao final do deslocamento ($\approx 0,8-1,0$ mm), há um aumento acentuado da força associado a restrição geométrica decorrente do MDF confinado (estado

triaxial ao tocar as paredes da matriz) e às condições de atrito impostas pelo contato matriz/corpo de prova. A diferença crescente entre as curvas dos três passes confirma que, mesmo com baixa amplitude de deformação por passe, ocorre acúmulo significativo de deformação plástica e aumento da tensão necessária para continuar o processo.

O caminho de deformação (sequência e direção dos passes) e a amplitude de deformação por passe exercem uma influência significativa nas propriedades mecânicas do material. Isso significa que a escolha do caminho e da amplitude de deformação não apenas determinam a magnitude da deformação acumulada, mas também influenciam os mecanismos de endurecimento que ocorrem durante o processo (Flausino, 2021).

Na Figura 14, é apresentado o comportamento do material quando submetido a uma deformação significativamente maior, de 0,5 por passe. Nestas curvas de carga em função do deslocamento, é possível verificar curvas muito mais próximas umas das outras, quando comparadas com a condição do MDF_{0,075}.

Figura 14 - Curvas de Força versus Deslocamento do punção, na condição MDF_{0,5}.



Fonte: Próprio autor

Na análise comparativa dos dois processos de MDF aplicados ao cobre, observa-se que no primeiro gráfico as três curvas de Força × Deslocamento, correspondentes aos três passes, apresentam distanciamento similar entre si, indicando um comportamento relativamente uniforme da amostra ao longo das etapas de deformação. As curvas da primeira condição sugerem que o material respondeu de maneira consistente em cada um dos passes, aumentando

de maneira progressiva na resistência oferecida ao punção. Para a condição de maior amplitude de deformação nota-se maior proximidade entre o segundo e terceiro passe, e maior inclinação das curvas com o avanço do processamento, sugerindo um encruamento mais pronunciado para a condição mais severa. Comparativamente, a distribuição das curvas no primeiro processo sugere uma estabilidade maior na evolução da deformação, enquanto o segundo processo evidencia uma resposta mais heterogênea, possivelmente relacionada à intensidade da deformação imposta ou ao acúmulo de efeitos microestruturais ao longo dos passes.

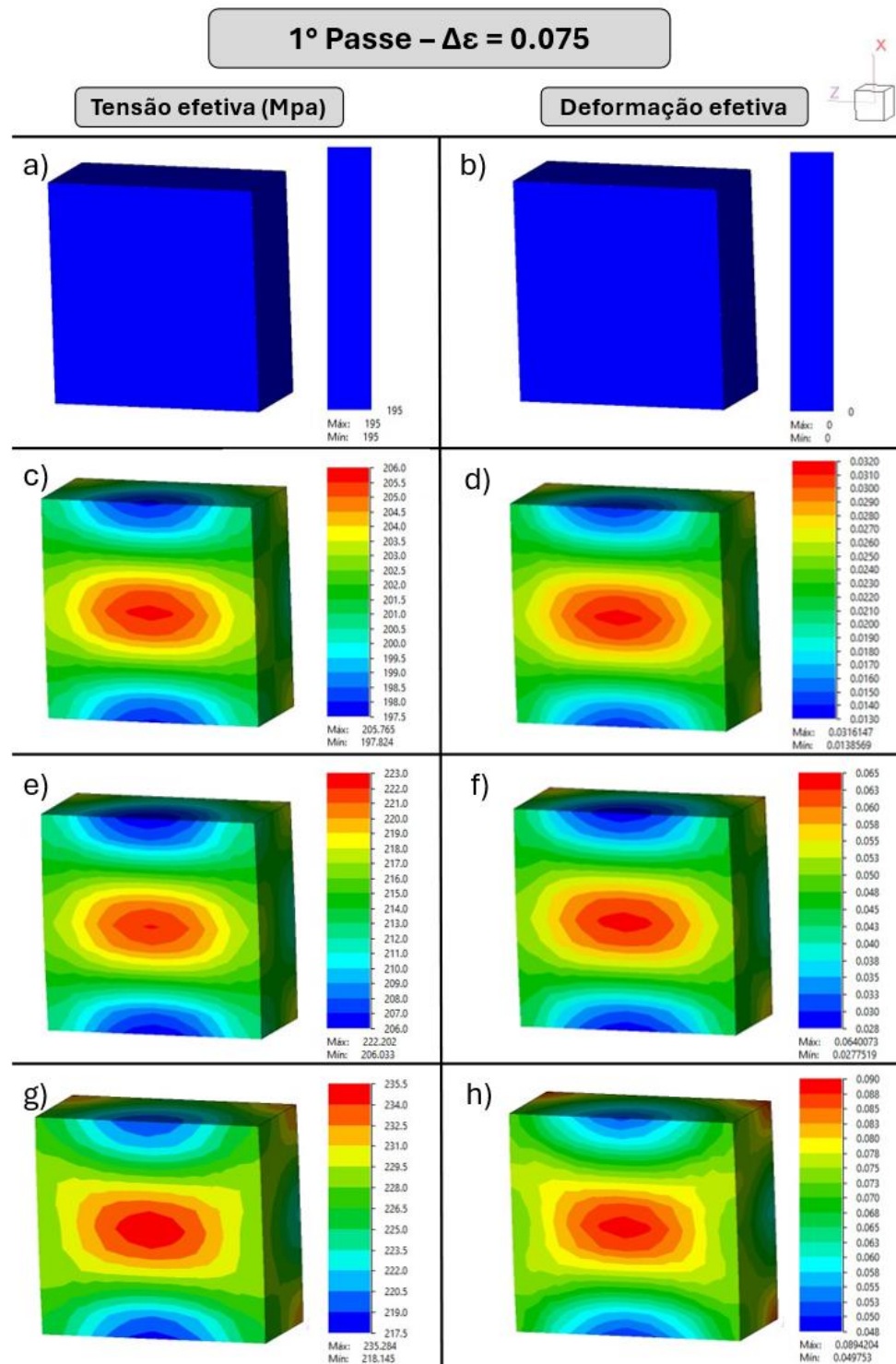
Ressalta-se ainda que em procedimentos experimentais reais existe a influência da anisotropia do material, que se manifesta nas diferentes respostas mecânicas conforme a direção de carregamento. Essa característica impacta diretamente as distribuições de tensão e deformação durante o processo, tornando os resultados experimentais mais complexos e heterogêneos. Já na simulação numérica, considera-se o material como isotrópico, ou seja, com propriedades uniformes em todas as direções, o que simplifica a análise e pode levar a diferenças significativas quando comparado ao comportamento observado em condições reais (Nassif *et al.*, 2025).

Os resultados obtidos numericamente neste estudo, foram comparados ao trabalho de Nassif *et al.* (2025), que serviu de base para a escolha dos parâmetros na simulação da amostra. A seguir, serão detalhados parâmetros, e características do estudo, para que seja feita uma correspondência com os resultados encontrados experimentalmente. Nassif *et al.* (2025) realizou o processamento a frio de uma amostra de cobre também comercialmente puro, realizando as mesmas duas amplitudes de deformação: baixa amplitude de deformação ($\Delta\varepsilon = 0,075$) e alta amplitude de deformação ($\Delta\varepsilon = 0,5$). Vale destacar que os lubrificantes utilizados foram diferentes, no experimento, Nassif utilizou pasta de MoS_2 enquanto no presente estudo foi considerada uma solução de sabão e água.

Nas Figuras 15, 16 e 17 são apresentadas imagens das seções transversais do centro dos corpos de prova para diferentes tempos de simulação, evidenciando a evolução da distribuição de tensão efetiva (σ_{ef}) e deformação efetiva (ε_{ef}) em diferentes estágios de simulação de um mesmo passe. Os campos são representados por meio de mapas de cores graduais, que permitem visualizar, de forma comparativa, a intensidade e a concentração dessas grandezas ao longo do processo. Em cada uma das Figuras 15 - 20, considera-se (a e b) para o estágio imediatamente anterior ao início do processo, (c - f) estágios intermediários do processo, e por fim (g e h) indicando a última etapa antes da finalização do passe. Para todas as figuras com as isolinhas

que serão apresentadas abaixo, foi utilizado um plano de corte paralelo a direção e sentido do movimento do punção, possibilitando ver a superfície central da amostra e o comportamento da superfície deste plano na amostra.

Figura 15 - Evolução dos campos de tensão efetiva e deformação efetiva na amostra de 0,075 durante diferentes estágios do 1ºPasso



Fonte: Próprio autor

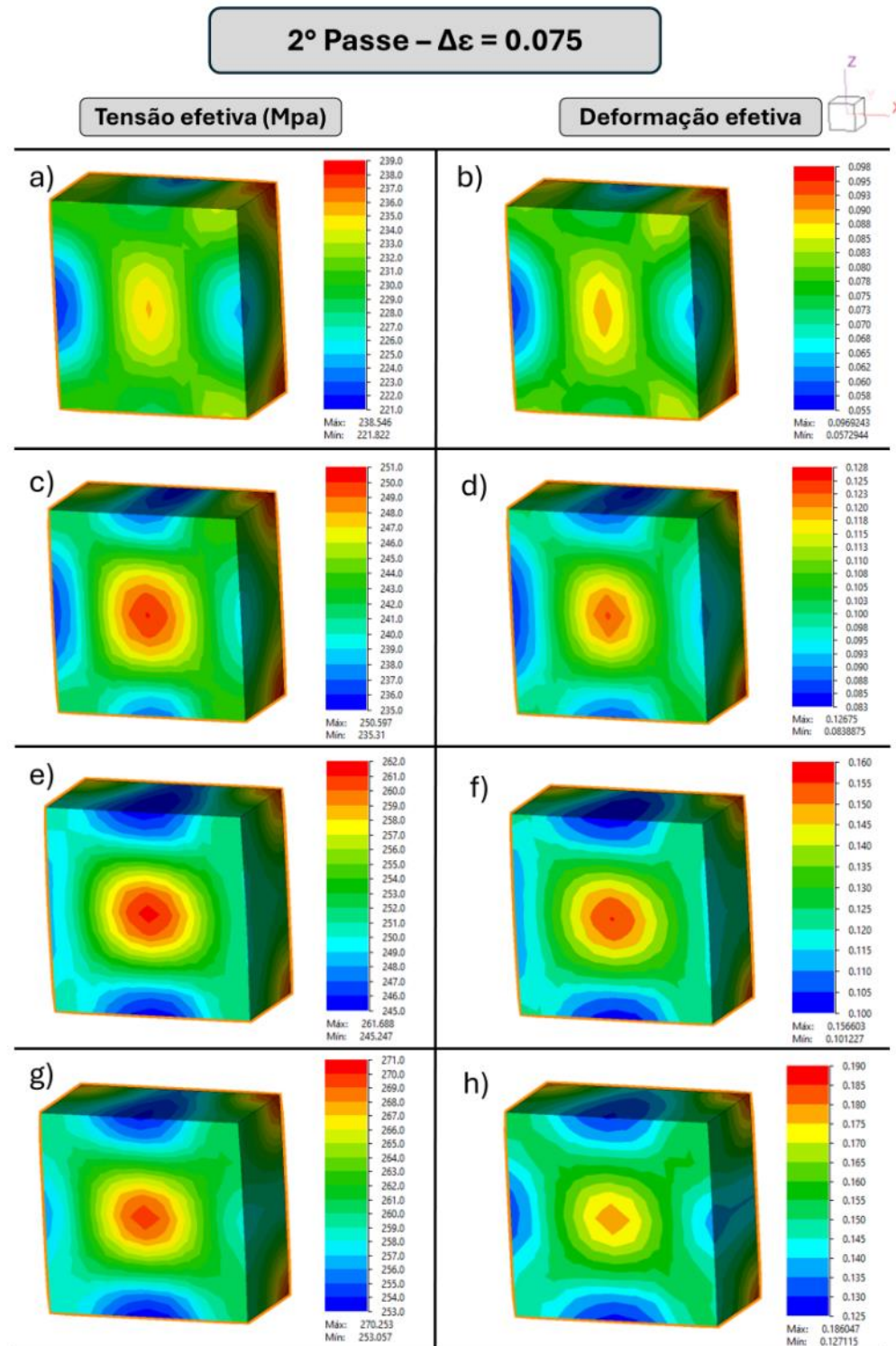
No primeiro passe, observa-se um aumento gradual da tensão efetiva (σ_{ef}) em função da deformação efetiva (ε_{ef}), evidenciando o comportamento típico de encruamento do cobre comercialmente puro. A deformação se inicia concentrada preferencialmente nas regiões centrais da amostra, atingindo um valor de tensão efetiva 206,0 MPa máxima no centro, enquanto as regiões próximas às interfaces com as ferramentas apresentam gradientes de deformação ligeiramente inferiores, comportamento este, que pode ser explicado pela influência do atrito entre o material processado e as paredes do canal.

No trabalho de Nassif *et al.* (2025), a tensão máxima de aproximadamente 180 MPa ao final do primeiro passe reflete uma resposta média do material sob condições reais de processamento, nas quais efeitos como atrito, heterogeneidade microestrutural, desalinhamentos e limitações instrumentais tendem a suavizar os picos de tensão medidos. Em ensaios experimentais, especialmente em processos de deformação plástica severa, é comum que as medições representem valores mais globais, podendo não capturar integralmente concentrações locais de tensão.

Por outro lado, no presente estudo, a simulação numérica indicou uma tensão máxima de 235,5 MPa localizada no centro da amostra. Esse valor mais elevado pode ser atribuído à capacidade dos modelos computacionais de resolver campos locais de tensão com maior refinamento espacial, evidenciando regiões críticas que dificilmente seriam acessadas experimentalmente. Além disso, a idealização inerente à modelagem, como condições de contorno simplificadas, coeficientes de atrito assumidos e comportamento constitutivo homogêneo, pode contribuir para a superestimação das tensões, especialmente em regiões de maior confinamento, como o centro da amostra.

Neste caso, a diferença entre os valores (180 MPa e 235,5 MPa) não deve ser interpretada como inconsistência, mas como resultado esperado das particularidades de cada abordagem. De modo geral, os resultados são coerentes do ponto de vista qualitativo, uma vez que ambos indicam elevação significativa das tensões já no primeiro passe, sendo a simulação numérica especialmente útil para identificar e analisar concentrações locais que complementam as observações experimentais.

Figura 16 - Evolução dos campos de tensão efetiva e deformação efetiva na amostra de 0,075 durante diferentes estágios do 2ºPasse.



Fonte: Próprio autor

Durante o segundo passe, após a rotação de 90° da amostra, é possível observar na Figura 16 uma redistribuição das regiões previamente deformadas. As áreas que haviam experimentado menores níveis de deformação no primeiro passe passam a ser solicitadas mais intensamente,

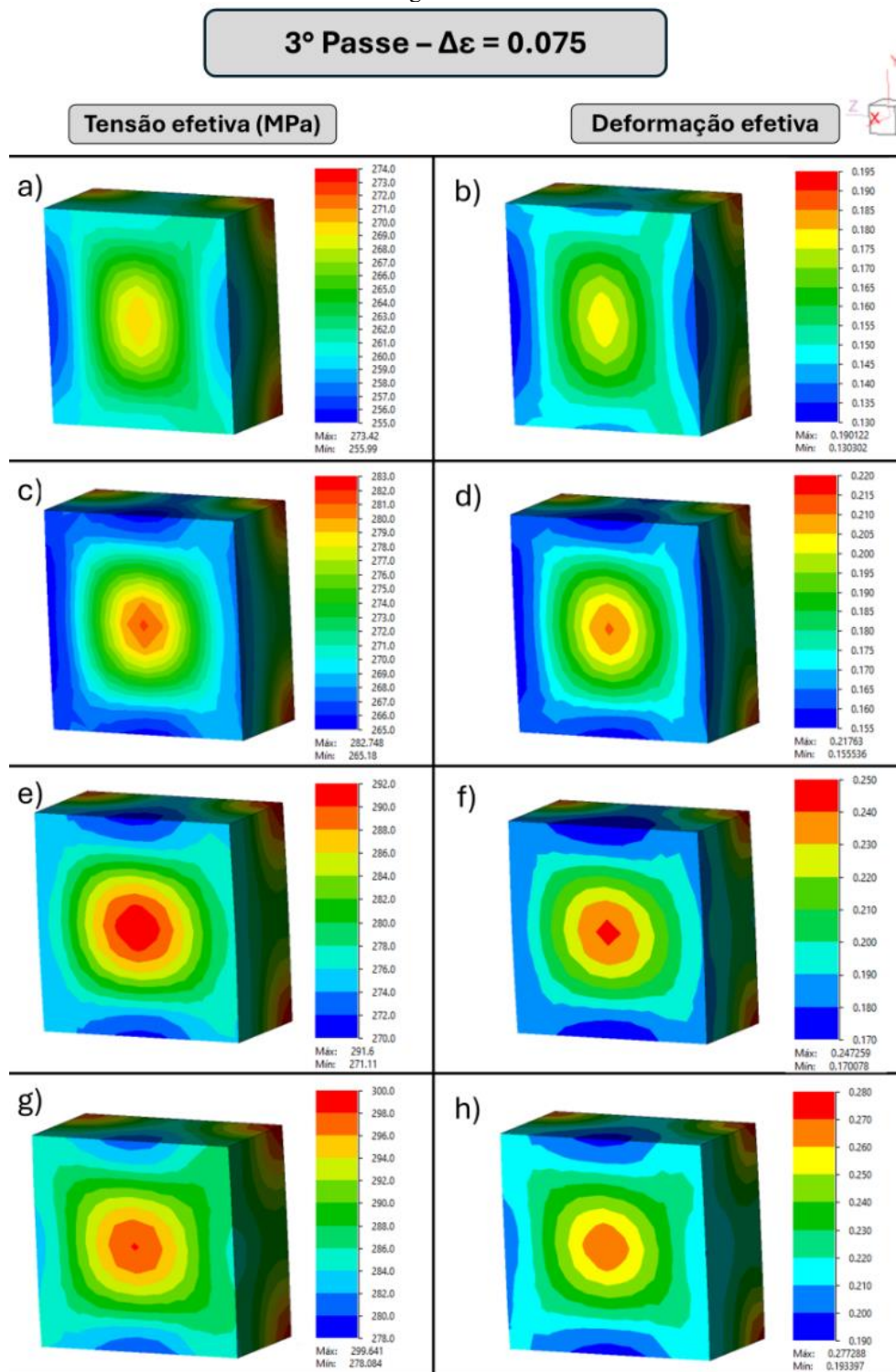
promovendo um aumento mais homogêneo da deformação equivalente no volume do material. Como consequência, a tensão verdadeira necessária para promover deformação adicional é superior à observada no primeiro passe, devido ao encruamento acumulado, que aumenta a densidade de discordâncias e a resistência ao escoamento do material. No experimento prático realizado por Nassif *et al.* (2025) ao final do segundo passe, foi encontrada uma tensão máxima próxima de 220MPa, no presente estudo verificou-se no centro da amostra uma tensão máxima de 271,0MPa. A comparação dos resultados no segundo passe reforça a tendência já observada anteriormente, evidenciando diferenças sistemáticas entre a abordagem experimental de Nassif *et al.* (2025) e a simulação numérica realizada no presente estudo.

No terceiro passe, o efeito acumulativo torna-se ainda mais notório, como evidenciado na Figura 17. A tensão efetiva apresenta valores superiores aos dos passes anteriores, refletindo o contínuo endurecimento por deformação. A distribuição de deformação torna-se mais uniforme em comparação ao primeiro passe, evidenciando o papel fundamental da rotação entre passes no MDF. Esse mecanismo contribui para reduzir a heterogeneidade de deformação, uma vez que diferentes regiões da amostra são sucessivamente solicitadas em diferentes direções.

Em Nassif *et al.* (2025) no último passe, foi observado uma tensão máxima próxima de 250MPa, no presente estudo verificou-se no centro da amostra uma tensão máxima de 300,0 MPa. No último passe, a comparação entre os resultados mantém a mesma coerência observada nas etapas anteriores, porém evidencia de forma ainda mais clara o efeito acumulativo da deformação e as particularidades de cada abordagem. Em estágios mais avançados de deformação, fatores como heterogeneidade microestrutural, redistribuição de tensões, possíveis mecanismos de recuperação (ainda que limitados) e efeitos de atrito tendem a reduzir os picos máximos efetivamente medidos.

De forma geral, para $\Delta\varepsilon = 0,075$, observa-se um aumento progressivo da deformação equivalente acumulada e da tensão verdadeira ao longo do ciclo, com uma tendência à homogeneização gradual da deformação. Esse comportamento é consistente com os mecanismos clássicos de encruamento, associados ao aumento da densidade de discordâncias e à formação de grãos cada vez mais refinados, conforme descrito na literatura de SPD, especialmente os trabalhos pioneiros de Valiev e Langdon (2006). Na condição de alta amplitude de deformação ($\Delta\varepsilon = 0,5$), os efeitos do MDF tornam-se significativamente mais pronunciados, tanto em termos de magnitude das tensões quanto da distribuição e acúmulo de deformação.

Figura 17 - Evolução dos campos de tensão efetiva e deformação efetiva na amostra de 0,075 durante diferentes estágios do 3ºPasse

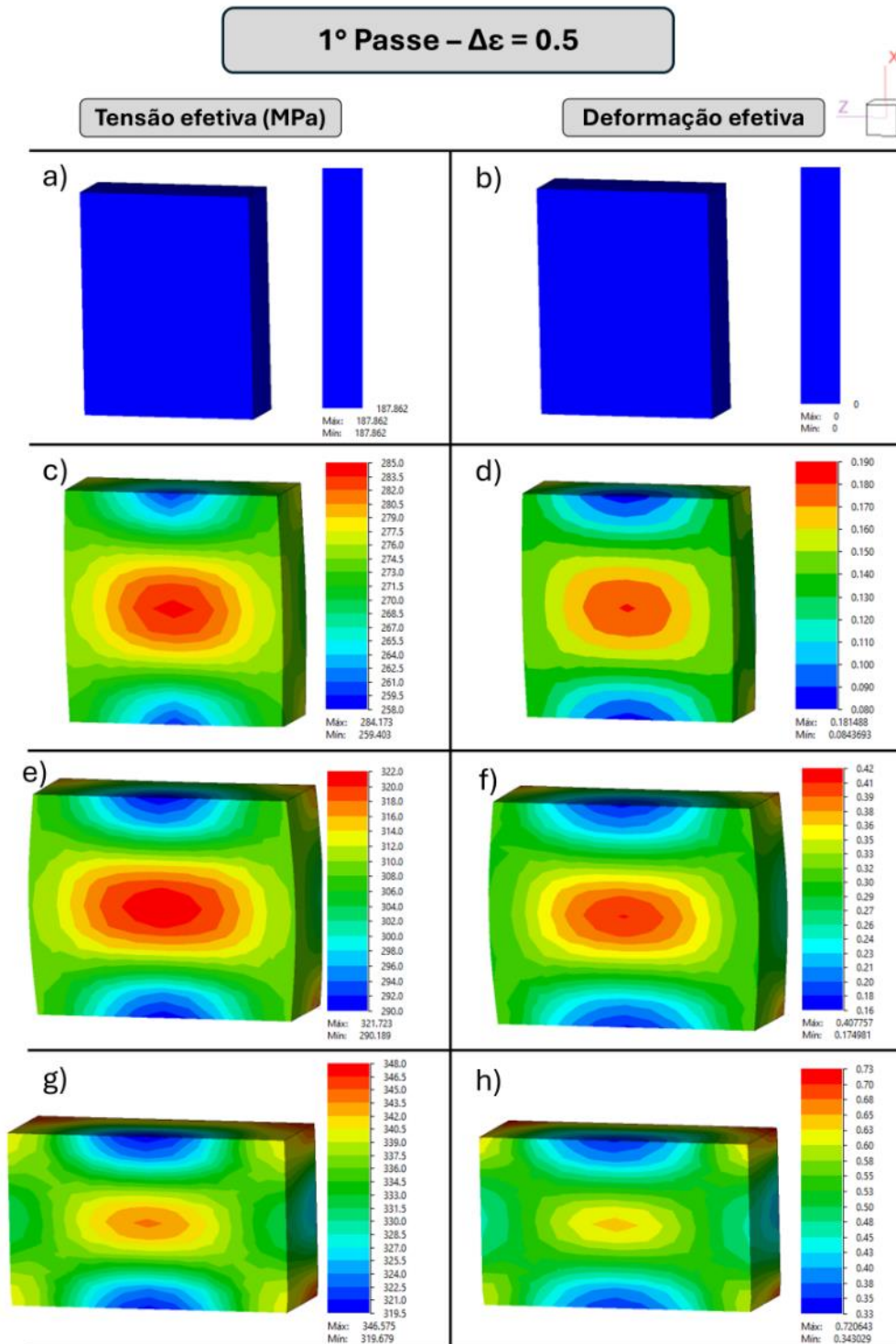


Fonte: Próprio autor

No primeiro passe (Figura 18), observa-se uma mudança significativa tanto no formato da amostra quanto no mapa de distribuição de tensões. A deformação efetiva apresenta valores substancialmente superiores aos observados na condição de baixa amplitude, com maior concentração nas regiões centrais da amostra e gradientes mais pronunciados em direção às

superfícies de contato com as ferramentas. Essa heterogeneidade inicial está associada à elevada magnitude da deformação imposta em um único passe, que favorece a deformação distribuída de maneira desigual.

Figura 18 - Evolução dos campos de tensão efetiva e deformação efetiva na amostra de 0,5 durante diferentes estágios do 1ºPasse



Fonte: Próprio autor

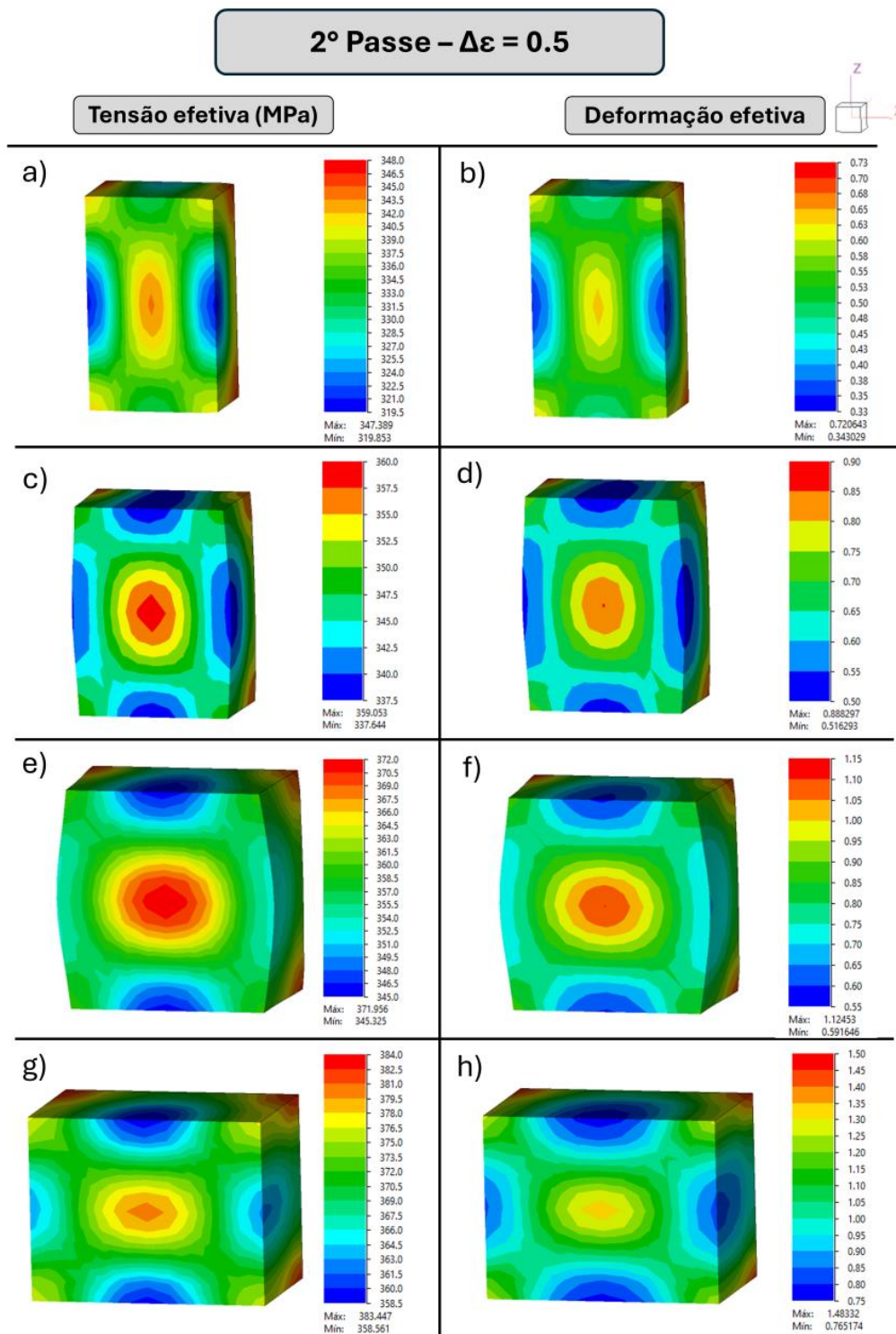
Para a condição de alta amplitude de deformação, os resultados indicam um aumento expressivo dos níveis de tensão já no primeiro passe, mantendo o mesmo padrão de discrepância entre abordagem experimental e numérica. No estudo experimental de Nassif et al. (2019), a tensão máxima próxima de 300 MPa evidencia o efeito direto da maior amplitude de deformação, que intensifica o encruamento e eleva a resistência ao escoamento do material. Ainda assim, esse valor representa uma resposta global, influenciada por fatores como heterogeneidade de deformação, variações microestruturais locais, condições reais de atrito e limitações inerentes à instrumentação experimental, que tendem a suavizar picos de tensão. Por sua vez, a simulação numérica apontou uma tensão máxima de 348,0 MPa no centro da amostra, valor superior ao experimental e coerente com a maior severidade da deformação imposta. Nessas condições, a restrição ao escoamento plástico é ampliada, favorecendo o acúmulo de tensões mais elevadas no núcleo do material.

No segundo passe, após a rotação da amostra, como pode se observar na Figura 19 ocorre uma redistribuição significativa dos campos de deformação e tensão. As regiões previamente menos deformadas passam a apresentar maiores níveis de deformação, reduzindo parcialmente os gradientes observados no primeiro passe. No entanto, devido à elevada deformação acumulada, os níveis de tensão verdadeira continuam aumentando, refletindo o forte encruamento do material.

A comparação dos resultados no segundo passe evidencia uma aproximação maior entre os valores experimental e numérico em relação ao observado no primeiro passe. No estudo experimental conduzido por Nassif *et al.* (2019), a tensão máxima próxima de 370,0 MPa reflete o efeito acumulativo da deformação sob alta amplitude, com intensificação do encruamento e aumento da resistência ao escoamento.

Na presente investigação, o valor de aproximadamente 384,0 MPa, obtido no centro da amostra, permanece superior, porém a diferença relativa é menor, sugerindo uma convergência entre as respostas global (experimental) e local (numérica) à medida que a deformação se acumula. Esse comportamento pode ser atribuído ao fato de que, com o avanço dos passes, a microestrutura do material tende a se tornar mais homogênea, reduzindo parcialmente as discrepâncias entre os campos médios e locais de tensão.

Figura 19 - Evolução dos campos de tensão efetiva e deformação efetiva na amostra de 0,5 durante diferentes estágios do 2ºPasse.

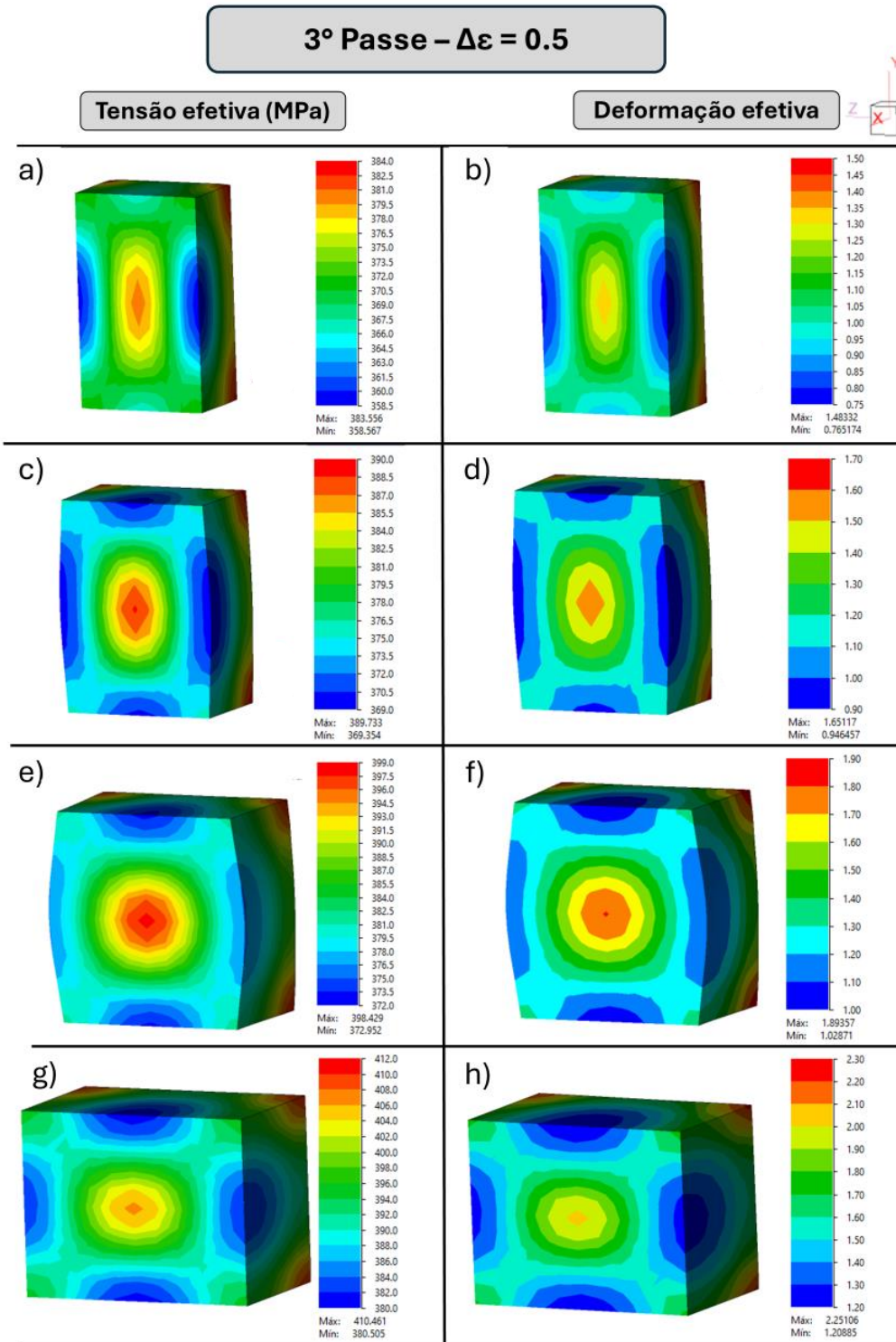


Fonte: Próprio autor

No terceiro passe, fica evidente pela Figura 20 um acúmulo ainda maior da deformação e da tensão verdadeira, com uma distribuição mais homogênea em comparação ao primeiro passe, embora ligeiramente mais heterogênea do que na condição de baixa amplitude. A magnitude elevada da deformação imposta promove uma maior densidade de discordâncias e a formação

de subestruturas refinadas, como subgrãos e contornos de grão de alto ângulo, características típicas de processos SPD, conforme observado na análise microestrutural realizada por Nassif *et al.*, 2025).

Figura 20 Evolução dos campos de tensão efetiva e deformação efetiva na amostra de 0,5 durante diferentes estágios do 3ºPasse



Fonte: Próprio autor

No último passe, os resultados evidenciam a continuidade do aumento das tensões em função da deformação acumulada, mantendo a coerência com a evolução observada ao longo dos passes anteriores. No trabalho experimental de Nassif *et al.* (2025), a tensão máxima em torno de 395,0 MPa reflete um estágio avançado de encruamento, no qual o material já apresenta elevada densidade de discordâncias e significativa resistência ao escoamento. Na presente investigação, o valor de aproximadamente 412,0 MPa obtido no centro da amostra permanece superior, porém a diferença em relação ao experimental é relativamente pequena quando comparada aos passes iniciais.

A elevada amplitude de deformação demonstrou promover uma maior heterogeneidade local, especialmente nas regiões próximas às superfícies, devido à combinação de atrito com a parede e restrições geométricas decorrentes do confinamento. Esse comportamento é amplamente reportado na literatura para processos MDF, nos quais deformações elevadas por passe promovem intensa evolução microestrutural, mas também podem resultar em gradientes locais de deformação mais pronunciados (Reyes-Ruiz *et al.*, 2017; Huang *et al.*, 2021; Prabhakar, 2024).

A comparação entre as condições de baixa e alta amplitude de deformação evidencia diferenças significativas não apenas na magnitude, mas também na distribuição das tensões e deformações ao longo do ciclo de MDF. Na condição de baixa amplitude, a redistribuição promovida pela rotação da amostra entre os passes é suficiente para promover uma homogeneização significativa da deformação ao longo do ciclo. Por outro lado, na condição de alta amplitude, embora a rotação contribua para reduzir a heterogeneidade, os gradientes de deformação permanecem mais pronunciados, especialmente nas regiões próximas às superfícies de contato.

Esse comportamento está em concordância com tendências amplamente observadas em processos SPD. Estudos conduzidos por Miura *et al.* (2008), Sakai *et al.* (2009), Huang *et al.* (2021), Da Silva (2021) e Flausino (2021) demonstram que amplitudes elevadas de deformação promovem maior refinamento microestrutural, mas também podem gerar maior heterogeneidade inicial, que tende a ser reduzida com o aumento do número de ciclos. Esses trabalhos indicam que o MDF pode contribuir para a homogeneização da deformação, especialmente quando múltiplos ciclos são aplicados, ainda que persistam gradientes e heterogeneidades ao longo do material.

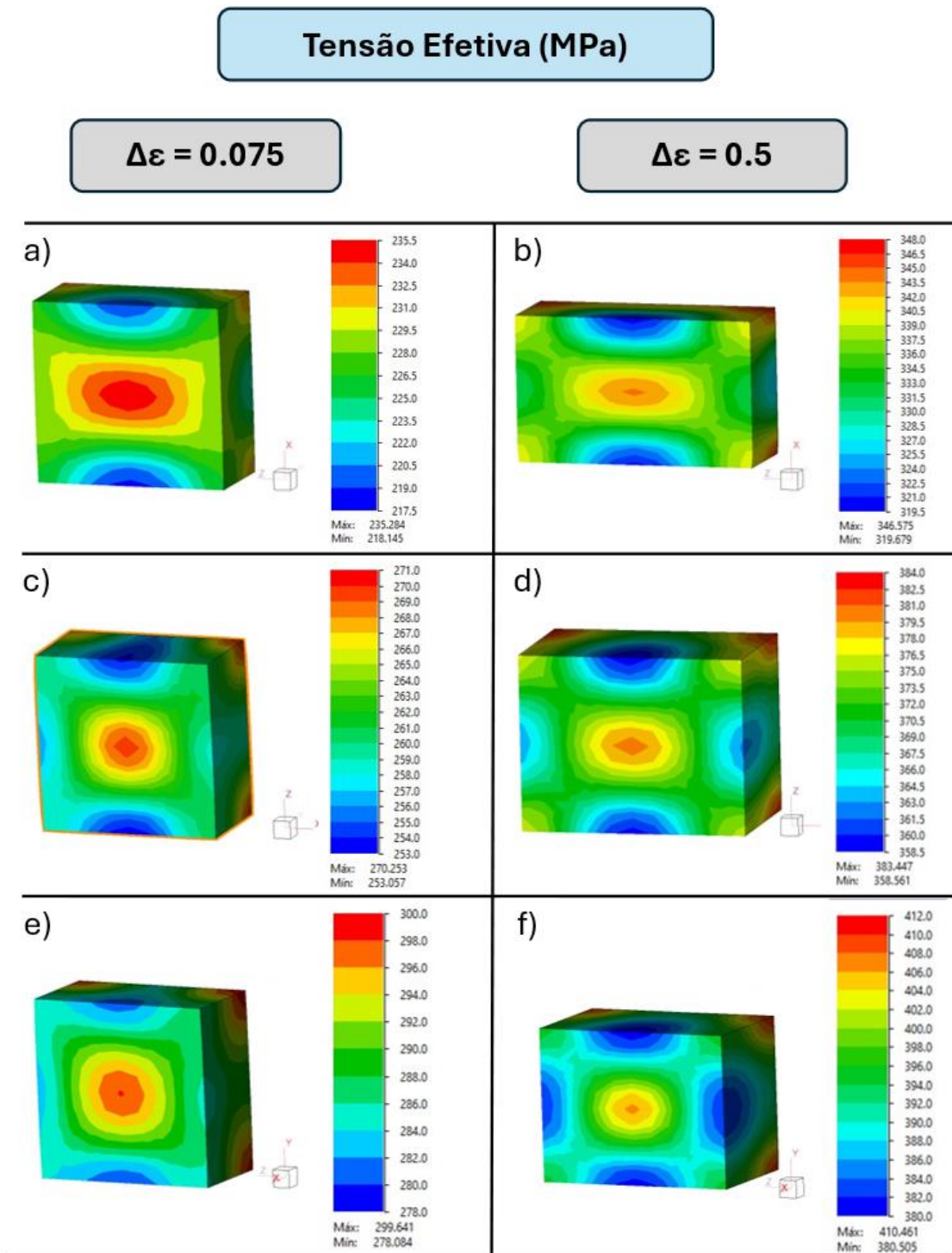
Além disso, conforme descrito em Flausino (2021), o aumento da deformação acumulada resulta em maior densidade de discordâncias e maior resistência ao escoamento, que pode indicar os níveis mais elevados de tensão observados na condição de $\Delta\varepsilon = 0,5$. Outro aspecto importante é que a baixa amplitude promove uma evolução mais gradual e homogênea da deformação, enquanto a alta amplitude promove uma evolução mais intensa e rápida, porém com maior heterogeneidade inicial.

Na Figura 21 é representado o instante final da amostra em cada um dos passes, sob as duas condições de amplitudes de deformação ($\Delta\varepsilon = 0,075$ e $\Delta\varepsilon = 0,5$), a leitura dos campos de tensão efetiva indica comportamentos coerentes com a mecânica de escoamento em ensaios compressivos.

As Figuras (a e b) representam o final do primeiro passe, (c e d) segundo passe (e e f) indicam o final do terceiro passe. Nos quadros de baixa amplitude ($\Delta\varepsilon = 0,075$), as isolinhas formam um núcleo central de tensões mais altas com gradientes suaves até as superfícies, sugerindo um estado próximo de compressão com heterogeneidade moderada ao fim do passe. Já nos quadros de alta amplitude ($\Delta\varepsilon = 0,5$), observam-se picos mais intensos e gradientes mais íngremes, compatíveis com localização de tensões em regiões sob maior restrição por atrito/contato e efeitos de barrilamento, das partes centrais da superfície que encostam primeiro nas paredes da matriz, o que aumenta a não uniformidade do campo de tensões no final do passe.

Essa diferença no estado final de cada passe é consistente com resultados de forjamento multidirecional encontrados na literatura, onde uma maior deformação por passe tende a acentuar picos locais de tensão, ao passo que menores incrementos por passe, repetidos ao longo de várias etapas, espalham a deformação acumulada e suavizam gradientes após alguns ciclos. Zhu; Zhi e Yan (2024) observaram, por exemplo, que para uma liga Mg–Li a acumulação controlada de deformação por múltiplos passes e temperatura adequada enfraquece texturas basais e reduz a anisotropia, melhorando a uniformidade microestrutural e, por consequência, a distribuição de tensões nos instantes finais de passe. Mao *et al.* (2024) verificaram que para ligas Al–Mg–Si processadas por MDF, rotas com mais passes e maior deformação acumulada (e não apenas maior $\Delta\varepsilon$ por passe) apresentaram recristalização mais homogênea e ganhos de resistência, evidenciando que a homogeneidade ao final de cada passe melhora com a estratégia de incrementos menores e repetidos

Figura 21 Distribuição da tensão efetiva (MPa) ao final de cada um dos três passes do ciclo de MDF, para $\Delta\varepsilon = 0,075$ e $\Delta\varepsilon = 0,5$



Fonte: Próprio autor

Os mapas de distribuição sugerem que $\Delta\varepsilon$ menores (0,075) favorecem um campo de tensões mais previsível e menos sensível ao atrito nas interfaces, mitigando riscos de dobras; porém,

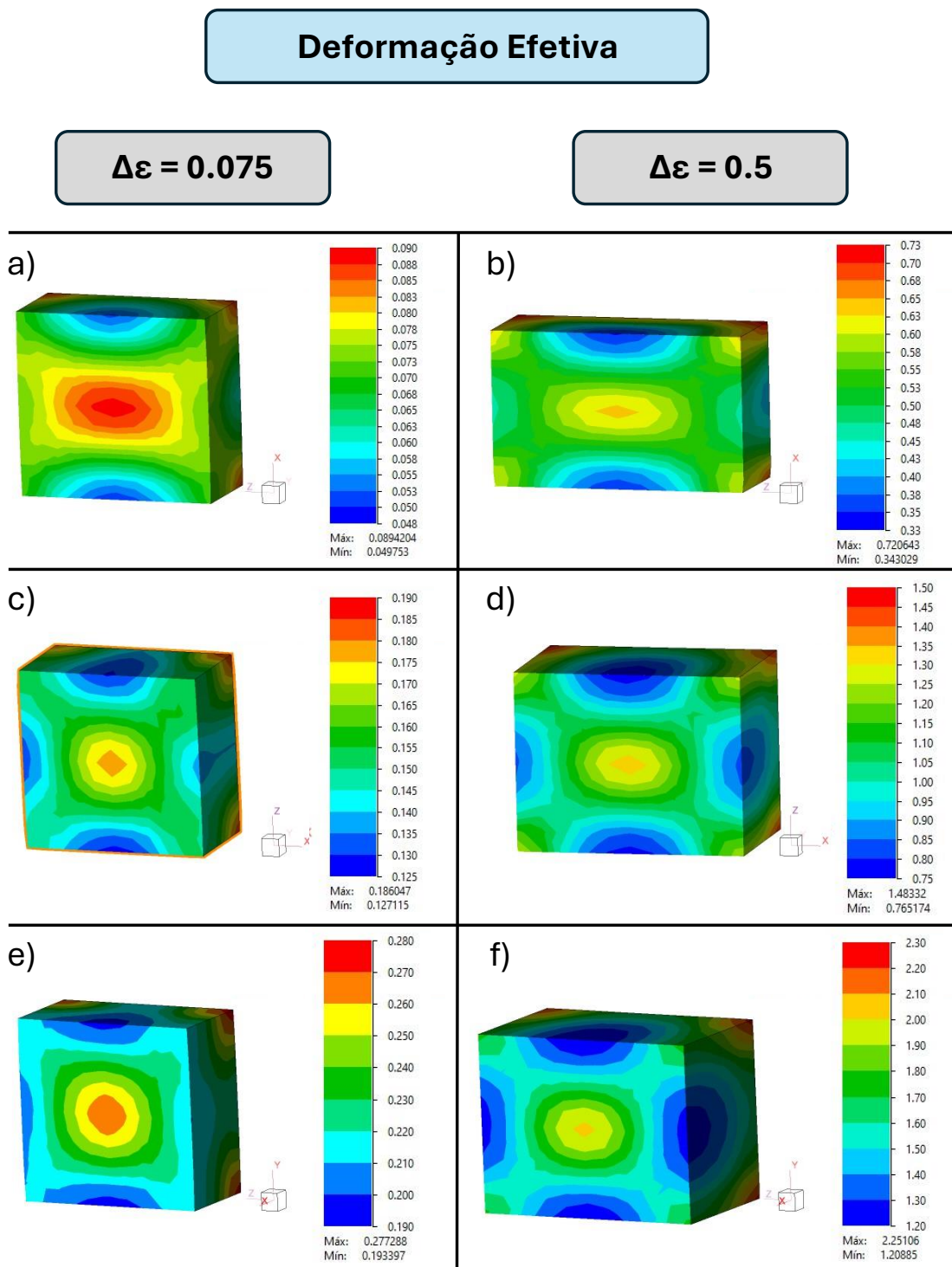
exigem mais passes para atingir a mesma deformação acumulada. Por outro lado, $\Delta\varepsilon$ elevadas (0,5) aceleram o acúmulo de deformação, mas amplificam picos e heterogeneidade ao final de cada passe, tornando o processo mais dependente do controle fino de coeficiente de atrito, temperatura da amostra e velocidade do punção para evitar defeitos. Em síntese, ao planejar a sequência, a literatura recomenda combinar múltiplos passes de menor $\Delta\varepsilon$, eventualmente com ajustes térmicos, para reduzir a heterogeneidade ao final de cada um dos passes e maximizar a uniformidade estrutural e de propriedades, ressaltando as características microestruturais de cada material e sua sensibilidade a alterações de temperatura (Manjunath *et al.*, 2021; Lu *et al.*, 2024).

A Figura 22 representa o instante final da amostra em cada um dos passes, sob as duas condições de amplitudes de deformação distintas ($\Delta\varepsilon = 0,075$ e $\Delta\varepsilon = 0,5$), porém, agora apresentando os mapas de deformação efetiva distribuídos no corpo da amostra.

Os mapas da distribuição de deformação efetiva revelam dois regimes bem distintos de como a deformação se acumula no volume. Com $\Delta\varepsilon = 0,075$, a peça termina o ciclo exibindo um campo mais homogêneo, no qual a deformação se distribui de forma relativamente difusa: o centro ainda concentra valores um pouco maiores, mas as faixas de cor avançam de modo amplo e contínuo até as superfícies, sinal de que o confinamento e o atrito nas interfaces não chegam a impedir significativamente as camadas superficiais nesse passo. Em contraste, com $\Delta\varepsilon = 0,5$ o corpo já encerra o passe com concentrações de deformação elevada e transições mais abruptas entre regiões adjacentes, especialmente próximas às faces comprimidas; isso é indício de restrição mais forte ao escoamento lateral no contato amostra–matriz, que canaliza a deformação e quebra a suavidade do campo. Ou seja, os passes na simulação do $MDF_{0,075}$ tendem a espalhar a deformação a cada etapa, enquanto os passes do $MDF_{0,5}$ tendem a condensá-la em zonas preferenciais, elevando os gradientes ao fim do passe, deixando o material mais heterogêneo antes do próximo ciclo.

A leitura dos mapas sugere que: $\Delta\varepsilon$ menores (0,075) produzem campos de deformação mais previsíveis e suaves ao custo de mais passes; $\Delta\varepsilon$ elevadas (0,5) aceleram a acumulação de deformação, mas aumentam a heterogeneidade ao final de cada etapa e exigem controle fino de atrito/temperatura e validação por MEF para evitar instabilidades.

Figura 22 Distribuição da tensão efetiva (MPa) ao final de cada um dos três passes do ciclo de MDF, para $\Delta\varepsilon = 0,075$ e $\Delta\varepsilon = 0,5$



Fonte: Próprio autor

6 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos, a simulação numérica do processo de MDF no *software* QForm permitiu avaliar de forma detalhada o comportamento do cobre comercialmente puro sob duas amplitudes distintas de deformação por passe. A análise da evolução da deformação efetiva e da tensão efetiva ao longo dos passes evidenciou padrões contrastantes: enquanto a condição de $\Delta\varepsilon = 0,075$ promoveu uma distribuição mais homogênea e gradual da deformação, a condição de $\Delta\varepsilon = 0,5$ resultou em concentrações mais intensas e heterogêneas, com gradientes acentuados próximos às regiões comprimidas. Esses resultados reforçam que a amplitude de deformação exerce um papel importante na forma como o material acumula deformação e desenvolve tensões internas, influenciando diretamente a uniformidade das distribuições de tensões e a estabilidade do processo.

Além disso, a avaliação das curvas de carga em função do deslocamento do punção mostrou que amplitudes menores exigem esforços mecânicos mais moderados, ainda que impliquem maior número de passes para atingir níveis elevados de deformação acumulada. Por outro lado, amplitudes maiores aceleram o acúmulo de deformação, mas demandam forças superiores e conduzem a campos mais heterogêneos, o que pode comprometer a previsibilidade do processo. A comparação entre as duas condições evidencia, portanto, que cada abordagem apresenta vantagens e limitações: o regime de baixa amplitude favorece maior controle e uniformidade, enquanto o regime de alta amplitude intensifica o encruamento e a heterogeneidade, exigindo cuidados adicionais com atrito, temperatura e validação numérica para evitar instabilidades.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALTAN, T.; NGAILE, G.; SHEN, G. **Cold and hot forging: fundamentals and applications**. [S.l.]: ASM International, 2004. v. 1.

AKIRA, H.; DE SOUSA, T. G.; CARDOSO, R. F. DE A.; DA SILVA, B. R.; BRANDAO, L. P. M. MICROESTRUTURA E DUREZA DO COBRE ELETROLÍTICO PROCESSADO POR ECAP EM TEMPERATURA AMBIENTE E A MORNO.. In: **Encontro nacional de modelagem computacional e encontro de ciência e tecnologia de materiais**. Anais...Uberlândia(MG) Evento Online, 2021. Disponível em: https://www.even3.com.br/anais/XXIVENMC_XIIIECTM/415099-MICROESTRUTURA-E-DUREZA-DO-COBRE-ELETROLITICO-PROCESSADO-POR-ECAP-EM-TEMPERATURA-AMBIENTE-E-A-MORNO. Acesso em: 04/04/2026

ARBUZ, A.; LUTCHENKO, N.; YORDANOVA, R. FEM method study of the advanced ECAP die channel and tool design. **Modelling**, v. 6, n. 1, p. 19, 2025.

BHADURI, A. **Mechanical properties and working of metals and alloys**. Singapore: Springer, 2018.

BRESCIANI FILHO, E; DA SILVA, I; BATAHA, G. F.; BUTTON, S. T. Conformação plástica dos metais. 6. ed. Campinas: EPUSP, 2011. Disponível em: <https://sites.fem.unicamp.br/~sergio1/CONFORMACAOPLASTICADOSMETAIS.pdf>. Acesso em: 17 ago. 2025.

CETLIN, P. R. **Fabricação por conformação mecânica**. São Paulo: Artliber, 2024.

CHEN, Q.; SHU, D.; HU, C.; ZHAO, Z.; YUAN, B. Grain refinement in an as-cast AZ61 magnesium alloy processed by multi-axial forging under the multitemperature processing procedure. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing**, v. 541, p. 98–104, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.02.009>

CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica: processos de fabricação e tratamento**. 2. ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986.

CHINHhinh, N. Q.; Olasz, D.; Ahmed, A. Q.; Sáfrán, G.; Lendvai, J.; Langdon, T. G. Modification of the Hall-Petch relationship for submicron-grained fcc metals. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing**, v. 862(144419), p. 144419, 2023. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144419>

DA SILVA, N. A. N. Evolução microestrutural e comportamento mecânico de uma liga Zn-Al hipoeutética com adições de Cu e Mg submetida a forjamento multidirecional. Disponível em: <https://repositorio.ufmg.br/items/c380aff0-f43a-4741-b939-ee8a33f71c1f>. Acesso em: 23 fev. 2026.

DA SILVA, N. A. N.; FLAUSINO, P. C. A.; AGUILAR, M. T. P.; CETLIN, P. R. Multi-directional forging. **Comprehensive Materials Processing 2 ed.**, v. 3, p. 130–156, 2024. <https://doi.org/10.1016/B978-0-323-96020-5.00033-9>

DA SILVA SEPTIMIO, R. Estudo do forjamento multidirecional de precisão. 2021. Dissertação – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2021.

DDSPLM. What is so special about QForm? Disponível em: <https://www.ddsplm.com/blog/what-is-so-special-about-qform/>. Acesso em: 27 mar. 2026.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.

DJAVANROODI, F.; EBRAHIMI, M.; NAYFEH, J. F. Tribological and mechanical investigation of multi-directional forged nickel. **Scientific Reports**, v. 9, p. 241, 2019.

DODANGEH, A. et al. Severe plastic deformation of rheoforged aluminum alloy A356. **Materials Science and Engineering A**, v. 558, p. 371–376, 2012.

FIGUEIREDO, R. B.; CETLIN, P. R.; LANGDON, T. G. Processing of difficult-to-work alloys by ECAP. **Acta Materialia**, v. 55, n. 14, p. 4769–4779, 2007.

FLAUSINO, P. C. A.; NASSIF, M. E. L.; de CASTRO BUBANI, F.; PEREIRA, P. H. R.; AGUILAR, M. T. P.; CETLIN, P. R. Microstructural evolution and mechanical behavior of copper processed by low strain amplitude multi-directional forging. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing**, v. 756, p. 474–483, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.075>

FLAUSINO, P. C.; SIQUEIRA CORRÊA, E. C.; RODRIGUES PEREIRA, P. H.; PAULINO AGUILAR, M. T.; CETLIN, P. R. Thermal stability of Copper processed by Multidirectional forging: Effect of deformation amplitude and cumulative Strain. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing**, v. 846(143299), p. 143299, 2022. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143299>

FLAUSINO, P. C. A. Influência da amplitude de deformação e da deformação acumulada no cobre processado por MDF. Disponível em: <https://repositorio.ufmg.br/items/5b883897-5d69-484e-aa52-005b88c80cf5>. Acesso em: 24 jan. 2026.

GUPTA, R.; SRIVASTAVA, S.; KUMAR, N. K.; PANTHI, S. K. High leaded tin bronze processing during multi-directional forging: Effect on microstructure and mechanical properties. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing**, v. 654, p. 282–291, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.068>

HELMAN, H.; CETLIN, P. **Fundamentos de conformação mecânica dos metais**. 2. ed. São Paulo: Artliber, 2010.

HUANG, C.; LIU, C.; JIANG, S.; WAN, Y.; GAO, Y. Inhomogeneous microstructure and mechanical anisotropy of multi-directional forged Mg-Gd-Y-Zn-Ag-Zr alloy. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing**, v. 807(140853), p. 140853, 2021. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140853>

JIA, X.; HAO, K.; LUO, Z.; FAN, Z. Plastic deformation behavior of metal materials: A review of constitutive models. **Metals**, v. 12(12), p. 2077, 2022. <https://doi.org/10.3390/met12122077>

JIN, Y.; XI, C.; XUE, P.; ZHANG, C.; WANG, S.; LUO, J. Constitutive model and microstructure evolution finite element simulation of multidirectional forging for GH4169 superalloy. **Metals**, v. 10(12), p. 1695, 2020. <https://doi.org/10.3390/met10121695>

JIN, Y.; ZHAO, J.; ZHANG, C.; LUO, J.; WANG, S. Research on neural network prediction of multidirectional forging microstructure evolution of GH4169 superalloy. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 30(4), p. 2708–2719, 2021. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05536-3>

JUHÁSZ, Z.; BÍRÓ, T.; RENKÓ, J. B. Design of closed-die multi-axial forging tool. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 1246, p. 012009, 2022.

KAYA, H.; UÇAR, M.; ŞAHBAZ, M.; KENTLI, A.; ÖZBEYAZ, K.; ÖGUT, S. Microstructure development and mechanical behaviour of pure copper processed by the novel TWO-CAP procedure. **Materials Testing**, v. 65(8), p. 1209–1221, 2023. <https://doi.org/10.1515/mt-2023-0011>

KUNDA, S.; SCHMELZER, N. J.; PEDGAONKAR, A.; REES, J. E.; DUNHAM, S. D.; LIEOU, C. K. C.; LANGBAUM, J. C. M.; BRONKHORST, C. A. Study of the thermomechanical behavior of single-crystal and polycrystal copper. **Metals**, v. 14(9), p. 1086, 2024. <https://doi.org/10.3390/met14091086>

LI, Y. J.; ZENG, X. H.; BLUM, W. On the elevated-temperature deformation behavior of polycrystalline Cu subjected to predeformation by multiple compression. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing**, v. 483–484, p. 547–550, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.133>

LIU, W. C.; CHEN, M. B.; YUAN, H. Evolution of microstructures in severely deformed AA 3104 aluminum alloy by multiple constrained compression. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing**, v. 528(16–17), p. 5405–5410, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.03.100>

LOTTI, R. S.; MACHADO, A. W.; MAZZIEIRO, Ê. T.; LANDRE JÚNIOR, J. Aplicabilidade científica do método dos elementos finitos. **Revista Dental Press de Ortodontia e Ortopedia Facial**, v. 11(2), p. 35–43, 2006. <https://doi.org/10.1590/s1415-54192006000200006>

LV, C.; ZHANG, L.; MU, Z.; TAI, Q.; ZHENG, Q. 3D FEM simulation of the multi-stage forging process of a gas turbine compressor blade. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 198(1–3), p. 463–470, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.07.032>

MANJUNATH, G. A.; SHIVAKUMAR, S.; AVADHANI, S. P.; SHARATH, P. C. Investigation of mechanical properties and microstructural behavior of 7050 aluminium alloy by multi directional forging technique. **Materials Today: Proceedings**, v. 27, p. 1147–1151, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.001>

MEYERS, M. A.; MISHRA, A.; BENSON, D. J. Nanocrystalline materials. **Progress in Materials Science**, v. 51, p. 427–556, 2006.

MIURA, H.; YANG, X.; SAKAI, T. Evolution of ultra-fine grains in AZ31 and AZ61 mg alloys during multi directional forging and their properties. **Materials Transactions**, v. 49(5), p. 1015–1020, 2008. <https://doi.org/10.2320/matertrans.mc200737>

MIURA, H.; MARUOKA, T.; YANG, X.; JONAS, J. J. Microstructure and mechanical properties of multi-directionally forged Mg–Al–Zn alloy. **Scripta Materialia**, v. 66(1), p. 49–51, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.10.005>

MIURA, H.; MARUOKA, T.; JONAS, J. J. Effect of ageing on microstructure and mechanical properties of a multi-directionally forged Mg–6Al–1Zn alloy. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing**, v. 563, p. 53–59, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.11.021>

MULEY, S. V.; VIDVANS, A. N.; CHAUDHARI, G. P.; UDAINIYA, S. An assessment of ultra fine grained 316L stainless steel for implant applications. **Acta Biomaterialia**, v. 30, p. 408–419, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2015.10.043>

NAKAO, Y.; MIURA, H. Nano-grain evolution. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 1310–1317, 2011.

NASSIF, M. E. L. Comportamento mecânico do cobre submetido ao MDF, 2019. Disponível em: <https://repositorio.ufmg.br/handle/1843/30859>. Acesso em: 16 ago. 2025.

NASSIF, M. E. L.; FLAUSINO, P. C. A.; DA SILVA, N. A. N.; MANHABOSCO, T. M.; PEREIRA, P. H. R.; AGUILAR, M. T. P.; CETLIN, P. R. Controlling the microstructure and strength of copper submitted to multidirectional forging. **Materials Science and Technology**, 2025. <https://doi.org/10.1177/02670836251365346>

NIEH, T. G.; WADSWORTH, J. Hall-Petch relation. **Scripta Metallurgica**, v. 25, p. 955–958, 1991.

PADAP, A. K.; CHAUDHARI, G. P.; NATH, S. K.; PANCHOLI, V. Ultrafine-grained steel fabricated using warm multiaxial forging: Microstructure and mechanical properties. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing**, v. 527(1–2), p. 110–117, 2009. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.08.066>

PARIMI, A. K.; ROBI, P. S.; DWIVEDY, S. K. Severe plastic deformation of copper and Al–Cu alloy using multiple channel-die compression. **Materials in Engineering**, v. 32(4), p. 1948–1956, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.11.074>

PARK, K. S.; VANTYNE, C. J.; MOON, Y. H. Process analysis of multistage forging by using finite element method. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 187–188, p. 586–590, 2007. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.11.036>

RAO, P. N.; SINGH, D.; JAYAGANTHAN, R. Mechanical properties and microstructural evolution of Al 6061 alloy processed by multidirectional forging at liquid nitrogen temperature. **Materials in Engineering**, v. 56, p. 97–104, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.10.045>

REYES-RUIZ, C.; FIGUEROA, I. A.; BRAHAM, C.; CABRERA, J. M.; ZANELATO, O.; BAIZ, S.; GONZALEZ, G. Deformation heterogeneity study of a 6061-T6 aluminum alloy processed by equal channel angular pressing. **Materials Science Forum**, v. 905, p. 40–45, 2017. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.905.40>

ROMANOV, K.; SHVEYKIN, A.; TRUSOV, P. Advanced statistical crystal plasticity model: Description of copper grain structure refinement during equal channel angular pressing. **Metals**, v. 13(5), p. 953, 2023. <https://doi.org/10.3390/met13050953>

SAKAI, T.; MIURA, H.; YANG, X. Ultrafine grain formation in face centered cubic metals during severe plastic deformation. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing**, v. 499(1–2), p. 2–6, 2009. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.11.098>

SHARATH, P. C. Multi-directional forging. In: **Advanced welding and deforming**. [S.l.]: Elsevier, 2021.

SILVA, Alisson Duarte da; AGUILAR, Maria Teresa Paulino; CAMPOS, Haroldo Béria; PERTENCE, Antônio Eustáquio de Mello; CETLIN, Paulo Roberto. Aspectos de influência na simulação computacional da conformação mecânica baseada no método dos elementos finitos. In: **SEMINÁRIO NACIONAL DE FORJAMENTO (SENAFOR)**, 2016. Anais [...]. [S.l.]: [s.n.], 2016. Disponível em: <https://www.sixpro.pro/wp-content/uploads/2017/01/Par%C3%A2metros-Computacionais-do-MEF.pdf>. Acesso em: 04 abr. 2026.

SOARES, C. R. Processos de deformação plástica severa. 2013. Monografia – UFOP, Ouro Preto, 2013.

SONG, Z.; LI, H.; WANG, X.; TIAN, X.; HOU, H.; ZHAO, Y. (2023). Designing grain refinement passes for multi-direction forging: A phase-field crystal study. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 27, p. 6501–6512, 2023. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.10.187>

TAKAYAMA, A.; YANG, X.; MIURA, H.; SAKAI, T. Continuous static recrystallization in ultrafine-grained copper processed by multi-directional forging. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing**, v. 478(1–2), p. 221–228, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.05.115>

VALBERG, H. S. **Applied metal forming**. Cambridge: Cambridge University Press, 2010.

VALIEV, R. Z.; ISLAMGALIEV, R. K.; ALEXANDROV, I. V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. **Progress in Materials Science**, v. 45(2), p. 103–189, 2000. [https://doi.org/10.1016/s0079-6425\(99\)00007-9](https://doi.org/10.1016/s0079-6425(99)00007-9)

VALIEV, R. Nanostructuring of metals. **Nature Materials**, v. 3, p. 511–516, 2004.

VALIEV, R. Z.; LANGDON, T. G. ECAP principles. **Progress in Materials Science**, v. 51, p. 881–981, 2006.

WU, X.; YANG, X.; MA, J.; HUO, Q.; WANG, J.; SUN, H. Enhanced stretch formability and mechanical properties of a magnesium alloy processed by cold forging and subsequent annealing. **Materials in Engineering**, v. 43, p. 206–212, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.06.065>

XING, J.; YANG, X.; MIURA, H.; SAKAI, T. Mechanical properties of magnesium alloy AZ31 after severe plastic deformation. **Materials Transactions**, v. 49(1), p. 69–75, 2008. <https://doi.org/10.2320/matertrans.me200705>

XU, X.; ZHANG, Q.; HU, N.; HUANG, Y.; LANGDON, T. G. Using an Al–Cu binary alloy to compare processing by multi-axial compression and high-pressure torsion. **Materials Science & Engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing**, v. 588, p. 280–287, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.09.001>

YIN, X.; LIU, W.; TAN, X.; WU, M.; YUAN, S.; XIAO, D.; HUANG, L. Eliminating anisotropy of 7085 alloy forgings via temperature combination control during two-stage multi-directional forging. **Materials**, v. 18, p. 391, 2025. <https://doi.org/10.3390/ma18020391>

ZHILYAEV, A. P.; LANGDON, T. G. High-pressure torsion. **Progress in Materials Science**, v. 53, p. 893–979, 2008.

ZHU, Q.; LI, L.; BAN, C.; ZHAO, Z.; ZUO, Y.; CUI, J. (2014). Structure uniformity and limits of grain refinement of high purity aluminum during multi-directional forging process at room temperature. **Transactions of the Nonferrous Metals Society of China**, v. 24, p. 1301–1306, 2014. [https://doi.org/10.1016/s1003-6326\(14\)63192-7](https://doi.org/10.1016/s1003-6326(14)63192-7)

ZHOU, J.; XU, Y.; LOPEZ, M. A.; FARBANIEC, L.; PATSIAS, S., MACDOUGALL, D.; REED, J.; PETRINIC, N.; EAKINS, D.; SIVIOUR, C.; PELLEGRINO, A. The mechanical response of commercially pure copper under multiaxial loading at low and high strain rates. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 224, p. 107340, 2022. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2022.107340>