

INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E TECNOLOGIA DE MINAS  
GERAIS – *CAMPUS* BETIM  
BACHARELADO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Érika Virgínia Alves Machado

**ANÁLISE COMPARATIVA DA EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL E DAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS NO FORJAMENTO CONVENCIONAL  
MONOTÔNICO E NO FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL: uma revisão  
sistemática**

Betim

2025

ERIKA VIRGÍNIA ALVES MACHADO

**ANÁLISE COMPARATIVA DA EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL E DAS  
PROPRIEDADES MECÂNICAS NO FÓRJAMENTO CONVENCIONAL  
MONOTÔNICO E NO FÓRJAMENTO MULTIDIRECIONAL: uma revisão  
sistemática**

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao Curso Bacharelado em Engenharia Mecânica do Instituto Federal de Minas Gerais - *Campus* Betim, requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. André Fonseca Félix

Coorientadora: Profa. Dra. Nayara Aparecida Neres da Silva

Betim

2025

## FICHA CATALOGRÁFICA

M149a / Machado, Érika Virgínia Alves

Análise comparativa da evolução microestrutural e das propriedades mecânicas no forjamento convencional monotônico e no forjamento multidirecional: uma revisão sistemática / Érika Virgínia Alves Machado. – 2025.

91 f. : il.

Trabalho de conclusão de curso (Bacharelado em Engenharia Mecânica) - Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Minas Gerais, Câmpus Betim, 2025.

Orientação: Prof. Dr. André Fonseca Félix

Coorientação: Profa. Dra. Nayara Aparecida Neres da Silva

1. Forjamento. 2. Propriedades mecânicas. 3. Materiais metálicos. 4. Recristalização. 5. Engenharia Mecânica. I. Machado, Érika Virgínia Alves. II. Título.

CDU: 620.17



**MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO**  
**SECRETARIA DE EDUCAÇÃO PROFISSIONAL E TECNOLÓGICA**  
**INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E TECNOLOGIA DE MINAS GERAIS**  
Campus Betim  
Diretoria de Ensino  
Docentes Mecânica  
Rua Itamarati - CEP 32677-564 - Betim - MG  
3135976360 - www.ifmg.edu.br

## ATA DE APRESENTAÇÃO DE TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

Aos 11 dias do mês de agosto do ano de 2025, às dezessete horas, no Auditório do campus Betim, reuniu-se a banca examinadora presidida por mim, Prof. Dr. André Félix e pela Coorientadora Dr<sup>a</sup> Nayara Aparecida Neres (DEMET-UFOP), demais membros da banca, Prof. Dr. Flávio Magno de Carvalho Fonseca e Profa. MSc. Juliana Maria Silva Teles (REDEMAT). Nesta ocasião a discente Érika Virginia Alves Machado do curso de Bacharelado em Engenharia Mecânica, com registro acadêmico de número 0033116 do IFMG – *Campus Betim*, apresentou seu Trabalho de Conclusão de Curso (TCC) intitulado “**Análise Comparativa da Evolução Microestrutural e das Propriedades Mecânicas no Forjamento Convencional Monotônico e no Forjamento Multidirecional: Uma revisão sistemática**” e foi APROVADO, com 100 (cem) pontos.

Este resultado reflete o cumprimento parcial dos critérios de avaliação estabelecidos pelo curso e reconhece os esforços e a dedicação do discente e seus orientadores no desenvolvimento do seu TCC. O lançamento da nota e o consequente encerramento do respectivo processo está condicionado ao cumprimento dos procedimentos pós-apresentação conforme previstos nos regulamentos vigentes. Tais procedimentos pós-apresentação devem ser finalizados dentro do prazo limite de 30 dias, a contar da data desta ata. O descumprimento destes procedimentos até a data estipulada implicará em atribuição de nota 0 (zero) e consequente reprovação.

A sessão foi encerrada às dezenove horas e cinco minutos.

Betim, 11 de agosto de 2025.



Documento assinado eletronicamente por **Andre Fonseca Felix, Professor**, em 12/08/2025, às 00:08, conforme Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020.



Documento assinado eletronicamente por **NAYARA APARECIDA NERES DA SILVA, Usuário Externo**, em 12/08/2025, às 12:50, conforme Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020.



Documento assinado eletronicamente por **Flavio Magno de Carvalho Fonseca, Professor**, em 19/08/2025, às 08:47, conforme Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020.



Documento assinado eletronicamente por **Juliana Maria Silva Teles, Usuário Externo**, em 22/08/2025, às 10:36, conforme Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020.



A autenticidade do documento pode ser conferida no site <https://sei.ifmg.edu.br/consultadocs> informando o código verificador **2414375** e o código CRC **8DFF7944**.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço aos meus pais e à minha irmã, que são sempre a minha base e me incentivaram a concluir mais esta etapa.

Agradeço aos meus orientadores, pelos ensinamentos, tanto neste trabalho quanto nas aulas durante o curso, que foram tão importantes para minha formação, e agradeço a paciência e compreensão ao longo de todos esses anos.

## RESUMO

Este trabalho tem como objetivo fazer uma análise comparativa da evolução microestrutural e das propriedades mecânicas no forjamento monotônico e multidirecional (Multi-directional Forging - MDF). Para isso, foi realizada uma revisão sistemática da literatura, por meio da análise de artigos científicos. Evidenciou-se que o MDF proporciona benefícios significativos no que tange ao refinamento microestrutural e à melhoria das propriedades mecânicas dos materiais metálicos. A recristalização dinâmica promovida pelo MDF resulta na formação de grãos equiaxiais e em uma microestrutura mais homogênea. Além disso, o processo é eficaz no enfraquecimento da textura cristalográfica basal, aumentando a ductilidade por favorecer o escorregamento em múltiplas direções. Embora o forjamento monotônico também permita a ocorrência de recristalização e certo grau de refinamento, seus efeitos são mais limitados, especialmente em termos de homogeneidade microestrutural e intensidade da modificação das propriedades mecânicas. Dentre as técnicas de deformação plástica severa (Severe Plastic Deformation - SPD), a simplicidade relativa do MDF, associada ao seu bom custo-benefício e à possibilidade de integração com rotas industriais convencionais, o torna uma alternativa promissora para a fabricação de componentes estruturais avançados com microestruturas refinadas. Neste contexto, esta revisão fornece subsídios técnicos e científicos relevantes para a escolha de estratégias de conformação mecânica mais eficientes, considerando as propriedades mecânicas desejadas e os recursos disponíveis.

Palavras-chave: forjamento multidirecional; forjamento monotônico; recristalização; refino de grão.

## **ABSTRACT**

This study aims to perform a comparative analysis of the microstructural and mechanical properties evolution in monotonic and multidirectional forging (MDF). For this purpose, a systematic literature review was conducted through the analysis of scientific articles. It was evidenced that MDF provides significant benefits regarding microstructural refinement and improvement of the mechanical properties in metallic materials. The dynamic recrystallization promoted by MDF results in the formation of equiaxed grains and a more homogeneous microstructure. Furthermore, the process is effective in weakening the basal crystallographic texture, increasing ductility by favoring slip in multiple directions. Although monotonic forging also allows for recrystallization and a certain degree of refinement, its effects are more limited, especially in terms of microstructural homogeneity and the intensity of mechanical properties modification. Among severe plastic deformation (SPD) techniques, MDF's relative simplicity, combined with its cost-effectiveness and the possibility of integration with conventional industrial processes, makes it a promising alternative for the manufacture of advanced structural components with refined microstructures. In this context, this review provides relevant technical and scientific insights for selecting more efficient metal forming strategies, considering the desired mechanical properties and available resources.

**Keywords:** multidirectional forging; monotonic forging; recrystallization; grain refinement.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1– Operações unitárias do forjamento livre (a) recalque (b) estiramento.....	18
Figura 2 - Forjamento convencional em matriz fechada. ....	19
Figura 3 - Vista em corte de uma matriz de forjamento.....	20
Figura 4 - Curva típica da carga de forjamento com o curso da matriz no forjamento em matriz. .....	20
Figura 5 - Curvas de forjabilidade de vários aços determinadas pelo teste de torção a quente. (a) nº de torções até a fratura x temperatura. (b) Pressão de forjamento x Temperatura para reduções de 10% e 50% a uma taxa de deformação constante de 0,7 s-1.....	23
Figura 6 - Região não deformada (hachurada) devido ao atrito nas extremidades de um corpo de prova de compressão.....	26
Figura 7 - Efeito do forjamento a quente na resistência ao impacto, liga de aço-Ni-Cr. ....	27
Figura 8 - Influência da redução por recalque em matriz aberta na ductilidade axial e radial de aços forjados. ....	28
Figura 9 – Curva característica do efeito Bauschinger.....	30
Figura 10 - Curvas tensão/deformação efetivas para o aço ao carbono, o latão e o aço AISI 430. .....	31
Figura 11 - Curvas tensão/deformação efetivas referentes às rotas de processamento mecânico laminação/tração/cisalhamento e tração/laminação/cisalhamento para: (a) aço ao carbono e (b) latão. ....	32
Figura 12 - Classificação dos contornos de grão, conforme ângulo de desorientação.....	33
Figura 13 - Diagrama de processos convencionais e de deformação plástica severa.....	35
Figura 14 - Esquema do processo de forjamento multidirecional, mostrando a compressão ao longo dos três eixos ortogonais. ....	36
Figura 15 - Ilustração de matrizes de compressão multidirecional. (a) matriz com duas paredes. (b) matriz com quatro paredes. ....	37
Figura 16 - Fluxograma das etapas de pesquisa. ....	42
Figura 17 - Microestrutura da seção transversal média da amostra após (a) dois ( $\Sigma e = 3$ ) e (b) quatro ( $\Sigma e = 6$ ) ciclos a 500 °C.....	54
Figura 18 - 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 ciclo; (c) 2 ciclos; (d) 8 ciclos e (e) após 23 ciclos. ....	55

Figura 19 - Relação entre intensidade máxima da textura de {0001} e propriedades mecânicas após MDF. ....	57
Figura 20 - Evolução da microestrutura na camada próxima à superfície durante MDF isotérmico a 350°C: (a) estrutura fundida; (b) primeiro passe ao longo do eixo z; (c) segundo passe ao longo do eixo y; (d) terceiro passe ao longo do eixo x; (e) dois ciclos com $\Sigma e = 4,2$ ; (f) três ciclos com $\Sigma e = 6,3$ ; luz polarizada, microscópio óptico. ....	59
Figura 21 – Estrutura de grãos na parte central da amostra (a-c) MDF isotérmico a 350°C em várias deformações acumuladas: (a) 2,1, (b) 4,2 e (c) 6,3. (d) estrutura de grãos após laminação a quente com deformação de 2,14; luz polarizada, microscópio óptico.....	59
Figura 22 - Microscopias de orientação de imagem (OIM) e mapas de qualidade padrão EBSD para amostras de Al processadas por 4 ciclos de LSA-MDF (a,b) com ou (c,d) sem confinamento em matriz. ....	60
Figura 23 - Imagens de MET de amostras de Al processadas por 4 ciclos de LSA-MDF (a-c) com ou (d-f) sem confinamento em matriz. ....	61
Figura 24 - Microestrutura da liga processada por MDF a diferentes temperaturas: (a) 500°C, (b) 470°C, (c) 440°C, (d) 410°C.....	62
Figura 25 – Microestruturas observadas perpendicularmente (a, c, e, g) e paralelamente (b, d, f, h) à direção final de compressão a diferentes temperaturas: (a, b) 500°C, (c, d) 470°C, (e, f) 440°C, (g, h) 410°C.....	63
Figura 26 - Microestrutura da camada próxima à superfície das amostras após IMF a diferentes deformações (0,5–0,6) e temperaturas (500-200 °C).....	64
Figura 27 - Microestrutura da seção transversal média da amostra após (a,c) 2 ciclos ( $\Sigma e=3$ ) e (b,d) 4 ciclos ( $\Sigma e=6$ ) a (a,b) 300 °C e (b,d) 200 °C.....	65
Figura 28 - Imagens de MET de amostras de Ti após (a) 1 ciclo (b) 2 ciclos e (c) 3 ciclos de MDF. ....	66
Figura 29 - Imagem de MET mostrando a micrografia detalhada da amostra homogeneizada. ....	67
Figura 30 - Micrografias de MET mostrando a microestrutura detalhada e precipitados formados durante MDF à deformação acumulada de: (a,b) 2,07, (c,d) 4,14 e (e,f) 6,21 (setas vermelha e azul mostram HAGBs e LAGBs e paredes de discordâncias, respectivamente)...	68
Figura 31 - Microscopia óptica das amostras (a, b) AC, (c, d) AF523, (e, f) AF623 e (g, h) AF723. ....	70

Figura 32 – Mapas de contornos de grãos de LAGBs ( $2^\circ \leq \theta < 5^\circ$ , linhas vermelhas, e $5^\circ \leq \theta < 15^\circ$ , linhas verdes) e HAGBs ( $15^\circ \leq \theta$ , linhas azuis: (a) matéria-prima e (b) produto forjado.	72
Figura 33 - Curvas de tensão x deformação das ligas de Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr-(0,0.6)B fundida e forjadas a (a) temperatura ambiente; (b) 800°C; (c) 900°C. ....	74
Figura 34 - Curvas de tensão x deformação de engenharia das amostras de Ti antes e após os ciclos de MDF. ....	75
Figura 35 - Superfícies de fratura das amostras de Ti (a) inicial, (b) após 1 ciclo de MDF, (c) após 2 ciclos de MDF e (d) após 3 ciclos de MDF.....	76
Figura 36 - Curvas de tensão x deformação das amostras de Mg antes e após forjamento monotônico. ....	79
Figura 37 – Curvas de tensão x deformação verdadeiras das amostras em (a) estado homogeneizado e após MDF a deformações acumuladas de (b) 2,07, (c) 4,14 e (d) 6,21.....	82
Figura 38 – Curvas de tensão x deformação das amostras de Al antes e após forjamento multiaxial. ....	83

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Valores típicos de velocidades para máquinas de forjamento.....	25
Tabela 2 – Síntese dos principais parâmetros de processo e das propriedades mecânicas alcançadas nos artigos selecionados sobre forjamento multidirecional e monotônico. ....	44
Tabela 3 – Propriedades mecânicas de ligas de Ti após forjamento monotônico e cíclico.....	77
Tabela 4 – Propriedades mecânicas de liga de Mg após forjamento monotônico a quente. ....	78
Tabela 5 – Propriedades mecânicas de liga de Mg após ciclos de MDF.....	80
Tabela 6 – Propriedades mecânicas de liga de Al antes e após ciclos de MDF. ....	81
Tabela 7 – Propriedades mecânicas de liga de Al antes e após forjamento multiaxial. ....	84

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ARB - *Accumulative Roll-Bonding*

ECAP - *Equal Channel Angular Pressing*

Capex - *Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior*

CCC - *Cúbica de corpo centrado*

CFC - *Cúbica de face centrada*

FMDC - *Forjamento multidirecional em canais confinados*

FMI - *Forjamento multidirecional isotérmico.*

HAGBs – *High Angle Grain Boundaries*

HC - *Hexagonal compacto*

HPHF - *Hard plate hot forging*

HPT - *High Pressure Torsion*

IMF – *Isothermal Multidirectional Forging*

LAGBs – *Low Angle Grain Boundaries*

MAF - *Multi-axial forging*

MDCF - *Forjamento Multidirecional Confinado*

MDF - *Multi-Directional Forging*

MIF - *Multiaxial isothermal forging*

PIB – *Produto Interno Bruto*

SPD - *Severe Plastic Deformation*

UTS - *Ultimate tensile stress*

YS - *Yield strength*

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>14</b>
<b>2. OBJETIVOS.....</b>	<b>16</b>
2.1 Objetivo geral... ..	16
2.2. Objetivos específicos .....	16
<b>3. REFERENCIAL TEÓRICO.....</b>	<b>17</b>
3.1. Forjamento Convencional .....	17
3.1.1. Forjamento em matriz aberta.....	18
3.1.2. Forjamento em matriz fechada.....	19
3.2. Máquinas de Forjamento .....	21
3.2.1. Fatores metalúrgicos que influenciam na conformabilidade .....	21
3.3. Temperatura.....	22
3.4. Velocidade de deformação .....	24
3.5. Propriedades do material forjado .....	26
3.6. Efeito do caminho de deformação.....	28
3.7. Processos de Deformação Plástica Severa (SPD).....	32
3.8. Forjamento Multidirecional (MDF).....	35
3.9. Tipos de Matrizes .....	37
3.10. Influência da temperatura de processamento .....	38
3.11. Influência da Deformação acumulada e Taxa de deformação.....	38
<b>4. METODOLOGIA .....</b>	<b>40</b>
<b>5. ANÁLISE DA REVISÃO SISTEMÁTICA DE ARTIGOS DE DIFERENTES METAIS E LIGAS PROCESSADOS POR MÉTODOS DE FORJAMENTO DISTINTOS.....</b>	<b>43</b>
5.1 Efeito do forjamento multidirecional (MDF) na microestrutura dos materiais.....	54
5.1.1 Maior refinamento na região central da amostra .....	54
5.1.2 Amaciamento do material e enfraquecimento da textura cristalográfica .....	55

5.1.3	Evolução microestrutural - grãos equiaxiais; recristalização dinâmica.....	58
5.2	Efeito do forjamento monotônico na microestrutura dos materiais .....	68
5.2.1	Recristalização.....	68
5.2.2	Aumento da densidade de discordâncias .....	70
5.2.3	Enfraquecimento da textura cristalográfica.....	73
5.3	Efeito dos processos de forjamento no comportamento mecânico dos materiais.....	73
5.3.1	Titânio e suas ligas .....	73
5.3.2	Magnésio.....	77
5.3.3	Alumínio.....	80
<b>6.</b>	<b>CONSIDERAÇÕES FINAIS .....</b>	<b>85</b>
	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>87</b>

## 1. INTRODUÇÃO

A indústria de transformação tem uma participação importante no PIB brasileiro, tendo alcançado 14,4% no ano de 2024 (CONFEDERAÇÃO NACIONAL DA INDÚSTRIA, 2025). Além disso, é uma base indispensável para o crescimento de outros setores da economia.

Dentro da indústria de transformação encontra-se o setor metal-mecânico, no qual os processos de conformação mecânica estão presentes. É um setor que busca melhoria de qualidade e produtividade, com foco na redução de custos e aumento da competitividade. Isso incentiva o aprimoramento dos processos produtivos, de modo a reduzir custos com matéria-prima, energia e processamento, sem deixar de garantir a qualidade dos produtos, com o atendimento das propriedades mecânicas desejadas (BEHRENS *et al.*, 2016; BUTTON; YAMAKAMI, 2007; KAPOOR, 2017; SEPTIMIO, 2015). A conformação mecânica utiliza da aplicação de forças para gerar deformação plástica e consequente conformação do material, podendo ser empregada em várias técnicas, tais como laminação, extrusão, trefilação, estampagem e forjamento.

Dentro desse contexto, processos inovadores, como os de deformação plástica severa (SPD), foram desenvolvidos como variações das técnicas de conformação convencionais. O objetivo era obter materiais com microestrutura submicrométrica e alta resistência mecânica, mesmo após elevados índices de deformação, sem induzir a fratura.

Apesar das técnicas SPD apresentarem potencial para produzir metais com microestrutura ultrafina e resistência superior, ainda são pouco adotadas em escala industrial, principalmente devido ao custo operacional e limitações relacionadas à geometria e ao tamanho dos componentes produzidos (KAPOOR, 2017). Assim, é essencial identificar quais práticas tradicionais são mais facilmente adaptáveis a técnicas SPD, podendo-se destacar o MDF como técnica relativamente simples e acessível para produção em larga escala.

Diferente do forjamento convencional, que de maneira geral utiliza forças compressivas monotônicas para dar forma à peça, o MDF consiste em submeter o material a sucessivos passes de forjamento em três direções ortogonais, promovendo um refinamento significativo da microestrutura. No estudo de De Faria *et al.* (2016), essa técnica foi aplicada na conformação de alumínio comercial puro, permitindo a redução do tamanho de grão e superando seu baixo limite de escoamento sem a necessidade de abordagens mais complexas, como o endurecimento por solução sólida ou por precipitação.

O trabalho realizado por Nassif (2019) também adotou o MDF como técnica de conformação para aumentar a resistência mecânica do cobre, sendo mais um exemplo das inúmeras pesquisas realizadas na área. Além disso, diversos artigos demonstraram a possibilidade de utilização no MDF do mesmo maquinário empregado no forjamento convencional (ALEMDAG *et al.*, 2021; DONG *et al.*, 2020; LI *et al.*, 2018; SAJJAN *et al.*, 2019; XIA *et al.*, 2017; WANG *et al.*, 2020).

Nessa perspectiva, a implementação e otimização de processos capazes de produzir materiais com microestrutura e propriedades mais homogêneas, resistentes e tenazes representa um desafio fundamental na fabricação, exigindo um equilíbrio entre controle microestrutural, eficiência produtiva e desempenho mecânico.

Por essas razões, o objetivo deste estudo foi realizar uma análise comparativa das características mecânicas e microestruturais de materiais submetidos ao forjamento multidirecional e à compressão monotônica, por meio de uma revisão da literatura disponível. O intuito foi reunir as principais características e resultados obtidos com ambos os processos.

## 2. OBJETIVOS

### 2.1. Objetivo geral

Realizar uma revisão sistemática comparativa dos estudos sobre a evolução microestrutural e as propriedades mecânicas alcançadas em processos de forjamento multidirecional (MDF) e forjamento convencional com compressão monotônica.

### 2.2. Objetivos específicos

- Selecionar e analisar estudos recentes sobre o forjamento multidirecional e os processos convencionais de conformação mecânica.
- Compreender as principais etapas e características dos processos de forjamento convencional e multidirecional, incluindo tipos de matrizes, temperatura de trabalho e taxa de deformação.
- Comparar a evolução microestrutural e o comportamento mecânico dos materiais submetidos a processos de conformação cíclicos e monotônicos.

### 3. REFERENCIAL TEÓRICO

#### 3.1. Forjamento Convencional

O processo de forjamento convencional consiste na conformação de materiais, a quente ou a frio, por martelamento ou aplicação gradativa de pressão. O martelo é uma das ferramentas utilizadas para dar forma ao material por meio de impacto. Outro equipamento empregado é a prensa, que submete o metal à força compressiva, a uma velocidade menor. A conformação por forjamento pode ser desenvolvida em matriz aberta (forjamento livre) ou matriz fechada (forjamento em matriz), dependendo do grau de complexidade da geometria do produto (BRESCIANI FILHO, 2011; RAJPUT, 2014).

O forjamento livre é efetuado em ferramentas de formato simples, submetendo a peça à compressão direta. O material irá escoar perpendicularmente à direção de aplicação da força, por ser o caminho de menor atrito. Este processo é utilizado para obter peças de grandes dimensões ou em pequena quantidade, visto que as dimensões da peça a ser fabricada pode inviabilizar o investimento para fabricação de matrizes. O forjamento livre também é aplicado para pré-conformação de peças que serão forjadas em matriz fechada (BRESCIANI FILHO, 2011; RAJPUT, 2014).

Por outro lado, no forjamento em matriz fechada a peça é conformada entre matrizes que determinam sua forma final, sendo submetida a altas pressões durante o processo. Para garantir o preenchimento total da cavidade, trabalha-se com ligeiro excesso de material. O excesso sairá da matriz para o compartimento chamado “bacia de rebarba” e será removido na operação de acabamento. A confecção das matrizes representa um custo elevado e, portanto, são utilizadas nos processos em que o volume de produção é compatível com o investimento (BRESCIANI FILHO, 2011; RAJPUT, 2014).

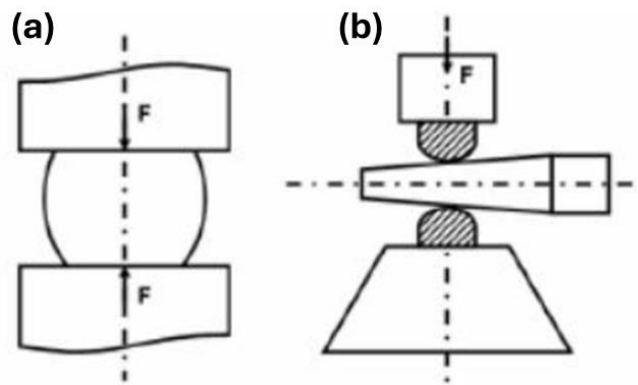
As principais etapas do forjamento convencional são: corte, aquecimento, forjamento livre e forjamento em matriz (uma ou mais etapas), rebarbação e tratamento térmico. Diversos materiais podem ser processados por forjamento para dar forma e alterar propriedades mecânicas, tais como: ligas de aço, alumínio, cobre e titânio (BRESCIANI FILHO, 2011).

### 3.1.1. Forjamento em matriz aberta

O forjamento livre, ou em matriz aberta, consiste na conformação do metal por compressão entre matrizes planas, ou de geometria simples, ocorrendo escoamento do material perpendicularmente à aplicação da tensão. Comumente, são forjadas barras aquecidas totalmente ou apenas superficialmente, para a produção de peças de grande porte e para a preparação de pré-formas que passarão por operações posteriores em matriz fechada (BRESCIANI FILHO, 2011; CORRÊA; SCHAEFFER, 2016; DIETER, 1981; MEDEIROS *et al.*, 2011; PINTO, 2017).

As operações básicas do forjamento livre são três (FIGURA 1): recalque, estiramento e alargamento. No recalque, o material tem sua altura reduzida enquanto a seção transversal aumenta. Já no estiramento, sucessivos golpes promovem o escoamento do material na direção axial, resultando no alongamento da peça. Simultaneamente, ocorre o alargamento, caracterizado pela expansão perpendicular ao eixo (BRESCIANI FILHO, 2011; MARGUTTI; ROSADO; SCHAEFFER, 2011).

Figura 1– Operações unitárias do forjamento livre (a) recalque (b) estiramento.



Fonte: MARGUTTI; ROSADO; SCHAEFFER, 2011.

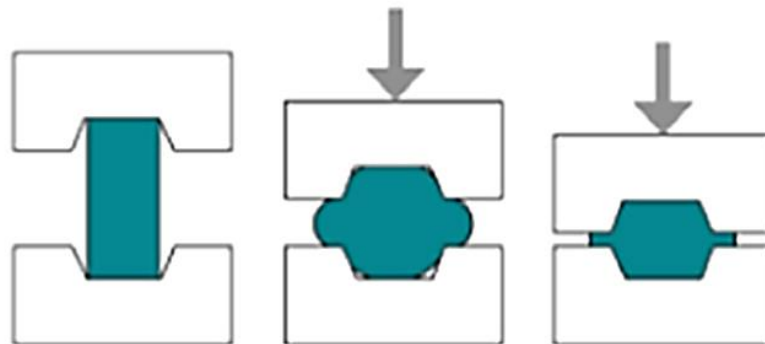
Durante a operação de recalque, o metal irá escoar entre as superfícies da matriz e poderá ocorrer o abaulamento das superfícies laterais da peça de trabalho. Esse abaulamento ocorre devido ao maior atrito na região de contato entre peça e matriz, restringindo a deformação, e à facilidade de escoamento na superfície livre, por se tratar de região de menor atrito (DIETER, 1981).

### 3.1.2. Forjamento em matriz fechada

É o processo em que o material é conformado por compressão dentro de uma matriz fechada, tomando a forma da cavidade, permitindo alcançar tolerâncias dimensionais mais precisas (BRESCIANI FILHO, 2011; DIETER, 1981). A matéria-prima que será forjada pode apresentar várias geometrias, tais como: barras (peças longas, que são trabalhadas em uma das extremidades e o corte de separação é realizado no último golpe de forjamento), tarugos (os blocos são previamente cortados e conformados em peças grandes e pesadas) e elementos estampados (para fabricação de peças pequenas e delgadas) (BRESCIANI FILHO, 2011).

Em geral, a fabricação de matrizes para forjamento requer elevado investimento, sendo necessário grande volume de peças forjadas, para garantir a viabilidade econômica do processo (DIETER, 1981). A Figura 2 representa o processo de forjamento convencional em matriz fechada.

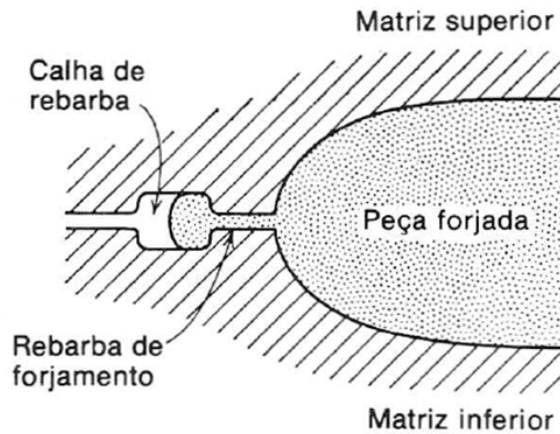
Figura 2 - Forjamento convencional em matriz fechada.



Fonte: SHARATH, 2021.

Na operação de forjamento em matriz fechada é utilizada uma quantidade de metal ligeiramente superior ao necessário para a formação da peça, assim, garantindo que haverá o completo preenchimento da cavidade da matriz. Como consequência, o excesso de material escoou para fora da cavidade, formando a rebarba de forjamento (DIETER, 1981; RAJPUT, 2014). Com a finalidade de conter a formação de uma rebarba muito extensa, costuma-se construir uma calha de rebarba, conforme esquematizado na Figura 3, que consiste em um rebaixo no entorno da cavidade da peça, junto à linha de divisão da matriz, permitindo o escoamento livre do excesso de material (DIETER, 1981).

Figura 3 - Vista em corte de uma matriz de forjamento.

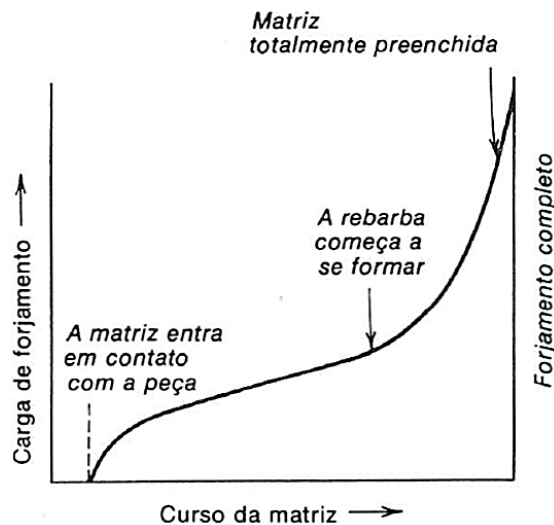


Fonte: DIETER, 1981.

O projeto ideal da calha deve controlar a formação da rebarba, de modo que o preenchimento de todos os detalhes da cavidade seja preferencial ao deslocamento do material para a calha. O elevado atrito entre matriz e rebarba gera resistência ao escoamento do material, que, então, move-se pelo caminho de menor energia, escoando dentro das cavidades da matriz, funcionando como um dispositivo de segurança que garante a conformação correta da peça forjada (DIETER, 1981; PINTO, 2017; RAJPUT, 2014).

Entretanto, o aumento da carga de forjamento durante a formação da rebarba (FIGURA 4), embora garanta o preenchimento completo da cavidade, pode, se excessivo, levar à deformação ou até à quebra da matriz. Por isso, é fundamental projetar a rebarba com a menor espessura necessária para a realização do processo (BEHRENS *et al.* 2016; DIETER, 1981).

Figura 4 - Curva típica da carga de forjamento com o curso da matriz no forjamento em matriz.



Fonte: DIETER, 1981.

### 3.2. Máquinas de Forjamento

A conformação da peça durante forjamento é realizada por meio de martelos ou prensas de forjamento. Existem três principais tipos de martelos: de queda livre, de dupla-ação e de contra-golpe. Estes equipamentos agem submetendo o material a impacto, provocando deformação do metal a uma alta velocidade (BRESCIANI FILHO, 2011). Ao elevar a massa cadente a uma altura específica, a energia que será utilizada para deformar a peça de trabalho é armazenada na forma de energia potencial e, posteriormente, convertida em energia cinética, quando a massa se movimenta de encontro à peça. Quando ocorre o contato, a velocidade da massa cadente é máxima e, então, desacelera-se à medida que ocorre a deformação do forjado (CROUT; WALTER; VAN TYNE, 2009a).

A eficiência do processo de forjamento depende da quantidade de energia transformada em trabalho. No forjamento por martelos, parte da energia total é dissipada em energia elástica na massa cadente, nas matrizes e na bigorna (componente que suporta a matriz inferior), não estando disponível para a realização de trabalho. Quanto maior a carga de forjamento em relação ao tamanho do equipamento, maior é a perda de energia e, conseqüentemente, há redução na eficiência. Assim, as operações de recalque e estiramento mostram-se de maior eficiência, comparadas às grandes operações acabadoras, ao forjamento a frio ou de materiais com elevado limite de escoamento (CROUT; WALTER; VAN TYNE, 2009a).

As prensas de forjamento são classificadas como prensas hidráulicas, mecânicas e recaladoras. Elas submetem o material a uma força de compressão à baixa velocidade. A aplicação de tensão aumenta durante a deformação, o que provoca uma maior penetração da zona deformada no interior da peça (BRESCIANI FILHO, 2011).

#### 3.2.1. Fatores metalúrgicos que influenciam na conformabilidade

A conformabilidade dos metais é um fenômeno complexo influenciado por fatores microestruturais, termomecânicos, ambientais e pelas propriedades intrínsecas do material. Para otimizar esse processo, é fundamental controlar esses aspectos ao longo da fabricação, seja por meio de tratamentos térmicos, ajustes na composição química ou pela escolha adequada das condições de conformação. Compreender esses fatores possibilita a produção de componentes metálicos com maior eficiência e qualidade, atendendo às exigências de setores como o automotivo, aeroespacial e da construção civil (CETLIN; HELMAN, 2010).

### 3.3. Temperatura

A formabilidade dos materiais aumenta com o aquecimento, sendo necessário aquecer o metal a uma determinada temperatura que lhe confira plasticidade adequada. Em processos de forjamento, a temperatura ideal de conformação irá variar conforme a composição química dos materiais, sendo que metais não ferrosos com base em ligas de cobre e de alumínio são forjados nas temperaturas entre 300 e 800 °C, e os aços nas temperaturas entre 800 e 1100 °C (BRESCIANI FILHO, 2011).

Como a temperatura de conformação varia a depender do material, comumente, calcula-se a temperatura homóloga ( $T_h$ ), que consiste na razão entre a temperatura de processamento e a de fusão, na escala Kelvin. Considera-se que o trabalho é a quente, quando a temperatura de processamento do material for maior ou igual a 50% da temperatura de fusão ( $T_h \geq 0,5$ ), e a frio, se  $T_h < 0,3$  (BRESCIANI FILHO, 2011; CETLIN; HELMAN, 2010).

Na deformação a quente, ocorre um amaciamento simultâneo ao encruamento, e a tensão de escoamento do metal tende a decrescer com o aumento da  $T_h$ . Esse efeito se deve ao aumento da vibração térmica, que facilita a movimentação de átomos e, portanto, a difusão atômica e a mobilidade das discordâncias. Tendo em vista que o deslizamento de planos cristalinos é um dos mecanismos de deformação plástica e decorre da movimentação de discordâncias, a elevação da temperatura de processamento resulta nessa redução de resistência mecânica (BRESCIANI FILHO, 2011; CETLIN; HELMAN, 2010).

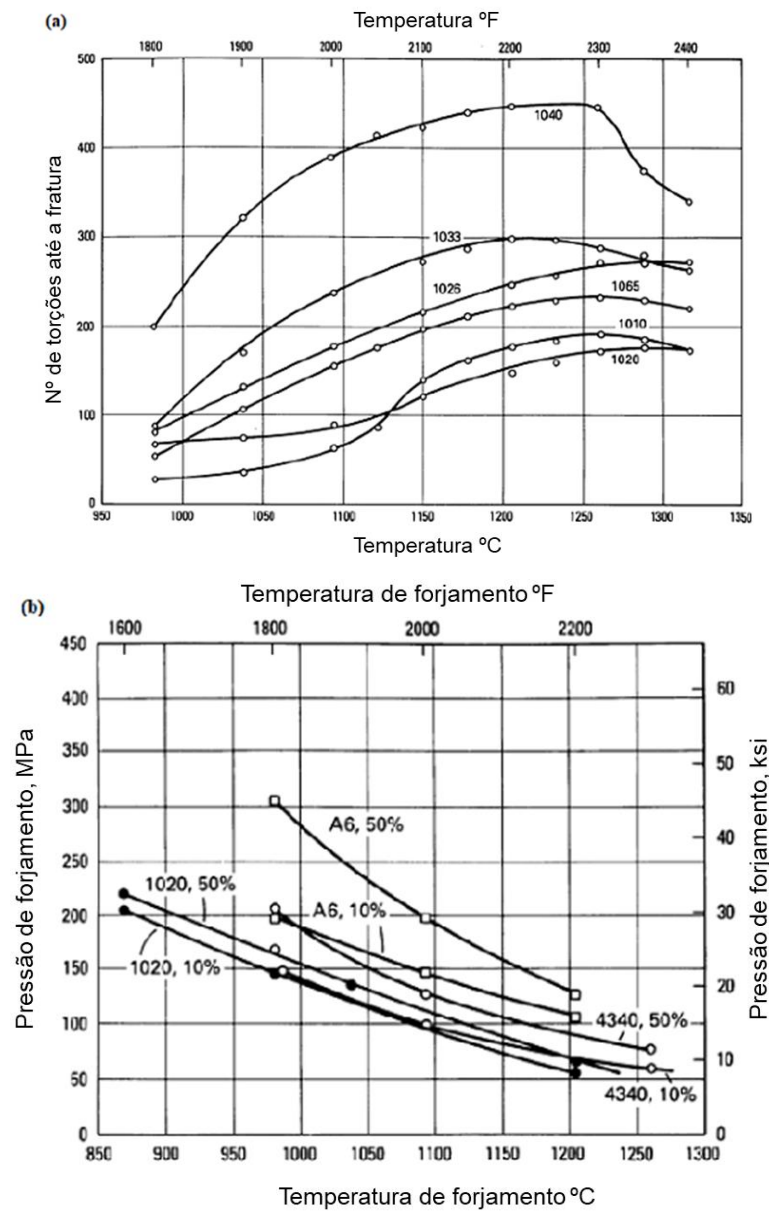
Também deve-se considerar a transferência de calor da peça para a ferramenta (condução) e para o ar (radiação), sendo que a redução de temperatura por condução é mais expressiva. Para atenuar a velocidade de resfriamento, pode ser realizado o pré-aquecimento da ferramenta, reduzindo a diferença de temperatura peça-ferramenta (BRESCIANI FILHO, 2011).

A concentração de carbono, de elementos de liga e a quantidade desejada de deformação influenciam na determinação da temperatura de forjamento, que tende a diminuir com o aumento da quantidade de carbono e elementos de liga (ASM HANDBOOK, 1998).

Para analisar a temperatura ideal de forjamento, pode ser realizado o teste de torção a quente (*hot-twist test*), em que o material em forma de barra é submetido à torção, em diferentes temperaturas, até que ocorra a fratura. A temperatura na qual o número máximo de voltas (torções) foi alcançado é considerada a temperatura ótima para o trabalho a quente (ASM

HANDBOOK, 1998). A Figura 5 apresenta algumas curvas de forjabilidade resultantes deste teste.

Figura 5 - Curvas de forjabilidade de vários aços determinadas pelo teste de torção a quente. (a) nº de torções até a fratura x temperatura. (b) Pressão de forjamento x Temperatura para reduções de 10% e 50% a uma taxa de deformação constante de 0,7 s-1.



Fonte: ASM HANDBOOK, 1998.

### 3.4. Velocidade de deformação

No processo de deformação do metal, uma fração da energia aplicada é convertida em calor. Quando a velocidade de deformação aumenta, a dissipação desse calor se torna menos eficiente, resultando em um aumento da temperatura do material produzido. Esse fenômeno é especialmente relevante na deformação a quente, pois a elevação excessiva da temperatura pode levar à fusão do metal, principalmente se sua temperatura inicial já for elevada. Além disso, a velocidade de deformação ( $\dot{\epsilon}$ ) afeta a tensão necessária para modificar a forma do metal, sendo esse efeito mais pronunciado para valores elevados de  $T_h$ . A relação entre a tensão de escoamento ( $\sigma_e$ ) e a velocidade de deformação ( $\dot{\epsilon}$ ) é expressa pela Equação 1:

$$\sigma_e = \sigma_0 \dot{\epsilon}^m \quad (1)$$

em que,  $\sigma_0$  é uma constante, e  $m$  o coeficiente de sensibilidade à velocidade de deformação. Esse coeficiente tende a aumentar com a elevação da temperatura, indicando que o material se torna mais sensível à taxa de deformação em temperaturas mais altas (CETLIN; HELMAN, 2010).

Além disso, conforme a velocidade de deformação cresce, ocorre um aumento na temperatura homóloga ( $T_h$ ) necessária para que a deformação ocorra no regime de trabalho a quente. Os mecanismos de amaciamento do metal durante a conformação são predominantemente ativados termicamente. Para que os fenômenos de restauração microestruturais (recuperação e recristalização) ocorram em um intervalo de tempo reduzido devido à maior velocidade de deformação, é imprescindível um aumento na temperatura de processamento ( $T_h$ ) (CETLIN; HELMAN, 2010).

No que tange os processos de forjamento, a velocidade em que o martelo ou prensa se desloca durante a operação de forja, determina a taxa de deformação. Essa taxa irá influenciar no valor da tensão de escoamento e no tempo de contato sob pressão (DIETER, 1981). As velocidades típicas das máquinas de forjamento são apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1 - Valores típicos de velocidades para máquinas de forjamento.

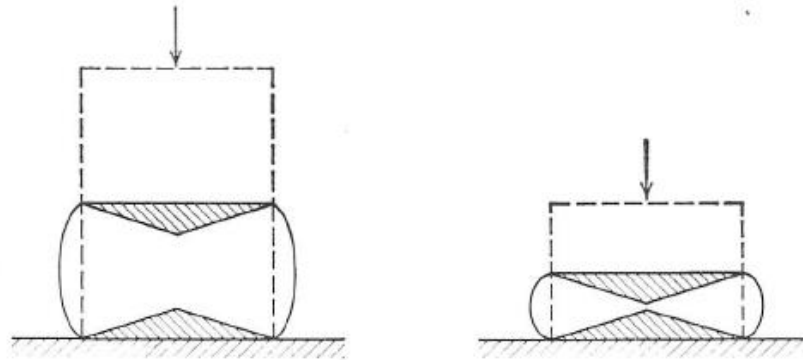
<b>Máquinas de Forjamento</b>	<b>Faixa de Velocidades (m/s)</b>
Martelo de queda livre	3,6 – 4,8
Martelo de dupla ação	3,0 – 9,0
Prensa mecânica	0,06 – 1,5
Prensa hidráulica	0,06 – 0,3

Fonte: DIETER, 1981.

Para os processos de forjamento a quente, o aumento da taxa de deformação propicia uma melhora da forjabilidade. Isso se deve à geração de calor, devido à deformação, facilitando a conformação e favorecendo a ocorrência de fenômenos microestruturais termicamente ativados. Porém, aumentos excessivos de temperatura devem ser controlados para não ocorrerem fusões localizadas do material, o que pode diminuir a capacidade de forjamento e as propriedades mecânicas (ASM HANDBOOK, 1998).

Na análise de tensões nos processos de conformação de metais, é comum considerar o material como homogêneo e isotrópico, para fins de simplificação de cálculos e resolução de problemas. No entanto, a deformação do metal entre as matrizes geralmente não ocorre de maneira uniforme, devido tanto à presença de texturas cristalográficas preexistentes no material quanto à heterogeneidade de deformação decorrente do atrito com as matrizes. O atrito entre a peça de trabalho e a ferramenta gera essa não uniformidade, influencia os esforços induzidos no material e modifica as condições de conformação. Como ilustrado na Figura 6, observa-se que a deformação tende a se concentrar na região central da peça, enquanto nas áreas de contato com a ferramenta ela é menos intensa devido à resistência imposta pelo atrito (BRESCIANI FILHO, 2011; CETLIN; HELMAN, 2010; DIETER, 1981).

Figura 6 - Região não deformada (hachurada) devido ao atrito nas extremidades de um corpo de prova de compressão.



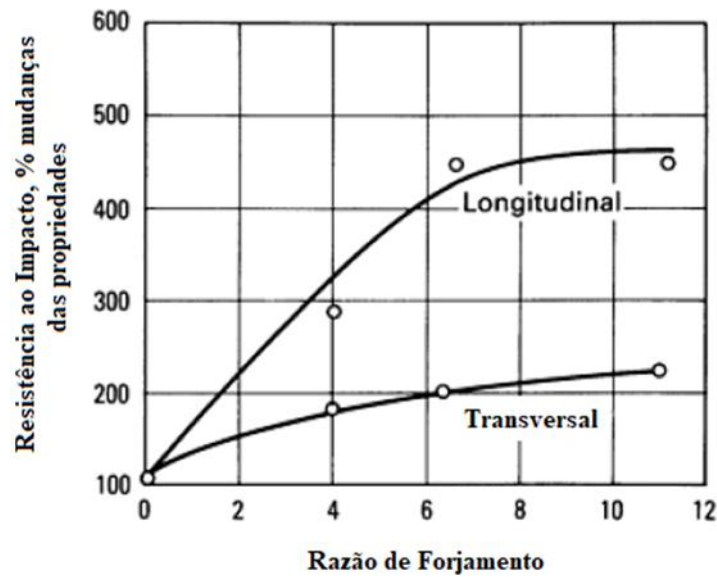
Fonte: DIETER, 1981.

### 3.5. Propriedades do material forjado

Na conformação de peças com geometrias complexas, o pré-forjamento é uma etapa essencial. Durante essa fase, o metal passa por um rearranjo que tem um impacto menos significativo na dureza e na resistência mecânica, mas contribui para a melhoria da resistência ao impacto, à fadiga e da ductilidade. Essas mudanças nas propriedades ocorrem porque o forjamento auxilia na homogeneização do material, minimizando a segregação e a porosidade. Além disso, ele confere um certo grau de direcionalidade à microestrutura, alinhando segundas fases e inclusões paralelamente à direção de maior deformação, o que resulta em uma estrutura fibrosa que aprimora as propriedades mecânicas nessa direção. Outro benefício desse processo é a redução do tamanho do grão fundido, o que melhora ainda mais as características do material.

Na Figura 7 é apresentada uma curva típica da evolução da resistência ao impacto em decorrência da redução de área de uma liga de aço forjada a quente. A razão de forjamento é a relação entre a área da seção transversal inicial e final (ASM HANDBOOK, 1998; SCHAEFFER *et al.*, 2015):

Figura 7 - Efeito do forjamento a quente na resistência ao impacto, liga de aço-Ni-Cr.

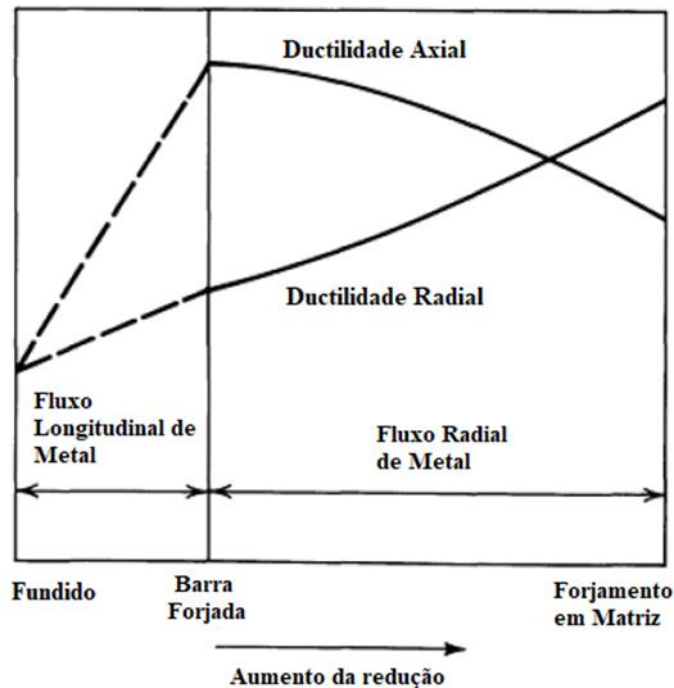


Fonte: ASM HANDBOOK, 1998.

A direção em que o metal flui durante a deformação influencia a ductilidade, devido à formação de orientação cristalográfica preferencial, gerando diferentes propriedades mecânicas ao se comparar as direções de escoamento e as direções normais (direção da aplicação da carga de forjamento) (ASM HANDBOOK, 1998; BRESCIANI FILHO, 2011).

Nas operações de recalque, por exemplo, em que ocorre uma compressão direta visando reduzir o eixo longitudinal original da peça e aumentar a sua seção transversal, essa influência pode ser observada. Se a redução na altura, e conseqüente deslocamento de material na direção radial, for acima de 50%, a ductilidade na direção radial tende a superar a observada na direção axial (ASM HANDBOOK, 1998). O esquema apresentado na Figura 8 ilustra esse efeito.

Figura 8 - Influência da redução por recalque em matriz aberta na ductilidade axial e radial de aços forjados.



Fonte: ASM HANDBOOK, 1998.

As propriedades mecânicas dos forjados também sofrem influência da temperatura em que ocorre a operação de forjamento. Os produtos forjados a frio apresentam maior limite de resistência e menor ductilidade, devido ao encruamento sofrido. Esta característica pode ser explorada durante a seleção de materiais para substituir um material de maior custo, e que será trabalhado a quente, por outro de menor custo e processado a frio, obtendo propriedades similares (BRESCIANI FILHO, 2011).

Outro aspecto relevante é a área da seção transversal da peça forjada. As diferenças de propriedades (tal como a dureza) entre o centro e a superfície se acentuam quanto maior for essa área. E o acabamento superficial sofre o efeito da temperatura mais elevada no forjamento a quente, quando comparado com o processo a frio. No último caso, o índice de rugosidade superficial é menor e pode ser ainda mais reduzido se houver um aumento no número de operações de forjamento sofrido pela peça (BRESCIANI FILHO, 2011).

### 3.6. Efeito do caminho de deformação

Durante a conformação mecânica, diferentes tipos de esforços são aplicados para conferir ao material a forma e as dimensões desejadas. Esse processo inevitavelmente altera a

microestrutura do material, impactando suas propriedades mecânicas. Em técnicas como laminação e forjamento, consideradas processos primários, o metal sofre modificações sucessivas em sua microestrutura conforme é deformado. Essas transformações são influenciadas por fatores como temperatura, condições de lubrificação e a trajetória de deformação, que varia de acordo com cada método empregado (DAMAMME *et al.*, 2009).

A aplicação de diferentes tipos de esforços mecânicos para induzir a deformação plástica de um material pode resultar em encruamentos transientes, caracterizados por uma alternância entre períodos de altas taxas de encruamento seguidos de fases em que essas taxas diminuem, e vice-versa (LOPES *et al.*, 2009). Normalmente, a modificação na trajetória de deformação durante o processo de deformação plástica gera dois tipos principais de efeitos transientes na curva tensão-deformação:

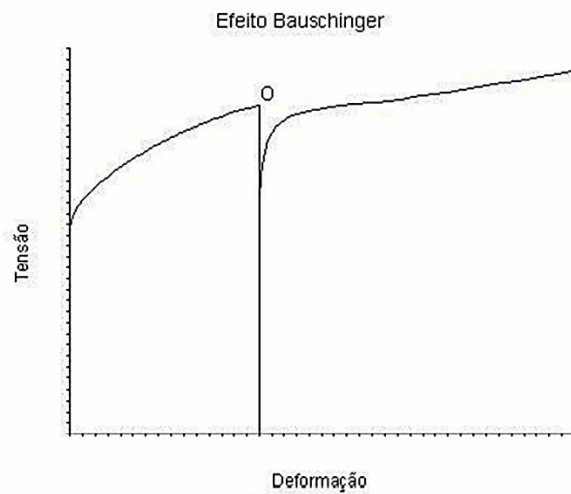
a) Tipo 1: é caracterizado por uma diminuição inicial da tensão de escoamento, seguida por um aumento na taxa de encruamento;

b) Tipo 2: apresenta uma tensão de escoamento inicial mais alta, com uma subsequente redução na taxa de encruamento, conforme os estudos de Chung; Wagoner (1986).

Outro fenômeno associado à mudança na trajetória de deformação é o efeito Bauschinger. Esse efeito ocorre quando um material submetido a deformação plástica em uma determinada direção, como tração, apresenta um aumento na resistência ao escoamento nessa mesma direção devido ao encruamento. No entanto, ao ser carregado na direção oposta, como em compressão, a resistência ao escoamento se torna inferior à originalmente observada. Essa redução na tensão de escoamento no sentido inverso caracteriza o efeito Bauschinger (DIETER, 1981).

As implicações desse fenômeno são relevantes tanto para os processos de conformação de materiais quanto para as propriedades mecânicas de elementos estruturais conformados, uma vez que influenciam não apenas o comportamento mecânico do material, mas também sua evolução microestrutural (DIETER, 1981). Mesmo quando diferentes materiais são submetidos às mesmas trajetórias de deformação, suas respostas podem variar significativamente. Embora o encruamento por deformação seja uma característica típica dos metais, é possível observar transientes nesse processo, como um amaciamento do material à medida que a trajetória de deformação é modificada (RAUCH *et al.*, 2002). Na Figura 9 é apresentada uma curva característica do efeito Bauschinger.

Figura 9 – Curva característica do efeito Bauschinger.



Fonte: Lopes *et al.*, 2009.

O efeito Bauschinger é particularmente relevante em aplicações onde os materiais são submetidos a carregamentos cíclicos, como em componentes estruturais de pontes, edifícios ou peças de máquinas. Ele pode influenciar a fadiga do material e sua vida útil, sendo um fator crítico no projeto de estruturas e componentes mecânicos.

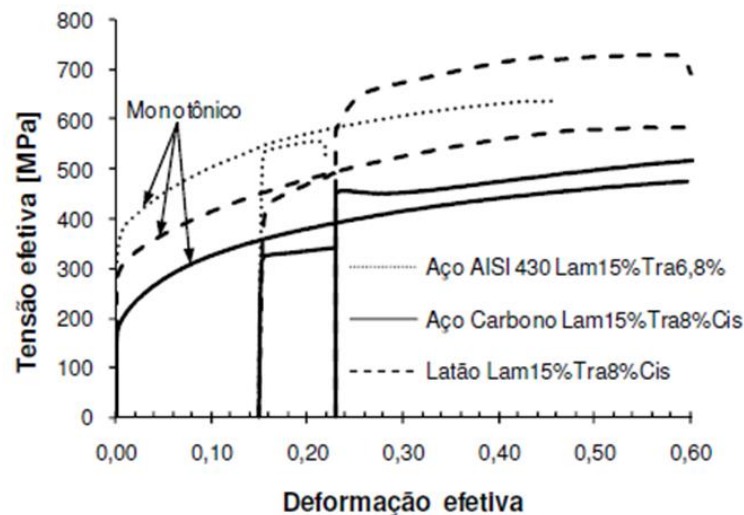
Lopes *et al.* (2009) investigaram a resposta mecânica de três materiais distintos—o aço de baixo carbono, o aço inoxidável AISI 430 e o latão CuZn34—após serem submetidos a uma sequência de carregamento mecânico envolvendo laminação, tração e cisalhamento. O objetivo do estudo foi analisar a influência do caminho de deformação na evolução das propriedades mecânicas desses materiais. Os autores verificaram que, quando submetidos a recarregamento sob tração após a sequência de processamento laminação/tração/cisalhamento, apresentaram uma redução na tensão de escoamento plástico em comparação ao carregamento monotônico. Posteriormente, foi observado um aumento da tensão de escoamento durante o recarregamento em cisalhamento. Apesar de o aço ao carbono e o aço AISI 430 possuírem a mesma estrutura cristalina (CCC), a evolução do encruamento nesses materiais diferiu.

Esse comportamento pode estar associado à distinta organização da subestrutura de discordâncias formada na pré-deformação por tração e, principalmente, à sua evolução ao longo da deformação subsequente. Na Figura 10 é possível observar as curvas de tensão em função da deformação efetiva, evidenciando comportamentos distintos entre os materiais submetidos ao carregamento monotônico e aqueles que passaram pela sequência de carregamentos. Os autores associam o comportamento apresentado pelos aços ao desenvolvimento de uma

estrutura celular de discordâncias durante a pré-deformação por laminação, mesmo que de forma parcial, tendo em vista que se este tipo de estrutura tivesse sido completamente desenvolvida, um aumento na resistência ao recarregamento em tração teria sido detectado (LOPES *et al.*, 2009).

Ainda de acordo com o estudo de Lopes *et al.* (2009), a redução da tensão de fluxo no início da deformação plástica sob tração sugere uma reorganização da subestrutura de discordâncias, permitindo a formação de uma nova configuração característica do último modo de deformação imposto. Adicionalmente, a destruição da subestrutura previamente formada ocorre de maneira mais lenta no aço em comparação ao latão. Esse fenômeno é evidenciado pelo estágio transiente do encruamento do aço no início do recarregamento sob tração.

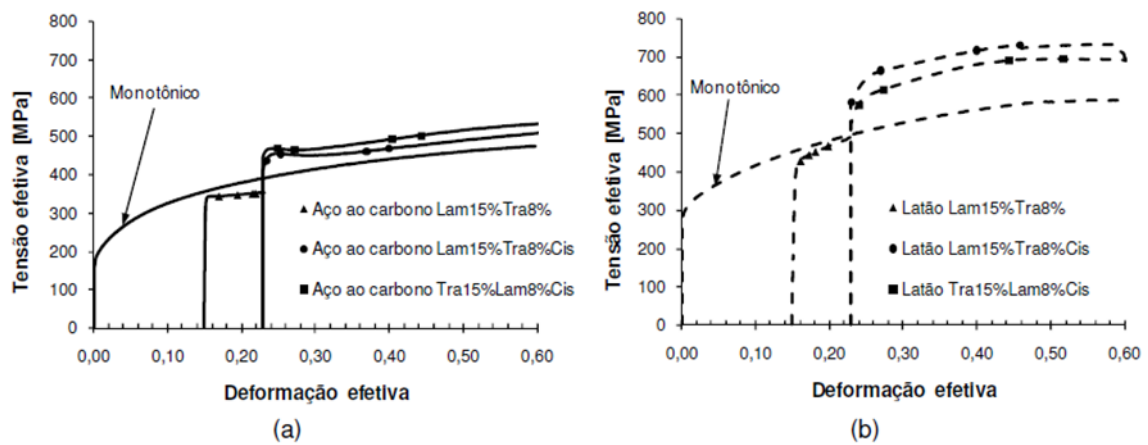
Figura 10 - Curvas tensão/deformação efetivas para o aço ao carbono, o latão e o aço AISI 430.



Fonte: Lopes *et al.*, 2009.

Ainda no estudo de Lopes *et al.* (2009), nota-se que alterações na sequência de carregamento impuseram comportamentos mecânicos distintos, conforme os resultados apresentados para o aço carbono e o latão na Figura 11. Nesse sentido, o entendimento e controle da trajetória de deformação é fundamental para otimizar a conformação mecânica de metais, garantindo a qualidade do produto final e a eficácia do processo produtivo tendo em vista que há uma influência direta nas propriedades finais do material, tanto mecânicas quanto microestruturais.

Figura 11 - Curvas tensão/deformação efetivas referentes às rotas de processamento mecânico laminação/tração/cisalhamento e tração/laminação/cisalhamento para: (a) aço ao carbono e (b) latão.



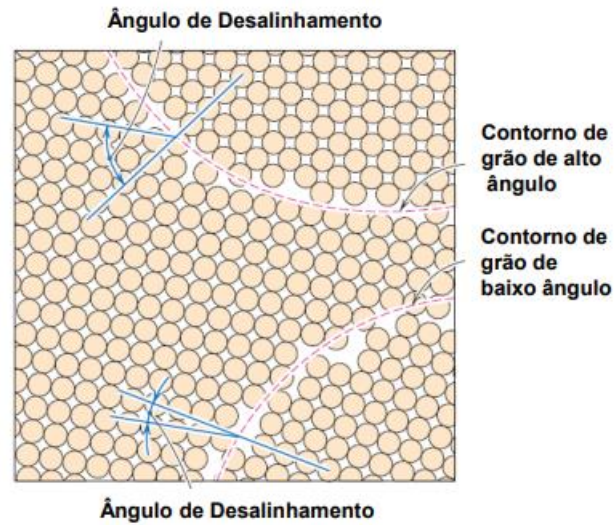
Fonte: Lopes *et al.*, 2009.

### 3.7. Processos de Deformação Plástica Severa (SPD)

A deformação plástica de um material metálico é dependente da sua microestrutura. Os metais que apresentam estrutura cristalina com maior capacidade de ativação de sistemas de deslizamento são capazes de deformar plasticamente com mais facilidade. Por isso, os metais com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) e cúbica de corpo centrado (CCC), que possuem um número significativo de sistemas de deslizamento, podem sofrer intensa deformação plástica à temperatura ambiente, ao contrário dos de estrutura hexagonal compacta (HC), que precisam ser submetidos a elevadas temperaturas para ativar planos de deslizamento adicionais (KAPOOR, 2017).

Nos processos de deformação plástica severa (SPD) o refino de grão apresenta significativa contribuição para o aumento de resistência. Os contornos dos grãos delimitam regiões com orientações cristalinas diferentes e podem ser classificados como alto ou baixo ângulo, conforme o grau de desalinhamento da orientação cristalográfica (FIGURA 12). A energia interfacial dos contornos apresenta maiores valores para os de alto ângulo, tornando-os regiões preferenciais para as reações no estado sólido, tais como difusão, transformação de fases e reações de precipitação (CALLISTER JR., 2008; DIETER, 1981).

Figura 12 - Classificação dos contornos de grão, conforme ângulo de desorientação.



Fonte: Callister, 2008.

Para preservar a continuidade, os materiais policristalinos tendem a manter os contornos de grãos intactos. Esse comportamento gera uma deformação heterogênea dentro do cristal, apresentando diferenças entre o interior e as vizinhanças dos grãos. Ao se diminuir o tamanho do grão, a deformação se torna mais homogênea (DIETER, 1981).

O contorno de grão também exibe relevante interferência na resistência à deformação plástica, visto que atua como barreira à movimentação das discordâncias, gerando um empilhamento nessa região e provocando o encruamento do material. Se o empilhamento é formado por um número elevado de discordâncias, a tensão sobre a discordância líder pode atingir valores próximos ao da tensão cisalhante teórica do cristal. Essa tensão elevada pode tanto iniciar deslizamento no grão vizinho quanto nuclear uma trinca na barreira (AGARWAL, 2020; DIETER, 1981).

Em virtude de um maior número de sistemas de deslizamento agir próximo ao contorno de grão, essa região apresenta maior dureza que o interior. Assim, ao se reduzir o diâmetro do cristal, a região mais interna passa a compartilhar das características dos contornos, o que também explica o porquê de o encruamento de metais com grãos refinados ser maior do que em uma estrutura de grãos grosseiros (DIETER, 1981).

Importante destacar a diferença entre os processos de recristalização estática e dinâmica. O primeiro ocorre com a formação de novos grãos equiaxiais com baixa densidade de discordâncias, estando mais presente após trabalho a frio e depende de ativação térmica (CALLISTER, 2008). Já a recristalização dinâmica ocorre quando a nucleação e crescimento

de grãos acontece durante intensa deformação e, portanto, é ativada tanto térmica quanto mecanicamente (WEBSTER *et al.*, 2021).

Caso ocorram mecanismos de restauração, tais como recristalização e recuperação dinâmica, a capacidade do material deformar-se plasticamente pode ser estendida. A relação de Hall-Petch define que o limite de escoamento  $\sigma_y$  sofre influência do tamanho de grão  $d$ , conforme Equação 2, onde  $\sigma_0$  e  $k$  são constantes específicas para o material, o que explica a elevação da resistência mecânica diante da redução do tamanho dos grãos (HALL, 1951; PETCH, 1953):

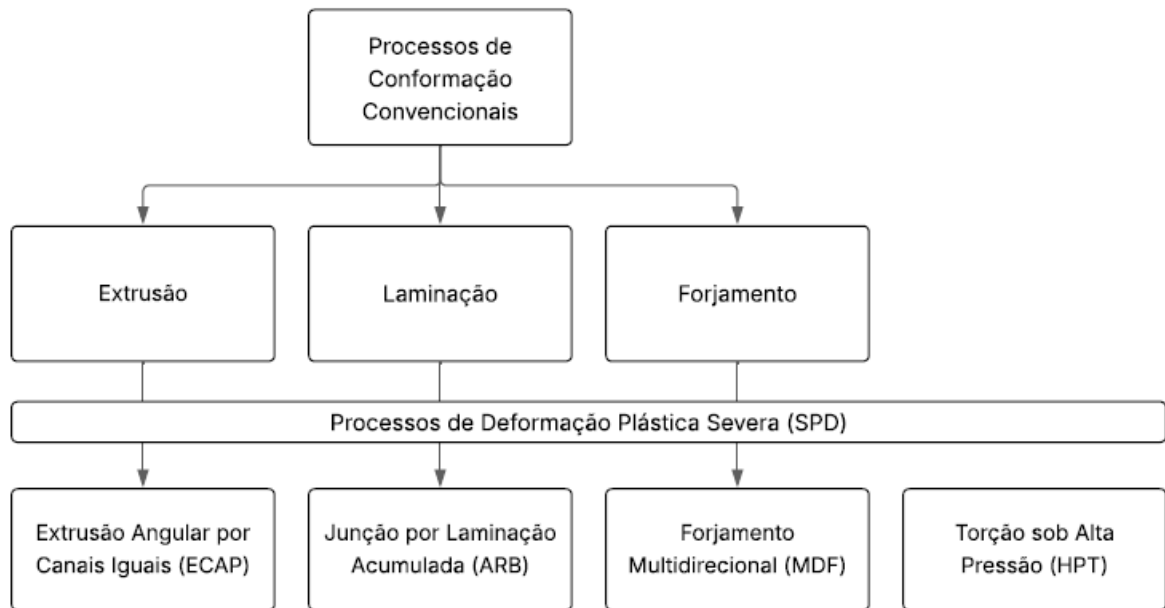
$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (2)$$

O processo de recristalização dinâmica é um mecanismo que proporciona o refinamento dos grãos, porém, a uma faixa de 1 a 10  $\mu\text{m}$ , o que não é suficiente para se alcançar um aumento de resistência significativo. Assim, os processos SPD buscam explorar a capacidade de deformação plástica do material, visando o refinamento dos grãos a uma escala submicrométrica, provocando aumento de resistência (KAPOOR, 2017).

Valiev *et al.* (2006) definiram materiais de grãos ultra-finos como os que contêm policristais de tamanho de grão médio menor que  $\sim 1\mu\text{m}$ , sendo que nos processos SPD variam de 100 a 1000 nm (submicrométricos) ou são menores que 100 nm (subnanométricos). E, ainda, devem apresentar microestruturas homogêneas, com grãos equiaxiais e predominância de contornos de grãos com alto ângulo de desalinhamento da orientação cristalográfica (KAPOOR, 2017).

Os processos de Deformação Plástica Severa (SPD) são classificados como técnicas que impõem elevada deformação ao material sem provocar alterações significativas nas dimensões gerais da peça. Para isso, utilizam-se matrizes com geometrias específicas que restringem o fluxo livre do material, assegurando a deformação volumétrica desejada (KAPOOR, 2017). Além de promoverem a formação de microestruturas com grãos ultra-finos, diversas técnicas de SPD foram desenvolvidas ao longo dos anos, entre as quais se destacam: a Extrusão Angular por Canais Iguais (ECAP), a Torção sob Alta Pressão (HPT), a Junção por Laminação Acumulada (ARB) e o Forjamento Multidirecional (MDF). Algumas dessas técnicas são derivadas dos processos de conformação tradicionais, conforme apresentado na figura 13.

Figura 13 - Diagrama de processos convencionais e de deformação plástica severa.



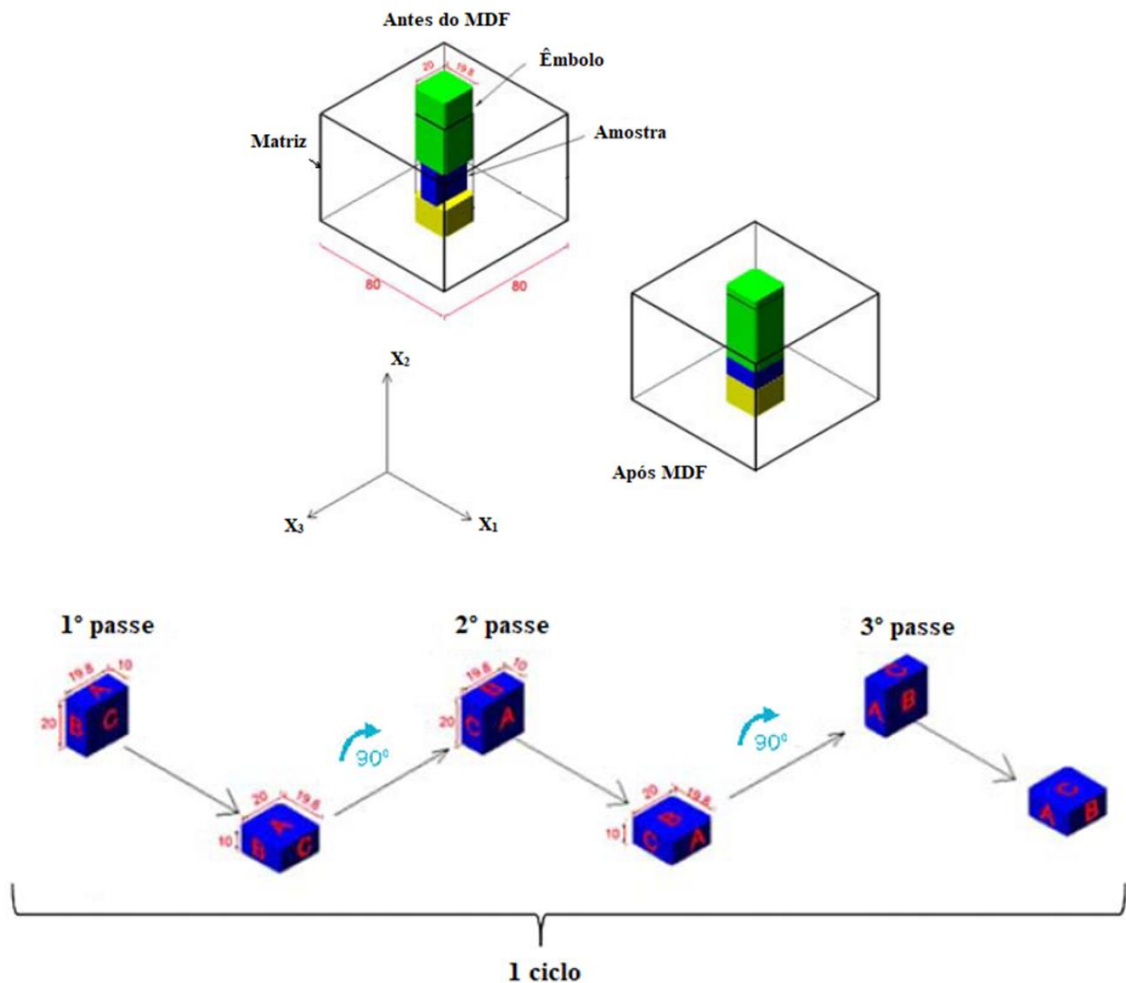
Fonte: Elaborado pela autora, 2025.

### 3.8. Forjamento Multidirecional (MDF)

O forjamento multidirecional é o processo em que o metal é submetido ao esforço de compressão em três direções ortogonais (eixos x, y e z) de maneira sequencial, rotacionando a peça em 90°, após cada passe de forjamento, para mudar o eixo de deformação (KAPOOR, 2017; KISHCHIK *et al.*, 2018; NASSIF, 2019). Ao final de uma sequência de 3 passes, tem-se um ciclo de MDF. Neste processo de SPD, a deformação plástica do material ocorre sob intensa pressão hidrostática, que leva ao refino dos grãos até uma estrutura ultrafina ou nanocristalina (SHARATH, 2021). A Figura 14 apresenta um esquema do processo de MDF.

No MDF o material pode ser submetido a elevadas deformações, e, ainda assim, manter as dimensões e geometria próximas às originais, após cada ciclo (KAPOOR, 2017; OBARA *et al.*, 2021, SHARATH, 2021). Kishchik *et al.* (2018) apontam que a deformação por passe pode variar de 0,2 a 0,7, porém, valores ainda menores também podem ser aplicados, conforme apresentado por Miura *et al.* (2014), que trabalhou com deformação por passe igual a 0,1.

Figura 14 - Esquema do processo de forjamento multidirecional, mostrando a compressão ao longo dos três eixos ortogonais.



Fonte: Kapoor, 2017.

Em relação aos processos HPT e ECAP, o forjamento multidirecional apresenta maior heterogeneidade de deformação e um menor refino de grão. Em contrapartida, exibe algumas vantagens, tais como: (i) o comportamento da curva tensão-deformação e a evolução microestrutural podem ser acompanhados a cada passe de deformação; (ii) processo simples de ser realizado; (iii) admite ser aplicado a materiais de tamanhos convencionais, facilitando a aplicação industrial (ALMEIDA *et al.*, 2020a; NASSIF, 2019).

Conforme destacado por Kapoor (2017) e Mikhaylovskaya *et al.* (2019), os processos SPD são pouco utilizados pela indústria, devido à especificidade do mercado de tais materiais e falta de entendimento do processo, apesar do volume expressivo de estudos. Dentre as técnicas de SPD, o MDF é a mais simples e de menor custo (MIKHAYLOVSKAYA *et al.*, 2019; OBARA *et al.*, 2021), podendo ser instalada em pequenas e médias escalas industriais, visto

que as máquinas de forjamento convencionais podem ser utilizadas para o processo (SHARATH, 2021).

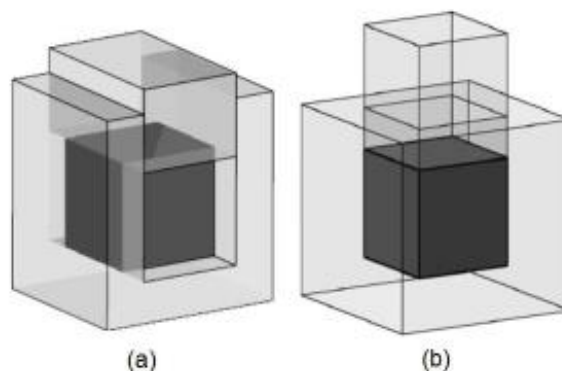
Diante disso, o presente estudo se propõe a explorar as configurações do processamento por forjamento multidirecional, com o objetivo de compreender sua dinâmica, compará-lo a métodos convencionais de forjamento e avaliar sua viabilidade de escalonamento industrial.

### 3.9. Tipos de Matrizes

No processo de MDF a compressão pode ser realizada de modo livre (matriz aberta) ou em matriz fechada, a qual restringe o escoamento do material. No modo livre, a compressão é realizada uniaxialmente e o escoamento lateral ocorre sem restrição. Conseqüentemente, é necessário usinar a peça após cada passe de forjamento, para eliminar as distorções e deixar as faces planas novamente (KAPOOR, 2017; NASSIF, 2019; SILVA, 2021a; SILVA, 2021b).

No modo confinado, a matriz pode ser composta por duas (FIGURA 15a) ou quatro paredes (FIGURA 15b). Na primeira opção, ocorre a restrição do fluxo de material em apenas uma direção e o escoamento é livre na outra, gerando uma deformação não uniforme. Já na matriz composta por quatro paredes, duas restringem o escoamento em uma direção e as outras duas evitam o abaulamento das superfícies, que adquirem a forma da matriz, uniformizando a deformação (KAPOOR, 2017; NASSIF, 2019; SILVA, 2021a; SILVA, 2021b).

Figura 15 - Ilustração de matrizes de compressão multidirecional. (a) matriz com duas paredes. (b) matriz com quatro paredes.



Fonte: Nassif, 2019.

### 3.10. Influência da temperatura de processamento

Sharath (2021) explica que a temperatura de processamento comumente empregada no MDF varia entre 0,1 e 0,4 da temperatura de fusão do material. As temperaturas mais baixas propiciam a formação de grãos mais refinados e maior fração de contornos de grão de alto ângulo (HAGBs – High Angle Grain Boundaries)<sup>1</sup>, porém, deve-se atentar para não ocorrer a fratura do material (AGARWAL, 2020; SHARATH, 2021). Estudos de materiais processados por MDF a temperaturas próximas à do nitrogênio líquido observaram uma maior formação de grãos ultrafinos e subgrãos equiaxiais. As ligas de alumínio deformadas a temperaturas criogênicas também apresentaram propriedades mecânicas superiores às processadas à temperatura ambiente, por ser uma condição desfavorável à recuperação dinâmica (JAYAGANTHAN; RAO; SINGH, 2014). Em contrapartida, Agarwal *et al.* (2020) e Sharath (2021) explicam que a deformação a altas temperaturas no MDF é usada para os materiais frágeis e de elevada tensão de escoamento.

### 3.11. Influência da Deformação acumulada e Taxa de deformação

A quantidade de deformação imposta ao material durante MDF é um fator importante a ser definido, por interferir diretamente na intensidade de refino de grão que será alcançada. Além disso, o aumento da deformação acumulada é capaz de transformar uma estrutura inicial formada por contornos de grão de baixo ângulo (LAGBs – Low Angle Grain Boundaries) em contornos de grão de alto ângulo (SHARATH, 2021).

A taxa de deformação também influencia a microestrutura do material. Para taxas pequenas, conseqüentemente, baixas velocidades de compressão, uma microestrutura mais homogênea pode ser obtida, devido ao maior tempo disponível para ocorrer o processo de recuperação (SHARATH, 2021). Enquanto as altas taxas de deformação propiciam uma maior resistência ao material, por limitar o tempo disponível para ocorrer recuperação dinâmica e aniquilação de discordâncias (MANJUNATH *et al.*, 2021). Uma limitação do processo de MDF

---

<sup>1</sup> A presença de uma elevada fração de contornos de alto ângulo na microestrutura de materiais processados por deformação plástica severa (SPD) é indicativa de uma fragmentação eficaz dos grãos. Esse comportamento reflete a evolução microestrutural do material, caracterizada pela transformação progressiva de subgrãos, inicialmente delimitados por contornos de baixo ângulo, em grãos equiaxiais separados por contornos de alto ângulo. Tal processo resulta na consolidação de uma microestrutura ultrafina ou, em alguns casos, nanocristalina, evidenciando a eficiência do mecanismo de refino induzido pela SPD (FLAUSINO *et al.*, 2019).

é o maior acúmulo de deformação no centro, em comparação com a superfície do material, porém, a deformação se torna mais homogênea à medida que se aumenta o número de passes (ALMEIDA *et al.*, 2020a; SHARATH, 2021).

#### 4. METODOLOGIA

A metodologia adotada neste estudo foi a revisão sistemática da literatura, um método de investigação científica que busca identificar, avaliar criticamente e sintetizar, de maneira estruturada e reprodutível, os estudos relevantes sobre uma pergunta de pesquisa claramente definida. Para tanto, foram seguidas as etapas estabelecidas por Galvão e Ricarte (2019):

1. Delimitação da questão de pesquisa: definição da questão a ser respondida, das comparações a serem elaboradas e dos objetivos da pesquisa;
2. Seleção das bases de dados: delimitação das bases de dados bibliográficos consultadas para busca de artigos científicos;
3. Elaboração da estratégia de busca empregada em cada base: definição das palavras-chave, operadores booleanos e filtros de pesquisa utilizados nas bases de dados;
4. Seleção dos documentos: critérios de inclusão e exclusão dos artigos científicos;
5. Sistematização dos resultados: processo de análise de cada artigo.

A pesquisa utilizou o Portal de Periódicos da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (Capes), que disponibiliza bases de dados de acesso restrito. O acesso foi garantido mediante convênio institucional com o Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Minas Gerais (IFMG).

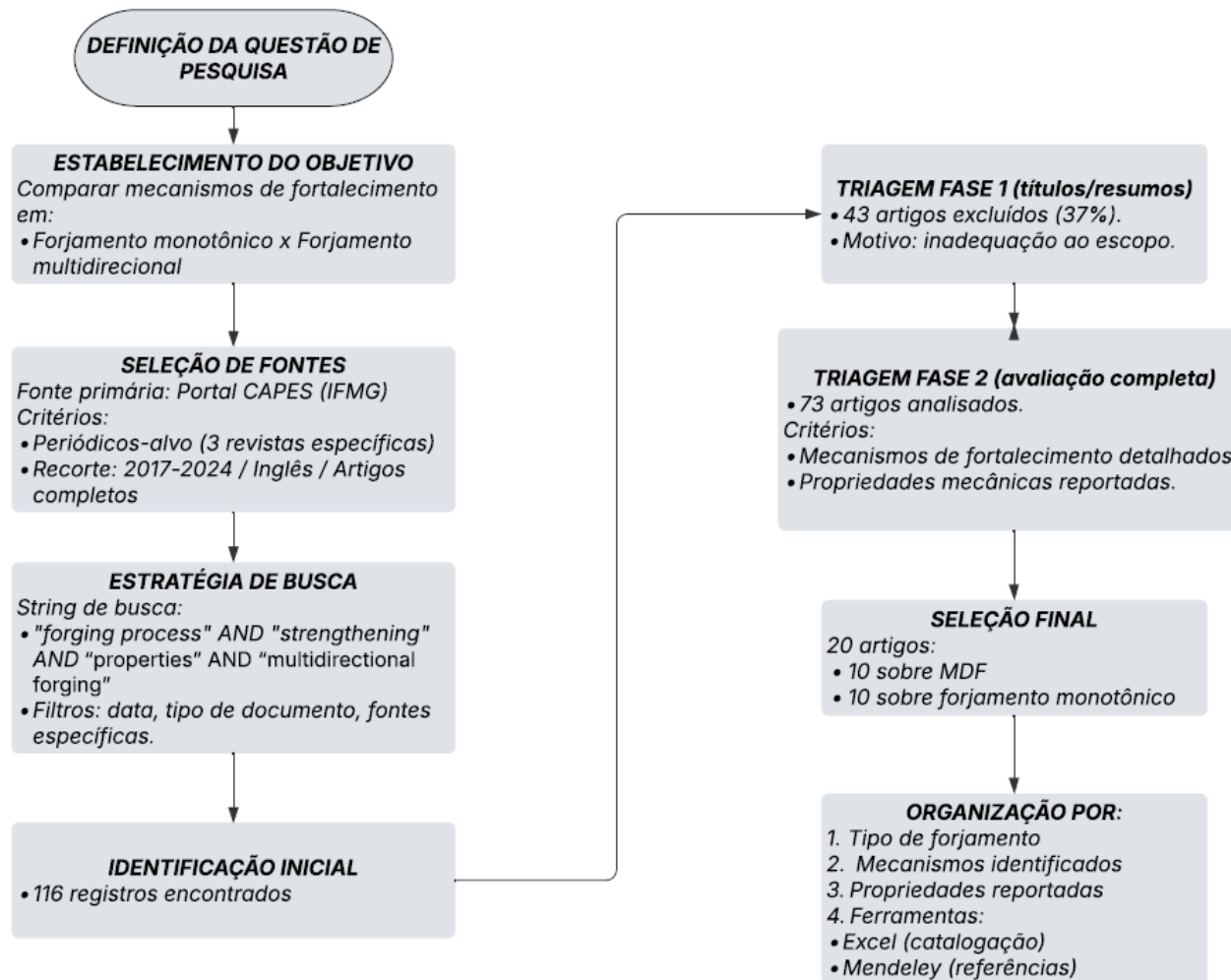
Como estratégia de busca de artigos sobre forjamento convencional e forjamento multidirecional, as seguintes palavras-chave foram definidas, juntamente com o operador booleano “AND” (digitado em letra maiúscula, para que não fosse considerado parte da expressão de busca): “forging process” AND “strengthening” AND “properties” AND “multidirectional forging”. Ademais, a pesquisa foi submetida aos filtros: Busca por Assunto; Data de criação: publicações a partir de 2017; Tipo de recurso: artigos; Idioma: inglês; Título do Periódico: International Journal Of Advanced Manufacturing Technology, Materials, Metals. Como resultado, a pesquisa retornou 116 artigos.

A análise inicial consistiu na identificação de artigos que abordam os processos de forjamento convencional, caracterizado por compressão monotônica contínua, e forjamento multidirecional de materiais metálicos, a frio ou a quente, com foco na evolução microestrutural e nas propriedades mecânicas pós-conformação. Após a triagem preliminar por título e resumo, 43 artigos foram excluídos por não atenderem aos critérios de elegibilidade. Nesta etapa, os principais requisitos de seleção foram artigos em que o processo central é MDF e forjamento convencional, e que adotaram uma abordagem experimental, sendo excluídos estudos envolvendo apenas simulação computacional.

Posteriormente, procedeu-se à leitura integral dos artigos remanescentes, suprimindo-se: os artigos que não apresentaram informações sobre as propriedades mecânicas e tamanho médio de grão, os estudos envolvendo ciclos de MDF combinados com outros processos sem relação com o objetivo deste trabalho e os artigos sobre forjamento convencional biaxial.

Assim, foram selecionados 20 estudos — 10 sobre forjamento multidirecional e 10 sobre forjamento monotônico— para compor a revisão sistemática. O procedimento de seleção está ilustrado no fluxograma apresentado na Figura 16.

Figura 16 - Fluxograma das etapas de pesquisa.



Fonte: Elaborado pela autora, 2025.

## **5. ANÁLISE DA REVISÃO SISTEMÁTICA DE ARTIGOS DE DIFERENTES METAIS E LIGAS PROCESSADOS POR MÉTODOS DE FORJAMENTO DISTINTOS**

A tabela 2 apresenta a síntese dos 20 artigos selecionados classificados quanto a evolução microestrutural apresentada pelo material, as propriedades mecânicas alcançadas após o processamento e os mecanismos de deformação, além de especificarem a matéria-prima utilizada e os parâmetros do processo.

Tabela 2 – Síntese dos principais parâmetros de processo e das propriedades mecânicas alcançadas nos artigos selecionados sobre forjamento multidirecional e monotônico.

Referência	Parâmetros do processo	Materiais	Deformação Acumulada	Tamanho Médio de Grão	Propriedades Mecânicas
<b>FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL</b>					
<b>Ligas de Alumínio</b>					
MIKHAYLOVSKAYA <i>et al.</i> , 2019.	<b>Forjamento Multidirecional Isotérmico (IMF)</b> T=350°C	Liga de Al-Mg-Mn (tipo AA5000)	$\Sigma e = 2,1-6,3$ $\Delta e/\text{passe} = 0,7$	~0.5–1 $\mu\text{m}$	$\sigma = 405 \text{ MPa}$ $\sigma_e = 300 \text{ MPa}$ Alongamento até fratura = 17%
ALMEIDA <i>et al.</i> , 2020a.	<b>Forjamento Multidirecional Confinado com baixa amplitude de deformação (MDCF).</b>	Tarugos de Alumínio (99,77%)	$\Sigma e = 0,9$ $\Delta e/\text{passe} = 0,075$	MDCF: ~1,9 $\mu\text{m}$ . MDF c/ compressões livres: ~1,7 $\mu\text{m}$ .	-
KISHCHIK <i>et al.</i> , 2018.	<b>Forjamento multidirecional isotérmico (IMF).</b> <b>Modo A1:</b> laminação a quente a 400°C; $\Sigma e = 2,1+$ laminação a frio. <b>Modo C:</b> IMF a 400°C; $\Sigma e = 6 +$ laminação a frio.	Liga Al-Mg	$\Sigma e = 6,0$ $\Delta e/\text{passe} = 0,5$	<b>Modo A1:</b> 15,6 +- 0,8 $\mu\text{m}$ . <b>Modo C:</b> 5 +- 0,3 $\mu\text{m}$ .	<b>Modo A1:</b> $\sigma_e = 150+-3\text{MPa}$ ; $\sigma = 360+-3\text{MPa}$ ; alongamento até a fratura= 21+-1%. <b>Modo C:</b> $\sigma_e = 200+-2\text{MPa}$ ; $\sigma = 363+-4\text{MPa}$ ; alongamento até a fratura= 27+-1%.
ALMEIDA, N. G. S. <i>et al.</i> , 2020b.	<b>Forjamento Multidirecional Confinado com baixa amplitude de deformação (MDCF).</b>	Alumínio comercial puro	$\Sigma e = 0,9$ (4 ciclos). $\Delta e/\text{passe} = 0.075$ .	Tamanho de grão inicial (material recozido): 170 $\mu\text{m}$ . Após MDF: 30 $\mu\text{m}$	-

Referência	Parâmetros do processo	Materiais	Deformação Acumulada	Tamanho Médio de Grão	Propriedades Mecânicas
ALEMDAG <i>et al.</i> , 2021.	MDF a 200°C, matriz aberta, prensa hidráulica.	Liga Al-7Si-4Zn-3Cu	1 ciclo: $\Sigma e = 2,07$ 2 ciclos: $\Sigma e = 4,14$ 3 ciclos: $\Sigma e = 6,21$ $\Delta e = 0.69$ /passe.	3 ciclos: 125–136 nm	Amostra inicial: $72 \pm 1$ HB; $\sigma_e$ : $133 \pm 2$ MPa; $\sigma = 217 \pm 3$ MPa; ductilidade: $4 \pm 1$ <b>1 ciclo:</b> $70 \pm 1$ HB; $\sigma_e$ : $186 \pm 4$ MPa; $\sigma = 217 \pm 1$ MPa; ductilidade: $8 \pm 1$ <b>2 ciclos:</b> $70 \pm 1$ HB; $\sigma_e$ : $203 \pm 3$ MPa; $\sigma = 239 \pm 4$ MPa; ductilidade: $13 \pm 1$ <b>3 ciclos:</b> $63 \pm 2$ HB; $\sigma_e$ : $174 \pm 3$ MPa; $\sigma = 219 \pm 1$ MPa; ductilidade: $18 \pm 1$
SAJJAN <i>et al.</i> , 2019.	MAF (multi-axial forging) à temperatura ambiente.	Liga de Alumínio LM6 (contendo Si—12.43 wt%, Fe—0.260 wt%, Cu—0.028 wt%, Mg—0.43 wt%, Ti—0.0058 wt%)	$\Sigma e = 0,83$ (6 passes); $\Sigma e = 1,66$ (12 passes) e $\Sigma e = 2,4$ (18 passes).	Amostra inicial: 60 $\mu$ m 6 passes: 15 $\mu$ m 12 passes: 5 $\mu$ m 18 passes: 2 $\mu$ m	Amostra inicial: $\sigma = 137$ MPa; $\sigma_c = 342$ MPa; 60 HV; ductilidade: 3% <b>6 passes:</b> $\sigma = 147$ MPa; $\sigma_c = 413$ MPa; 72 HV; ductilidade: ~3,3% <b>12 passes:</b> $\sigma = 171$ MPa; $\sigma_c = 486$ MPa; 78 HV; ductilidade: ~5% <b>18 passes:</b> $\sigma = 185$ MPa; $\sigma_c = 530$ MPa; 86 HV; ductilidade: 6,2%

Referência	Parâmetros do processo	Materiais	Deformação Acumulada	Tamanho Médio de Grão	Propriedades Mecânicas
AVTOKRATOVA <i>et al.</i> , 2021.	<p><b>Multiaxial isothermal forging (MIF)</b></p> <p><b>Rota 1 (MIF 1):</b> T = 325°C; <math>\Sigma\epsilon = 12</math>.</p> <p><b>Rota 2 (MIF 3):</b> MIF 1 + deformação a 250°C (<math>\epsilon=6</math>) + deformação a 175°C (<math>\epsilon=6</math>). <math>\Sigma\epsilon = 24</math>.</p>	Liga de Alumínio 1570C (Al-5Mg-0.18Mn-0.20Sc-0.08Zr, wt. %)	<p>Rota 1 (MIF 1): <math>\Sigma\epsilon = 12</math>.</p> <p>Rota 2 (MIF 3): <math>\Sigma\epsilon = 24</math>.</p>	<p><b>Amostra inicial:</b> 25 +- 5 <math>\mu\text{m}</math>.</p> <p><b>Rota 1 (MIF1):</b> 2,0 +- 0,2 <math>\mu\text{m}</math>.</p> <p><b>Rota 2 (MIF3):</b> 1,0 +- 0,2 <math>\mu\text{m}</math>.</p>	<p><b>Amostra inicial (fundida):</b> 105 +- 10 HV; <math>\sigma_e = 240</math> +- 10MPa; <math>\sigma = 355</math> +- 10 MPa; ductilidade: 27 +- 2%.</p> <p><b>Rota 1 (MIF1):</b> 105 +- 5 HV; <math>\sigma_e = 230</math> +- 5MPa; <math>\sigma = 355</math> +- 5 MPa; 38 +- 3%.</p> <p><b>Rota 2 (MIF3):</b> 125 +- 5 HV; <math>\sigma_e = 315</math> +- 10 MPa; <math>\sigma = 385</math> +- 10 MPa; 32 +- 3%.</p>
<b>Liga de Zinco</b>					
SILVA <i>et al.</i> , 2021a.	<p>23 ciclos de MDF em matriz fechada, à temperatura ambiente.</p> <p>Taxa de deformação = <math>4 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}</math></p>	Zn-3.8Al-2.3Cu-0.4 Mg (na condição fundida)	<p><math>\Sigma\epsilon = 20,7</math> (23 ciclos).</p> <p><math>\Delta\epsilon = 0,3/\text{passe}</math>.</p>	<p><b>Ciclo 0:</b> 53 <math>\mu\text{m}</math> (<math>\eta</math>-Zn), 1,2 <math>\mu\text{m}</math> (componente eutética), 0,38 <math>\mu\text{m}</math> (componente eutetóide).</p> <p><b>Ciclo 23:</b> 0,25 <math>\mu\text{m}</math> (<math>\eta</math>-Zn), 0,37 <math>\mu\text{m}</math> (componente eutética), 0,30 <math>\mu\text{m}</math> (componente eutetóide).</p>	<p><b>Dureza:</b></p> <p>Condição inicial (fundida): 108 HV</p> <p>1 ciclo: 130 HV (centro), 140 HV (bordas)</p> <p>23 ciclos: 90 HV</p> <p><math>\Sigma\epsilon = 0,6</math> (1 ciclo): tensão de fluxo máxima = 550 MPa</p> <p><math>\Sigma\epsilon = 20,7</math> (23 ciclos): tensão de fluxo máxima = 160 MPa</p>

Referência	Parâmetros do processo	Materiais	Deformação Acumulada	Tamanho Médio de Grão	Propriedades Mecânicas
<b>Liga de Magnésio</b>					
DONG <i>et al.</i> , 2020.	MDF com temperaturas decrescendo de 480°C a 420°C.	Mg-13Gd-4Ye2Zn-0.5Zr (na condição fundida e homogeneizada)	$\Delta e = 3/\text{ciclo}$ . $\Sigma e = 12$ (4 ciclos)	$\Sigma e = 3$ (480°C): 16,6 $\mu\text{m}$ $\Sigma e = 6$ (460°C): 11,8 $\mu\text{m}$ $\Sigma e = 9$ (440°C): 4,0 $\mu\text{m}$ $\Sigma e = 12$ (420°C): 5,4 $\mu\text{m}$	<b>Inicial:</b> $\sigma_e = 182$ MPa; $\sigma = 213$ MPa; ductilidade = 3,2% <b><math>\Sigma e = 3</math>:</b> $\sigma_e = 257$ MPa; $\sigma = 293$ MPa; ductilidade = 8,4% <b><math>\Sigma e = 6</math>:</b> $\sigma_e = 276$ MPa; $\sigma = 336$ MPa; ductilidade = 10,3% <b><math>\Sigma e = 9</math>:</b> $\sigma_e = 308$ MPa; $\sigma = 399$ MPa; ductilidade = 14,1% <b><math>\Sigma e = 12</math>:</b> $\sigma_e = 294$ MPa; $\sigma = 357$ MPa; ductilidade = 18,1%
<b>Liga de Titânio</b>					
ZHENG <i>et al.</i> , 2019.	<b>Forjamento Multidirecional</b> Ensaaios à temperatura ambiente.	Titânio comercial puro	1 ciclo: $\Sigma e = 1,5$ 2 ciclos: $\Sigma e = 3,0$ 3 ciclos: $\Sigma e = 4,5$ $\Delta e/\text{passe} = 0.5$ .	Amostra inicial: 35 $\mu\text{m}$ 1 ciclo: $\sim 1$ $\mu\text{m}$ 2 ciclos: 500 nm 3 ciclos: 200 nm	<b>Amostra inicial:</b> 180,50 HV; $\sigma = 453$ MPa; $\sigma_e$ : 270 MPa; ductilidade: 38%. <b>1 ciclo:</b> 225,36 HV; $\sigma_e$ : 525 MPa; $\sigma = 680$ MPa; ductilidade: 24,8%. <b>2 ciclos:</b> 249,30 HV; $\sigma_e$ : 619 MPa; $\sigma = 762$ MPa; ductilidade: 22%. <b>3 ciclos:</b> 263,65 HV; $\sigma_e$ : 700 MPa; $\sigma = 830$ MPa; ductilidade: 17%.

Referência	Parâmetros do processo	Materiais	Deformação Acumulada	Tamanho Médio de Grão	Propriedades Mecânicas
<b>FORJAMENTO MONOTÔNICO</b>					
<b>Ligas de Magnésio</b>					
SANYAL <i>et al.</i> , 2019	<p><b>Forjamento a quente entre placas (HPHF - Hard plate hot forging).</b></p> <p>Faixa de temperatura: 523 a 723 K.</p> <p>Após forjamento, o material é submetido à têmpera em água fria.</p>	Liga de Mg-Zn-Al	Redução de ~75% na espessura.	<p><b>Inicial (fundido)</b> = ~166 ± 6 µm.</p> <p><b>Após HPHF</b> = 7 µm (AF623) e 14 µm (AF723).</p> <p><b>AF523:</b> ~6 µm.</p> <p><b>AF623:</b> &lt;10 µm.</p> <p><b>AF723:</b> ~9 µm.</p>	<p><b>Fundido:</b> <math>\sigma_e = 61 \pm 2</math> MPa; <math>\sigma = 144 \pm 11</math> MPa; alongamento uniforme (ductilidade) = 2,8 ± 0,1%.</p> <p><b>AF523:</b> <math>\sigma_e = 232 \pm 4</math> MPa; <math>\sigma = 306 \pm 11</math> MPa; alongamento uniforme (ductilidade) = 7,8 ± 0,4%.</p> <p><b>AF623:</b> <math>\sigma_e = 168 \pm 2</math> MPa; <math>\sigma = 250 \pm 2</math> MPa; alongamento uniforme (ductilidade) = 10,7 ± 1,2%.</p> <p><b>AF723:</b> <math>\sigma_e = 151 \pm 7</math> MPa; <math>\sigma = 236 \pm 7</math> MPa; alongamento uniforme (ductilidade) = 7,1 ± 1,1%.</p>

Referência	Parâmetros do processo	Materiais	Deformação Acumulada	Tamanho Médio de Grão	Propriedades Mecânicas
Dziubińska, Surdacki, Majerski; 2021	<p><b>Forjamento a quente em operação única,</b> a partir de pré-forma fundida.</p> <p>Comparação com Forjamento multi-estágio a partir de barra extrudada.</p> <p><b>2 tipos de pré-forma:</b> <b>Variante I --&gt; baixo grau de forjamento.</b> <b>Variante II --&gt; alto grau de forjamento.</b></p>	Liga de Magnésio AZ61	<p>Grau de forjamento (razão entre altura inicial e final):</p> <p><b>Variante I:</b> hI/hf=38,5/28,5=1,35.</p> <p><b>Variante II:</b> hII/hf=43,5/28,5=1,52.</p>	<p><b>Pré-forma I (após homogeneização):</b> d = ~60,23 µm.</p> <p><b>Forjamento I:</b> d = ~12,38 µm (média das 3 regiões).</p> <p><b>Forjamento II:</b> d = ~9,99 µm (média).</p> <p><b>Forjamento II após tratamento térmico:</b> d = ~31,10 µm (média).</p>	<p><b>Resultados máximos alcançados:</b> <b>Variante II:</b> <math>\sigma = 250</math> MPa, HV = 75,5.</p> <p><b>Forjamento a partir de barra extrudada:</b> <math>\sigma = 292</math> MPa, HV = 65,7.</p> <p><b>Pré-forma I após homogeneização =</b> 55,5HV.</p> <p><b>Forjamento I =</b> 63 HV.</p> <p><b>Pré-forma II após homogeneização =</b> 55,4 HV.</p> <p><b>Forjamento II =</b> 63,6 HV.</p>
XIA <i>et al.</i> , 2017	<p><b>Forjamento isotérmico.</b></p> <p>2 variações foram estudadas:</p> <p>1 - Pré-forjamento e no forjamento final a 400+-10°C.</p> <p>2- Pré-forjamento a 400+-10°C e forjamento final a 350+-10°C.</p>	Liga de Mg-5.89 wt.% Zn-0.79 wt.% Y-0.32 wt.% Zr	-	<p>Amostra inicial (fundida): 52 µm.</p> <p>Após forjamento: não informado.</p>	<p><b>Varição 1:</b> <math>\sigma = 267</math> MPa; <math>\sigma_e = 154</math> MPa; alongamento de 9%.</p> <p><b>Varição 2:</b> <math>\sigma = 302</math> MPa; <math>\sigma_e = 209</math> MPa; alongamento de 13%.</p>

Referência	Parâmetros do processo	Materiais	Deformação Acumulada	Tamanho Médio de Grão	Propriedades Mecânicas
WANG <i>et al.</i> , 2020.	<b>Forjamento a quente</b> , a partir de amostras fundidas. Com e sem adição de cério (Ce). Reduções de 7,5%, 17,5%, 27,5% e 37,5%.	Liga Mg-8Al-0.5Zn (AZ80)	<b>S4:</b> 400 °C e 27,5%, <b>S6:</b> 400 °C e 7,5%, <b>S7:</b> 400 °C e 17,5% e <b>S8:</b> 400 °C e 37,5%.	400°C, redução de 27,5%, 0% Ce: <b>45,5 μm.</b> 400°C, redução de 27,5%, 1,4% Ce: <b>26,4 μm.</b>	S6: $\sigma_e = 101,3$ MPa; $\sigma_c = 362,9$ MPa S7: $\sigma_e = 114,9$ MPa; $\sigma_c = 372,2$ MPa S4: $\sigma_e = 122,2$ MPa; $\sigma_c = 376,5$ MPa S8: $\sigma_e = 139,0$ MPa; $\sigma_c = 373,1$ MPa
DULEY <i>et al.</i> , 2020	<b>Forjamento a quente entre placas</b> (HPHF - Hard plate hot forging). Faixa de temperatura: 523 a 623 K.	Liga Mg-4Zn-0.5Ca-0.16Mn fundida e homogeneizada.	Passe único: $\Delta e = 0,75$	<b>Amostra inicial</b> (fundida e homogeneizada): 82 $\mu\text{m}$ . <b>523 K:</b> $0,83 \pm 0,12$ $\mu\text{m}$ (DRX); $15 \pm 11$ $\mu\text{m}$ (grãos deformados). <b>573 K:</b> $0,43 \pm 0,13$ $\mu\text{m}$ (grãos DRX); $11 \pm 9$ $\mu\text{m}$ (grãos deformados). <b>623 K:</b> $2,0 \pm 0,5$ $\mu\text{m}$ (DRX); $33 \pm 29$ $\mu\text{m}$ (grãos deformados).	<b>523 K:</b> $\sigma_e \sim 243$ MPa, $\sigma \sim 299$ MPa e ductilidade = $\sim 3,8\%$ , alongamento até fratura $\sim 4\%$ . <b>573 K:</b> $\sigma_e \sim 259$ MPa, $\sigma \sim 304$ MPa e ductilidade = $\sim 4,2\%$ , alongamento até fratura $\sim 6,5\%$ . <b>623 K:</b> $\sigma_e \sim 186$ MPa, $\sigma \sim 261$ MPa e ductilidade = $\sim 9,1\%$ , alongamento até fratura $\sim 9,9\%$ . <b>573 K + recozimento:</b> $\sigma_e \sim 142$ MPa, $\sigma \sim 241$ MPa e ductilidade = $\sim 15\%$ , alongamento até fratura $\sim 19\%$ .

Referência	Parâmetros do processo	Materiais	Deformação Acumulada	Tamanho Médio de Grão	Propriedades Mecânicas
<b>Liga de Aço</b>					
JO <i>et al.</i> , 2021	<b>Forjamento multiestágio a frio.</b> Comparação com material usinado. Forjamento em 6 etapas.	Liga de aço SAE1045	Razão de redução de área: 47% (parte superior) e 45% (parte inferior).	-	$\sigma$ : usinado = 500 MPa; forjado = 750 MPa. <b>Dureza Vickers:</b> usinado = 175 HV; forjado = 250 HV. <b>Resistência à fadiga:</b> usinado = 200 MPa, forjado = 300 MPa. <b>Fração de LAGBs e HAGBs:</b> Matéria-prima: LAGBs = 0,09/ $\mu$ m; HAGBs = 0,16/ $\mu$ m. Forjado: LAGBs = 2,89/ $\mu$ m; HAGBs = 0,64/ $\mu$ m.
OTTO <i>et al.</i> , 2024.	<b>Forjamento a quente</b> (aquecimento a 1000°C antes e entre cada passe de forjamento). Têmpera em água após forjamento final.	Fe-30Mn-1.0C Fe-15Mn-1.0C Fe-15Mn-0.8C Fe-15Mn-0.6C	6 passes. Redução de área por passe = 20%. $\Sigma e=1,2$	Para todas as amostras: Após forjamento = ~57 a 60 $\mu$ m.	<b>Após forjamento:</b> <b>Fe-30Mn-1.0C:</b> $\sigma_e$ = 362 MPa; $\sigma$ = 981 MPa; alongamento total = 76%. <b>Fe-15Mn-1.0C:</b> $\sigma_e$ = 339 MPa; $\sigma$ = 1054 MPa; alongamento total = 68%. <b>Fe-15Mn-0.8C:</b> $\sigma_e$ = 330 MPa; $\sigma$ = 1027 MPa; alongamento total = 64%. <b>Fe-15Mn-0.6C:</b> $\sigma_e$ = 303 MPa; $\sigma$ = 941 MPa; alongamento total = 54%.

Referência	Parâmetros do processo	Materiais	Deformação Acumulada	Tamanho Médio de Grão	Propriedades Mecânicas
<b>Liga de Alumínio</b>					
ANGELLA <i>et al.</i> , 2019	1º) Forjamento axial (T>200°C); 2º) Forjamento multiestágio; 4º) Tratamento térmico de solubilização; 5º) Forjamento a 423K e a 473K (máx. 5% de redução em cada temperatura); 6º) Envelhecimento em 2 etapas (394K por 5h e 450K por 8h).	Liga de Alumínio AA7050	Redução de área total: 75%. Etapa 5: deformação máx. de 5%.	-	<b>Processo padrão (forjamento a frio; 20°C):</b> $\sigma = 188$ MPa; $\sigma_e = 167$ MPa; 145 HB.
	<b>Processo adaptado (com forjamento a quente em 2 temperaturas):</b> <b>150°C:</b> $\sigma = 189$ MPa; $\sigma_e = 167$ MPa; 145 HB. <b>200°C:</b> $\sigma = 190$ MPa; $\sigma_e = 170$ MPa; 155 HB.				
<b>Liga de Titânio</b>					
XIAO <i>et al.</i> , 2019.	<b>Forjamento multiestágio:</b> <b>1ª etapa de forjamento:</b> T= 1180°C; velocidade de deformação = 0,25 mm/s; taxa de deformação = 50%. <b>Recozimento:</b> Aquecimento a 1150°C por 1h. <b>2ª etapa de forjamento:</b> igual 1ª etapa. <b>Revenimento:</b> 900°C por 24h e resfriamento controlado no forno, até a Tamb.	Ligas: Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr-(0,0.6) B e Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr	Deformação Total (após as 2 etapas de forjamento): 75%.	<b>Liga sem B:</b> Fundida: 584,94 +- 269,23 $\mu\text{m}$ . Forjada: 12,63+-3,77 $\mu\text{m}$ .	<b>Ensaio de tração a Tamb.</b> <b>Liga sem B:</b> Fundida: $\sigma = 482,79$ +-9,21 MPa; alongamento = 0,13+-0,03%. Forjada: $\sigma = 645,65$ +-5,88 MPa; alongamento = 0,17+-0,01%.
	<b>Liga com 0,6B:</b> Fundida: 45,98+- 27,23 $\mu\text{m}$ . Forjada: 10,32+-4,16 $\mu\text{m}$ .			<b>Liga com 0,6B:</b> Fundida: $\sigma = 623,67$ +-9,87 MPa; alongamento = 0,12+-0,16 MPa. Forjada: $\sigma = 843,51$ +-2,67 MPa; alongamento = 0,21+-0,12 MPa.	

Referência	Parâmetros do processo	Materiais	Deformação Acumulada	Tamanho Médio de Grão	Propriedades Mecânicas
<b>Liga de Vanádio</b>					
					<b>Antes do forjamento:</b> $\sigma_e = 336,7$ MPa; $\sigma = 401,3$ MPa; alongamento = 17,8%.
				Após forjamento = 80 $\mu\text{m}$	<b>Após forjamento:</b> $\sigma_e = 371,3$ MPa; $\sigma = 449,7$ MPa; alongamento = 15,8%.
LI <i>et al.</i> , 2018.	<b>Forjamento a quente</b>	Liga V-5Cr-5Ti	50%	1193 K= 100 $\mu\text{m}$ 1293 K= 150 $\mu\text{m}$	<b>Forjamento + recozimento:</b> $\sigma_e = 358,7$ MPa; $\sigma = 426,0$ MPa; alongamento = 19,7%.

**Legenda** $\sigma_e$ : tensão de escoamento $\sigma$ : tensão limite de resistência $\sigma_c$ : tensão de compressão

HB: dureza Brinell

HV: Dureza Vickers

 $\Sigma$ : deformação acumulada $\Delta$ : amplitude de deformação

DRX: grãos recristalizados

d: diâmetro médio de grão

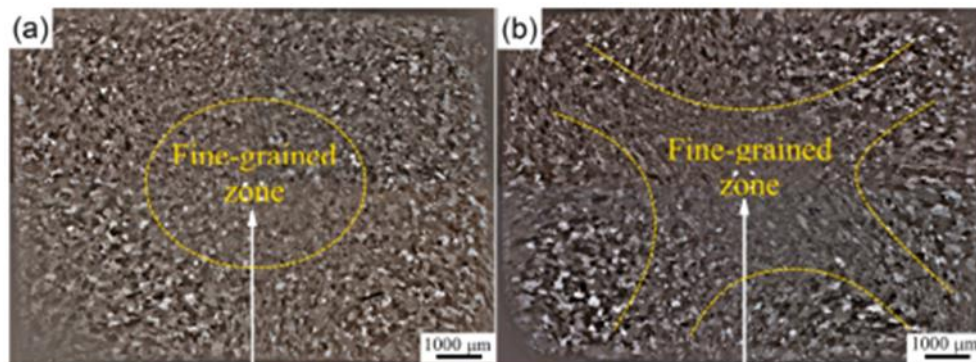
Fonte: Elaborado pela autora, 2025.

## 5.1 Efeito do forjamento multidirecional (MDF) na microestrutura dos materiais

### 5.1.1 Maior refinamento na região central da amostra

O maior refinamento dos grãos na região central das amostras submetidas a MDF é recorrente em vários trabalhos. Mikhaylovskaya *et al.* (2019) notaram que os grãos na região central eram de 2,2 a 2,4 vezes mais refinados do que aqueles presentes nas regiões próximas à superfície. Kishchik *et al.* (2018) também observaram que o tamanho dos grãos não é uniforme na estrutura, diminuindo da superfície para o centro da amostra (FIGURA 17a), sendo que a região refinada se expande em direção à periferia com o aumento da deformação acumulada de  $\Sigma e=3$  para  $\Sigma e=6$  (FIGURA 17b). Entretanto, o tamanho médio dos grãos refinados se mostrou independente da deformação, apresentando valores semelhantes tanto para 2 ciclos quanto para 4.

Figura 17 - Microestrutura da seção transversal média da amostra após (a) dois ( $\Sigma e = 3$ ) e (b) quatro ( $\Sigma e = 6$ ) ciclos a 500 °C.

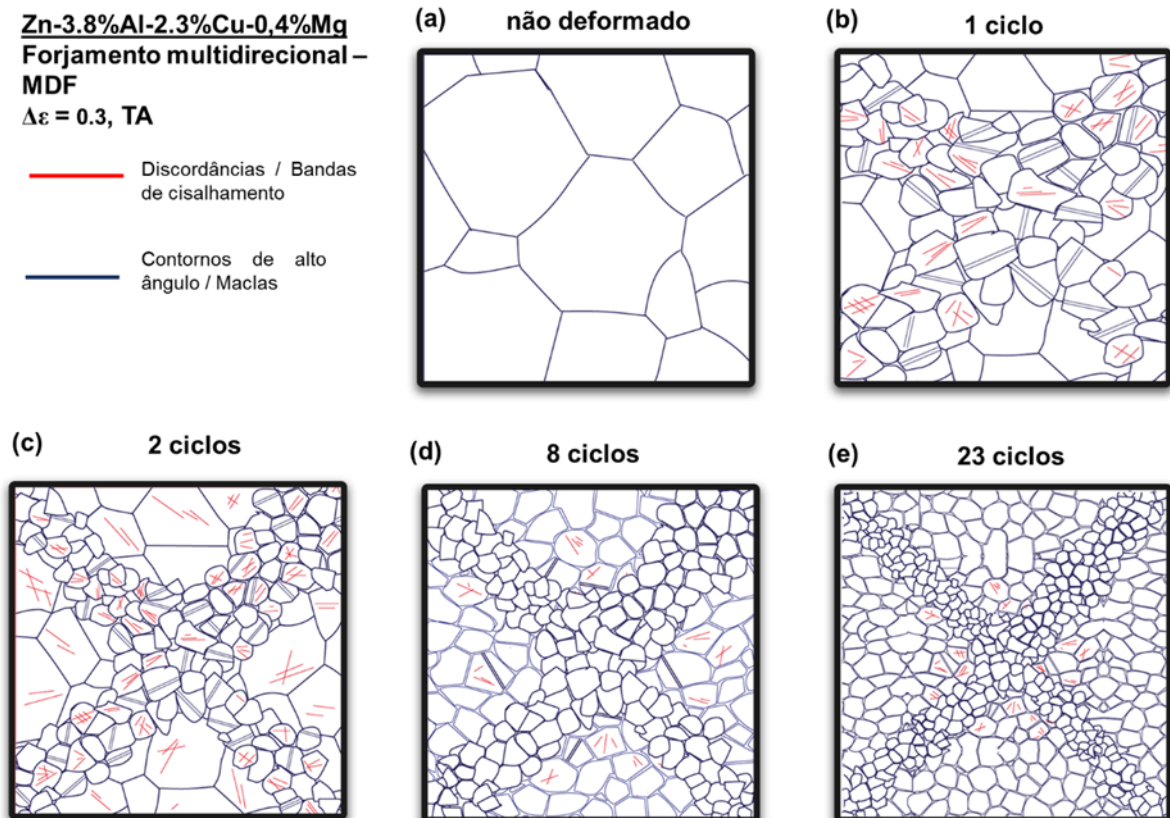


Fonte: KISHCHIK *et al.*, 2018.

Silva *et al.* (2021a), ao submeterem uma liga de Zn-Al a MDF, reportaram que a deformação no centro dos corpos de prova foi facilitada, ocorrendo mudanças microestruturais em taxas mais acentuadas, o que resultou em uma cinética de refinamento de grãos mais ágil. Silva *et al.* (2021b) observaram que as microestruturas das amostras, formadas no estado bruto de deformação por grãos grosseiros e uniformes, após os primeiros ciclos de MDF, são preenchidas por possíveis microbandas de cisalhamento e/ou maclas, ocorrendo também refino de grão, que se concentra na região central da amostra (FIGURA 18). Essa heterogeneidade se relaciona ao fluxo de deformação restringido lateralmente pelo atrito nas regiões próximas às superfícies de contato com as paredes da matriz, conseqüentemente, ocorre maior deformação

no centro (SILVA *et al.*, 2021b). Este efeito também é identificado no trabalho de Flausino *et al.* (2019, apud SILVA, 2021b, p. 90), que verificaram que o maior refino de grão na região central ocorre concomitantemente à redução da densidade de discordâncias, devido tanto à aniquilação quanto ao rearranjo destas.

Figura 18 - 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 ciclo; (c) 2 ciclos; (d) 8 ciclos e (e) após 23 ciclos.



Fonte: SILVA *et al.*, 2021b.

### 5.1.2 Amaciamento do material e enfraquecimento da textura cristalográfica

De acordo com Tschiptschin *et al.* (2003), as propriedades dos materiais policristalinos dependem da forma, do tamanho e da orientação dos grãos. Quando há uma predominância de direcionamento dos grãos em torno de algumas orientações particulares, afirma-se que há uma orientação preferencial ou textura cristalográfica. Portanto, textura é a condição em que a distribuição de orientações dos grãos não é aleatória, referindo-se ao modo de arranjo espacial da rede cristalina desses grãos, independentemente de apresentarem formas alongadas ou

equiaxiais. Sendo a deformação plástica um dos modos de produzir orientação preferencial dos grãos (TSCHIPTSCHIN *et al.*, 2003).

No processo de deformação plástica, decorrente da conformação mecânica, há rotação do reticulado cristalino para orientações mais favoráveis, por meio de deslizamentos de planos ou maclação, formando uma textura de deformação. Sendo que a textura final de um material está relacionada, principalmente, à mudança de forma estabelecida na deformação (DE LIMA, DE LIMA e PADILHA, 2003).

Para Wang *et al.* (2020), a deformação dos metais é uma competição entre encruamento e amaciamento, sendo este último referente ao aumento da ductilidade, que pode ser medida pelo alongamento uniforme no ensaio de tração (deformação plástica que ocorre uniformemente na amostra antes que ocorra a deformação localizada – estricção). O encruamento é resultado do acúmulo de discordâncias em obstáculos gerados ao longo da deformação, e o amaciamento decorre da aniquilação de discordâncias após escorregamentos cruzados ou escalada de discordâncias e recristalização dinâmica. Alemdag *et al.* (2021) verificaram que no processo MDF a formação de grãos recristalizados leva a um amaciamento da matriz, o que pode reduzir o ganho de resistência derivado do encruamento após os ciclos de forjamento. Porém, alguns trabalhos demonstraram que é possível compensar esses efeitos.

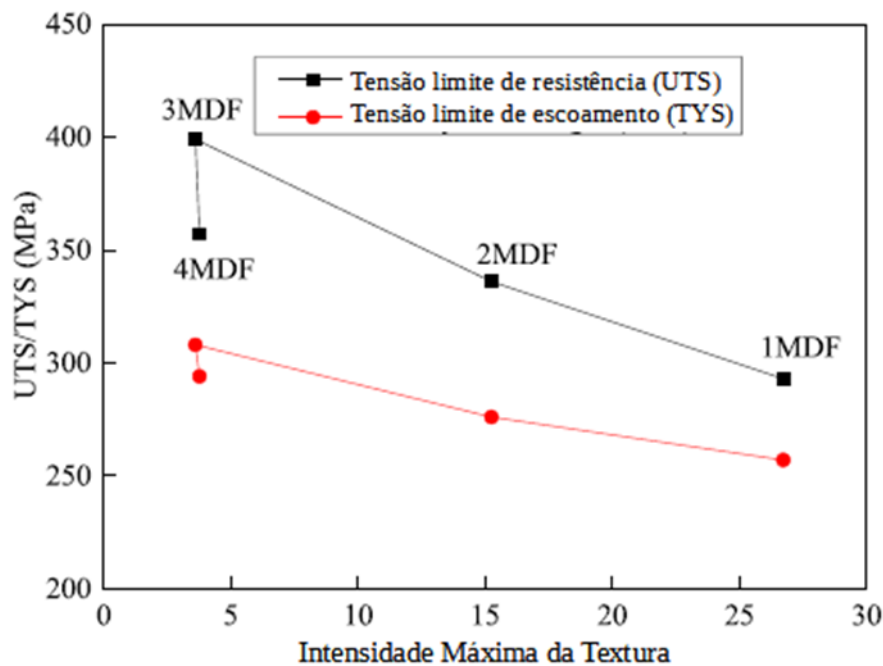
No estudo de uma liga de alumínio comercial puro, De Faria *et al.* (2016) observaram que o aumento do número de ciclos de MDF e a diminuição da amplitude de deformação por passe aumentaram o amaciamento do material e a capacidade de encruamento, quando é submetido à deformação monotônica subsequente. Portanto, é possível encontrar um controle entre o número de ciclos de MDF e a amplitude de deformação de acordo com as propriedades mecânicas finais desejadas (DE FARIA *et al.*, 2016). No estudo de Alemdag *et al.* (2021), em que uma liga de Al-Si foi submetida ao MDF, a formação de grãos recristalizados também gerou o amaciamento da matriz. Como consequência, o aumento de resistência decorrente da presença de partículas de maior dureza foi suprimido, devido à movimentação das discordâncias ter sido facilitada. Porém, os autores reportaram que, com o acúmulo de deformação após o 2º ciclo de MDF, o equilíbrio entre amaciamento e encruamento do material forjado foi atingido (ALEMDAG *et al.*, 2021).

Silva *et al.* (2021ab) relataram, em seu estudo da liga de Zn-3.8Al-2.3Cu-0.4Mg na condição fundida processada por 23 ciclos de MDF em matriz fechada, que o material passa por estágio de encruamento inicial seguido de estágios de amaciamento, à medida que a deformação evolui. Ocorreu encruamento expressivo após o 1º ciclo de MDF, devido à

formação de maclas e bandas de cisalhamento no componente  $\eta$ -Zn primário e, na sequência, até o 8º ciclo, ocorreu intenso refino de grão e amaciamento do material, devido ao escorregamento de contornos de grão. Ao passo que, para deformações acumuladas entre ~7 e 12, a distribuição de dureza se mostrou mais homogênea. Para  $\epsilon > 12$ , ocorreu novo amaciamento, e, após 23 ciclos, fraturas superficiais se iniciaram (SILVA *et al.*, 2021a).

Dong *et al.* (2020) estudaram a liga Mg-13Gd-4Ye2Zn-0.5Zr processada por MDF em diferentes temperaturas de trabalho e, mais uma vez, observaram que, à medida que ocorre o enfraquecimento da textura cristalográfica, decorrente do acúmulo de deformação durante os ciclos de MDF, as tensões de escoamento e limite de resistência são aumentadas (FIGURA 19).

Figura 19 - Relação entre intensidade máxima da textura de {0001} e propriedades mecânicas após MDF.



Fonte: DONG *et al.*, 2020.

O mesmo efeito foi notado por Hong *et al.* (2014) no estudo da liga de Mg-7Gd-5Y-1Nd-0.5Zr. Os autores notaram que a mudança de direção de carregamento durante o MDF gerou grãos com orientação mais dispersa, reduzindo a intensidade da textura cristalográfica e, conseqüentemente, aumentou a tensão máxima de resistência e o limite de escoamento de maneira expressiva, comparando-se à liga com elementos solubilizados. Ao investigar a evolução da textura cristalográfica das amostras, os autores observaram que as ligas apresentaram um enfraquecimento da textura após MDF, o que pode ser explicado pela

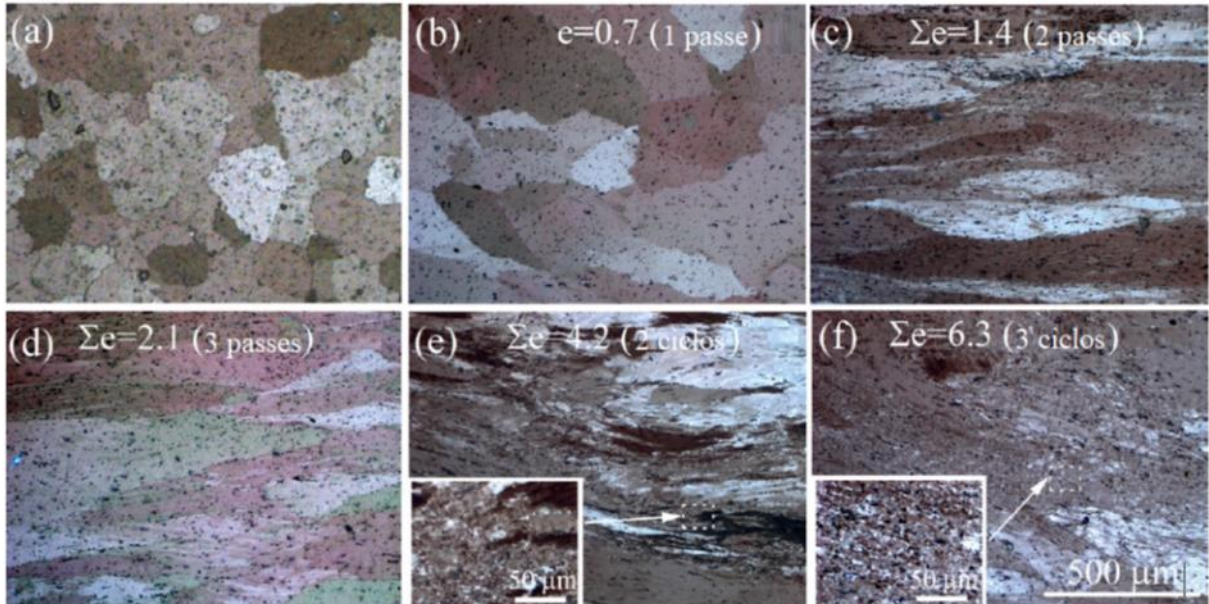
recristalização ocorrida nas amostras forjadas entre 500°C e 470°C. À temperatura de 470°C, o refinamento foi mais expressivo que a 500°C, devido à restrição do crescimento dos grãos pelos precipitados, os quais também previnem a rotação dos grãos, inibindo o escorregamento dos contornos durante a deformação, gerando uma estrutura mais uniforme e, conseqüentemente, evita a formação de texturas. O estudo também demonstrou que, apesar de não ocorrer recristalização durante o processamento a 440°C e 410°C, a intensidade da orientação cristalográfica dos grãos continuou sendo reduzida. Esse enfraquecimento da textura pode ser atribuído ao aumento do número de passes de forjamento, visto que a mudança das direções de carregamento cria uma orientação mais dispersa dos grãos (HONG *et al.*, 2014).

### 5.1.3 Evolução microestrutural - grãos equiaxiais; recristalização dinâmica

Algumas semelhanças em relação à evolução microestrutural das ligas submetidas a ciclos de MDF puderam ser notadas dentre os trabalhos estudados. A presença de recristalização dinâmica, com formação de grãos equiaxiais é relatada por Almeida *et al.* (2020a), Hong *et al.* (2014), Mikhaylovskaya *et al.* (2019), Zheng *et al.* (2019), dentre outros trabalhos.

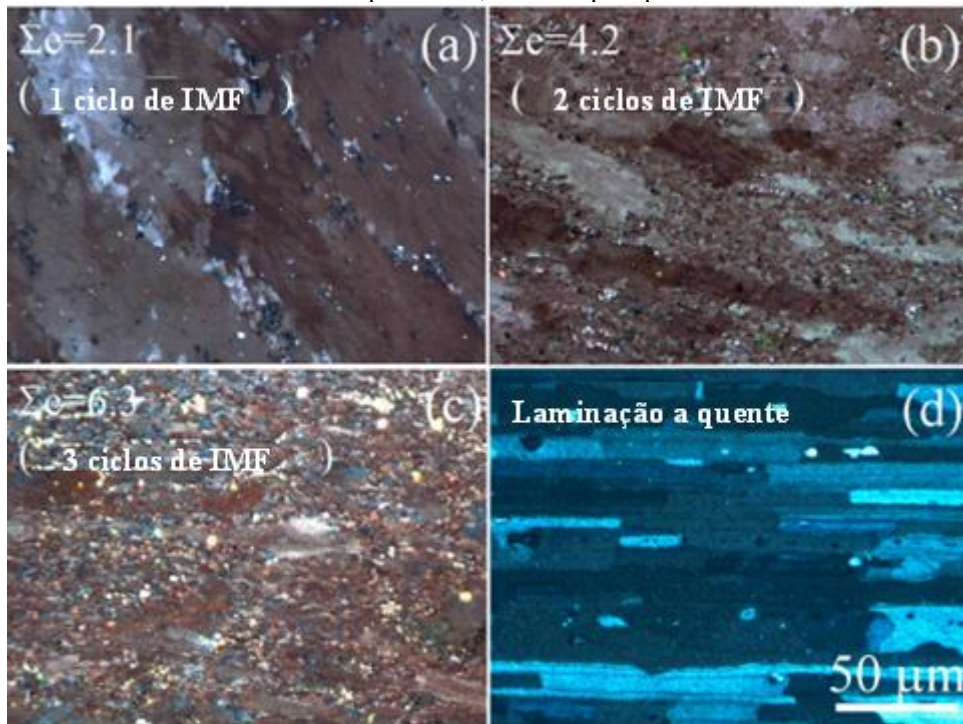
No estudo realizado por Mikhaylovskaya *et al.* (2019), as micrografias da camada próxima à superfície (FIGURA 20) das amostras processadas por MDF a 350°C mostraram que os grãos equiaxiais (com tamanho médio de 143 +- 20 µm) da condição inicial fundida (FIGURA 20-a) se tornaram alongados após 1 passe de MDF (FIGURA 20-b) e bandas de cisalhamento começaram a surgir (FIGURA 20-c), após atingir 2 passes de forjamento, o que foi intensificado com o acúmulo da deformação, ao completar 1 ciclo (FIGURA 20-d). Também ocorreu recristalização dinâmica, surgindo novos grãos equiaxiais nos contornos de grãos iniciais, tanto na região próxima à superfície (FIGURA 20-e), após 2 ciclos de MDF, quanto na região central (FIGURA 21a), após 1 ciclo de MDF, propagando-se para áreas maiores (FIGURA 21 b-c), à medida que a deformação foi aumentada.

Figura 20 - Evolução da microestrutura na camada próxima à superfície durante MDF isotérmico a 350°C: (a) estrutura fundida; (b) primeiro passe ao longo do eixo z; (c) segundo passe ao longo do eixo y; (d) terceiro passe ao longo do eixo x; (e) dois ciclos com  $\Sigma e = 4,2$ ; (f) três ciclos com  $\Sigma e = 6,3$ ; luz polarizada, microscópio óptico.



Fonte: MIKHAYLOVSKAYA *et al.*, 2019.

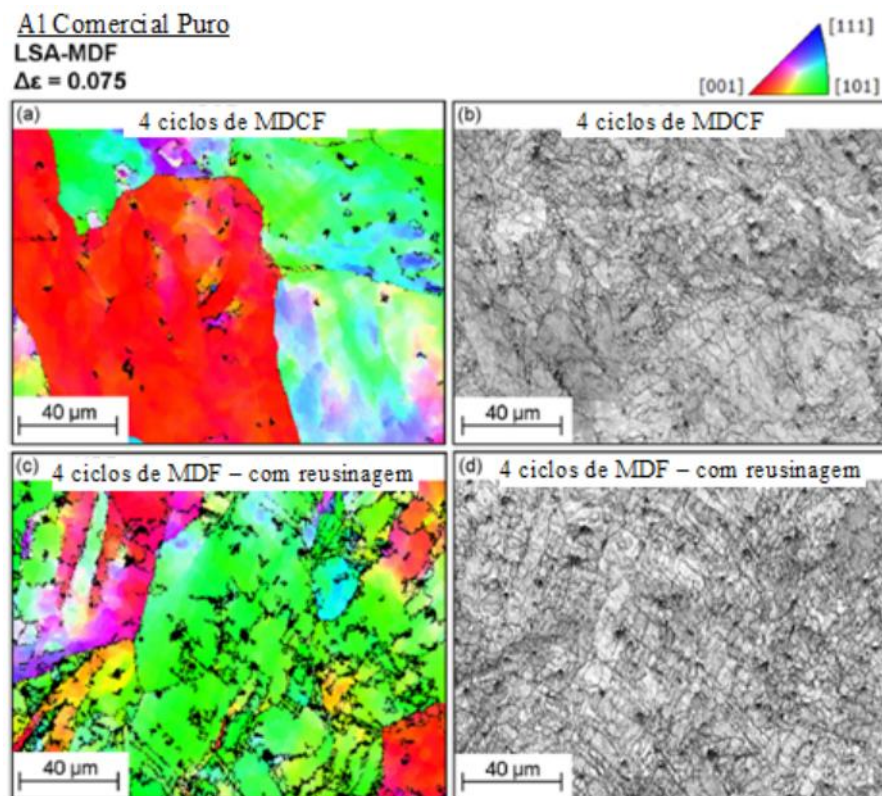
Figura 21 – Estrutura de grãos na parte central da amostra (a-c) MDF isotérmico a 350°C em várias deformações acumuladas: (a) 2,1, (b) 4,2 e (c) 6,3. (d) estrutura de grãos após laminação a quente com deformação de 2,14; luz polarizada, microscópio óptico.



Fonte: MIKHAYLOVSKAYA *et al.*, 2019.

Almeida *et al.* (2020a) analisaram microscopias de orientação de imagem (OIM), apresentadas na Figura 22 (a,c), em que cada cor representa a direção cristalográfica em relação a um plano normal à imagem. A partir dessas imagens, observaram que as amostras de Al exibem microtexturas similares após serem processadas pelas duas técnicas (MDF com compressões livres ou em matriz fechada). As imagens (b) e (d), obtidas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) pela difração de elétrons retro-espalhados (EBSD), evidenciaram estruturas de subgrãos equiaxiais após 4 ciclos de MDF com e sem o confinamento em matriz. O tamanho médio calculado para essas subestruturas foi estimado entre  $\sim 1,7$  e  $1,9 \mu\text{m}$ , para o material processado por MDF com compressões livres e MDCF, respectivamente.

Figura 22 - Microscopias de orientação de imagem (OIM) e mapas de qualidade padrão EBSD para amostras de Al processadas por 4 ciclos de LSA-MDF (a,b) com ou (c,d) sem confinamento em matriz.

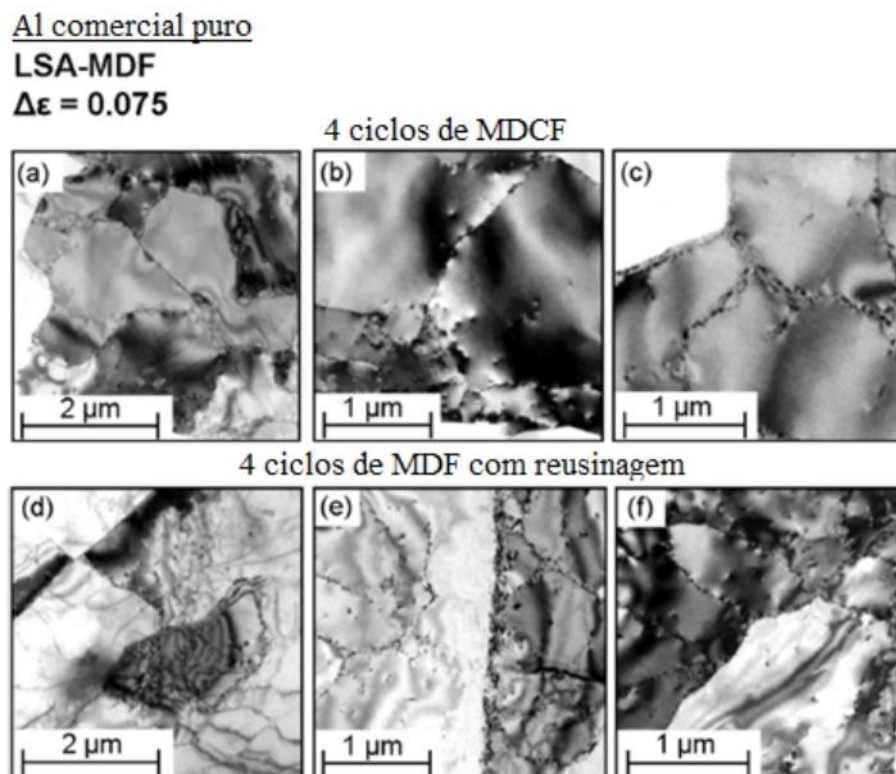


Fonte: ALMEIDA *et al.*, 2020a.

As imagens obtidas no microscópio eletrônico de transmissão (MET) das amostras de Al (FIGURA 23) evidenciaram a predominância de subgrãos bem definidos e com baixa quantidade de discordâncias intrínsecas livres, que são discordâncias parciais do tipo Frank em

que a sequência de empilhamento foi alterada devido à remoção de um plano de átomos (PADILHA, 2007). Entretanto, na figura 23-d é possível observar que algumas poucas regiões ainda apresentam células de discordâncias com paredes difusas que exibem uma elevada quantidade de discordâncias livres na sua vizinhança. Por fim, comparando-se as micrografias da figura 22 (“b” e “d”) e da figura 23, os autores concluíram que os processos de MDF com compressões livres e em matriz fechada apresentam resultados similares em relação aos tamanhos e formas dos subgrãos formados (ALMEIDA *et al.*, 2020a).

Figura 23 - Imagens de MET de amostras de Al processadas por 4 ciclos de LSA-MDF (a-c) com ou (d-f) sem confinamento em matriz.

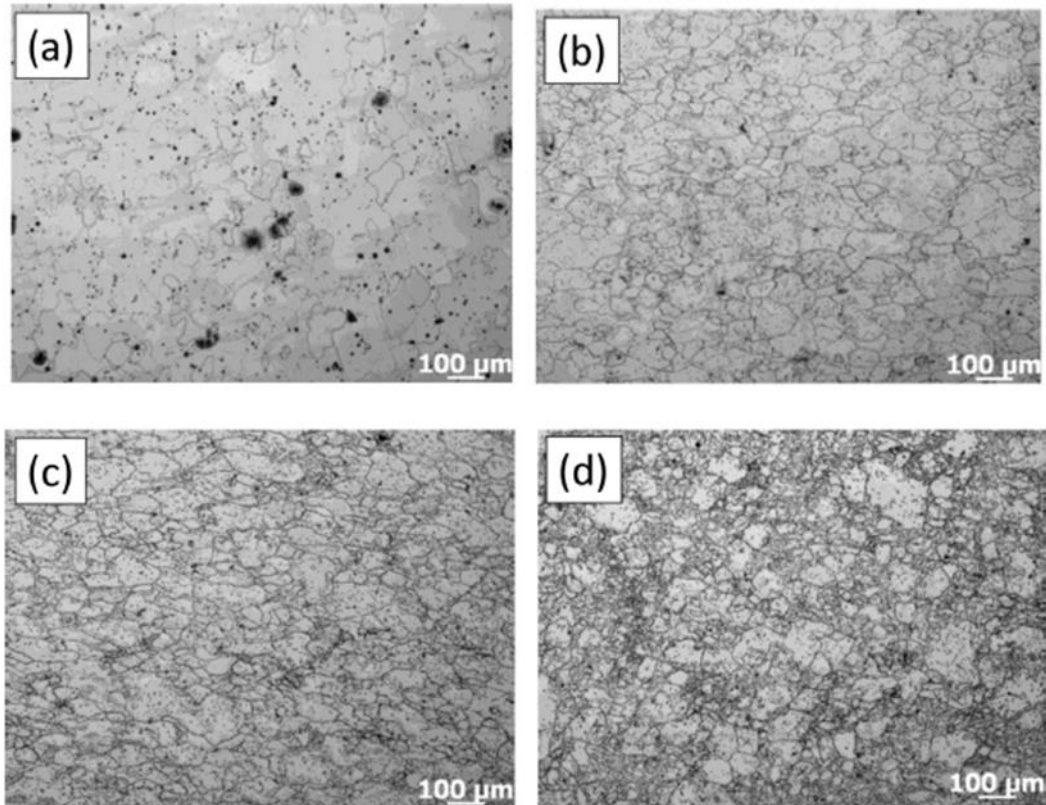


Fonte: ALMEIDA *et al.*, 2020a.

Hong *et al.* (2014) apresentaram, na figura 24, a microestrutura da liga Mg-7Gd-5Y-1Nd-0.5Zr, processada por MDF a 500°C, 470°C, 440°C e 410°C, nesta ordem. Na figura 24-a observa-se que ocorreu recristalização após MDF a 500°C, porém com a formação de grãos grosseiros e não-uniformes devido ao crescimento anormal dos grãos. Ao reduzir a temperatura de processamento, ocorreu a precipitação de partículas finas nos contornos e interior dos grãos. À temperatura de 470°C, a presença de grãos equiaxiais evidenciou a ocorrência da recristalização completa. As amostras forjadas a 440°C e 410°C não apresentaram alteração no

tamanho dos grãos, provavelmente, em razão da recristalização ter sido restringida pela presença dos precipitados.

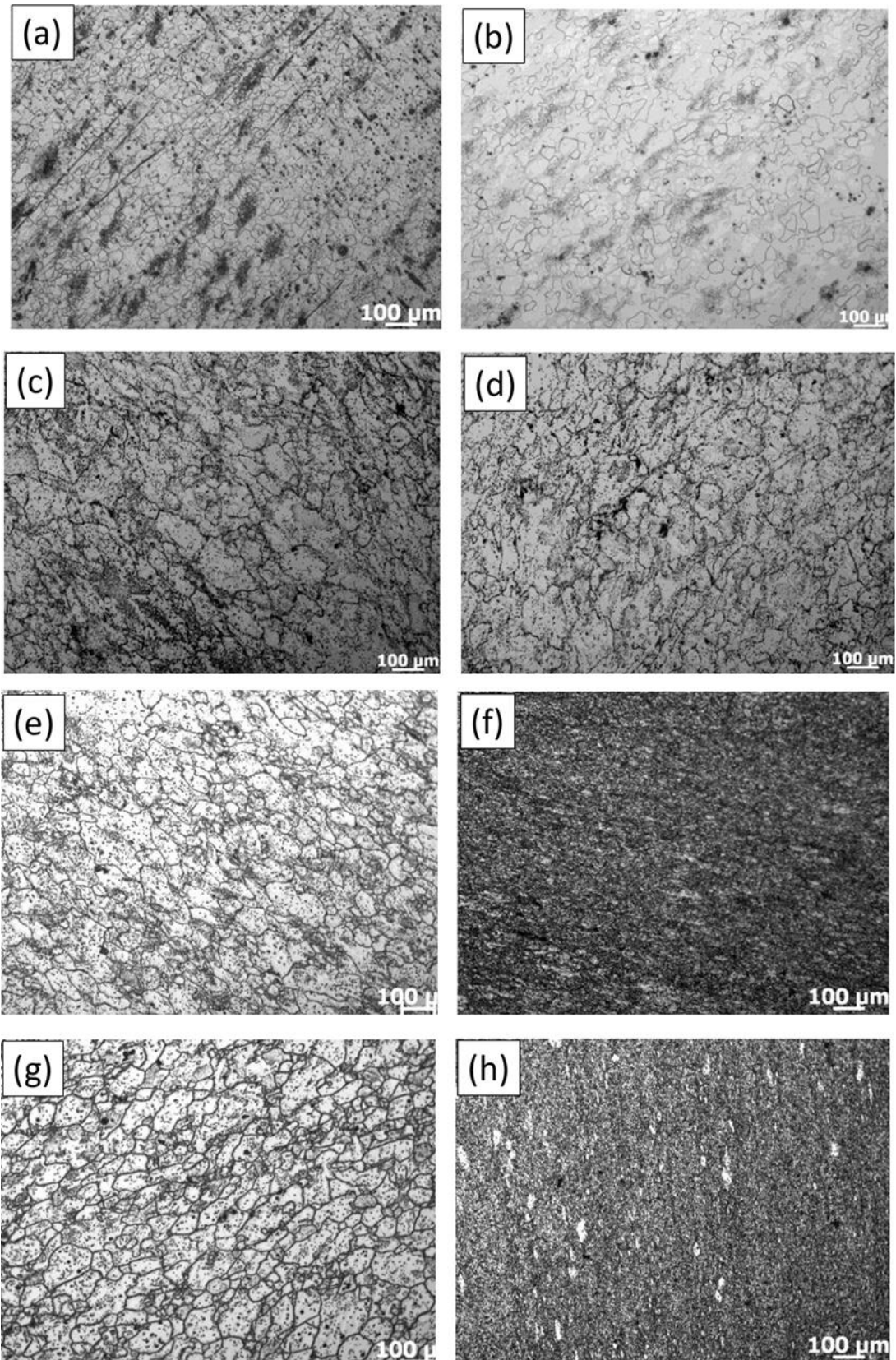
Figura 24 - Microestrutura da liga processada por MDF a diferentes temperaturas: (a) 500°C, (b) 470°C, (c) 440°C, (d) 410°C.



Fonte: HONG *et al.*, 2014.

A figura 25 exibe as microestruturas observadas paralela e perpendicularmente à placa de compressão final. Os autores identificaram o refinamento da microestrutura devido à recristalização dinâmica após MDF a 500°C e 470°C, sendo mais expressivo a 470°C, o que pode ser explicado pela grande quantidade de fases que se precipitou ao longo dos contornos de grão e restringiu o crescimento da recristalização. As microestruturas das amostras processadas nessas temperaturas se mostraram semelhantes quando observadas paralela e perpendicularmente. Porém, ao se reduzir a temperatura de forjamento para 440°C e 410°C ocorreu expressiva distinção nas microestruturas paralelas e perpendiculares à placa de compressão (HONG *et al.*, 2014).

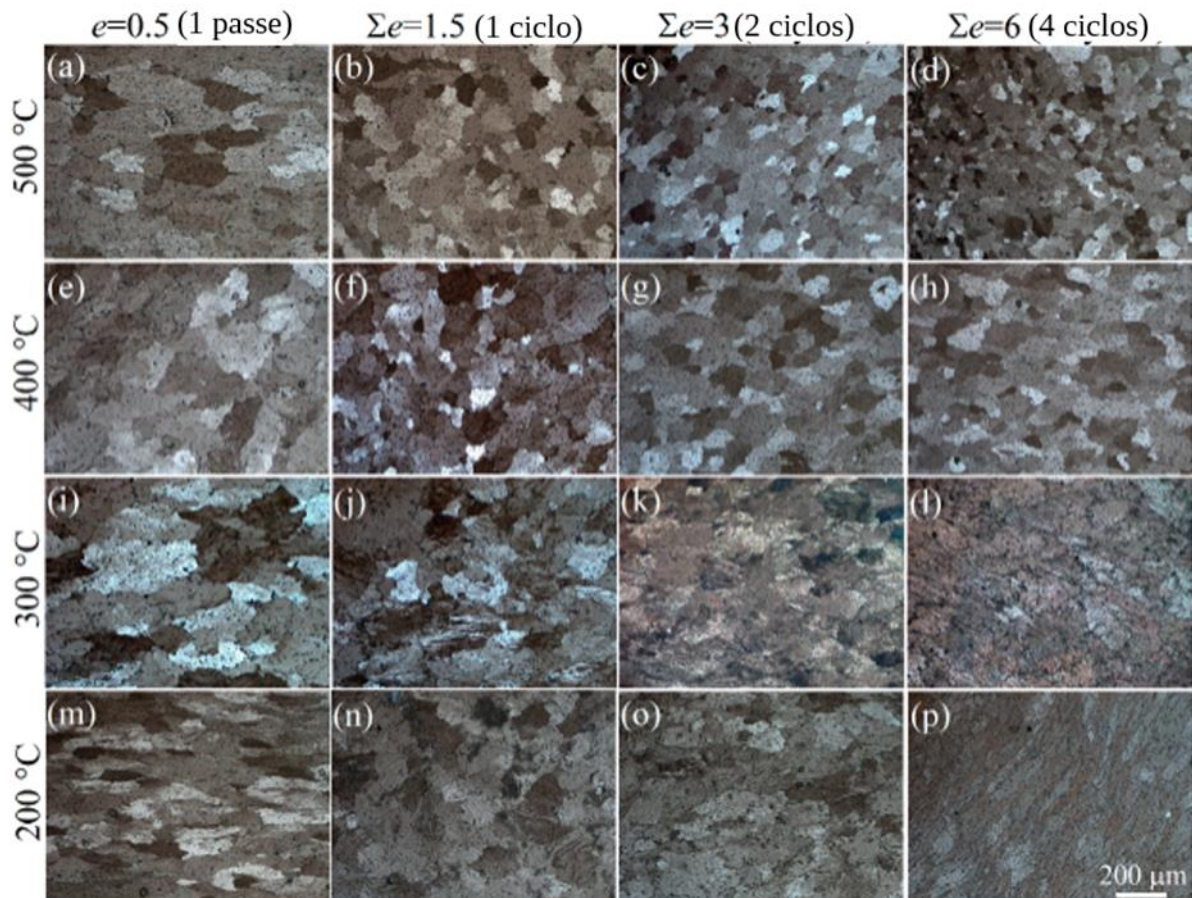
Figura 25 – Microestruturas observadas perpendicularmente (a, c, e, g) e paralelamente (b, d, f, h) à direção final de compressão a diferentes temperaturas: (a, b) 500°C, (c, d) 470°C, (e, f) 440°C, (g, h) 410°C.



Fonte: HONG *et al.*, 2014.

Kishchik *et al.* (2018) submeteram uma liga Al-Mg a forjamento multidirecional isotérmico (FMI) com diferentes deformações acumuladas e temperaturas. A figura 26 apresenta as microestruturas na camada mais superficial das amostras. O IMF a 400°C e 500°C não causou alterações significativas na forma dos grãos, que se mantiveram majoritariamente equiaxiais (FIGURA 26 a-h). Entretanto, ao diminuir a temperatura de forjamento para 300 °C e 200°C, os grãos se tornaram mais alongados após a 1ª compressão ( $e = 0,5$ ) (FIGURA 26 i,m) e microbandas de cisalhamento começaram a surgir no interior dos grãos a  $\Sigma e=1,5$  (FIGURA 25 j,n), se tornando ainda mais presentes a  $\Sigma e=3$  (FIGURA 26 k,o). Após 4 ciclos de IMF ( $\Sigma e=6$ ), a maioria dos grãos iniciais apresentou microbandas de cisalhamento em seu interior (FIGURA 26 l,p), sendo que essas microbandas se formaram em várias direções, em decorrência da mudança nos eixos de deformação durante IMF (FIGURA 26 j-l, n-p), efeito que também foi reportado por Silva (2021b).

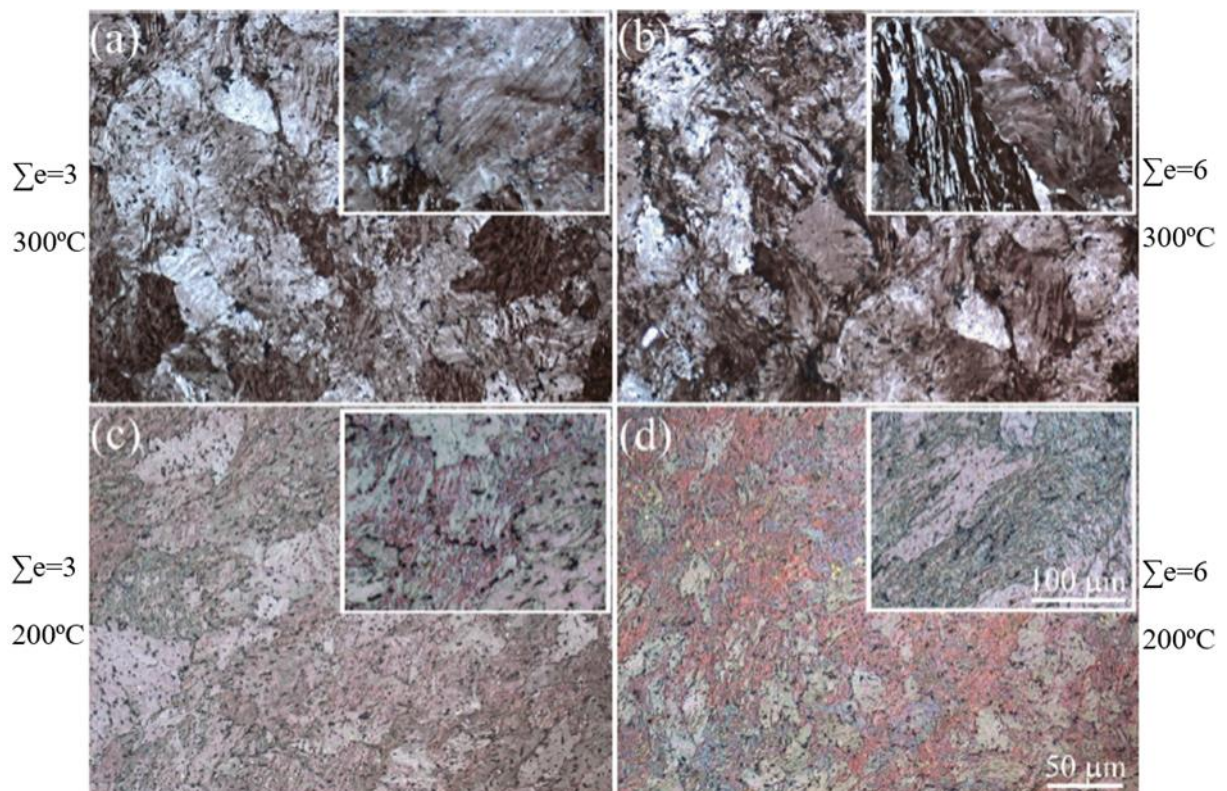
Figura 26 - Microestrutura da camada próxima à superfície das amostras após IMF a diferentes deformações (0,5–0,6) e temperaturas (500-200 °C).



Fonte: KISHCHIK *et al.*, 2018.

Na análise da seção transversal das amostras após IMF a temperaturas mais baixas, 300°C e 200°C (FIGURA 27), várias microbandas de cisalhamento foram identificadas. Ao passo que a deformação foi incrementada, essas estruturas se cruzaram umas com as outras, entrelaçando-se. Após  $\Sigma e=6$  também foram observadas áreas livres de microbandas de cisalhamento (zonas mais claras da figura 27).

Figura 27 - Microestrutura da seção transversal média da amostra após (a,c) 2 ciclos ( $\Sigma e=3$ ) e (b,d) 4 ciclos ( $\Sigma e=6$ ) a (a,b) 300 °C e (b,d) 200 °C.

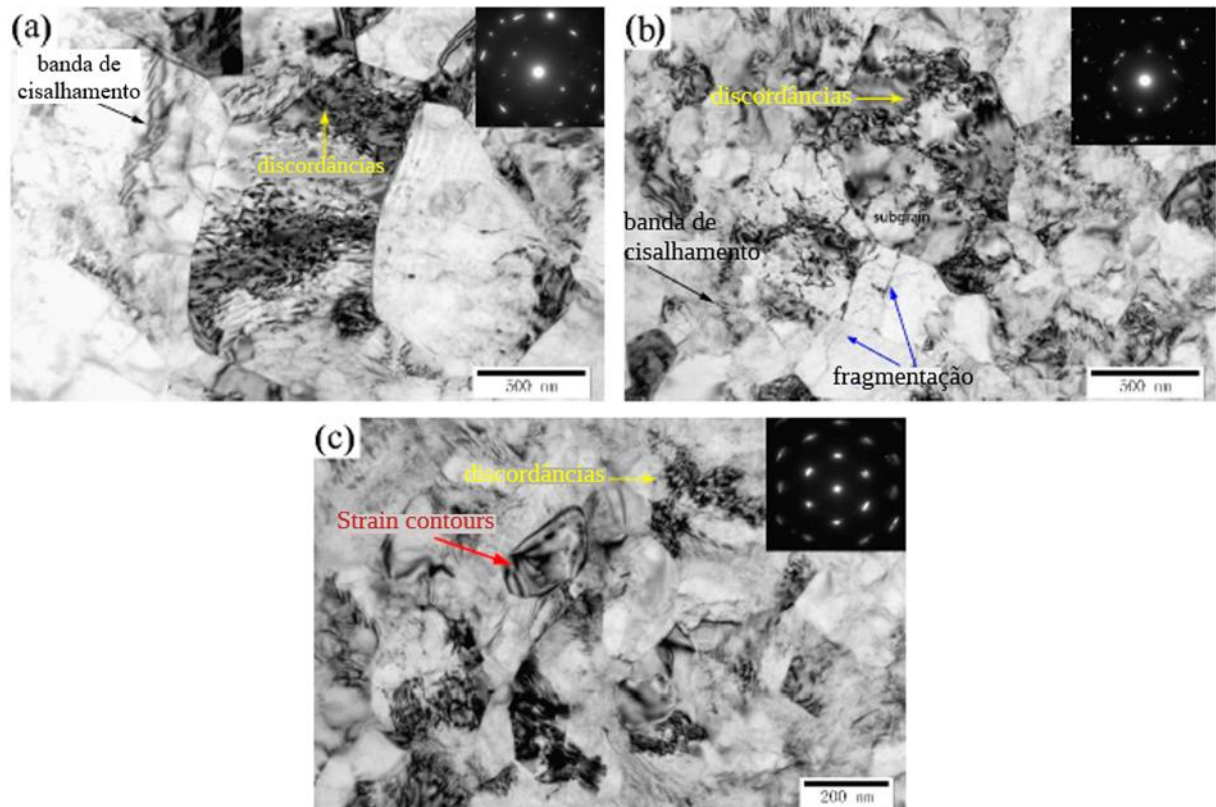


Fonte: KISHCHIK *et al.*, 2018.

As imagens obtidas pelo MET (FIGURA 28) no trabalho de Zheng *et al.* (2019) mostraram que o aumento do número de ciclos de MDF nas amostras de Ti gerou uma estrutura refinada de grãos equiaxiais. É possível observar a presença de bandas de cisalhamento, subgrãos e grande quantidade de discordâncias (FIGURA 28b). Na figura 28a observa-se que as discordâncias emaranhadas se empilharam formando subgrãos, com tamanho médio de 1  $\mu\text{m}$ , após 1 ciclo de MDF. A formação de subgrãos aumentou com o número de ciclos. A figura 28b mostra a evolução dos subgrãos com densas paredes de discordâncias, que se tornaram equiaxiais com tamanho médio de 500 nm. As bandas de cisalhamento são o principal mecanismo de deformação, após 2 ciclos de MDF, porém, a largura dessas bandas diminuiu,

quando comparadas com a microestrutura das amostras após 1 ciclo. A presença de contornos decorrentes da deformação (“strain contour”) (FIGURA 28c) indicaram a existência de tensões residuais após o processamento. Ao fim de 3 ciclos de MDF, o tamanho médio de grão atingiu o valor de 200 nm.

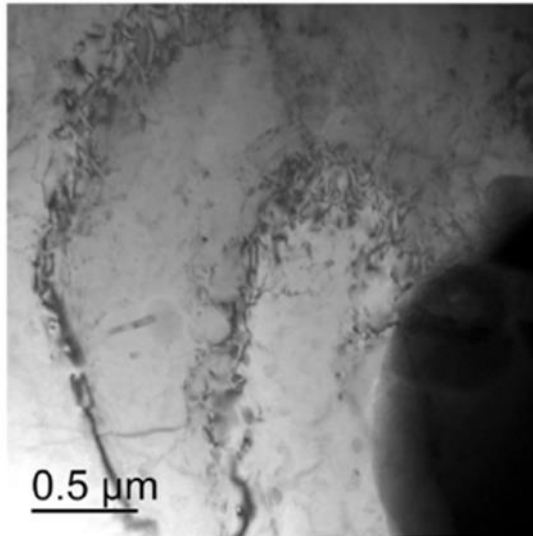
Figura 28 - Imagens de MET de amostras de Ti após (a) 1 ciclo (b) 2 ciclos e (c) 3 ciclos de MDF.



Fonte: ZHENG *et al.*, 2019.

Alemdag *et al.* (2021) compararam as microestruturas de amostras da liga de Al-Si antes e depois do processamento por MDF. A figura 29 mostra a microestrutura obtida no MET da amostra homogeneizada, antes do MDF, caracterizada por grãos grosseiros com poucas discordâncias no interior dos grãos, porém, envolvidos por emaranhados de discordâncias.

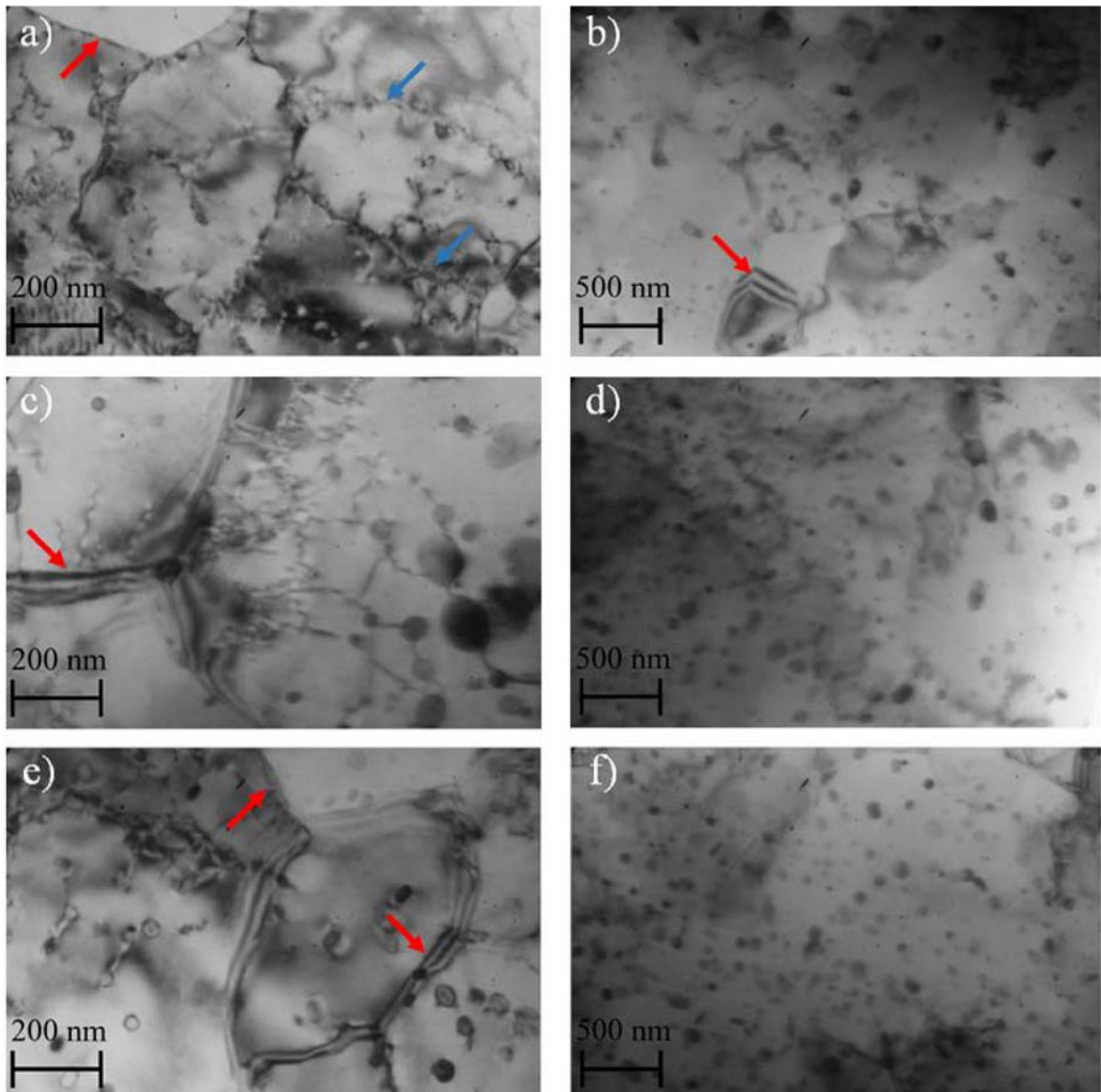
Figura 29 - Imagem de MET mostrando a micrografia detalhada da amostra homogeneizada.



Fonte: ALEMDAG *et al.*, 2021.

A evolução microestrutural após os ciclos de MDF pode ser observada na figura 30, mostrando que após 1 ciclo (FIGURAS 30 a,b) a densidade de discordâncias aumenta e surge uma estrutura refinada. Os grãos refinados consistem em uma mistura de HAGB e LAGB com paredes de discordâncias. Após o 2º ciclo de MDF (FIGURAS 30 c,d), as discordâncias migraram do interior dos grãos para os contornos, formando uma estrutura celular, além de subgrãos e finos precipitados surgirem no interior dos grãos. Com a continuação da deformação (FIGURAS 30 e,f), as discordâncias se organizaram ao redor dos contornos e precipitados, dando origem à formação de mais HAGB. O tamanho médio de grãos/subgrãos após MDF variou de 125-135 nm.

Figura 30 - Micrografias de MET mostrando a microestrutura detalhada e precipitados formados durante MDF à deformação acumulada de: (a,b) 2,07, (c,d) 4,14 e (e,f) 6,21 (setas vermelha e azul mostram HAGBs e LAGBs e paredes de discordâncias, respectivamente).



Fonte: ALEMDAG *et al.*, 2021.

## 5.2 Efeito do forjamento monotônico na microestrutura dos materiais

### 5.2.1 Recristalização

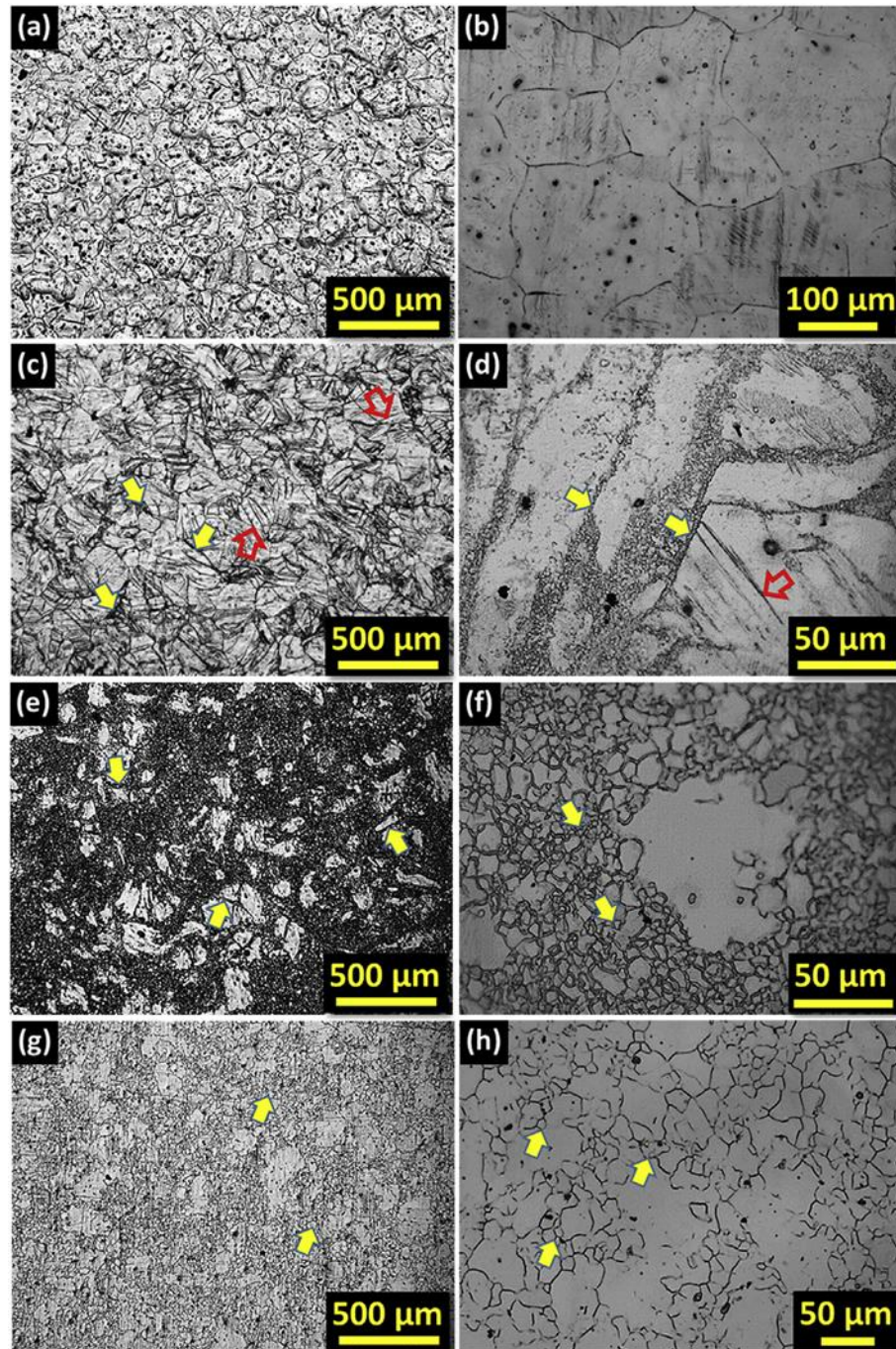
Sanyal *et al.* (2019), no estudo da liga de Mg-Zn-Al forjada a quente, observaram que a deformação a altas temperaturas estimulou a recristalização dinâmica, aumentando a fração de grãos refinados e enfraquecendo a textura basal. Nas micrografias ópticas das amostras é possível observar que a 523 K (250°C) há uma fração considerável de contornos de macla

(marcados pelas setas ocas na Figura 31 c-d) ao longo dos finos grãos recristalizados ( $\sim 6 \mu\text{m}$ ) que nuclearam em alguns contornos de grãos e de maclas (marcados por setas sólidas na Figura 31 c-d). Já nas amostras forjadas a 623 K (350°C) (FIGURA 31 e-f), a microestrutura apresenta uma fração muito maior ( $\sim 26\%$ ) de finos grãos recristalizados ( $< 10 \mu\text{m}$ ), que nuclearam ao redor dos grãos grosseiros (marcados por setas sólidas na Figura 31 f) e das maclas de deformação (marcadas por setas sólidas na Figura 31 e). O aumento da temperatura para 723 K (450°C) resultou na nucleação de novos grãos, que se tornaram grosseiros (indicados por setas na Figura 31 g). O efeito do aumento de tamanho de grãos somado à redução na fração de grãos deformados com a progressão da recristalização dinâmica resultou na redução da tensão de escoamento, à medida que a temperatura de forjamento aumentou de 523 (250°C) a 723 K (450°C). Portanto, apesar do encruamento decorrente da precipitação de partículas de segunda fase, o enfraquecimento da textura basal resultante da intensa recristalização dinâmica acarretou aumento da ductilidade do material (SANYAL *et al.*, 2019).

No trabalho de Li *et al.* (2018), os autores observaram que os grãos grosseiros desapareceram após forjamento a quente, o que pode ser explicado pela ocorrência de recristalização dinâmica durante a deformação. Além disso, o efeito do refino de grão é observado em maior intensidade nas áreas submetidas à maior deformação (DZIUBIŃSKA, SURDACKI, MAJERSKI; 2021).

Wang *et al.* (2020) também reportaram o efeito do aumento da temperatura no processo de recristalização da liga Mg–8Al–0.5Zn (AZ80) submetida a forjamento convencional, notando que o tamanho dos grãos primários foi reduzido e uma maior fração sofreu recristalização. Porém, os autores ressaltaram que há um limite, em que um maior aquecimento começa a transformar os grãos recristalizados em grosseiros.

Figura 31 - Microscopia óptica das amostras (a, b) AC, (c, d) AF523, (e, f) AF623 e (g, h) AF723.



Fonte: SANYAL *et al.*, 2019.

### 5.2.2 Aumento da densidade de discordâncias

No processo de forjamento a quente entre placas (HPHF - Hard plate hot forging) aplicado à liga de Mg-Zn-Al por Sanyal *et al.* (2019), os autores observaram que a deformação

a altas temperaturas estimulou, além da recristalização dinâmica, a dissolução de partículas de segunda fase. As amostras forjadas a 523 K apresentaram o maior limite de resistência, cerca de 306 MPa, em decorrência da elevada fração de nanopartículas de  $\tau$ -Mg<sub>32</sub>(Al,Zn)<sub>49</sub>. Essas partículas interagem com as discordâncias e contribuem com o encruamento do material, por meio do mecanismo de Orowan. O mecanismo de Orowan consiste na condição em que, devido à elevada dureza dos precipitados, as discordâncias tendem a contorná-los, o que gera mais linhas de discordâncias, elevando a energia do sistema (SANYAL *et al.*, 2019).

Com o incremento da temperatura de forjamento para 623 K, a microestrutura da amostra apresentou grãos finos e grosseiros, o que trouxe benefícios tanto para a resistência quanto para a ductilidade. A maior área de contornos de grão da estrutura refinada contribui para o aumento de resistência, devido ao intenso empilhamento de discordâncias. Enquanto os grãos grosseiros propiciam maior atividade de sistemas de deslizamento, intensificando a ductilidade. A diminuição da área de nanopartículas de segunda fase é responsável pela redução do limite de resistência, quando a temperatura de forjamento é reduzida. Assim, é possível concluir que o limite de resistência é influenciado pelas interações entre discordâncias e partículas de segunda fase, por meio do mecanismo de Orowan (SANYAL *et al.*, 2019).

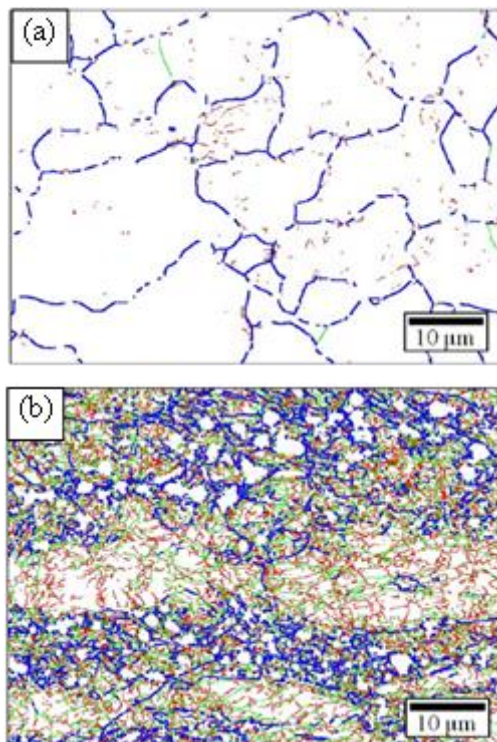
No estudo da liga de aço SAE1045, Jo *et al.* (2021) observaram que a grande maioria dos grãos antes do forjamento era equiaxial com HAGB (FIGURA 32 a), e, após processamento, foram subdivididos pela formação de LAGB (2-15°) e HAGB (15-180°), decorrentes da intensa deformação plástica (FIGURA 32 b). As frações de LAGB e HAGB na matéria-prima evoluíram de 0,09 e 0,16  $\mu\text{m}^{-1}$ , respectivamente, para 2,89 e 0,64  $\mu\text{m}^{-1}$ , nesta ordem, após forjamento.

O processo de refino de grão observado nesse estudo é relacionado ao aumento da densidade de discordâncias, formação de LAGBs, aumento do ângulo de desorientação dos contornos de grão, absorção de discordâncias nos HAGBs, até atingir um estado de equilíbrio (JO *et al.*, 2021).

O forjamento multiestágio foi adotado por Xiao *et al.* (2019) no processamento de duas ligas de titânio, uma contendo porcentagem atômica de 0,6% boro e outra sem boro (Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr-(0,0.6)B e Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr). Após as duas etapas de forjamento, obteve-se uma deformação total de 75% e expressiva redução do tamanho médio de grão, atingindo uma redução de quase 98% para a liga sem boro e mais de 77% para a liga com boro. Além da redução do tamanho de grão, o forjamento multiestágio das ligas de Ti-Al permitiu o aumento do empilhamento de discordâncias nos contornos de grão e formação de fases que atuam como

obstáculos à movimentação das discordâncias, corroborando para o aumento de resistência mecânica. O processo também resultou em expressivo aumento de ductilidade, decorrente da microestrutura refinada. O aumento da temperatura de ensaio resultou em redução da tensão limite de resistência, pois os grãos refinados se deformam mais facilmente, ocorrendo deslizamento de contornos de grão durante a deformação plástica (XIAO *et al.*, 2019).

Figura 32 – Mapas de contornos de grãos de LAGBs ( $2^\circ \leq \theta < 5^\circ$ , linhas vermelhas, e  $5^\circ \leq \theta < 15^\circ$ , linhas verdes) e HAGBs ( $15^\circ \leq \theta$ , linhas azuis: (a) matéria-prima e (b) produto forjado.



Fonte: JO *et al.*, 2021.

Wang *et al.* (2020) também reportaram o aumento do limite de resistência da liga de Mg–8Al–0.5Zn (AZ80), submetida ao forjamento convencional, em decorrência do refinamento da microestrutura e consequente aumento da área de contornos de grãos, que são obstáculos à movimentação das discordâncias, elevando a resistência do material. Entretanto, o refinamento também aumenta o número de grãos em um mesmo volume e causa uma deformação mais uniforme em cada grão, o que eleva a deformação máxima suportada, melhorando a ductilidade do material (WANG *et al.*, 2020).

Efeito semelhante é explicado por Duley *et al.* (2020) no forjamento a quente de outra liga de Mg, em que os grãos grosseiros permitiram o aumento da ductilidade e do encruamento,

ao acomodar um maior número de discordâncias, e os grãos finos foram efetivos em aumentar a resistência, por meio da restrição do fluxo de discordâncias (DULEY *et al.*, 2020).

### 5.2.3 Enfraquecimento da textura cristalográfica

Sanyal *et al.* (2019) observaram que a redução na intensidade da textura basal contribuiu para uma distribuição mais homogênea de orientações, permitindo o deslizamento basal em qualquer direção de deformação e, assim, ocorrendo o aumento da ductilidade à temperatura ambiente (SANYAL *et al.*, 2019). O estudo realizado por Duley *et al.* (2020) em uma liga de Mg também reafirmou o efeito do enfraquecimento da textura basal na recuperação da ductilidade do material forjado.

Angella *et al.* (2019) também destacaram que a redução da heterogeneidade do material, em decorrência do refino dos grãos, pode ter sido a causa do aumento da tenacidade à fratura das amostras da liga de Al AA7050 forjadas a quente, apesar da resistência mecânica e dureza não terem apresentado variações significativas, comparando-se ao forjamento ocorrido à temperatura ambiente. Os autores também destacaram a influência da temperatura no processo de escorregamento cruzado das discordâncias, que ocorre após atingir sua energia de ativação, levando a uma reorientação dos grãos e evolução dos subcontornos (presentes no interior dos grãos) a HAGB.

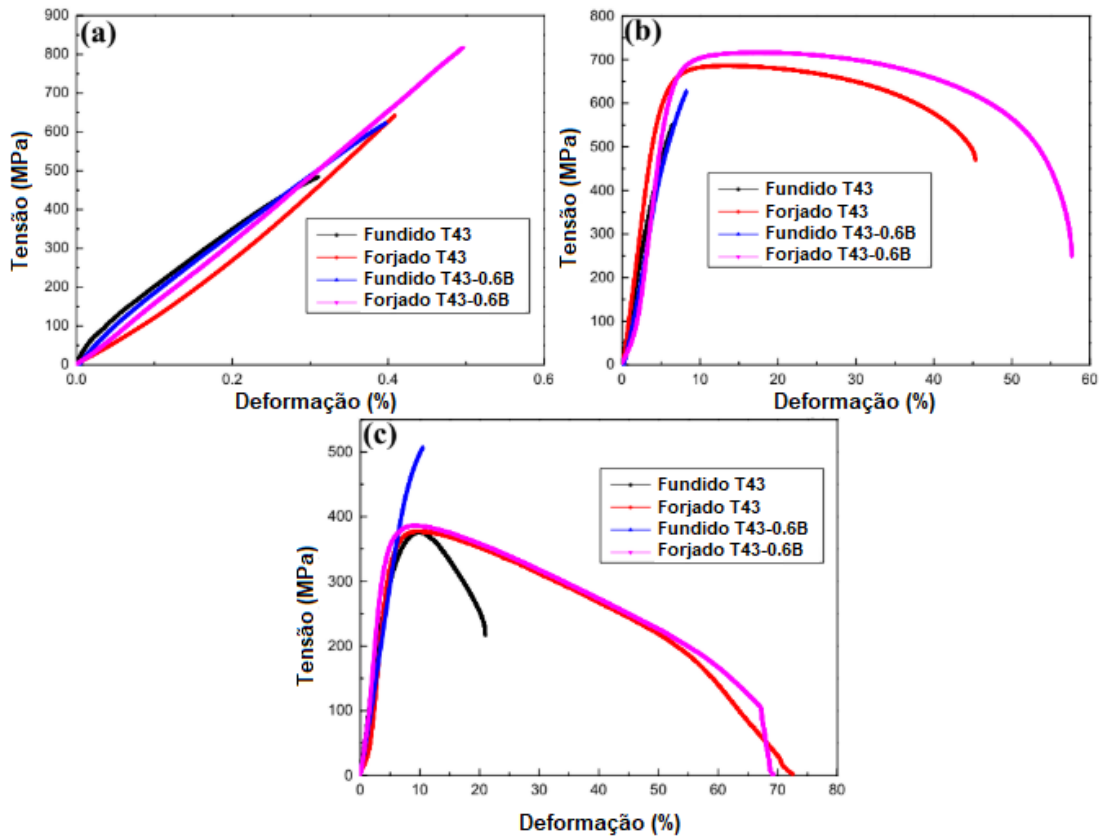
## 5.3 Efeito dos processos de forjamento no comportamento mecânico dos materiais

### 5.3.1 Titânio e suas ligas

Xiao *et al.* (2019) demonstrou que o forjamento multiestágio da liga de Titânio (Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr), com uma deformação total de 75%, conseguiu aprimorar suas propriedades mecânicas, gerando um aumento de aproximadamente 34% na tensão limite de ruptura e de 31% no alongamento até a fratura, em relação à amostra fundida. Estas alterações podem ser explicadas pelo aumento do empilhamento de discordâncias nos contornos de grão e formação de fases que atuam como obstáculos à movimentação das discordâncias, corroborando para o aumento de resistência mecânica. O processo também resultou em expressivo aumento de ductilidade, decorrente da microestrutura refinada. Além disso, o incremento da temperatura de ensaio resultou em redução da tensão limite de resistência (conforme pode ser observado nas curvas tensão x deformação da Figura 33), pois os grãos

refinados se deformam mais facilmente, ocorrendo deslizamento de contornos de grão durante a deformação plástica (XIAO *et al.*, 2019).

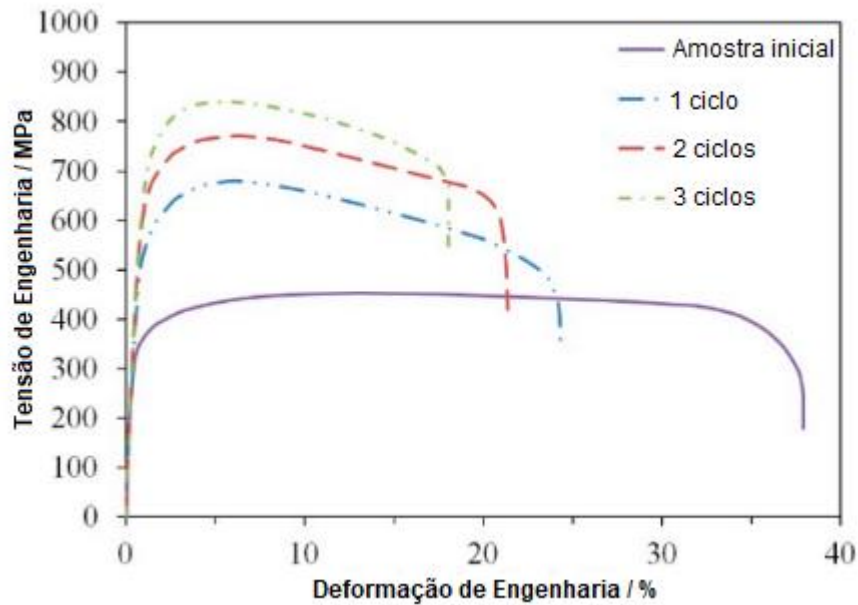
Figura 33 - Curvas de tensão x deformação das ligas de Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr-(0,0.6)B fundida e forjadas a (a) temperatura ambiente; (b) 800°C; (c) 900°C.



Fonte: XIAO *et al.*, 2019.

Ao analisar os resultados obtidos por Zheng *et al.* (2019) no estudo da liga de Ti comercial puro, notou-se que a tensão de escoamento e a tensão limite de ruptura sofreram aumentos muito significativos, sendo ainda maiores à medida que a amostra era submetida a mais ciclos de MDF, conforme apresentado na Figura 34. Após 3 ciclos de MDF ( $\Sigma\Delta\epsilon = 4,5$ ), o material atingiu um aumento de 159% na tensão de escoamento e de 83,2% na tensão limite de ruptura, comparados com a amostra inicial laminada a quente. A elevada resistência das amostras de Ti após MDF podem ser explicadas principalmente pelo refinamento da microestrutura e elevada densidade de discordâncias (ZHENG *et al.*, 2019).

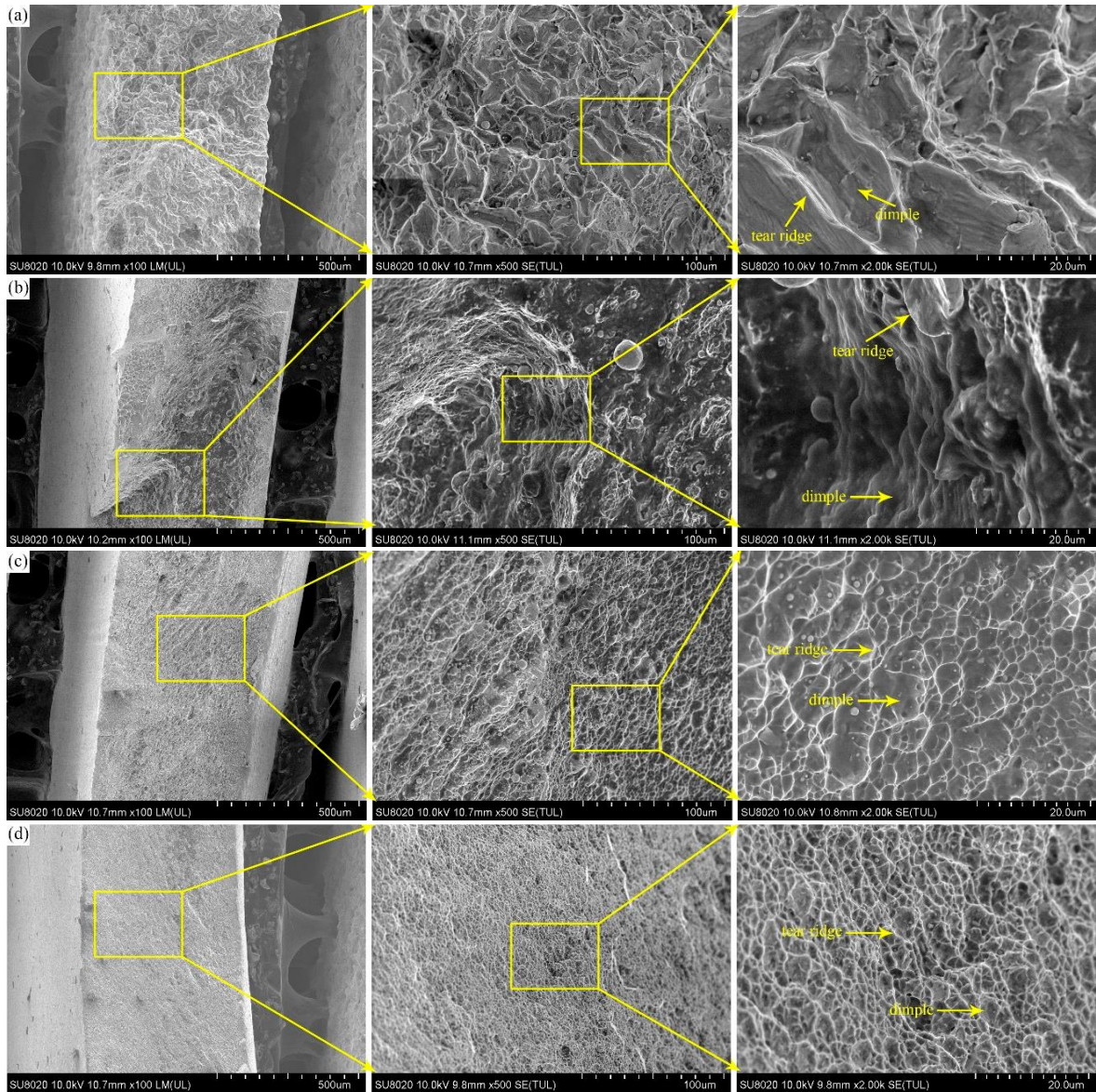
Figura 34 - Curvas de tensão x deformação de engenharia das amostras de Ti antes e após os ciclos de MDF.



Fonte: ZHENG *et al.*, 2019.

Apenas o alongamento até a ruptura foi impactado negativamente, apresentando uma redução de 55,3% na ductilidade do material após os 3 ciclos de MDF, comparado com a amostra inicial. As fractografias (FIGURA 35) mostram que as superfícies de fratura apresentam significativa quantidade de *dimples* e cristas de ruptura (*tear ridges*), os quais são indicativos de fratura dúctil. Com o aumento do número de ciclos de MDF, o número de *dimples* também aumentou, porém, apresentaram uma redução para um tamanho igual ou menor que o tamanho de grão. Além disso, facetas de clivagem apareceram gradualmente, características de fratura frágil, indicando, portanto, um modo de fratura misto (ZHENG *et al.*, 2019).

Figura 35 - Superfícies de fratura das amostras de Ti (a) inicial, (b) após 1 ciclo de MDF, (c) após 2 ciclos de MDF e (d) após 3 ciclos de MDF.



Fonte: ZHENG *et al.*, 2019.

Apesar das melhorias nas propriedades mecânicas das ligas de Titânio, tanto no forjamento monotônico quanto no cíclico, é perceptível o quanto o processo cíclico causou um maior impacto nas propriedades mecânicas, conforme valores detalhados na tabela 3.

Tabela 3 – Propriedades mecânicas de ligas de Ti após forjamento monotônico e cíclico.

Artigo	Propriedades Mecânicas	CP Inicial	Forjamento Monotônico ( $\Sigma\Delta\epsilon = 75\%$ )	1 ciclo de MDF ( $\Sigma\Delta\epsilon = 1,5$ )	2 ciclos de MDF ( $\Sigma\Delta\epsilon = 3,0$ )	3 ciclos de MDF ( $\Sigma\Delta\epsilon = 4,5$ )
ZHENG <i>et al.</i> , 2019 (MDF)	YS (MPa)	270 MPa	-	525 MPa (Aumento de 94,4% comparada a amostra laminada a quente).	619 MPa (Aumento de 129% comparada a amostra laminada a quente).	700 MPa (Aumento de 159% comparada a amostra laminada a quente).
	UTS (MPa)	453 MPa	-	680 MPa (Aumento de 50,1% comparada a amostra laminada a quente).	762 MPa (Aumento de 68,2% comparada a amostra laminada a quente).	830 MPa (Aumento de 83,2% comparada a amostra laminada a quente).
	Alongamento uniforme (ductilidade)	38%	-	24,8% (Redução de 34,7% comparada a amostra laminada a quente).	22% (Redução de 42,1% comparada a amostra laminada a quente).	17% (Redução de 55,3% comparada a amostra laminada a quente).
XIAO <i>et al.</i> , 2019 (forjamento monotônico, liga sem Boro)	UTS (MPa)	482,79+-9,21 MPa	645,65+-5,88 MPa (Aumento de 34% em relação ao CP fundido).	-	-	-
	Alongamento uniforme (ductilidade)	0,13+-0,03%	0,17+-0,01% (Aumento de 31% em relação ao CP fundido).	-	-	-

Fonte: Adaptado de XIAO *et al.*; ZHENG *et al.*, 2019.

### 5.3.2 Magnésio

Sanyal *et al.* (2019) submetem a liga de Mg-Zn-Al a forjamento a quente entre placas (HPHF - Hard plate hot forging), com redução de 75% na espessura, e posterior processo de têmpera em água fria. Como resultado, o material forjado a 523K conseguiu atingir aumentos de até 280% na tensão de escoamento e 112% na tensão limite de ruptura (tabela 4), quando se

compara à amostra fundida. O maior aumento na tensão de ruptura a 523K ocorreu em decorrência da elevada fração de nanopartículas de segunda fase, que interagem com as discordâncias e contribuem com o encruamento do material, por meio do mecanismo de Orowan.

Tabela 4 – Propriedades mecânicas de liga de Mg após forjamento monotônico a quente.

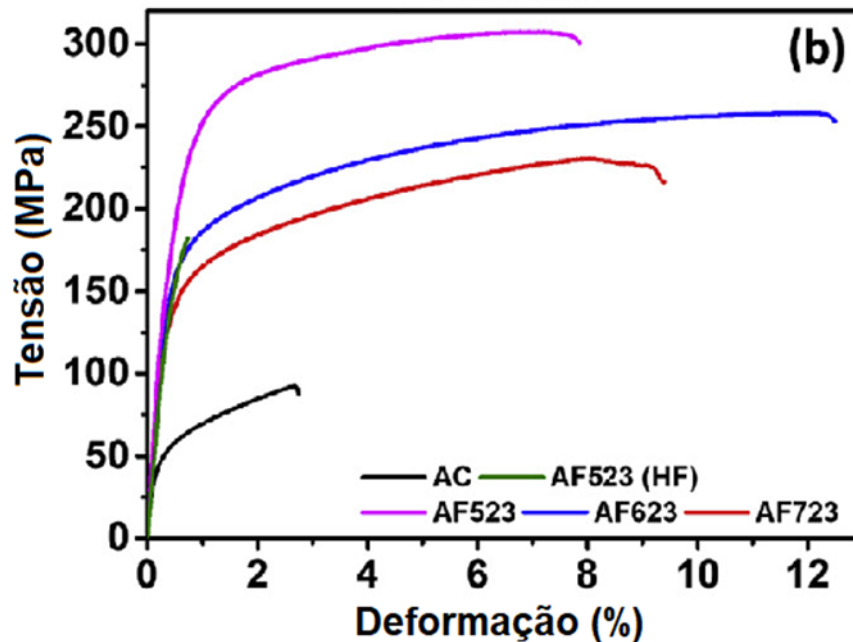
Propriedades Mecânicas	CP Fundido	AF523	AF623	AF723
YS (MPa)	61+-2MPa	232+-4MPa (Aumento de 280% em relação ao CP fundido.)	168+-2MPa (Aumento de 175% em relação ao CP fundido.)	151+-7MPa (Aumento de 148% em relação ao CP fundido.)
UTS (MPa)	144+-11MPa	306+-11MPa (Aumento de 112% em relação ao CP fundido.)	250+-2MPa (Aumento de 74% em relação ao CP fundido.)	236+-7MPa (Aumento de 64% em relação ao CP fundido.)
Alongamento uniforme (ductilidade) - %	2,8+-0,1%	7,8+-0,4% (Aumento de 179% em relação ao CP fundido.)	10,7+-1,2%. (Aumento de 282% em relação ao CP fundido.)	7,1+-1,1% (Aumento de 154% em relação ao CP fundido.)

Fonte: Adaptado de SANYAL *et al.*, 2019.

Contudo, à medida que a temperatura de forjamento aumentou, as propriedades analisadas sofreram aumentos menos significativos. A exceção foi o alongamento até a fratura que, após forjamento a 623K, atingiu a maior ductilidade em decorrência do enfraquecimento da textura basal resultante da intensa recristalização dinâmica (SANYAL *et al.*, 2019).

A figura 36 apresenta as curvas tensão x deformação da amostra fundida (AC) e das amostras forjadas (AF) em diferentes temperaturas.

Figura 36 - Curvas de tensão x deformação das amostras de Mg antes e após forjamento monotônico.



Fonte: SANYAL *et al.*, 2019.

Dong *et al.* (2020) submeteram a liga de Mg-13Gd-4Ye2Zn-0.5Zr, na condição fundida e homogeneizada, a ciclos de MDF com temperaturas decrescendo de 480°C a 420°C. O estudo demonstrou resultados favoráveis em relação às propriedades mecânicas, apontando um aumento de 69,2% na tensão de escoamento e 87,3% na tensão limite de ruptura, em relação ao material não forjado, para uma deformação acumulada de  $\Sigma\varepsilon = 9$ . Já o maior aumento na ductilidade ocorreu para o material com deformação acumulada de  $\Sigma\varepsilon = 12$ , cujo aumento foi de 466%, conforme detalhado na tabela 5.

Com o aumento da deformação acumulada e diminuição das temperaturas de trabalho, o tamanho médio dos grãos sofreu uma redução gradual, devido ao mecanismo de recristalização dinâmica, atingindo o valor mínimo de 4,0  $\mu\text{m}$ , após 3 ciclos. A fração de grãos recristalizados atingiu seu valor máximo após 3 ciclos, ocorrendo, então, crescimento de grão com a continuação da deformação até o fim do 4º ciclo. As frações de grãos recristalizados ao final dos ciclos 1 a 4 foram, respectivamente, 53,0%, 87,2%, 97,3% e 93,6%, indicando que a recristalização completa foi finalizada com a deformação acumulada de  $\Sigma\Delta\varepsilon = 9$  (DONG *et al.*, 2020).

O limite de escoamento e limite máximo de resistência alcançaram valores máximos com a deformação acumulada  $\Sigma\Delta\varepsilon = 9$ , devido à combinação de aumento de resistência por refino de grão e enfraquecimento da textura. Já o alongamento até a fratura sofreu aumentos

gradativos constantes com o incremento do número de passes de forjamento, apresentando o maior valor após 4 ciclos, em decorrência do acúmulo da deformação e amaciamento do material (DONG *et al.*, 2020).

Tabela 5 – Propriedades mecânicas de liga de Mg após ciclos de MDF.

Propriedades Mecânicas	CP inicial	1 ciclo de MDF	2 ciclos de MDF	3 ciclos de MDF	4 ciclos de MDF
		$\Sigma\Delta\epsilon = 3$ 480°C	$\Sigma\Delta\epsilon = 6$ 460°C	$\Sigma\Delta\epsilon = 9$ 440°C	$\Sigma\Delta\epsilon = 12$ 420°C
YS (MPa)	182 MPa	257 MPa (Aumento de 41,2% comparada à amostra não forjada).	276 MPa (Aumento de 51,6% comparada à amostra não forjada).	308 MPa (Aumento de 69,2% comparada à amostra não forjada).	294 MPa (Aumento de 61,5% comparada à amostra não forjada).
		293 MPa (Aumento de 37,5% comparada à amostra não forjada).	336 MPa (Aumento de 57,7% comparada à amostra não forjada).	399 MPa (Aumento de 87,3% comparada à amostra não forjada).	357 MPa (Aumento de 67,6% comparada à amostra não forjada).
Alongamento uniforme (ductilidade) - %	3,2%	8,4% (Aumento de 162% comparada à amostra não forjada).	10,3% (Aumento de 222% comparada à amostra não forjada).	14,1% (Aumento de 340% comparada à amostra não forjada).	18,1% (Aumento de 466% comparada à amostra não forjada).

Fonte: Adaptado de DONG *et al.*, 2020.

### 5.3.3 Alumínio

Alemdag *et al.* (2021) realizaram ciclos de MDF em liga de Al-7Si-4Zn-3Cu à temperatura de 200 °C e obtiveram melhorias nas propriedades mecânicas, detalhadas na tabela 6. As mudanças mais significativas foram o aumento de 52,6% na tensão de escoamento e de 10,1% na tensão de ruptura, após 2 ciclos de MDF ( $\Sigma\Delta\epsilon = 4,14$ ), e de 350% no alongamento até a fratura, após 3 ciclos de MDF ( $\Sigma\Delta\epsilon = 6,21$ ), comparados à amostra homogeneizada.

Após MDF, o material apresentou expressiva redução do coeficiente de encruamento (n), atingindo a tensão limite de resistência após rápido início do endurecimento, comportamento característico de ligas de alumínio com microestrutura ultrarrefinada, por terem sido submetidas à SPD. Ou seja, o material apresentou pouco encruamento e elevada ductilidade. Esse resultado pode ser explicado pela formação de novos grãos livres de discordâncias, levando ao amaciamento da matriz. O amaciamento suprime o aumento de

resistência decorrente da presença de partículas duras, ao facilitar a movimentação das discordâncias, e reduz o encruamento do material forjado (ALEMDAG *et al.*, 2021).

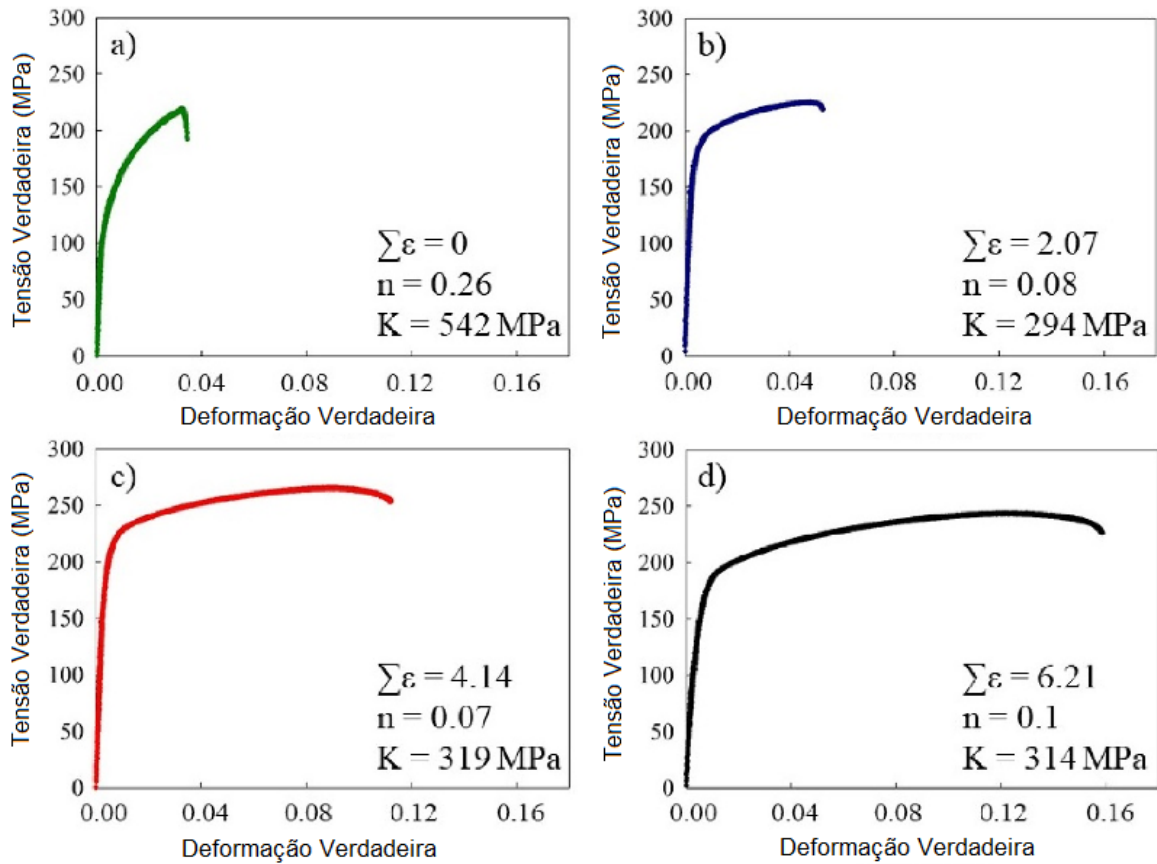
Tabela 6 – Propriedades mecânicas de liga de Al antes e após ciclos de MDF.

<b>Propriedades Mecânicas</b>	<b>CP inicial</b> (amostra homogeneizada)	<b>1 ciclo de MDF</b> $\Sigma\Delta\epsilon = 2,07$ <b>200°C</b>	<b>2 ciclos de MDF</b> $\Sigma\Delta\epsilon = 4,14$ <b>200°C</b>	<b>3 ciclos de MDF</b> $\Sigma\Delta\epsilon = 6,21$ <b>200°C</b>
YS (MPa)	133 ± 2 MPa	186 ± 4 MPa (Aumento de 39,8% comparada a amostra homogeneizada).	203 ± 3 MPa (Aumento de 52,6% comparada a amostra homogeneizada).	174 ± 3 MPa (Aumento de 30,8% comparada à amostra homogeneizada).
UTS (MPa)	217 ± 3 MPa	217 ± 1 MPa (NÃO ALTEROU).	239 ± 4 MPa (Aumento de 10,1% comparada à amostra homogeneizada).	219 ± 1 MPa (Aumento de 0,9% comparada à amostra homogeneizada).
Alongamento uniforme (ductilidade) - %	4 ± 1%	8 ± 1% (Aumento de 100% comparada a amostra homogeneizada).	13 ± 1 (Aumento de 225% comparada à amostra homogeneizada).	18 ± 1% (Aumento de 350% comparada à amostra homogeneizada).

Fonte: Adaptado de ALEMDAG *et al.*, 2021.

As curvas tensão x deformação são apresentadas na figura 37.

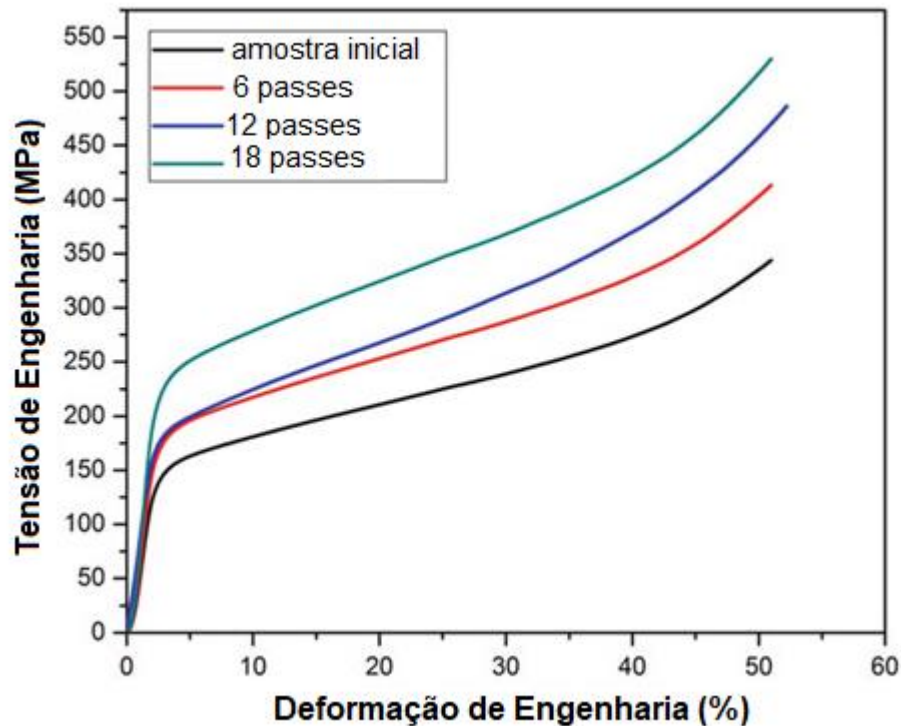
Figura 37 – Curvas de tensão x deformação verdadeiras das amostras em (a) estado homogeneizado e após MDF a deformações acumuladas de (b) 2,07, (c) 4,14 e (d) 6,21.



Fonte: ALEMDAG *et al.*, 2021.

Sajjan *et al.* (2019) utilizaram a liga de Alumínio LM6 (contendo Si—12.43 wt%, Fe—0.260 wt%, Cu—0.028 wt%, Mg—0.43 wt%, Ti—0.0058 wt%) para estudo do forjamento multiaxial à temperatura ambiente e alcançaram melhorias nas propriedades mecânicas, conforme pode ser observado nas curvas tensão x deformação apresentadas na Figura 38.

Figura 38 – Curvas de tensão x deformação das amostras de Al antes e após forjamento multiaxial.



Fonte: SAJJAN *et al.*, 2019.

Após 18 passes ( $\Sigma\Delta\epsilon = 2,4$ ) de MDF, obtiveram aumento de 35% na tensão limite de ruptura, 55% na resistência à compressão e 106% na ductilidade, comparados à amostra inicial. Os resultados para a amostra inicial e após os ciclos de MDF estão detalhados na tabela 7 (SAJJAN *et al.*, 2019).

Estas respostas podem ser atribuídas à significativa redução de tamanho médio de grãos, que passou de 60  $\mu\text{m}$ , na amostra inicial, para 2  $\mu\text{m}$ , após 18 passes. Além disso, a conformação gerou a distribuição uniforme das partículas de Si na matriz e o aumento da densidade de discordâncias, colaborando para o aumento da dureza. O processo de MDF eliminou parte dos defeitos de fundição (porosidades, por exemplo) e quebrou a estrutura dendrítica do alumínio, resultando em aumento de resistência à tração e à compressão. Após MDF, a superfície de fratura do material apresentou dimples, caracterizando o modo de fratura dúctil (SAJJAN *et al.*, 2019).

Tabela 7 – Propriedades mecânicas de liga de Al antes e após forjamento multiaxial.

<b>Propriedades Mecânicas</b>	<b>CP inicial</b>	<b>6 passes (<math>\Sigma\Delta\epsilon = 0,83</math>)</b>	<b>12 passes (<math>\Sigma\Delta\epsilon = 1,66</math>)</b>	<b>18 passes (<math>\Sigma\Delta\epsilon = 2,4</math>)</b>
UTS (MPa)	137 MPa	147 MPa (Aumento de 7,3% comparada ao CP inicial).	171 MPa (Aumento de 24,8% comparada ao CP inicial).	185 MPa (Aumento de 35% comparada ao CP inicial).
Resistência à Compressão (MPa)	342 MPa	413 MPa (Aumento de 20,8% comparada ao CP inicial).	486 MPa (Aumento de 42,1% comparada ao CP inicial).	530 MPa (Aumento de 55% comparada ao CP inicial).
Alongamento uniforme (ductilidade) - %	3%	3,3% (Aumento de 10% comparada ao CP inicial).	5% (Aumento de 66,6% comparada ao CP inicial).	6,2% (Aumento de 106% comparada ao CP inicial).

Fonte: Adaptado de SAJJAN *et al.*, 2019.

## 6. CONSIDERAÇÕES FINAIS

A análise comparativa entre os processos de forjamento multidirecional (MDF) e o forjamento convencional com compressão monotônica evidenciou que o MDF proporciona benefícios significativos no que tange ao refinamento microestrutural e à melhoria das propriedades mecânicas dos materiais metálicos. Nos artigos analisados, o processo de MDF foi capaz de alcançar aumentos de mais de 150% na tensão limite de escoamento e mais de 80% no limite de resistência (estudo com liga de Ti submetida a 3 ciclos de MDF e deformação acumulada de  $\Sigma\epsilon = 3,0$ ). Ainda, a recristalização dinâmica promovida pelo MDF resulta na formação de grãos equiaxiais e em uma microestrutura mais homogênea, com refino mais acentuado na região central das amostras, área essa que tende a se expandir com o aumento da deformação acumulada.

Além disso, o processo é eficaz no enfraquecimento da textura cristalográfica basal, aumentando a ductilidade por favorecer o escorregamento em múltiplas direções. Observou-se também o surgimento de microbandas de cisalhamento e a elevação da densidade de discordâncias, indicando intensa atividade de deformação interna. Esses mecanismos, combinados, contribuem para o aumento da resistência mecânica e da capacidade de deformação uniforme do material.

Embora o forjamento monotônico também permita a ocorrência de recristalização e certo grau de refinamento, seus efeitos são mais limitados, especialmente em termos de homogeneidade microestrutural e intensidade da modificação das propriedades mecânicas. O MDF, ao alternar o eixo de deformação a cada passe, impõe trajetórias complexas que promovem deformações acumuladas mais eficazes, com maior fração de contornos de alto ângulo e microestruturas submicrométricas.

Do ponto de vista tecnológico, o MDF se destaca entre as técnicas de deformação plástica severa (SPD), como ECAP e HPT, por ser mais adaptável a equipamentos industriais já existentes, como prensas de forjamento de baixa e média capacidade. Essa característica confere ao MDF um alto potencial de escalonamento industrial, especialmente para aplicações que demandam peças de grandes dimensões e produção em escala intermediária ou elevada. A simplicidade relativa do processo, associada ao seu bom custo-benefício e à possibilidade de integração com rotas industriais convencionais, o torna uma alternativa promissora para a fabricação de componentes estruturais avançados com microestruturas refinadas.

Neste contexto, esta revisão fornece subsídios técnicos e científicos relevantes para a escolha de estratégias de conformação mecânica mais eficientes, considerando as propriedades

mecânicas desejadas e os recursos disponíveis. Como desdobramento futuro, recomenda-se a realização de estudos experimentais comparativos entre MDF e forjamento monotônico, utilizando diferentes geometrias de matriz (aberta e fechada) sob mesmas condições de temperatura e deformação acumulada. Essa abordagem permitirá avaliar, de forma mais sistemática, a influência do caminho de deformação e do tipo de matriz nos resultados finais, além de validar a viabilidade do MDF como tecnologia escalável para aplicações industriais de alta performance.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AGARWAL, K. M. *et al.* Comparison of different methods of Severe Plastic Deformation for grain refinement. IOP Conference Series Materials Science and Engineering, 691(1), 2020.
- ALEMDAG, Y. *et al.* Effect of multi-directional hot forging process on the microstructure and mechanical properties of Al–Si based alloy containing high amount of Zn and Cu. Materials Science & Engineering A, v. 803, 2021.
- ALMEIDA, N. G. S. *et al.* Mechanical behavior and microstructures of aluminum processed by low strain amplitude multi-directional confined forging. Journal of Materials Research and Technology, v. 9, n. 3, p. 3190-3197, 2020a.
- ALMEIDA, N. G. S. *et al.* Hardness, Microstructure and Strain Distributions in Commercial Purity Aluminum Processed by Multi Directional Forging (MDF). Materials Research, v. 23, n. 4, 2020b.
- ANGELLA, G. *et al.* AA7050 Al Alloy Hot-Forging Process for Improved Fracture Toughness Properties. Metals 9, 64, 2019.
- ASM HANDBOOK, v. 14, Forming and Forging, 9. ed., ASM Int., 1998.
- AVTOKRATOVA, E. *et al.* The processing route towards outstanding performance of the severely deformed Al–Mg–Mn–Sc–Zr alloy. Materials Science & Engineering A, v. 806, 2021.
- BEHRENS, B. *et al.* Mecanismos de Fechamento para a forja de pré-formas em matriz fechada e sem rebarbas. Forge. p. 27-30, abr 2016.
- BRESCIANI FILHO, E. Conformação plástica dos metais. 6. ed. São Paulo: EPUSP, 2011.
- BUTTON, S.; YAMAKAMI, W. J. Forjamento a quente de precisão: uma proposta para flexibilização. 2007. Disponível em: <[https://www.researchgate.net/profile/Sergio-Button/publication/237786917\\_FORJAMENTO\\_A\\_QUENTE\\_DE\\_PRECISAO\\_UMA\\_PROPOSTA\\_PARA\\_FLEXIBILIZACAO/links/550f6c9f0cf2ac2905ae33d2/FORJAMENTO-A-QUENTE-DE-PRECISAO-UMA-PROPOSTA-PARA-FLEXIBILIZACAO.pdf](https://www.researchgate.net/profile/Sergio-Button/publication/237786917_FORJAMENTO_A_QUENTE_DE_PRECISAO_UMA_PROPOSTA_PARA_FLEXIBILIZACAO/links/550f6c9f0cf2ac2905ae33d2/FORJAMENTO-A-QUENTE-DE-PRECISAO-UMA-PROPOSTA-PARA-FLEXIBILIZACAO.pdf)>. Acesso em: 28 mar. 2022.
- CALLISTER, W. J. Ciência e Engenharia de Materiais: uma Introdução. 7ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008.
- CETLIN, P. R.; HELMAN, H. Fundamentos da Conformação: Mecânica dos metais. 2 ed. São Paulo: Artliber, 2010.
- CHUNG, K.; WAGONER, R. H. Effect of stress-strain-law transients on formability. *Metallurgical Transactions A*, v. 17, n. 6, p. 1001-1009, 1986.
- CONFEDERAÇÃO NACIONAL DA INDÚSTRIA. Perfil da indústria brasileira, 2025. Disponível em:

<<https://industriabrasileira.portaldaindustria.com.br/grafico/transformacao/producao/#!/industria-transformacao>>. Acesso em: 23 jun 2025.

CORRÊA, F. J.; SCHAEFFER, L. Análise das deformações e das tensões para o forjamento em matriz aberta de eixo vazado. *Forge*. p. 20-23, abr 2016.

CROUT, C. J.; WALTERS, J; VAN TYNE, C. J. Equipamentos para forjamento: martelos. *Forge*. p. 5-8, janeiro 2009.

DAMAMME, G., COLLIN, A., DESRAYAUD, C., MONTHEILLET, F. *Identification of Simple Shear in Plane Strain Deformation*. *Journal of Engineering Materials and Technology*, v.131, p. 11106-1/11106-6, (2009).

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

DE FARIA, C. G. *et al.* Increasing the work hardening capacity of equal channel angular pressed (ECAPed) aluminum through multi-axial compression (MAC). *Materials Letters*, v. 174, p. 153-156, 2016.

DE LIMA, N. B.; DE LIMA, L. M. G.; PADILHA, A. F. Texturas de recristalização. In: TSCHIPTSCHIN, A. P. *et al.* *Textura e Relações de Orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão*. 2. ed. São Paulo: IPEN, 2003. p. 108-128.

DONG, B. *et al.* Microstructure, texture evolution and mechanical properties of multi-directional forged Mg-13Gd-4Y-2Zn-0.5Zr alloy under decreasing temperature. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 823, 2020.

DULEY, P. *et al.* Implications of grain size distribution, precipitate evolution and texture development on tensile properties in hard plate hot forged and annealed Mg-Zn-Ca-Mn alloy. *Materials Science & Engineering A*, v. 784, 2020.

DZIUBIŃSKA, A.; SURDACKI, P.; MAJERSKI, K. The Analysis of Deformability, Structure and Properties of AZ61 Cast Magnesium Alloy in a New Hammer Forging Process for Aircraft Mounts. *Materials*, 14, 2593, 2021.

FLAUSINO, P. C. A. *et al.* Microstructural evolution and mechanical behavior of copper processed by low strain amplitude multi-directional forging. *Materials Science and Engineering A*, v. 756, p. 474-483, 2019.

GALVÃO, M. C. B.; RICARTE, I. L. M. Revisão sistemática da literatura: conceituação, produção e publicação. *Logeion: Filosofia da Informação*, v. 6, n. 1, p. 57-73, 2019.

HALL, E. O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results. *Proc. Phys. Soc. B* 64, p. 747-753, 1951.

HONG, M. *et al.* Ductility enhancement of EW75 alloy by multi-directional forging. *Journal of Magnesium and Alloys*, v. 2, n. 4, p. 317-324, 2014.

JO, A.R. *et al.* Multi-Stage Cold Forging Process for Manufacturing a High-Strength One-Body Input Shaft. *Materials*, 14, 532, 2021.

KAPOOR, R. Severe Plastic Deformation of Materials. In: Tyagi, A.K.; Banerjee, S. *Materials Under Extreme Conditions: recent trends and future prospects*. Mumbai: Elsevier, 2017. p. 717-754.

KISHCHIK, M. S. *et al.* Effect of Multidirectional Forging on the Grain Structure and Mechanical Properties of the Al–Mg–Mn Alloy. *Materials*, v. 11, n. 11, 2018.

LI, Z. D. *et al.* Microstructure and properties of V–5Cr–5Ti alloy after hot forging. *Fusion Engineering and Design*, v. 127, p. 83-90, 2018.

LOPES, W. *et al.* Efeito de mudanças sucessivas na trajetória de deformação no comportamento mecânico de metais. In: *64º Congresso Anual da ABM*, Belo Horizonte, 2009.

MANJUNATH, G. A. *et al.* A review on effect of multi-directional forging/multi-axial forging on mechanical and microstructural properties of aluminum alloy. *Materials Today: Proceedings*, v. 47, p. 2565-2569, 2021.

MARGUTTI, D. M.; ROSADO, C. C.; SCHAEFFER, L. Análise de parâmetros do processo de forjamento a quente em matriz aberta. *Forge*, p. 29-31, abril 2011.

MEDEIROS, G. A. *et al.* Modelos de cálculo teórico e simulação numérica de força de forjamento em matriz aberta. *Forge*. p. 30-33, out 2011.

MIKHAYLOVSKAYA, A. V. *et al.* The Effect of Isothermal Multi-Directional Forging on the Grain Structure, Superplasticity, and Mechanical Properties of the Conventional Al–Mg-Based Alloy. *Metals*, v. 9, n. 1, 2019.

MIURA, H.; NAKAMURA, W.; KOBAYASHI, M. Room-temperature multi-directional forging of AZ80Mg alloy to induce ultrafine grained structure and specific mechanical properties. *Procedia Engineering*, v. 81, p. 534 – 539, 2014.

NASSIF, M. E. L. Comportamento mecânico e evolução microestrutural do Cobre comercialmente puro submetido ao forjamento multidirecional. 2019. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) – Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

OBARA, C. *et al.* A multi-response optimization of the multi-directional forging process for aluminium 7075 alloy using grey-based taguchi method. *SN Applied Sciences*, v. 3, n. 11, 2021.

OTTO, M. *et al.* Developing austenitic high-manganese high-carbon steels for biodegradable stent applications: Microstructural and mechanical studies. *Materials Science and Engineering*, v. 892, 2024.

PADILHA, A. F. *Materiais de Engenharia: microestrutura e propriedades*. 2. ed. São Paulo: Hemus, 2007. 357p.

PETCH, N. J. The Cleavage Strength of Polycrystals. *Journal of the Iron and Steel Institute*, v. 174, p. 25-28, 1953.

PINTO, J. P. R. P. Forjamento em matriz fechada de peças em aço. 2017. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto, Porto.

RAJPUT, R. K. A textbook of manufacturing technology: manufacturing processes. 8. ed. Nova Delhi: Laxmi, 2014.

JAYAGANTHAN, R; RAO, P. N.; SINGH, D. Mechanical properties and microstructural evolution of Al 6061 alloy processed by multidirectional forging at liquid nitrogen temperature. *Materials and Design*, v. 56, p. 97–104, 2014.

RAUCH, E. F. *et al.* Hardening behavior and structural evolution upon strain reversal of aluminum alloys. *Scripta Materialia*, v. 46, p. 881-886, 2002.

SAJJAN, S. S. *et al.* Mechanical and Microstructural Properties of Multi-Axially Forged LM6 Aluminium Alloy. In: Hiremath, S., Shanmugam, N., Bapu, B. (Ed.) *Advances in Manufacturing Technology. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. Singapore: Springer, 2019. p. 131-139.

SANYAL, S. *et al.* Influence of hard plate hot forging temperature on the microstructure, texture and mechanical properties in a lean Mg–Zn–Al alloy. *Journal of alloys and compounds*, v. 800, p.343–354, 2019.

SCHAEFFER, L. *et al.* Estudo dos fenômenos metalúrgicos no aço ABNT 4140, p. 1215-1224. In: 70º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, 2015.

SEPTIMIO, R. S. Estudo do forjamento multidirecional de precisão. 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

SHARATH, P. C. Multi directional forging: an advanced deforming technique for severe plastic deformation. In: Gupta, K., Davim, P. (Ed.) *Advanced Welding and Deforming*. Cambridge: Elsevier, 2021. p. 529-556.

SILVA, N. A. N. *et al.* Microstructural evolution and mechanical properties in a Zn–Al–Cu–Mg hypoeutectic alloy processed by multi-directional forging at room temperature. *Materials Science & Engineering A*, v. 801, 2021a.

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*. 2021b. Tese – Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

TSCIPTSCHIN, A. P. *et al.* Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão. São Paulo: IPEN, 2003.

VALIEV, R. Z. *et al.* Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation. *Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*, v. 58, n. 4, p. 33-39, 2006.

WANG, Z. *et al.* Effect of Hot Forging Process Parameters and Ce Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of an As-Forged AZ80 Alloy. *Advanced Engineering Materials*, v. 22, n. 11, 2020.

WEBSTER, S. *et al.* Physical mechanisms in hybrid additive manufacturing: A process design framework. *Journal of Materials Processing Tech.*, v. 291, 2021.

XIA, X. *et al.* Hot forging process design, microstructure, and mechanical properties of cast Mg–Zn–Y–Zr magnesium alloy tank cover. *International journal of advanced manufacturing technology*, 94(9-12), p. 4199–4208, 2017.

XIAO, S. *et al.* The Improved Properties and Microstructure of  $\beta$ -solidify TiAl Alloys by Boron Addition and Multi Steps Forging Process. *Scientific Reports*, 9.1: 12393-14, 2019.

ZHENG Z. *et al.* Changes of Microstructures and Mechanical Properties in Commercially Pure Titanium after Different Cycles of Proposed Multi-Directional Forging. *Metals*, v. 9, n. 2, 2019.