

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS  
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**PROJETO E ANÁLISE DO DESEMPENHO DE UMA MATRIZ-PROTÓTIPO  
PARA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA DE METAIS POR EXTRUSÃO  
EM CANAL ANGULAR COM TORÇÃO**

Rafael Fernando Teixeira

São Carlos

2023



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS  
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**PROJETO E ANÁLISE DO DESEMPENHO DE UMA MATRIZ-PROTÓTIPO  
PARA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA DE METAIS POR EXTRUSÃO  
EM CANAL ANGULAR COM TORÇÃO**

Rafael Fernando Teixeira

Dissertação apresentada ao Programa de  
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica  
da Universidade Federal de São Carlos  
para obtenção do título de MESTRE EM  
ENGENHARIA MECÂNICA.

Orientadora: Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Danielle Cristina Camilo Magalhães

Coorientador: Prof. Dr. José Benaque Rubert

São Carlos

2023





**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS**

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

---

**Folha de Aprovação**

---

Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Rafael Fernando Teixeira, realizada em 22/03/2023.

**Comissão Julgadora:**

Profa. Dra. Danielle Cristina Camilo Magalhães (UFSCar)

Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho (UEPG)

Prof. Dr. Sergio Henrique Evangelista (UFSCar)

O Relatório de Defesa assinado pelos membros da Comissão Julgadora encontra-se arquivado junto ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

## **DEDICATÓRIA**

Dedico esse trabalho aos meus avós.

## **VITAE do candidato**

Profissionalizante em Mecânica pelo SENAI (2010).

Bacharel em Engenharia Mecânica pela UNIP - Universidade Paulista (2019).

## **AGRADECIMENTOS**

À prof<sup>a</sup> Dr<sup>a</sup> Danielle Cristina Camilo Magalhães e ao prof. Dr. José Benaque Rubert pela orientação, aprendizado e incentivo.

Ao prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho por emprestar a matriz-protótipo de ECA-T utilizada neste trabalho.

Ao Cristiano Cutigi Ferrari, proprietário da empresa ACF indústria e comércio, por incentivar e liberar os dias de trabalho para realizar as aulas do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica - PPGEMec.

Aos professores do PPGEMec.

Aos colegas de laboratório, principalmente o Diogo Pedrino Braga, por ajudar nos trabalhos de metalografia.

À família pelo apoio e incentivo.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de financiamento 001.

## RESUMO

A ênfase do presente trabalho foi desenvolver um protótipo de uma matriz de Extrusão em Canal Angular com Torção (ECA-T). A ECA consiste em forçar a passagem de um material entre dois canais sequenciais, de mesma seção transversal e que formam um determinado ângulo entre si, impondo grandes deformações por cisalhamento simples ao material, sem alteração significativa das dimensões iniciais. Além disso, é amplamente estudada devido à sua capacidade em produzir ligas metálicas de granulação ultrafina ( $< 1 \mu\text{m}$ ). A ECA-T possui uma zona de torção além dos canais sequenciais, de modo que em cada passe seja aplicada uma deformação combinada de cisalhamento, ampliando a deformação equivalente imposta. Neste estudo, em uma matriz já construída para ECA-T, foram feitas extrusões com a liga Cu-0,7Cr-0,07Zr e cobre eletrolítico, que são materiais de fácil conformação em temperatura ambiente, para comparação com os resultados da simulação numérica por método de elementos finitos utilizando o programa Deform<sup>®</sup>. Os materiais processados tiveram sua microestrutura estudada por metalografia e a distribuição de deformações foi avaliada por mapeamentos de dureza Vickers. Também foram feitas análises do desempenho da matriz, sendo realizadas simulações numéricas com diferentes combinações de geometrias. Os resultados indicaram que, na matriz original de ECA-T, cada passe de extrusão resultou em uma deformação equivalente de aproximadamente 0,61, utilizando a combinação  $\varphi = 120^\circ$  e  $\Phi = 44^\circ$  na zona de ECA e  $\omega = 45^\circ$  e  $\beta = 23^\circ$  na zona de torção. Para a otimização da matriz de ECA-T, dentre as combinações analisadas, a que resultou em uma menor heterogeneidade na distribuição de tensões e deformações e menor carga para prensagem foi a matriz com  $\varphi = 120^\circ$ ,  $\Phi = 22^\circ$ ,  $\omega = 90^\circ$  e  $\beta = 25^\circ$ , impondo uma deformação equivalente média de 1,12 por passe. Assim, com estes resultados, foi proposto um projeto mecânico de uma matriz-protótipo para ECA-T.

**Palavras chaves:** Deformação Plástica Severa. Extrusão em canal angular com torção. Refinamento de grão. Projeto mecânico de matrizes.

## ABSTRACT

The emphasis of this work was to develop a prototype of a Twist Equal-Channel Angular Pressing die (T-ECAP). ECAP consists of pressing a metallic billet through two sequential channels with same cross-section area forming an angle, imposing large shear strains on the material without significant changes on their initial dimensions. In addition, it is widely studied due to its ability to produce ultrafine-grained materials ( $< 1 \mu\text{m}$ ). T-ECAP has a twist zone in addition to the sequential channels, so that in each pass a combined shear strain is applied, increasing equivalent strain per pass. In this study, in an original die for T-ECAP, extrusions were made with Cu-0.7Cr-0.07Zr alloy and pure copper, which are very ductile at room temperature, for comparison with the results from numerical simulation obtained by finite element method in a Deform® software. The processed materials had their microstructure studied by metallography and strain distribution was evaluated by Vickers hardness mappings. Performance analysis of the T-ECAP die were also carried out with numerical simulations being performed with different combinations of geometries. The results indicated that in the original ECA-T die a single pass resulted in an equivalent strain of approximately 0.61, using the combination  $\varphi = 120^\circ$  and  $\Phi = 44^\circ$  in the ECAP zone and  $\omega = 45^\circ$  and  $\beta = 23^\circ$  in the twist zone. For T-ECAP die optimization, among analyzed combinations, the one that resulted in a smaller heterogeneity in the distribution of stresses and strains with a smaller pressing load was a die with  $\varphi = 120^\circ$ ,  $\Phi = 22^\circ$ ,  $\omega = 90^\circ$  and  $\beta = 25^\circ$ , imposing an average equivalent strain of 1.12 per pass. Thus, based on these findings, a mechanical design of a new T-ECAP prototype die was proposed.

**Keywords:** Severe Plastic Deformation. Twist Equal Channel Angular Pressing. Grain refinement. Mechanical die design.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 3.1 - Relação entre tensão de escoamento e tamanho de grão para diferentes materiais. ....	6
Figura 3.2 - Representação esquemática dos contornos de grão que atuam como uma barreira para o deslizamento de discordâncias móveis. ....	7
Figura 3.3 - Representação esquemática do processo de torção sob alta pressão. ....	10
Figura 3.4 - Processo de laminação acumulada, mostrando as etapas de laminação (redução de 50% da espessura), corte, preparação superficial, empilhamento e novo ciclo de laminação. ....	11
Figura 3.5 - Microestrutura da seção transversal do compósito Al/WO antes e após processamento por ARB. ....	12
Figura 3.6 - A representação esquemática do processo de conformação cíclica em matriz fechada – CCDF. ....	13
Figura 3.7 - Esquema de uma matriz para o processamento de chapas por ECA. ....	14
Figura 3.8 - Apresentação do esquema de cisalhamento do material pelo canal da matriz ECA. ....	15
Figura 3.9 - Defeito nas linhas de escorregamento. (a) Resultado do esmagamento; (b) Alteração nas linhas de deslizamento; (c) Efeito da alteração. ....	16
Figura 3.10 - Variáveis geométricas na matriz de ECA e esquematização da deformação por cisalhamento em um elemento durante sua passagem pela matriz. ....	16
Figura 3.11 - Efeito de ambos os raios de curvatura externo (R) e interno (r) na matriz ECA. Raios em mm. ....	17
Figura 3.12 - Variação da deformação equivalente ao longo de uma faixa angular de $\Psi$ para vários valores de $\phi$ . ....	19
Figura 3.13 - Evolução da força de prensagem durante o processo ECA, com tarugo de liga Pb-62Sn, para diferentes valores de R. ....	20
Figura 3.14 - Rotas fundamentais no processo ECA. ....	20
Figura 3.15 - Deformações elementares para quatro diferentes rotas de processamento ECA. ....	21

Figura 3.16 - Curva tensão x deformação de engenharia da liga de Al-Cu após diferentes números de passes em ECA. ....	22
Figura 3.17 - Variação da tensão de escoamento com a velocidade de prensagem para a liga Al-1Mg, após 4 passes de ECA. ....	23
Figura 3.18 - Influência da temperatura no tamanho médio de grão de diferentes ligas de Al. ....	24
Figura 3.19 - Curvas tensão x deformação de engenharia após 2, 4 e 6 passes em ECA de uma liga AA6063. ....	25
Figura 3.20 - Esquema da evolução microestrutural durante o passe no processo ECA .....	26
Figura 3.21 - (a) Microestrutura do alumínio puro após 1 passe no canal da matriz ECA em temperatura ambiente e (b) Microestrutura no alumínio após 4 passes no canal da matriz ECA em temperatura ambiente na rota A. ....	26
Figura 3.22 - Esboço de uma geometria da matriz ECA-T com variações na posição da torção; (a) torção no canal de entrada, (b) torção entre canais, e (c) torção no canal de saída. ....	27
Figura 3.23 - Representações esquemáticas das velocidades do fluxo do material em $V_1$ e $V_2$ . ....	28
Figura 3.24 - Rotas A, B <sub>a</sub> , B <sub>c</sub> e C do processo ECA-T, em comparação com ECA convencional. ....	32
Figura 3.25 - Representação esquemática da zona de torção indicando as principais variáveis geométricas. ....	33
Figura 3.26 - Curvas de tensão de prensagem x deslocamento da liga de magnésio AZ61 após 1, 2 e 3 passes em ECA-T a 200°C. ....	34
Figura 3.27 - Microestrutura de cobre processado: (a) antes do ECA-T, (b) após 1 passe, (c) após 4 passes (face da amostra) e (d) após 4 passes (centro da amostra). ....	35
Figura 3.28 - Exemplo de aplicação de simulação numérica do processo ECA em comparação com o processo realizado em laboratório. ....	37
Figura 3.29 - Distribuições da deformação equivalente em chapas de Al AA1050 submetidos a um passe ECA, para diferentes configurações R x r (indicados em mm na imagem) obtidas por simulação computacional. ....	38
Figura 4.1 - Tarugo de cobre usinado para o processo de ECA-T. ....	40

Figura 4.2 - Microestruturas da seção transversal de: (a) cobre eletrolítico (recozido) e (b) liga CuCrZr (solubilizada).....	41
Figura 4. 3 - Desenho indicando a geometria da matriz original ECA-T (a). Foto da matriz ECA-T original realizada para validação experimental (b). Valor do ângulo $\beta$ da matriz original ECA-T (c). .....	42
Figura 4. 4 - Matriz ECA-T original no processo de extrusão.....	43
Figura 4. 5 - Posição 1, 2, 3, 4 e 5 do corte das amostras. ....	44
Figura 4. 6 - Desenho esquemático do corpo de prova de seção retangular. ..	45
Figura 5.1 - Matriz ECA-T original aberta com um tarugo parcialmente processado.....	49
Figura 5.2 - Carga (kN) x deslocamento (mm) do processo de extrusão realizado no ensaio da matriz ECA-T original.....	50
Figura 5.3 - Microscopia óptica em diferentes posições de seção transversal no cobre eletrolítico. P0 é referente ao material antes da extrusão.....	52
Figura 5.4 - Mapeamentos de dureza nas seções transversais do cobre eletrolítico nas posições P0, P1, P2, P3, P4 e P5.....	53
Figura 5.5 - Média das durezas Vickers nas seções de P1 a P5 da amostra de cobre eletrolítico após ECA-T. P0 é a dureza média antes do processamento.....	55
Figura 5.6 - Microscopia óptica em diferentes posições de seção transversal na liga CuCrZr. P0 é referente ao material antes da extrusão.....	56
Figura 5.7 - Mapeamentos de dureza nas seções transversais da liga CuCrZr nas posições P0, P1, P2, P3, P4 e P5.....	57
Figura 5.8 - Média das durezas Vickers nas seções de P1 a P5 da amostra da liga CuCrZr após ECA-T. P0 é a dureza média antes do processamento.....	59
Figura 5.9 - Região da seção longitudinal da amostra para realização do mapeamento de dureza.....	59
Figura 5.10 - Mapeamentos de dureza Vickers na seção longitudinal da zona de torção utilizando a matriz ECA-T original: (a) Cu e (b) liga CuCrZr.....	60
Figura 5.11 - Mapas de deformação efetiva estimados na simulação numérica na matriz ECA-T original para cobre eletrolítico nas posições P1, P2, P3, P4 e P5.....	61

Figura 5.12 – Mapas de deformação efetiva estimados na simulação numérica na matriz ECA-T original da liga CuCrZr, nas posições P1, P2, P3, P4 e P5...	62
Figura 5.13 - Curvas de força no punção x posição do tarugo na matriz de ECA-T para o cobre eletrolítico.....	63
Figura 5.14 - Curvas de força no punção x posição do tarugo na matriz de ECA-T para a liga CuCrZr.....	64
Figura 5.15 – Deformação efetiva ao longo do tarugo de cobre eletrolítico na simulação da ECA-T com diferentes combinações de ângulos $\omega$ e $\beta$ . A extremidade corresponde à seção P5.....	65
Figura 5.16 - Deformação efetiva ao longo do tarugo da liga CuCrZr na simulação da ECA-T com diferentes combinações de ângulos $\omega$ e $\beta$ . A extremidade corresponde à seção P5.....	66
Figura 5.17 - Ilustração esquemática do tarugo durante o processamento por ECA-T e indicação dos pontos nos quais foram estimados valores médios de tensões e deformações efetivas.....	67
Figura 5.18 - Deformação efetiva nas seções de P1 a P5 utilizando a matriz de ECA-T com zona de torção com ângulos $\omega = 90^\circ$ $\beta = 25^\circ$ . Simulação numérica para o cobre eletrolítico.....	69
Figura 5.19 - Deformação efetiva nas seções de P1 a P5 utilizando a matriz de ECA-T com zona de torção com ângulos $\omega = 90^\circ$ $\beta = 25^\circ$ . Simulação numérica para a liga CuCrZr.....	70
Figura 5.20 - Força aplicada no punção para extrusão na matriz ECA-T com geometria na zona de torção com ângulos $\omega = 90^\circ$ e $\beta = 25^\circ$ .....	71
Figura 5.21 - Mapeamento de tensões efetivas no tarugo de cobre eletrolítico nas seções transversais de P1 a P5. Matriz ECA-T com zona de torção com ângulos $\omega = 90^\circ$ e $\beta = 25^\circ$ .....	72
Figura 5.22 - Mapeamento de tensões efetivas no tarugo da liga CuCrZr nas seções transversais de P1 a P5. Matriz ECA-T com zona de torção com ângulos $\omega = 90^\circ$ e $\beta = 25^\circ$ .....	72
Figura 5.23 - (a) Projeto mecânico em 2D da geometria $\omega = 90^\circ$ e $\beta = 25^\circ$ para a matriz-protótipo de ECA-T e (b) Perspectiva em 3D da matriz bipartida fechada.....	74
Figura 5.24 - Terminologia de rosca de fixação.....	75

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Valores de $K'$ , constante utilizada na equação de Hall-Petch. ....	5
Tabela 4.1 - Propriedades mecânicas do Cu e da liga CuCrZr.....	40
Tabela 4.2 - Parâmetros da equação de Hollomon para os materiais utilizados no estudo.....	45
Tabela 4.3 - Parâmetros fixos de processamento utilizados na simulação numérica.....	46
Tabela 4.4 - Variáveis geométricas da matriz de ECA-T utilizados na simulação numérica.....	47
Tabela 4.5 - Experimentos na matriz simulada de ECA-T.....	47
Tabela 5.1 - Valores médios de deformação efetiva e tensão efetiva obtidos nas simulações realizadas no programa Deform com a amostras de cobre e da liga CuCrZr.....	68

## LISTA DE SÍMBOLOS E SIGLAS

2D	Bidimensional
3D	Tridimensional
ARB	Accumulative roll-bonding
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CCMF	Conformação cíclica em matriz fechada
CFC	Cúbica de Face Centrada
d	Diâmetro maior
D	Tamanho médio de grão
DPS	Deformação Plástica Severa
dm	Diâmetro médio
dr	Diâmetro menor
ECA	Extrusão em Canal Angular
ECA-T	Extrusão em Canal Angular com Torção
EF	Elementos Finitos
H	Altura
HC	Hexagonal Compacta
HPT, TAP	High Pressure Torsion, Torção sob Alta Pressão
K'	Coeficiente de resistência de contorno de grão (equação de Hall-Petch)
K''	Coeficiente de resistência (equação de Hollomon)
L	Distância entre o início e o final da torção
LA	Laminação Acumulada
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
N	Número de ciclos
n	Expoente de encruamento (equação de Hollomon)
R	Raio externo
r	Raio interno
t	Espessura final na laminação
T	Temperatura
t <sub>0</sub>	Espessura inicial
V	Velocidade

$\beta$	Ângulo da Torção da matriz (ângulo entre a linha tangente da borda torcida e o eixo longitudinal da matriz)
$\omega$	Ângulo de rotação da torção
$\sigma_e, \sigma_y$	Tensão de escoamento
$\sigma_o$	Tensão inicial
$\sigma_u$	Limite de Resistência à Tração
$\gamma$	deformação cisalhante
$\varphi$	Ângulo entre canais no ECA
$\Psi$	Ângulo de curvatura no ECA
$\epsilon_{eq}$	Deformação equivalente
$\bar{\epsilon}$	Deformação plástica efetiva
$\dot{\bar{\epsilon}}$	Taxa de deformação efetiva

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	<b>1</b>
<b>2. OBJETIVOS</b> .....	<b>3</b>
<b>2.1. Objetivos gerais</b> .....	<b>3</b>
<b>2.2. Objetivos específicos</b> .....	<b>3</b>
<b>3. REVISÃO DE LITERATURA</b> .....	<b>4</b>
<b>3.1. Princípios da Deformação Plástica Severa – DPS</b> .....	<b>4</b>
<b>3.2. Processos de DPS</b> .....	<b>9</b>
3.2.1. Torção sob Alta Pressão .....	9
3.2.2. Laminação Acumulada .....	11
3.2.3. Conformação cíclica em matriz fechada.....	13
<b>3.3. Extrusão em Canal Angular</b> .....	<b>14</b>
3.3.1. Influência da geometria da matriz de ECA .....	15
3.3.2. Rotas do processo de ECA .....	20
3.3.3. Número de passes .....	21
3.3.4. Velocidade de extrusão .....	22
3.3.5. Temperatura de extrusão .....	23
3.3.6. Comportamento mecânico após o processo ECA.....	24
3.3.7. Evolução microestrutural na ECA.....	25
<b>3.4. Extrusão em Canal Angular com Torção (ECA-T)</b> .....	<b>27</b>
3.4.1. Rotas de deformação do processo ECA-T .....	31
3.4.2. Ângulos da zona de torção na ECA-T .....	32
3.4.3. Esforços mecânicos no processo ECA-T .....	34
3.4.4. Refinamento de grão na ECA-T .....	35
<b>3.5. Simulação numérica no projeto da matriz de ECA-T</b> .....	<b>36</b>
3.5.1. Discretização por elementos finitos .....	37
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>40</b>
<b>4.1. Materiais</b> .....	<b>40</b>
<b>4.2. Geometria da matriz ECA-T original</b> .....	<b>41</b>
<b>4.3. Processo experimental de extrusão na matriz ECA-T original</b> .....	<b>42</b>
<b>4.4. Preparação metalográfica e medidas de dureza após ECA-T</b> .....	<b>43</b>
<b>4.5. Simulação numérica do processo ECA-T</b> .....	<b>44</b>

<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	<b>49</b>
<b>5.1. Processamento e simulação numérica na matriz original de ECA-T..</b>	<b>49</b>
5.1.1. Processamento na matriz original ECA-T.....	49
5.1.2. Análise microestrutural e de dureza pós-ECA-T na matriz original .....	51
5.1.3. Simulação numérica na matriz ECA-T original .....	61
<b>5.2. Simulação numérica da matriz de ECA-T com as geometrias propostas</b> .....	<b>63</b>
<b>5.3. Matriz-protótipo de ECA-T</b> .....	<b>73</b>
<b>6. CONCLUSÕES</b> .....	<b>77</b>
<b>7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b> .....	<b>78</b>
<b>8. REFERÊNCIAS</b> .....	<b>79</b>

## 1. INTRODUÇÃO

O controle sobre o tamanho do grão é uma das principais maneiras utilizadas para projetar materiais com as propriedades mecânicas desejadas. A maioria das propriedades, como a resistência e tenacidade, são influenciados pela redução do tamanho do grão. Portanto, desenvolver processos viáveis para o refinamento de microestruturas permanece como um campo abrangente de pesquisa e desenvolvimento. Um possível método não-convencional para o refinamento da microestrutura de metais e ligas é o processo de Deformação Plástica Severa (DPS), um princípio que é tão antigo quanto a própria metalurgia.

Os processos de DPS são bastante utilizados para impor elevado grau de deformação plástica em metais e ligas para obter uma microestrutura ultrafina, atingindo, muitas vezes, tamanhos médios menores que 1  $\mu\text{m}$ , que em processos tradicionalmente utilizados como forjamento, laminação e extrusão estão limitados a alguns micrometros.

As principais técnicas utilizadas em estudos de DPS são: Torção sob Alta Pressão (TAP), Conformação Cíclica em Matriz Fechada (CCMF), Laminação Acumulada (LA) e Extrusão em Canal Angular (ECA), que têm como principal objetivo aumentar a resistência mecânica mantendo certo nível de ductilidade e tenacidade, sem alterar significativamente a geometria inicial. Os processos tradicionais não conseguem obter essas características, principalmente por limitações de geometria e/ou espessura. Portanto, estudar e desenvolver técnicas de DPS, incluindo a ECA, são os motivadores principais para uso em projetos com maior viabilidade prática.

A ECA é um processo de DPS que impõe um certo grau de deformação no material principalmente por cisalhamento. O processo consiste em forçar a passagem de um tarugo do material por dois canais sequenciais de mesma seção transversal e que formam um dado ângulo entre si. Em ECA, as variáveis de processamento podem ser avaliadas por simulação numérica, na intenção de obter uma previsão da evolução microestrutural do material e investigar a distribuição de tensões, deformações e taxa de deformação para buscar resultados que auxiliem no projeto e dimensionamento da matriz.

Diversos processos de ECA foram propostos com o objetivo de aumentar o grau de deformação por passe. Um dos modelos de matriz proposto contém também uma zona em que o tarugo é torcido, aplicando-se também um cisalhamento, no processo denominado de ECA-T. O modelo da matriz coloca uma torção de até 90° depois ou antes do cotovelo do canal angular para alcançar resultados melhores do que o modo tradicional de ECA. O objetivo é diminuir o número de passes para alcançar grandes deformações e intenso refinamento microestrutural, podendo assim, reduzir o tempo de processo.

Neste trabalho, a partir de uma matriz já construída de ECA-T, foi avaliada a influência de parâmetros relativos à geometria da matriz, de modo que esta possa ser otimizada para se obter maior grau de deformação por passe, resultando em microestruturas mais refinadas com menor número de passes em comparação com a ECA convencional. Para tanto, propôs-se nessa pesquisa, aplicar métodos de simulação numérica baseados em modelos de elementos finitos, para estimar tensões e deformações envolvidas no processo. Por fim, foi proposta uma nova matriz com geometria otimizada para ECA-T. Dessa maneira, espera-se contribuir com o avanço da tecnologia DPS por meio de um estudo da ECA-T com potencial para aplicações industriais em larga escala.

## 2. OBJETIVOS

### 2.1. Objetivos gerais

O principal objetivo deste trabalho foi desenvolver o projeto mecânico de uma matriz-protótipo de ECA-T, avaliando a influência de parâmetros geométricos na deformação equivalente por passe. Além disso, objetivou-se avaliar a eficiência do processo em termos de homogeneidade de deformação e esforços de conformação utilizando simulação numérica por elementos finitos.

### 2.2. Objetivos específicos

Este estudo, motivado pelo desenvolvimento pioneiro no cenário nacional de um projeto mecânico de matrizes combinando ECA e torção, tem como objetivos específicos:

- Avaliar a influência da geometria do canal da matriz original (pré-existente) de ECA-T na evolução microestrutural e na homogeneidade de deformação utilizando cobre comercialmente puro e a liga Cu-0,7Cr-0,07Zr;
- Aplicar métodos de elementos finitos em software de simulação numérica (Deform®) para mensurar tensões e deformações envolvidas no processamento com a matriz ECA-T original;
- Realizar uma série de simulações numéricas variando-se a geometria do canal na zona de torção, de forma a otimizar a deformação imposta por passe, combinando melhor homogeneidade na distribuição das tensões e deformações e menor carga de prensagem;
- Propor uma matriz otimizada de ECA-T, baseada nos resultados de simulação e experimentais encontrados.

### 3. REVISÃO DE LITERATURA

#### 3.1. Princípios da Deformação Plástica Severa – DPS

Os processamentos por Deformação Plástica Severa – DPS vêm se estabelecendo como rotas não-convencionais e inovadoras de processamento mecânico de metais e ligas. São técnicas pelas quais é possível atingir alto grau de deformação plástica e o refinamento de grão é mais intenso do que nos processos tradicionais, como forjamento, laminação, extrusão e trefilação. Além disso, os materiais obtidos via DPS podem ser utilizados como materiais estruturais avançados e funcionais (1).

Recentemente, houve um interesse considerável na produção de materiais com tamanhos de grãos menores do que os que podem ser alcançados, por exemplo, na laminação convencional. A principal consequência do refinamento do tamanho do grão é o aumento da resistência à tração, embora a ductilidade e tenacidade possam ser reduzidas (2).

Os materiais processados por DPS podem ser nanocristalinos (> 100 nm) ou de granulação ultrafina (> 1  $\mu$ m) e apresentam, em geral, elevada resistência mecânica, mantendo certa ductilidade (3). Duas abordagens foram desenvolvidas para classificar os processos DPS na produção de materiais ultrafinos (“Ultrafine Grained Materials” – UFG), que são as rotas: “bottom-up” e “top-down” (4).

A rota “bottom-up” ou “de baixo para cima” é adotada na fabricação de materiais UFG a partir de átomos individuais ou por consolidação de partículas (ou pós) nanométricas. A rota “top-down”, ou “de cima para baixo”, consiste na redução do tamanho de grão a partir de um tamanho de grão mais grosseiro, até uma microestrutura UFG (4). Uma das técnicas para obter grãos de escala sub-micrométrica e/ou nanométrica via abordagem “top-down” é a Extrusão em Canal Angular (ECA), uma das principais rotas DPS (5).

Como o objetivo básico da ECA é o refinamento de grão, é importante estabelecer uma correlação entre esta medida e as propriedades mecânicas. A relação de Hall-Petch, mostrada na Equação 3.1, relaciona a tensão de escoamento e o tamanho médio de grão em materiais metálicos:

$$\sigma_e = \sigma_0 + K'.D^{-1/2} \quad (3.1)$$

$\sigma_e$  é a tensão de escoamento,  $\sigma_0$  é a tensão necessária para mover as discordâncias,  $K'$  é uma constante do material e  $D$  é o tamanho médio de grão. Embora bastante utilizada, a equação de Hall-Petch é limitada por tamanhos de grão muito finos ou muito grosseiros, porém é útil para materiais com tamanhos usuais de grão entre 10  $\mu\text{m}$  e 100  $\mu\text{m}$  (6).

Portanto, a relação de Hall-Petch prevê que a tensão de escoamento aumenta com o inverso da raiz quadrada do tamanho do grão (7). A Tabela 3.1 mostra valores da constante  $K'$  para diversos materiais e indica a eficiência da redução do tamanho de grão em relação ao aumento da tensão de escoamento. Comparando-se os valores de  $K'$  para o alumínio e o aço de baixo carbono, nota-se que se deve reduzir bastante o tamanho de grão do alumínio para conseguir um grande aumento na tensão de escoamento e, para o aço, apenas com uma pequena redução já se obtém aumento significativo na resistência mecânica.

Tabela 3.1 - Valores de  $K'$ , constante utilizada na equação de Hall-Petch.

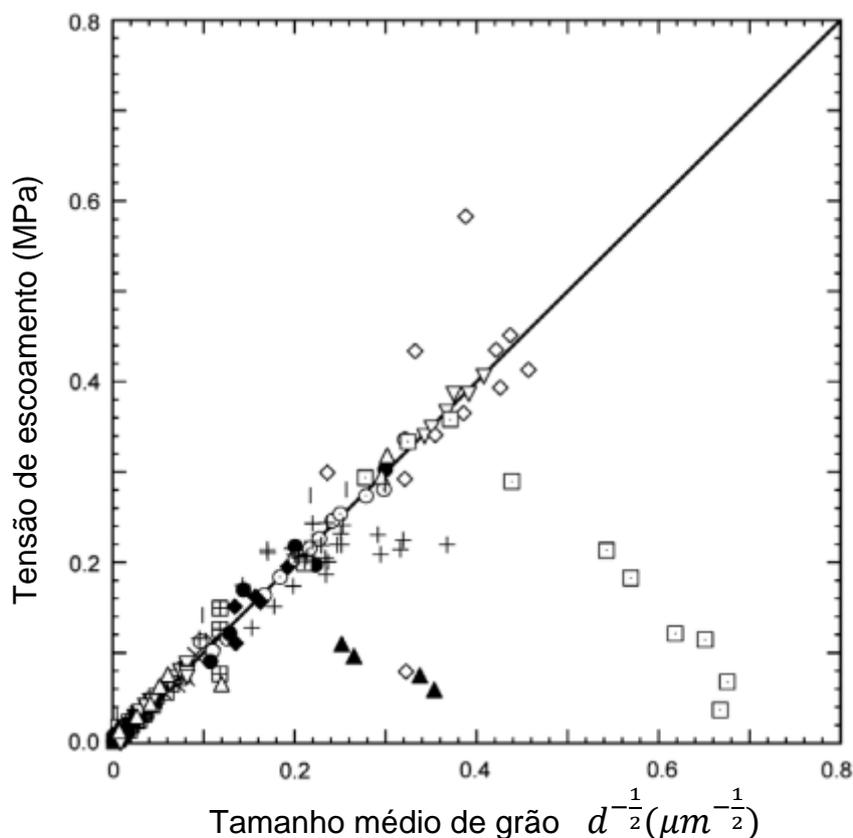
<b>Material</b>	<b><math>K'</math> (MPa. <math>m^{1/2}</math>)</b>	<b>Estrutura cristalina</b>
Alumínio	0,068	CFC
Aço de baixo carbono	0,307	CCC
Magnésio	0,279	HC
Cobre	0,112	CFC
Titânio	0,403	HC
Molibdênio	0,583	CCC
Zinco	1,768	HC

Fonte: (8).

O estudo proposto por Pander e Cooper (9) concluiu que a tensão de escoamento e a dureza dos materiais nanocristalinos podem ser de 2 a 10 vezes maiores que os policristalinos de granulação grosseira com a mesma composição química. Na faixa de tamanho de grãos de cerca de 100 nm, a

tendência da tensão de escoamento se desvia um pouco da relação clássica de Hall-Petch (dada pela equação 3.1) e a tensão de escoamento pode depender do modo de processamento. Os dados apresentados na Figura 3.1 mostram o valor da tensão de escoamento em função do tamanho de grão médio para diferentes materiais. Para tamanhos de grão relativamente grandes,  $K'$  é próximo de 0,5.

Figura 3.1 - Relação entre tensão de escoamento e tamanho de grão para diferentes materiais.

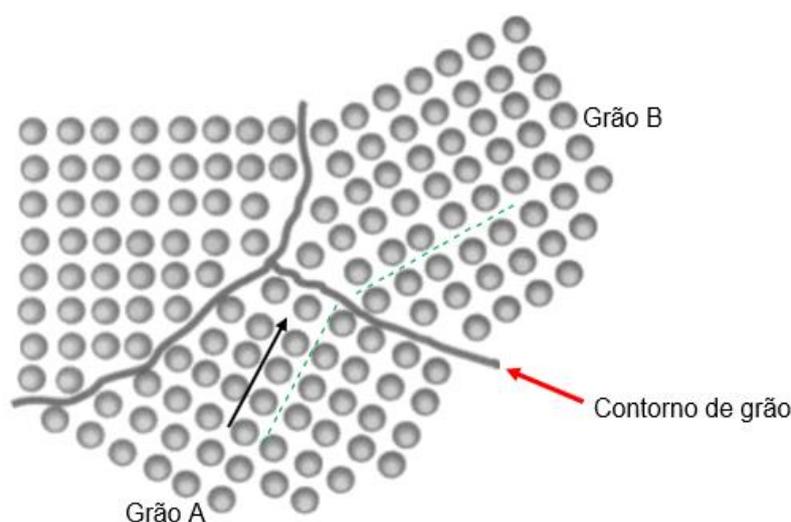


Fonte: (9).

Para se entender a razão pela qual o refinamento de grão leva ao aumento de resistência nos materiais, deve-se considerar que grãos adjacentes normalmente têm orientações cristalográficas diferentes e um contorno de grão existe entre os grãos. Durante a deformação plástica, o movimento de deslizamento deve ocorrer através destes contornos, ou seja, do grão A ao grão B como mostra a Figura 3.2. O contorno de grão atua como uma barreira ao movimento de discordâncias móveis. Uma vez que dois grãos têm orientações diferentes, uma discordância que passa do grão A para o grão

B terá que mudar sua direção de deslizamento, isso se torna mais difícil à medida que a desorientação cristalográfica aumenta. A desordem atômica dentro de uma região de contorno de grão resultará em uma descontinuidade de planos de deslizamento de um grão para o outro. Deve ser mencionado que, para contornos de grão de alto ângulo, as discordâncias podem ser empilhadas no contorno, o que introduz concentrações de tensão nessa região, podendo ativar fontes de discordâncias nos grãos adjacentes (10).

Figura 3.2 - Representação esquemática dos contornos de grão que atuam como uma barreira para o deslizamento de discordâncias móveis.



Fonte: Modificado pelo autor de (10) .

Então, um material com tamanho médio de grão menor é mais resistente do que um material com grãos mais grosseiros, porque possui uma área superficial total de contornos de grão maior, reduzindo o livre caminho médio das discordâncias e dificultando sua movimentação.

Além disso, durante os processos de DPS, ocorre o efeito de endurecimento por encruamento. Encruamento é quando um material se torna mais duro e resistente após ser submetido à deformação plástica (10). Também pode ser chamado de endurecimento por trabalho a frio, quando realizado abaixo da temperatura de recristalização do material (~50% da temperatura de fusão). Durante a deformação plástica ocorre movimentação, interação, criação e aniquilação de defeitos, principalmente de discordâncias.

Assim, a densidade de discordâncias aumenta com a deformação plástica e, conseqüentemente, a distância média de separação entre elas se reduz. O resultado é a restrição na movimentação das discordâncias e o aumento na resistência à deformação do metal, aumento da dureza, redução da ductilidade e aumento da tensão de escoamento (6). Portanto, o aumento de resistência advém do aumento da densidade de defeitos, principalmente de discordâncias, que leva à redução do livre caminho médio para seu deslizamento e, portanto, são necessárias tensões cada vez maiores para que se possa continuar deformando um material.

Os mecanismos de deformação de metais de estrutura CFC envolvem, principalmente, o deslizamento e escalagem de discordâncias móveis. No primeiro mecanismo, as discordâncias podem empilhar-se em contornos de grão, deformando-os e aumentando sua superfície pela formação de degraus. As discordâncias também podem se interceptar, como, por exemplo, as discordâncias em hélice com degraus, as quais emitem lacunas distorcendo a rede e reduzindo a mobilidade das discordâncias. As discordâncias de sinais opostos e planos paralelos podem formar linhas de átomos auto intersticiais que, por sua vez, dificultam o movimento de discordâncias móveis no material (6).

Já o segundo mecanismo, parecido com a escalagem de discordâncias, ocorre predominantemente em altas temperaturas, pois depende da difusão atômica. Quando uma tensão de compressão é aplicada, uma discordância aresta pode se movimentar por escalagem (escalagem positiva). No caso da tensão aplicada ser de tração, a discordância pode “descer” (escalagem negativa). Ambas as escalagens geram lacunas, diferindo apenas no sentido de formação de lacunas.

Outros mecanismos podem estar presentes na deformação de metais e ligas, como a maclagem, difusão e deslizamento de contornos de grãos, os quais ocorrem em condições específicas de encruamento, carregamento e/ou temperatura (6).

### 3.2. Processos de DPS

Os processos de DPS, em geral, consistem em modificar a microestrutura sem modificar significativamente a seção transversal do material processado, aumentando sua resistência mecânica em virtude do encruamento e refinamento de grãos e subgrãos. Durante o processamento por DPS, o estado de tensões a ser alcançado e mantido durante o processamento é a pressão hidrostática. Esse estado de tensões é importante para alcançar as elevadas densidades de defeitos na microestrutura dos materiais processados, obtendo-se um refinamento significativo de grão, sem reduzir ou alterar a seção transversal do material processado. A eficiência do processo é influenciada pelos seguintes critérios:

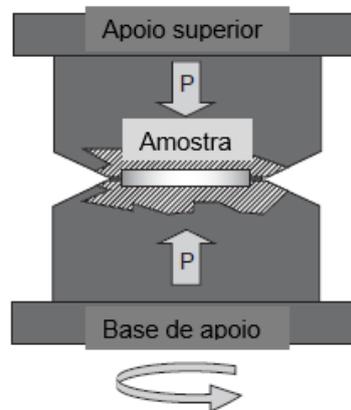
- Tensão de cisalhamento severa: alguns fatores que influenciam na tensão de cisalhamento são o número de passes no material durante o processo e a geometria da matriz (se houver) (11);
- Temperatura de processamento: a temperatura deve ser mantida abaixo da temperatura de recristalização do material, isto é, inferior a 40-50% da sua temperatura de fusão (12). Os mecanismos de refinamento de grão que ocorrem também dependem de outros fatores, como o valor de energia de falha de empilhamento, tamanho do grão inicial e histórico de deformação (11).

A seguir, são apresentadas algumas técnicas de DPS e suas aplicações.

#### 3.2.1. Torção sob Alta Pressão

O processamento por TAP (ou HPT - "High Pressure Torsion"), como mostra a Figura 3.3, é geralmente conduzido usando um disco fino que é colocado entre bases de apoio maciças, submetido a uma pressão  $P$ , e então cisalhado por meio da rotação de uma das bases de apoio (13).

Figura 3.3 - Representação esquemática do processo de torção sob alta pressão.



Fonte: (13).

A deformação equivalente no processo de TAP pode ser estimada pela Equação 3.2 (13):

$$\varepsilon_{eq} = \frac{2\pi Nr}{h\sqrt{3}} \quad (3.2)$$

Sendo  $N$  o número de voltas,  $r$  o raio e  $h$  a altura (ou espessura do disco).

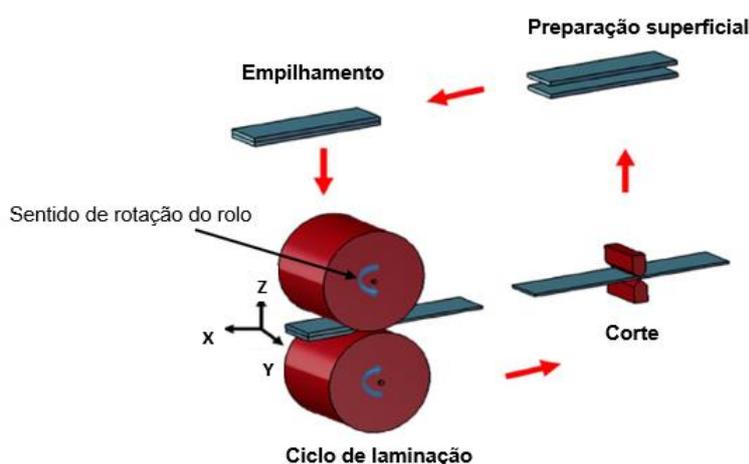
Experimentos foram realizados para avaliar a evolução da dureza e da microestrutura em temperatura ambiente com a liga Al-0,6Mg-0,4Si (14). A TAP foi conduzida sob uma pressão de 6,0 GPa, atingindo até 20 voltas. Os resultados indicaram que o processamento levou ao refinamento microestrutural e à um aumento na dureza até um valor de saturação.

A vantagem desse processo é a possibilidade de aplicar uma variação contínua no grau de deformação plástica por cisalhamento. Também pode ser aplicado em materiais relativamente frágeis ou de alta resistência. As desvantagens incluem a dificuldade para produzir peças de grandes dimensões e em ser aplicado em escala industrial com elevada produtividade. Por fim, o material processado por TAP apresenta heterogeneidades na distribuição de deformação, sendo necessário aplicar vários ciclos para se atingir uma homogeneidade satisfatória.

### 3.2.2. Laminação Acumulada

O ARB (“Accumulative Roll Bonding”), ou laminação acumulada (LA), é um dos métodos de DPS utilizado para alcançar grandes deformações em materiais metálicos, obtendo-se grãos ultrafinos com menos de 1  $\mu\text{m}$  e que pode ser realizado em várias ligas (15). O material é deformado por laminação seguindo sucessivos ciclos de empilhamento, corte e laminação com redução de espessura próximo de 50% em cada passe de laminação, como mostra a Figura 3.4.

Figura 3.4 - Processo de laminação acumulada, mostrando as etapas de laminação (redução de 50% da espessura), corte, preparação superficial, empilhamento e novo ciclo de laminação.



Fonte: (15).

Para determinar a deformação plástica equivalente no processo ARB é utilizada a Equação 3.3 (15):

$$\varepsilon_{eq} = N \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left( \frac{t_0}{t} \right) \quad (3.3)$$

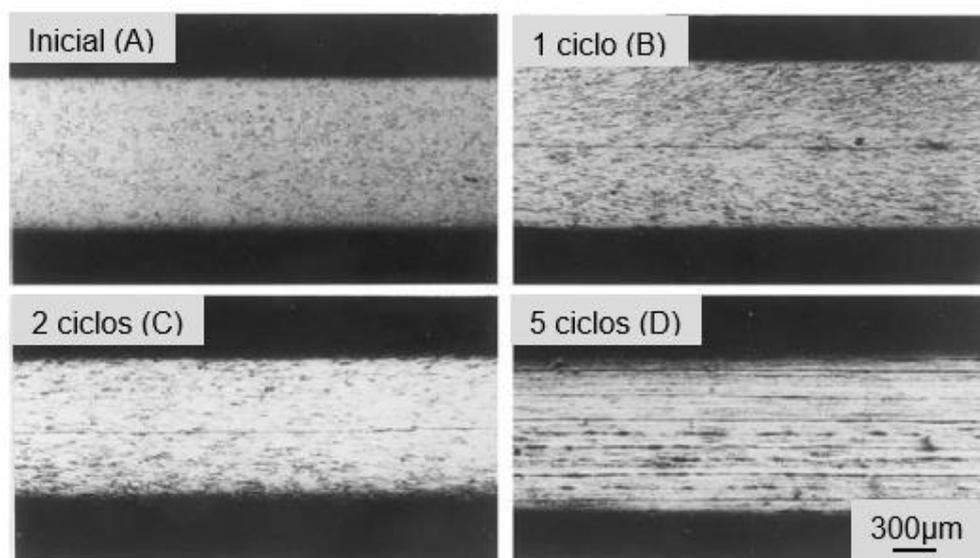
Sendo  $t_0$  a espessura inicial,  $t$  a espessura após a laminação e  $N$  o número de ciclos.

Assim, o processo ARB causa refinamento de grãos induzido pela deformação plástica. O mecanismo é o efeito da deformação severa por cisalhamento logo abaixo da superfície, introduzida pelo atrito entre a peça de

trabalho e o rolo do laminador. Esta deformação por cisalhamento aumenta significativamente a partir do valor calculado pela Equação 3.3 e promove o refinamento do grão (16).

A Figura 3.5 mostra a microestrutura de um compósito Al/WO (reforço com 3% em peso) processado por ARB. Na Figura 3.5 (a) está o material antes da operação. A partir do primeiro ciclo, como mostrado a Figura 3.5 (b), é possível observar uma interface. Nos ciclos seguintes, ocorre sucessivamente o aumento do número de interfaces ou camadas acumuladas no ARB. Após 5 ciclos, toda a seção do material apresenta grãos refinados e alongados na direção de laminação (16).

Figura 3.5 - Microestrutura da seção transversal do compósito Al/WO antes e após processamento por ARB.



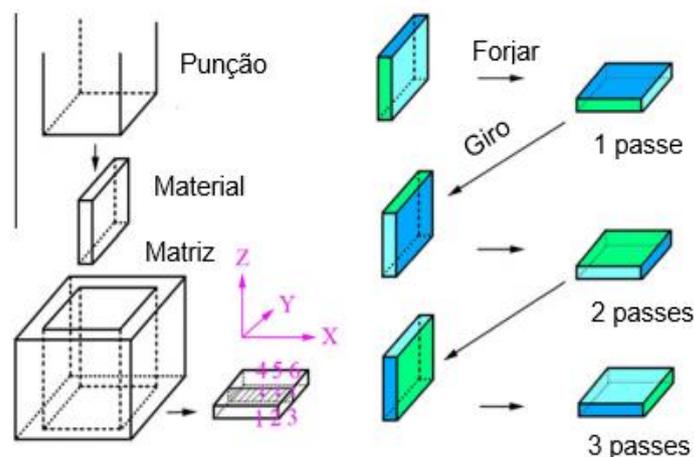
Fonte: (16).

A vantagem desse processo, que o difere de outros métodos de DPS, é a possibilidade do efeito da deformação por cisalhamento severa logo abaixo da superfície, introduzido por atrito entre o material processado e o laminador em condições sem lubrificação. Essa deformação aumenta significativamente a deformação equivalente pelo valor calculado pela Equação 3.3 e promove refinamento de grão. Outra vantagem é a possibilidade de produção contínua e em larga escala. A maior desvantagem é que pode introduzir interfaces pouco aderidas entre si, reduzindo a resistência e ductilidade (16).

### 3.2.3. Conformação cíclica em matriz fechada

A conformação cíclica em matriz fechada, CCMF (“Cyclic Closed Die Forging” - CCDF), como mostrado na Figura 3.6, é um processo de DPS que impõe altas deformações em cada passagem e podendo utilizar uma variedade de materiais, incluindo ligas difíceis de deformar sem fratura por outros processos. A CCMF consiste em impor uma compressão cíclica em um tarugo, geralmente utilizando formato retangular e resultando em uma redução de até 50% na altura inicial. Após o primeiro passe, o tarugo é girado e colocado verticalmente, assim mantendo sua forma inicial, e o processo é repetido um determinado número de vezes (17).

Figura 3.6 - A representação esquemática do processo de conformação cíclica em matriz fechada – CCDF.



Fonte: (18)

A deformação equivalente ( $\varepsilon_{eq}$ ) alcançada neste processo pode ser calculada pela Equação 3.4 (17):

$$\varepsilon_{eq} = N \cdot \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left( \frac{H}{W} \right) \quad (3.4)$$

Sendo  $N$  o número de ciclos,  $H$  a altura e  $W$  a largura do material processado.

Liao et al (19) realizaram um experimento com magnésio contendo nanopartículas de SiC (AZ91-0,5% SiC) e que foi processado em duas etapas

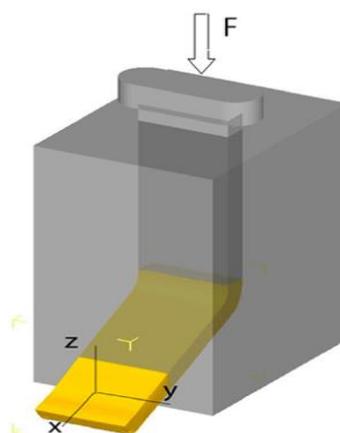
de CCMF: uma em temperatura de 400 °C utilizando 3 passes e outra em temperatura de 300 °C e 2 passes. Após o processamento, o tamanho médio de grão diminui significativamente de aproximadamente 23  $\mu\text{m}$  para 2,5  $\mu\text{m}$ . Comparando-se as amostras observadas, a deformação é relativamente homogênea e o processo é favorável para a produção de microestruturas ultrafinas.

### 3.3. Extrusão em Canal Angular

A Extrusão em Canal Angular (ECA) foi desenvolvida por Segal e colaboradores na extinta União Soviética, em meados de 1970, e é um dos processos de DPS mais populares (20). Entre os diferentes processos de DPS, a ECA tem várias vantagens em relação aos outros métodos, como maior precisão dimensional e geometria simples da matriz (21).

Essa tecnologia, como é mostrada na Figura 3.7, consiste em forçar um material metálico, podendo ser um tarugo de seção cilíndrica, quadrada ou retangular, em um canal formado por dois segmentos que formam um ângulo entre si e a deformação ocorre por cisalhamento simples (22).

Figura 3.7 - Esquema de uma matriz para o processamento de chapas por ECA.

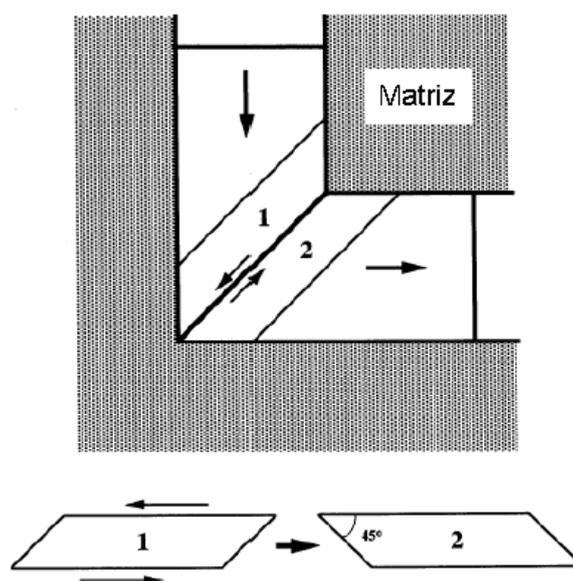


Fonte: (22)

O material, ao mudar a direção de extrusão entre os canais, é submetido a altas tensões de cisalhamento ocorrendo o escorregamento e a

movimentação de defeitos. Como consequência, há a redução do diâmetro médio dos grãos e aumento da resistência mecânica. Como mostra a Figura 3.8, no ponto onde acontece o cisalhamento simples, o material mantém sua geometria da seção transversal, o que é uma das vantagens deste processo. Esta figura ilustra um elemento chamado de 1 que, depois de passar pela mudança de direção de extrusão, fica com o formato do elemento 2. As setas mostram o cisalhamento que ocorre na ECA (23).

Figura 3.8 - Apresentação do esquema de cisalhamento do material pelo canal da matriz ECA.

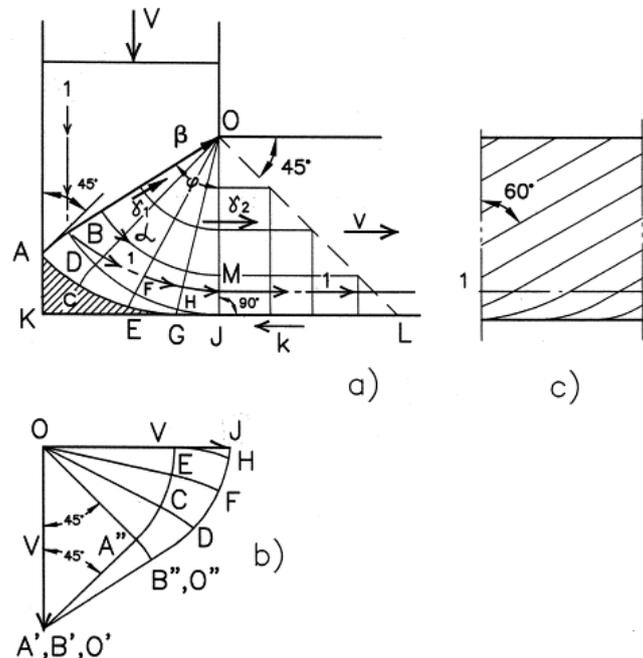


Fonte: (23)

### 3.3.1. Influência da geometria da matriz de ECA

No processamento por ECA, a deformação é complexa devido ao atrito nos canais causada pelas diferentes condições de processamento. Normalmente, os tarugos são lubrificados e introduzidos no canal da matriz. No exemplo mostrado na Figura 3.9, obtido por simulações por elementos finitos, o esmagamento do material no cotovelo da matriz causa heterogeneidades de deformação ao longo do tarugo processado (24).

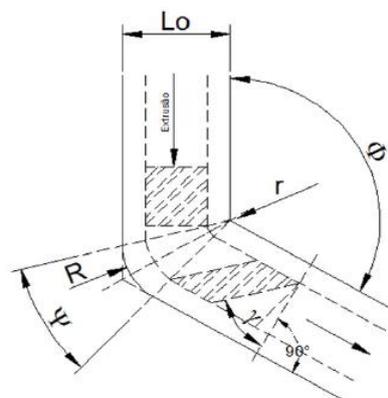
Figura 3.9 - Defeito nas linhas de escorregamento. (a) Resultado do esmagamento; (b) Alteração nas linhas de deslizamento; (c) Efeito da alteração.



Fonte: (24).

No projeto mecânico de uma matriz de ECA são críticos os ângulos entre canais ( $\varphi$ ) e o ângulo da curvatura formado pelo arco de concordância entre canais ( $\psi$ ) (22). A Figura 3.10 ilustra tais ângulos.

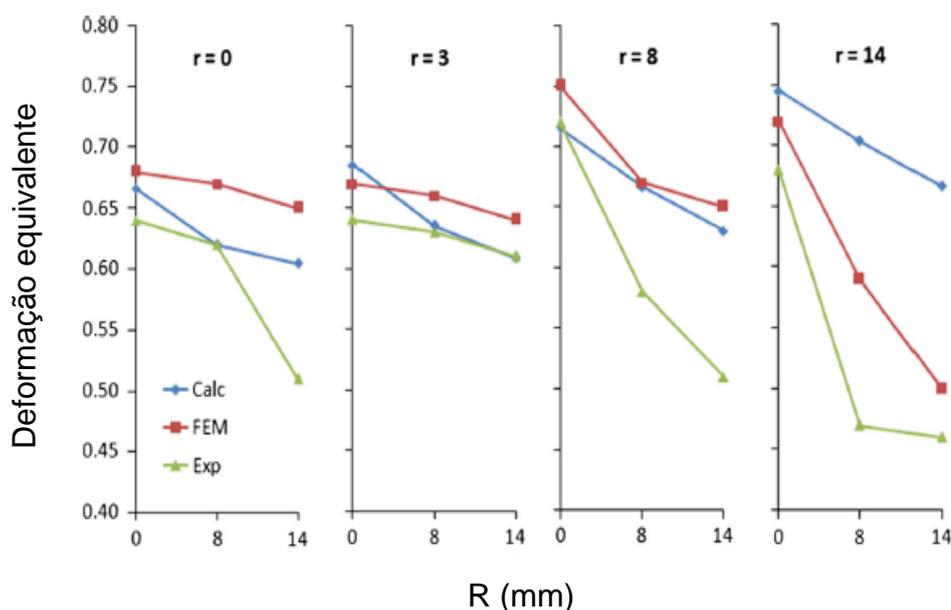
Figura 3.10 - Variáveis geométricas na matriz de ECA e esquematização da deformação por cisalhamento em um elemento durante sua passagem pela matriz.



Fonte: (22).

A distribuição de deformação também depende dos raios de curvatura externo ( $R$ ) e interno ( $r$ ). Os raios estão relacionados à deformação do tarugo: quanto maior o raio  $R$ , menores serão as forças de prensagem. Determinar uma combinação desses raios é importante para obter um processo com menor força de prensagem e melhor homogeneidade na deformação. Alguns resultados são mostrados na Figura 3.11, sobre a deformação equivalente para cada um dos doze pares de comparação nos raios  $R - r$ . Esses resultados foram estimados utilizando a equação de Iwahashi (25), simulação por elementos finitos e ensaios experimentais. A relação entre a deformação equivalente e a geometria do canal mostra que a deformação é reduzida pelo aumento do raio ( $R$ ), enquanto o raio ( $r$ ) aumenta a deformação imposta no material processado (26).

Figura 3.11 - Efeito de ambos os raios de curvatura externo ( $R$ ) e interno ( $r$ ) na matriz ECA. Raios em mm.



Fonte: (26).

Segal (24) propôs duas expressões analíticas, dadas pelas Equações 3.5 e 3.6, para estimar o grau de deformação influenciado pelo ângulo  $\phi$  da matriz. Em seguida, uma forma modificada foi proposta por Iwahashi (25), para determinar a severidade do efeito do ângulo de curvatura ( $\psi$ ) e a deformação

efetiva ( $\varepsilon_n$ ) por passe. A deformação cisalhante  $\gamma$ , e a deformação efetiva  $\varepsilon_n$ , para o processo foram consideradas como deformação por cisalhamento simples. A deformação total é dada pelo número de passes  $N$  e o ângulo entre canais ( $\varphi$ ) na Equação 3.5.

$$\varepsilon_n = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[ 2 \cot\left(\frac{\varphi}{2}\right) \right] \quad (3.5)$$

$$\gamma = 2 \cot\left(\frac{\varphi}{2}\right) \quad (3.6)$$

A Equação 3.7 mostra o valor de deformação equivalente no material processado em cada passagem. A magnitude da deformação de cisalhamento após uma passagem na ECA é descrita pela Equação 3.8. Com essa equação, é possível estimar a deformação equivalente conhecendo os ângulos  $\varphi$  e  $\psi$ . A Figura 3.12 mostra o efeito dos ângulos na evolução da deformação equivalente para valores de  $45^\circ < \varphi < 180^\circ$  e  $0^\circ < \psi < 90^\circ$  (27), (28), (29).

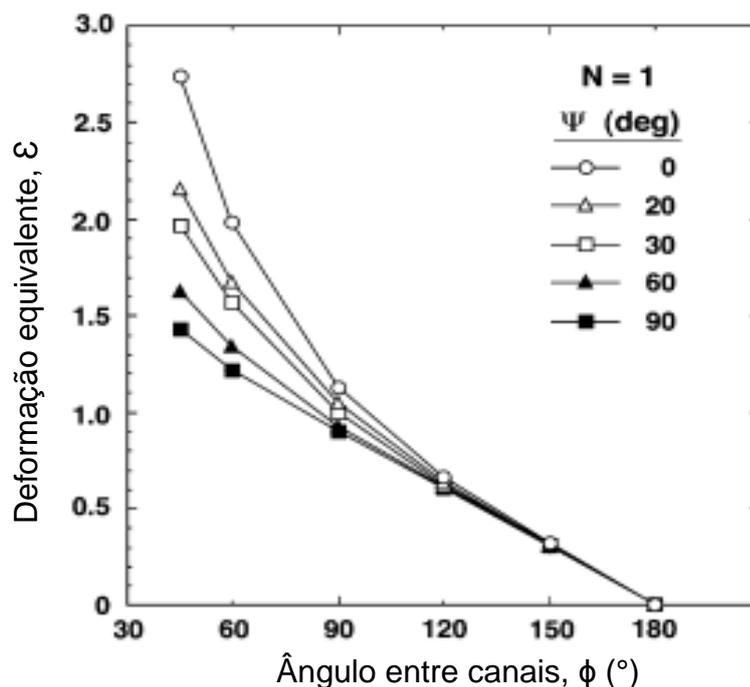
$$\gamma = \left[ 2 \cot\left(\frac{\varphi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) + \psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\varphi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) \right] \quad (3.7)$$

Pode-se ainda considerar o critério de Von Mises (Equação 3.8), e determinar a deformação equivalente com os ângulos  $\varphi$  e  $\psi$  (Equação 3.9).

$$\varepsilon_{eq} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \quad (3.8)$$

$$\varepsilon_{eq} = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[ 2 \cot\left(\frac{\varphi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) + \psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\varphi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) \right] \quad (3.9)$$

Figura 3.12 - Variação da deformação equivalente ao longo de uma faixa angular de  $\Psi$  para vários valores de  $\phi$ .

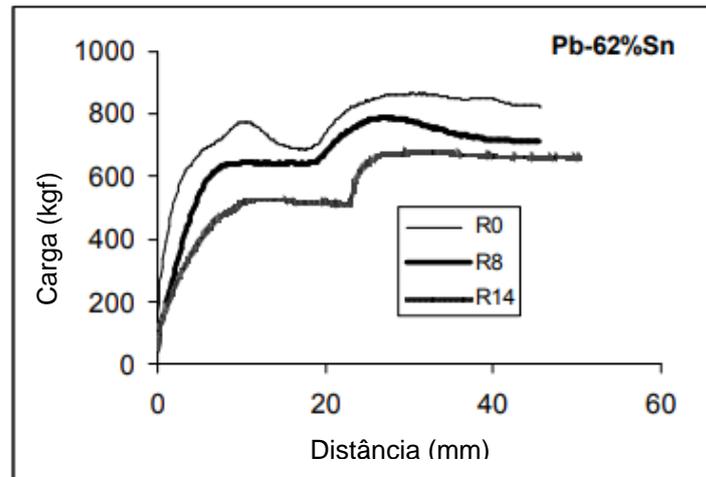


Fonte: (30)

Geralmente, as matrizes são construídas com o ângulo  $\phi$  entre  $90^\circ$  e  $120^\circ$ . Com os resultados obtidos na prática, a variação do ângulo tem influência na homogeneidade da distribuição da deformação equivalente ao longo do tarugo extrudado.

Nas matrizes ECA, um bom desenvolvimento das relações dos ângulos significa deformação mais homogênea e, também, a capacidade de extrudar materiais difíceis de deformar. Uma outra questão no processo é a carga necessária para realizar a extrusão. A Figura 3.13 mostra a evolução da carga durante o processo ECA e o efeito do raio externo (31).

Figura 3.13 - Evolução da força de prensagem durante o processo ECA, com tarugo de liga Pb-62Sn, para diferentes valores de R.

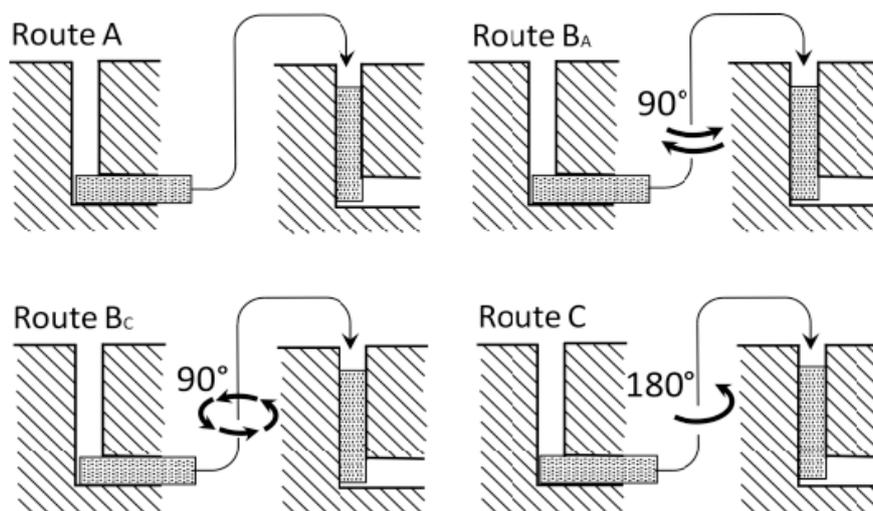


Fonte: (31).

### 3.3.2. Rotas do processo de ECA

As rotas de processamento que influenciam a microestrutura e tamanho de grãos na ECA são denominadas de A, B<sub>A</sub>, B<sub>C</sub> e C e estão ilustradas na Figura 3.14.

Figura 3.14 - Rotas fundamentais no processo ECA.



Fonte: (32).

Essas quatro rotas geram diferentes microestruturas de cisalhamento. O material na rota A tem a mesma posição de passagem, sem girar o tarugo

entre os passes consecutivos. A peça gira  $90^\circ$  em um dado sentido (por exemplo, sentido horário) e, para o segundo passe, é feito em  $90^\circ$  no sentido oposto que resultam na rota  $B_A$ . Na rota  $B_C$  uma rotação de  $90^\circ$  sempre no mesmo sentido para todos os passes é realizada. Na rota C, a peça gira  $180^\circ$  a cada passe no processo ECA (32).

Diferentes sistemas de deslizamento de discordâncias são ativados em função da rota escolhida (33). Utilizando a rota A como exemplo, observa-se que a deformação se dá pelo alongamento da microestrutura no plano X, alongamento com rotação no plano Y e sem alteração no plano Z. A Figura 3.15 mostra as diferentes formas de deformação para um elemento cúbico em cada passe para cada uma das rotas consideradas no processo ECA.

Figura 3.15 - Deformações elementares para quatro diferentes rotas de processamento ECA.

Rota	Plano	Nº de passes								
		0	1	2	3	4	5	6	7	8
A	X	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Y	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Z	□	□	□	□	□	□	□	□	□
$B_A$	X	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Y	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Z	□	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
$B_C$	X	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Y	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Z	□	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
C	X	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Y	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Z	□	□	□	□	□	□	□	□	□

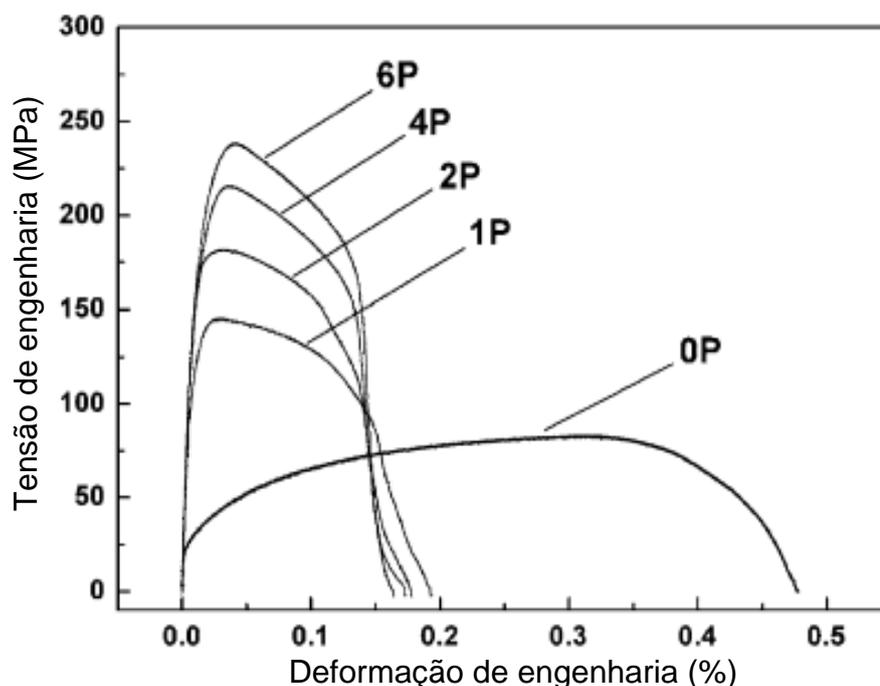
Fonte: (34)

### 3.3.3. Número de passes

A deformação é proporcional ao número de passes do material na matriz, quanto mais passes são realizados, tem-se uma maior deformação acumulada, o que eleva o grau de encruamento e aumento de dureza. A Figura 3.16 apresenta curvas tensão-deformação para uma liga Al-Cu, com até 6

passes - 6P. Nota-se que a resistência do material aumenta com o aumento do número de passes, de aproximadamente em 83 MPa para 239 MPa, próximo a 3 vezes em relação ao valor inicial.

Figura 3.16 - Curva tensão x deformação de engenharia da liga de Al-Cu após diferentes números de passes em ECA.

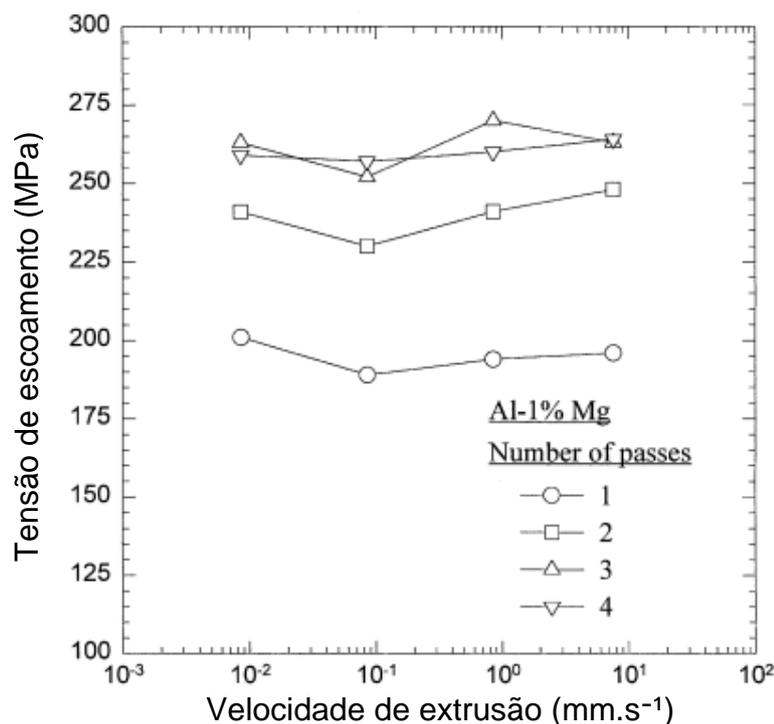


Fonte: (35)

#### 3.3.4. Velocidade de extrusão

Para a conformação via ECA, normalmente se utiliza uma prensa hidráulica com alta capacidade de prensagem, porém com limitada velocidade de acionamento. No experimento de Berbon e seus colaboradores (36) foi realizado um experimento com uma liga de Al-1Mg e com velocidades de extrusão variando de  $10^{-2}$  a  $10$  mm.s<sup>-1</sup>. A Figura 3.17, mostra que a velocidade de prensagem não tem influência significativa no tamanho de grão final. Como pode ser visto, a tensão de escoamento variou pouco em relação à velocidade de extrusão e o aumento na tensão de escoamento foi influenciado pelo número de passes do material na matriz.

Figura 3.17 - Variação da tensão de escoamento com a velocidade de prensagem para a liga Al-1Mg, após 4 passes de ECA.



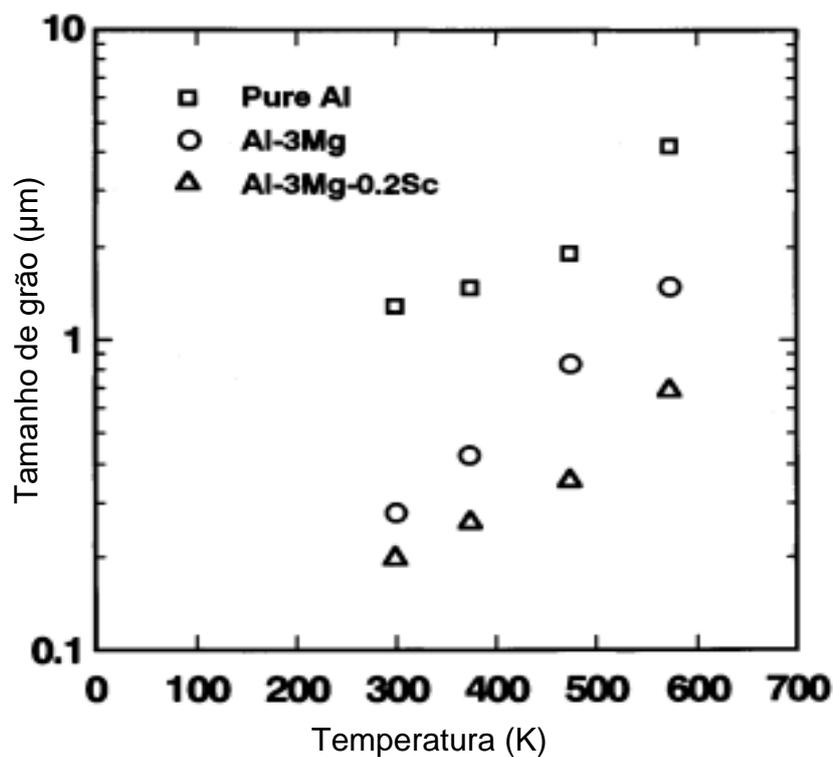
Fonte: (36)

### 3.3.5. Temperatura de extrusão

Experimentos usando amostras de Al puro, da liga Al-3Mg e da liga Al-3Mg-0,2Sc, em temperaturas de até 573 K, mostraram dois efeitos importantes da temperatura no processo ECA. O primeiro é que o tamanho do grão tende a aumentar com o aumento da temperatura de extrusão, e o segundo é o refinamento de grão pode ser alcançado em todas as temperaturas, como indicado na Figura 3.18. No entanto, há uma transição devido à recuperação e à recristalização dinâmicas, que são fenômenos termicamente ativados, e que limitam o intenso refinamento de grão. A incapacidade de alcançar grande refinamento nas temperaturas de extrusão mais altas nestes dois materiais são atribuídos às taxas mais altas de recuperação que levam à aniquilação de discordâncias (37). Dessa forma, se o objetivo for um refinamento de grão mais intenso, temperaturas mais baixas devem ser selecionadas para o processo, como por exemplo, temperaturas próximas do nitrogênio líquido. Dessa forma, os processos dinâmicos de amaciamento são minimizados e é possível atingir

maior encruamento e refinamento de grãos para uma mesma deformação plástica imposta, comparando-se com o processamento em temperaturas iguais ou superiores à ambiente.

Figura 3.18 - Influência da temperatura no tamanho médio de grão de diferentes ligas de Al.

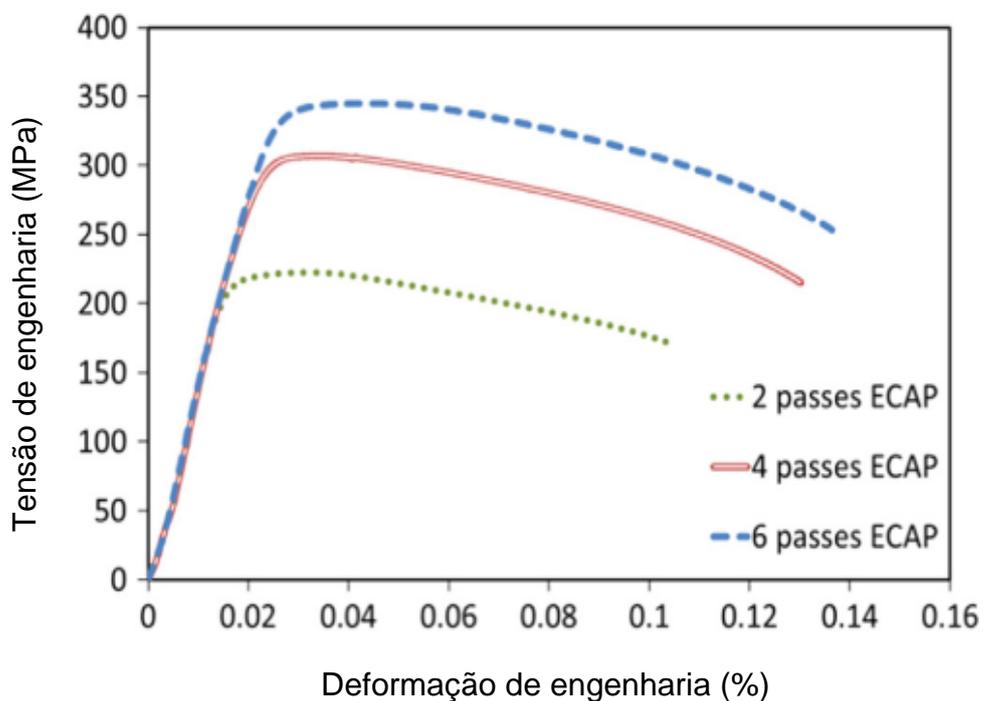


Fonte: (37).

### 3.3.6. Comportamento mecânico após o processo ECA

O principal objetivo da DPS é uma melhora na resistência mecânica devido ao refinamento de grão. O comportamento em ensaio de tração após o processamento por ECA é mostrado na Figura 3.19, em que as curvas tensão-deformação de engenharia de liga AA6063 solubilizada foram obtidas após 2, 4 e 6 passes. O ângulo de intersecção do canal da matriz foi de 90°, realizado em temperatura ambiente e com uma velocidade de extrusão de 1 mm/s (38).

Figura 3.19 - Curvas tensão x deformação de engenharia após 2, 4 e 6 passes em ECA de uma liga AA6063.



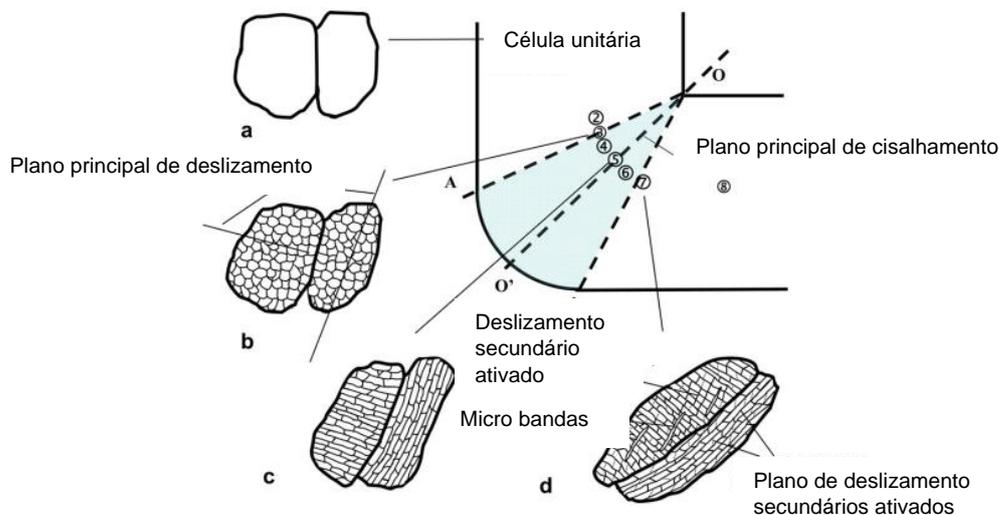
Fonte: (38).

Observa-se que as curvas de tensão-deformação de engenharia na Figura 3.20 indicam um aumento significativo da resistência à deformação, conforme foi aumentando o número de passes com o mesmo material no ECA.

### 3.3.7. Evolução microestrutural na ECA

O processo de refinamento de grão via ECA é apresentado na Figura 3.20. Na região (a), o grão está longe da região do ângulo de curvatura de  $90^\circ$ , e o grão se mantém intacto. Na iminência de entrar na região de influência do raio de curvatura externo em (b), se estabelece a orientação inicial a partir da qual são geradas novas discordâncias sem uma estrutura organizada (c). Após passar pela mudança de direção de extrusão, a deformação da região (d) impõe o refinamento dos grãos, influenciado também pelo encruamento e ativação de mais planos de deslizamento de discordâncias e formação de microbandas de cisalhamento (39).

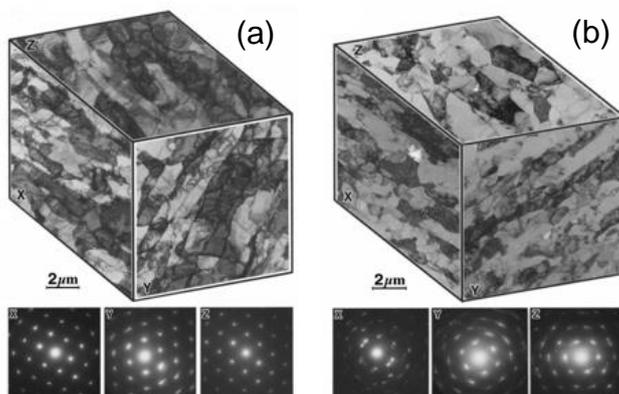
Figura 3.20 - Esquema da evolução microestrutural durante o passe no processo ECA



Fonte: (39)

Durante o processo de ECA, o material sofre mudanças na microestrutura, em relação aos grãos, subgrãos e densidade de defeitos. Tais alterações podem ser observadas por microscopia eletrônica de transmissão (MET). A Figura 3.21 (a) mostra as faces no eixo (X, Y, Z) para alumínio de alta pureza após ter sido processado em um único passe por ECA. Na Figura 3.22 (b), a microscopia após 4 passes de ECA indica o processo de refinamento de grão obtido em ECA em temperatura ambiente.

Figura 3.21 - (a) Microestrutura do alumínio puro após 1 passe no canal da matriz ECA em temperatura ambiente e (b) Microestrutura no alumínio após 4 passes no canal da matriz ECA em temperatura ambiente na rota A.



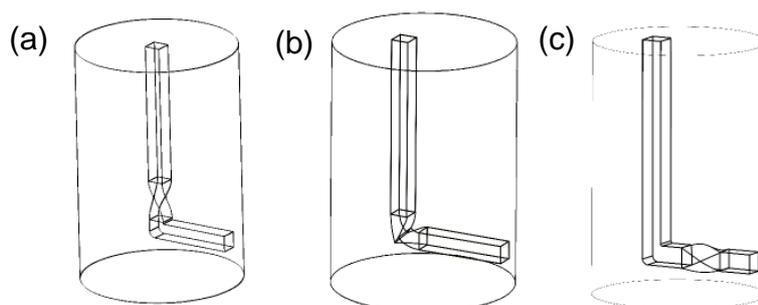
Fonte: (40).

### 3.4. Extrusão em Canal Angular com Torção (ECA-T)

Pelo fato da ECA ser um processo bastante estudado, inúmeras variações de matriz foram propostas. Uma dessas variações na geometria da matriz consiste em incluir uma zona de torção, que pode ser localizada antes ou após a região de mudança de direção de extrusão. Dessa forma, com essa incorporação, tem-se como resultado um aumento na deformação imposta por passe. O processo combinando ECA e torção foi denominado de ECA-T. Na ECA-T, o material é submetido a elevados graus de deformação plástica por cisalhamento, devido à própria geometria do cotovelo de ECA, juntamente com o cisalhamento causado pela zona de torção, em um mesmo passe pela matriz, enquanto mantém sua geometria inicial quase inalterada após a passagem. Assim, é possível deformá-lo repetidamente para obter maior refinamento de grãos e mudança das propriedades mecânicas. Esse processo é uma configuração alternativa do processo ECA convencional, pela inserção de uma torção em um dos canais de extrusão da matriz (41).

Na ECA-T, a zona de torção pode estar no início (antes do cotovelo de ECA), no meio do cotovelo ou na porção final dos canais de ECA. A torção pode variar, mas normalmente é utilizado um ângulo em torno do seu eixo de  $45^\circ$  a  $90^\circ$ . Esta rotação resulta em tensões de cisalhamento aplicadas ao material durante a extrusão e tem como resultado esperado um refinamento de grão maior do que o obtido no ECA convencional (42). A Figura 3.22 mostra as possíveis posições da zona de torção ao longo do canal de extrusão.

Figura 3.22 - Esboço de uma geometria da matriz ECA-T com variações na posição da torção; (a) torção no canal de entrada, (b) torção entre canais, e (c) torção no canal de saída.

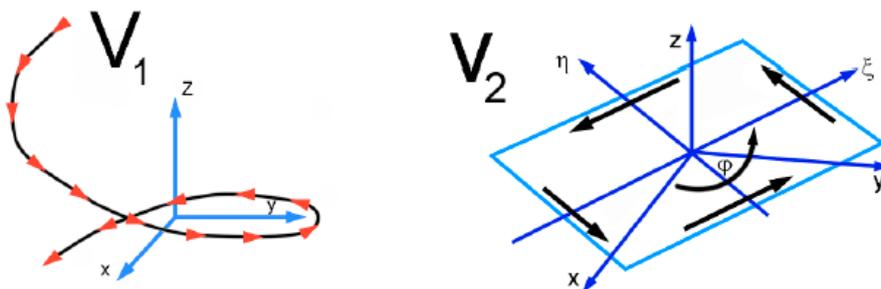


Fonte: (11).

A primeira descrição da extrusão com torção utilizou modelos analíticos que foram derivados a partir dos campos de velocidades cinematicamente admissíveis na análise do fluxo de material na matriz. Tais campos de velocidades foram introduzidos por uma função especial para descrever a forma do canal de torção e assumindo os seguintes critérios para a amostra: incompressível, não penetra na matriz e preenche totalmente o canal (43). A Equação 3.10 expressa o campo de velocidade do fluxo de metal na extrusão com torção e é uma soma vetorial de  $\vec{V}_1$  e  $\vec{V}_2$ .  $\vec{V}_1$  é a velocidade que expressa o sentido do fluxo helicoidal da extrusão e  $\vec{V}_2$  é a velocidade no sentido da seção transversal. O fluxo helicoidal pode ser considerado como a deformação ideal, enquanto o fluxo transversal descreve os desvios da deformação ideal. A Figura 3.23 mostra uma representação esquemática dos fluxos helicoidal ( $\vec{V}_1$ ) e na seção transversal ( $\vec{V}_2$ ).

$$\vec{V} = \vec{V}_2 + \vec{V}_1 \quad \text{Eq. (3.10)}$$

Figura 3.23 - Representações esquemáticas das velocidades do fluxo do material em  $\vec{V}_1$  e  $\vec{V}_2$ .



Fonte: (11)

Comparando-se  $\vec{V}_1$  e  $\vec{V}_2$ , pode-se considerar que o valor de  $\vec{V}_2$  possa ser negligenciado, então, nesta aproximação, o campo de velocidades total do fluxo de metal é aproximadamente igual ao campo de velocidades do fluxo helicoidal:

$$\vec{V} \cong \vec{V}_1 \quad \text{Eq. (3.11)}$$

A deformação por cisalhamento pode ser, então, expressa pela dependência de uma específica localização na seção transversal dentro do tarugo sendo processado, em relação ao eixo da seção transversal periférica da amostra. A máxima componente de deformação de cisalhamento expressa pela velocidade  $V_1$  é descrita na Equação 3.12:

$$\gamma_{m\acute{a}x} = \sqrt{3}. \tan\beta_{m\acute{a}x} \quad \text{Eq. (3.12)}$$

Onde  $\gamma_{m\acute{a}x}$  é a deformação máxima de cisalhamento e  $\beta_{m\acute{a}x}$  é o ângulo de inclinação do canal de torção. Assim, a deformação equivalente por cisalhamento na extrusão com torção pode ser expressa pela Equação 3.13:

$$\varepsilon_{m\acute{a}x} = \tan\beta_{m\acute{a}x} \quad \text{Eq. (3.13)}$$

Quando a componente de velocidade  $V_2$  não é desprezada, a deformação por cisalhamento mínima é expressa pela Equação 3.14:

$$\gamma_{m\acute{i}n} = \sqrt{3}(0,4 + 0,1 \tan\beta_{m\acute{a}x}) \quad \text{Eq. (3.14)}$$

Por fim, combinando-se de 3.12 a 3.14, a deformação equivalente máxima por cisalhamento imposta pode, então, ser expressa pela Equação 3.15:

$$\varepsilon_{m\acute{a}x} = 0,4 + 0,1 \tan\beta_{m\acute{a}x} \quad \text{Eq. (3.15)}$$

Entretanto, tais equações são simplificadas e foram derivadas considerando-se que o fluxo helicoidal de material é homogêneo e independentemente da posição. Na ECA-T, a deformação imposta não é homogênea ao longo da seção transversal, especialmente para matrizes com regiões de zona morta, influenciadas pelos raios de curvatura  $R$  e  $r$ . Os menores valores de taxa de deformação impostos são registrados nas regiões periféricas da amostra processada, isto é, em regiões adjacentes ao raio de curvatura externo. Ou seja, existem gradientes de velocidade do fluxo plástico

do tarugo na porção de torção durante a extrusão. Assim, para uma estimativa mais adequada da deformação por torção na ECA-T, devem ser adotados modelos que descrevam também a deformação por cisalhamento levando em conta a não-homogeneidade de deformação.

Utilizando-se relações para as taxas de deformação ( $\dot{\epsilon}$ ) nas direções individuais (e dependentes da localização ao longo do fluxo de material), a deformação de cisalhamento média imposta é descrita pelas Equações de 3.16 a 3.20 (11):

$$\dot{\epsilon}_{xx} = P \frac{\partial^2 \omega}{\partial_x \partial_y} \quad \text{Eq. (3.16)}$$

$$\dot{\epsilon}_{yy} = -P \frac{\partial^2 \omega}{\partial_x \partial_y} \quad \text{Eq. (3.17)}$$

$$\dot{\epsilon}_{xy} = \frac{1}{2} P \left( \frac{\partial^2 \omega}{\partial y^2} - \frac{\partial^2 \omega}{\partial x^2} \right) \quad \text{Eq. (3.18)}$$

$$\dot{\epsilon}_{xz} = \frac{1}{2} \frac{\partial^2(\omega P)}{\partial_y \partial_z} - \frac{yV_0}{2R \cos^2 \beta} \frac{d\beta}{dz} \quad \text{Eq. (3.19)}$$

$$\dot{\epsilon}_{yz} = -\frac{1}{2} \frac{\partial^2(\omega P)}{\partial_x \partial_z} + \frac{xV_0}{2R \cos^2 \beta} \frac{d\beta}{dz} \quad \text{Eq. (3.20)}$$

Sendo  $\omega$  o ângulo de torção no canal da matriz de extrusão e  $\beta$  é o ângulo de inclinação da parede do canal de torção.  $P$  é um parâmetro da variável do campo de velocidade, é definido por métodos de variação na seção transversal da amostra  $P = \overline{V_2}$ .

Assim, a intensidade da taxa de deformação a partir das equações anteriores, pode ser expressa como mostra a Equação 3.21:

$$S\dot{\epsilon} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\dot{\epsilon}_{xx} - \dot{\epsilon}_{yy})^2 + (\dot{\epsilon}_{xx} - \dot{\epsilon}_{zz})^2 + (\dot{\epsilon}_{zz} - \dot{\epsilon}_{yy})^2 + 6(\dot{\epsilon}_{xy}^2 + \dot{\epsilon}_{xz}^2 + \dot{\epsilon}_{yz}^2)}$$

Eq. (3.21)

A integração da Equação 3.21 conseqüentemente resulta no valor médio da deformação imposta para a parte da torção no canal da matriz, considerando as diferentes taxas de deformação, podendo ser escrita de forma simplificada como mostra a Equação 3.22:

$$\epsilon = \int S\dot{\epsilon} dt \quad \text{Eq. (3.22)}$$

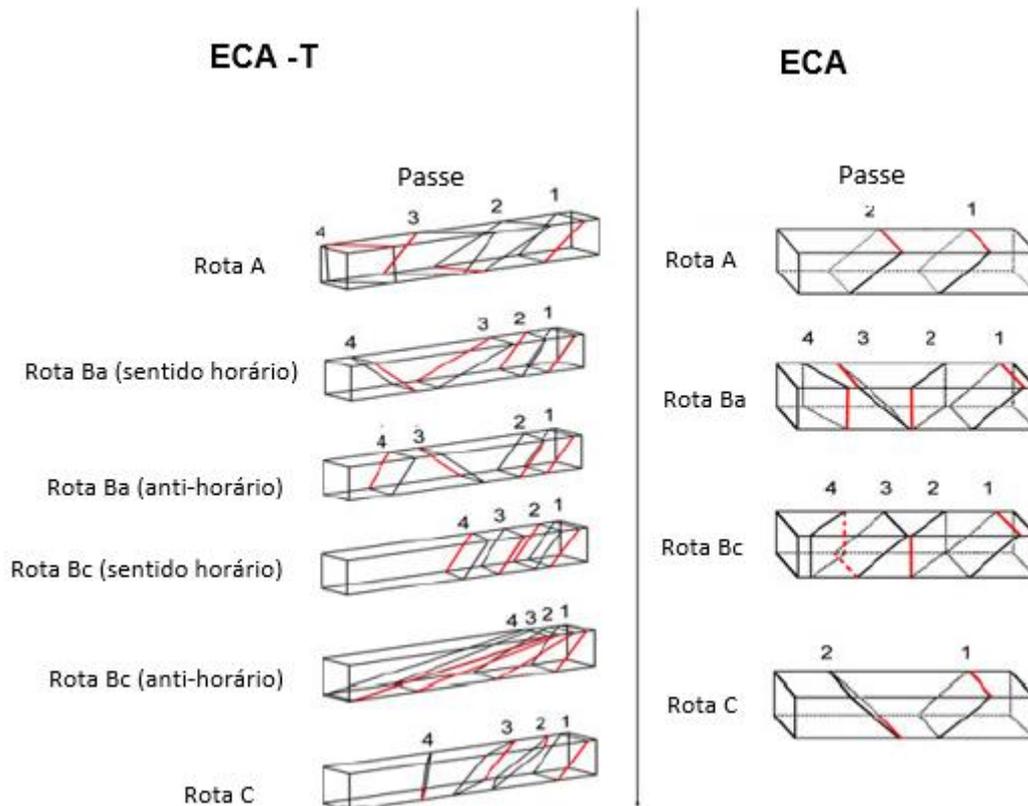
Por fim, a relação final que define o valor médio da deformação equivalente imposta durante N passes do processo ECA-T, pode ser representado conforme a Equação 3.23 (11):

$$\epsilon = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[ 2\cot g \left( \frac{\varphi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) + \psi \operatorname{cosec} \left( \frac{\varphi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) \right] + \int S\dot{\epsilon} dt \quad \text{Eq. (3.23)}$$

#### 3.4.1. Rotas de deformação do processo ECA-T

Um diagrama esquemático do processo ECA-T e suas diferentes rotas é mostrado na Figura 3.24. As rotas de deformação são similares àquelas adotadas para a ECA convencional, ou seja, A (sem rotação), B<sub>a</sub> (rotação sentido horário e anti-horário 90°), B<sub>c</sub> (sentido horário 90° rotação) e C (rotação 180°). Os caminhos são definidos da mesma forma que para a ECA convencional, mas os mesmos sistemas de cisalhamento não são ativados em função da presença da zona de torção na ECA-T. No caso de processo ECA, por exemplo na rota A, a deformação é imposta na mesma direção de deslizamento nos passes seguintes. Em comparação com a ECA-T, a torção em uma dada direção imposta faz com que diferentes planos de deslizamento sejam ativados. É por isso que a tensão imposta não será acumulada em um mesmo sistema de cisalhamento do processo ECA-T. A Figura 3.24 mostra a mudança de orientação e o possível comportamento de um plano "imaginário" de cisalhamento na amostra durante o processo ECA-T (44).

Figura 3.24 - Rotas A, Ba, Bc e C do processo ECA-T, em comparação com ECA convencional.

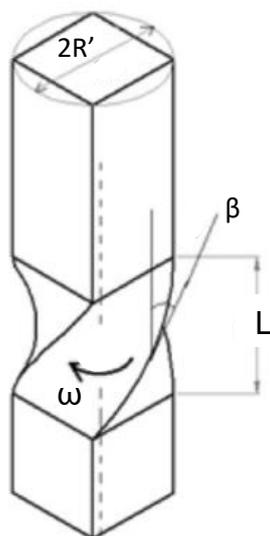


Fonte: (44).

### 3.4.2. Ângulos da zona de torção na ECA-T

A Figura 3.25 mostra os parâmetros usados para definir a geometria da zona de imposição da torção, onde o  $L$  é a distância do início e o final da torção, o ângulo  $\omega$  é a rotação do canal,  $\beta$  é o ângulo de torção da matriz (o ângulo entre a linha tangente da borda torcida e o eixo longitudinal da matriz), e  $R'$  é o raio do círculo que compreende a seção transversal quadrada da matriz (45)

Figura 3.25 - Representação esquemática da zona de torção indicando as principais variáveis geométricas.



Fonte: (45).

A Equação 3.24 mostra a relação entre os parâmetros geométricos da zona de torção da Figura 3.25.

$$\tan \beta = \frac{\omega R'}{L} \quad \text{Eq. (3.24)}$$

- *Ângulo  $\omega$*

O ângulo  $\omega$  exerce maior influência na distribuição de deformação ao longo da seção transversal do tarugo. Em geral,  $\omega = 90^\circ$  leva a uma distribuição relativamente homogênea da deformação imposta. Para maiores valores do ângulo  $\omega$ , o tamanho de grão em ECA-T diminui, se comparado com ângulos  $\omega$  menores (46).

- *Ângulo  $\beta$*

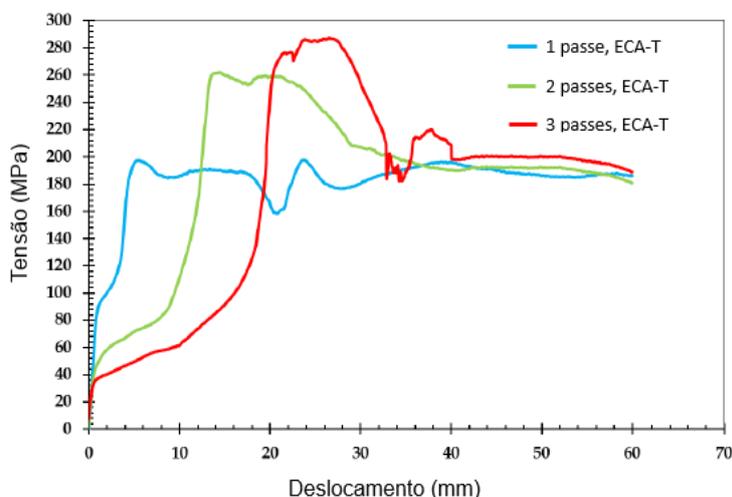
O ângulo  $\beta$ , por sua vez, exerce maior influência na deformação equivalente por passe. Um valor de  $\beta$  menor, de  $20^\circ$  a  $30^\circ$ , usualmente significa maior deformação equivalente por passe. Valores muito elevados de  $\beta$  dificultam o processamento pelo aumento significativo das cargas de extrusão. O aumento da deformação equivalente sem necessariamente utilizar um

ângulo  $\beta$  maior é pelo uso de contrapressão no processo, que também permite que cargas relativamente baixas sejam aplicadas aos punção (46).

### 3.4.3. Esforços mecânicos no processo ECA-T

Durante o processo ECA-T, o material é submetido a grandes deformações cisalhantes que aumentam proporcionalmente ao aumento do número de passes. Compreender e estimar os esforços mecânicos na matriz ECA-T é importante para avaliar a viabilidade do processo (47). Na Figura 3.26, as curvas tensão de prensagem x deslocamento mostram a evidente evolução da deformação por encruamento entre os passes no ECA-T em amostras de magnésio AZ61. Após o segundo passe, houve um aumento significativo de tensão em relação ao primeiro passe, e no terceiro passe houve uma mudança significativa em relação ao segundo passe. Assim, os resultados mostram que do primeiro ao terceiro passe teve aumento de resistência do material durante o processo de extrusão na ECA-T. Além disso, pode ser observado que a tensão para extrusão aumenta até um primeiro patamar relativo ao cotovelo de ECA, e depois continua aumentando quando o tarugo entra na zona de torção. Por fim, há uma redução das tensões impostas na passagem do tarugo pela porção final do canal de saída.

Figura 3.26 - Curvas de tensão de prensagem x deslocamento da liga de magnésio AZ61 após 1, 2 e 3 passes em ECA-T a 200°C.

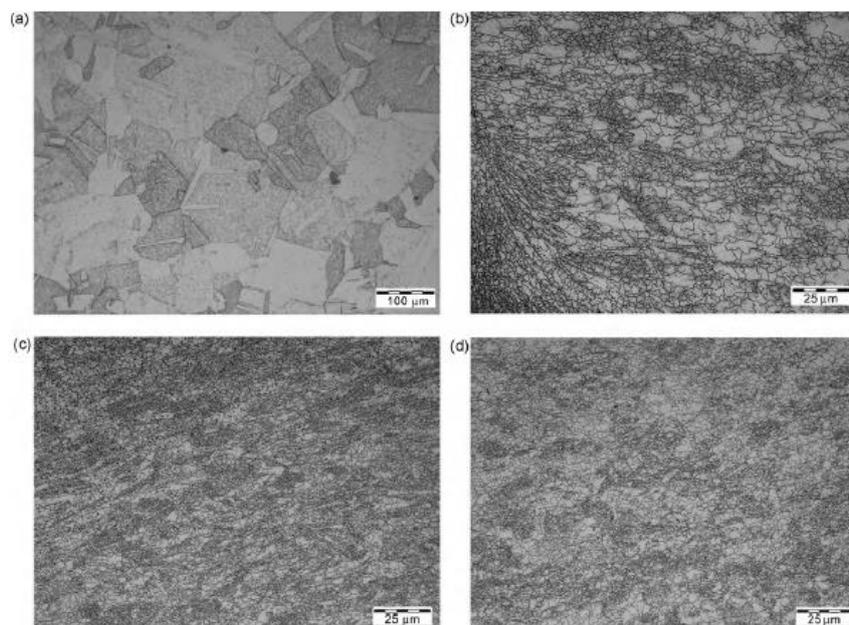


Fonte: (47).

#### 3.4.4. Refinamento de grão na ECA-T

A Figura 3.27 mostra a microestrutura na seção transversal de cobre comercialmente puro antes e após o processamento na ECA-T em até 4 passes. Como esperado, a microestrutura após a primeira passagem (Figura 3.27b) é significativamente diferente do que no estado inicial (Figura 3.27a). No entanto, as diferenças nas microestruturas foram menores com aumento de número de passes, bem como as diferenças entre o refinamento de grãos na face e no centro do tarugo. Isto é causado pela rotação do material entre passes individuais, seguindo a rota B<sub>c</sub>. A passagem do material através da zona de torção gera um fluxo de material semelhante a um vórtice. Se um cisalhamento simples, como a do cotovelo de ECA, ocorre após a passagem, o fluxo do vórtice tende a “enfraquecer”, o que é visível na Figura 3.27c. O tamanho do grão foi avaliado após o quarto passe e o valor médio medido foi de cerca 1,2 μm (48).

Figura 3.27 - Microestrutura de cobre processado: (a) antes do ECA-T, (b) após 1 passe, (c) após 4 passes (face da amostra) e (d) após 4 passes (centro da amostra).



Fonte: (48).

### 3.5 Simulação numérica no projeto da matriz de ECA-T

A simulação numérica possibilita ao projetista estimar a distribuição de tensões e deformações nos corpos de prova, as forças atuantes nas ferramentas e obter indicações de parâmetros importantes para a definição das geometrias das partes e seleção de materiais mais adequados, antes de executar um determinado projeto de modo a prever e evitar o surgimento de defeitos. O uso de programas especializados para simulação numérica de processos de fabricação contribui na redução do custo de desenvolvimento de novos produtos, diminuindo por vezes a quantidade de ensaios experimentais ou construção de protótipos (49).

O estudo dos processos de conformação via simulação computacional é útil para compreender melhor as especificidades de cada material no processo e explorar suas características e problemas (49). Neste contexto, dentre as diferentes ferramentas disponíveis, o software Deform® 2D/3D é um poderoso sistema de simulação para analisar o fluxo tridimensional (3D) de processos complexos de conformação de metal.

O programa Deform® possui as seguintes componentes:

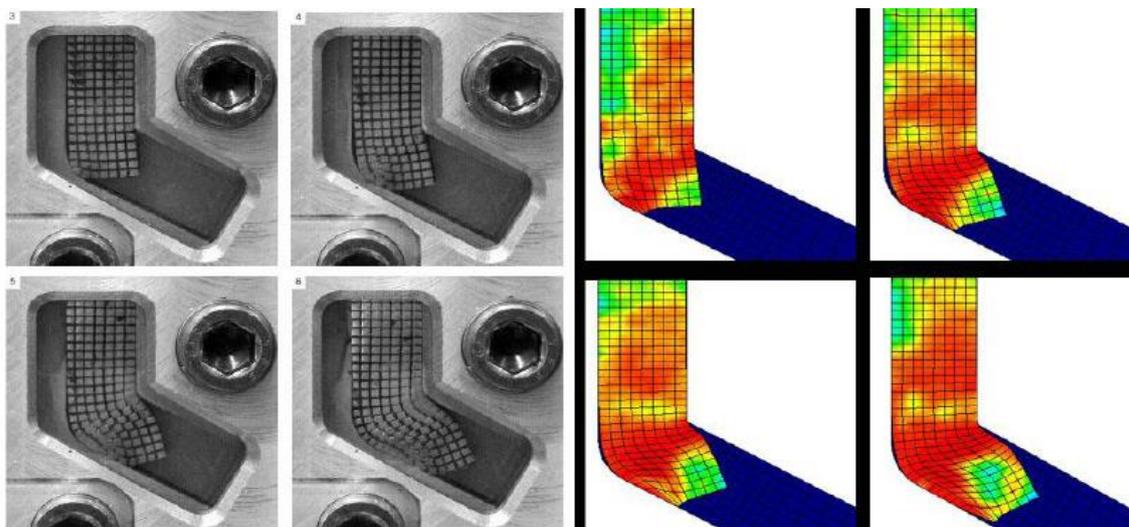
1. Pré-processador: é utilizado para criar, montar e modificar os dados necessários para analisar a simulação. Os dados de entrada incluem a descrição do objeto como geometria, malha, temperatura, materiais, etc;
2. Dados do material: inclui dados que descrevem o comportamento do material sob as condições que ele razoavelmente experimentará durante a deformação;
3. Condições entre objetos: descreve como os objetos interagem uns com os outros, incluindo contato, atrito e transferência de calor;
4. Mecanismo de simulação: para realizar os cálculos numéricos necessários para analisar o processo e gravar os resultados no arquivo de banco de dados. A simulação interpreta os arquivos de banco de dados, executa o cálculo da solução real e anexa os dados de solução apropriados para o arquivo de banco de dados;
5. Pós-processador: utiliza o arquivo de banco de dados do mecanismo da simulação para exibir os resultados graficamente. O pós-processador

apresenta uma interface gráfica de usuário para visualizar geometria, dados de campo, como deformação, temperatura e tensão e outros dados de simulação. O pós-processador pode também ser usado para extrair dados gráficos ou numéricos para uso em outras aplicações (50).

### 3.5.1. Discretização por elementos finitos

A simulação computacional através de Elementos Finitos (EF) permite antecipar aspectos qualitativos do comportamento dos materiais e os efeitos que as geometrias adotadas produzem durante a conformação mecânica. As Figuras 3.28 e 3.29 mostram as deformações equivalentes em exemplos de simulação computacional, respectivamente, da ECA de corpos de seção quadrada e de chapas planas.

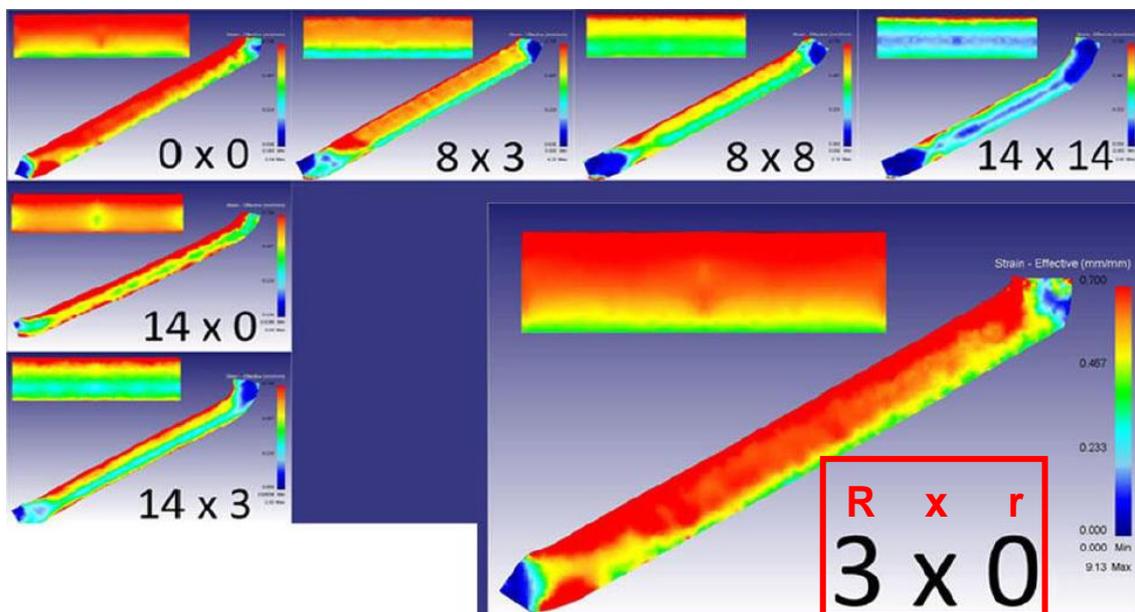
Figura 3.28 - Exemplo de aplicação de simulação numérica do processo ECA em comparação com o processo realizado em laboratório.



Fonte: (51).

No primeiro caso é mostrada uma correlação entre os experimentos e a simulação numérica (Figura 3.28) e no segundo caso a análise da ECA de chapas com diversas variações de raio interno ( $r$ ) e externo ( $R$ ) como estão destacados dentro da (Figura 3.29).

Figura 3.29 - Distribuições da deformação equivalente em chapas de AA1050 submetidos a um passe ECA, para diferentes configurações R x r (indicados em mm na imagem) obtidas por simulação computacional.



Fonte: (51).

Na aplicação de ECA-T desenvolvida neste trabalho, a simulação numérica foi conduzida com o corpo de prova discretizado por malha de elementos finitos do tipo tetraedro linear. Não foi feita uma análise específica sobre o refinamento da malha utilizada. Considerou-se que o número de elementos que o programa sugere inicialmente é aquele capaz de equilibrar o tempo de processamento com resultados úteis à uma análise qualitativa do processo, sendo que durante o processo pode existir uma readequação deste número. A matriz também foi considerada perfeitamente rígida e não se consideraram trocas térmicas entre o corpo de prova e as ferramentas. O atrito entre as superfícies em contato é igual a 0,12, valor sugerido para conformação mecânica a frio.

Neste trabalho também foi adotada a equação constitutiva de Hollomon para a simulação numérica da ECA-T. A forma geral dessa equação, dada pela Equação 3.25, é selecionada através de caixas de diálogo do programa.

$$\sigma = c\bar{\epsilon}^n \dot{\epsilon}^m + y \quad \text{Eq. (3.25)}$$

$\sigma$  = tensão de escoamento

$\bar{\varepsilon}$  = deformação plástica efetiva

$\dot{\bar{\varepsilon}}$  = taxa de deformação efetiva

$C$  = constante do material

$n$  = expoente de encruamento

$m$  = sensibilidade à taxa de deformação

$y$  = valor inicial de tensão para movimentar as discordâncias

A medida de deformação usada para analisar os materiais processados no software é conhecida como deformação efetiva, descrita pela Equação 3.26:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2} \quad \text{Eq. (3.26)}$$

Sendo  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$ , e  $\varepsilon_3$  as deformações principais e  $\bar{\varepsilon}$  a deformação efetiva.

A tensão efetiva utilizada é a dada pelo modelo de von Mises e definida na Equação 3.27.

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad \text{Eq. (3.27)}$$

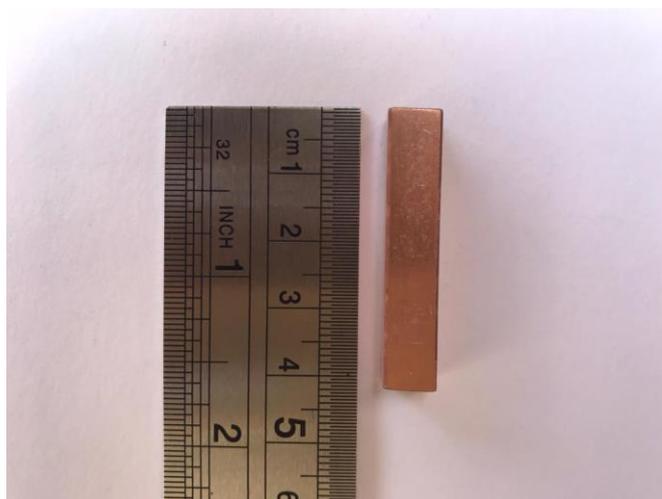
Sendo  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$ , e  $\sigma_3$  as tensões principais e  $\bar{\sigma}$  a tensão efetiva.

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Materiais

Foram utilizados dois materiais para o processamento na matriz de ECA-T original, o cobre eletrolítico (Cu) 99,9% e a liga Cu-0,7Cr-0,07Zr (doravante denominada CuCrZr). Os materiais escolhidos são de fácil conformação a frio, o que facilita o processo experimental. As amostras de Cu foram previamente recozidas por 1 hora a 600 °C. As amostras da liga CuCrZr também foram termicamente tratadas, sendo solubilizadas por 1 h a 1000 °C. Os tarugos foram usinados com dimensões de 8 mm x 8 mm x 40 mm, como mostra a Figura 4.1. As principais propriedades mecânicas dos materiais são mostradas na Tabela 4.1.

Figura 4.1 - Tarugo de cobre usinado para o processo de ECA-T.



Fonte: O autor.

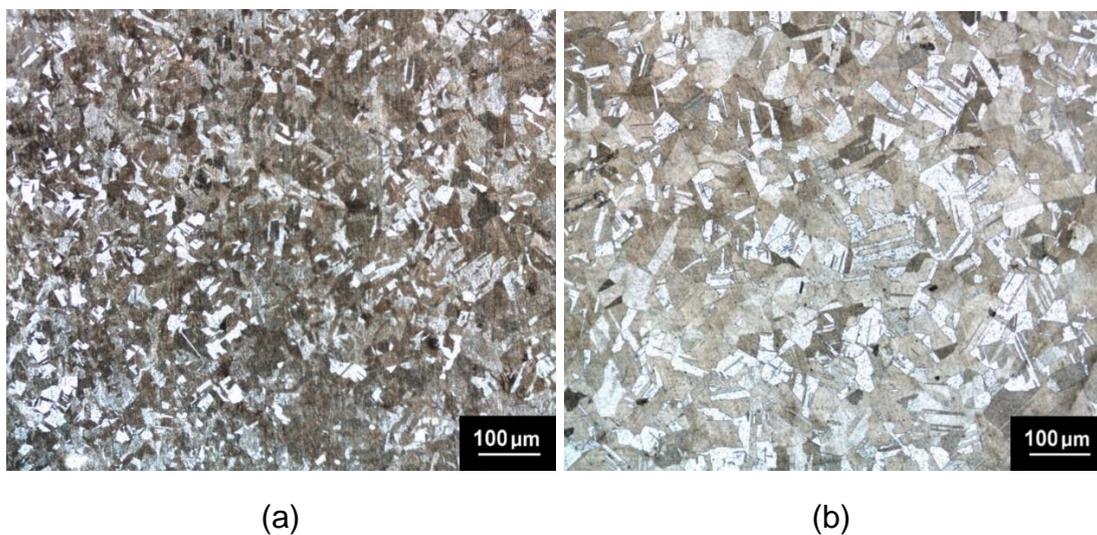
Tabela 4.1 - Propriedades mecânicas do Cu e da liga CuCrZr.

Propriedades	Cu	CuCrZr
Módulo de Young	117 GPa	117 GPa
Limite de resistência à tração, $\sigma_u$	290 MPa	517 MPa
Limite de escoamento, $\sigma_y$	232 MPa	496 MPa
Dureza (Vickers)	47 $\pm$ 8 HV (100 gf)	63 $\pm$ 2 HV (100 gf)

Fonte: O autor.

A Figura 4.2 apresenta as microestruturas típicas dos dois materiais utilizados no trabalho, na seção transversal dos tarugos, antes do processamento. Para o cobre eletrolítico foi estimado um tamanho médio de grão igual a  $50 \pm 5 \mu\text{m}$ , enquanto para a liga o tamanho médio de grão é de aproximadamente  $70 \pm 8 \mu\text{m}$ . Ambas as microestruturas apresentam maclas de recozimento.

Figura 4.2 - Microestruturas da seção transversal de: (a) cobre eletrolítico (recozido) e (b) liga CuCrZr (solubilizada).

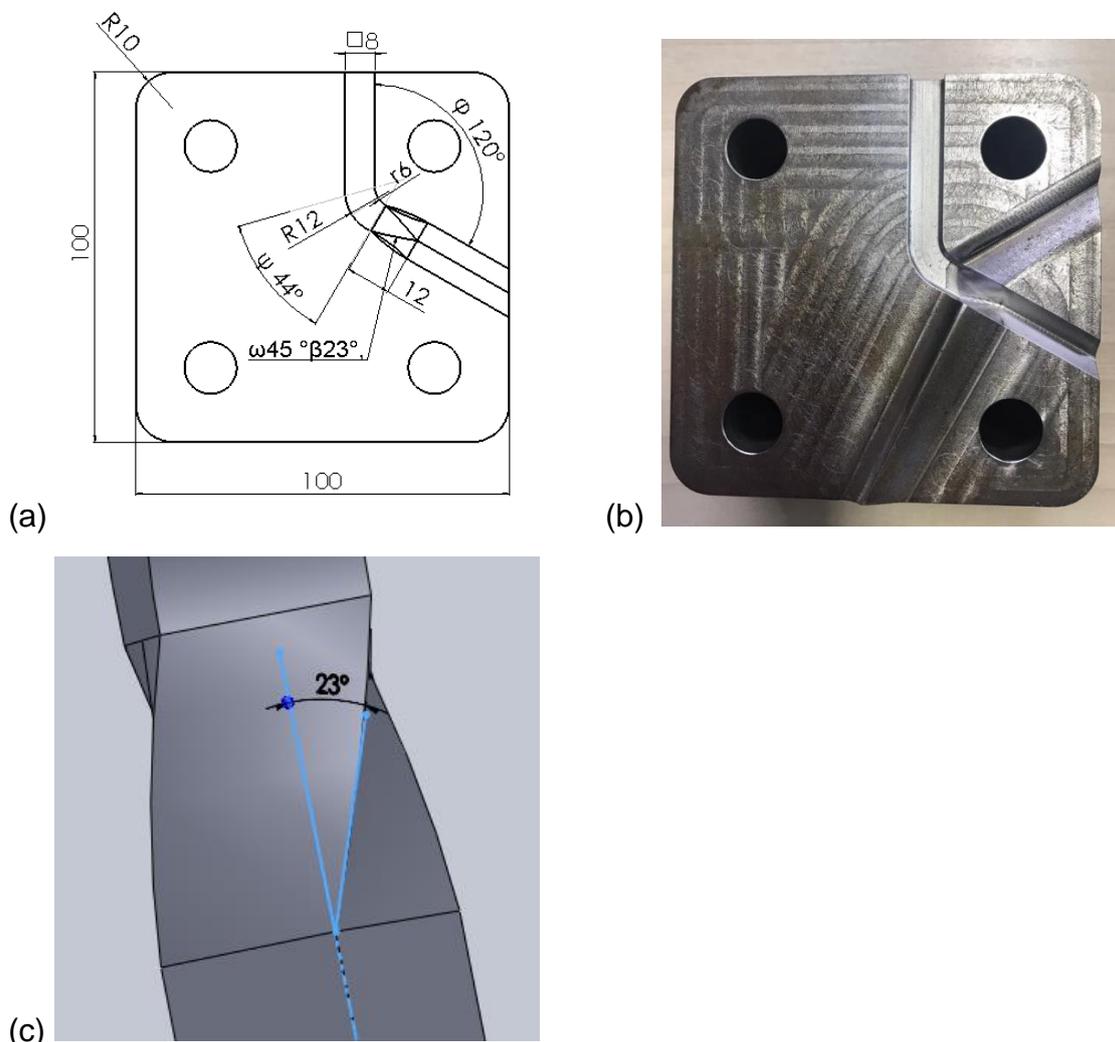


Fonte: O autor.

## 4.2. Geometria da matriz ECA-T original

Partindo-se da geometria de uma matriz-protótipo já existente (chamada de original), foram realizadas as simulações de extrusão no programa Deform®. A matriz foi construída em aço SAE 1045 com canal de seção transversal quadrada de  $8 \times 8 \text{ mm}^2$ , ângulo entre canais  $\phi = 120^\circ$ , ângulo de curvatura  $\Psi = 44^\circ$  e ângulo de torção  $\omega = 45^\circ$ . O raio de curvatura externo (R) e interno (r) são, respectivamente, 12 e 6 mm, como indicado no desenho da Figura 4.3(a). A Figura 4.3(b) mostra uma fotografia da matriz ECA-T original e a Figura 4.3(c) mostra um esquema da geometria indicando o valor de  $\beta = 23^\circ$ . A deformação equivalente proporcionada por esta combinação de geometria, para um único passe, é de aproximadamente 0,61.

Figura 4. 3 - Desenho indicando a geometria da matriz original ECA-T (a). Foto da matriz ECA-T original realizada para validação experimental (b). Valor do ângulo  $\beta$  da matriz original ECA-T (c).



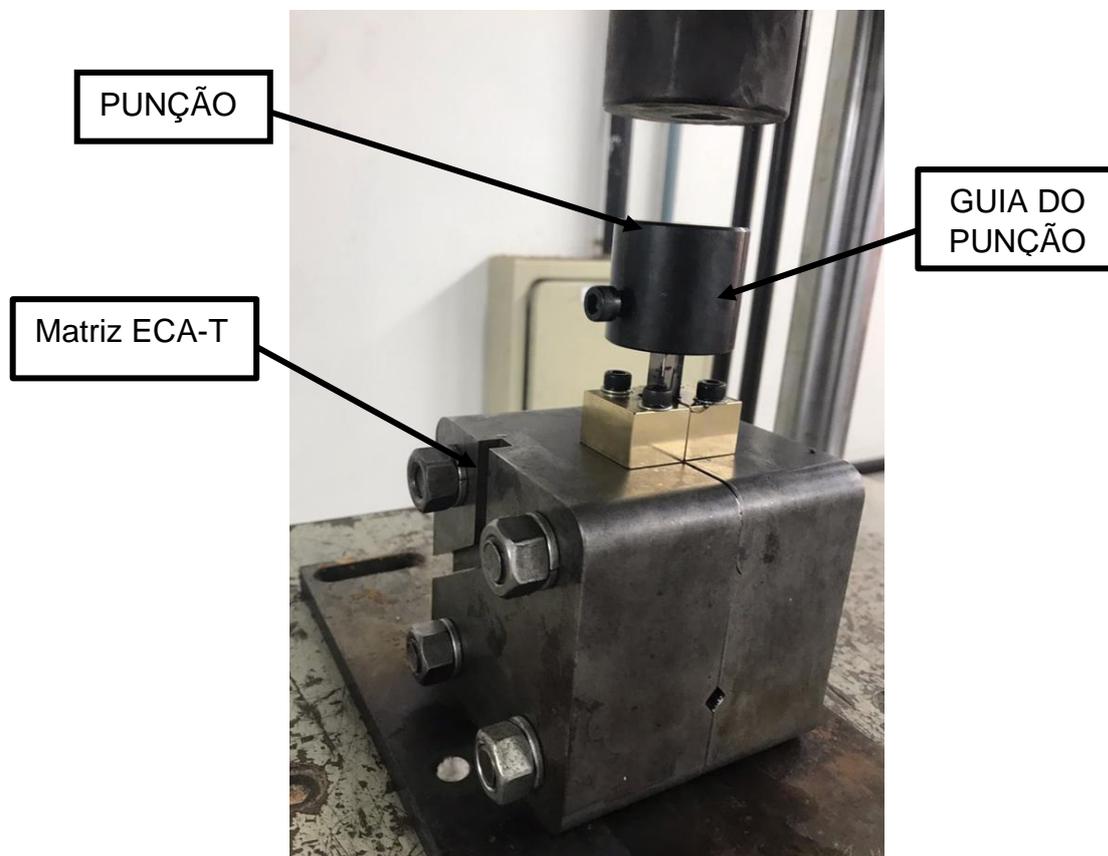
Fonte: O autor.

### 4.3 Processo experimental de extrusão na matriz ECA-T original

Para o processamento por ECA-T, um tarugo previamente lubrificado com bissulfeto de molibdênio foi introduzido no canal de entrada da matriz e, em seguida, empurrado por um punção de aço ferramenta, como mostrado na Figura 4.4. A matriz foi posicionada em prensa hidráulica da marca Kratos instalada no DEMa/UFSCar, que, através do pistão hidráulico, aplicou uma carga uniaxial e crescente. O processo foi realizado em apenas 1 passe e em

temperatura ambiente. Foram coletados os dados referentes à carga aplicada em função do deslocamento do punção.

Figura 4.4 - Matriz ECA-T original no processo de extrusão.



Fonte: O autor.

#### 4.4 Preparação metalográfica e medidas de dureza após ECA-T

Depois de processadas, as amostras foram cortadas em 5 seções como mostra a Figura 4.5, nomeadas como P1 (antes do cotovelo de ECA), P2 (exatamente na região de mudança de direção de extrusão), P3 (logo após o cotovelo de ECA, porém antes da zona de torção), P4 (no centro da zona de torção) e P5 (logo após a zona de torção). Para isto, foi utilizada uma cortadeira com disco diamantado e, em seguida, as amostras foram embutidas com resina de poliéster de cura a frio. Para realizar a análise, as amostras embutidas passaram por um processo de lixamento com lixas de carvão de silício de 400, 600, 1200 e 2000 mesh, e após o lixamento as amostras foram polidas com pasta diamantada de 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ .

Figura 4.5 - Posição 1, 2, 3, 4 e 5 do corte das amostras.



Fonte: O autor.

Após o polimento mecânico, as amostras passaram por um ataque químico para revelar a microestrutura. O ataque químico foi feito à base de uma solução composta por 5 g de  $\text{FeCl}_3$ , 13 ml de HCl e 60 ml de  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$  (etanol). As amostras foram mergulhadas na solução por aproximadamente 7 segundos, lavadas com água e secas imediatamente. Para realizar a microscopia óptica, foi usado um microscópio óptico Olympus BX50, com uma câmera acoplada e utilizado o software Infinity para captura das imagens.

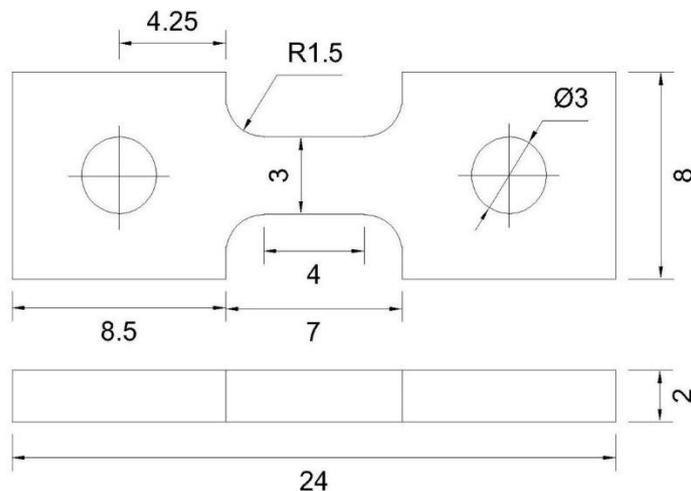
Para avaliar a dureza das amostras nas diferentes seções estudadas, foram realizadas medidas de dureza Vickers por microimpressão, conforme a norma ASTM E92-16. Foi utilizado um microdurômetro da marca FutureTech, modelo FM800, instalado no DEMa/UFSCar, com aplicação de carga durante 15 s. A carga selecionada para as medidas foi de 100 gf. Foi feito também um mapeamento de dureza nas seções analisadas, sendo que o espaçamento adotado entre cada impressão foi de 0,5 mm. Com os dados obtidos, foram construídos mapas de dureza das seções de interesse.

#### 4.5 Simulação numérica do processo ECA-T

Para a realização da simulação numérica do cobre eletrolítico e da liga CuCrZr, foram conduzidos ensaios de tração uniaxiais em corpos de prova de seção retangular (24 mm x 8 mm x 2 mm) e utilizando uma taxa de deformação

inicial de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , a Figura 4.6 mostra o desenho esquemático do corpo de prova utilizado para realizar os ensaios.

Figura 4.6 - Desenho esquemático do corpo de prova de seção retangular.



Fonte: O autor.

A partir dos dados de tensão verdadeira e deformação plástica verdadeira, os parâmetros da equação de Hollomon foram estimados e estão resumidos na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Parâmetros da equação de Hollomon para os materiais utilizados no estudo.

Material	Cobre	Cu - Cr - Zr
<b>Expoente de encruamento (n)</b>	0,46	0,48
<b>Coefficiente de resistência (K") (MPa)</b>	375	445

Fonte: O autor.

Na realização das simulações numéricas do processo ECA-T foram adotados diferentes parâmetros relativos ao processamento que foram mantidos fixos, como indicado na Tabela 4.3. O valor do coeficiente de atrito de Coulomb escolhido foi igual a 0,12, utilizado quando o processo é de conformação a frio e com matriz para extrusão de aço. O processo foi simulado considerando temperatura ambiente ( $\sim 25 \text{ }^\circ\text{C}$ ), sendo considerado isotérmico (sem trocas térmicas entre a matriz e o tarugo). A velocidade inicial de ensaio

foi definida como constante e igual a 0,25 mm/s. O dimensionamento da amostra e punção foi ajustado conforme a geometria da matriz. Por fim, o número de elementos de malha definido para a simulação foi de aproximadamente 12.000 elementos.

Tabela 4.3 - Parâmetros fixos de processamento utilizados na simulação numérica de ECA-T.

<b>Propriedade</b>	<b>Valor</b>
Coeficiente de atrito de Coulomb	$\mu = 0,12$ (lubrificado)
Temperatura inicial	25 °C (isotérmico)
Velocidade de deformação inicial	0,25 mm/s
Ângulo entre canais ( $\varphi$ )	120°
Ângulo de curvatura ( $\psi$ )	22°
Raio interno (r)	0 mm
Raio externo (R)	4 mm
Rota de processamento	A
Seção transversal dos canais (entrada e saída)	8 x 8 mm <sup>2</sup>
Número de passes	1
Número de elementos por tarugo (malha)	12000 (tetraédrico)

Fonte: O autor.

Para o cotovelo de ECA, como pode ser visto na Tabela 4.4, decidiu-se utilizar a combinação de  $\varphi = 120^\circ$ ,  $\psi = 22^\circ$ ,  $R = 4$  mm e  $r = 0$  mm, resultando em uma deformação equivalente por passe de aproximadamente 0,67, em virtude de trabalhos anteriores do grupo de pesquisa, que demonstraram ser essa combinação mais favorável para o processo de ECA (22). Assim, foram escolhidas novas geometrias para a zona de torção, as quais estão detalhadas na Tabela 4.4 e Tabela 4.5.

Tabela 4.4 - Variáveis geométricas da matriz de ECA-T utilizadas na simulação numérica.

Variável	Matriz original	Matriz simulada
<b>Ângulo de torção (<math>\omega</math>)</b>	45°	45° e 90°
<b>Ângulo de inclinação da torção (<math>\beta</math>)</b>	23°	25°, 35° e 45°

Fonte: O autor.

Em um primeiro momento, foram realizadas simulações com apenas um passe, para a obtenção da combinação de parâmetros otimizada. As geometrias definidas pelos ângulos  $\omega$  e  $\beta$  utilizados nas matrizes e as respectivas deformações equivalentes impostas por estas combinações são apresentadas na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 - Resumo das geometrias utilizadas para simulação da zona de torção na ECA-T e respectiva deformação equivalente.

$\omega$ (°)	$\beta$ (°)	Combinação $\omega$ - $\beta$	Deformação equivalente em ECA-T <sup>(a)</sup>
<b>45</b>	<b>25</b>	45-25	0,89
<b>45</b>	<b>35</b>	45-35	0,91
<b>45</b>	<b>45</b>	45-45	0,93
<b>90</b>	<b>25</b>	90-25	1,12
<b>90</b>	<b>35</b>	90-35	1,14
<b>90</b>	<b>45</b>	90-45	1,17

Nota: <sup>(a)</sup> Estimada utilizando as equações 3.9 e 3.15.

Fonte: O autor.

Com estas simulações, determinou-se a deformação efetiva e equivalente aplicada ao tarugo no processamento em cada uma das combinações de geometria testadas, obtendo-se diferentes tipos de gráficos de força de prensagem x deslocamento, deformação efetiva/tensão x posição e mapas de distribuição de tensão/deformação na seção longitudinal e em cortes na seção transversal.

O objetivo final da etapa de simulação numérica foi definir em qual condição tem-se uma combinação de máxima deformação equivalente no tarugo extrudado, com distribuição mais homogênea de tensões e deformações

durante o processo e com menor carga aplicada no punção para, então, propor uma nova geometria para a matriz de ECA-T.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

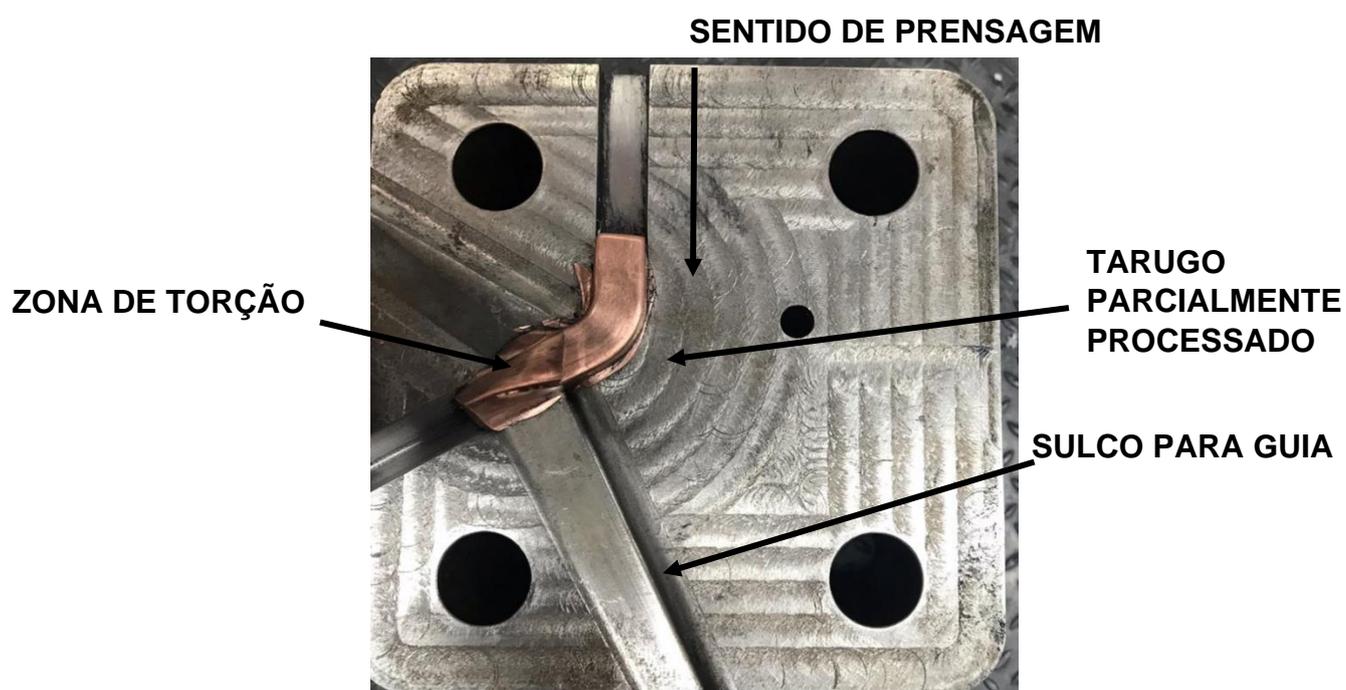
### 5.1. Processamento e simulação numérica na matriz original de ECA-T

#### 5.1.1. Processamento na matriz original ECA-T

Na Figura 5.1, é apresentada a matriz ECA-T original em que foi realizado o processamento parcial de um tarugo de cobre eletrolítico. Pode-se observar a formação de uma rebarba lateral no tarugo devido à falta de alinhamento na matriz durante o seu fechamento que resultou em um grande aumento da carga aplicada. Para evitar a abertura da junta e a consequente interrupção do processo, os parafusos devem ter classe de resistência selecionada adequadamente para suportar as solicitações mecânicas.

Adiante, na proposição de uma nova matriz ECA-T otimizada, serão discutidas com detalhes os requisitos necessários para a construção de uma matriz otimizada, levando-se em conta as características de fechamento e de parafusos.

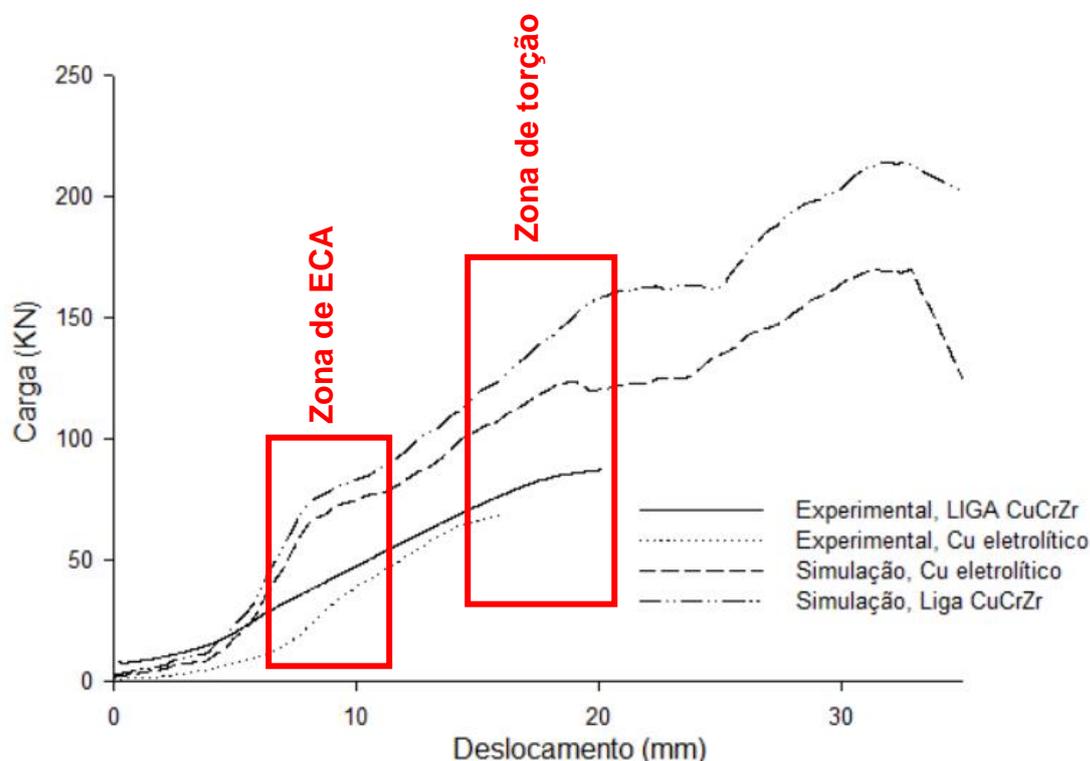
Figura 5.1 - Matriz ECA-T original aberta com um tarugo parcialmente processado.



Fonte: O autor.

A Figura 5.2 apresenta as curvas obtidas da simulação numérica computacional e experimentalmente a fim de comparar a variação da carga aplicada no tarugo em função do deslocamento do punção para o processamento por ECA-T na matriz original com as amostras de cobre e da liga CuCrZr. Como pode ser visto, no processamento experimental dos tarugos, o deslocamento chegou até 20 mm para o Cu e aproximadamente 17 mm para a liga CuCrZr, uma vez que o processo foi interrompido antes do término para a obtenção de uma amostra que seria seccionada em diferentes posições para estudo. Para as curvas de simulação, estes valores de deslocamento foram maiores, pois o tarugo foi empurrado até o fim do canal de saída. Além disso, observa-se que a tensão necessária para processar o tarugo através da zona de torção é significativamente maior que a tensão necessária para o material passar pela zona de ECA.

Figura 5.2 - Carga (kN) x deslocamento (mm) do processo de extrusão realizado no ensaio da matriz ECA-T original.



Fonte: O autor.

Estes resultados indicaram um bom alinhamento entre os dados experimentais e simulados, em concordância com a escolha inicial das malhas de elementos finitos. Assim, tais resultados serviram para gerar um padrão de validação, comparado ao experimental, e serviram como base para as demais simulações que serão apresentadas adiante.

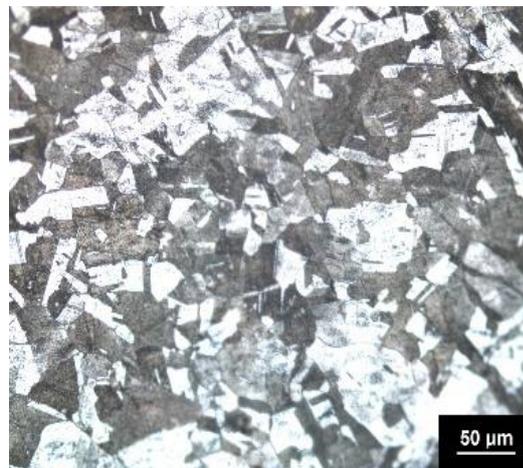
#### 5.1.2. Análise microestrutural e de dureza pós-ECA-T na matriz original

A Figura 5.3 mostra a microestrutura do cobre nas seções selecionadas antes e após o processo de extrusão por ECA-T. A seção P0 é do material antes da extrusão. Na seção P1 ainda não há nenhum refinamento significativo de grão, pois nesta região o material experimenta apenas compressão uniaxial. As seções P2 (retirada antes do cotovelo do canal angular) e P3 (após o cotovelo de ECA), ainda não apresentam alterações significativas de morfologia e tamanho de grão. Entretanto, na seção P4, na zona de torção, a microestrutura indica que a seção transversal deformou-se por cisalhamento e apresenta grãos mais fragmentados em comparação com P0. Por fim, a seção P5, após a passagem pela região de torção da matriz, observa-se uma mudança na orientação dos grãos, que seguem o vórtice de fluxo de material gerado pela torção. Além disso, com relação ao tamanho médio de grãos, observa-se um ligeiro refinamento, atingindo-se um tamanho médio de grãos da ordem de  $45 \pm 3 \mu\text{m}$ , que é aproximadamente 10% menor que o material recozido (P0).

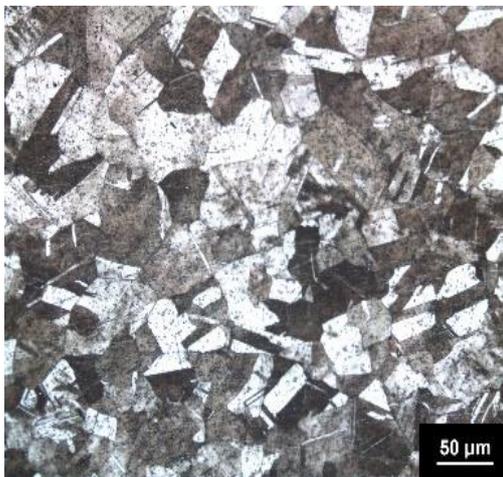
Figura 5.3 - Microscopia óptica em diferentes posições de seção transversal no cobre eletrolítico. P0 é referente ao material antes da extrusão.



P0



P1



P2



P3



P4



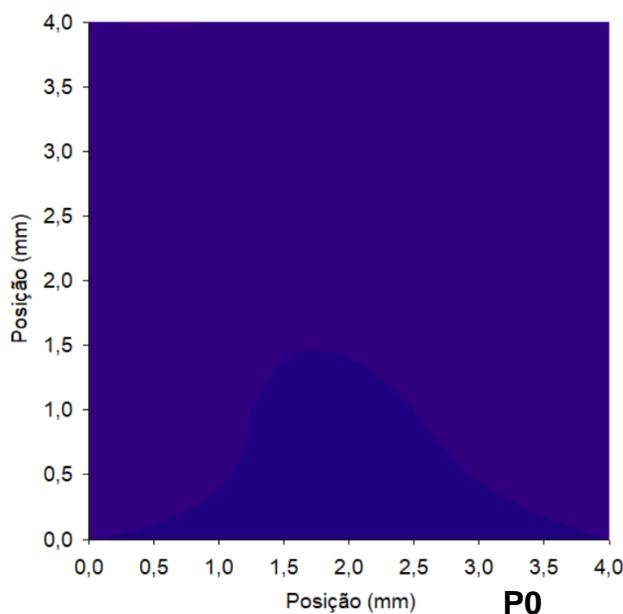
P5

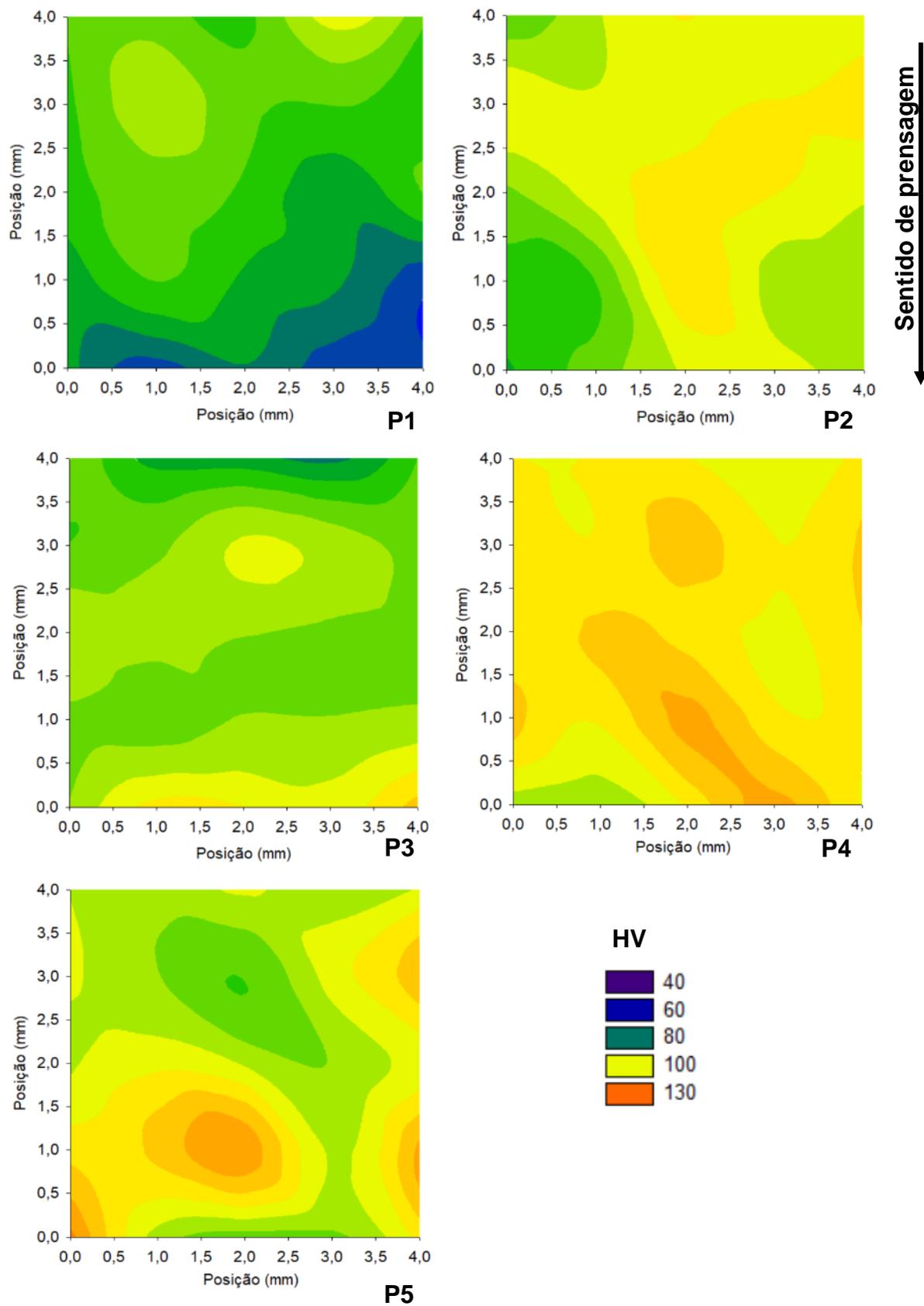
Sentido da prensagem

Além da análise metalográfica nas seções selecionadas, também foram realizados mapeamentos de dureza Vickers (HV). A Figura 5.4 mostra o resultado do mapeamento na seção do material e a Figura 5.5 mostra o valor médio de cada seção. A seção P0 é referente ao material inicial (sem processar) e foi incluída para fins comparativos da evolução de dureza.

Na Figura 5.4 observa-se, como esperado, que a distribuição de deformações muda conforme a posição analisada. Em P1, o tarugo experimenta ainda apenas compressão uniaxial no canal de entrada, o suficiente para aumentar a dureza devido ao encruamento. Em seguida, na posição P2, já na zona de ECA em que a deformação por cisalhamento puro predomina, a dureza continua aumentando uniformemente em toda a seção. Posteriormente, ao chegar na zona de torção, em P4 e P5, a dureza na seção transversal continua aumentando. Observa-se, também, que à medida que o tarugo percorre o canal da ECA-T a distribuição das deformações tende a ficar mais homogênea, ou seja, observa-se que a seção possui uma menor dispersão de valores de dureza.

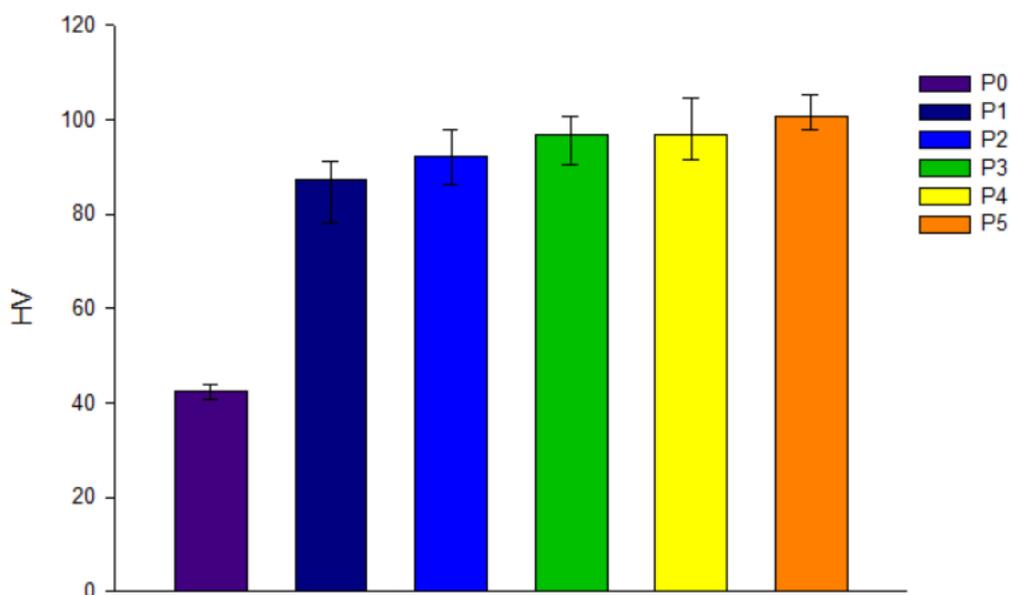
Figura 5.4 - Mapeamentos de dureza nas seções transversais do cobre eletrolítico nas posições P0, P1, P2, P3, P4 e P5.





Fonte: O autor.

Figura 5.5 - Média das durezas Vickers nas seções de P1 a P5 da amostra de cobre eletrolítico após ECA-T. P0 é a dureza média antes do processamento.

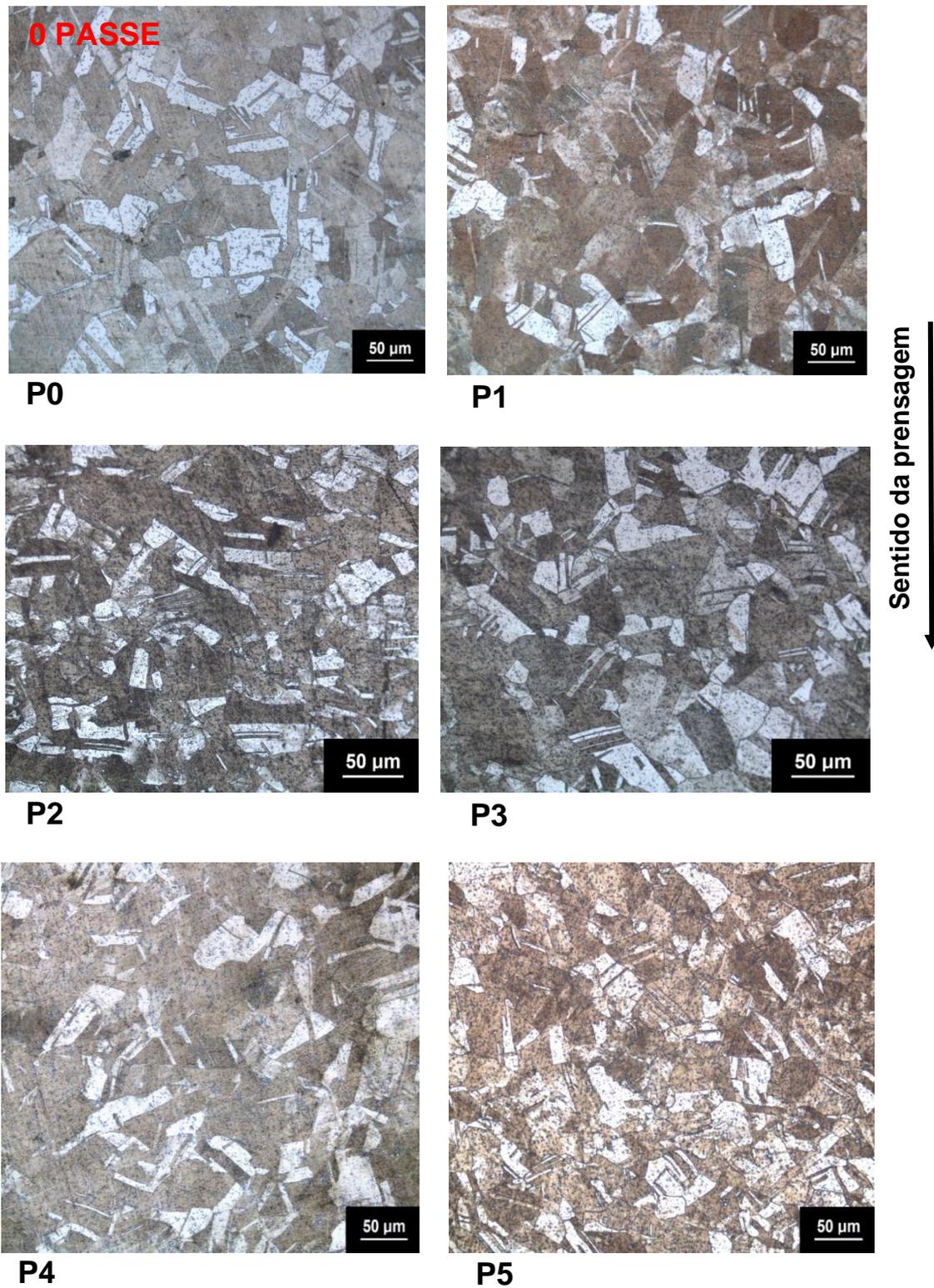


Fonte: O autor.

Na Figura 5.5 observa-se que a dureza média aumenta continuamente ao longo do tarugo de cobre puro, à medida em que é deformado em diferentes posições na matriz de ECA-T. Em P1 e P2, porções iniciais do canal de entrada e início do cisalhamento no cotovelo do ECA, respectivamente, já se observa um incremento de dureza considerável, em torno de 89%. Na comparação entre P0 e P5, este aumento da dureza média devido ao encruamento durante a ECA-T é de cerca de 112%.

Para a liga CuCrZr foram realizadas as mesmas análises. A Figura 5.6 apresenta o conjunto de microestruturas da liga nas posições P1, P2, P3, P4 e P5, além de P0 que é o material sem processar. Observa-se que em P1 ainda não há nenhuma alteração significativa na morfologia e tamanho dos grãos, porém em P2, na região de mudança de direção de extrusão, o cisalhamento aplicado provoca uma ligeira mudança na forma dos grãos, embora o tamanho médio não seja afetado. A mudança microestrutural mais evidente é observada nas seções P4 e P5, regiões nas quais a torção do material ocorre. Assim como observado para o cobre puro, há uma mudança na forma, orientação e tamanhos dos grãos, os quais reduzem seu tamanho médio para cerca de  $60 \pm 7 \mu\text{m}$ , ou seja, 14% menor do que o material inicial (P0).

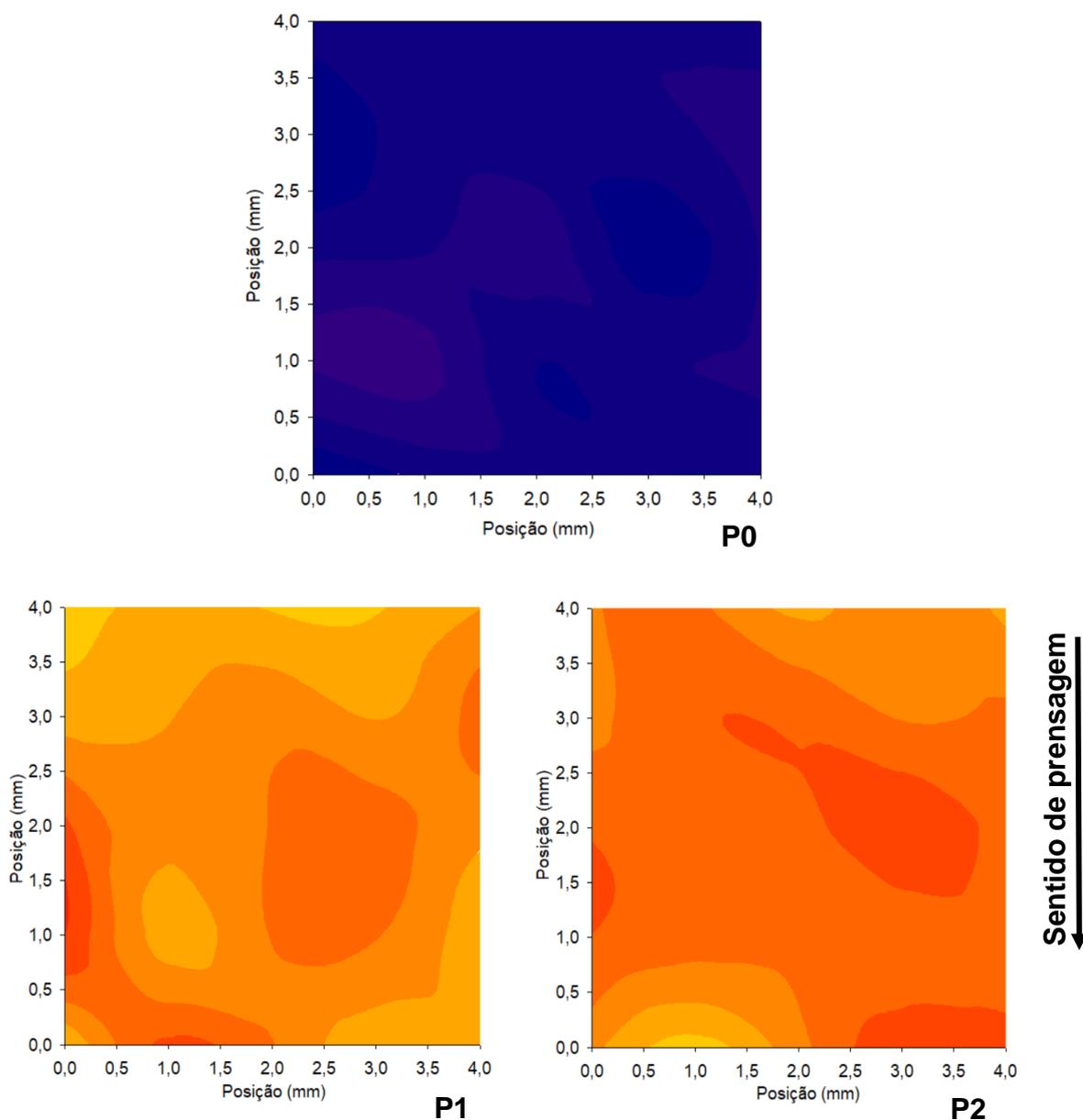
Figura 5.6 - Microscopia óptica em diferentes posições de seção transversal na liga CuCrZr. P0 é referente ao material antes da extrusão.

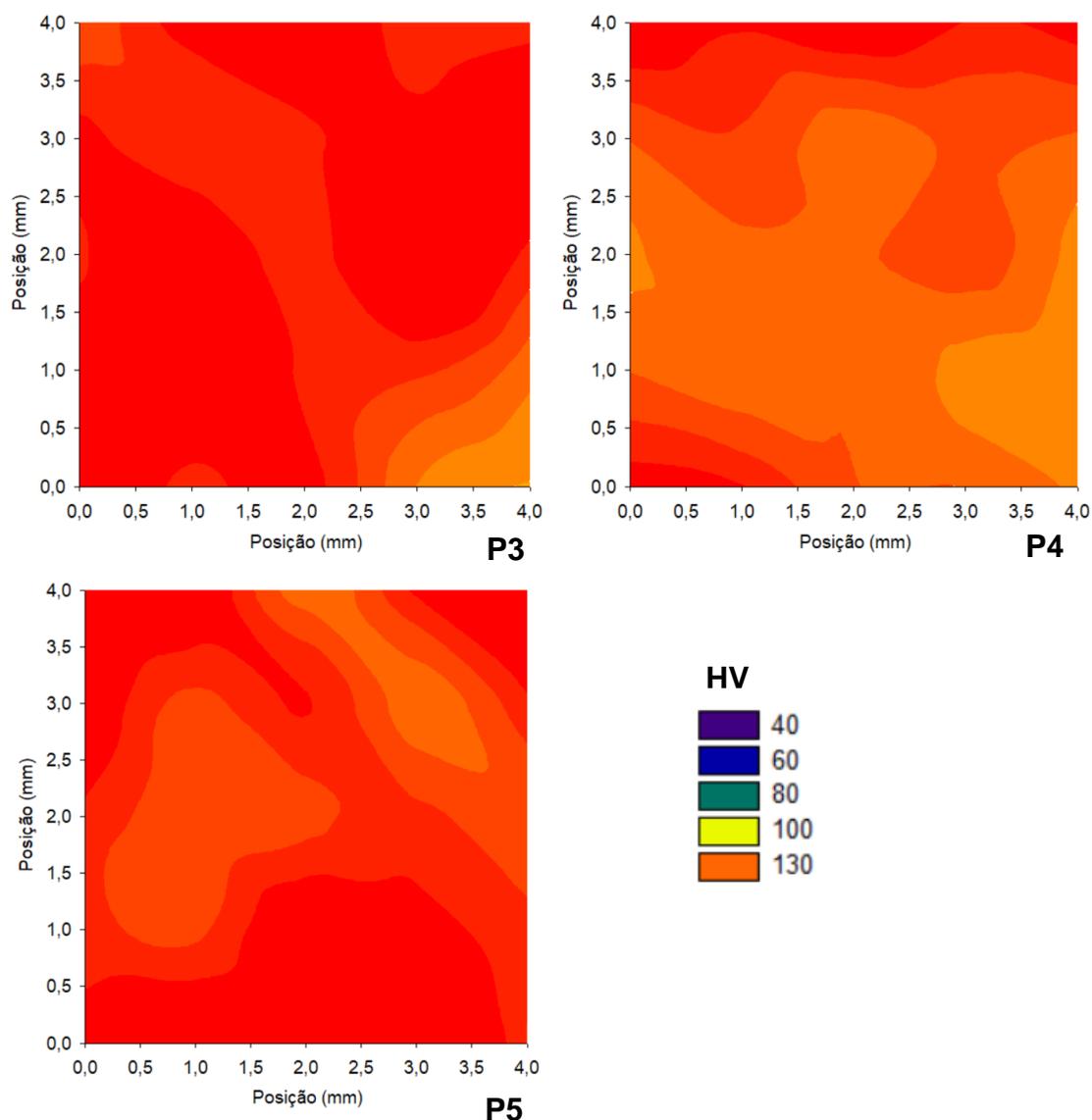


Fonte: O autor.

Os mapeamentos de dureza para a liga CuCrZr antes e após o processamento por ECA-T na matriz original são apresentados na Figura 5.7 e a média dos resultados de dureza na Figura 5.8. Novamente, a seção transversal denominada de P0 refere-se ao material inicial, antes do processamento e é apresentada para fins de comparação.

Figura 5.7 - Mapeamentos de dureza nas seções transversais da liga CuCrZr nas posições P0, P1, P2, P3, P4 e P5.

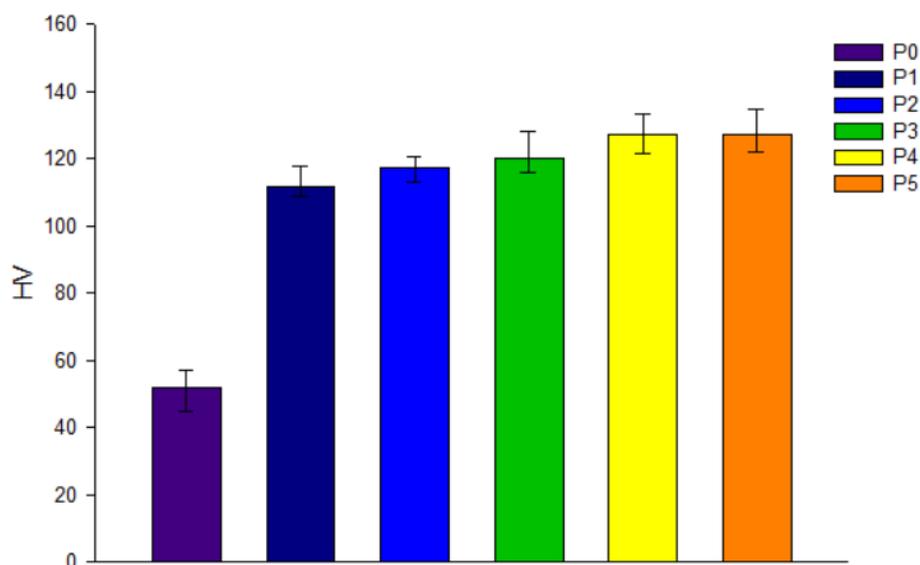




Fonte: O autor.

Nos mapeamentos mostrados na Figura 5.7, observam-se tendências similares às obtidas para o cobre eletrolítico. Há um incremento contínuo da dureza nas seções analisadas, conforme o tarugo avança pelos canais da matriz de ECA-T. Além disso, observa-se que já existe um aumento considerável de dureza desde a seção P1, sendo que os maiores valores são observados ao cruzar a zona de torção da matriz. Os valores médios de dureza em cada seção apresentados na Figura 5.8 indicam que em P1 ocorreu encruamento com aumento de dureza de aproximadamente 144% comparando-se com P0. Nas posições seguintes, continua ocorrendo este incremento de dureza, que é 12,5% maior em P5, em comparação com P1.

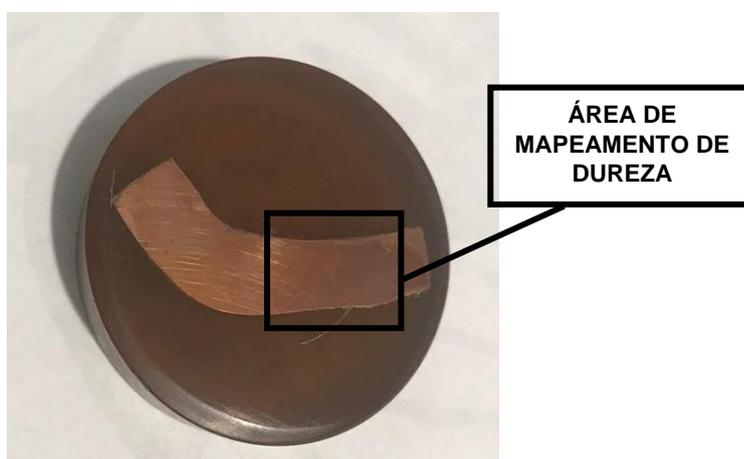
Figura 5.8 - Média das durezas Vickers nas seções de P1 a P5 da amostra da liga CuCrZr após ECA-T. P0 é a dureza média antes do processamento.



Fonte: O autor.

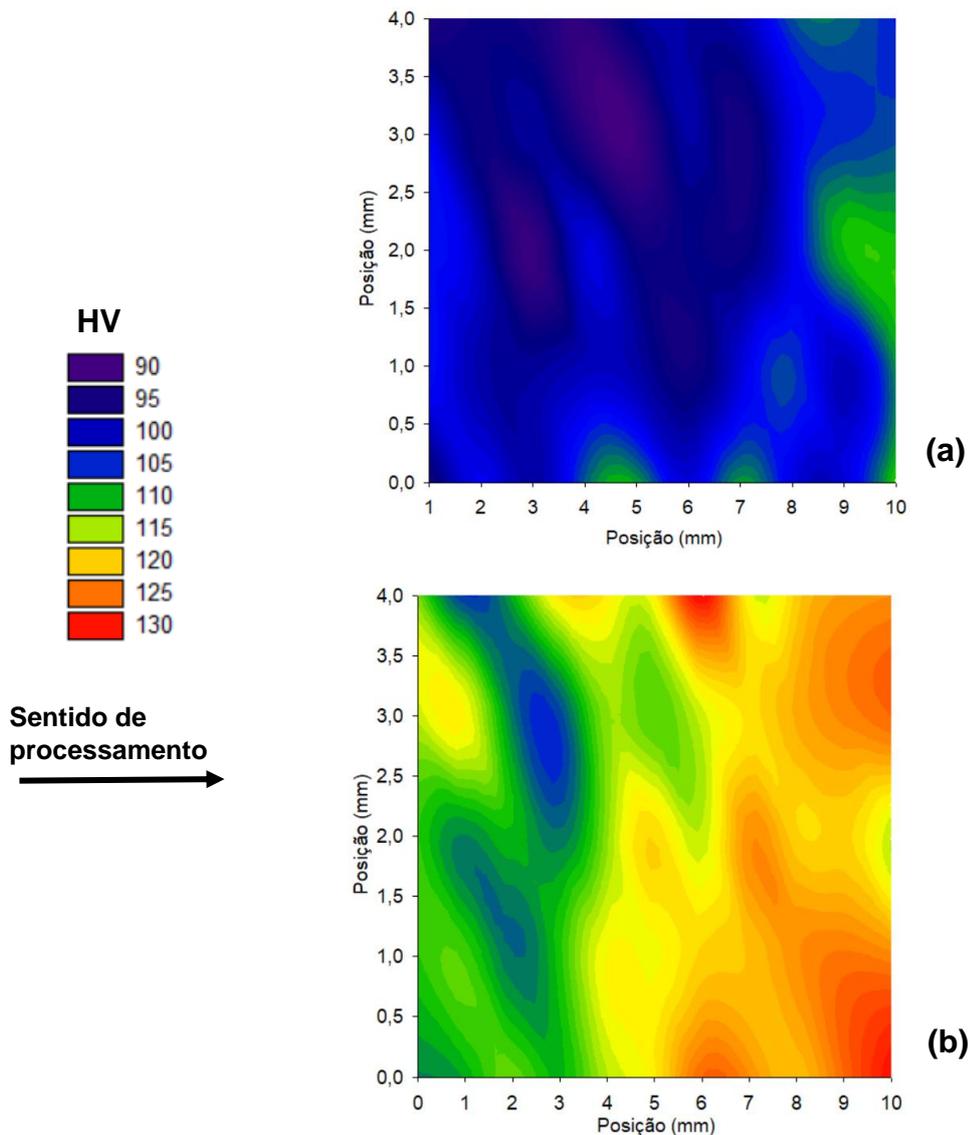
Com objetivo de analisar a seção longitudinal, especificamente na região onde há o trecho de torção da matriz ECA-T, foram realizadas as medidas de dureza e construídos os respectivos mapas para o Cu e a liga CuCrZr. A Figura 5.9 indica a região da seção longitudinal na qual foram feitos os mapeamentos, que são mostrados na Figura 5.10.

Figura 5.9 - Região da seção longitudinal da amostra para realização do mapeamento de dureza.



Fonte: O autor.

Figura 5.10 - Mapeamentos de dureza Vickers na seção longitudinal da zona de torção utilizando a matriz ECA-T original: (a) Cu e (b) liga CuCrZr.



Fonte: O autor.

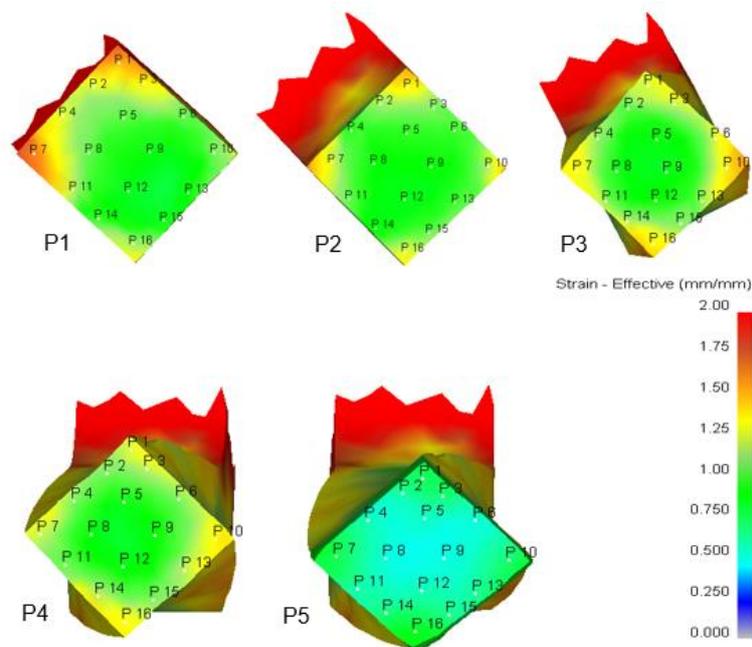
Os mapeamentos da seção longitudinal apresentados na Figura 5.10(a) indicaram que na seção longitudinal analisada para o cobre a distribuição de durezas é relativamente homogênea, sendo que mais próximo da zona de torção, este valor é maior (à direita da imagem). Já para a seção longitudinal da liga CuCrZr, na Figura 5.10(b), observa-se que também há uma distribuição heterogênea de dureza, portanto de deformações durante a ECA-T, sendo que os maiores valores estão justamente na zona de torção da matriz (à direita da imagem).

### 5.1.3. Simulação numérica na matriz ECA-T original

A simulação numérica utilizando a geometria da matriz original de ECA-T foi realizada para ambos os materiais, Cu e liga CuCrZr. Os resultados mostrados são uma estimativa para a deformação efetiva de uma seção. Esse valor é calculado pela média de 16 valores pontuais estimados para cada uma das seções transversais consideradas.

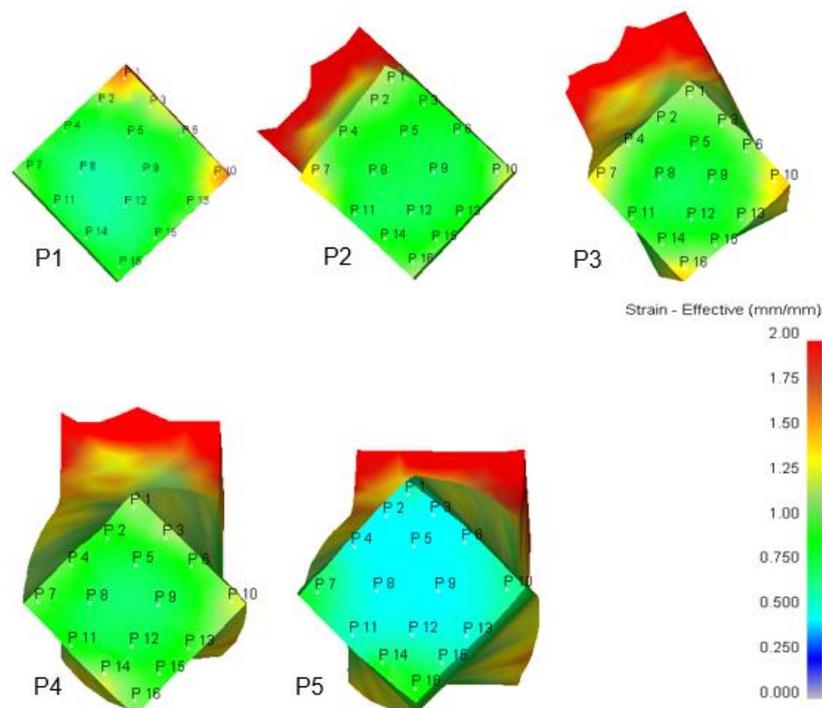
As Figuras 5.11 e 5.12 mostram os cortes das seções de interesse para o cobre e a liga CuCrZr, respectivamente após processamento na matriz ECA-T original. Como pode ser visto, há uma concentração de deformação efetiva nas arestas e vértices do tarugo processado nas regiões de maior atrito com a matriz para ambos os materiais estudados. Além disso, pode-se notar que até P4 não houve uma variação muito significativa na distribuição de deformações efetivas na seção transversal do tarugo, mantendo-se uma relativa homogeneidade, com exceção das arestas e vértices. Em P5, aparenta-se que a deformação efetiva é menor na região central, porém este é um efeito do alívio de deformações elásticas na porção final do canal de saída da matriz.

Figura 5.11 - Mapas de deformação efetiva estimados na simulação numérica na matriz ECA-T original para cobre eletrolítico nas posições P1, P2, P3, P4 e P5.



Fonte: O autor.

Figura 5.12 – Mapas de deformação efetiva estimados na simulação numérica na matriz ECA-T original da liga CuCrZr, nas posições P1, P2, P3, P4 e P5.



Fonte: O autor.

Com o conjunto de dados estimados para a matriz de ECA-T original, notou-se que o grau de deformação imposto não foi relativamente elevado (deformação equivalente de aproximadamente 0,61 por passe). Entretanto, foi visto que uma distribuição relativamente homogênea de deformações ao longo das seções transversais é obtida, com exceção das regiões que ficam em contato com as arestas dos canais, pois não possuem um raio de curvatura para alívio de tensões durante o processamento. Os dados estimados na simulação da matriz de ECA-T original ficaram de acordo com os obtidos experimentalmente, em termos das deformações impostas. No subitem a seguir, é detalhado o estudo que foi realizado para otimizar a matriz de ECA-T, em particular com o estudo do efeito dos ângulos que formam a zona de torção, já que os ângulos do cotovelo de ECA foram mantidos constantes de forma. O objetivo é procurar uma combinação de ângulos que permita obter maior deformação equivalente por passe, sem necessariamente aumentar significativamente a força para prensagem do tarugo durante a ECA-T e,

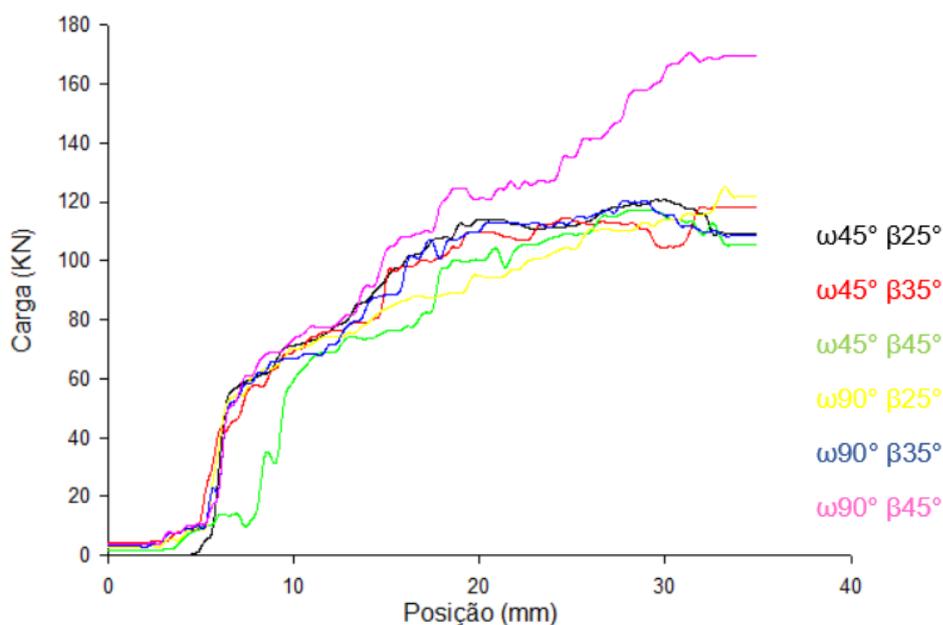
também, que propicie uma deformação relativamente homogênea nas seções transversais do tarugo.

## 5.2. Simulação numérica da matriz de ECA-T com as geometrias propostas

No processo de projeto de uma nova matriz de ECA-T, foram analisadas seis diferentes combinações de geometrias para a zona de torção, sendo que a zona de ECA foi mantida inalterada, considerando uma geometria favorável já estudada anteriormente (22). O primeiro passo no estudo da nova matriz de ECA-T foi analisar as curvas de carga de prensagem no punção para processar um tarugo inteiro em um único passe.

A Figura 5.13 mostra o resultado estimado na simulação numérica para a força no punção durante o processo ECA-T utilizando o tarugo de cobre eletrolítico. Os valores variaram entre aproximadamente 100 kN e 120 kN para as geometrias consideradas, exceto para a geometria  $\omega = 90^\circ$  e  $\beta = 45^\circ$ , em que a carga máxima chegou a 170 kN.

Figura 5.13 - Curvas de força no punção x posição do tarugo na matriz de ECA-T para o cobre eletrolítico.

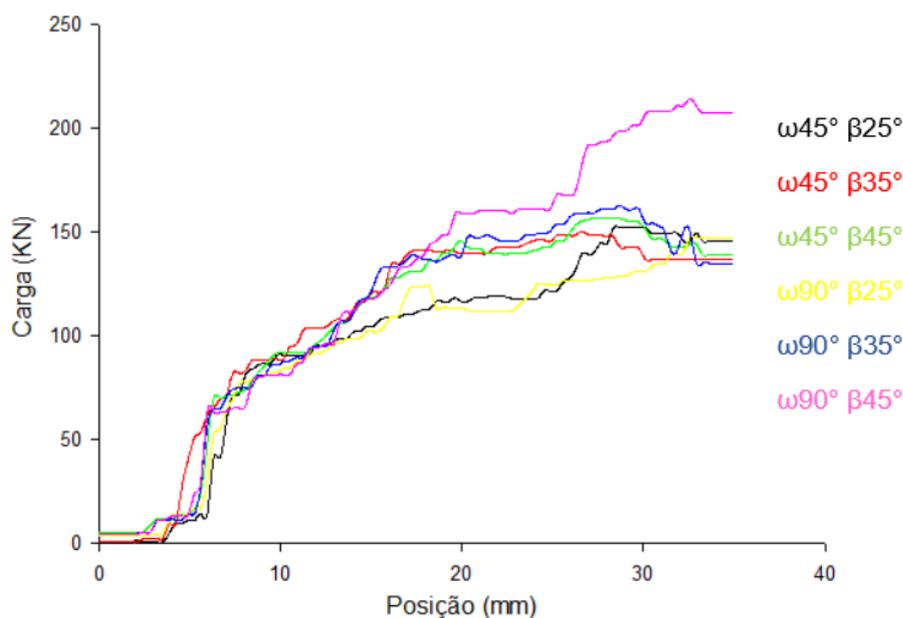


Fonte: O autor.

Para fins de comparação, a matriz de ECA-T original (na simulação numérica) alcançou valores de 150 a 200 kN na extrusão do tarugo, o que corresponderia a impor uma carga de cerca de 15-20 toneladas sobre o punção para realizar a extrusão. Por esta mesma razão, quando foram realizados os experimentos com a matriz original, as extrusões precisaram ser interrompidas com cerca de 90 kN, que corresponde a aproximadamente 9 toneladas sobre o punção, visto que valores muito superiores à este comprometeram o fechamento da matriz devido à resistência limitada dos parafusos da matriz ECA-T original. Com as geometrias propostas para a matriz-protótipo de ECA-T, estes valores atingiram um máximo de cerca de 10 a 11 toneladas, valor suficiente para processar o tarugo por completo, sem quebra de punção, abertura accidental da matriz ou escoamento dos parafusos, indicando a viabilidade do processo com as geometrias analisadas.

A Figura 5.14 mostram os resultados estimados por simulação numérica para a variação da força no punção durante o processo ECA-T para a liga CuCrZr.

Figura 5.14 - Curvas de força no punção x posição do tarugo na matriz de ECA-T para a liga CuCrZr.

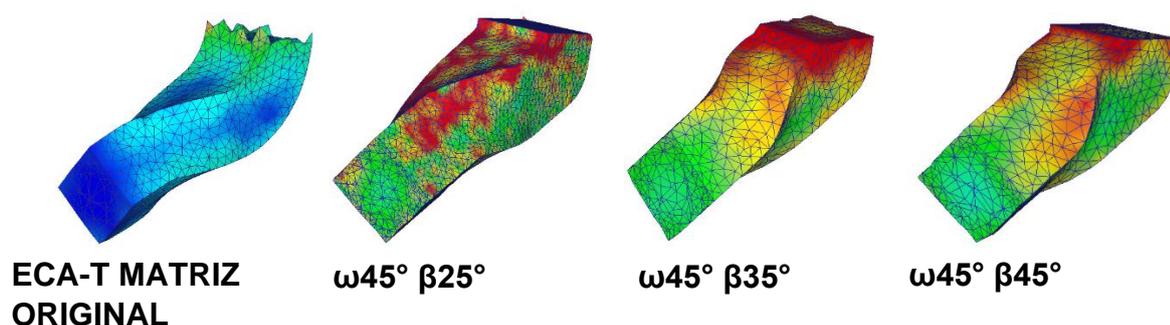


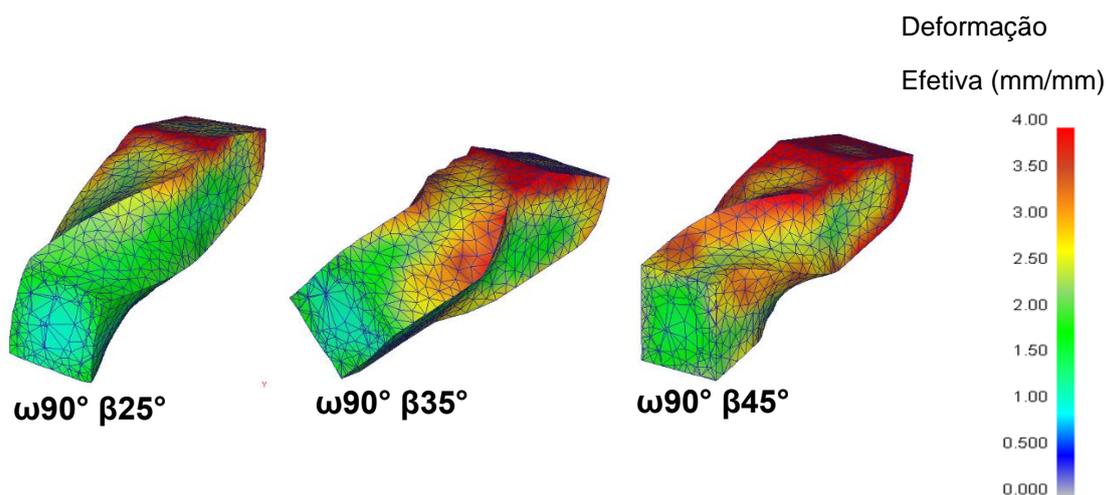
Fonte: O autor.

Na Figura 5.14 há tendências similares às observadas para a simulação da matriz com tarugo de cobre eletrolítico, embora os valores de força de processamento sejam ligeiramente superiores. Essa divergência está associada justamente com a dureza do material inicial, que é maior para a liga CuCrZr do que para o cobre eletrolítico e, também, relaciona-se com o encruamento na liga ser maior do que para o cobre. Assim, com exceção da geometria que combinou  $\omega = 90^\circ$  e  $\beta = 45^\circ$ , as demais apresentam um valor máximo de força de prensagem que variou de 130 a 160 kN, representando uma carga de cerca de 13-16 toneladas sobre o punção. Em uma matriz bem dimensionada e com parafusos resistentes, é possível executar a extrusão com essas cargas sem dificuldades em materiais mais duros, como é o caso da liga CuCrZr, indicando a viabilidade do processamento com estas geometrias da zona de torção. A combinação  $\omega = 90^\circ$  e  $\beta = 45^\circ$ , mais uma vez, mostrou ser inadequada para a construção de uma matriz de ECA-T, já que para ambos os materiais foram necessárias cargas muito elevadas.

Além da análise das forças necessárias para completar a extrusão por ECA-T, também foi analisada a distribuição de deformações efetivas e tensões efetivas ao longo do tarugo e em diferentes seções transversais. As Figuras 5.15 e 5.16 mostram a variação da deformação efetiva ao longo dos tarugos, com a extremidade sendo a seção P5, para o cobre eletrolítico e para o CuCrZr, respectivamente. Esta seção corresponde à passagem completa até o término da zona de torção e desconsiderando a porção final do canal de saída da matriz.

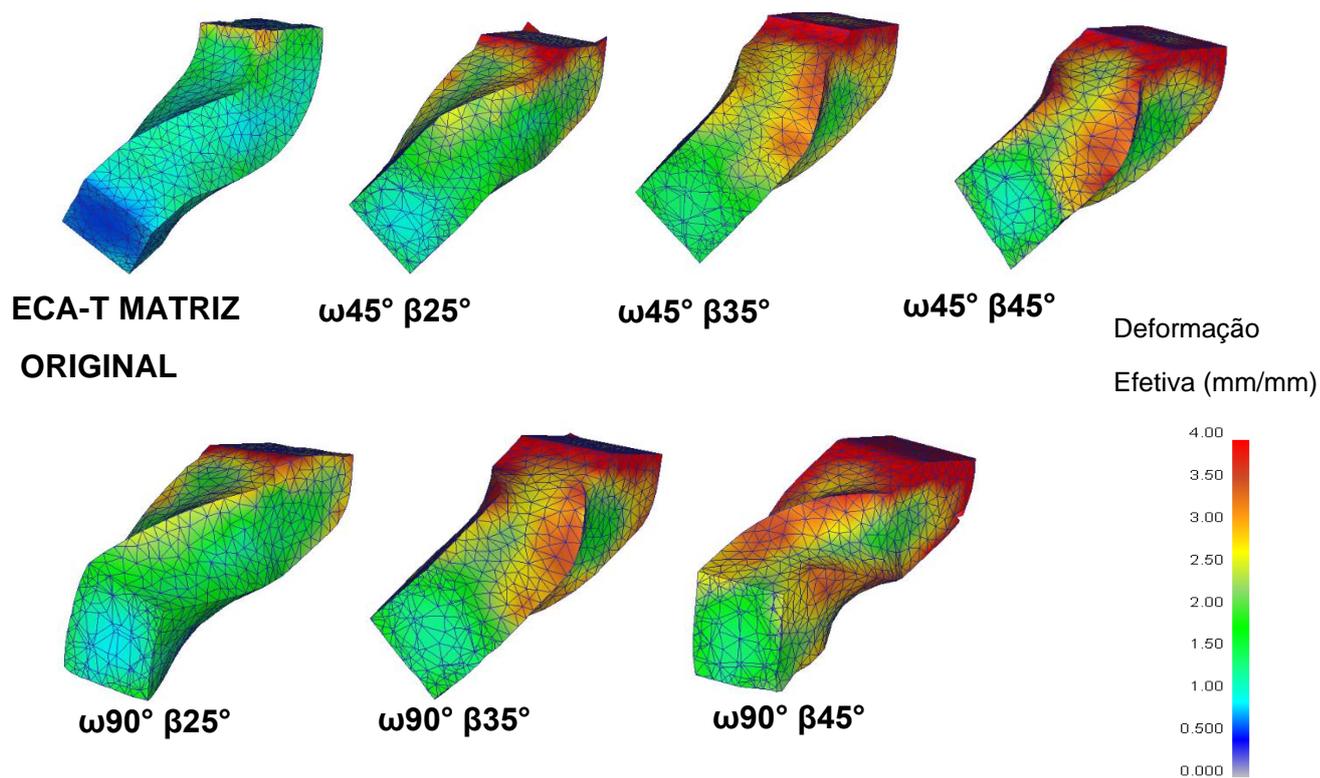
Figura 5.15 – Deformação efetiva ao longo do tarugo de cobre eletrolítico na simulação da ECA-T com diferentes combinações de ângulos  $\omega$  e  $\beta$ . A extremidade corresponde à seção P5.





Fonte: O autor.

Figura 5.16 - Deformação efetiva ao longo do tarugo da liga CuCrZr na simulação da ECA-T com diferentes combinações de ângulos  $\omega$  e  $\beta$ . A extremidade corresponde à seção P5.



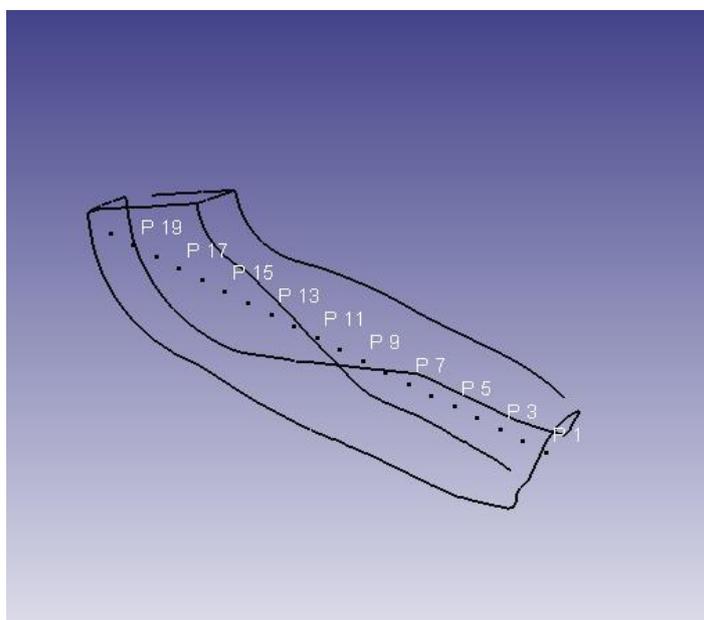
Fonte: O autor.

As Figuras 5.15 e 5.16 indicaram que a distribuição de deformações efetivas é mais heterogênea na superfície dos tarugos processados, para

ambos os materiais, sendo mais concentrada nas regiões de arestas dos tarugos. Com relação à uniformidade da distribuição das deformações efetivas nas seções transversais, observa-se que há poucas diferenças entre as geometrias analisadas. Dentre as condições estudadas, a combinação de  $\omega = 90^\circ$  e  $\beta = 25^\circ$  apresenta maior homogeneidade tanto na superfície quanto no centro do tarugo comparada às demais. Em relação à matriz original de ECA-T, nota-se claramente que as deformações efetivas são superiores.

Para uma melhor análise da distribuição das tensões e deformações efetivas ao longo dos tarugos processados, valores médios foram determinados. A Figura 5.17 indica em quais pontos ao longo do tarugo foram obtidas as informações de deformação efetiva e de tensão efetiva. Estes valores médios estão resumidos na Tabela 5.1, a seguir.

Figura 5.17 - Ilustração esquemática do tarugo durante o processamento por ECA-T e indicação dos pontos nos quais foram estimados valores médios de tensões e deformações efetivas.



Fonte: O autor.

Tabela 5.1 - Valores médios de deformação efetiva e tensão efetiva estimados nas simulações realizadas no programa Deform® com as amostras de cobre e da liga CuCrZr.

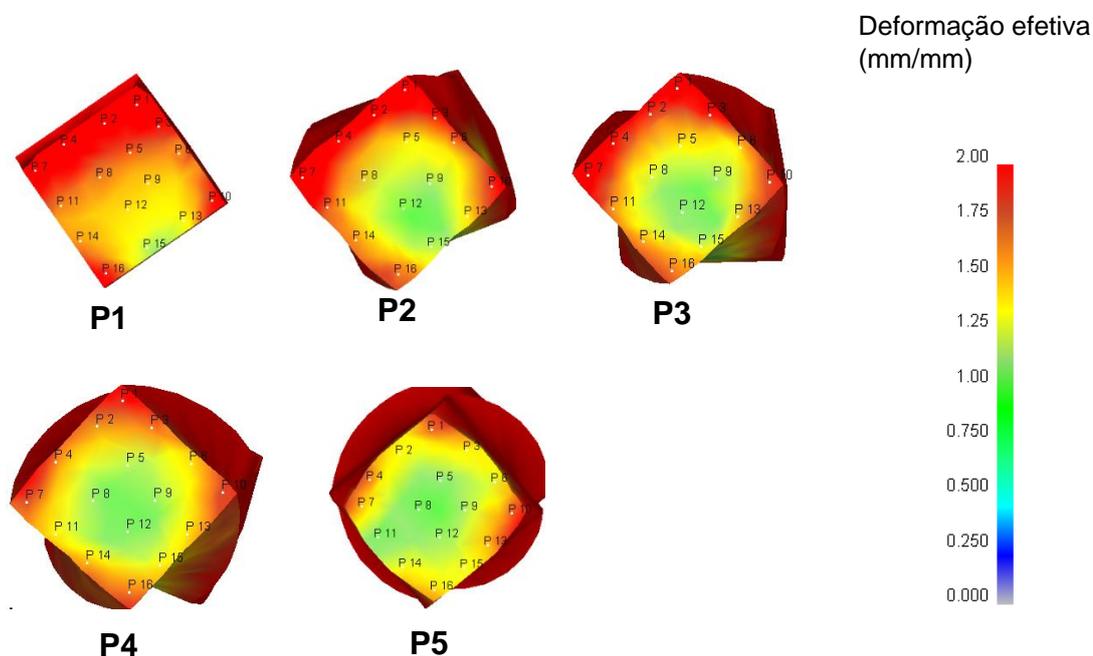
Material	Geometria	Deformação efetiva	Tensão efetiva média
		média	(MPa)
<b>CuCrZr</b>	$\omega 45^\circ \beta 25^\circ$	1,13	580
<b>Cu</b>	$\omega 45^\circ \beta 25^\circ$	2,31	404
<b>CuCrZr</b>	$\omega 45^\circ \beta 35^\circ$	2,92	880
<b>Cu</b>	$\omega 45^\circ \beta 35^\circ$	3,49	700
<b>CuCrZr</b>	$\omega 45^\circ \beta 45^\circ$	2,95	908
<b>Cu</b>	$\omega 45^\circ \beta 45^\circ$	3,60	670
<b>CuCrZr</b>	$\omega 90^\circ \beta 25^\circ$	3,35	863
<b>Cu</b>	$\omega 90^\circ \beta 25^\circ$	3,56	680
<b>CuCrZr</b>	$\omega 90^\circ \beta 35^\circ$	3,40	891
<b>Cu</b>	$\omega 90^\circ \beta 35^\circ$	3,58	720
<b>CuCrZr</b>	$\omega 90^\circ \beta 45^\circ$	4,60	998
<b>Cu</b>	$\omega 90^\circ \beta 45^\circ$	4,78	834

Fonte: O autor.

Com os dados da Tabela 5.1, pode-se estabelecer que quanto maior o valor de  $\omega$ , maiores são as deformações e tensões efetivas experimentadas pelos tarugos, tanto de cobre como da liga CuCrZr. O efeito do ângulo  $\beta$  é ainda mais pronunciado na determinação das tensões e deformações efetivas. Dentre as geometrias analisadas, novamente, a combinação de ângulos  $\omega = 90^\circ$  e  $\beta = 25^\circ$  na zona de torção apresenta valores relativamente maiores de tensões e deformações efetivas no tarugo. Embora outras combinações tenham alcançado deformações efetivas maiores, como o caso de  $\omega = 90^\circ$  e  $\beta = 45^\circ$ , salienta-se que é necessário analisar em conjunto as forças de prensagem e a homogeneidade das deformações no tarugo. Estes resultados estão em concordância com o trabalho desenvolvido por Kocich et al. (46) que determinou que para a ECA-T um ângulo de  $\omega = 90^\circ$  leva uma distribuição relativamente homogênea da deformação imposta ao longo do comprimento do tarugo, combinado com um valor ideal de  $\beta = 20^\circ$ .

Diante destes resultados, considerando a geometria  $\omega = 90^\circ$  e  $\beta = 25^\circ$  como a que atingiu a melhor combinação de resultados dentre as combinações selecionadas para o estudo, foram realizados cortes na seção transversal de tarugos de cobre e da liga CuCrZr processados na matriz com esta geometria. As Figuras 5.18 e 5.19 mostram as distribuições de deformações efetivas nas seções P1 a P5 para o cobre eletrolítico e para a liga CuCrZr, respectivamente.

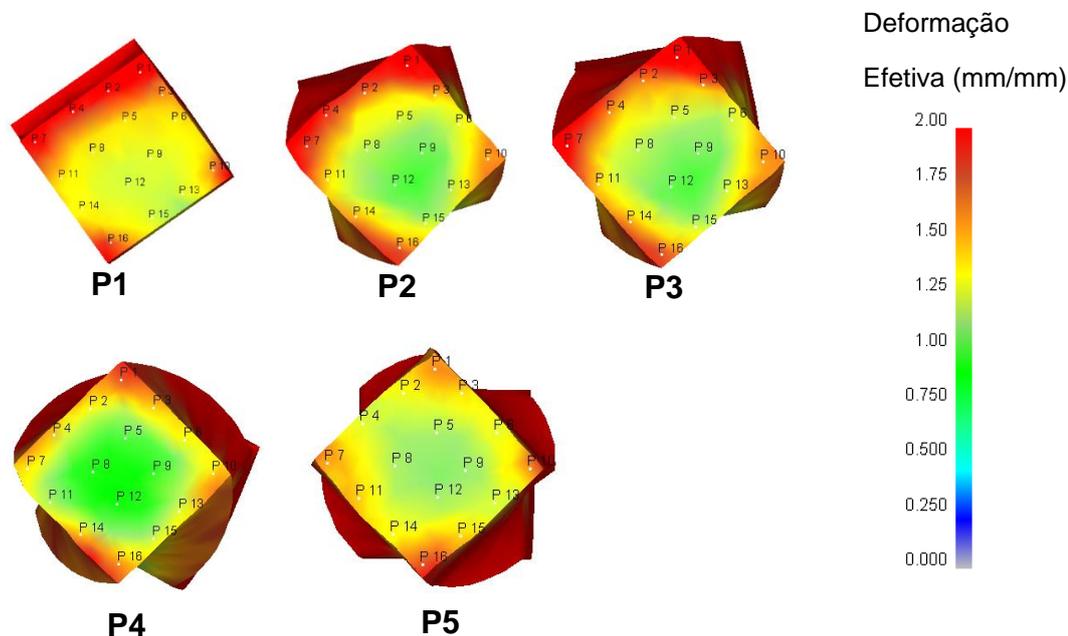
Figura 5.18 - Deformação efetiva nas seções de P1 a P5 utilizando a matriz de ECA-T com zona de torção com ângulos  $\omega = 90^\circ$   $\beta = 25^\circ$ . Simulação numérica para o cobre eletrolítico.



Fonte: O autor.

Para o cobre eletrolítico processado na matriz com ângulos da zona de torção igual a  $\omega = 90^\circ$   $\beta = 25^\circ$ , observa-se que de P1 a P5 há um aumento na homogeneidade da distribuição das deformações efetivas. Mesmo que na região central a deformação efetiva média seja ligeiramente inferior em relação às superfícies (mais deformadas em virtude do atrito contra as paredes da matriz), espera-se que com múltiplos passes essas diferenças sejam reduzidas. Para a liga CuCrZr (Figura 5.19), também são observadas as mesmas tendências.

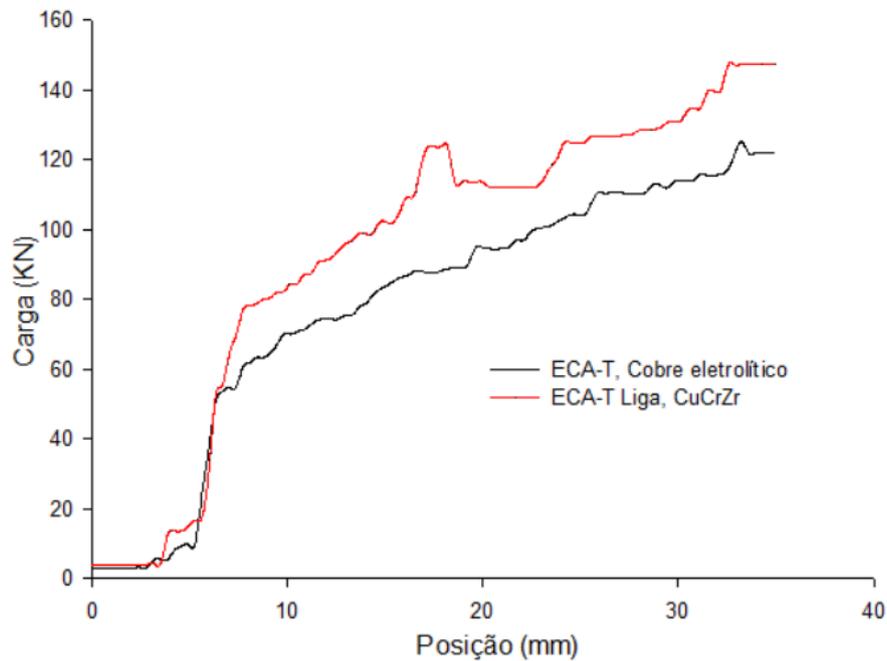
Figura 5.19 - Deformação efetiva nas seções de P1 a P5 utilizando a matriz de ECA-T com zona de torção com ângulos  $\omega = 90^\circ$   $\beta = 25^\circ$ . Simulação numérica para a liga CuCrZr.



Fonte: O autor.

Além de analisar as distribuições das deformações efetivas nos tarugos, a força necessária para processar os dois materiais também foi analisada para a geometria  $\omega = 90^\circ$   $\beta = 25^\circ$ . A Figura 5.20 mostra uma comparação da evolução da força aplicada no punção em função da posição, para o cobre eletrolítico e a liga CuCrZr. Os níveis de carga alcançados nos dois casos são compatíveis com as forças observadas nos experimentos com a matriz ECA-T original. Entretanto, vale ressaltar que embora as cargas sejam similares, em comparação com a ECA-T original, esta nova configuração da zona de torção impõe uma deformação equivalente de 1,12 por passe, enquanto a matriz original era de apenas 0,61. Ou seja, a matriz proposta com  $\omega = 90^\circ$   $\beta = 25^\circ$ , além de impor uma deformação equivalente maior por passe, diretamente relacionada com o refinamento microestrutural alcançado, ainda apresenta forças de prensagem que viabilizam o processo e os tarugos processados são relativamente mais homogêneos em termos de distribuição de deformações do que aqueles estimados na matriz ECA-T original.

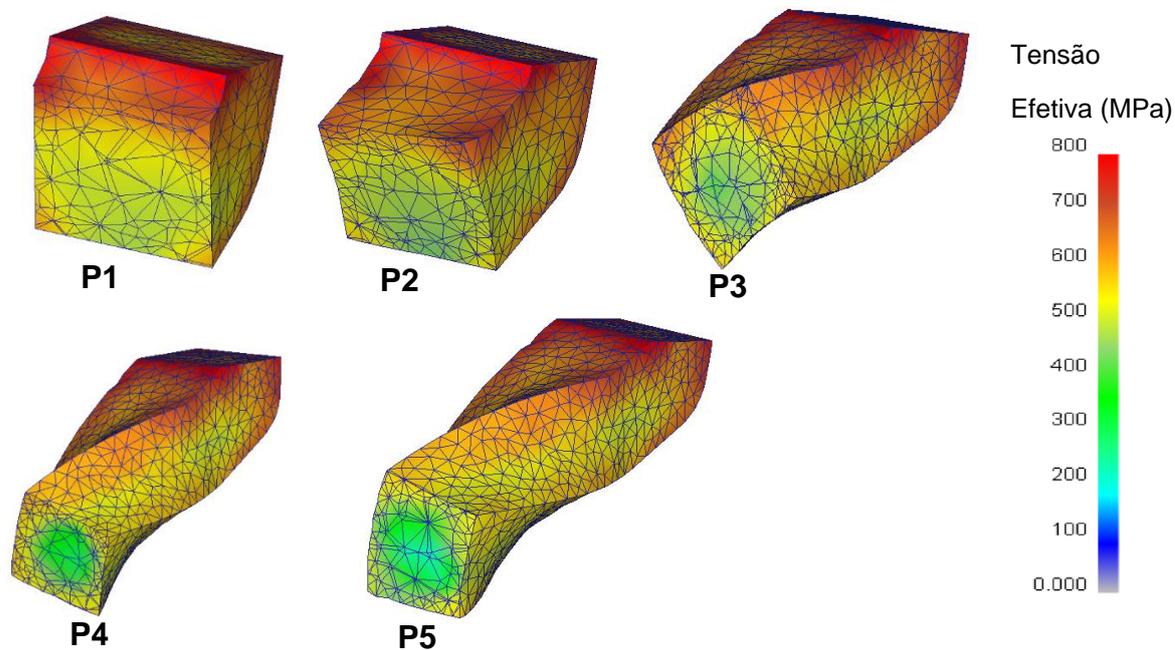
Figura 5.20 - Força aplicada no punção para extrusão na matriz ECA-T com geometria na zona de torção com ângulos  $\omega = 90^\circ$  e  $\beta = 25^\circ$ .



Fonte: O autor.

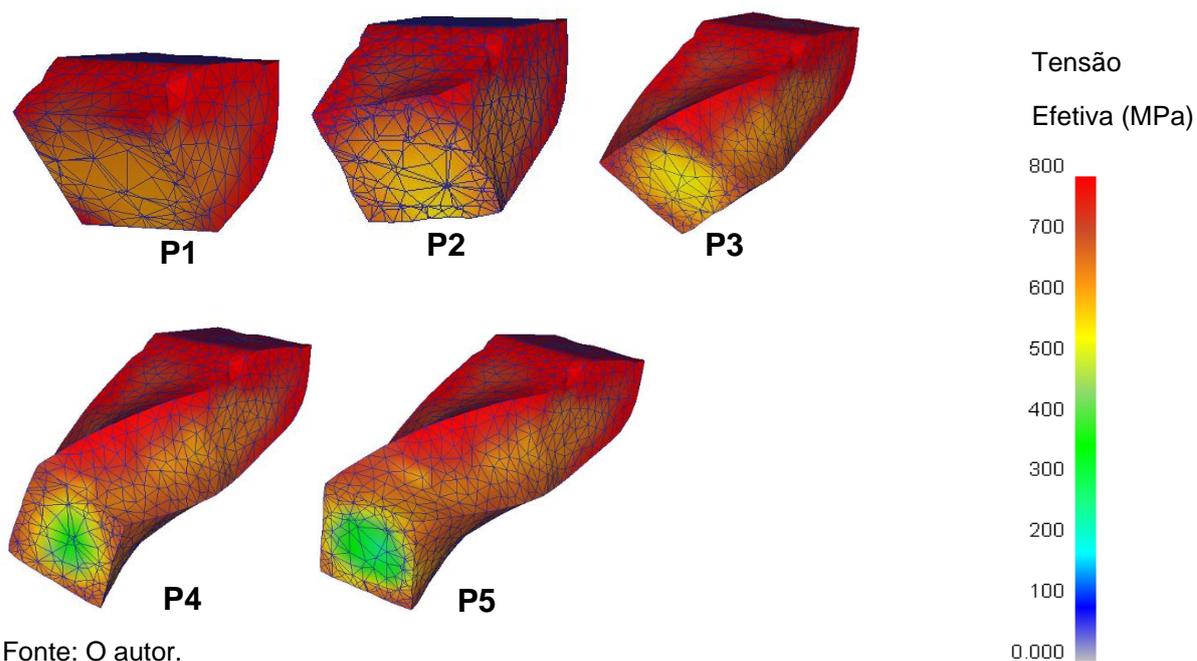
As Figuras 5.21 e 5.22 mostram os mapas de tensões efetivas nos tarugos de cobre eletrolítico e da liga CuCrZr. De modo similar ao observado para as deformações efetivas, a região central do tarugo experimenta tensões efetivas menores do que a superfície. Comparando-se com o trabalho de MOUSAVI et al. (52), utilizando ECA-T em alumínio, os resultados das tensões efetivas são similares quando se comparam as arestas do tarugo. A tensão efetiva é, normalmente, maior em relação ao centro, devido ao atrito do material com a matriz.

Figura 5.21 - Mapeamento de tensões efetivas no tarugo de cobre eletrolítico nas seções transversais de P1 a P5. Matriz ECA-T com zona de torção com ângulos  $\omega = 90^\circ$  e  $\beta = 25^\circ$ .



Fonte: O autor.

Figura 5.22 - Mapeamento de tensões efetivas no tarugo da liga CuCrZr nas seções transversais de P1 a P5. Matriz ECA-T com zona de torção com ângulos  $\omega = 90^\circ$  e  $\beta = 25^\circ$ .



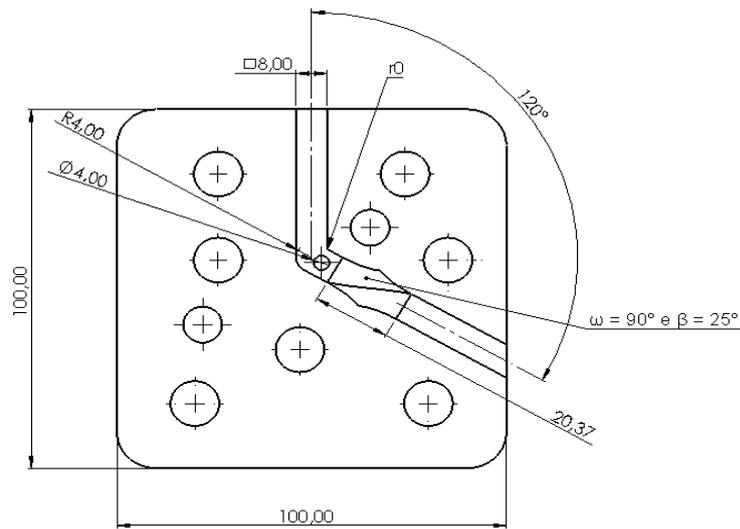
Fonte: O autor.

### 5.3. Matriz-protótipo de ECA-T

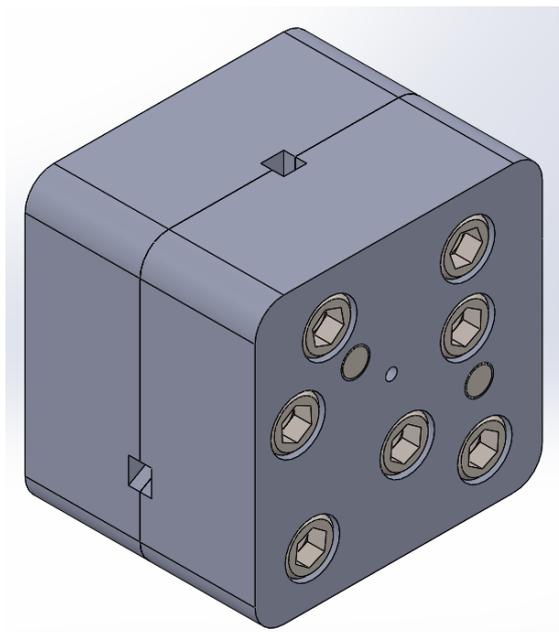
Considerando o conjunto de resultados das simulações detalhado na seção 5.2, a matriz cuja geometria na zona de torção combina os ângulos  $\omega = 90^\circ$ ,  $\beta = 25^\circ$  foi escolhida como a versão otimizada da matriz de ECA-T. Assim, foi proposta a construção de uma nova matriz, levando em consideração as forças de prensagem para tornar o processo viável e as distribuições de tensões e deformações efetivas nas seções transversal e longitudinal do tarugo processado. Além do projeto melhorar a geometria do canal, em particular na zona de torção, a otimização em relação à fabricação também é proposta, a fim de economizar material, indicar elementos de fixação apropriados, inserir pino guia para alinhamento das partes da matriz e aumentar a resistência ao desgaste.

A Figura 5.23(a) apresenta o projeto mecânico em 2D da matriz otimizada. A construção consiste em utilizar dois blocos de aço H13 e, após todo o processo de usinagem, depositar um recobrimento de nitreto de titânio (TiN), com a finalidade de aumentar a resistência ao desgaste da matriz, prolongando a vida útil. Na Figura 5.23(b) é apresentada uma representação esquemática tridimensional da matriz-protótipo de ECA-T.

Figura 5.23 - (a) Projeto mecânico em 2D da geometria  $\omega = 90^\circ$  e  $\beta = 25^\circ$  para a matriz-protótipo de ECA-T e (b) Perspectiva em 3D da matriz bipartida fechada.



(a)



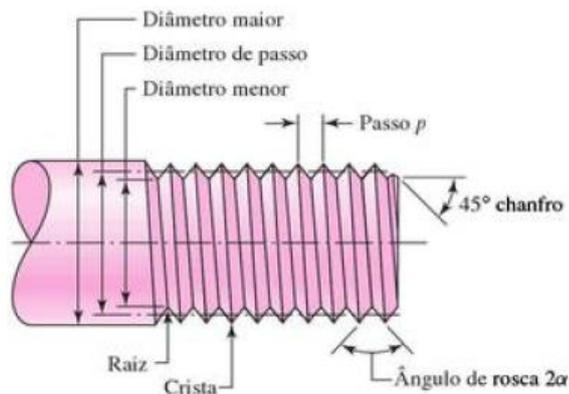
(b)

Fonte: O autor.

Ao projetar um conjunto mecânico, é importante que seja definido o elemento de fixação apropriado em relação às peças que devem ser unidas ou fixadas. Este procedimento minimiza possíveis problemas relacionados à concentração de tensões que podem causar deformação plástica (53). Para tanto, foram calculados a resistência nos elementos de fixação da matriz-protótipo, que consistem em parafusos do tipo Allen de rosca M12 inteira, com

cabeça cilíndrica e sextavado interno e classe de resistência 12.8. Na matriz há rebaixos para o encaixe da cabeça dos parafusos. A terminologia da rosca de fixação é detalhada na Figura 5.24, a seguir.

Figura 5.24 - Terminologia de rosca de fixação.



Fonte: (54)

O diâmetro maior  $d_m$  é o maior diâmetro de uma rosca de parafuso; o diâmetro menor (ou de raiz)  $d_r$  é o menor diâmetro de uma rosca de parafuso; o diâmetro de passo  $d_m$  é um diâmetro teórico entre os diâmetros maior e menor. Para uma rosca única, como na Figura 5.24, o avanço é o mesmo que o passo (54). Agora, considerando o cálculo de esforço de tração nos parafusos, obteve-se:

Parafuso sextavado M12x1,75. Classe de resistência de 12.9.

Resistência a tração,  $12 \times 100 \text{ N/mm}^2 = 1200 \text{ N/mm}^2$ .

Limite de escoamento, 90% de  $1200 \text{ N/mm}^2 = 1080 \text{ N/mm}^2$ .

Para calcular o diâmetro menor é utilizado a equação 5.1 a seguir:

$$\begin{aligned} d_r &= d - 1,23 \cdot P \\ d_r &= 12 - (1,23 \cdot 1,75) \\ d_r &= 9,85 \text{ mm} \end{aligned} \quad \text{Eq. (5.1)}$$

considerando o diâmetro menor do parafuso, então a área do diâmetro menor do parafuso,  $A = 76,2 \text{ mm}^2$ .

Eq. (5.2)

$$\sigma = \frac{F}{A}$$
$$1080 = \frac{F}{76,2}$$
$$F = 82296 \text{ N}$$

Considerando o projeto da matriz para utilizar sete parafusos, então a força aplicada será de  $F = 576072 \text{ N}$ .

Utilizando um torquímetro para adicionar uma pré-carga inicial de 60% da força calculada nos parafusos de fixação na matriz (54), então a força que “sobra” para carga dos elementos de fixação para não passar do regime plástico com total de 7 parafusos do projeto é de  $F = 230428,8 \text{ N}$ .

Para uma força aplicada de 200 kN (aproximadamente 20 toneladas sobre o punção). Ou seja, como as cargas estimadas para processar o cobre e a liga de CuCrZr foram na ordem de, no máximo, 150 kN e 170 kN, respectivamente, a matriz-protótipo sugerida suportaria o processamento de tais materiais sem rupturas nos parafusos e sem abertura da junção.

## 6. CONCLUSÕES

Na matriz ECA-T original, que impõe uma deformação equivalente de 0,61 por passe, o processamento com os tarugos de Cu e CuCrZr foi parcial devido à formação de uma rebarba lateral, que resultou em um grande aumento do esforço de prensagem, abertura da junta e escoamento dos parafusos. Os resultados de metalografia em diferentes seções dos tarugos obtidos revelou que houve um refino microestrutural para ambas as amostras, principalmente após a passagem pela zona de torção. Foi estimada uma redução no tamanho médio de grão de 10% e de 14% para o Cu e para a liga CuCrZr, respectivamente, em comparação com o material sem processamento. Os mapeamentos de dureza nos tarugos processados com 1 passe na matriz ECA-T original indicaram que a dureza média na seção P5 (final da zona de torção), em comparação com o material inicial, aumentou 112% para o Cu e 189% para a liga CuCrZr;

As simulações numéricas na matriz de ECA-T original indicaram que são necessárias forças de prensagem maiores para a passagem do tarugo pela zona de torção, do que pela zona de ECA. Uma distribuição relativamente homogênea de deformações ao longo das seções transversais foi observada para ambos os materiais na matriz ECA-T original, com exceção das regiões que ficam em contato com as arestas dos canais, pois não possuem um raio de curvatura para alívio de tensões durante o processamento;

Para as simulações de uma matriz-protótipo de ECA-T foram testadas seis combinações de geometrias na zona de torção. Com exceção da geometria que combinou  $\omega = 90^\circ$  e  $\beta = 45^\circ$ , as demais apresentam um valor máximo de força de prensagem que variou de 130 a 160 kN, indicando a viabilidade do processo. Dentre todas as condições testadas, avaliou-se como a mais promissora a combinação de  $\omega = 90^\circ$  e  $\beta = 25^\circ$ , pois apresentou relativamente baixa força de prensagem com maior homogeneidade na distribuição de tensões e deformações efetivas ao longo das seções longitudinal e transversal. Além disso, a matriz-protótipo com  $\varphi = 120^\circ$ ,  $\Psi = 22^\circ$ ,  $\omega = 90^\circ$  e  $\beta = 25^\circ$  impõe uma deformação equivalente de 1,12 em um único passe, valor 83% superior em comparação com a matriz de ECA-T original.

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1) Realizar novas simulações numéricas na matriz-protótipo incluindo mais passes e diferentes rotas de processamento para avaliar a homogeneidade da distribuição de tensões e deformações efetivas no tarugo;
- 2) Analisar a sensibilidade de malhas nas simulações numéricas por EF;
- 3) Aplicar a equação constitutiva do modelo de Voce para as simulações numéricas;
- 4) Testar posições diferentes da zona de torção na matriz de ECA-T; por exemplo, antes do cotovelo de ECA;
- 5) Construir a matriz-protótipo de ECA-T e avaliar a evolução microestrutural e de dureza dos materiais processados.

## 8. REFERÊNCIAS

1. VALIEV, R. Z., Paradoxes of Severe Plastic Deformation, **Advanced Engineering Materials**, v.5, n.5, p.296-300, 2003.
2. IBRAHEEM, A.K., *et al.*, Novel processing routes to ultrafine grained steel, **Ironmaking and Steelmaking**, v.28, n.2, p.203-208, 2013.
3. LU, S., *et al.*, Determining the minimum grain size in severe plastic deformation process via first-principles calculations, **Acta Materialia**, v.60, n.11, p.4506-4513, 2012.
4. VALIEV, R.Z., LANGDON, T.G., Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement, **Progress in Materials Science**, v.51, p.881-981, 2006.
5. ZHANG, H., ZHANG, X., Hall–Petch Relationship in Electrically Pulsed Al–Zn–MgAlloys, **Advanced engineering materials**, v. 21, n.10, p.13, 2019.
6. MEYERS, M. A., CHAWLA, K. K., Mechanical Behavior of Materials, **Cambridge University Press**, v.2, p.885, 2009.
7. MEYERS, M.A., *et al.*, Mechanical properties of nanocrystalline materials, **Progress in Materials Science**, v.51, n.4, p.427-556, 2005.
8. REED-HILL, R.E., Princípios de metalurgia física, **Physical Metallurgy Principles**, v.2, p.776,1982.
9. PANDER, C.S., COOPER, K.P., Nanomechanics of Hall–Petch relationship in nanocrystalline materials, **Progress in Materials Science**, v.54, n.6, p.689-706, 2009.
10. CALLISTER, W.D., RETHWISCH, D.G., Materials science and engineering, **John Wiley & Sons. Inc**, v.8, p.940, 2010.
11. ADÉLA, M., Decade of Twist Channel Angular Pressing: A Review, **Materials**, v.13, n.7 p.1725, 2020.
12. GLEZERA, A.M., METLOV, L.S., Physics of Megaplastic (Severe) Deformation in Solids, **Physics of Solid State**, v.52, n.6, p.1090-1097, 2010.

13. FIGUEIREDO, R.B., LANGDON, T.G., Fabricating Ultrafine-Grained Materials through the Application of Severe Plastic Deformation: a Review of Developments in Brazil, **Journal of Materials Research and Technology**, v.1, n.1, p.55-62, 2012.
14. LOUCIF, A., *et.al.*, Ultrafine grains and the Hall–Petch relationship in an Al–Mg–Si alloy processed by high-pressure torsion, **Materials Science and Engineering A**, v.532, p.139-145, 2012.
15. KHABUSHAN, J.K., BONABI, S.B., Investigating of the Microstructure and Mechanical Properties of Al-Based Composite Reinforced with Nano-Trioxide Tungsten via Accumulative Roll Bonding Process, **Open Journal of Metal**, v.7, p.9-23, 2017.
16. UTSUNOMIYA, Y.S., *et.al.*, Novel ultra-high straining process for bulk materials-development of the accumulative roll-bonding (arb) process, **Acta Materialia**, v.47, n.2, p.579-583, 1999.
17. MAGALHÃES, D.C.C.,*et.al.*, Numerical simulation of cryogenic cyclic closed-die forging of Cu: hardness distribution, strain maps and microstructural stability, **Journal of Materials Research and Technology**, v.8, n.1, p.333-343, 2019.
18. GUO, W., *et.al.*, Microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy processed by cyclic closed die forging, **Journal of Alloys and Compounds**, v.558, n.1, p.164-171, 2013.
19. LIAO, W., *et.al.*, Microstructure evolution and mechanical properties of SiC nanoparticles reinforced magnesium matrix composite processed by cyclic closed-die forging, **Materials Science & Engineering A**, v.642, p.49-56, 2015.
20. ESTRIN, Y., VINOGRADOV, A., Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging Science, **Acta Materialia**, v.61, n.3, p.782-817, 2013.
21. ESLAMI, P., TAHERI, A.K., An investigation on diffusion bonding of aluminum to copper using equal channel angular extrusion process, **Materials Letters**, v.65, n.12, p.1862-1864, 2011.

22. SPRINGER, P., *et.al.*, Development by computational simulation and performance analysis of an equal channel angular pressing die, **Tecnologia em Metalurgia, Matereriais e Mineração**, v.10, n.2, p.120-127, 2013.
23. VALIEV, R.Z., LANGDON, T.G., Developed in the use of ECAP processing for grain refinement, **Progress in Materials Science**, v.51, n.7, p.881-891, 2006.
24. SEGAL, V.M., Slip line solutions, deformation mode and loading history during equal channel angular extrusion, **Materials Science & Engineering A**, v.345, n.1-2, p.36-46, 2022.
25. IWAHASHI, Y., *et al.*, Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials, **Scripta Materialia**, v.35, n.2, p.143-146, 1996.
26. SORDI, V.L., *et.al.*, Equal-channel angular pressing: influence of die design on pressure forces, strain homogeneity, and corner gap formation, **Journal of Material Science**, v.51, n.5, p.2380-2396, 2015.
27. DJAVANROODI, F., *et al.*, Designing of ECAP parameters based on strain distribution uniformity, **Progress in Natural Science: Materials International**, v. 22, n.5, p.452-460, 2012.
28. LACHHAB, R., REKIK, M.A., Study of the microstructure and texture heterogeneities of Fe–48wt%Ni alloy severely deformed by equal channel angular pressing, **Journal of Materials Science**, v.54, p.4354-4365, 2018.
29. WAGNER, M.F.-X., *et al.*, Plastic flow during equal-channel angular pressing with arbitrary tool angles. **International Journal of Plasticity**, v.134, p.1-23, 2020.
30. FURUNO, K., *et.al.*, Microstructural development in equal-channel angular pressing using a 60° die, **Acta Materialia**, v.52, n.9, p.2497-2507, 2004.
31. MENDES FILHO, A.A. *et.al.*, The Influence of ECAP Die Channel Geometry on Shear Strain and Deformation Uniformity, **Materials Science Forum**, v.584-586, p.145-150, 2008.

32. HA, T., *et al.*, A feasibility study of continuous grain refinement of sheet metal, **Procedia Manufacturing**, v.48, p.379-387, 2020.
33. FURUKAWA, M., *et.al.*, Factors Influencing Microstructural Development in Equal-Channel Angular Pressing, **Metals and Materials International**, v.9, p.141-149, 2003.
34. FURUKAWA, M., The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing, **Materials Science & Engineering A**, v.257, n.2, p.328-332, 1998.
35. FANG, D.R., *et.al.*, Effect of equal channel angular pressing on tensile properties and fracture modes of casting Al–Cu alloys, **Materials Science & Engineering A**, v.426, n.1-2, p.305-313, 2006.
36. BERBON, P.B., *et.al.*, Influence of Pressing Speed on Microstructural Development in Equal-Channel Angular Pressing, **Metallurgical and Materials Transactions**, v.30, p.1989-1997, 1999.
37. YAMASHITA, A., *et.al.*, Influence of pressing temperature on microstructural development in equal-channel angular pressing, **Materials Science & Engineering A**, v.287, n.1, p.100-106, 2000.
38. SAMAEI, M., *et.al.*, Simultaneous improvements of the strength and ductility of fine-grained AA6063 alloy with increasing number of ECAP passes, **Materials Science & Engineering A**, v.669, n.8, p.350-357, 2016.
39. XUE, Q., *et.al.*, Mechanisms for initial grain refinement in OFHC copper during equal channel angular pressing, **Acta Materialia**, v.55, n.2, p.655-668, 2006.
40. IWAHASHI, Y., *et.al.*, The process of grain refinement in equal-channel angular pressing, **Acta Materialia**, v.46, n.6, p.3317-3331, 1998.
41. WANG, X., *et.al.*, Equal Channel Angular Pressing and Torsion of Pure Al Powder in Tubes, **Advanced Materials Research**, v.97-101, p.1109-1115, 2010.

42. MANI, B., *et.al.*, A modification on ECAP process by incorporating torsional deformation, **Materials Science & Engineering A**, v.528, n.12, p.4159-4165, 2011.
43. LATYPOV, M.I., *et.al.*, Simple Shear Model of Twist Extrusion and Its Deviations, **Metals and Materials International**, vol. 21, n.3, p.569-579, 2014.
44. KOCICH, R., *et.al.*, Twist-channel angular pressing: effect of the strain path on grain refinement and mechanical properties of Copper, **Journal of Materials Science**, p.7865-7876, 2011.
45. BOHLULI, H., *et.al.*, An investigation on twist extrusion followed by forward extrusion in production of aluminum–copper bimetallic bar, **Journal of Manufacturing Science and Technology**, v.33, p.52-62, 2021.
46. KOCICH, R., *et.al.*, Numerical and experimental analysis of twist channel angular pressing (TCAP) as a SPD process, **Materials Science & Engineering A**, v.563, p.86-94, 2013.
47. HILŠER, O.R., *et.al.*, Study of the Microstructure, Tensile Properties and Hardness of AZ61 Magnesium Alloy Subjected to Severe Plastic Deformation, **Journal of Metals**, v.8, n.776, p.1-16, 2018.
48. KOCICH, R., *et.al.*, Twist channel angular pressing (TCAP) as a method for increasing the efficiency of SPD, **Materials Science and Engineering**, v.527, n.23, p.6386-6392, 2010.
49. LEZHNEV, S., *et.al.*, Using of program complex “deform 2D/3D” in scientific work in the development of new innovative technologies, **Informatyka, Automatyka, Pomiary w Gospodarce i Ochronie Środowiska**, v.5, n.3, p.11-13, 2015.
50. DEFORM-3D, Scientific Forming Technologies, **Deform 3D V10 System Documentation**, p.617, 2009.
51. SPRINGER, P., Simulação computacional, projeto, construção e análise do desempenho de uma matriz para extrusão em canal angular dedicada ao processamento de chapas, v.1, p.94, UFSCar, 2012. Dissertação de mestrado.

52. MOUSAVI, S.A.A.A., BAHADOR, S.R., Investigation and numerical analysis of strain distribution in the twist extrusion of pure aluminum, **JOM**, v.63, n.2, p.69-73, 2011.
53. FRANSCHESCHI, A., Elementos de máquinas, **Santa Maria: Rede e-Tec Brasil**, p.154, 2014.
54. BUDYNAS, R.G., NISBETT, J.K., Elementos de Máquinas de Shigley, 8.ed., Rio de Janeiro, **AMGH Editora Ltda**, p.1084, 2011.