



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



# **ANÁLISE EXPERIMENTAL E NUMÉRICA DA HETEROGENEIDADE DE DEFORMAÇÃO DO COBRE ELETROLÍTICO LAMINADO A FRIO**

**Vitória Pinheiro de Almeida**

Ouro Preto

2025

**Vitória Pinheiro de Almeida**

**Análise experimental e numérica da heterogeneidade de deformação do cobre  
eletrolítico laminado a frio**

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia  
Metalúrgica da Escola de Minas da Universidade  
Federal de Ouro Preto como parte dos requisitos  
para a obtenção do Grau de Engenharia Metalúrgica.

**Orientadora: Prof<sup>ª</sup>. Dr<sup>ª</sup>. Nayara Aparecida Neres da Silva**

**Coorientadora: Prof<sup>ª</sup>. Dr<sup>ª</sup>. Paula Cibely Alves Flausino**

**Ouro Preto**

**2025**

## SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

A447a Almeida, Vitoria Pinheiro de.  
Análise experimental e numérica da heterogeneidade de deformação do cobre eletrolítico laminado a frio. [manuscrito] / Vitoria Pinheiro de Almeida. - 2025.  
62 f.

Orientadora: Profa. Dra. Nayara Aparecida Neres da Silva.  
Coorientadora: Profa. Dra. Paula Cibely Alves Flausino.  
Monografia (Bacharelado). Universidade Federal de Ouro Preto.  
Escola de Minas. Graduação em Engenharia Metalúrgica .

1. Laminação (Metalurgia) - Laminação a frio. 2. Análise plástica (Teoria das estruturas) - Heterogeneidade de deformação. 3. Método dos elementos finitos. I. Silva, Nayara Aparecida Neres da. II. Flausino, Paula Cibely Alves. III. Universidade Federal de Ouro Preto. IV. Título.

CDU 621

Bibliotecário(a) Responsável: Maristela Sanches Lima Mesquita - CRB-1716



## FOLHA DE APROVAÇÃO

**Vitória Pinheiro de Almeida**

### **Análise experimental e numérica da heterogeneidade de deformação do cobre eletrolítico laminado a frio**

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

Aprovada em 09 de abril de 2025

#### Membros da banca

Doutora - Nayara Aparecida Neres da Silva - Orientador(a) (Universidade Federal de Ouro Preto)  
Doutora - Paula Cibely Alves Flausino - (Universidade Federal de Ouro Preto)  
Doutora - Maria Aparecida Pinto- (Universidade Federal de Ouro Preto)  
Mestre - Olavo Carvalho Haase - (Ruhr Universität Bochum)

Nayara Aparecida Neres da Silva, orientadora do trabalho, aprovou a versão final e autorizou seu depósito na Biblioteca Digital de Trabalhos de Conclusão de Curso da UFOP em 24/04/2025



Documento assinado eletronicamente por **Nayara Aparecida Neres da Silva, PROFESSOR DE MAGISTERIO SUPERIOR**, em 24/04/2025, às 23:47, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [http://sei.ufop.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](http://sei.ufop.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **0900558** e o código CRC **2D9D194C**.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço às professoras Nayara e Paula o apoio imensurável, a presença constante e toda sensibilidade ao longo dos meses de orientação. Vocês me encorajaram a finalizar minha graduação acreditando mais em mim, sentindo orgulho da minha trajetória e muito mais apaixonada pela metalurgia.

Ao Olavo, sempre solícito, a ajuda nos momentos de desespero.

Ao professor Leonardo Godefroid e à professora Elaine Carballo Siqueira Corrêa, o apoio na realização dos ensaios, e ao Sidney, o comprometimento e a persistência em me ajudar com o trabalho.

Às minhas irmãs da República Feijão com Arroz que não soltaram minha mão em nenhum momento. Minha força também vem de vocês!

## RESUMO

Os materiais submetidos à conformação a frio podem apresentar uma heterogeneidade de deformação ao longo de sua seção transversal devido às condições de processamento. Este estudo tem como objetivo principal analisar a heterogeneidade da deformação do cobre e prever suas propriedades mecânicas finais após o processo de laminação a frio. Por meio de análises experimentais (ensaios de tração, microdureza Vickers e caracterização microestrutural) e simulação numérica a partir do Método dos Elementos Finitos (MEF), observou-se que a laminação a frio promoveu uma heterogeneidade de deformação, evidenciada pelo desvio padrão de microdureza e pelo perfil de deformação não uniforme. A microestrutura revelou grãos achatados e maior densidade de discordâncias, correlacionados ao aumento da dureza e resistência mecânica no material laminado em relação ao recozido. A simulação confirmou a relação entre atrito, força de laminação e heterogeneidade, embora divergências pontuais em relação a modelos teóricos indiquem a necessidade de calibração dos parâmetros.

**Palavras-chave:** Laminação a frio. Heterogeneidade de deformação. Método dos Elementos Finitos.

## **ABSTRACT**

Materials subjected to cold working may exhibit deformation heterogeneity across their cross-section due to processing conditions. The primary objective of this study is to analyze the deformation heterogeneity of copper and predict its final mechanical properties after cold rolling. Through experimental analyses (tensile tests, Vickers microhardness, and microstructural characterization) and numerical simulation using the Finite Element Method (FEM), it was observed that cold rolling promoted deformation heterogeneity, evidenced by the standard deviation of microhardness and non-uniform deformation profiles. The microstructure revealed flattened grains and higher dislocation density, correlated with increased hardness and mechanical strength in the rolled material compared to the annealed state. The simulation confirmed the relationship between friction, rolling force, and heterogeneity, although specific discrepancies compared to theoretical models indicate the need for parameter calibration.

**Keywords:** Cold rolling. Deformation heterogeneity. Finite Element Method.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1	Desenho esquemático do processo de trefilação .....	19
Figura 3.2	Ilustração da extrusão direta .....	21
Figura 3.3	Ilustração da extrusão indireta .....	21
Figura 3.4	Ilustração de uma operação de forjamento livre .....	22
Figura 3.5	Ilustração do forjamento em matriz fechada .....	22
Figura 3.6	Ilustração do processo de laminação .....	24
Figura 3.7	Configurações de laminadores .....	26
Figura 3.8	Desenvolvimento de aços avançados - 3ª geração .....	28
Figura 3.9	Arranjos plano e celular de discordâncias em grão encruado .....	30
Figura 3.10	Estágios da recuperação em um metal deformado .....	31
Figura 3.11	Representação da recristalização .....	31
Figura 3.12	Distorção das redes por laminação .....	32
Figura 3.13	Relação entre o fator de heterogeneidade e o parâmetro $\Delta$ na laminação a frio do cobre com diferentes condições de lubrificação .....	36
Figura 3.14	Variação do fator de heterogeneidade para diferentes reduções de espessura do cobre laminado .....	37
Figura 3.15	Geometria discretizada e representada por pontos ou nós .....	38
Figura 3.16	Influência do número de elementos e nós na representação da geometria .....	38
Figura 3.17	Simulação de um processo de forjamento .....	39
Figura 4.1	Dimensões dos corpos de prova de tração .....	43
Figura 4.2	Modelagem da simulação numérica no QForm .....	47

Figura 5.1	Curvas tensão-deformação obtidas nos ensaios de tração .....	48
Figura 5.2	Curva de fluxo da amostra na condição recozida .....	49
Figura 5.3	Material recozido em diferentes ampliações .....	50
Figura 5.4	Material laminado em diferentes ampliações .....	51
Figura 5.5	Distribuição de microdureza Vickers ao longo da espessura das amostras .....	52
Figura 5.6	Perfil de deformação .....	52
Figura 5.7	Malha de elementos finitos na zona de deformação e ilustração da heterogeneidade de deformação para um passe de laminação considerando $\mu = 0,2$ .....	54
Figura 5.8	Distribuição de deformação efetiva ao longo da espessura variando com o atrito .....	55

## LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1	Dados das etapas das operações de laminação experimental .....	42
Tabela 5.1	Parâmetros para o cálculo da carga de laminação .....	49
Tabela 5.2	Valores encontrados para fator de heterogeneidade (FH), deformação média ( $\epsilon_m$ ) e fator $\phi$ .....	53
Tabela 5.3	Influência do atrito na tensão efetiva máxima e na força de laminação ..	55

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\Delta L$	Alongamento do comprimento útil do corpo de prova de tração
$\alpha$	Ângulo de contato
$A_f$	Área final da seção transversal do material
$A_o$	Área inicial da seção transversal do material
$\mu$	Coefficiente de atrito médio
$n$	Coefficiente de encruamento
$k$	Coefficiente de resistência
$L_c$	Comprimento de contato
$L_o$	Comprimento inicial do corpo de prova
$L_f$	Comprimento final da chapa laminada
$L$	Comprimento projetado do arco de contato
$e$	Deformação convencional
$\epsilon_{ef}$	Deformação efetiva
$\epsilon_m$	Deformação efetiva média
$\epsilon_i$	Deformação efetiva inicial
$\epsilon_f$	Deformação efetiva final
$\epsilon$	Deformação verdadeira
$\phi$	Fator de deformação redundante
$h_2$	Espessura final do material
$h_o$	Espessura inicial da chapa
$h_1$	Espessura inicial do material
$\bar{h}$	Espessura média da peça $\underline{h}$

F	Força aplicada no passe de laminação
w	Largura da chapa
$\Delta$	Parâmetro geométrico da zona de deformação
R	Raio do cilindro do laminador
r	Redução da espessura (não percentual)
T	Temperatura da peça
$T_f$	Temperatura de início de fusão do metal
$T_h$	Temperatura homóloga
$\sigma_c$	Tensão convencional
$\bar{\sigma}_v$	Tensão de fluxo média
$\sigma_{ef}$	Tensão efetiva
$\sigma_v$	Tensão verdadeira
$\Delta h$	Varição de espessura no passe

## LISTA DE SIGLAS

AHSS	<i>Advanced High Strength Steels</i>
ASTM	<i>American Society For Testing and Materials</i>
CFC	Cúbica de Face Centrada
EFE	Energia de Falha de Empilhamento
FH	Fator de Heterogeneidade
MEF	Método dos Elementos Finitos

## SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO .....	16
2 OBJETIVOS .....	17
2.1 Objetivo Geral .....	17
2.2 Objetivos Específicos .....	17
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	18
3.1 Processos de Conformação Mecânica.....	18
3.1.1 Trefilação .....	19
3.1.2 Extrusão.....	20
3.1.3 Forjamento .....	21
3.2 Laminação.....	23
3.2.1 Aspectos gerais da laminação de chapas.....	28
3.2.2 Deformação plástica na laminação de chapas .....	29
3.2.3 Heterogeneidade de deformação na laminação a frio de chapas.....	32
3.3 Avaliação da Heterogeneidade de Deformação .....	34
3.4 Método dos Perfis de Microdureza .....	35
3.5 Método dos Elementos Finitos.....	37
3.6 Cobre.....	40
4 METODOLOGIA.....	42
4.1 Laminação a frio de chapas de cobre eletrolítico.....	42
4.1.1 Ensaios de tração e estimativa da força de laminação .....	42
4.1.2 Caracterização microestrutural e mecânica.....	45
4.1.3 Determinação da relação entre a deformação ( $\epsilon$ ) e a microdureza Vickers (HV), do Fator Heterogeneidade (FH), parâmetro $\Delta$ e fator $\phi$ .....	46
4.2 Simulação Numérica.....	47
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	48
5.1 Ensaios de tração e estimativa da força de laminação em função do atrito .....	48
5.2 Avaliação da evolução microestrutural do cobre recozido e laminado em diferentes condições.....	50
5.3 Determinação da relação entre a deformação ( $\epsilon$ ) e a microdureza Vickers (HV), do Fator Heterogeneidade (FH), parâmetro $\Delta$ e fator $\phi$ .....	51

5.4 Simulação Numérica.....	53
6 CONCLUSÕES .....	57
6.1 Avaliação da heterogeneidade de deformação.....	57
6.2 Análise microestrutural.....	57
6.3 Propriedades mecânicas e influência do atrito.....	57
6.4 Simulação numérica.....	58
6.5 Considerações finais .....	58
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	59

## 1 INTRODUÇÃO

A conformação de metais foi fundamental ao longo dos séculos, possibilitando a criação de ferramentas e estruturas essenciais para o desenvolvimento das civilizações, além de impulsionar a indústria moderna e avanços tecnológicos. Com o aprimoramento das técnicas de conformação, há uma demanda crescente por tolerâncias dimensionais mais estreitas e uniformidade nas propriedades mecânicas dos produtos. Contudo, nos processos convencionais de conformação, a deformação plástica dos metais raramente acontece de maneira uniforme e os metais processados apresentam uma heterogeneidade de deformação.

Para alcançar dimensões mais precisas, materiais metálicos são frequentemente deformados a frio, o que promove alterações microestruturais, como aumento da resistência e redução da ductilidade devido ao encruamento (Dieter, 1981). Backofen (1973) destacou a importância de entender o comportamento dos materiais durante a deformação plástica, considerando fatores como a geometria da zona de deformação e do material, atrito e lubrificação, que são cruciais para controlar as relações entre estrutura e propriedades finais.

Tekkaya *et al.* (2015) sugerem que a abordagem tradicional, que focava apenas na moldagem do material, evoluiu para incluir o controle preciso das propriedades mecânicas, como resistência mecânica, dureza e ductilidade, durante o processo de conformação a partir de técnicas que integram métodos experimentais e simulações numéricas. Isso permite a definição dos parâmetros de processos em diferentes metais e possibilita a previsão e controle das propriedades finais.

Além disso, embora este tema venha ganhando relevância na pesquisa científica, ainda são poucos os estudos na literatura atual, com ênfase particular no processo de laminação, que investigam o que acontece em tempo real na conformação mecânica e as influências nas características finais dos produtos.

Neste contexto, este trabalho teve como objetivo compreender e quantificar os efeitos da heterogeneidade de deformação nas propriedades mecânicas e na evolução microestrutural do cobre eletrolítico laminado a frio, por meio de ensaios experimentais e simulações numéricas utilizando o Método dos Elementos Finitos. O cobre foi escolhido por apresentar energia de falha de empilhamento intermediária e comportamento microestrutural que possibilita comparações com materiais de estrutura cúbica de face centrada, como o aço, sob as mesmas condições de conformação.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo Geral**

Avaliar a influência da redução aplicada durante o processo de laminação a frio na heterogeneidade da deformação do cobre eletrolítico e prever as propriedades mecânicas resultantes do histórico de processamento associado ao material.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- Analisar experimentalmente a heterogeneidade de deformação induzida pelo processo de laminação a frio no cobre utilizando o Método dos Perfis de Microdureza;
- Investigar, por meio de simulação numérica computacional via Método dos Elementos Finitos (MEF), a distribuição de deformações geradas durante o processo de laminação a frio do cobre;
- Analisar comparativamente, por simulação numérica, a influência do atrito na força teórica de laminação e no comportamento mecânico do material.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Processos de Conformação Mecânica

Os processos de conformação mecânica compreendem operações que submetem metais a solicitações mecânicas, resultando em mudanças permanentes nas dimensões como resposta. Também definida como uma área da engenharia que analisa os processos de fabricação de componentes metálicos por meio de deformações plásticas, a conformação mecânica visa determinar os esforços externos necessários para modificar a geometria dos metais durante as etapas de produção até alcançarem as dimensões finais. Esta análise é influenciada por variáveis de natureza mecânica e metalúrgica do material a ser processado, bem como pelas características do próprio processo de conformação (Helman; Cetlin, 2010).

A grande maioria das peças metálicas é produzida a partir das etapas dos processos de conformação mecânica que objetiva obter peças com especificações dimensionais e geométricas definidas, propriedades mecânicas adequadas e acabamento superficial apropriado (Bresciani Filho *et. al*, 2011).

Os metais podem ser processados mecanicamente em diferentes temperaturas de trabalho. Quando a temperatura é inferior àquela que provoca recristalização no material, o processo é classificado como trabalho mecânico a frio e geralmente ocorre o encruamento do metal devido à deformação plástica, resultando em aumento da resistência mecânica. No trabalho a quente, a temperatura de trabalho excede a temperatura recristalização do metal e a deformação plástica é realizada em uma faixa de temperatura em que o encruamento é eliminado pela recristalização dinâmica do metal (Bresciani Filho *et. al*, 2011).

De acordo com Helman e Cetlin (2010), a temperatura homóloga ( $T_h$ ) de um material é definida como o quociente entre a temperatura de processamento e a temperatura de início de fusão do metal (Equação 3.1). O trabalho a frio é caracterizado por ocorrer em temperaturas homólogas de até 0,5, enquanto o trabalho a quente se dá em temperaturas homólogas superiores a 0,5.

$$T_h = \frac{T}{T_f} \quad (3.1)$$

em que:

T = Temperatura da peça (K)

$T_f$  = Temperatura de início de fusão do metal (K)

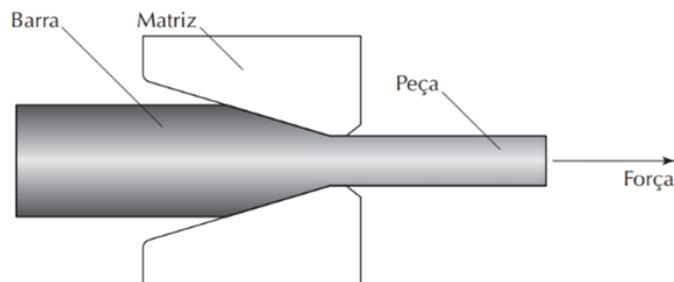
$T_h$  = Temperatura homóloga

Os principais processos de conformação mecânica compreendem: trefilação, extrusão, forjamento e laminação. Nestes processos, as tensões aplicadas são inferiores ao limite de resistência à ruptura do material (Bresciani Filho *et. al*, 2011). O processo de laminação, foco principal deste estudo, será tratado detalhadamente em um capítulo específico.

### 3.1.1 Trefilação

O processo de trefilação, ilustrado na Figura 3.1, é empregado em materiais cuja relação entre a seção transversal e o comprimento é significativamente desigual, como fios, arames e barras, ou em tubos (Chiaverini, 1986), e consiste em conduzir estes materiais através do furo central de uma fieira, mediante a aplicação de uma força de tração na saída deste equipamento (Helman; Cetlin, 2010).

Figura 3.1 - Desenho esquemático do processo de trefilação.



Fonte: Kiminami, Castro e Oliveira, 2013.

Uma vez que o furo da fieira tem diâmetro decrescente e possui um perfil cônico ou afunilado, as principais forças na deformação são de compressão, exercidas pelas paredes do orifício da ferramenta sobre o material tracionado em direção axial. Assim, embora a força externa seja de tração, a força responsável pela deformação é compressiva, categorizando a trefilação como um processo de compressão indireta (Bresciani Filho *et. al*, 2011). O material sofre deformação à medida que atravessa a fieira e tem seu diâmetro reduzido (Helman; Cetlin, 2010).

Comumente, a operação de trefilação é conduzida a frio e, desta forma, ocorre o encruamento que promove redução da ductilidade e aumento de resistência mecânica. No

entanto, devido às múltiplas passagens por feiras sucessivas de diâmetros decrescentes, é conveniente realizar tratamentos térmicos de recozimento para restabelecer a ductilidade necessária ao processo ou atender requisitos específicos de propriedades mecânicas para o produto final (Bresciani Filho *et. al*, 2011). E, como resultado do processo, obtém-se um produto de seção transversal reduzida e comprimento alongado, apresentando bom acabamento superficial e controle dimensional preciso (Helman; Cetlin, 2010).

No processo de trefilação, o atrito entre o fio e a feira é significativo. O aumento do atrito resulta em maior desgaste da ferramenta, defeitos superficiais no fio, maior esforço de trefilação e aumento da temperatura de trabalho. Sendo assim, o uso de lubrificantes na trefilação tem ação refrigerante e a finalidade de reduzir o atrito, garantindo menor desgaste da feira, melhor acabamento superficial do fio e redução do esforço de trefilação (Bresciani Filho *et. al*, 2011).

### **3.1.2 Extrusão**

No processo de extrusão, um bloco metálico é submetido à alta pressão por meio de um pistão para atravessar o orifício de uma matriz, resultando na redução e modificação de sua seção transversal (Chiaverini, 1986). A extrusão é comumente utilizada para a fabricação de barras ou tubos, mas também é empregada na produção de perfis com geometrias complexas, especialmente em materiais altamente deformáveis, como o alumínio (Helman; Cetlin, 2010).

Normalmente, a extrusão é realizada a quente, resultando na deformação plástica do tarugo ao passar pela matriz, mas sem induzir encruamento. Isso permite a obtenção de perfis metálicos com propriedades mecânicas controladas, limitados em comprimento pelo tamanho do lingote original. Devido à estrutura recristalizada do produto da extrusão, é possível aplicar intensos trabalhos de deformação a frio complementares, como os empregados na trefilação (Bresciani Filho *et. al*, 2011).

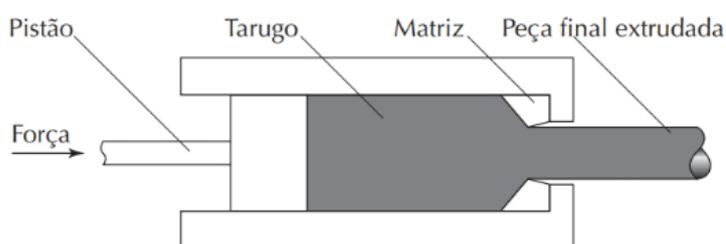
A extrusão é considerada um processo de compressão indireta, pois a compressão sobre o tarugo é gerada pelas paredes internas da matriz em resposta à pressão aplicada pelo pistão. Além disso, pode ser classificada de acordo com o movimento do material em dois tipos: direta e indireta (Bresciani Filho *et. al*, 2011).

Na extrusão direta, o tarugo é inserido em uma câmara e impulsionado a atravessar o orifício da matriz pelo pistão (Chiaverini, 1986), resultando em um considerável atrito entre o

tarugo e o recipiente de extrusão (Bresciani Filho *et. al*, 2011). Esse processo é apresentado esquematicamente na Figura 3.2.

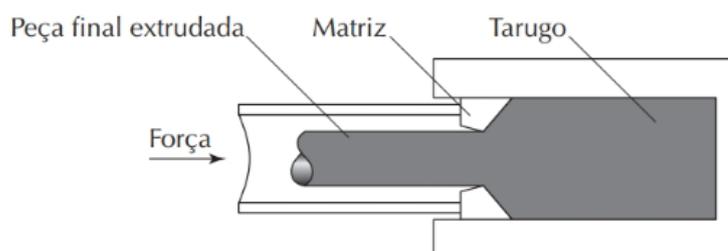
Por outro lado, na extrusão indireta, representada na Figura 3.3, o pistão é oco e permanece fixo, com a matriz posicionada em sua extremidade, enquanto o recipiente contendo o tarugo avança em sua direção (Bresciani Filho *et. al*, 2011). Nesse caso, o atrito é reduzido em comparação com a extrusão direta, já que não há movimento relativo entre as paredes do recipiente e o bloco metálico. Assim, o esforço exigido para a deformação é menor (Chiaverini, 1986).

Figura 3.2 - Ilustração da extrusão direta.



Fonte: Kiminami, Castro e Oliveira, 2013.

Figura 3.3 - Ilustração da extrusão indireta.



Fonte: Kiminami, Castro e Oliveira, 2013.

Embora a extrusão direta seja amplamente adotada devido à simplicidade do equipamento, já que dispensa um pistão oco (sujeito a sofrer flambagem em materiais volumosos), a extrusão indireta oferece a vantagem de exigir menos esforço de deformação e possibilitar a produção de um produto mais uniforme (Bresciani Filho *et. al*, 2011).

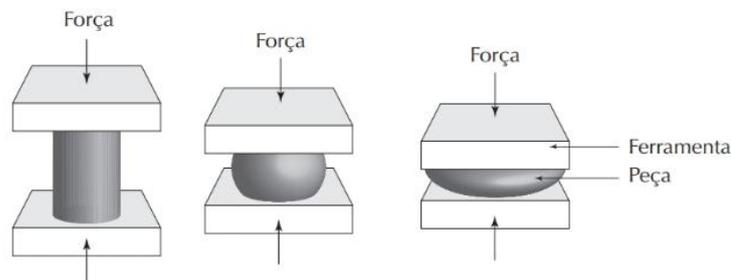
### 3.1.3 Forjamento

A operação de forjamento de um metal implica em sua deformação por meio de martelamento ou prensagem (Helman; Cetlin, 2010). Embora a maioria dos processos de

forjamento seja conduzida a quente, alguns metais podem ser forjados a frio. Durante o martelamento, o metal é deformado por impacto, enquanto na prensagem, o material é submetido a compressão em baixa velocidade (Bresciani Filho *et. al*, 2011). Ao passo que o martelamento predominantemente deforma as camadas superficiais, a prensagem atinge camadas mais profundas, resultando em uma deformação mais uniforme em comparação com o martelamento (Chiaverini, 1986).

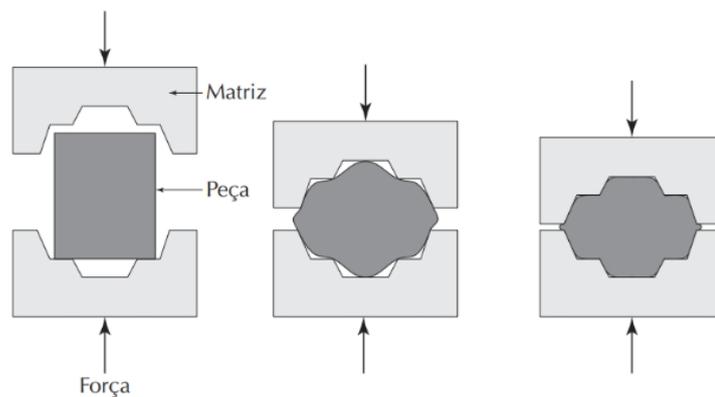
O forjamento é dividido em duas categorias: livre, ou em matriz aberta (Figura 3.4), e forjamento em matriz fechada (Figura 3.5), também chamado de forjamento em matriz (Bresciani Filho *et. al*, 2011). As matrizes são as ferramentas, frequentemente feitas de aço, que interagem com o metal durante o forjamento (Helman; Cetlin, 2010).

Figura 3.4 - Ilustração de uma operação de forjamento livre.



Fonte: Kiminami, Castro e Oliveira, 2013.

Figura 3.5 - Ilustração do forjamento em matriz fechada.



Fonte: Kiminami, Castro e Oliveira, 2013.

No forjamento livre, o material sofre deformação entre matrizes planas ou de geometria simples. A deformação é realizada por compressão direta e o material flui

perpendicularmente à direção da força aplicada devido ao menor coeficiente de atrito (Bresciani Filho *et. al*, 2011). Este método é empregado principalmente para peças de grandes dimensões ou em produções de pequena escala (Helman; Cetlin, 2010), não sendo viável a fabricação de matrizes de custo elevado (Bresciani Filho *et. al*, 2011). Geralmente, o forjamento livre é empregado como uma etapa preliminar para pré-conformar blocos e tarugos que serão posteriormente transformados em peças mais complexas por meio de forjamento em matriz ou outro método (Chiaverini, 1986).

Já no forjamento em matrizes fechadas, o metal é conformado para assumir a forma previamente definida pelas matrizes superior e inferior, e o material escoia com significativas restrições (Helman; Cetlin, 2010). A deformação é induzida sob elevada pressão dentro de uma cavidade fechada, produzindo peças forjadas com tolerâncias dimensionais mais precisas (Bresciani Filho *et. al*, 2011). Este processo ocorre em etapas, nas cavidades usinadas nas matrizes, conhecidas como impressões. As impressões preparadoras são usadas inicialmente, enquanto as acabadoras conferem a forma final. Assim, a peça é progressivamente moldada nessas cavidades até alcançar sua geometria final (Helman; Cetlin, 2010).

### **3.2 Laminação**

A laminação é um processo no qual uma peça metálica é deformada ao passar entre dois cilindros rotativos e paralelos que operam com velocidades periféricas iguais, mas em sentidos opostos (Bresciani Filho *et. al*, 2011). Os cilindros são posicionados a uma distância inferior à espessura inicial do material a ser laminado (Chiaverini, 1986) e, assumindo a premissa do volume constante na deformação plástica, a redução da espessura leva a um aumento no comprimento (Helman; Cetlin, 2010). Esta operação é considerada como um processo de compressão direta, dado que os cilindros aplicam uma força compressiva diretamente sobre o material (Bresciani Filho *et. al*, 2011).

Segundo Cetlin (2024), “a velocidade periférica dos cilindros de laminação é constante” e a área onde a peça entra em contato com os cilindros é denominada arco de contato (Helman; Cetlin, 2010). Inicialmente, o material entra em contato com os cilindros a uma velocidade inferior à da superfície destes e, ao longo da redução, a situação se inverte e o material sai dos cilindros com uma velocidade maior (Rizzo, 2022). No arco de contato entre o cilindro e a peça, há um ponto onde as velocidades da peça e do cilindro se igualam e a

tensão de laminação é máxima. Esse ponto é nomeado como ponto neutro (Bresciani Filho *et. al*, 2011).

O ângulo de contato, comumente chamado de “ângulo de mordida”, é compreendido entre o início do arco de contato e o ponto neutro (Bhaduri, 2018). Na Figura 3.6 é apresentado esquematicamente a geometria básica da mecânica da deformação plástica na laminação e correlaciona os seguintes parâmetros:

$R$  = Raio do cilindro do laminador

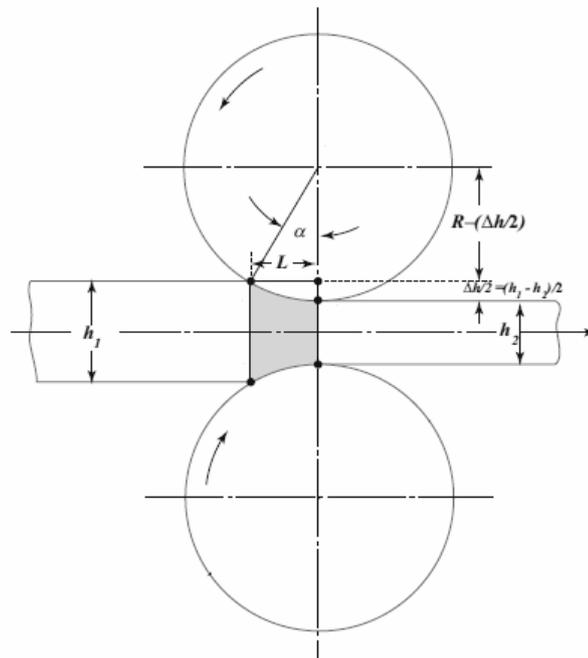
$\alpha$  = Ângulo de contato

$L$  = Comprimento projetado do arco de contato

$h_1$  = Espessura inicial do material

$h_2$  = Espessura final do material

Figura 3.6 - Ilustração do processo de laminação.



Fonte: Adaptado de Bhaduri, 2018.

A movimentação da peça entre os cilindros é possibilitada pela força de atrito que atua na interface peça-ferramenta (Bresciani Filho *et. al*, 2011). As tensões de atrito exercidas pelos cilindros sobre a peça, puxam o material para dentro do laminador, processo conhecido como “mordida”. Depois do ponto neutro, as tensões de atrito tendem a manter o material dentro do arco de contato. A premissa para acontecer a laminação é que as tensões de atrito na

entrada do laminador até o ponto neutro sejam suficientes para equilibrar as tensões de atrito presentes na região entre o ponto neutro e a saída do laminador. Se isso não acontecer, a laminação se torna inviável e o cilindro deslizará sobre o material sem movê-lo, um problema conhecido como "patinação", que frequentemente causa defeitos no cilindro e no material, além de sobreaquecimentos na peça (Cetlin, 2024).

O atrito entre os cilindros e a peça, assim como o próprio trabalho de deformação plástica devido aos deslizamentos dos planos cristalinos, promovem um aquecimento do material, o qual pode ser mitigado pelo uso de lubrificantes que atuam também como refrigerantes. A falta de lubrificante causa rasgos na superfície do material, enquanto o excesso faz os cilindros escorregarem, impedindo a redução adequada (Rizzo, 2022).

Para atingir uma espessura específica, a peça deve ser submetida a múltiplas passagens sequenciais através dos cilindros, com espaçamentos entre si progressivamente reduzidos (Bresciani Filho *et. al*, 2011). Os laminadores são classificados de acordo com a quantidade e disposição dos cilindros (Bhaduri, 2018) e as principais configurações são brevemente descritas a seguir.

O laminador duo (Figura 3.7a) representa a configuração mais simples e consiste em dois cilindros de tamanhos iguais dispostos verticalmente girando em direções opostas. Além disso, os laminadores duo podem ser reversíveis, permitindo a inversão do sentido de rotação dos cilindros. Dessa forma, a laminação ocorre alternadamente em direções opostas, o que assegura uma maior velocidade de produção e produtividade da máquina (Bhaduri, 2018).

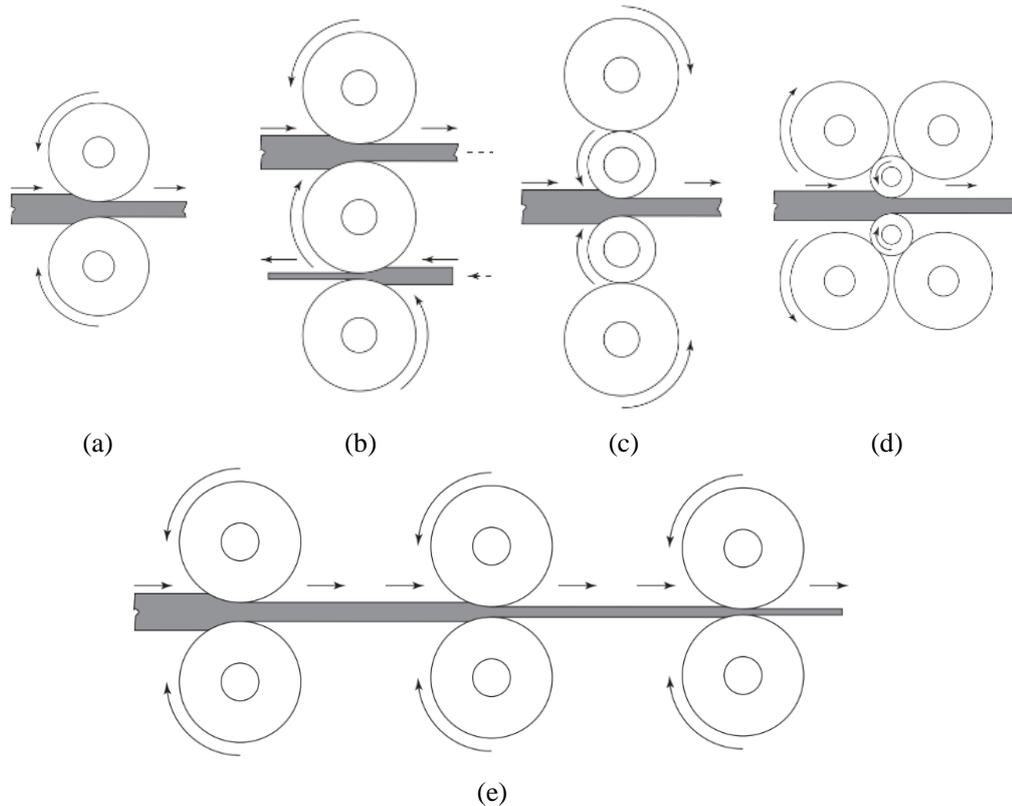
Já no laminador trio (Figura 3.7b), os cilindros superior e inferior giram no mesmo sentido, enquanto o cilindro do meio gira no sentido oposto devido à ação do atrito. Este tipo de laminador é equipado com mesas elevatórias em ambos os lados dos cilindros, permitindo que a peça em conformação seja elevada da passagem inferior e retornada à passagem superior através dessas mesas (Bhaduri, 2018).

Conforme se processam materiais de espessura reduzida, torna-se vantajoso empregar cilindros de trabalho de diâmetro pequeno. Esses cilindros, suscetíveis à flexão, devem ser suportados por cilindros de encosto mais robustos (Helman; Cetlin, 2010) que melhoram a rigidez do sistema de cilindros de menor diâmetro e previnem variações dimensionais na peça laminada (Bresciani Filho *et. al*, 2011).

Em um laminador quádruplo (Figura 3.7c) , dois cilindros maiores são empregados para reforçar os outros dois cilindros menores de trabalho. No laminador Sendzimir (Figura 3.7d),

utilizado para laminar peças com tolerâncias dimensionais muito precisas, cada um dos dois cilindros de trabalho de pequeno diâmetro é suportado por dois cilindros de apoio, formando assim um laminador de seis cilindros (Bhaduri, 2018).

Figura 3.7 - Configurações de laminadores: (a) duo; (b) trio; (c) quádruplo; (d) sendzimir; (e) trem de laminação.  
Fonte: Kiminami, Castro e Oliveira, 2013.



Para produções em larga escala, geralmente instalam-se uma sequência de laminadores, formando um trem de laminação contínuo (Dieter, 1981). Os laminadores duo e quádruplo podem ser posicionados em linha reta com seus eixos paralelos uns aos outros, como exemplificado na Figura 3.7e. A peça laminada passa sucessivamente por todos os cilindros, com espaçamentos progressivamente decrescentes entre si, e é deformada de maneira simultânea. É fundamental sincronizar a velocidade dos cilindros em cada laminador de forma que a velocidade de entrada do material em cada equipamento seja igual à velocidade de saída do material do laminador anterior (Bhaduri, 2018).

O processo de laminação pode ser executado a frio ou a quente. A laminação a quente é predominantemente utilizada nas operações iniciais de desbaste, as quais requerem significativas reduções nas seções transversais. Em contrapartida, a laminação a frio é aplicada nas etapas finais, garantindo um acabamento superficial superior, devido à ausência de aquecimento e formação de carepa (Bresciani Filho *et. al*, 2011), além de propriedades mecânicas aprimoradas, enquanto se mantém um controle dimensional rigoroso do produto final (Dieter, 1981).

Quando os lingotes são produzidos convencionalmente, a etapa inicial de conformação ocorre em um laminador desbastador, produzindo blocos ou placas. Os blocos são destinados à laminação de tarugos e, posteriormente, laminados até se transformarem em barras. As placas, por sua vez, são laminadas até se converterem em chapas. Com o surgimento do lingotamento contínuo, placas e tarugos são produzidos diretamente na máquina de lingotamento, suprimindo diversas etapas de laminação (Helman; Cetlin, 2010).

Os produtos obtidos por laminação são classificados como planos e não-planos (Helman; Cetlin, 2010). Os cilindros dos laminadores planos são lisos e empregados para laminar placas e chapas. Para a laminação de produtos não-planos, os cilindros possuem canais e são destinados à laminação de perfis e barras (Bresciani Filho *et. al*, 2011).

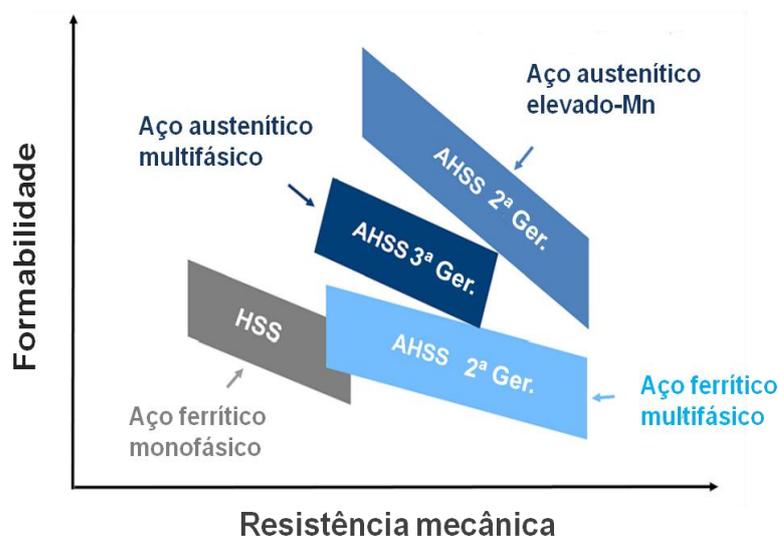
A maioria dos produtos longos constitui-se de aço e é destinada à fabricação de vergalhões nervurados usados na construção civil e para produzir o “fio máquina” utilizado na fabricação de arames. Por outro lado, a produção de planos se concentra na fabricação de chapas de aço destinadas à estampagem que serão aplicadas na indústria automotiva, principal consumidor da laminação de chapas finas, e produção de eletrodomésticos (Cetlin, 2024).

A indústria automobilística busca continuamente reduzir o consumo de combustíveis, motivada pela variação no preço do petróleo e pelos impactos ambientais causados pela emissão de poluentes. Além disso, há um esforço para diminuir os custos de produção e melhorar a segurança dos condutores. Em resposta a essas necessidades, os veículos modernos são fabricados com chapas de aço mais finas, porém com maior resistência e capacidade de absorção de energia em colisões (Castro, 2010).

A partir dos anos 2000, os Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steels* - AHSS) começaram a ser utilizados e são classificados em 1ª, 2ª e 3ª geração conforme suas propriedades mecânicas (Faria Neto; Fukugauchi; Pereira, 2020). Os AHSS de 3ª geração, ainda em estágio conceitual, estão sendo desenvolvidos para apresentar um ótimo

equilíbrio entre resistência mecânica e formabilidade, como pode ser observado na Figura 3.8 (Bleck *et al.*, 2019).

Figura 3.8 - Desenvolvimento de aços avançados - 3ª geração.



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

### 3.2.1 Aspectos gerais da laminação de chapas

As chapas são fabricadas por laminação a quente de placas em cilindros lisos, podendo ser submetidas a laminação a frio em etapas posteriores. Após o reaquecimento, as placas podem seguir dois processos distintos: serem direcionadas a um laminador de chapas grossas para redução de espessura, ou enviadas a um laminador de tiras a quente para a produção de bobinas de chapas laminadas a quente (Rizzo, 2022).

A laminação a quente de chapas é usualmente executada numa instalação de laminação contínua, ou seja, em uma sequência de equipamentos de laminação dispostos em série (Bresciani Filho *et. al.*, 2011). Devido à formação de uma camada de óxidos durante a etapa de aquecimento, é necessária uma etapa de decapagem para remover essa carepa antes de submeter a bobina ao processo de laminação a frio (Rizzo, 2022).

Quase todas as chapas de aço carbono laminadas a frio são produzidas a partir de chapas semiacabadas laminadas a quente (Bresciani Filho *et. al.*, 2011). Para metais não ferrosos, esse processo pode envolver bobinas a quente ou, em casos específicos como certas ligas de cobre, a produção direta a partir de peças fundidas (Rizzo, 2022). Após a laminação a quente, as bobinas de chapas semi acabadas são desenroladas e passam por etapas de decapagem, secagem, aplicação de óleo e são enroladas novamente. O óleo minimiza a

corrosão das chapas e desempenha a função de lubrificação durante a laminação a frio. Nesse processo, não há formação de carepa observada na laminação a quente, porém, as pressões e forças aplicadas são substancialmente maiores para alcançar a mesma redução de espessura (Bresciani Filho *et. al*, 2011).

### **3.2.2 Deformação plástica na laminação de chapas**

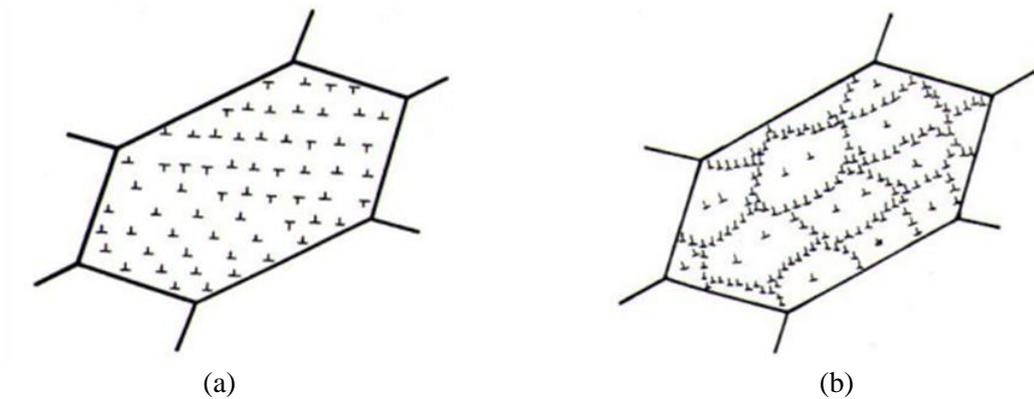
A zona de deformação do material laminado é definida na pequena parte da peça que passa pela folga entre os cilindros (Bhaduri, 2018). No processo de laminação a frio de chapas, admite-se que não ocorre deformação lateral, uma vez que a espessura inicial das chapas é significativamente inferior à sua largura. Dessa forma, a deformação ocorre no estado plano (Helman; Cetlin, 2010).

Dado que a zona de deformação é alongada na direção da laminação, os grãos desenvolvem uma orientação preferencial, ou textura cristalográfica, e a microestrutura laminada é predominantemente composta por grãos alongados e alinhados paralelamente ao plano de laminação (Humphreys; Hatherly, 2004). A presença de orientações preferenciais leva à anisotropia das propriedades mecânicas (Dieter, 1981) e a capacidade de estampagem de chapas metálicas está relacionada à sua anisotropia e à sua textura (Padilha; Siciliano Jr., 2005).

No processo de deformação plástica de um policristal, ocorre uma alteração no formato dos grãos e da textura devido à deformação, acompanhada por um aumento da quantidade de contornos de grão, lacunas, intersticiais e discordâncias por unidade de volume. A distribuição desses defeitos cristalinos em um metal encruado tende a ser bastante heterogênea (Padilha; Siciliano Jr., 2005).

A estrutura encruada de um metal laminado a frio é fortemente influenciada pela energia de falha de empilhamento (EFE). Materiais com baixa EFE apresentam discordâncias distribuídas de forma plana e homogênea na microestrutura (Figura 3.9a), pois as discordâncias parciais são muito afastadas entre si. Em contrapartida, materiais com alta EFE formam regiões com alta densidade de discordâncias que se organizam em uma estrutura celular (Figura 3.9b), uma vez que as discordâncias parciais são próximas. Isso facilita os fenômenos de escorregamento e escalada, e as discordâncias vizinhas de sinais opostos se aniquilam (Padilha; Siciliano Jr., 2005).

Figura 3.9 - Arranjos (a) plano e (b) celular de discordâncias em grão encruado.



Fonte: Padilha e Siciliano Jr., 2005.

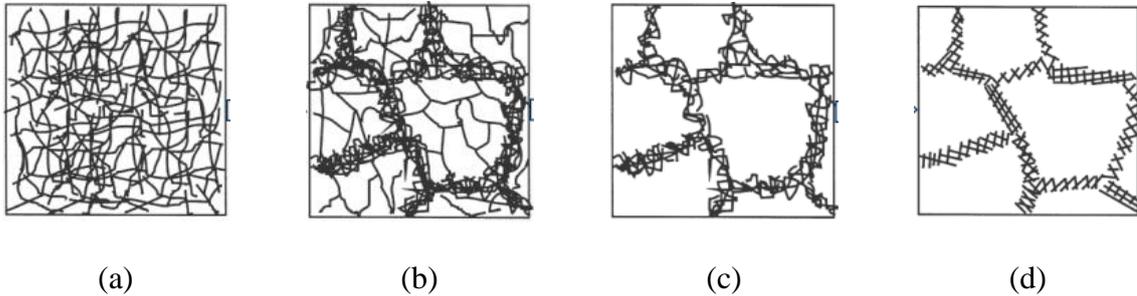
A estrutura deformada a frio apresenta um estado de elevadas tensões internas resultante das interações entre as discordâncias. Quando há excesso de trabalho a frio, a chapa pode se fraturar antes de atingir a geometria desejada. Para evitar esse problema, as operações de laminação a frio são frequentemente realizadas em várias etapas, com recozimentos intermediários que favorecem a recuperação da microestrutura e promovem uma restauração parcial das propriedades do material. Através de um ajuste cuidadoso do ciclo de trabalho a frio e recozimento, é possível produzir uma peça com qualquer grau de encruamento (Dieter, 1981).

No processo de recuperação (Figura 3.10), a energia interna do material encruado é reduzida devido ao movimento das discordâncias (Humphreys; Hatherly, 2004). Em temperaturas homólogas acima de 0,2, ocorre a aniquilação de intersticiais e lacunas, além da migração de defeitos pontuais para contornos de grãos e discordâncias. Na faixa de 0,2 a 0,3, discordâncias de sinais opostos são aniquiladas e as restantes se rearranjam em subcontornos de grãos. A formação de subgrãos, que exige maior ativação térmica, ocorre em temperaturas homólogas superiores a 0,4 (Padilha; Siciliano Jr., 2005), uma vez que este estágio de recuperação é alcançado por deslizamento cruzado e escalada de discordâncias (Humphreys; Hatherly, 2004).

Enquanto a recuperação progride gradualmente com o tempo e não há um início ou fim identificável no processo, a recristalização (Figura 3.11) envolve a formação de grãos

livres de deformação e o subsequente crescimento destes novos grãos para consumir a estrutura deformada ou recuperada (Humphreys; Hatherly, 2004).

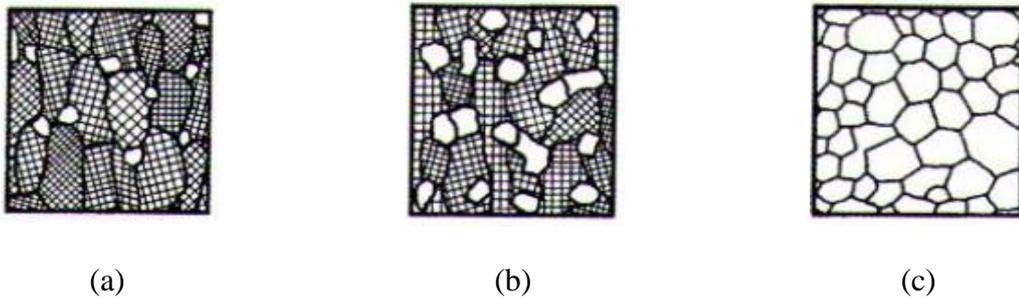
Figura 3.10 - Estágios da recuperação em um metal deformado: (a) emaranhados de discordâncias; (b) formação de células; (c) aniquilação de discordâncias nas paredes celulares; (d) formação de subgrãos.



Fonte: Padilha e Siciliano Jr., 2005.

A recristalização consiste na eliminação de defeitos cristalinos por meio da migração de contornos de alto ângulo. A energia armazenada pela deformação é a principal força motriz desse processo. Quando uma área livre de defeitos, cercada por um contorno de alto ângulo, se forma, o processo avança com o crescimento desse núcleo, substituindo a matriz encruada e eliminando os defeitos cristalinos (Padilha; Siciliano Jr., 2005).

Figura 3.11 - Representação da recristalização: (a) início do processo; (b) 30% de recristalização; (c) recristalização completa.



Fonte: Padilha e Siciliano Jr., 2005.

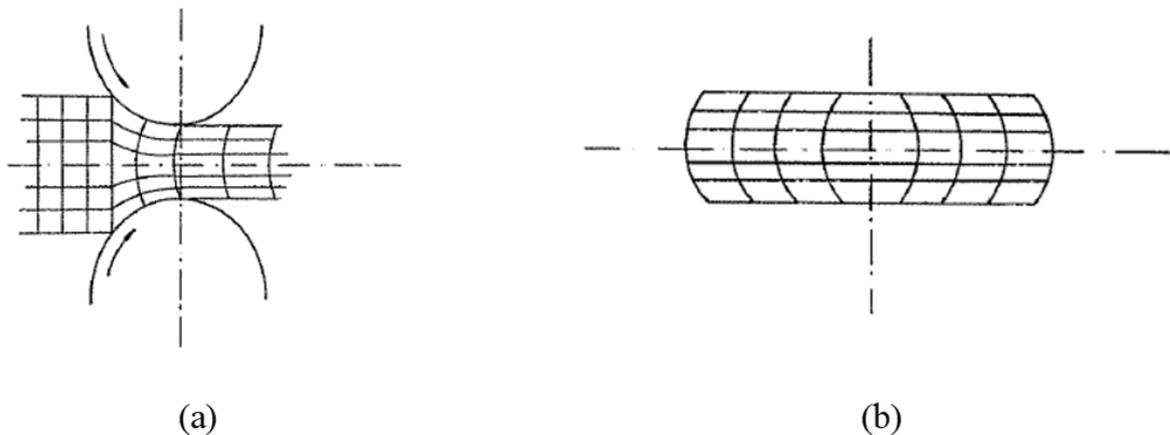
Na laminação a quente, o encruamento, a recuperação e a recristalização ocorrem de forma simultânea. Como estes processos termicamente ativados ocorrem sob o campo de tensões dos cilindros, são denominados recuperação dinâmica e recristalização dinâmica. Na recuperação dinâmica, os grãos se alongam conforme o material é deformado, enquanto os subgrãos mantêm uma estrutura equiaxial. Já a recristalização dinâmica acontece porque muitos defeitos surgem durante a deformação a quente, e a migração dos contornos de grãos é

necessária para eliminá-los, já que a recuperação dinâmica sozinha não é suficiente. Esses processos são fortemente influenciados pela taxa de deformação (Padilha; Siciliano Jr., 2005).

### 3.2.3 Heterogeneidade de deformação na laminação a frio de chapas

MacGregor e Coffin Jr. (1943 *apud* Giosa, 1985) investigaram a distribuição dos esforços durante o processo de laminação a frio de chapas utilizando redes gravadas no material (Figura 3.12) e constataram que a deformação não se distribui de maneira uniforme ao longo da espessura, evidenciando diferenças substanciais entre a superfície e o centro.

Figura 3.12 - Distorção das redes por laminação: (a) vista frontal; (b) vista lateral.



Fonte: Giosa, 1985.

Na laminação de chapas, as camadas superficiais não são só comprimidas, mas também sofrem esforços de cisalhamento, resultando em gradientes de deformação e, conseqüentemente, uma heterogeneidade de deformação ao longo da seção transversal do material laminado (McGregor; Coffin Jr., 1943 *apud* Trajano; Aguilar; Cetlin, 2022). Isso acontece porque, no ponto neutro do arco de contato, as forças de atrito que atuam no sentido de movimentar a peça entre os cilindros passam a atuar no sentido contrário, portanto, cisalhamentos de sentidos opostos são impostos na superfície do material em deformação (Humphreys; Hatherly, 2004).

A heterogeneidade da deformação pode ser causada por variações nas condições de processo, como o atrito entre as superfícies de contato da ferramenta e da peça, as características do material (como anisotropia) e características geométricas da operação e do material deformado. A deformação heterogênea resulta em diferentes regiões da peça sendo submetidas a intensidades de deformação variadas, o que impacta diretamente as propriedades

mecânicas e a qualidade final do produto. Zonas com maior deformação tendem a apresentar melhor conformação mecânica, enquanto as zonas com menor deformação podem resultar em defeitos ou propriedades indesejadas, como tensões residuais (Backofen, 1973).

Segundo Dieter (1981), os grãos da superfície de uma chapa laminada são alongados, enquanto os grãos do centro permanecem inalterados. Para manter a continuidade do material, os grãos do centro resistem ao alongamento dos grãos superficiais, enquanto estes, por sua vez, tendem a esticar os grãos centrais. Como resultado, quando a carga de laminação é removida, obtém-se uma distribuição de tensões residuais que consiste em elevadas tensões compressivas na superfície e tensões trativas no centro da chapa.

Estudos realizados por Backofen (1973) permitem associar a deformação heterogênea a um parâmetro  $\Delta$  relacionado à geometria da zona de deformação que é determinada pela razão entre a espessura média  $\bar{h}$  da peça em relação ao comprimento de contato  $L_c$  entre a ferramenta e o material na zona de deformação (Equação 3.2).

$$\Delta = \frac{\bar{h}}{L_c} \quad (3.2)$$

No caso da laminação, o comprimento de contato  $L_c$  é aproximadamente igual ao comprimento do arco de contato  $L$ , portanto, a deformação heterogênea está associada ao parâmetro  $\Delta$  descrito pela Equação 3.3, em que  $R$  é o raio do cilindro do laminador,  $h_0$  é a espessura inicial da chapa e  $r$  é redução da espessura (não percentual) no processo (Backofen, 1973). O parâmetro  $\Delta$  permite a análise de outros parâmetros que também influenciam na distribuição heterogênea da deformação no processo de laminação (Trajano, 2017):

$$\Delta = \sqrt{\frac{h_0}{4Rr}} (2 - r) \quad (3.3)$$

Mathur e Backofen (1973), afirmaram que a tendência à heterogeneidade de deformação aumenta quando  $\Delta$  é maior que 1, ou seja, quando a espessura média no passe é superior ao comprimento do arco de contato. Essa afirmação também foi feita por Giosa e Cetlin (1988 *apud* Trajano, Aguilar e Cetlin, 2022), que demonstraram que a heterogeneidade de deformação ocorre na laminação a frio quando  $\Delta > 1$ , sugerindo que, quanto maior for a espessura do material e menor a redução aplicada, maior será a heterogeneidade na

deformação. Entretanto, Engler, Huh e Tomé (2000) estudaram gradientes de texturas na espessura de folhas laminadas e indicaram a ocorrência de heterogeneidade mesmo com  $\Delta$  menor que 1.

A geometria da zona de deformação afeta a deformação redundante, o trabalho do atrito e, conseqüentemente, a carga de trabalho (Bhaduri, 2018). O atrito que ocorre entre o material e os cilindros de laminação desempenha um papel crucial na heterogeneidade da deformação e afeta diretamente a distribuição da deformação no material processado. Regiões que experimentam menor deformação devido ao atrito tendem a reter características microestruturais iniciais, enquanto regiões com maior deformação podem sofrer recristalização ou alterações na textura cristalina. Isso leva a diferenças nas propriedades mecânicas, como dureza, ductilidade e resistência, o que compromete a homogeneidade do produto final (Backofen, 1973).

### **3.3 Avaliação da Heterogeneidade de Deformação**

No estudo da trefilação de barras de seção circular, Cetlin (1987) analisou o comportamento do material em diferentes pontos durante o processo de conformação e identificou regiões onde ocorrem deformações internas adicionais que não contribuem diretamente para a alteração geométrica da peça, mas aumentam o esforço necessário para deformar o material. Essa deformação, conhecida como deformação redundante, eleva a força necessária para a trefilação e intensifica o endurecimento do material.

De maneira similar, na laminação, apesar das diferenças nos parâmetros de processo, a deformação redundante também está presente. Conforme observado por Averbach (1950), essa deformação excessiva ocorre principalmente em áreas do material que não estão em contato direto com os cilindros, resultando em modificações indesejadas nas propriedades mecânicas e na distribuição de tensões internas, o que pode comprometer a integridade e a qualidade do produto final.

A distribuição da deformação média  $\epsilon_m$  reflete a heterogeneidade de deformação. Esse valor corresponde à deformação que o material experimentaria sob condições ideais de tração uniaxial (Trajano; Aguilar; Cetlin, 2022). A determinação da deformação redundante, em conjunto com o parâmetro geométrico  $\Delta$  de Backofen (1973) e a aplicação da técnica de superposição das curvas de tensão-deformação na tração, permitem estimar as propriedades mecânicas do material laminado (Giosa; Cetlin, 1988 *apud* Trajano; Aguilar; Cetlin, 2022).

Neste estudo, a heterogeneidade de deformação no aço inoxidável 304 laminado a frio foi analisada por meio de simulação computacional e da distribuição de deformação média ( $\epsilon_m$ ).

O método de superposição das curvas tensão-deformação foi desenvolvido por Hill e Tupper (1948 *apud* Corrêa, 2004) para o estudo da deformação na trefilação e consiste em comparar as curvas obtidas em ensaios de tração de amostras recozidas e trefiladas para determinar a deformação efetiva média  $\epsilon_m$ . Uma simplificação desta técnica é supor que, a partir de certo valor de deformação efetiva, as curvas de escoamento dos metais recozido e trefilados coincidem, tornando os resultados independentes do material e dependentes apenas dos aspectos geométricos do processo.

Uma outra técnica experimental utilizada para avaliar a heterogeneidade de deformação é o método de visioplasticidade que se baseia na análise visual do comportamento do material sob deformação plástica controlada. A técnica utiliza uma malha sobre a superfície do material, cuja distorção, causada pela deformação, permite a análise do fluxo do material. As imagens ou vídeos obtidos após cada etapa de deformação registram o deslocamento das linhas da grelha, permitindo a medição da taxa de distorção. Essas medições são utilizadas para calcular o campo de deformação e determinar as distribuições da taxa de deformação, deformação efetiva média  $\epsilon_m$  e tensão efetiva (Shabaik; Kobayashi, 1966).

No presente trabalho, será empregado o Método dos Perfis de Microdureza, obtidos ao longo da seção transversal do material submetido à deformação heterogênea, para calcular a deformação efetiva  $\epsilon_m$  em uma chapa de cobre laminada a frio. Com base nesses perfis, será possível determinar o fator de deformação redundante ( $\phi$ ). Adicionalmente, a simulação computacional será realizada empregando o Método dos Elementos Finitos (MEF), com o objetivo de prever o comportamento do material e validar os resultados experimentais, proporcionando uma análise detalhada da distribuição de deformações.

### **3.4 Método dos Perfis de Microdureza**

Backofen (1972 *apud* Cetlin, 1984) propôs o Método dos Perfis de Microdureza para avaliar a diferença entre as deformações impostas pela trefilação e por tração uniaxial, uma vez que o encruamento é maior na trefilação. Essa técnica possibilita a obtenção da distribuição da deformação ao longo da seção transversal de materiais trefilados e, posteriormente, o cálculo da deformação média ( $\epsilon_m$ ) no processo. Em seguida, o perfil de

microdureza é convertido em um perfil de deformação, por meio de uma relação previamente determinada experimentalmente entre deformação e dureza (Cetlin, 1984).

O valor médio  $\varepsilon_m$  da deformação no material é então calculado matematicamente e, conhecendo a deformação logarítmica (Equação 3.4), onde  $A_o$  e  $A_f$  são as áreas inicial e final da seção transversal do material, é possível determinar o fator  $\phi$  de deformação redundante, conforme Equação 3.5 (Cetlin, 1984):

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{A_o}{A_f}\right) \quad (3.4)$$

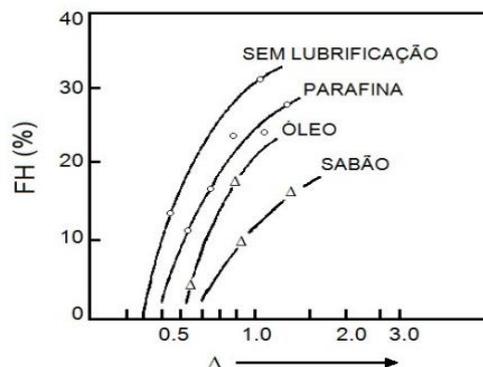
$$\phi = \frac{\varepsilon_m}{\varepsilon} \quad (3.5)$$

A variação do perfil de microdureza ao longo da seção transversal de um material pode ser quantificada pelo fator de heterogeneidade (FH), definido na Equação 3.6. Este parâmetro considera características microestruturais do material para analisar a deformação heterogênea (Trajano, 2017).

$$FH = \frac{\text{Dureza máx. na seção transversal} - \text{Dureza mín. na seção transversal}}{\text{Dureza mín. na seção transversal}} \times 100\% \quad (3.6)$$

Hundy e Singer (1955 apud Trajano, 2017) estudaram a aplicação do fator de heterogeneidade (FH) juntamente com o parâmetro  $\Delta$  e o atrito (Figura 3.13) no contexto da laminação a frio do cobre. Os resultados indicaram que FH aumenta proporcionalmente ao crescimento do parâmetro  $\Delta$  e do atrito.

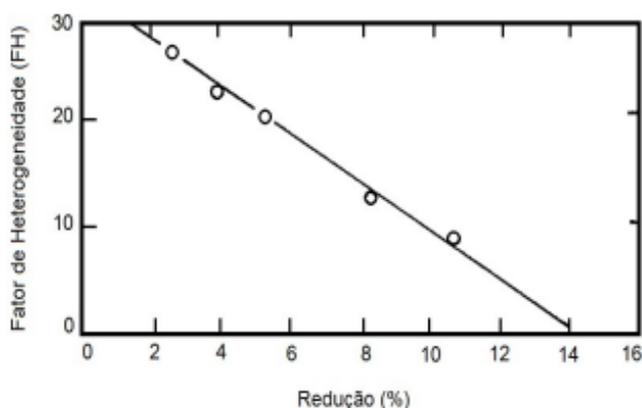
Figura 3.13 - Relação entre o fator de heterogeneidade e o parâmetro  $\Delta$  na laminação a frio do cobre com diferentes condições de lubrificação.



Fonte: Hundy e Singer (1955 apud Trajano, 2017).

A partir da medição da microdureza na seção transversal de amostras de cobre laminado, Hundy e Singer (1955 *apud* Trajano, 2017) demonstraram a relação (Figura 3.14) entre a heterogeneidade de deformação e a redução imposta ao material laminado. A análise baseada no fator de heterogeneidade revelou que a heterogeneidade de deformação varia conforme as diferentes reduções de espessura do cobre, tornando-se mais acentuada à medida que a redução diminui.

Figura 3.14 - Variação do fator de heterogeneidade para diferentes reduções de espessura do cobre laminado.



Fonte: Hundy e Singer (1955 *apud* Trajano, 2017).

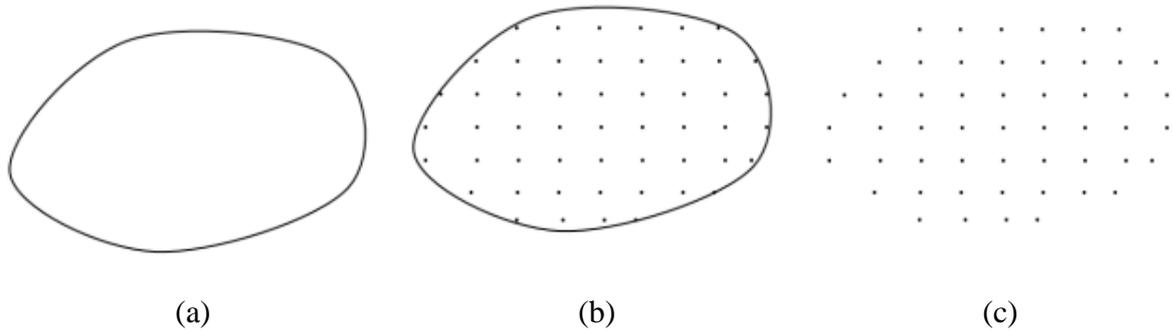
### 3.5 Método dos Elementos Finitos

O Método dos Elementos Finitos (MEF) é uma técnica numérica empregada na simulação computacional de processos de conformação mecânica que investiga as condições desses processos resolvendo equações diferenciais e integrais para prever tensões e deslocamentos em sistemas estruturais. Sua capacidade de modelar tridimensionalmente permite análises precisas, otimização de projetos antes da fabricação de peças e melhorias no design de engenharia. O MEF reduziu o tempo de desenvolvimento de produtos e custos de produção, trazendo benefícios significativos para a indústria e pesquisa (Valberg, 2010).

O Método dos Elementos Finitos (MEF) consiste em discretizar a geometria de um material em vários elementos simples, formando uma malha com densidade de elementos por unidade de área. Esses elementos compartilham nós com os elementos adjacentes, criando polígonos de 3 ou 4 lados. A partir dessa malha, fenômenos como deformação e transferência de calor são calculados em cada nó, considerando a influência mútua entre eles, dispostos em

uma matriz (Silva *et. al.*, 2016). A Figura 3.15 exemplifica a discretização com base em uma geometria qualquer.

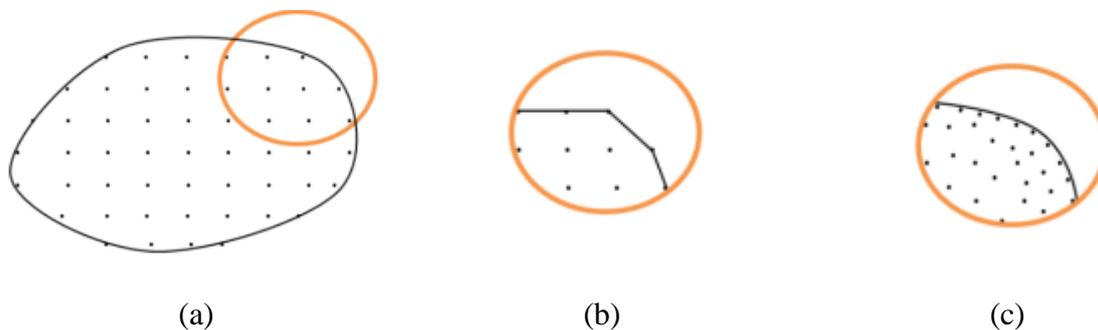
Figura 3.15 - (a) Geometria (b) discretizada e (c) representada por pontos ou nós.



Fonte: Silva *et al.*, 2016.

A malha de elementos pode representar a geometria com mais ou menos precisão. Aumentar o número de nós e elementos resulta em uma representação mais fiel da forma, como apresentado na Figuras 3.16, mas também aumenta o número de equações e o tempo de simulação. Em modelos tridimensionais, essa complexidade é maior devido ao acréscimo de direções e elementos para representar o volume, o que eleva ainda mais o tempo de cálculo (Silva *et al.*, 2016).

Figura 3.16 - Influência do número de elementos e nós na representação da geometria: (a) malha proposta completa e (b) em detalhe; (c) refinamento da malha.

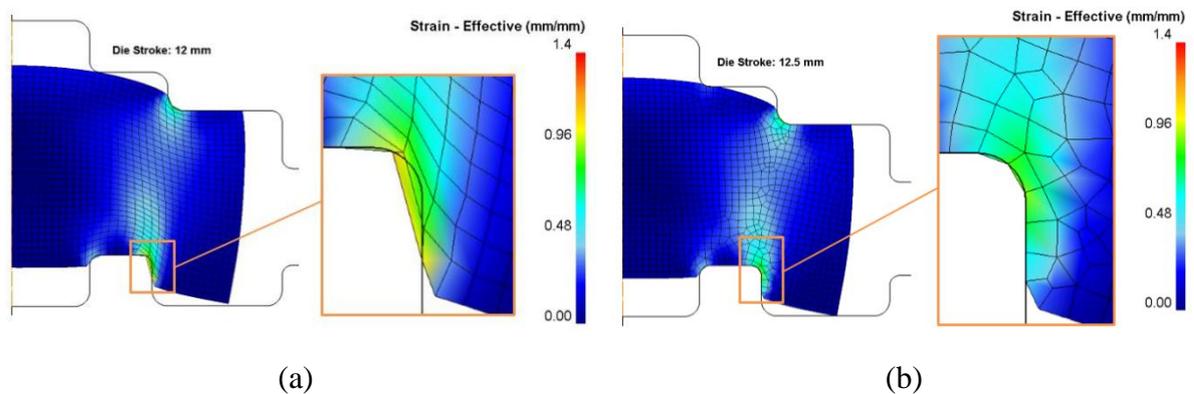


Fonte: Silva *et al.*, 2016.

Além da menor precisão dos resultados, um número insuficiente de elementos pode causar penetração nas matrizes de elementos superficiais durante as simulações, devido à dificuldade em descrever a geometria da peça com poucos elementos, conforme mencionado. Outro problema comum é a distorção excessiva dos elementos, que compromete as simulações e pode gerar erros nos cálculos. Esses erros podem ser mitigados pela técnica de remalhamento (Figura 3.17), na qual uma nova malha é gerada e sobreposta à malha existente,

corrigindo problemas de penetração e distorção. Softwares de simulação podem ser programados para identificar essas inconsistências e realizar o remalhamento automaticamente, quando necessário (Cetlin, 2024).

Figura 3.17 - Simulação de um processo de forjamento: (a) penetração da malha na matriz e distorção excessiva dos elementos; (b) remalhamento após distorção.



Fonte: Silva *et al.*, 2016.

A resolução de um problema a partir do Método dos Elementos Finitos pode ser organizada em cinco passos: (1) definir os elementos, (2) formular as equações dos elementos, (3) determinar as propriedades dos elementos, (4) combinar essas propriedades para gerar as equações do sistema e, por fim, (5) resolver essas equações com técnicas numéricas adequadas. E o processo do MEF é realizado em três etapas consecutivas: a primeira é o pré-processamento, seguida pela simulação, e por último, o pós-processamento (Valberg, 2010).

De acordo com Cetlin (2024), deve-se fornecer as seguintes informações na fase inicial de pré-processamento:

1. Desenhos técnicos da peça e das matrizes, com suas respectivas dimensões, antes do processo de conformação mecânica;
2. Informações sobre a posição e a velocidade das forças externas aplicadas ao material;
3. Dados sobre o comportamento mecânico do material, expressos pela relação entre tensão efetiva ( $\sigma_{ef}$ ) e deformação efetiva ( $\epsilon_{ef}$ ), incluindo a influência da temperatura e da taxa de deformação, bem como os efeitos de deformações sucessivas. Para a análise das ferramentas, é necessário fornecer as propriedades dos materiais das ferramentas, especialmente suas características elásticas;

4. Condições de atrito entre a peça e as matrizes, além de dados referentes ao desgaste das matrizes;
5. Para análise de fratura dúctil do material, deve-se especificar o critério de dano adotado e o valor de dano crítico;
6. Para a análise da fratura da matriz, é essencial fornecer informações sobre a tenacidade à fratura e a fadiga dos materiais das matrizes;
7. Para análise da evolução térmica da peça e das matrizes durante a conformação, é necessário fornecer dados sobre a condutividade térmica do material e as condições de transferência de calor para o ambiente e para as matrizes;
8. Substituição da peça conformada por um conjunto de pontos;
9. Segmentação do processo de conformação em etapas, baseadas no tempo de aplicação das forças externas ou na distância percorrida por esses esforços.

Na etapa de simulação, o solucionador do Método dos Elementos Finitos (MEF) resolve o modelo criado, armazenando os dados computados. O cálculo utiliza os parâmetros definidos no pré-processamento, gerando soluções para o modelo. A análise determina os efeitos resultantes, como deformações, tensões e esforços, decorrentes das cargas aplicadas. Na fase de pós-processamento, os resultados são organizados e apresentados de forma adequada para visualização, permitindo a interpretação das implicações da análise através de ferramentas gráficas (Valberg, 2010).

### **3.6 Cobre**

O cobre, foco de análise neste estudo, é um metal de transição com estrutura cúbica de face centrada (CFC) que apresenta energia de falha de empilhamento (EFE) intermediária (Humphreys; Hatherly, 2004). O cobre eletrolítico ou comercialmente puro (99,8%) é amplamente utilizado na indústria devido às suas propriedades, como alta condutividade elétrica e térmica, boa resistência à corrosão, usinabilidade e resistência mecânica (Avner, 1974). De acordo com Nunes e Pessoa (2021), a combinação de resistência e ductilidade torna o cobre o metal ideal para condutores. Em geral, à medida que a resistência de um metal aumenta, sua ductilidade tende a diminuir, no entanto, isso não é observado no cobre.

Durante o processamento mecânico a frio, o cobre endurece devido ao acúmulo de discordâncias (Dieter, 1981). Como a energia de falha de empilhamento (EFE) afeta o processo de deformação a frio e, conseqüentemente, a densidade de discordâncias após a deformação, materiais com EFE intermediária, como o cobre, tendem a desenvolver uma densidade moderada de discordâncias (Diniz *et al.*, 2015). Portanto, devido à EFE e à estrutura CFC, o cobre pode recuperar suas propriedades mecânicas originais após um recozimento, que restaura a ductilidade e alivia as tensões internas. Essa capacidade de recristalização torna o cobre adequado para aplicações que requerem deformação significativa (Abbaschian; Abbaschian; Reed-Hill, 2008).

## 4 METODOLOGIA

As amostras de cobre eletrolítico obtidas a partir de uma barra previamente laminada a quente foram submetidas a uma etapa de recozimento a 600°C por 2 horas e resfriadas ao forno, a fim de homogeneizar a microestrutura. Essas amostras foram usinadas em formato de chapa pelo processo de eletroerosão a fio, de modo que nenhuma deformação foi imposta no material, e apresentaram dimensões finais de 70mm de comprimento, 16mm de largura e 2,7mm de espessura.

### 4.1 Laminação a frio de chapas de cobre eletrolítico

As operações de laminação foram conduzidas em um laminador piloto com controle manual de *gap*, utilizando um empurrador, sem aplicação de tração avante ou à ré. Os cilindros possuem raio de 35mm e operam a uma rotação de 20rpm. O coeficiente de atrito foi adotado como parâmetro de entrada nos cálculos, considerando-se um valor médio de  $\mu \approx 0,2$ , o qual foi posteriormente validado por meio da simulação numérica, com base na compatibilidade entre os resultados experimentais e simulados. Além disso, não foi observada deformação elástica significativa nos cilindros.

Na Tabela 4.1 são apresentados os valores das espessuras inicial ( $h_o$ ) e final ( $h_f$ ) de uma amostra representativa submetida a um passe de laminação com o objetivo de reduzir a espessura da chapa em 30%, bem como o valor do comprimento final ( $L_f$ ) resultante do processo. A redução no passe é quantificada em termos de deformação verdadeira, conforme definida pela Equação 3.4.

Tabela 4.1 - Dados das etapas das operações de laminação experimental.

Redução de 30%	
$h_o$ (mm)	2,7
$h_{f1}$ (mm)	2,0
$L_f$ (mm)	83,7

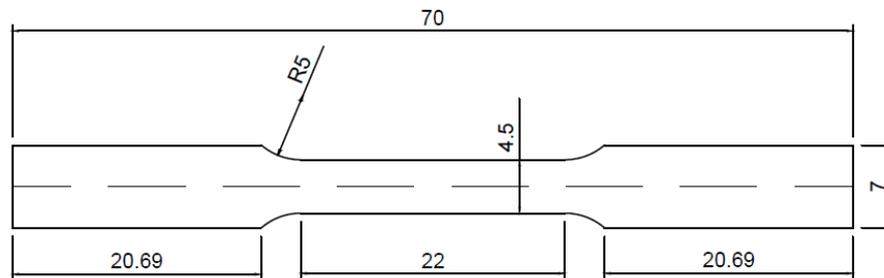
Fonte: Elaborado pela autora.

#### 4.1.1 Ensaios de tração e estimativa da força de laminação

Os ensaios de tração foram realizados em triplicata nas amostras no estado recozido e laminadas, usinadas conforme a norma ASTM A370 adaptada, seguindo dimensões proporcionais a um corpo de prova (CP) do tipo *subsize*. Os CPs foram extraídos da região

central das placas, garantindo que o comprimento útil permanecesse paralelo ao sentido de laminação. O detalhamento dimensional dos CPs é apresentado na Figura 4.1. Utilizou-se uma máquina de ensaio Instron 8802, operando com uma velocidade de deslocamento do pistão de 5mm/s.

Figura 4.1 - Dimensões dos corpos de prova de tração.



Fonte: Adaptado de ASTM International, 2023.

Com base nos resultados dos ensaios de tração, foram geradas as curvas tensão-deformação convencionais. As tensões foram determinadas pelo quociente entre as cargas aplicadas nos CPs e a área inicial  $A_0$ , enquanto os valores de deformação foram calculados dividindo o alongamento  $\Delta L$  pelo comprimento inicial  $L_0$  (Garcia; Spim; Santos, 2012).

Durante o ensaio de tração, o metal permanece encruando até a fratura, de modo que a tensão necessária para promover deformações adicionais continua a aumentar mesmo após o início da estricção (Dieter, 1981). No entanto, a curva tensão-deformação convencional se baseia nas dimensões iniciais do corpo de prova, que se alteram ao longo do ensaio. Dessa forma, a curva tensão-deformação verdadeira é obtida por meio de manipulações matemáticas aplicadas para contornar a dificuldade de medir dimensões instantâneas durante o ensaio (Garcia; Spim; Santos, 2012).

A tensão verdadeira ( $\sigma_v$ ) e a deformação verdadeira ( $\epsilon$ ) podem ser determinadas a partir da tensão convencional ( $\sigma_c$ ) e deformação convencional ( $e$ ), utilizando as Equações 4.1 e 4.2, respectivamente. Essas equações são válidas entre a região elástica e o limite de resistência do material (Garcia; Spim; Santos, 2012). De acordo com Dieter (1981), “a tensão verdadeira na carga máxima corresponde à resistência verdadeira à tração”.

$$\sigma_v = \sigma_c \cdot (e + 1) \quad (4.1)$$

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \quad (4.2)$$

A curva de fluxo ( $\sigma_{ef}$  vs.  $\varepsilon_{ef}$ ) caracteriza o comportamento do material durante a deformação plástica e, na tração uniaxial, coincide com a curva tensão-deformação verdadeira (Helman; Cetlin, 2010). Em processos de conformação a frio, a curva de fluxo pode ser expressa pela equação de Hollomon, representada pela Equação 4.3, na qual “k” é o coeficiente de resistência (MPa) e “n” corresponde ao coeficiente de encruamento (Cetlin, 2024). O coeficiente de resistência quantifica resistência do material à deformação, enquanto o coeficiente de encruamento reflete sua capacidade de distribuir a deformação ao longo do volume (Garcia; Spim; Santos, 2012).

$$\sigma_{ef} = k \cdot \varepsilon_{ef}^n \quad (4.3)$$

Os coeficientes de resistência (k) e de encruamento (n) podem ser determinados experimentalmente pela linearização da Equação 4.3, aplicando logaritmos em ambos os lados, resultando na Equação 4.4. Essa equação corresponde a uma reta em um gráfico  $\ln(\sigma) \times \ln(\varepsilon)$ . Ajustando os dados experimentais a uma reta neste gráfico, é possível obter os valores de k e n (Cetlin, 2024).

$$\ln(\sigma_{ef}) = \ln(k) + n \cdot \ln(\varepsilon_{ef}) \quad (4.4)$$

Da mesma forma, a curva de fluxo permite estimar, de maneira teórica, a força (F) aplicada no passe de laminação. Considerando que o processo ocorre no estado plano de deformação (Helman; Cetlin, 2010), ela pode ser calculada por meio da Equação 4.5, onde  $\mu$  representa o coeficiente de atrito,  $\bar{h}$  é a espessura média, w é largura do material e L é o comprimento projetado do arco de contato. Esse comprimento é determinado pela Equação 4.6, considerando o raio do cilindro de laminação (R) e a variação de espessura no passe analisado ( $\Delta h$ ).

$$F = \frac{Lw\bar{\sigma}_v(e^{\frac{\mu L}{h}} - 1)}{\frac{\mu L}{h}} \quad (4.5)$$

$$L = \sqrt{R\Delta h} \quad (4.6)$$

A tensão de fluxo média  $\overline{\sigma_v}$  é definida pela Equação 4.7. Considerando a Equação 4.3 e assumindo que o processo de laminação ocorreu a partir da amostra na condição recozida, ou seja, com deformação efetiva inicial ( $\varepsilon_i$  nula, é possível reescrever a equação, obtendo-se a forma apresentada na Equação 4.8 (Cetlin, 2024).

$$\overline{\sigma_v} = \frac{\int_{\varepsilon_i}^{\varepsilon_f} \sigma \, d\varepsilon}{\varepsilon_f - \varepsilon_i} \quad (4.7)$$

$$\overline{\sigma_v} = \frac{k \cdot \varepsilon_{ef}^n}{n + 1} \quad (4.8)$$

#### 4.1.2 Caracterização microestrutural e mecânica

Para a análise microestrutural, a preparação metalográfica das amostras seguiu as diretrizes da norma ASTM E3-11. As amostras recozidas e laminadas foram inicialmente cortadas a frio na direção transversal em uma cortadeira de precisão Buehler IsoMet 100 e, então, foram embutidas a frio em resina de polimetilmetacrilato.

O processo de lixamento foi realizado em lixas de carboneto de silício (SiC) seguindo a sequência de granulometrias 600, 800, 1200, 2400 e 4000 *mesh*. Em seguida, as amostras foram submetidas a polimento com pasta de diamante de 3 $\mu$ m e 1 $\mu$ m. O ataque químico para revelação da microestrutura foi realizado com o reativo “Di Cobre”, composto por 35ml de ácido sulfúrico (H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>), 16g de dicromato de potássio (K<sub>2</sub>Cr<sub>2</sub>O<sub>7</sub>), 3g de cloreto de sódio (NaCl) e 800ml de água destilada.

Após a etapa de preparação, a análise da microestrutura correspondente a cada condição foi realizada por meio de um microscópio óptico Fortel com sistema de digitalização Kontrol. Foram obtidas micrografias da espessura das amostras no sentido longitudinal, utilizando ampliações de 100x e 200x.

Já a caracterização mecânica, por sua vez, incluiu ensaios de microdureza conduzidos em um Microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2T com penetrador Vickers. A carga aplicada no ensaio foi de 4,903N por 15 segundos. Esse ensaio permitiu quantificar a variação da dureza na espessura das amostras em função dos parâmetros de recozimento e do passe de laminação aplicado. As medições foram executadas seguindo um *grid* linear na região central das amostras, mantendo um espaçamento de 0,25mm das bordas entre as indentações, garantindo uma distribuição representativa dos valores obtidos.

### 4.1.3 Determinação da relação entre a deformação ( $\epsilon$ ) e a microdureza Vickers (HV), do Fator Heterogeneidade (FH), parâmetro $\Delta$ e fator $\phi$

Silva (2013), ao estudar o comportamento de barras de cobre eletrolítico na trefilação, estabeleceu uma correlação matemática entre a deformação efetiva e os valores de microdureza. Para obter essa relação, é necessário realizar ensaios de tração em amostras recozidas e deformá-las em diferentes magnitudes de deformação efetiva, seguido de medições de microdureza em regiões da estrição dos corpos de prova de tração fraturados e em regiões dentro do comprimento útil dos não rompidos, mas com deformação uniforme.

Dado que esse procedimento é trabalhoso e extrapola o escopo do presente estudo, optou-se por utilizar a Equação 4.9, proposta por Silva (2013), para estabelecer a correlação entre a microdureza Vickers (HV) das amostras e a deformação efetiva correspondente a cada condição analisada. Essa abordagem se justifica pelo fato da deformação efetiva ser uma grandeza independente do tipo de solicitação aplicada, permitindo quantificar teoricamente a deformação plástica acumulada no material ao longo do processo de conformação (Helman; Cetlin, 2010). Assim, os perfis de deformação das amostras foram determinados a partir das medições de microdureza.

$$\epsilon_{ef} = 4 \times 10^{-13} HV^{5,8538} \quad (4.9)$$

O parâmetro  $\Delta$  foi calculado com base na Equação 3.3, e os valores máximo e mínimo de microdureza obtidos na amostra laminada foram empregados na determinação do fator de heterogeneidade, conforme Equação 3.6. A deformação efetiva média em foi estimada por meio do teorema do valor médio (Trajano; Aguilar; Cetlin, 2022), de modo a determinar o fator  $\phi$  de deformação redundante.

A Equação 4.10 expressa uma relação empírica entre  $\phi$  e  $\Delta$ , estabelecida com base na técnica de perfis de microdureza, procedimento indireto para estimativa da distribuição de deformação em materiais deformados plasticamente (Backofen, 1972 apud Corrêa, 2004). Segundo Corrêa (2004), a dispersão dos valores de microdureza pode limitar a confiabilidade do método.

$$\phi = 0,88 + 0,12 \cdot \Delta \quad (4.10)$$

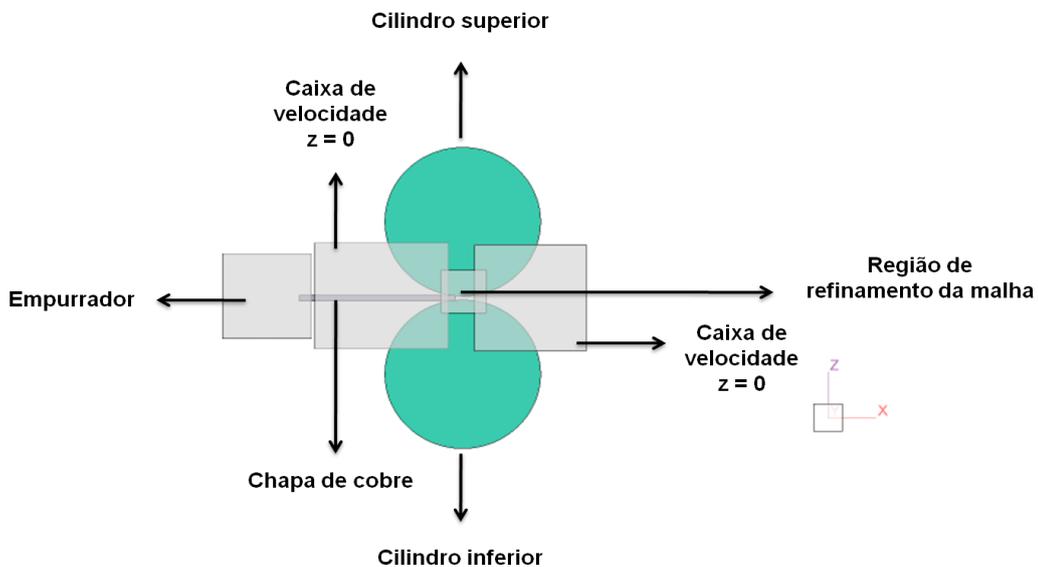
## 4.2 Simulação Numérica

As simulações numéricas do processo de laminação do cobre eletrolítico, considerando 1 passe com redução de espessura de 30%, e a posterior análise do perfil de deformação do material, foram conduzidas por meio do Método dos Elementos Finitos (MEF), utilizando o software Q-Form 11.0.1, cuja licença foi disponibilizada pela empresa Sixpro. Para a modelagem das simulações, adotou-se a equação de Hollomon obtida experimentalmente no ensaio de tração de um corpo de prova de cobre eletrolítico recozido (item 4.1.1), com o objetivo de aumentar a precisão dos resultados simulados.

Nas simulações, realizadas em um modelo bidimensional (2D), foram adotados os mesmos parâmetros empregados na laminação a frio experimental, incluindo comprimento e espessura da chapa, bem como diâmetro e velocidade de rotação dos cilindros. No entanto, o coeficiente de atrito médio ( $\mu$ ) foi variado entre 0,1 e 0,5 com o intuito de avaliar a influência desse parâmetro na heterogeneidade de deformação.

O modelo, esquematizado na Figura 4.2, assumiu um estado de deformação plana e admitiu os cilindros rígidos. Os efeitos térmicos do processo foram desconsiderados, e a laminação foi modelada com a utilização de um empurrador. Para otimizar o tempo de processamento computacional, foi adotada uma malha refinada restrita à região entre a entrada e a saída do laminador.

Figura 4.2 - Modelagem da simulação numérica no QForm.



Fonte: Elaborado pela autora.

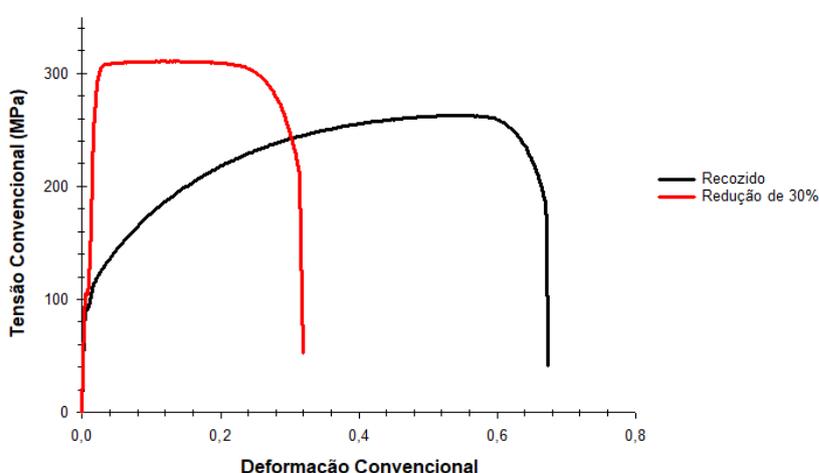
## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Ensaio de tração e estimativa da força de laminação em função do atrito

As curvas tensão-deformação convencional obtidas nos ensaios de tração dos corpos de prova representativos de cada condição encontram-se na Figura 5.1. O limite de escoamento foi determinado como a tensão correspondente a uma deformação plástica de 0,2%, enquanto o limite de resistência foi definido pela tensão máxima atingida durante o ensaio, imediatamente antes do início da estricção do corpo de prova (Helman; Cetlin, 2010). Para a condição recozida, os valores obtidos foram aproximadamente 90MPa para o limite de escoamento e 262MPa para o limite de resistência. Na amostra laminada, esses valores foram cerca de 291MPa e 311MPa, respectivamente.

Observa-se que o material laminado apresenta alongamento inferior em relação ao material recozido. Verifica-se, ainda, a redução da tenacidade com a operação de laminação, evidenciando a diminuição da capacidade de deformação plástica com o acúmulo de deformação. Esse comportamento é justificado pela maior densidade de discordâncias no material deformado a frio, o que confere maior encruamento (Dieter, 1981). A análise gráfica reforça essas observações, uma vez que o material laminado se deforma muito pouco até o início da estricção.

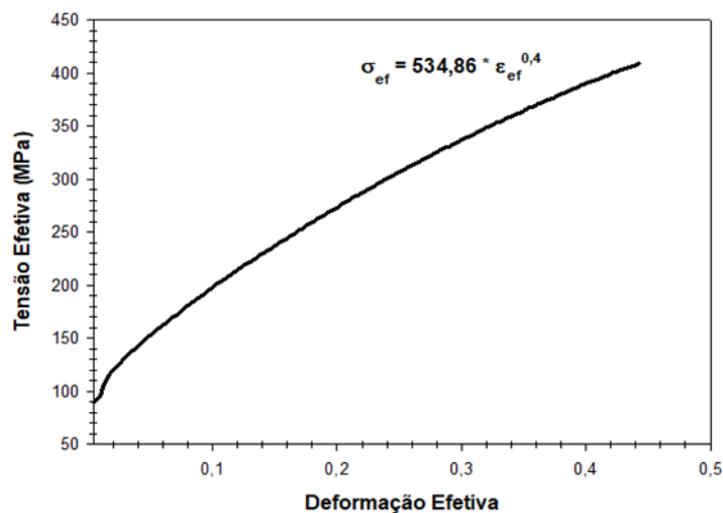
Figura 5.1 - Curvas tensão-deformação obtidas nos ensaios de tração.



Fonte: Elaborado pela autora.

A curva de fluxo obtida a partir da amostra de cobre eletrolítico recozida submetida ao ensaio de tração, bem como o ajuste da equação de Hollomon, estão apresentados na Figura 5.2. A partir da linearização dos dados experimentais, foram determinados o coeficiente de resistência ( $k$ ) e o coeficiente de encruamento ( $n$ ), cujos valores foram de 534,86MPa e 0,4, respectivamente. Embora esses resultados sejam próximos dos valores encontrados na literatura (Dieter, 1981), é importante ressaltar que variações no estado inicial do material, bem como nas metodologias empregadas nos ensaios, podem influenciar significativamente os parâmetros obtidos (Cetlin, 2024).

Figura 5.2 - Curva de fluxo da amostra na condição recozida.



Fonte: Elaborado pela autora.

Com base nos parâmetros extraídos da equação de Hollomon, foi possível estimar a força de laminação aplicada no passe correspondente à redução de 30%, considerando um coeficiente de atrito médio de 0,2. Na Tabela 5.1 são apresentados os valores de deformação efetiva total ( $\epsilon_{ef}$ ), tensão de fluxo médio ( $\bar{\sigma}_v$ ) e força ( $F$ ) de laminação. Considerando que a equação de Hollomon descreve o comportamento mecânico do material, é possível estimar, por meio dessa equação, a tensão efetiva máxima ( $\sigma_{ef}$ ) correspondente à deformação efetiva total aplicada no processo de laminação ( $\epsilon_{ef} = 0,35$ ), sugerindo um valor máximo de 351,45MPa.

Tabela 5.1 - Parâmetros para o cálculo da carga de laminação.

$\epsilon_{ef}$	$\bar{\sigma}_v$ (MPa)	F (N)
0,35	250,00	24617,75

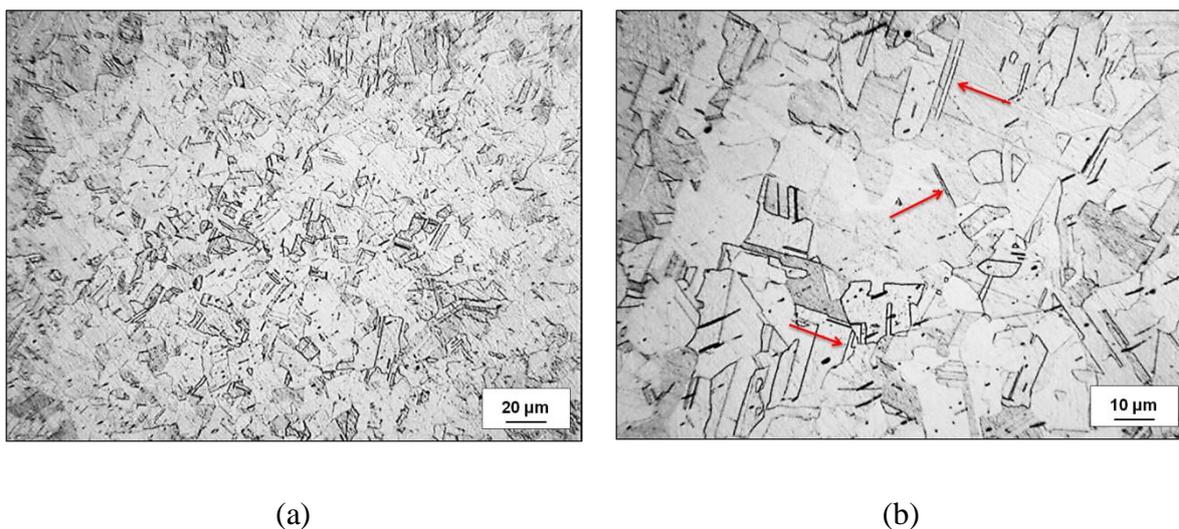
Fonte: Elaborado pela autora.

## 5.2 Avaliação da evolução microestrutural do cobre recozido e laminado em diferentes condições

Após a constatação de modificações no comportamento mecânico do cobre em função da deformação imposta, o próximo passo foi comparar as microestruturas das diferentes condições analisadas. A caracterização microestrutural das amostras revelou alterações na morfologia dos grãos em função do passe de laminação. Observam-se, ainda, partículas distribuídas uniformemente ao longo da matriz, identificadas como óxidos formados durante o processo de fabricação do material. Essas inclusões apresentam maior reatividade ao ataque químico devido à elevada energia associada às interfaces (Voort, 1984 *apud* Cavalcanti; Araújo; Silva, 2011).

As micrografias das amostras são apresentadas com níveis de ampliações de 100x e 200x. Na amostra recozida (Figura 5.3), é possível observar grãos poligonais, bandas de deformação e maclas de recozimento (algumas das quais destacadas na Figura 5.3b). Na condição laminada, (Figura 5.4), alguns grãos apresentam certo grau de achatamento. Essa modificação ocorre de maneira heterogênea, com grãos apresentando diferentes níveis de alongamento.

Figura 5.3 - Material recozido em diferentes ampliações: (a) 100x; (b) 200x.

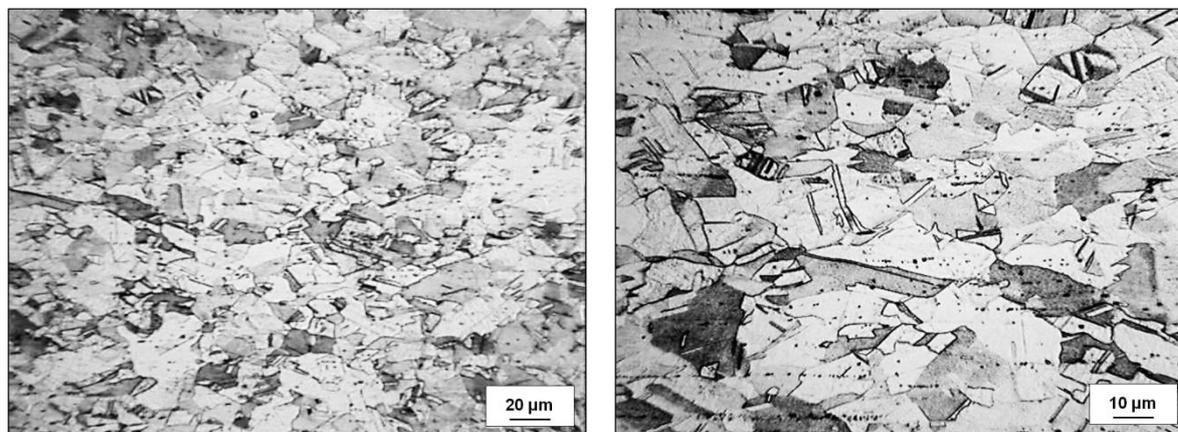


Fonte: Imagens geradas pela autora.

Esse comportamento está relacionado ao conceito de encruamento, no qual a resistência do material aumenta com a deformação plástica, levando-o a buscar trajetórias de deformação que minimizem o trabalho necessário para continuar deformando. Isso sugere que

o material tende a seguir caminhos de deformação que diminuem a energia necessária para superar esses obstáculos (Lopes, 2009). Por isso, a deformação não se estendeu uniformemente por toda a microestrutura, de modo que alguns grãos iniciaram o processo de deformação sem sofrer achatamento completo, enquanto outros exibiam uma morfologia mais deformada.

Figura 5.4 - Material laminado em diferentes ampliações: (a) 100x; (b) 200x.



(a)

(b)

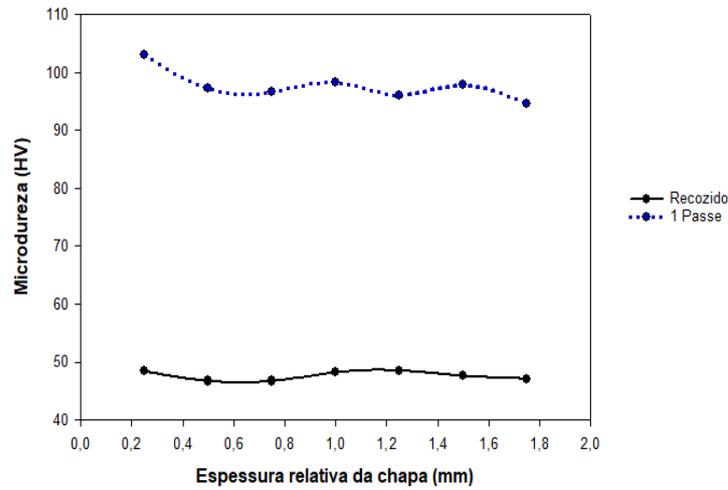
Fonte: Imagens geradas pela autora.

### 5.3 Determinação da relação entre a deformação ( $\epsilon$ ) e a microdureza Vickers (HV), do Fator Heterogeneidade (FH), parâmetro $\Delta$ e fator $\phi$

Os valores de microdureza medidos ao longo da espessura das amostras nas condições recozida e laminada por 1 passe são apresentados na Figura 5.5. Observa-se que o perfil de microdureza é mais uniforme para a condição recozida, com desvio padrão de 0,78 HV, indicando menor variação na dureza ao longo da seção transversal. Além disso, o valor médio de dureza de 47,6 HV está em concordância com os dados da literatura (Pinheiro; Barbosa; Cetlin, 2001). Para as amostras laminadas, verifica-se um aumento significativo na dureza logo após o primeiro passe, com valor médio de 97,97 HV e desvio padrão de 2,79 HV.

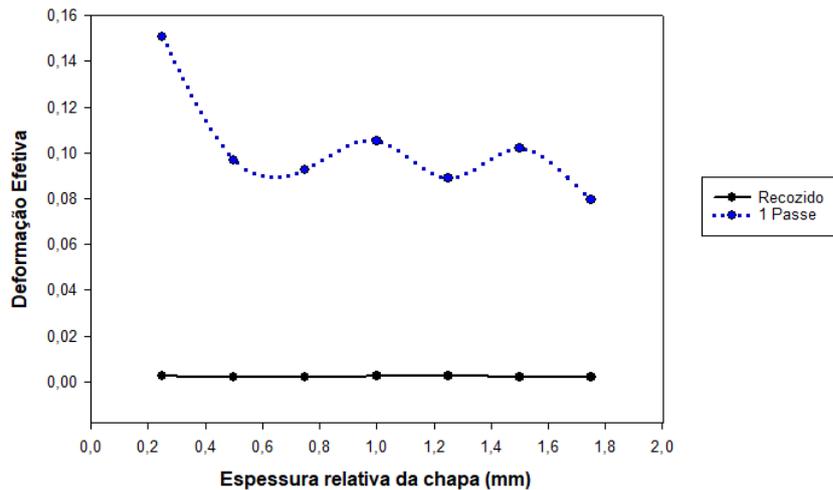
Dado que a estimativa da distribuição de deformação foi baseada na correlação entre a microdureza Vickers e a deformação efetiva, o termo HV da Equação 4.9 foi substituído pelos valores de microdureza utilizados na construção dos perfis apresentados na Figura 5.5. A análise do perfil de deformação (Figura 5.6) evidencia que, assim como os valores de microdureza, a distribuição da deformação ao longo da espessura da amostra laminada apresenta um caráter heterogêneo.

Figura 5.5 - Distribuição de microdureza Vickers ao longo da espessura das amostras.



Fonte: Elaborado pela autora.

Figura 5.6 - Perfil de deformação.



Fonte: Elaborado pela autora.

Com base nos dados obtidos experimentalmente, o fator de heterogeneidade (FH), a deformação média ( $\epsilon_m$ ) e o fator de deformação redundante ( $\phi$ ) foram estimados e são apresentados na Tabela 5.2. Além disso, o parâmetro  $\Delta$  para uma redução de 30% em 1 passe de laminação é igual a 0,47. O valor obtido, menor do que 1, é coerente com o resultado determinado para FH. Essa relação, para uma operação de laminação a frio de cobre sem lubrificação, reforça os resultados encontrados por Hundy e Singer (1955 *apud* Trajano, 2017).

Segundo Mathur e Backofen (1973), a ocorrência de deformação heterogênea tende a ser mais pronunciada quando  $\Delta > 1$ . Contudo, embora o valor obtido neste estudo seja inferior a 1, o que teoricamente indicaria menor heterogeneidade, análises mais recentes conduzidas por Engler, Huh e Tomé (2000) demonstram que, mesmo para  $\Delta < 1$ , podem surgir gradientes de deformação significativos devido à distribuição não uniforme de tensões ao longo da espessura durante o processo de laminação.

Tabela 5.2 - Valores encontrados para fator de heterogeneidade (FH), deformação média ( $\epsilon_m$ ) e fator  $\phi$ .

FH (%)	$\epsilon_m$	$\phi$
8,88	0,18	0,59

Fonte: Elaborado pela autora.

O fator de deformação redundante ( $\phi$ ) também foi estimado por meio da Equação 4.10, utilizando-se o parâmetro  $\Delta = 0,47$ , resultando em um valor igual a 0,94. No entanto, o valor obtido experimentalmente neste estudo ( $\phi = 0,59$ ) apresentou-se significativamente inferior tanto em relação a esse valor calculado pela equação quanto aos normalmente reportados para operações de laminação empregando esse método (Corrêa, 2004).

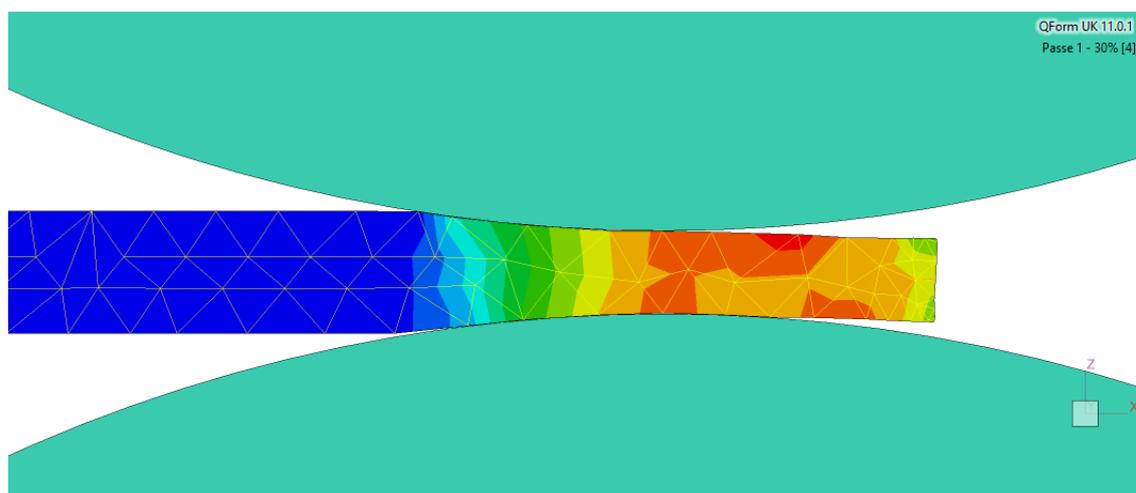
Essa discrepância pode ser atribuída à um coeficiente de atrito médio baixo (compatível com  $\mu = 0,2$ ), à menor heterogeneidade de deformação, como já demonstrado anteriormente, e à possível subestimação experimental de  $\phi$ , como apontado por Corrêa (2004). Dessa forma, recomenda-se a realização de novos ensaios com análises mais detalhadas para uma estimativa mais precisa de  $\phi$ .

#### 5.4 Simulação Numérica

Após a simulação numérica do processo de laminação a frio de uma chapa de cobre eletrolítico, a avaliação da distribuição da deformação foi realizada por meio das ferramentas do próprio software. Nessa etapa, é fundamental considerar a quantidade de elementos finitos utilizados na malha, de modo a equilibrar a precisão dos resultados e o tempo necessário para realizar a simulação. A malha que representa a chapa na zona de deformação é apresentada na Figura 5.7. Observa-se, ainda, que a laminação gera uma distribuição heterogênea de deformação ao longo da seção transversal do material, evidenciada pelo gradiente de cores na representação da simulação.

Na Figura 5.8 é apresentada, por meio de um gradiente discreto de cores, a distribuição de deformação efetiva introduzida pelo processo de laminação ao longo da espessura da chapa de cobre eletrolítico, considerando diferentes condições de atrito. As imagens referem-se à região de refinamento da malha do modelo da simulação.

Figura 5.7 - Malha de elementos finitos na zona de deformação e ilustração da heterogeneidade de deformação para um passe de laminação considerando  $\mu = 0,2$ .



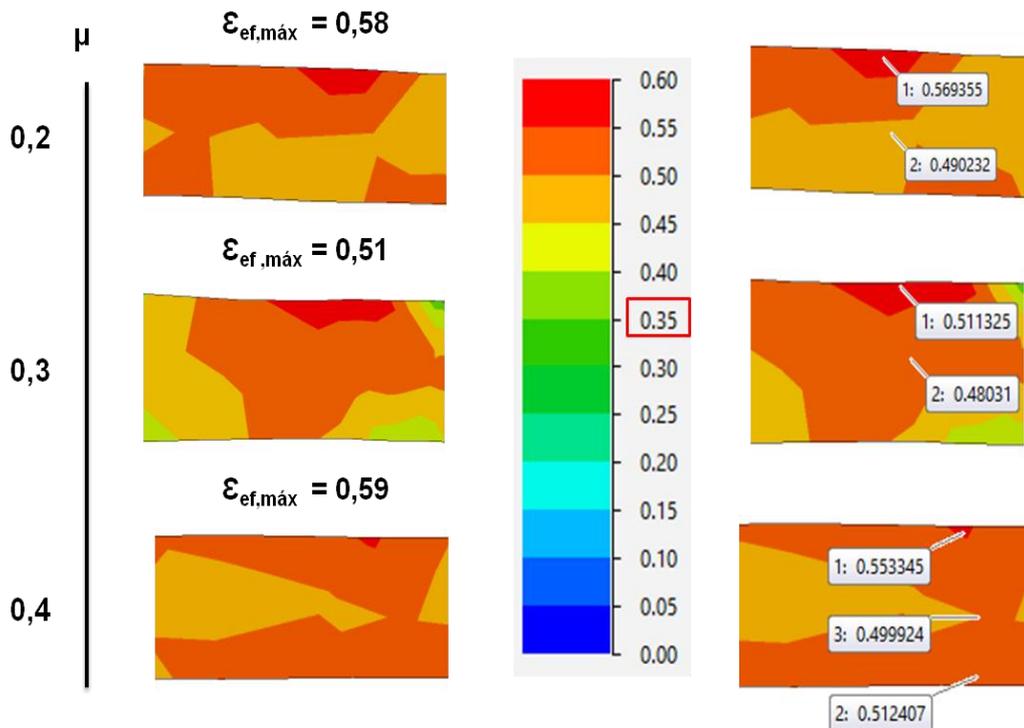
Fonte: Imagem obtida pelo QForm.

Em todas as condições avaliadas, observa-se uma distribuição heterogênea de deformação ao longo da seção transversal, com valores menores na região central do material e aumento progressivo em direção às superfícies livres. Essa heterogeneidade está relacionada à deformação redundante, cuja contribuição é mais significativa nas superfícies em contato com os cilindros, além do efeito do atrito, também mais pronunciado nas interfaces ferramenta-material.

Ainda com base na Figura 5.8, observa-se que a magnitude da deformação na região próxima aos cilindros aumenta com o incremento do coeficiente de atrito. Ressalta-se que, em todas as condições representadas, os valores de deformação efetiva nas superfícies são significativamente superiores àqueles estimados teoricamente para uma redução de espessura de 30% ( $\epsilon_{ef} = 0,35$ ). Além disso, contrariando a tendência prevista teoricamente (Dieter, 1981), na qual espera-se um aumento progressivo da deformação efetiva máxima com o aumento do coeficiente de atrito, esse comportamento não foi reproduzido nos resultados obtidos por simulação.

Considerando que a simulação numérica foi conduzida com base na curva de fluxo do cobre obtida experimentalmente, eventuais inconsistências nos dados experimentais podem justificar essa discrepância. Dessa forma, recomenda-se a realização de novos ensaios de tração para reavaliar o comportamento mecânico do material, bem como a execução de novas simulações numéricas com os dados atualizados.

Figura 5.8 - Distribuição de deformação efetiva ao longo da espessura variando com o atrito.



Fonte: Elaborado pela autora a partir dos resultados do QForm.

A Tabela 5.3 apresenta os valores da força de laminação por passe e das tensões efetivas máximas ( $\sigma_{ef,máx}$ ) obtidas nas simulações numéricas, em função da variação do coeficiente de atrito. Observa-se que o aumento de  $\mu$  resulta em elevação da tensão efetiva máxima e da carga de laminação, sendo que o coeficiente de atrito médio que mais se aproximou das condições experimentais foi  $\mu = 0,2$ . Os coeficientes de atrito de 0,1 e 0,5 foram desconsiderados na análise, uma vez que  $\mu = 0,1$  é insuficiente para satisfazer a condição de mordida, enquanto  $\mu = 0,5$  gera resultados de tensão e deformação efetiva inconsistentes com o comportamento físico do processo.

Tabela 5.3 - Influência do atrito na tensão efetiva máxima e na força de laminação.

$\mu$	$\sigma_{ef,m\acute{a}x}$ (MPa)	F (N)
0,2	351,45	24617,75
0,3	381,48	27603,86
0,4	385,99	31064,50

Fonte: Elaborado pela autora.

Os resultados indicam que o aumento do coeficiente de atrito médio eleva a força de laminação necessária para atingir a redução especificada. Considerando  $\mu = 0,2$  como referência, a elevação do atrito para  $\mu = 0,3$  resulta em um aumento de aproximadamente 12% na força de laminação, enquanto, para  $\mu = 0,4$ , esse aumento atinge cerca de 26%. No que se refere à tensão efetiva máxima no passe, observa-se um acréscimo expressivo ao se elevar o atrito de  $\mu = 0,2$  para  $\mu = 0,3$ . No entanto, a variação observada entre  $\mu = 0,3$  e  $\mu = 0,4$  é menos expressiva. Essa mudança no comportamento sugere que o efeito do atrito na tensão efetiva máxima não cresce de forma linear ou proporcional nessa faixa de valores.

Fabozzi, Souza e Sinatora (2007), utilizando simulações numéricas, avaliaram como o coeficiente de atrito afeta os estados de tensão durante a laminação a frio de alumínio. Os resultados mostram que o aumento do atrito eleva significativamente as tensões na zona de contato entre cilindro e chapa, aumentando a força de laminação para alcançar a deformação desejada.

## 6 CONCLUSÕES

Este trabalho teve como objetivo geral avaliar a influência da redução aplicada durante o processo de laminação a frio na heterogeneidade da deformação do cobre eletrolítico e prever suas propriedades mecânicas. Os resultados obtidos permitiram alcançar os objetivos específicos propostos, conforme discutido a seguir:

### 6.1 Avaliação da heterogeneidade de deformação

Por meio do Método dos Perfis de Microdureza, confirmou-se que a laminação a frio introduz heterogeneidade significativa na distribuição de deformação ao longo da espessura do material. Enquanto a amostra recozida apresentou um perfil de dureza homogêneo, a amostra laminada exibiu um aumento expressivo no valor médio de dureza e uma maior dispersão. A amostra laminada apresentou maior desvio padrão na microdureza (2,79 HV) em comparação à condição recozida (0,78 HV), evidenciando gradientes de deformação não uniformes.

Além disso, o perfil de deformação (Figura 5.6) e o parâmetro  $\Delta$  (0,47) reforçaram a ocorrência de heterogeneidade, mesmo em condições de  $\Delta < 1$ . Essa heterogeneidade foi quantificada por parâmetros como o fator de heterogeneidade (FH = 8,88%) e o fator de deformação redundante ( $\phi = 0,59$ ), indicando que a deformação foi mais intensa nas regiões próximas às superfícies, onde ocorrem os contatos com os cilindros de laminação.

### 6.2 Análise microestrutural

A caracterização microestrutural revelou que a laminação promoveu o achatamento heterogêneo dos grãos (Figura 5.4), associado ao encruamento e à maior densidade de discordâncias. A presença de bandas de deformação e diferentes níveis de achatamento entre os grãos validam os resultados mecânicos, como o aumento da dureza (de 47,6 HV para 97,97 HV) e a redução da tenacidade no material laminado.

### 6.3 Propriedades mecânicas e influência do atrito

Os ensaios de tração demonstraram que a laminação elevou os limites de escoamento (de 90MPa para 291MPa) e o limite de resistência (de 262MPa para 311MPa), indicando maior resistência mecânica em detrimento da ductilidade. A simulação numérica permitiu

avaliar a influência do atrito, mostrando que o aumento do coeficiente de atrito ( $\mu = 0,2; 0,3$  e  $0,4$ ) eleva a força de laminação (de 24.617,75N para 27.603,86N e 31.064,50N, respectivamente) e a tensão efetiva máxima (de 351,45MPa para 381,48MPa e 385,99MPa, respectivamente). Contudo, discrepâncias entre os resultados simulados e teóricos sugerem que fatores como variações experimentais podem influenciar essas previsões.

#### **6.4 Simulação numérica**

A utilização do Método dos Elementos Finitos (MEF) mostrou-se eficaz para prever a distribuição heterogênea de deformação, especialmente próximo às superfícies em contato com os cilindros. Entretanto, divergências em relação às previsões teóricas (como a não linearidade no aumento da tensão efetiva máxima com o atrito) indicam que a simulação requer calibração cuidadosa com dados experimentais atualizados. Apesar disso, a abordagem computacional validou tendências fundamentais, como a relação entre atrito, força de laminação e heterogeneidade.

#### **6.5 Considerações finais**

Os métodos experimentais e numéricos adotados foram suficientes para analisar a heterogeneidade de deformação e suas implicações nas propriedades do cobre laminado. A simulação mostrou-se uma ferramenta valiosa para complementar os ensaios, embora sua precisão dependa da qualidade dos dados de entrada. Recomenda-se a realização de novos ensaios de tração e simulações com parâmetros ajustados para aprimorar a correlação entre teoria e prática. Em síntese, este trabalho contribui para a compreensão dos efeitos da laminação a frio no cobre, oferecendo subsídios para otimizar processos industriais que demandam controle preciso de deformação e propriedades mecânicas.

**REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L.; REED-HILL, R. E.; **Physical Metallurgy, Principles**. 4ed. Stamford: Cengage Learning, 2008. 750p

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. **A370: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**. West Conshohocken, Pennsylvania: ASTM, 2023.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. **E3-11: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens**. West Conshohocken, Pennsylvania: ASTM, 2017.

AVERBACH, B. L. Plastic Deformation in the Rolling Process. **Transactions AIME**, v. 188, p. 150-153, 1950.

AVNER, S. H. **Introduction to Physical Metallurgy**. 2ed. New York: McGraw-Hill, 1974. 696p

BACKOFEN, W. A. **Deformation Processing**. Massachusetts: Addison Wesley Reading, 1972. 400p

BACKOFEN, W. A. Deformation Processing. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 4, p. 2679–2699, 1973.

BHADURI, A. **Mechanical Properties and Working of Metals and Alloys**. Singapore: Springer, 2018. 748p

BLECK, W.; BRUHL, F.; MA, Y.; SASSE, C. Materials and process for the third-generation advanced high-strength steels. **Berg- und Huettenmaenn Monatshefte**, v. 164, p. 466-474, 2019.

BRESCIANI FILHO, E.; SILVA, I. B.; BATALHA, G. F.; BUTTON, S. T. **Conformação Plástica dos Metais**. 6 ed (1 digital). Campinas: EPUSP, 2011. 258p. Disponível em: <https://www.fem.unicamp.br/~sergio1/CONFORMACAOPLASTICADOSMETAIS.pdf>. Acesso em: 05.04.2024.

CASTRO, I. Aços Avançados de Alta Resistência: Uma Experiência na Usiminas. In: 47° Seminário de Laminação: Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 2010, Belo Horizonte. **Anais [...]**. Belo Horizonte: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM), 2010.

CAVALCANTI, T.M.; ARAÚJO, I.J.C.; SILVA, B. L. Comparação dos métodos de metalografia aplicado ao aço ABNT 4340 e análise de suas propriedades mecânicas. In: 66° CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS (ABM), 2011, São Paulo. **Anais [...]**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2011. p. 2668-2675.

CETLIN, P. R. Redundant deformation factor evaluation through the hardness profile method in round section bar drawing. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 106, p. 147-151, 1984.

CETLIN, P. R. Redundant deformation factor evaluation through the stress-strain curves superposition method in round section bar drawing – A Literature Analysis. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 109, p. 272-275, 1987.

CETLIN, P. R. **Fabricação por Conformação Mecânica**. São Paulo: Artliber Editora, 2024. 701p

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica: Processos de Fabricação e Tratamento**. 2 ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986. 2 v. 315p

CORRÊA, E. C. S. **Aspectos do encruamento de metais previamente deformados a frio**. 2004. 262f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Rede Temática em Metalurgia de Transformação, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil, 2004.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 653p

DINIZ, S. B.; BAÊTA JR., E. S.; SOUSA, T. G.; BRANDÃO, L. P. Influência da energia de falha de empilhamento na densidade de discordâncias e textura cristalográfica de metais CFC. In: 70° CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS (ABM), 2015, Rio de Janeiro. **Anais [...]**. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2015. p. 2170-2176.

ENGLER, O.; HUH, M. Y.; TOMÉ, C. N. A study of through-thickness texture gradients in rolled sheets. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 31, n. 9, p. 2299-2315, 2000.

FABOZZI, F. A.; SOUZA, R. M.; SINATORA, A. Modelagem matemática de laminação a frio de alumínio-efeito do coeficiente de atrito sobre o estado de tensões. In: ENCONTRO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA LABORATÓRIO DE FENÔMENOS DE SUPERFÍCIE, 2007, São Paulo. **Anais [...]**. São Paulo: EPUSP, 2007. Disponível em: [https://slideplayer.com.br/slide/47201/?utm\\_source=chatgpt.com](https://slideplayer.com.br/slide/47201/?utm_source=chatgpt.com). Acesso em: 12. 04. 2025.

FARIA NETO, A. R.; FUKUGAUCHI, C. S.; PEREIRA, M. S. Indústria automotiva: aços avançados de alta resistência. **Sinergia**, v. 21, n.1. p. 25-33, 2020.

GAMA, J. L. L. **Transformação de fase em ligas de cobre com memória de forma**. 2003. 148f. Tese (Doutorado em Ciências de Aplicação de Radioisótopos) – Departamento de Energia Nuclear, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, PE, Brasil, 2003.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaio dos Materiais**. 2 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

GIOSA, J. A.; CETLIN, P. R. Strain Heterogeneity in Cold Rolled 304 Stainless Steel. **Transactions ISIJ**, v. 28, 1988.

GIOSA, J. A. **Influência da distribuição da deformação sobre as propriedades mecânicas de barras submetidas a passes sucessivos de laminação**. 1985. 211f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Rede Temática em Metalurgia de Transformação Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil, 1985.

HELMAN, H.; CETLIN, P. **Fundamentos de Conformação Mecânica dos Metais**. 2 ed. São Paulo: Artliber Editora, 2010. 261p

HILL, R.; TUPPER, S. J. A New Theory of the Plastic Deformation in Wire Drawing. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v. 158, p. 353 - 359, 1948.

HUMPHREYS, F.J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 2 ed. Oxford: Editora Pergamon, 2004. 614p

HUNDY, B. B.; SINGER, A. R. E. Inhomogeneous deformation in rolling and wire drawing. **Journal of the Institute of Metals**. v. 83, p. 401- 402, 1955.

KIMINAMI, C. S.; CASTRO, W. B.; OLIVEIRA, M. F. **Introdução aos processos de fabricação de produtos metálicos**. São Paulo: Editora Blucher, 2013. 236p

LOPES, W. **Estudo do encruamento dos aços AISI 30 e AISI 09 com uso da técnica de cisalhamento planar simples**. 2009. 207f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Rede Temática em Metalurgia de Transformação, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil, 2009.

MACGREGOR, C. W.; COFFIN, L. F. The Distribution of Strains in the Rolling Process, **Journal of Applied Mechanics**, p. 10 - 13, 1943.

MATHUR, P .S.; BACKOFEN, W. A. Mechanical contributions to plane-strain deformation and recrystallization textures of aluminum-killed steel. **Metallurgical and Materials Transaction**, v.4, p. 643-651, 1973.

NUNES, E. B.; PESSOA, A. R. P. Efeito da taxa de deformação na microestrutura e microdureza do cobre eletrolítico. **Revista de Ciência e Tecnologia**. v. 7, 2021. Disponível em: <https://revista.ufrr.br/rct/article/view/6815/3422>. Acesso em: 28. 09. 2024.

PADILHA, A. F.; SICILIANO JR., F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. 232p

PINHEIRO, I.P.; BARBOSA, R.; CETLIN, P.R. 2001. Effect of the cyclic strain amplitude on the hot dynamic restoration of copper. *Scripta Materialia*. v. 44, n.1, p. 187-193, 2001.

RIZZO, E. M. S. **Processos de decapagem, laminação a frio e recozimento de produtos planos de aço**. São Paulo: Editora Blucher, 2022. 370p

SHABAIK, A.; KOBAYASHI, S. Computer application of the visiplasticity method. **Journal of Engineering for Technology**, p. 1-8, 1966.

SILVA, F. K. M. **Avaliação da deformação na trefilação de barras de cobre e alumínio**. 2013. 50f. Trabalho de Conclusão de Curso (Engenharia de Materiais). Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil, 2013.

SILVA, A. D.; AGUILAR, M. T. P.; CAMPOS, H. B.; CETLIN, P. R. Aspectos de Influência na Simulação Computacional da Conformação Mecânica baseada no Método dos Elementos Finitos. In: CONFERÊNCIA INTERNACIONAL DE FORJAMENTO (36° SENAFOR), 2016, Porto Alegre. **Anais [...]**. Porto Alegre: Laboratório de Transformação Mecânica - UFRGS, 2016. p. 1-17.

SILVÉRIO, V. A. **Estudo da evolução do tamanho de grão na laminação a quente de barras de aço médio carbono microligado ao vanádio – 38MnSiV5**. 2008. 88f. Dissertação (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, Brasil, 2008.

TEKKAYA, A. E.; ALLWOOD, J. M.; BARIANI, P.F.; BRUSCHI, S.; CAO, J.; GRAMLICH, S.; GROCHE, P.; HIRT, G.; ISHIKAWA, T.; LOBBE, C.; LUEG-ALTHOFF, J.; MERKLEIN, M.; MISIOLEK, W.Z.; PIETRZYK, M.; SHIVPURI, R.; YANAGIMOTO, J. Metal forming beyond shaping: predicting and setting product properties. In: CIRP, 2015. **Annals [...]**, v. 35, n. 2, 2015.

TRAJANO, A. A. **Estudo da heterogeneidade de deformação em chapas de aço AISI 30 submetidas a um passe de laminação a frio**. 2017. 91f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Rede Temática em Processos de Fabricação, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, Brasil, 2017.

TRAJANO, A. A.; AGUILAR, M. T. P.; CETLIN, P. R. Heterogeneidade da deformação na laminação a frio de metais de diferentes características de encruamento por meio de simulação computacional. In: 24° CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS (CBECIMAT), 2022, Águas de Lindóia, SP. **Anais [...]**. Águas de Lindóia, 2022.

VALBERG, H. S. **Applied metal forming**. New York: Cambridge University Press, 2010. 466p

VOORT, G. F. V. **Metallography, Principles and Practice**. New York: McGraw-Hill. 1984. 752p