

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Dissertação de Mestrado

"Processamento do Cobre por EACI"

Autor: Mateus Oliveira Santos
Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Janeiro/2008

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Mateus Oliveira Santos

PROCESSAMENTO DO COBRE POR EACI

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de
Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da
Universidade Federal de Minas Gerais

Área de concentração: Metalurgia de Transformação
Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2008

SUMÁRIO

	pg
1. Introdução	01
2. Objetivo	02
3. Revisão Bibliográfica	03
3.1. Encruamento, Contornos de Grão e Deformação	03
3.2. Métodos de Deformação Plástica Severa	11
3.2.1. Torção Sob Elevada Pressão	14
3.2.2. Forjamento Múltiplo	15
3.2.3. União Por Laminação Acumulativa	15
3.3. Extrusão Angular em Canais Iguais	17
3.3.1. Características do Processo e Cálculo da Deformação	17
3.3.2. Efeitos da Geometria da Matriz, da Rota de Processamento e Evolução Microestrutural Durante o Processo	19
3.3.3. Efeitos da Temperatura de Processamento e do Recozimento Posterior na Microestrutura Obtida Após o Processamento por EACI	29
3.3.4. Propriedades Mecânicas em Materiais Processados por EACI	33
3.3.5. Método dos Elementos Finitos e Simulações do Processamento por EACI	39
3.3.6. Aplicações da EACI	44
3.4. Relações da Dureza com Deformação e Tensão	45
4. Metodologia	47
4.1. Material	47
4.2. EACI	47
4.3. Caracterização Microestrutural	49
4.4. Ensaio de Tração	51
4.5. Ensaio de Compressão	51
4.6. Microdureza Vickers	53
4.7. Distribuição de Deformação	55
4.7.1. Determinação da relação entre microdureza Vickers e deformação ..	55

4.7.2. Medidas de microdureza e determinação da distribuição de deformação	56
4.8. Simulações por Método de Elementos Finitos	57
5. Resultados e Discussão	60
5.1. EACI	60
5.2. Comportamento Mecânico	62
5.3. Aspectos Microestruturais	68
5.4. Distribuição de Deformação	79
5.5. Simulações por Método de Elementos Finitos	82
6. Conclusões	87
7. Referências Bibliográficas	88

LISTA DE FIGURAS

Figura	Descrição	pg
Figura 3.1	Varição das propriedades obtidas por ensaio de tração com a quantidade de trabalho a frio	04
Figura 3.2	Forma geral da curva tensão-deformação de um metal e pontos indicando diferentes graus de deformação	04
Figura 3.3	Curva tensão cisalhante x deformação cisalhante de monocristais metálicos	05
Figura 3.4	Forma de organização das deslocções dentro de um grão: (a) arranjo celular, materiais CCC e CFC de alta energia de falha de empilhamento; (b) arranjo planar, materiais CFC de baixa energia de falha de empilhamento	06
Figura 3.5	Esquema de agrupamento de deslocções em: (a) pouca deformação, mostrando o início da formação de células com emaranhados; (b) muita deformação, tamanho da célula em equilíbrio com alta densidade de deslocções	07
Figura 3.6	Dureza do titânio em função do inverso da raiz quadrada do tamanho de grão	09
Figura 3.7	Tensão de escoamento do titânio em função do inverso da raiz quadrada do tamanho de grão	10
Figura 3.8	Modelo esquemático para a evolução da estrutura de deslocções em diferentes estágios de deformação em processos de deformação plástica severa	13
Figura 3.9	Esquema do processo de torção sob elevada pressão	15
Figura 3.10	Esquema de processamento de materiais por ARB	16
Figura 3.11	Esquema da extrusão angular em canais iguais	17
Figura 3.12	Representação esquemática do elemento de cisalhamento no processo de EACI e matrizes: (a) $\Psi = 0$; (b) $\Psi \neq 0$	18
Figura 3.13	Rotas para o processamento em múltiplos passes de EACI	20

Figura 3.14	Ilustração esquemática das quatro matrizes usadas para valores de Φ de (a) 90° , (b) $112,5^\circ$, (c) 135° e (d) $157,5^\circ$	21
Figura 3.15	Microestruturas de alumínio puro processado por EACI em ferramentas com diferentes valores de Φ para deformações de (a) ~ 1 ; (b) ~ 2 ; (c) ~ 4 e (d) ~ 5	21
Figura 3.16	Microestruturas de alumínio puro processado por EACI em ferramentas com diferentes valores de Φ para deformações de (a) ~ 1 ; (b) ~ 2 ; (c) ~ 4 e (d) ~ 5	22
Figura 3.17	Esquema da passagem de um corpo de prova através da matriz e planos x, y e z	23
Figura 3.18	Microestrutura do alumínio puro processado em 1 passe de EACI	23
Figura 3.19	Microestrutura do alumínio puro processado por EACI seguindo a rota A em: (a) 2, (b) 3 e (c) 4 passes	24
Figura 3.20	Microestrutura do alumínio puro processado por EACI seguindo a rota B em: (a) 2, (b) 3 e (c) 4 passes	24
Figura 3.21	Microestrutura do alumínio puro processado por EACI seguindo a rota C em (a) 2, (b) 3 e (c) 4 passes	24
Figura 3.22	Variação do tamanho de grão em função do número de passes de EACI	25
Figura 3.23	Planos de cisalhamento associados às diferentes rotas de processamento por EACI para matrizes com: (a) $\Phi = 90^\circ$ e (b) $\Phi = 120^\circ$	26
Figura 3.24	Planos de cisalhamento e de orientação no processamento em matriz com $\Phi = 90^\circ$ nas rotas B_A ou B_C	28
Figura 3.25	Relação entre temperatura de processamento e: (a) tamanho de grão; (b) tensão de escoamento	29
Figura 3.26	Relação entre a temperatura de processamento e proporção entre contornos de alto ângulo (CAA) e contornos de baixo ângulo (CBA)	31
Figura 3.27	Microestruturas para a liga AA1050 processada nas seguintes temperaturas: (a) 298, (b) 373, (c) 473 e (d) 553K	32
Figura 3.28	Microestruturas do alumínio (AA1050): (a) processada por EACI ($\epsilon \sim 8$); (b) 523K por uma hora; (c) 573K por uma hora	32

Figura 3.29	Efeito do número de passes e rotas (A e C) no processamento por EACI à temperatura ambiente do ferro ARMCO nas seguintes propriedades: (a) dureza (HV) e limites de escoamento (ES) e de resistência (UTS); (b) redução de área (AR) e alongamento (EL)	34
Figura 3.30	Curvas tensão x deformação para o cobre com diferentes tamanhos de grão: (1) 210nm; (2) 30 μ m	35
Figura 3.31	Variação da ductilidade e da resistência em materiais submetidos à laminação a frio e à EACI: (a) Al3004 ⁽³⁴⁾ ; (b) cobre	35
Figura 3.32	Curvas tensão-deformação na tração à temperatura ambiente para diversos passes de processamento por EACI para a liga ZA12	36
Figura 3.33	Corpos de prova rompidos por tração à temperatura ambiente para ZA12 em diferentes formas de processamento por EACI: (a) não processado; (b) 1 passe; (c) 2 passes; (d) 3 passes; (e) quatro passes	37
Figura 3.34	Comportamento à tração à temperatura ambiente de amostras da liga Al7034 “como recebida” e processadas em vários passes de EACI à 200°C	38
Figura 3.35	Microestruturas da liga Al7034: (a) não processada; (b) 1 passe; (c) 2 passes (b) 8 passes de EACI à 200°C ⁽³⁹⁾	38
Figura 3.36	Distribuição de deformação em corpos de prova processados por EACI	40
Figura 3.37	Curva tensão x deformação para o cobre recozido utilizado no processo de EMACI	42
Figura 3.38	Previsão da distribuição de deformação no corpo de prova durante EMACI	43
Figura 3.39	Afastamento do corpo de prova da curvatura da matriz durante o processamento por EACI: (a) curvas de fluxo das ligas de alumínio utilizadas nas simulações numéricas; (b) Al1100; (c) Al6061-T6	44
Figura 4.1	Etapas de montagem da matriz	48
Figura 4.2	(a) Canal da matriz de EACI; (b) matriz posicionada na máquina Kratos	48
Figura 4.3	Esquema do corpo de prova utilizado para EACI	49
Figura 4.4	Seções retiradas para metalografia e microdureza	50

Figura 4.5	Corpo de prova de tração utilizado para auxiliar na determinação relação entre microdureza e deformação	51
Figura 4.6	Máquina de ensaios Instron realizando um ensaio de compressão	52
Figura 4.7	Corpo de prova de compressão	52
Figura 4.8	Corpo de prova de EACI e direções	55
Figura 4.9	Esquema ilustrativo de como foi obtida a distribuição de deformação	58
Figura 4.10	Geometrias utilizadas nas simulações por elementos finitos	59
Figura 4.11	Corpo de prova discretizado utilizado nas simulações e detalhe da malha	59
Figura 5.1	Evolução da carga de para a realização de EACI em função do número de passes	61
Figura 5.2	Corpos de prova após EACI: (a) 1 passe; (b) 2 passes; (c) 3 passes; (d) 4 passes	61
Figura 5.3	(a) Curvas tensão x deformação obtidas por compressão de corpos de prova recozido e após vários passes EACI; (b) e (c) ampliações; (d) variação do limite de escoamento em função do número de passes de EACI	62
Figura 5.4	Perfil de microdureza de amostra da seção longitudinal do corpo de prova após (a) recozimento e (b) 1, (c) 2, (d) 3 e (e) 4 passes de EACI; (f) gráficos anteriores reunidos	65
Figura 5.5	Perfil de microdureza de amostra da seção transversal do corpo de prova após (a) recozimento e (b) 1, (c) 2, (d) 3 e (e) 4 passes de EACI; (f) gráficos anteriores reunidos	66
Figura 5.6	Microdureza média do cobre após EACI	67
Figura 5.7	Amostras microestruturas da seção longitudinal do corpo de prova de cobre após recozimento, (a) e (b), e EACI: (c) 1 passe, (d) 2 passes, (e) 3 passes e (f) 4 passes	69
Figura 5.8	Amostras microestruturas da seção transversal do corpo de prova de cobre após recozimento, (a) e (b), e EACI: (c) 1 passe, (d) 2 passes, (e) 3 passes e (f) 4 passes	70

Figura 5.9	Microestruturas de amostras da seção longitudinal do corpo de prova de cobre recozido	71
Figura 5.10	Amostras de microestruturas de diferentes regiões da seção longitudinal do corpo de prova de cobre após 1 passe de EACI: (a) base, (b) meio e (c) topo; (d) fotomicrografia obtida por MEV de região não especificada da mesma amostra	71
Figura 5.11	Amostras de microestruturas de diferentes regiões da seção longitudinal do corpo de prova de cobre após 2 passes de EACI: (a) base, (b) meio e (c) topo; (d) fotomicrografia obtida por MEV de região não especificada da mesma amostra	72
Figura 5.12	Amostras de microestruturas de diferentes regiões da seção longitudinal do corpo de prova de cobre após 3 passes de EACI: (a) base, (b) meio e (c) topo. (d) fotomicrografia obtida por MEV de região não especificada da mesma amostra	73
Figura 5.13	Amostras de microestruturas da seção longitudinal do corpo de prova de cobre após 4 passes de EACI	74
Figura 5.14	Microestruturas de amostras da seção transversal do corpo de prova de cobre recozido	75
Figura 5.15	Amostras de microestruturas de diferentes regiões da seção transversal do corpo de prova de cobre após 1 passe de EACI: (a) base, (b) meio e (c) topo; (d) fotomicrografia obtida por MEV de região não especificada da mesma amostra	75
Figura 5.16	Amostras de microestruturas de diferentes regiões da seção transversal do corpo de prova de cobre após 2 passes de EACI: (a) base, (b) meio e (c) topo; (d) fotomicrografia obtida por MEV de região não especificada da mesma amostra	76
Figura 5.17	Amostras de microestruturas de diferentes regiões da seção transversal do corpo de prova de cobre após 3 passes de EACI: (a) base, (b) meio e (c) topo; (d) fotomicrografia obtida por MEV de região não especificada da mesma amostra	77
Figura 5.18	Amostras de microestruturas da seção transversal do corpo de prova de cobre após 4 passes de EACI	78

Figura 5.19	Variação do tamanho médio de grão do cobre nas seções transversal e longitudinal em função do número de passes de EACI	79
Figura 5.20	Gráficos com relações entre microdureza Vickers e deformação para o cobre	80
Figura 5.21	Distribuição de deformação em amostras das seções longitudinal e transversal do corpo de prova de cobre após 1 passe de EACI	81
Figura 5.22	Deformação efetiva em corpos de prova de cobre após EACI em ferramentas com raios de curvatura diferentes obtidas por simulações numéricas	83
Figura 5.23	Deformação efetiva em corpos de prova de cobre após EACI obtidas por simulações numéricas com diferentes condições de atrito	84
Figura 5.24	Distribuição de deformação nos corpos de prova de cobre após EACI obtidas por simulações numéricas com diferentes condições de atrito	85
Figura 5.25	Comparação entre as distribuições de deformação obtidas por método de elementos finitos e experimentalmente	86

LISTA DE TABELAS

Tabela	Descrição	pg
Tabela III.1	Ângulo (α) entre dois planos de cisalhamento sucessivos no processamento por EACI em diferentes rotas	25
Tabela III.2	Valores calculados do ângulo β entre a direção de alongamento dos grãos e a direção x de extrusão para matriz com $\Phi = 90^\circ$	26
Tabela III.3	Proporção de contornos de alto ângulo e tamanho de subgrão obtidos para diferentes temperaturas de EACI	31
Tabela III.4	Varição nas propriedades mecânicas do Ti	45
Tabela IV.1	Parâmetros de recozimento utilizados para o cobre	47
Tabela IV.2	Composição química do cobre (% em peso)	47
Tabela IV.3	Soluções para a preparação do reativo utilizado na metalografia do cobre	50
Tabela V.1	Tamanho médio dos grãos do cobre recozido e após EACI	78
Tabela V.2	Valores de microdureza Vickers em regiões do corpo de prova de tração com diferentes graus de deformação	80

LISTA DE NOTAÇÕES

A_0 = área inicial.

A_i = área instantânea.

AR = redução de área.

A% = alongamento percentual.

CAA = contornos de alto ângulo.

CBA = contornos de baixo ângulo.

d = diâmetro médio do grão.

d_0 = diâmetro inicial do corpo de prova de tração.

d_f = diâmetro final de determinada seção transversal de um corpo de prova após tração.

e_{eq} = deformação equivalente no processo de torção sob elevada pressão obtida pelo critério de Von Mises.

EL = alongamento.

ES = limite de escoamento.

F = força.

h_0 = altura inicial.

h_i = altura instantânea.

HV = dureza Vickers

k = coeficiente angular da reta que representa a eficiência do contorno de grão como barreira ao movimento das deslocações.

l = espessura do corpo de prova no processo de torção sob elevada pressão.

L = média das medidas das diagonais da impressão de microdureza Vickers.

N = número de rotações ou de passes nos processos de torção sob elevada pressão ou EACI.

P = pressão.

R = raio do disco submetido ao processo de torção sob elevada pressão.

RA% = redução de percentual.

Q = carga utilizada no procedimento para medição de microdureza Vickers.

T = temperatura.

T_m = temperatura de fusão.

UTS = tensão limite de resistência.

x_c = deslocamento do cabeçote.

α = ângulo entre dois planos de cisalhamento sucessivos no processamento por EACI em diferentes rotas.

β = ângulo entre a direção de extrusão e de inclinação da microestrutura após o processamento por EACI.

ε = deformação efetiva.

$\dot{\varepsilon}$ = taxa de deformação.

ε_N = deformação acumulada em N passes no processo de EACI.

Φ = ângulo entre os dois canais da matriz no processo de EACI.

γ = valor da deformação no processo de torção sob elevada pressão.

μ = coeficiente de atrito.

σ = tensão.

σ_0 = tensão de escoamento de um monocristal inserido no arranjo policristalino

$\sigma_{0,2}$ = tensão limite de escoamento.

σ_e = tensão de escoamento na equação de Hall-Petch.

σ_u = tensão limite de resistência.

Ψ = ângulo da curvatura externa da interseção entre os canais da matriz de EACI.

RESUMO

Amostras de cobre eletrolítico foram submetidas a 4 passes de EACI e tiveram seu comportamento mecânico avaliado por ensaios de microdureza e de compressão. Imagens das microestruturas das seções transversal e longitudinal após cada passe foram obtidas por meio de microscopia óptica e eletrônica de varredura. Além disso, obteve-se a distribuição de deformação experimentalmente, por meio de uma relação entre microdureza Vickers e deformação, e por simulação numérica, via método dos elementos finitos, para amostra processada em apenas um passe. Os resultados indicam que a EACI conduziu à redução do tamanho de grão e aumentou a resistência mecânica do cobre.

ABSTRACT

Billets of copper were processed under four passes of equal channel angular pressing. The mechanical properties of material were evaluated through compression and microhardness tests. The microstructures of samples of cross and longitudinal sections were analyzed. Furthermore, strain distribution was achieved through finite element and the experimental methods and both were compared. The results indicate grain reduction and improvement on the mechanical strength of copper after ECAP.

1. INTRODUÇÃO

A crescente necessidade por materiais de alta resistência mecânica leva o ser humano a procurar novos métodos para o aprimoramento dos que estão disponíveis por meio de modificações em suas estruturas. Entre estas modificações podem ser citadas: o encruamento, o refino de grão e os endurecimentos por solução sólida e por precipitação. Apesar de muito eficientes, os dois últimos são restritos às ligas metálicas, com o fator agravante de que nem todas são endurecíveis por precipitação. Sendo assim, o encruamento e o refino de grão são métodos com maior potencial de utilização em materiais metálicos.

Entre as formas de refino de grão, os métodos de deformação plástica severa se destacam por conferir alta resistência, boa tenacidade e grãos de tamanho nanométrico. Nestes processos o material sofre grandes deformações e as deslocamentos acumuladas se arranjam de forma a gerar novos contornos de grão. A extrusão angular em canais iguais – EACI é um destes processos e, em relação a seus concorrentes, tem a seu favor a capacidade de produzir corpos de prova livres de impurezas, porosidade e maior volume de material.

A importância do estudo do processo de EACI está na melhoria do desempenho mecânico dos materiais e na possibilidade de uma melhor compreensão dos mecanismos de encruamento, fato que pode indicar um novo caminho para a produção de materiais de alta resistência mecânica.

2. OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é avaliar o comportamento mecânico do cobre após múltiplos passes de processamento por EACI, observar variações microestruturais geradas pelo método e verificar a distribuição de deformação em amostras das seções longitudinal e transversal dos corpos de prova processados em um passe de EACI.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Os mecanismos que aumentam a resistência mecânica dos materiais são baseados basicamente no bloqueio ao movimento das deslocações. Essas barreiras podem ser originadas ou realçadas por encruamento, refino de grão, solução sólida e precipitação de solutos.

A EACI é um método de deformação plástica severa que conduz ao refino de grão do material. O encruamento provocado por meio da deformação plástica e a forma como este fenômeno pode conduzir a uma estrutura de grãos refinados serão apresentados preliminarmente. Posteriormente, as variáveis mais influentes na obtenção de uma microestrutura refinada por EACI e as propriedades mecânicas alcançadas serão discutidas.

3.1. Encruamento, Contornos de Grão e Deformação

Além de mudar as dimensões e a geometria dos metais, a deformação plástica provoca alterações em suas propriedades e estrutura. Uma das principais características da deformação plástica a frio dos metais é o encruamento, que consiste no aumento da tensão cisalhante necessária para produzir deslizamento das deslocações à medida que a deformação se realiza⁽¹⁾. O encruamento é devido à interação de deslocações com deslocações e com outras imperfeições que impedem o movimento delas através da rede. Industrialmente, é um processo muito importante usado para endurecer ligas ou metais que não são sensíveis ao tratamento térmico. A figura 3.1 mostra como o encruamento provoca alteração significativa nas propriedades mecânicas dos metais.

Muita atenção tem sido dada ao desenvolvimento das teorias do encruamento baseadas nos modelos das deslocações. O advento da microscopia eletrônica de transmissão possibilitou a realização de estudos diretos da estrutura de deslocações de metais deformados. Corpos de prova foram submetidos aos graus de deformação indicados pela curva da figura 3.2 e observados ao microscópio eletrônico. Os resultados obtidos

mostraram que a tensão de deformação plástica é maior para as regiões de maior densidade de deslocações.

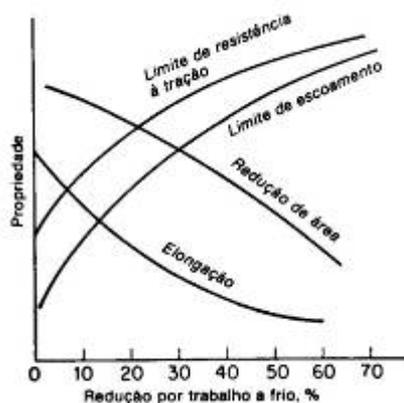


Figura 3.1 – Variação das propriedades obtidas por ensaio de tração com a quantidade de trabalho a frio⁽¹⁾.

Durante a deformação plástica o número de deslocações aumenta e, com isso, aumentam as interações entre elas. Isto acarreta uma elevação das tensões internas do material. Um metal recozido, livre de tensões internas, contém cerca de 10^6 a 10^8 deslocações por centímetro quadrado, enquanto um metal muito deformado plasticamente contém cerca de 10^{12} deslocações por centímetro quadrado⁽¹⁾.

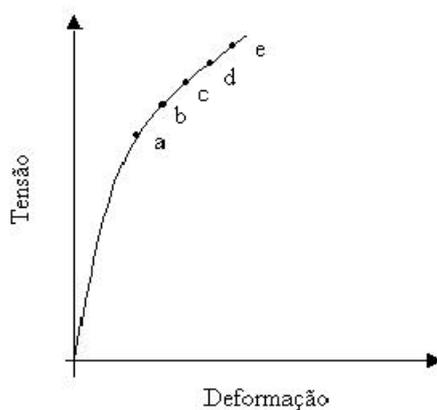


Figura 3.2 – Forma geral da curva tensão-deformação de um metal e pontos indicando diferentes graus de deformação⁽¹⁾.

Com o objetivo de se eliminarem os efeitos complexos dos contornos de grão e as restrições impostas por grãos vizinhos e partículas de segunda fase, parte do trabalho fundamental sobre a deformação plástica dos metais foi realizada com amostras de monocristais, que é considerada em termos de movimentação de deslocações e de outros mecanismos, como a maclação.

A partir de curvas tensão-deformação de monocristais com estrutura CFC, expressas em termos de tensão e deformação cisalhantes, como a mostrada na figura 3.3, o comportamento do metal pode ser dividido em três estágios. No primeiro estágio observa-se deformação plástica sob baixas taxas de encruamento. Isto é possível porque as deslocações não são bloqueadas, movimentando-se com facilidade em um único sistema de deslizamento. Verifica-se que os metais policristalinos não apresentam esse estágio, pois ocorre deslizamento múltiplo desde o início da deformação plástica.



Figura 3.3 – Curva tensão cisalhante x deformação cisalhante de monocristais metálicos⁽²⁾.

Já no segundo estágio, o cristal encrua mais rapidamente com o aumento da deformação. Nessa região, o escorregamento se dá em planos que se interceptam, formando novas irregularidades no reticulado. As deslocações interagem entre si, formando degraus e se emaranhando. Pode ser observado o aparecimento de deslocações bloqueadas⁽²⁾. Neste caso, a densidade de deslocações cresce rapidamente com o aumento da deformação.

Por fim, no terceiro estágio, a velocidade de encruamento decresce progressivamente. Tal fenômeno é chamado de recuperação dinâmica e pode ser observada a formação de bandas de deslizamento e ocorrência de deslizamento cruzado⁽²⁾, que é um tipo de movimento de deslocações no qual elas circundam as barreiras ao seu movimento e as de sinais opostos se aniquilam.

A distribuição das deslocações ao final da deformação está intimamente relacionada com a ocorrência ou não do deslizamento cruzado⁽²⁾. Tal movimentação é responsável pela acomodação das deslocações em emaranhados que irão formar paredes; ou seja, nos metais onde a ocorrência de deslizamento cruzado é observada, as deslocações tendem a se organizar em células. Já nos casos onde o deslizamento cruzado não é observado, as deslocações se distribuem de forma relativamente uniforme^(3, 4). A figura 3.4 mostra um esquema de como as deslocações se organizam dentro de um grão.

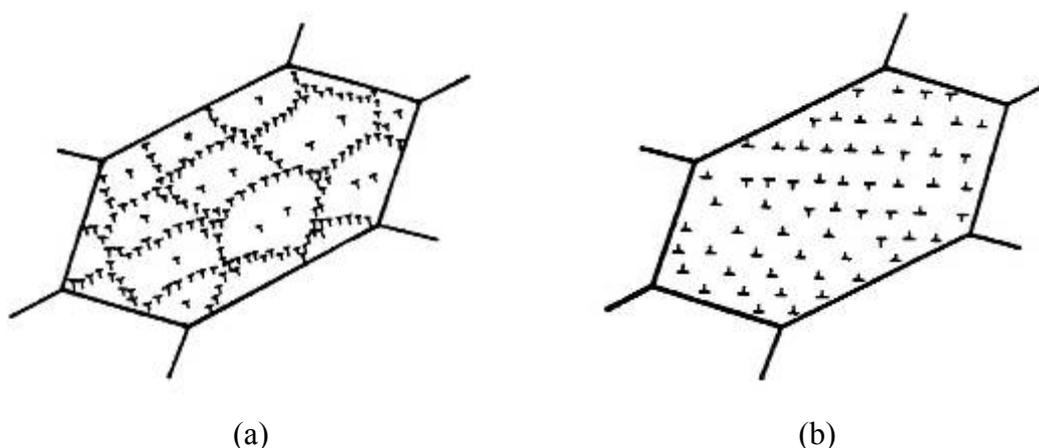


Figura 3.4 – Forma de organização das deslocações dentro de um grão: (a) arranjo celular, materiais CCC e CFC de alta energia de falha de empilhamento; (b) arranjo planar, materiais CFC de baixa energia de falha de empilhamento⁽⁴⁾.

Nos casos onde a deformação plástica gera uma estrutura celular, esta pode ser definida por três parâmetros: a densidade de deslocações dentro da célula, o tamanho de célula ou subgrão e o grau de desorientação de célula ou subcontorno (ou densidade de deslocações na parede da célula)⁽⁵⁾.

A obtenção de uma estrutura celular se dá para valores relativamente baixos de deformação aplicada. A continuidade do processo promove aumento na espessura das paredes celulares e uma constante elevação no ângulo de rotação entre as mesmas. As deslocações varrem as células e se juntam ao emaranhado nas paredes celulares. A maioria das deslocações presentes está confinada nas paredes das células, enquanto que a densidade média no interior é bem mais baixa⁽⁵⁾. Com o aumento do grau de desorientação entre as células, os sistemas de deslizamento atuantes mudam e uma nova estrutura é observada: os subgrãos⁽³⁾. A figura 3.5 mostra um esquema de células de deslocações para diferentes graus de deformação. Em suma, à medida que o processo de deformação aumenta, a densidade de deslocações também se eleva e o tamanho médio de célula/subgrão diminui. Há ainda um aumento médio na desorientação entre os subgrãos de 2° a 3° para deformações de aproximadamente 1⁽⁵⁾.

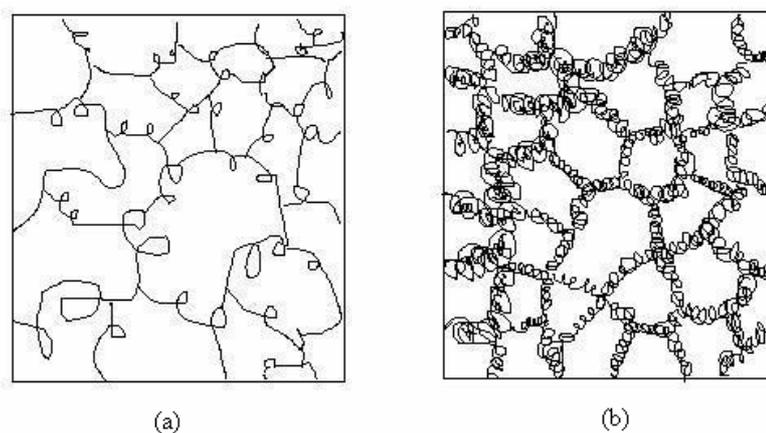


Figura 3.5 – Esquema de agrupamento de deslocações em: (a) pouca deformação, mostrando o início da formação de células com emaranhados; (b) muita deformação, tamanho da célula em equilíbrio com alta densidade de deslocações.

A deformação plástica dos materiais foi estudada a partir de uma condição ideal: os monocristais. As simplificações resultantes desta condição facilitam a descrição do comportamento do material em relação à deformação. Entretanto, excetuando-se componentes eletrônicos, os monocristais são raramente usados em aplicações de engenharia devido às limitações envolvendo sua resistência, tamanho e produção. Devido a isso, os produtos comerciais metálicos são constituídos de inúmeros cristais

individuais, denominados grãos. O arranjo policristalino, constituído de muitos grãos individuais, não se deforma de acordo com as leis simples que descrevem a deformação plástica de monocristais devido ao efeito restritivo dos grãos vizinhos, que são separados uns dos outros por meio dos contornos de grão.

Os contornos de grão desempenham um importante papel na determinação das propriedades de um metal. Em 1940, Bragg e Burgers introduziram a idéia de que os contornos entre os cristais da mesma estrutura podiam ser considerados como um arranjo de deslocamentos⁽⁶⁾.

Quando um monocristal é tracionado, ele é livre para se deformar num único sistema de deslizamento por boa parte da deformação e mudar sua orientação pela rotação da rede, conforme vai ocorrendo o alongamento. Entretanto, num policristal, a continuidade da matéria deve ser mantida. Logo, os contornos entre cristais deformados devem permanecer intactos. Cada grão tenta se deformar homogeneamente, em conformidade com a deformação do material como um todo, mas as restrições impostas pela continuidade causam diferenças de deformação entre as vizinhanças dos grãos e o interior de cada um. Embora a deformação seja contínua através dos contornos, ela pode apresentar um alto gradiente nesta região e, à medida que o tamanho de grão diminui e o alongamento aumenta, ela se torna mais homogênea. Devido às restrições impostas pelo contorno de grão, o escorregamento ocorre em vários sistemas, mesmo em baixas deformações, e também em planos não-compactos nas regiões próximas aos contornos de grão⁽⁶⁾. O fato de que diferentes sistemas de deslizamento podem operar em regiões adjacentes do mesmo grão resulta em complexas rotações de rede, que originam a formação de bandas de deformação. Uma vez que mais sistemas de deslizamento operam perto dos contornos de grão, a dureza será geralmente mais alta aí do que no centro do grão. À medida que se reduz o diâmetro do grão, mais os efeitos dos contornos são sentidos em seu interior. Então, o encruamento em metais com grãos finos será maior do que em um agregado cristalino de grãos grossos.

Uma evidência direta para o aumento de resistência mecânica dos contornos de grão foi fornecida por experiências em bicristais nos quais as diferenças de orientação entre um

contorno de grão longitudinal foram variadas de maneira sistemática. A tensão de escoamento dos bicristais aumentou linearmente com o aumento da desorientação através do contorno de grão e a desorientação de ângulo zero entre os cristais deu um valor próximo da tensão de escoamento de um monocristal. Tais resultados indicam que um simples contorno de grão tem pouca resistência inerente e que o endurecimento devido aos contornos de grão resulta da interferência mútua do deslizamento dentro dos grãos⁽⁶⁾.

O tamanho de cristal médio é um parâmetro estrutural muito importante de um metal puro ou monofásico. O formato tridimensional de um grão é muito complexo e, mesmo quando eles parecem ter aproximadamente o mesmo tamanho, como em uma micrografia bidimensional, podem variar linearmente de tamanho, tornando muito difícil a tarefa de medição⁽⁶⁾. O parâmetro mais útil para indicar o tamanho relativo dos cristais é denominado de intercepto médio de grãos, que é a distância média entre contornos de grão em uma linha reta sobre uma micrografia⁽⁶⁾.

Na figura 3.6 a dureza do titânio é mostrada em função do inverso da raiz quadrada do tamanho de grão⁽⁶⁾. O ponto de interseção da reta com o eixo das ordenadas corresponde a um hipotético tamanho de grão infinito que não é necessariamente a dureza de um monocristal.

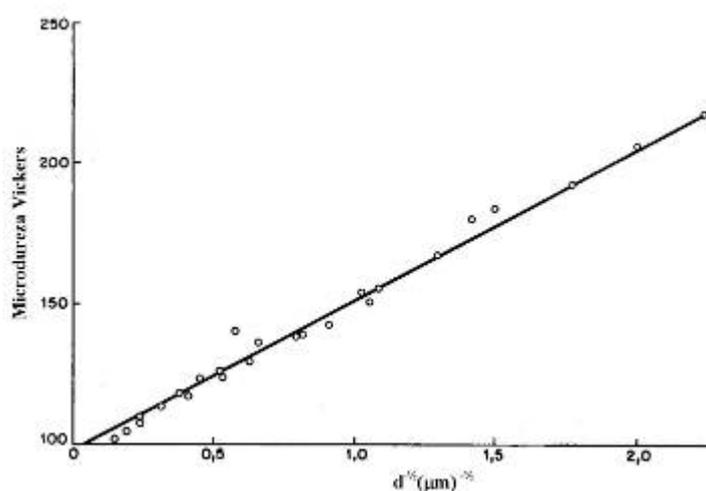


Figura 3.6 – Dureza do titânio em função do inverso da raiz quadrada do tamanho de grão⁽⁶⁾.

No gráfico da figura 3.7 são apresentados resultados de ensaios de tração de amostras de titânio à temperatura ambiente e mostram tensões de escoamento, correspondente a três diferentes deformações, em função do inverso da raiz quadrada do tamanho de grão⁽⁶⁾. As retas traçadas correspondem a uma relação linear da forma:

$$\sigma_e = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (3.1)$$

Onde σ_e é a tensão de escoamento, σ_0 é a tensão de escoamento de um monocristal inserido no arranjo policristalino, d é o diâmetro médio do grão e k é o coeficiente angular da reta.

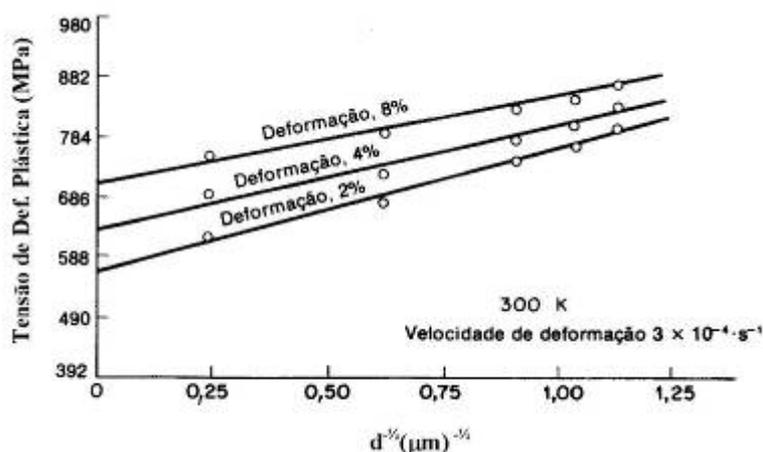


Figura 3.7 – Tensão de escoamento do titânio em função do inverso da raiz quadrada do tamanho de grão⁽⁶⁾.

Esta relação linear entre a tensão de deformação plástica e a raiz quadrada da densidade de deslocamentos foi proposta por Hall e Petch e é conhecida como equação de Hall-Petch. Tal relação pôde ser deduzida a partir da teoria das deslocamentos, supondo que os contornos de grão são barreiras ao movimento delas. Após o bloqueio as deslocamentos se empilham atrás dos contornos. Esses empilhamentos aumentam quando se aumentam o tamanho dos cristais e a tensão aplicada. Além disso, este acúmulo de deslocamentos nos contornos é responsável pela origem de concentração de tensões nos grãos adjacentes. Logo, em materiais com granulação grosseira, a multiplicação da tensão no grão adjacente deve ser muito maior do que em materiais com grãos finos e,

conseqüentemente, nestes a tensão para causar escorregamento através dos contornos deve ser maior.

O fator k da equação de Hall-Petch mede a eficiência do contorno de grão como obstáculo ao movimento das deslocações. A influência do fator k , ilustrada pela figura 3.7, é evidenciada pela diminuição da inclinação da reta com o aumento da deformação. Em metais que apresentam o escorregamento cruzado, o fator k diminui à medida que o valor de deformação aumenta, pois as deslocações são bloqueadas antes de chegarem aos contornos de grão pelas células de deslocações. Já para metais que não apresentam escorregamento cruzado, o contorno passa a ter maior efetividade como barreira ao movimento de deslocações.

As figuras 3.6 e 3.7 mostram a dependência entre o tamanho de grão, a dureza e a resistência. Elas revelam uma tendência de que metais com grãos menores apresentam maior resistência mecânica. O caso de temperaturas elevadas é uma exceção e a existência de um tamanho de grão limite para esta relação não está explicitado nas curvas apresentadas.

3.2. Métodos de Deformação Plástica Severa

Foi mostrada anteriormente a relação entre deformação, encruamento, tamanho de grão e como eles podem agir no aumento da resistência mecânica dos metais. Resumidamente, grandes deformações a baixas temperaturas homólogas resultam em um significativo refino da microestrutura. Baseando-se nesta tendência, foram criados os processos de deformação plástica severa (DPS), ou *severe plastic deformation* (SPD), que aumentam a resistência mecânica dos materiais através de altos valores de deformação por passe.

Os processos de DPS promovem uma estrutura de grãos ultrafinos com um elevado grau de desorientação entre eles. Metais submetidos a este processamento se caracterizam por apresentarem células de deslocações de tamanhos reduzidos, paredes finas e altos ângulos de desorientação entre elas. Acredita-se que os grãos refinados são resultantes

do aumento da desorientação entre as células. Estes contornos produzidos por altas deformações diferem dos obtidos por recristalização devido às altas distorções e altas tensões internas observadas nos primeiros.

Apesar de o mecanismo de refino de grão por deformação plástica severa ainda não ser completamente entendido, existem tentativas de explicá-lo. Chen *et al.*⁽⁷⁾ descreveram de forma sucinta este processo. Para eles, um grão tende a se dividir em blocos com diferentes combinações de sistemas de escorregamento. Estes blocos irão girar para diferentes orientações finais, ou para a mesma orientação, mas a uma velocidade diferente. Como resultado o grão é dividido em regiões com contornos de alto ângulo. Estes contornos podem ser paredes de deslocações ou contornos de grão transformados em paredes de deslocações⁽⁷⁾. Os blocos referidos podem ser os blocos de células mencionados no item 3.1.

Um esquema desenvolvido por Mishra *et al.*⁽⁸⁾ pode ser observado na figura 3.8. Quando um material é deformado plasticamente, a distribuição homogênea de deslocações sofre um rearranjo e células alongadas se formam, como pode ser visto na figura 3.8 (a) e (b). Com o prosseguimento da deformação as deslocações são bloqueadas pelos contornos de subgrãos (3.8c). Para deformações ainda mais altas, os subgrãos alongados são “quebrados” e têm seus contornos reorientados (figura 3.8d e 3.98e) dando origem aos grãos ultrafinos.

Segundo Valiev *et al.*^(9,10), as grandes deformações conduzem a um aumento no número de deslocações que se concentram nas paredes das células. Em seguida, as paredes celulares diminuem de espessura devido a processos de recuperação que permitem o rearranjo dos segmentos de deslocações: aniquilação daquelas de sinais opostos, ficando assim deslocações de mesmo sinal (para cada sistema de escorregamento) acumuladas nos contornos de célula. Por fim, a desorientação entre as células aumenta e dá origem à estrutura granular observada.

De acordo com Valiev *et al.*⁽¹⁰⁾, o acúmulo de deslocações na interface é limitado por um valor crítico. Quando as taxas de acumulação e absorção de deslocações nos

contornos de grão tornam-se similares, uma estrutura independente da deformação é alcançada. Isso pode ser conseguido para vários passes de processamento e envolve um mecanismo que implica na movimentação das deslocações ao longo do contorno de grão e aniquilação preferencial nas junções triplas, conduzindo ao escorregamento nos contornos das células.

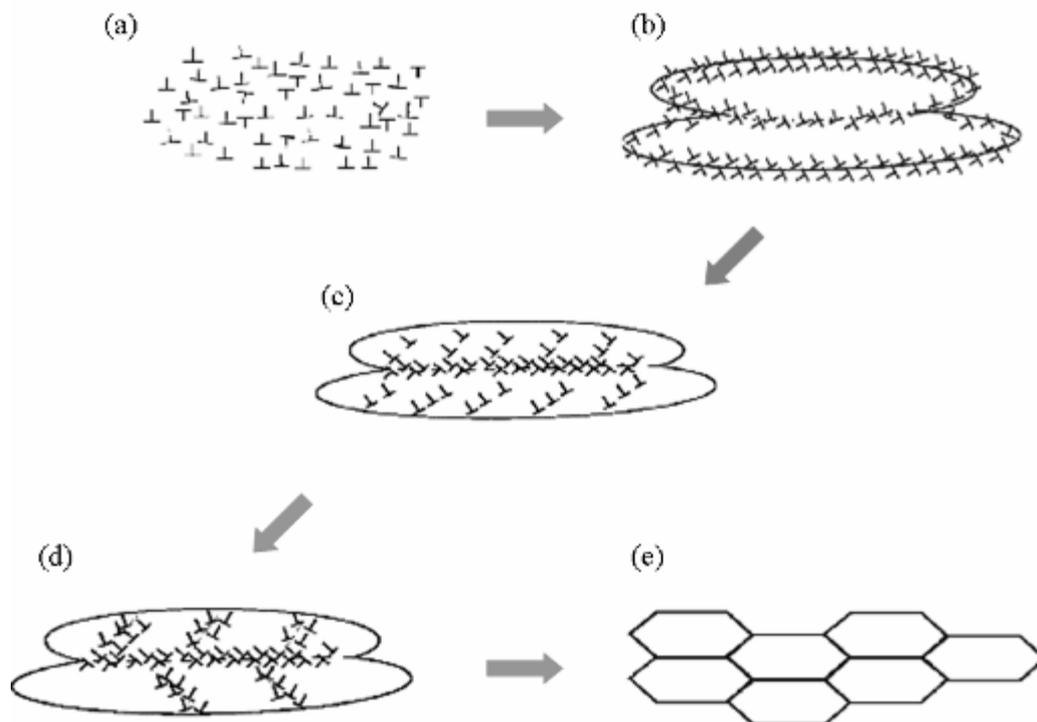


Figura 3.8 – Modelo esquemático para a evolução da estrutura de deslocações em diferentes estágios de deformação em processos de deformação plástica severa⁽⁸⁾.

Nos processos de DPS, assim como nos processos de deformação a quente, ocorre saturação da tensão de deformação^(7, 8). Na deformação plástica severa a saturação está associada à formação de uma estrutura de grãos ultrafinos⁽¹⁰⁾.

Entre os métodos de DPS podem ser citados: a Torção Sob Elevada Pressão (*High Pressure Torsion – HPT*), o Forjamento Múltiplo (*Multiple Forging*), a União Por Laminação Acumulativa (*Accumulative Roll Bonding – ARB*) e a Extrusão Angular em Canais Iguais (*Equal Channel Angular Pressing – ECAP*)^(9, 10, 12). Uma explicação sucinta sobre o HPT, o ARB e o forjamento múltiplo será dada nos subitens seguintes.

A extrusão angular em canais iguais, que é o objeto deste trabalho, será abordada de maneira mais detalhada em um item específico.

3.2.1. Torção Sob Elevada Pressão

O método de torção sob elevada pressão consiste em impor altas deformações em uma amostra através de torção e altas pressões. O processo está ilustrado na figura 3.9⁽⁹⁾. Um corpo de prova de formato cilíndrico é colocado entre um punção e um suporte e submetido à torção sob uma pressão P muito elevada, da ordem de GPa. O suporte gira e a força de atrito entre as superfícies deforma a amostra por cisalhamento.

O valor de deformação pode ser calculado pela equação 3.2 e a deformação equivalente pela equação 1.3⁽⁹⁾.

$$\gamma = 2\pi(RN) / l \quad (3.2)$$

$$e_{eq} = \gamma / \sqrt{3} \quad (3.3)$$

Onde γ é o valor de deformação, R é o raio do disco, N é o número de rotações, l é a espessura da amostra e e_{eq} é a deformação equivalente obtida pelo critério de Von Mises.

Apesar de não ser confirmado por experimentos, o valor de deformação calculado pela equação 3.2 sugere que ela varie linearmente de zero, no centro do disco, até um valor máximo, nas extremidades da amostra. Experimentalmente a homogeneidade estrutural tem sido confirmada pela distribuição uniforme dos valores de microdureza medidos em cada corpo de prova. É importante ressaltar que a espessura da amostra sofre uma redução de aproximadamente duas vezes e que os valores de deformação calculados são subestimados pelo uso da espessura inicial do corpo de prova. Logo, os valores de deformação calculados pelas equações acima são apenas aproximadamente iguais aos valores de deformação impostos pelo processo. Para o estudo da evolução microestrutural durante HPT é mais razoável considerar o número de rotações e não o valor de deformação calculado por equações analíticas.

Os corpos de prova fabricados por HPT normalmente apresentam o formato de um disco de diâmetro entre 10 e 20mm e espessura variando e 0,2 a 0,5mm. A microestrutura sofre uma mudança significativa após $\frac{1}{2}$ volta, mas a formação de uma estrutura homogênea requer muitas rotações. Estudos recentes mostraram que a torção sob elevada pressão pode ser usada com sucesso não apenas para o refino de grão, mas também para a consolidação de pós. Neste caso, estudos realizados através de observações ao microscópio eletrônico de transmissão não revelaram porosidade⁽⁹⁾.

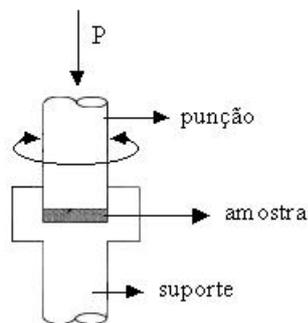


Figura 3.9 – Esquema do processo de torção sob elevada pressão⁽⁹⁾.

3.2.2. Forjamento Múltiplo

Este é mais um método para a produção de materiais nanoestruturados e é usualmente associado com a recristalização dinâmica⁽⁹⁾. É baseado em muitas repetições de operações de forjamento em matriz aberta com mudanças nos eixos para aplicação da carga de deformação.

O processamento é realizado em temperatura relativamente mais alta e uma escolha apropriada desta com a taxa de deformação conduz a pequenos tamanhos de grão. Normalmente as temperaturas variam de $0,1$ a $0,5T_m$, onde T_m é a temperatura de fusão do material sendo processado⁽⁹⁾.

3.2.3. União Por Laminação Acumulativa

O processo de união por laminação acumulativa foi desenvolvido para conseguir altíssimas deformações em materiais metálicos sem mudança nas dimensões dos corpos

de prova. O processo, ilustrado na figura 3.10⁽¹³⁾, consiste em cortar a chapa a ser laminada, empilhar as partes cortadas e laminá-las. A repetição do procedimento introduz altas deformações cisalhantes em diversos metais e ligas e resulta em um significativo refino da estrutura, principalmente nas regiões subsuperficiais das amostras compostas^(12, 13).

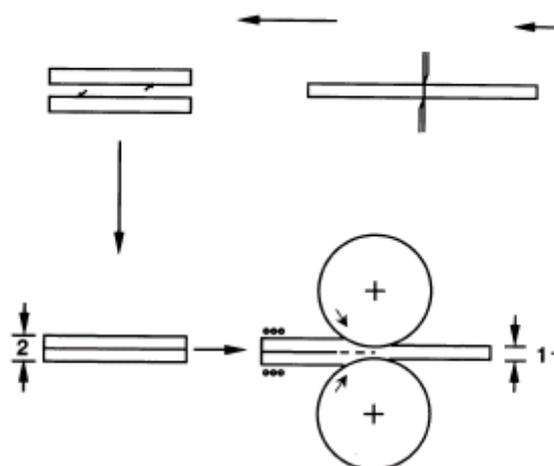


Figura 3.10 – Esquema de processamento de materiais por ARB⁽¹³⁾.

Observações preliminares da transformação estrutural durante o ARB mostraram a formação de uma estrutura lamelar para altas deformações indicando uma evolução microestrutural similar às conseguidas em processos convencionais de laminação. Tanto nestes quanto no ARB, para um mesmo grau de deformação equivalente, o espaçamento entre os contornos lamelares é reduzido à medida que se aumenta a deformação, mas este é sempre menor para as amostras submetidas ao ARB. Neste último, a desorientação entre os contornos lamelares é maior do que nos processos convencionais⁽¹²⁾.

Experimentos conduzidos por Costa *et al.*⁽¹³⁾ mostraram que há variação na distribuição de tamanho de grãos e dureza ao longo da espessura da chapa. Na região subsuperficial os grãos são mais alongados do que na região central. A dureza mais alta foi encontrada nas regiões subsuperficiais, onde os grãos são mais refinados. Uma estrutura granular homogênea é conseguida pela realização de muitos passes⁽¹²⁾.

Este processo apresenta potencial para aplicações industriais, pois produz amostras de grandes dimensões e não requer fabricação de equipamentos especiais⁽¹¹⁾.

3.3. Extrusão Angular em Canais Iguais

A Extrusão Angular em Canais Iguais – EACI (*Equal Channel Angular Pressing – ECAP* ou *Equal Channel Angular Extrusion – ECAE*) é um método de DPS que consiste em submeter um corpo de prova a grandes deformações por meio de sua passagem em canais de seções transversais iguais que se interceptam. O material é cisalhado nesta região durante o processamento. A amostra não tem suas dimensões alteradas e isto é uma grande vantagem do processo, pois permite muitos passes fazendo com que a deformação do material seja acumulada⁽¹⁴⁾. O processo está ilustrado na figura 3.11⁽¹¹⁾.

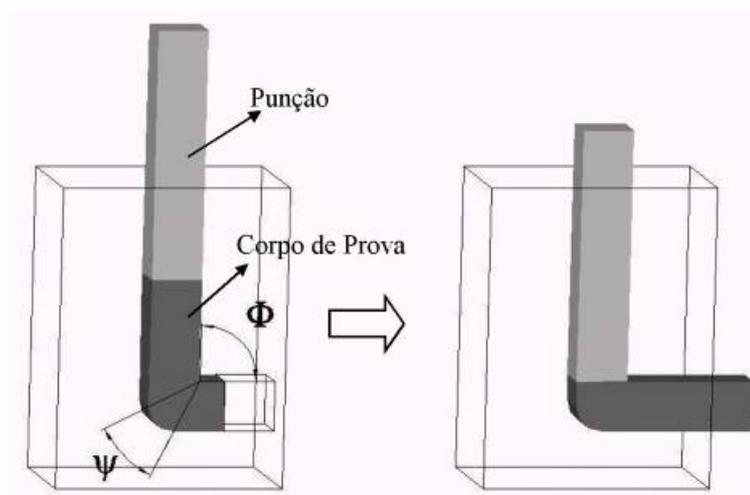


Figura 3.11 – Esquema da extrusão angular em canais iguais⁽¹¹⁾.

3.3.1. Características do Processo e Cálculo da Deformação

Conforme dito anteriormente, a EACI promove o cisalhamento do material na região de interseção dos canais. A figura 3.12 mostra o cisalhamento de um material durante o processo.

De acordo com o esquema da figura 3.12⁽¹⁵⁾, Φ é o ângulo entre os canais e Ψ é o ângulo da curvatura externa da interseção entre eles. Em matrizes com arco de curvatura

diferente de zero, como na figura 3.12(b), o cisalhamento ocorre em toda uma região e não só em um plano como em 3.12(a).

Há algumas variações nos tipos de matrizes utilizadas por diversos pesquisadores. Muitas ferramentas são utilizadas com o objetivo de facilitar o processamento diminuindo a carga através da redução do atrito ou, simplesmente, diminuir o trabalho com a manipulação dos corpos de prova. Podem ser citadas as facilidades com a mudança de geometria da ferramenta no trabalho de Purcek *et al.*⁽¹⁶⁾, a redução de carga e de atrito conseguida através de uma matriz com fundo deslizante por Mathieu *et al.*⁽¹⁷⁾ e Semiatin, Delo e Shell⁽¹⁸⁾ e a execução de múltiplos passes de uma só vez com as ferramentas de Nishida *et al.*⁽¹⁹⁾ e Rosochowski e Olejnik⁽²⁰⁾.

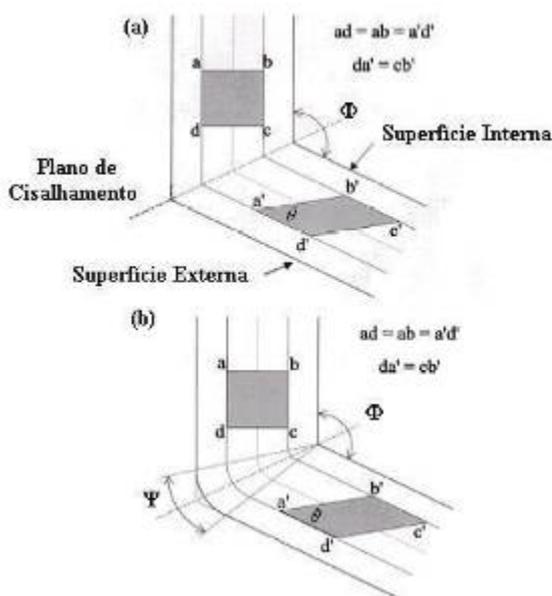


Figura 3.12 – Representação esquemática do elemento de cisalhamento no processo de EACI e matrizes: (a) $\Psi = 0$; (b) $\Psi \neq 0$ ⁽¹⁵⁾.

Iwahashi *et al.*⁽²¹⁾ demonstraram que a deformação efetiva por passe, ε , depende do ângulo entre os canais, Φ , e do arco de curvatura externo, Ψ , de acordo com a equação 3.4.

$$\varepsilon = (1/\sqrt{3})[2\cot(0,5\Phi + 0,5\Psi) + \Psi\operatorname{cosec}(0,5\Phi + 0,5\Psi)] \quad (3.4)$$

Para vários passes, a deformação total pode ser dada pela equação 5. Nesta N é o número de passes de EACI.

$$\epsilon_N = N\epsilon \quad (3.5)$$

3.3.2. *Efeitos da Geometria da Matriz, da Rota de Processamento e Evolução Microestrutural Durante o Processo*

Múltiplos passes de EACI conseguem o refino da microestrutura através do acúmulo de deformação e de variações da posição do plano de cisalhamento em sucessivos passes. Portanto, a estrutura de grãos refinados é resultado da geometria da matriz e da rota de processamento à qual o material foi submetido. Dessa forma, antes da abordagem desses temas, deve ser definida a forma como as microestruturas são classificadas e os tipos de rotas de processamento.

Em ligas altamente deformadas, pode tornar-se difícil distinguir se a estrutura predominante é de grãos refinados. Prangnell *et al.*⁽²²⁾ consideraram que materiais com grãos ultrafinos devem ter espaçamento médio menor do que 1 μ m, em todas as direções, entre os contornos de grãos com ângulo de desorientação maior do que 15°, (contornos de alto ângulo). Além disso, 70% da área total de contornos de grão deve ser de contornos de alto ângulo⁽²²⁾.

Em múltiplos passes de EACI deve-se ter cautela quanto à posição em que o corpo de prova é inserido no canal da matriz. Com base nisto, três rotas podem ser listadas e descritas de acordo com o ângulo de rotação da amostra em torno de seu eixo longitudinal entre passes. Na rota A o corpo de prova não é rotacionado. Nas rotas B o material é girado 90° após cada extrusão, podendo ser no mesmo sentido, rota B_C, ou em sentidos alternados, rota B_A. Na rota C os corpos de prova sofrem rotação de 180°. A figura 3.13⁽²³⁾ mostra as três rotas de processamento que podem ser seguidas em múltiplos passes de EACI. As variações na microestrutura obtida devido à variação na rota de processamento serão discutidas mais adiante.

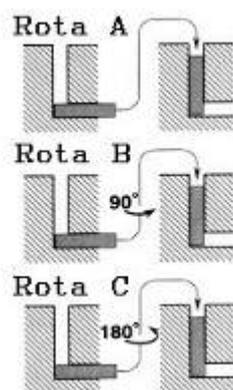


Figura 3.13 – Rotas para o processamento em múltiplos passes de EACI⁽²³⁾.

As modificações na geometria das matrizes mais influentes para as propriedades dos materiais submetidos à EACI dizem respeito aos ângulos de curvatura externa e de interseção entre os canais. As matrizes normalmente utilizadas possuem ângulo Φ entre 90° e 120° e ângulo Ψ entre 0° e 180° ⁽¹¹⁾.

Matrizes com diferentes ângulos de interseção entre os canais, Φ , foram utilizadas em experimentos conduzidos com alumínio puro por Nakashima *et al.*⁽²⁴⁾ através da rota B de processamento. O objetivo foi avaliar a influência de tal ângulo na microestrutura obtida. As diferentes matrizes utilizadas estão esquematizadas na figura 3.14⁽²⁴⁾. Os pesquisadores mostraram que após um passe a estrutura torna-se dividida em bandas de grãos alongados e que se encontram aproximadamente paralelas às faces superior e inferior da amostra extrudada. Para deformações de aproximadamente 5, os grãos se tornam equiaxiais, mas somente para matrizes com $\Phi = 90^\circ$ pôde-se conseguir uma estrutura com altos ângulos de desorientação. As microestruturas para diferentes graus de deformação e diversas formas de ferramentas utilizadas estão nas figuras 3.15 e 3.16⁽²²⁾.

Pôde-se concluir que, apesar de ser relativamente fácil conseguir uma grande deformação plástica em uma amostra através de vários passes em uma matriz com um valor alto de Φ , este procedimento é geralmente incapaz de produzir um arranjo de grãos ultra-refinados. Tal microestrutura foi conseguida mais prontamente pela imposição de uma alta e intensa deformação plástica no corpo de prova em cada passagem com $\Phi = 90^\circ$, com rotação de 90° entre passes. A formação de uma estrutura

de grãos ultrafinos é consequência da imposição de uma série de deformações intensas em um pequeno número de passes através da matriz e não pelo acúmulo de pequenos incrementos de deformação⁽²⁴⁾.

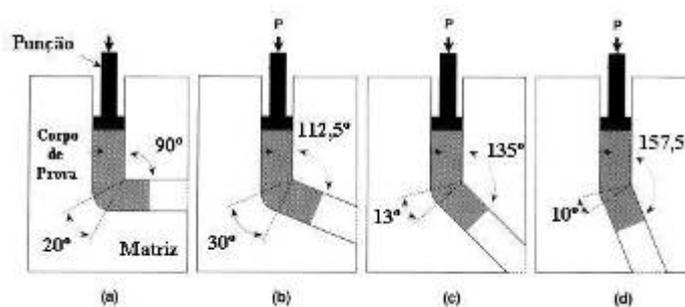


Figura 3.14 – Ilustração esquemática das quatro matrizes usadas para valores de Φ de (a) 90° , (b) $112,5^\circ$, (c) 135° e (d) $157,5^\circ$ ⁽²⁴⁾.

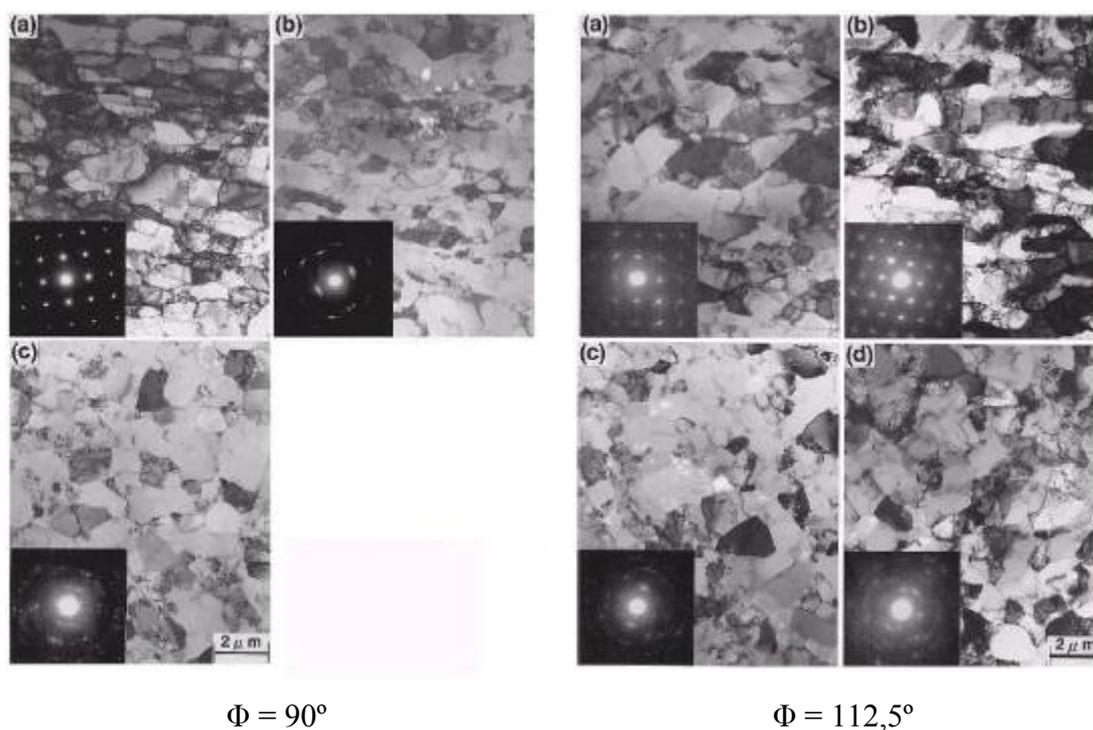


Figura 3.15 – Microestruturas de alumínio puro processado por EACI em ferramentas com diferentes valores de Φ para deformações de (a) ~ 1 ; (b) ~ 2 ; (c) ~ 4 e (d) ~ 5 ⁽²²⁾.

As dificuldades associadas à utilização de matrizes com $\Phi = 90^\circ$ e $\Psi = 0^\circ$ são os altos valores de carga de processamento, que podem ocasionar fraturas em matrizes e

punções, e, nas simulações por elementos finitos com materiais de baixa ductilidade, preenchimento incompleto de material na interseção entre os canais da matriz⁽²⁴⁾.

Iwahashi *et al.*⁽²³⁾ analisaram a microestrutura de diferentes seções de corpos de prova de alumínio puro processados através de rotas distintas em uma matriz com $\Phi = 90^\circ$. A figura 3.17⁽²³⁾ mostra um esquema com a localização das amostras retiradas do corpo de prova.

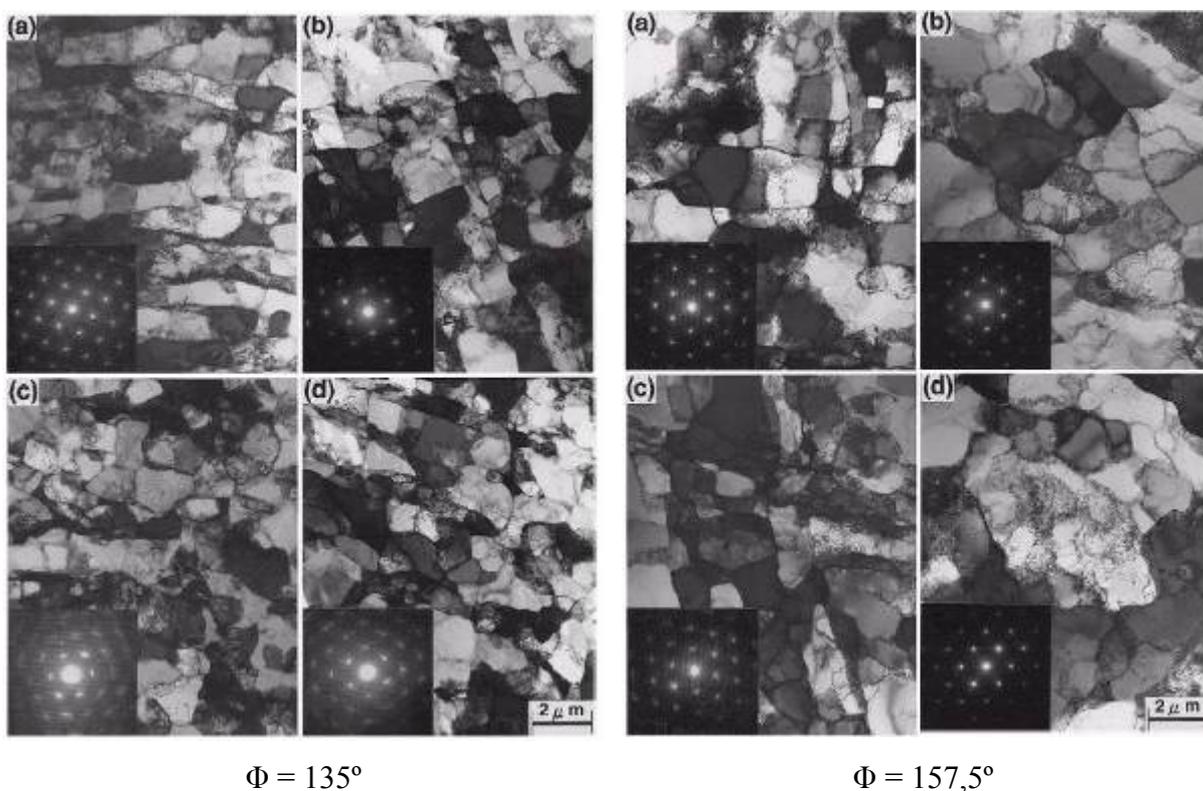


Figura 3.16 – Microestruturas de alumínio puro processado por EACI em ferramentas com diferentes valores de Φ para deformações de (a) ~ 1 ; (b) ~ 2 ; (c) ~ 4 e (d) ~ 5 ⁽²⁴⁾.

Baseados nas análises das fotomicrografias das figuras 3.18, 3.19, 3.20 e 3.21⁽²³⁾, os pesquisadores constataram que o tamanho dos grãos ou subgrãos foi maior no plano z do que no x e no y. Os menores grãos são observados no plano y, onde as bandas são mais claramente definidas. O processamento através das rotas A e C conduziu a microestruturas similares, exceto que, na primeira rota, as bandas de subgrãos são especialmente pronunciadas após 2 passes. Nestes casos, inspeções mostraram que

houve uma quebra gradual das bandas de subgrãos com a deformação, mas elas continuaram visíveis após 4 passes⁽²³⁾. Para a rota B, as fotomicrografias mostram evidências de bandas de subgrãos após dois passes e estrutura de grãos razoavelmente equiaxiais após o terceiro e quarto passes⁽²³⁾.

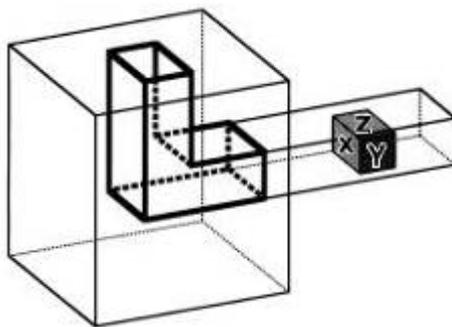


Figura 3.17 – Esquema da passagem de um corpo de prova através da matriz e planos x, y e z⁽²³⁾.



Figura 3.18 – Microestrutura do alumínio puro processado em 1 passe de EACI⁽²³⁾.

Khan *et al.*⁽²⁵⁾ processaram uma liga de alumínio AA 6063 à temperatura ambiente em uma matriz com $\Phi = 120^\circ$ através das rotas A e C e mostraram que o tamanho de grão diminuiu com o aumento do número de passes, conforme mostrado pelo gráfico da figura 3.22⁽²⁵⁾, tendendo a se estabilizar. De acordo com os pesquisadores, a ação da deformação plástica no refino de grão foi mais eficiente no primeiro passe. Além disso, constatou-se que a rota A foi a mais efetiva para o refino de grão.

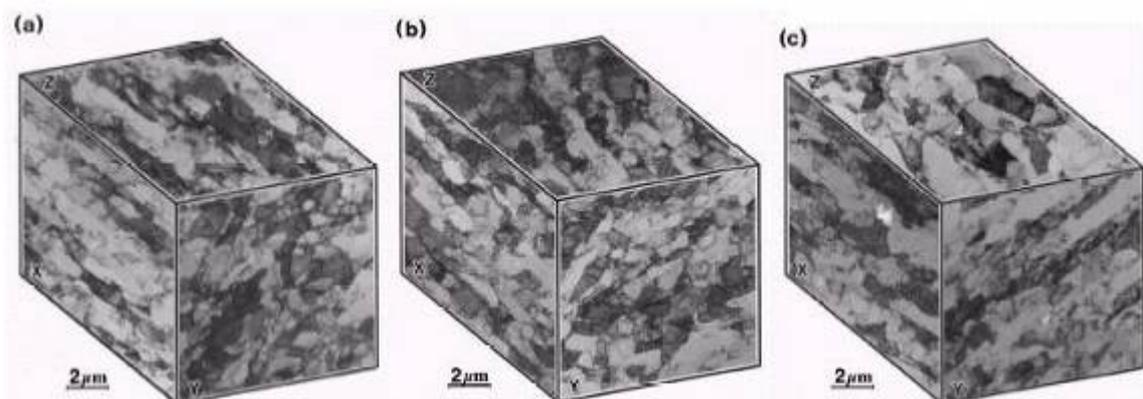


Figura 3.19 – Microestrutura do alumínio puro processado por EACI seguindo a rota A em: (a) 2, (b) 3 e (c) 4 passes⁽²³⁾.

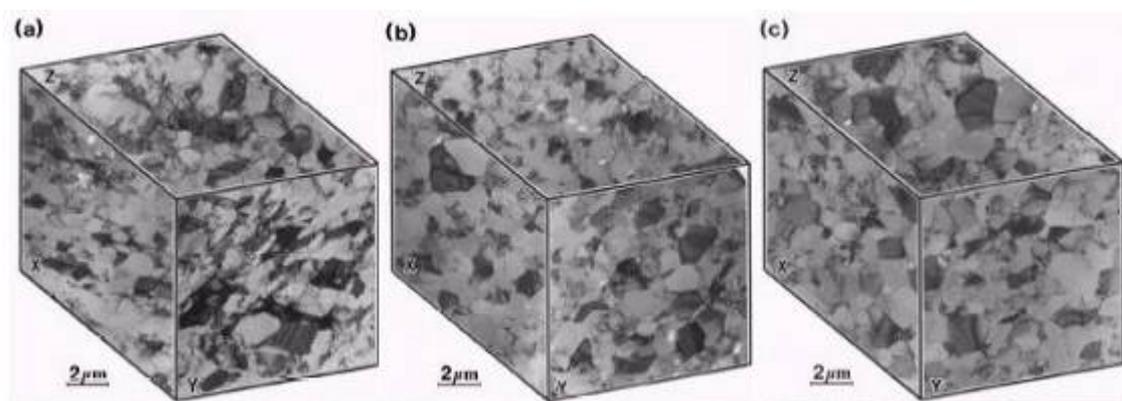


Figura 3.20 – Microestrutura do alumínio puro processado por EACI seguindo a rota B em: (a) 2, (b) 3 e (c) 4 passes⁽²³⁾.

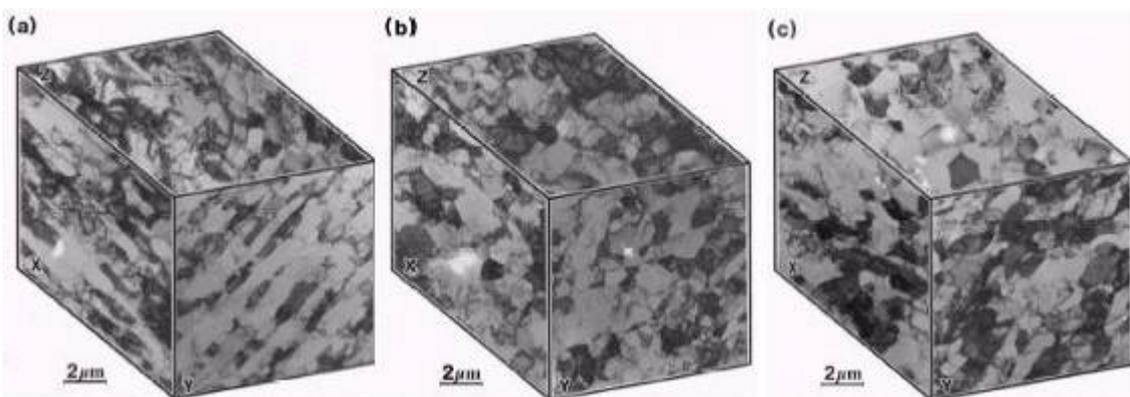


Figura 3.21 – Microestrutura do alumínio puro processado por EACI seguindo a rota C em (a) 2, (b) 3 e (c) 4 passes⁽²³⁾.

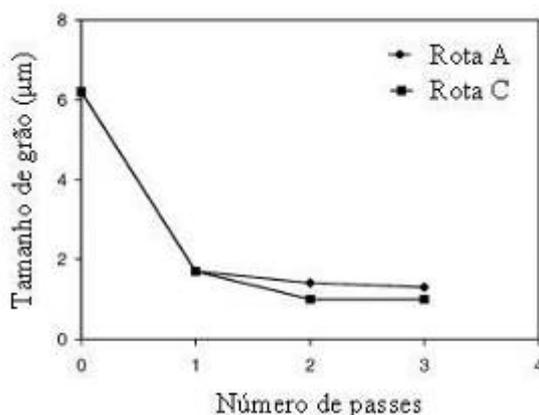


Figura 3.22 – Variação do tamanho de grão em função do número de passes de EACI⁽²⁵⁾.

Em cada rota de processamento, diferentes padrões de cisalhamento agem na formação de novas microestruturas. O esquema da figura 3.23⁽²⁶⁾ mostra os planos de cisalhamento atuantes em cada rota de processamento. Os ângulos entre dois planos de cisalhamento sucessivos são apresentados na tabela III.1.

Tabela III.1 – Ângulo (α) entre dois planos de cisalhamento sucessivos no processamento por EACI em diferentes rotas⁽²⁶⁾.

Ângulo Φ (graus)	Valor de α (graus)			
	Rota A	Rota B _C	Rota B _A	Rota C
90	90	60	60	0
120	60	41,4	41,4	0

Quando o material é extrudado, a microestrutura fica orientada em uma direção que faz um ângulo β com a direção de extrusão. A tabela III.2 mostra os diversos valores de β para vários passes e diferentes rotas de processamento.

É interessante notar que ambas as rotas A para matrizes com $\Phi = 120^\circ$ e B para $\Phi = 90^\circ$ têm o mesmo valor de 60° para o ângulo entre os planos de cisalhamento sucessivos. Estas duas combinações de rotas de EACI e valores de Φ foram citadas como as mais

eficientes na obtenção de microestrutura de grãos refinados⁽²³⁻²⁶⁾. Particularmente a rota B_C é ainda mais efetiva para se conseguir tais microestruturas⁽²⁶⁾.

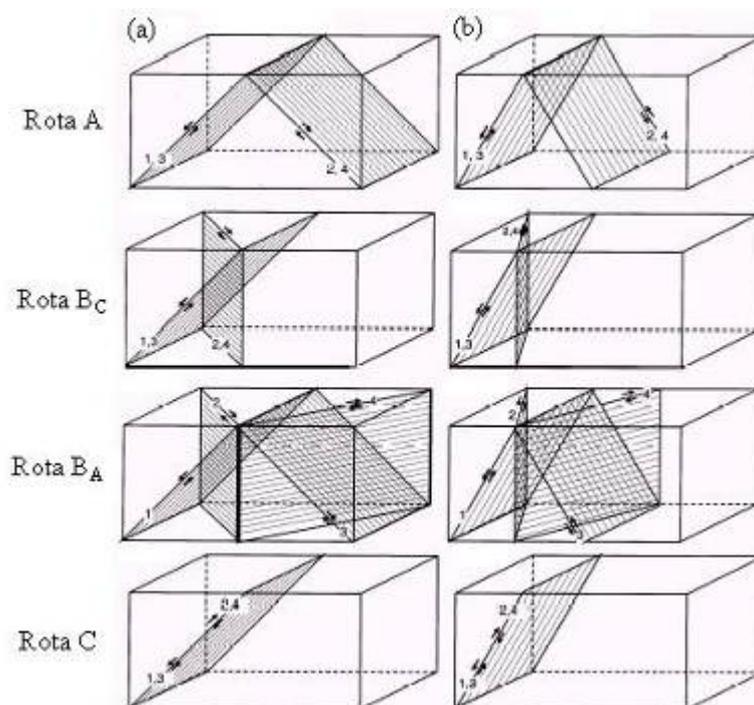


Figura 3.23 – Planos de cisalhamento associados às diferentes rotas de processamento por EACI para matrizes com: (a) $\Phi = 90^\circ$ e (b) $\Phi = 120^\circ$ ⁽²⁶⁾.

Tabela III.2 – Valores calculados do ângulo β entre a direção de alongamento dos grãos e a direção x de extrusão para matriz com $\Phi = 90^\circ$ ⁽²⁶⁾.

Número de passes	Valores de β (graus)			
	Rota A	Rota B_C	Rota B_A	Rota C
1	26,6	26,6	26,6	26,6
2	14	19,5	19,5	-
3	9,5	26,6	12,6	26,6
4	7,1	-	10	-

Para 2 e 4 passes na rota C e 4 passes na rota B_C , os grãos adquirem o formato equiaxial, sem direção predominante de orientação. Considerando uma matriz com $\Phi = 120^\circ$, a rota A é a mais eficiente para se conseguir grãos refinados. Com o auxílio da

figura 3.22 e da tabela III.1 pode se constatar que os planos de cisalhamento sucessivos fazem um ângulo α de 60° . Por esse motivo, na rota A, a deformação não é revertida no passe seguinte. Quando o corpo de prova é rotacionado em 180° entre passes, a deformação cisalhante é revertida e esta pode reverter a microestrutura e a textura produzida durante os passes anteriores de EACI. Na rota C a deformação cisalhante de um passe é revertida pela deformação do passe seguinte, fazendo-a ser menos efetiva no refino do tamanho de grão. Na rota B_c a deformação cisalhante imposta por um passe não é revertida no passe imediatamente seguinte, mas dois passes depois. Ou seja, o terceiro passe reverte o primeiro passe e o quarto reverte o segundo.

Conforme discutido anteriormente, em ferramentas com ângulo entre canais de 90° , a rota B foi mais efetiva para o refino de grão. Segundo Zhu e Lowe⁽²⁶⁾, a reversão da deformação, mencionada acima, esclarece o motivo pelo qual a rota B é mais eficiente na obtenção de uma microestrutura mais refinada, mas não explica porque a rota B_C é mais efetiva do que a rota B_A. Considerando materiais CFC, ferramentas com $\Phi = 90^\circ$ e as rotas B_A e B_C, estes autores demonstram, por meio de cálculos geométricos e da interação entre a orientação preferencial dos grãos e entre os planos de cisalhamento e de escorregamento que a textura inicial tem um papel importante na microestrutura obtida.

Foram definidos os ângulos ω , entre a orientação preferencial dos grãos (textura) e a direção x de extrusão, e θ , entre o plano de alongamento dos grãos e o plano de cisalhamento seguinte. Após muitos passes espera-se que ω siga a mesma tendência de β , que foi definido anteriormente. Os elementos descritos acima estão representados na figura 3.24⁽²⁶⁾.

Zhu e Lowe⁽²⁶⁾ mostraram ainda que, quando o valor de θ se aproxima do valor do ângulo de inclinação entre duas faces do tetraedro $\{111\}$, a deformação por cisalhamento é facilitada porque a textura leva grande parte dos grãos a estarem orientados de forma que seus planos $\{111\}$ estejam próximos ao plano de cisalhamento subsequente. Ao mesmo tempo, ocorre rotação dos subgrãos e aumento da desorientação entre os contornos de baixo ângulo. Conseqüentemente, apesar de haver

refino de grão nas outras rotas de processamento, a rota B_C é a que estabelece uma relação de orientação entre os planos de alongamento dos grãos e os planos de cisalhamento que promove de forma mais eficaz o refino de grão⁽²⁴⁾. Isto pode ser mostrado a partir da tabela III.2, na qual rota B_C mantém o valor de β , e, com isso, de orientação, para os passes ímpares. Já para rota B_A , os valores de β diminuem a cada passe.

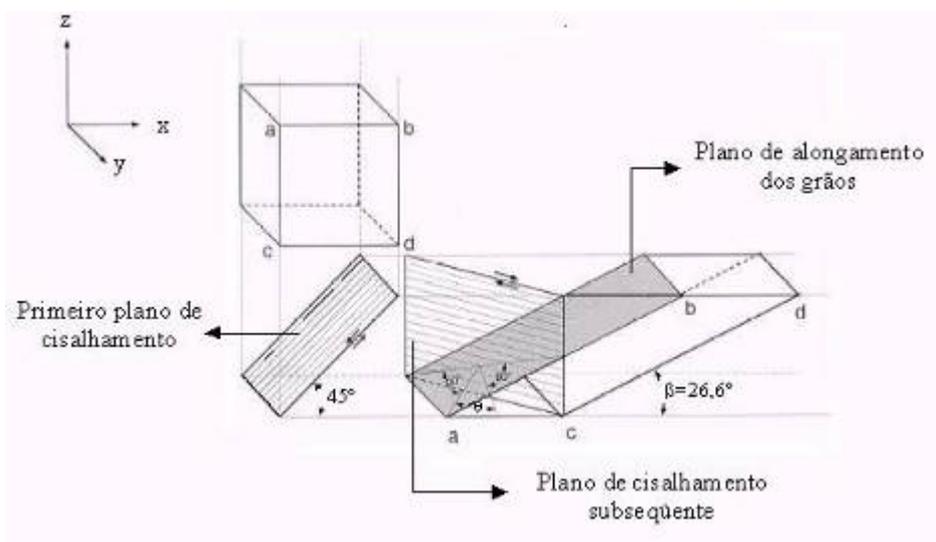


Figura 3.24 – Planos de cisalhamento e de orientação no processamento em matriz com $\Phi = 90^\circ$ nas rotas B_A ou B_C ⁽²⁶⁾.

A rota C foi mais eficiente do que a rota A para alcançar uma estrutura de grãos refinadas para ferramentas com $\Phi = 90^\circ$ pelo mesmo motivo descrito no parágrafo anterior.

Além dos fatores geométricos da matriz e da rota de processamento, a presença de elementos de liga em materiais submetidos à EACI pode favorecer a obtenção de grãos refinados. Baseado em diversas referências, Figueiredo⁽¹¹⁾ fez uma comparação entre os tamanhos de grãos obtidos para metais e ligas diferentes e constatou que o refino de grão por EACI é menos efetivo em materiais puros. No caso de ligas de alumínio, o magnésio teve um efeito significativo na redução do tamanho de grão porque este elemento inibe a recuperação.

A evolução microestrutural relatada nos parágrafos anteriores foi prontamente conseguida à temperatura ambiente. Para os materiais utilizados caracteriza-se o trabalho a frio. O próximo item tratará sobre os efeitos da temperatura no processamento dos materiais.

3.3.3. Efeitos da Temperatura de Processamento e do Recozimento Posterior na Microestrutura Obtida Após o Processamento por EACI.

Alguns pesquisadores constataram que, além da rota de processamento, da geometria da ferramenta e da presença de elementos de liga, a temperatura de processamento é de considerável importância na obtenção de grãos refinados^(7, 16, 26, 27). Segundo Purcek *et al.*⁽¹⁶⁾, o tamanho de grão mínimo decresce quando o processamento ocorre em baixa temperatura homóloga ou com elevada deformação. O aumento da temperatura de processamento facilita os processos de recuperação e a aniquilação de deslocamentos dentro dos grãos e, por conseqüência, dificulta a evolução microestrutural de subgrãos para grãos⁽²⁶⁾. A temperatura elevada permite, em certo instante, que a quantidade de defeitos gerados seja igual à de eliminados pelos processos restauradores⁽⁴⁾.

A figura 3.25⁽²⁶⁾ mostra as relações entre temperatura de processamento, tamanho de grão obtido e tensão de escoamento, para uma liga de alumínio. Yamashita *et al.*⁽²⁶⁾ mostraram que altas temperaturas de processamento conduzem ao aumento do tamanho de grão e à redução da tensão de escoamento.

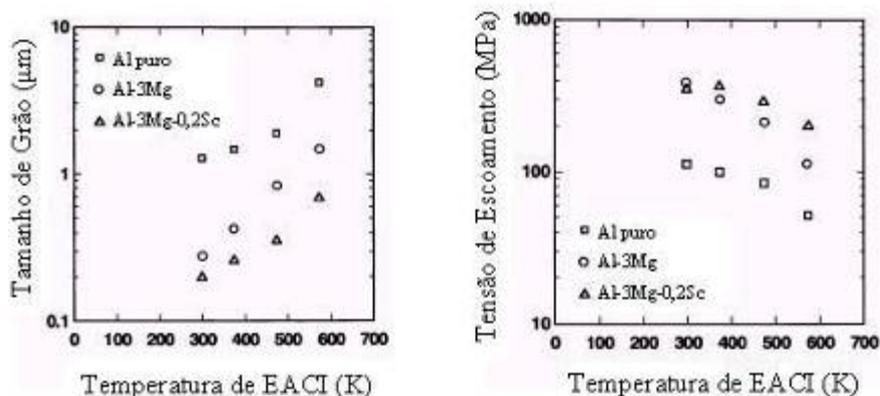


Figura 3.25 – Relação entre temperatura de processamento e: (a) tamanho de grão; (b) tensão de escoamento⁽²⁶⁾.

Uma vez que a poligonização favorece o aparecimento de uma microestrutura de contornos de baixo ângulo, o processamento em temperaturas mais altas faz com que a proporção destes aumente às custas dos de alto ângulo. Chen *et al.*⁽⁷⁾ mediram a desorientação entre os grãos da liga de alumínio 5052 processada por EACI em diferentes temperaturas e constataram, conforme mostrado pela figura 3.26⁽⁷⁾, que a proporção de contornos de alto ângulo (CAA), maiores do que 15°, foi maior do que a de contornos de baixo ângulo (CBA), menores do que 5°, para a temperatura de processamento de 50°C. Com a elevação da temperatura, a proporção de CAA diminuiu e, a partir de 250°C, houve um ligeiro aumento no número de contornos de baixo ângulo. Segundo os pesquisadores, a 300°C a proporção de contornos de alto ângulo aumentou. Houve recozimento estático do corpo de prova enquanto ele esteve no canal aquecido da matriz e, por isso, houve migração dos contornos de grão, que provoca a combinação de contornos e o aumento da desorientação resultante.

Um liga de alumínio AA1050 foi processada em 12 passes em uma matriz com $\Phi = 120^\circ$ ($\epsilon \sim 8$) em diferentes temperaturas por Wang *et al.*⁽²⁸⁾. A figura 3.27⁽²⁸⁾ mostra imagens de microscopia eletrônica de transmissão de microestruturas de amostras submetidas a processamentos em temperaturas distintas. Para temperaturas entre 298 e 473K observaram-se microestruturas lamelares e orientadas aproximadamente paralelas à direção de extrusão. Para processamento a 523K a microestrutura observada foi de grãos mais grosseiros e equiaxiais. A tabela III.3 mostra a relação entre a temperatura, a proporção de contornos de alto ângulo e o tamanho de subgrão.

Além de depender da temperatura de processamento e da presença de elementos de liga, conforme mencionado acima, o refino de grão é influenciado pela energia de falha de empilhamento. O tamanho de grão é menor em materiais com baixa energia de falha de empilhamento⁽²²⁾.

O comportamento de materiais processados por EACI durante o recozimento foi estudado por alguns pesquisadores^(29, 20). Yu *et al.*⁽²⁹⁾ fizeram o recozimento do alumínio comercialmente puro (AA1050) após uma deformação de aproximadamente 8 usando a rota B_C. Para o recozimento isotérmico a 523K por 4 horas a distribuição da

desorientação entre os contornos mostrou pequena mudança em relação ao material deformado por EACI, mas o tamanho de grão aumentou cerca de duas vezes. Em temperaturas entre 548 e 573K apareceram grãos com tamanho anormal, ou seja, muito maiores que os outros, na mesma condição. Com recozimento acima de 623K a distribuição de tamanho de grão voltou a ter aspecto normal. A figura 3.28⁽²⁹⁾ ilustra a diferença entre as estruturas processada e recozida por uma hora em diferentes temperaturas.

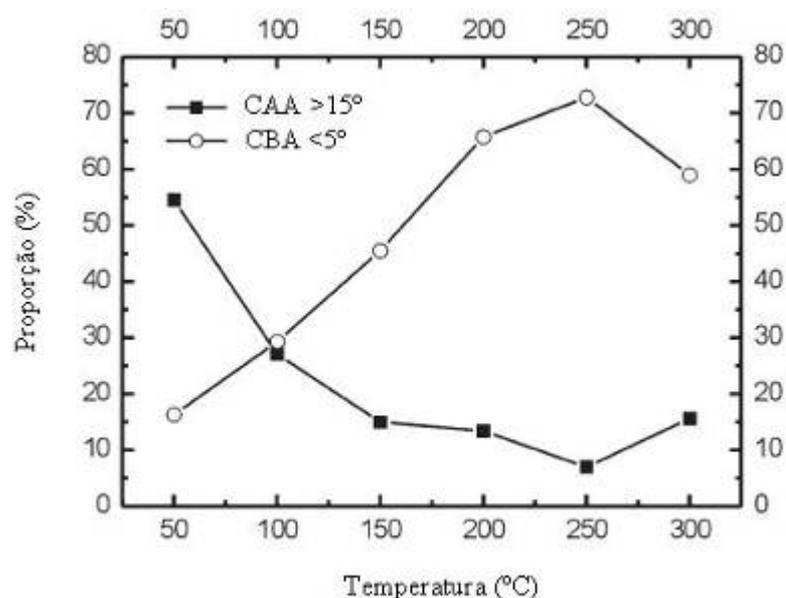


Figura 3.26 – Relação entre a temperatura de processamento e proporção entre contornos de alto ângulo (CAA) e contornos de baixo ângulo (CBA)⁽⁷⁾.

Tabela III.3 – Proporção de contornos de alto ângulo e tamanho de subgrão obtidos para diferentes temperaturas de EACI⁽²⁸⁾.

Temperatura (K)	Proporção de CAA (%)	Tamanho de subgrão (μm)
298	68	0,55
373	66	0,59
473	69	0,9
523	49	2,2

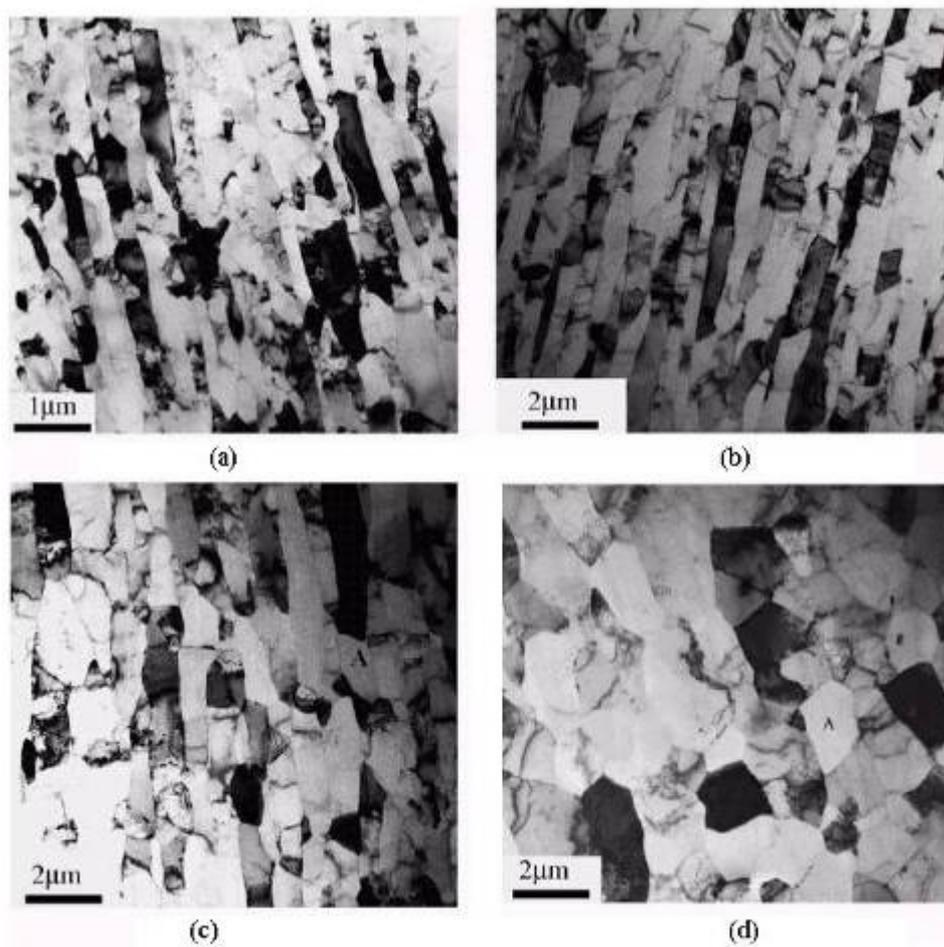


Figura 3.27 – Microestruturas para a liga AA1050 processada nas seguintes temperaturas: (a) 298, (b) 373, (c) 473 e (d) 553K⁽²⁸⁾.

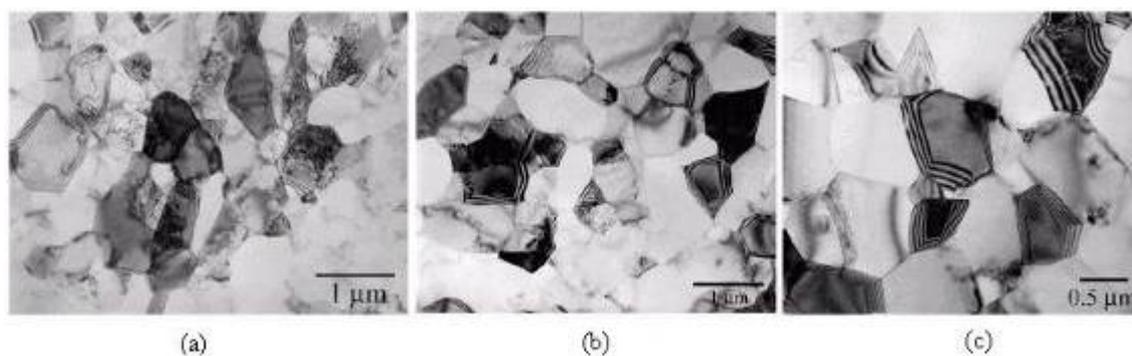


Figura 3.28 – Microestruturas do alumínio (AA1050): (a) processada por EACI ($\epsilon \sim 8$); (b) 523K por uma hora; (c) 573K por uma hora⁽²⁹⁾.

Ainda, segundo Yu *et al.*⁽²⁹⁾, a evolução microestrutural do alumínio processado por EACI durante o recozimento não pode ser considerada como um processo de

recristalização com estágios distintos de nucleação e crescimento. Desta forma, o comportamento do material processado é descrito como um processo de crescimento de grão contínuo ou recristalização contínua⁽²⁹⁾.

Prangnell *et al.*⁽³⁰⁾ submeteram duas ligas de alta pureza de alumínio e magnésio, Al-0,13%Mg e Al-3%Mg, a 15 passes de EACI em uma matriz com ângulo de 120° entre canais pela rota A, dando uma deformação equivalente de aproximadamente 10. Em seguida, foram realizados recozimentos por uma hora em diversas temperaturas e isotérmico a 200 e 250°C com o tempo variando de 1 minuto a 256 horas. Segundo os pesquisadores a estrutura lamelar, observada no material deformado, evoluiu para uma estrutura equiaxial pela quebra e esferoidização dos grãos alongados. Após atingir o formato equiaxial, os grãos cresceram continuamente⁽³⁰⁾.

3.3.4. Propriedades Mecânicas em Materiais Processados por EACI

Conforme descrito no item 3.1 o refino de grão conduz ao aumento da resistência mecânica do material. Diversos autores observaram elevação nas tensões de ruptura, de escoamento e na dureza quando se aumentou o número de passes de EACI^(14, 22-25, 31-33). Nestes casos, o processamento foi realizado à temperatura ambiente com ferro ARMCO⁽¹⁴⁾, alumínio puro e ligas de alumínio^(14, 23-25, 31-33) e cobre⁽³³⁾. Os gráficos da figura 3.29⁽¹⁴⁾ ilustram, para o caso do ferro ARMCO, o aumento da resistência mecânica e a variação da ductilidade com o aumento do número de passes de EACI à temperatura ambiente.

Valiev *et al.*⁽³³⁾ estudaram o comportamento do cobre após o processamento por EACI durante a deformação por compressão. A figura 3.30⁽³³⁾ mostra as curvas tensão x deformação verdadeiras para o metal com diferentes tamanhos médios de grãos: 210nm (curva 1) e 30µm (curva 2). Com grãos mais finos, o cobre apresentou tensão de escoamento alta e encruamento mais pronunciado para os primeiros estágios de deformação, aproximadamente 5%. Com o aumento desta, o encruamento cessou. O elevado encruamento inicial está relacionado com o aumento da densidade de deslocamentos enquanto que a deformação subsequente com valor de tensão constante está

relacionada com um balanço entre encruamento e recuperação nos contornos de grão. Esta recuperação inclui absorção de deslocações, deslizamento e migração de contorno de grão. Neste caso, os processos de recuperação foram facilitados pela difusão nos contornos de grão. A absorção de deslocações ocorre em contornos de grão fora de equilíbrio, onde as condições de difusão são melhores⁽³³⁾. Segundo os autores, o coeficiente de difusão em materiais com grãos mais finos é maior do que naqueles que apresentam granulação mais grossa.

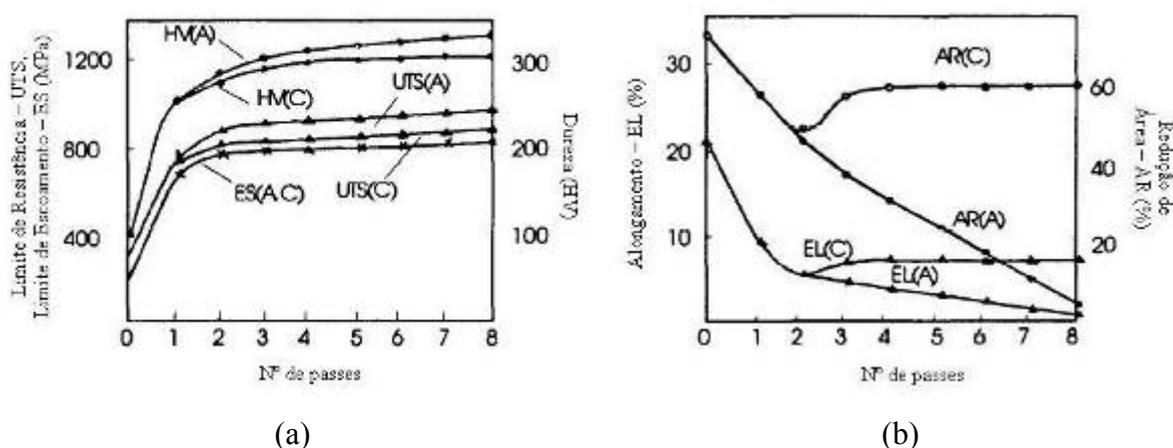


Figura 3.29 – Efeito do número de passes e rotas (A e C) no processamento por EACI à temperatura ambiente do ferro ARMCO nas seguintes propriedades: (a) dureza (HV) e limites de escoamento (ES) e de resistência (UTS); (b) redução de área (AR) e alongamento (EL)⁽¹⁴⁾.

Existe uma tendência bem conhecida de que metais submetidos a altas deformações ficam mais resistentes, mas menos dúcteis. Em materiais submetidos à EACI a ductilidade diminui, entretanto a queda é bem menor do que naqueles submetidos a processos convencionais de conformação, como a laminação^(14, 34, 35). A figura 3.31^(34, 35) mostra comparações entre cobre e alumínio processados por EACI e laminados. Para deformações equivalentes de aproximadamente 1, o alumínio laminado e o processado por EACI apresentam valores de alongamento percentual bem próximos. A partir daí, no laminado a ductilidade diminuiu. Já no submetido à EACI, o valor do alongamento percentual aumentou ligeiramente e seguiu praticamente constante até valores de deformação de aproximadamente 8. A figura 3.29 também mostra a variação da ductilidade do ferro ARMCO com o aumento do número de passes. Neste caso, o

comportamento foi semelhante ao exibido pelo cobre. Usando-se a rota C, este material reteve a ductilidade com mais eficiência do que pela a rota A de processamento.

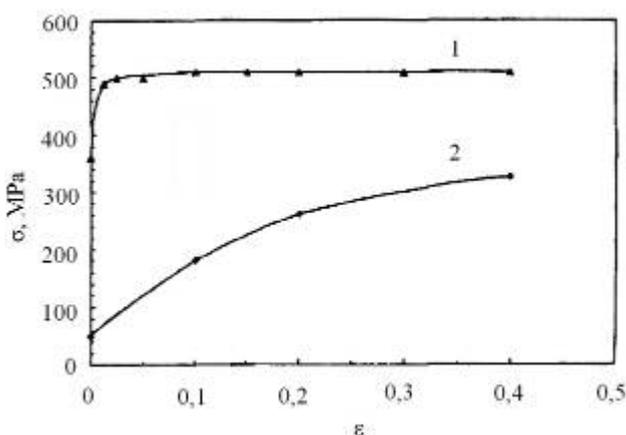


Figura 3.30 – Curvas tensão x deformação para o cobre com diferentes tamanhos de grão: (1) 210nm; (2) 30 μ m⁽³³⁾.

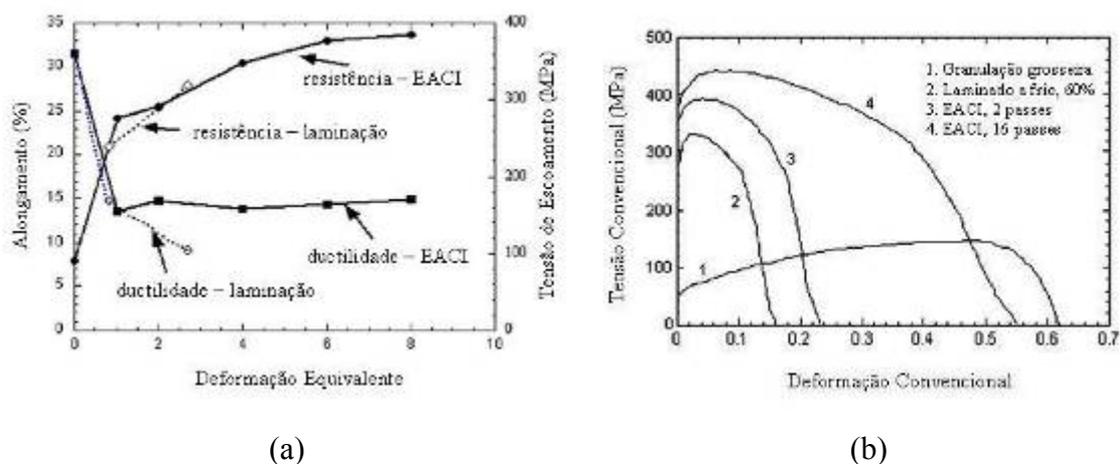


Figura 3.31 – Variação da ductilidade e da resistência em materiais submetidos à laminação a frio e à EACI: (a) Al3004⁽³⁴⁾; (b) cobre⁽³⁵⁾.

Conforme Valiev e Langdon⁽³⁶⁾, os mecanismos de deformação plástica associados à geração e movimentação de deslocações podem não ser efetivos em grãos ultrafinos ou microestruturas altamente refinadas. Neste caso o mecanismo dominante é o escorregamento dos contornos de grão, que é um fenômeno controlado por difusão. A explicação para a sua ocorrência em baixas temperaturas homólogas está relacionada à presença de muitos contornos de grão fora de equilíbrio que abaixam a energia de

ativação para a difusão e fazem com que esta seja mais rápida^(37, 38). Ainda de acordo com Valiev e Langdon⁽³⁶⁾ materiais submetidos a processos de deformação plástica severa apresentaram aumentos consideráveis em seus coeficientes de difusão. A seguir será visto que o escorregamento dos contornos de grão em metais e ligas com microestrutura muito refinada pode conduzir a comportamento superplástico.

O aumento de ductilidade, mas com perda de resistência foi observado nos experimentos realizados com ligas Zn-Al à temperatura ambiente⁽¹⁵⁾ e a 75°C⁽³⁸⁾. Outros trabalhos relataram a superplasticidade e a perda de resistência em materiais processados por EACI^(16, 37). Superplasticidade refere-se a alongamentos extremamente elevados sob tração⁽¹⁾. A taxa de deformação em que o material exibe superplasticidade varia com o inverso do quadrado do tamanho de grão⁽¹¹⁾. Desta forma, o refino de grão do material permite o aumento da taxa de deformação durante a conformação superplástica. Chuvil'deev *et al.*⁽³⁷⁾ relataram a ocorrência de superplasticidade na tração de duas ligas de magnésio processadas por EACI, ZK60 e AZ91. As figuras 3.32⁽³⁸⁾ e 3.33⁽³⁸⁾ mostram a queda na resistência mecânica e aumento de ductilidade para a liga ZA12.

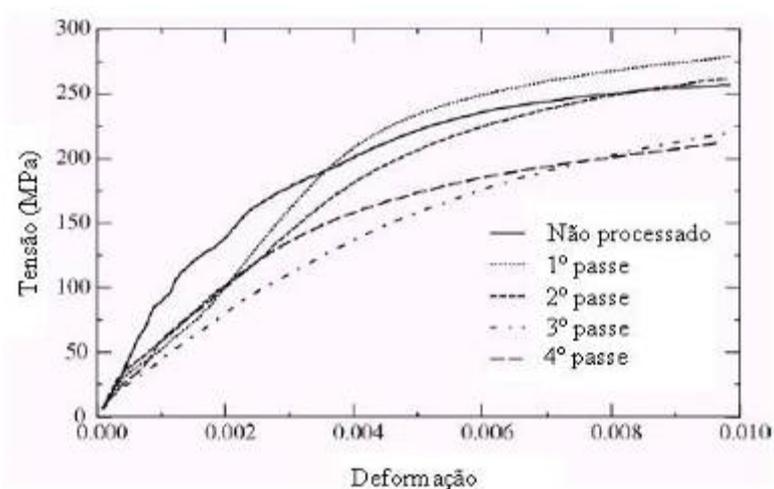


Figura 3.32 – Curvas tensão-deformação na tração à temperatura ambiente para diversos passes de processamento por EACI para a liga ZA12⁽³⁸⁾.

O comportamento superplástico e a perda de resistência mecânica exibidos foram explicados de diferentes maneiras. Segundo Purcek *et al.*⁽¹⁶⁾ em ligas Zn-Al ricas em

zinco o trabalho a frio reduz a resistência porque o alumínio dissolvido se precipita e abaixa a temperatura de recristalização. O escorregamento dos contornos de grão foi relatado como sendo o mecanismo de deformação dominante por Chuvil' deev *et al.*⁽³⁷⁾ e Pürçek⁽³⁸⁾.

Xu *et al.*⁽³⁹⁾ também observaram perda de resistência em uma liga de alumínio (7034) extrudada a 200°C. Apesar de conseguir uma redução no tamanho de grão de $\sim 2,1$ para $\sim 0,3\mu\text{m}$, foi verificado, por meio de ensaios de tração à temperatura ambiente de amostras processadas e não processadas, que a EACI reduziu a resistência da liga. A figura 3.34⁽³⁹⁾ mostra curvas tensão-deformação para vários passes de EACI para a liga Al7034. Segundo os pesquisadores a redução de resistência observada não foi devido às trincas durante o processamento por EACI, mas à temperatura da extrusão (200°) que conduziu à dissolução da fase η , mais dura, e à transformação da fase η' em η com posterior crescimento durante a extrusão. A variação da forma e do tamanho dos precipitados de MgZn_2 em função do número de passes de EACI podem ser vistos nas microestruturas mostradas na figura 3.35⁽³⁹⁾.

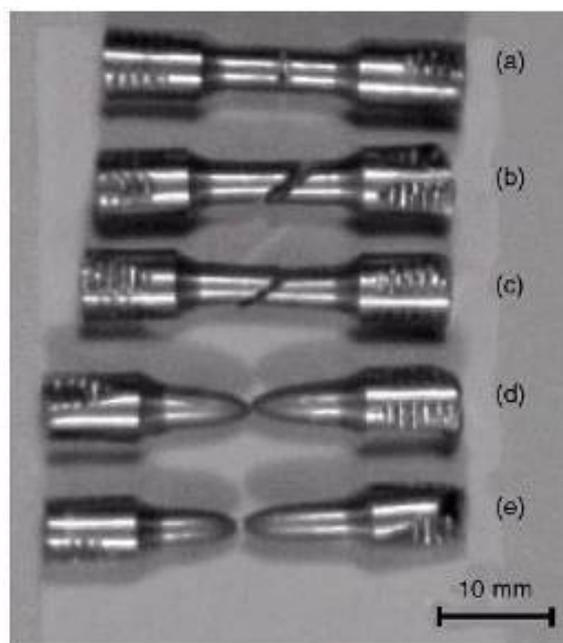


Figura 3.33 – Corpos de prova rompidos por tração à temperatura ambiente para ZA12 em diferentes formas de processamento por EACI: (a) não processado; (b) 1 passe; (c) 2 passes; (d) 3 passes; (e) quatro passes⁽³⁸⁾.

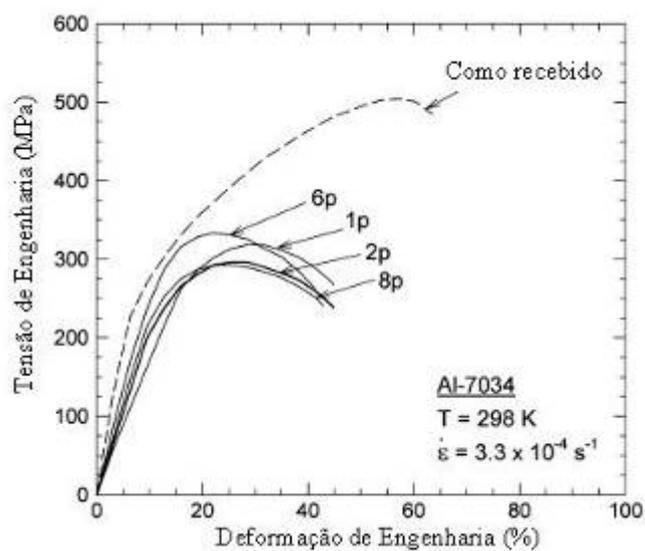


Figura 3.34 – Comportamento à tração à temperatura ambiente de amostras da liga Al7034 “como recebida” e processadas em vários passes de EACI à 200°C ⁽³⁹⁾.

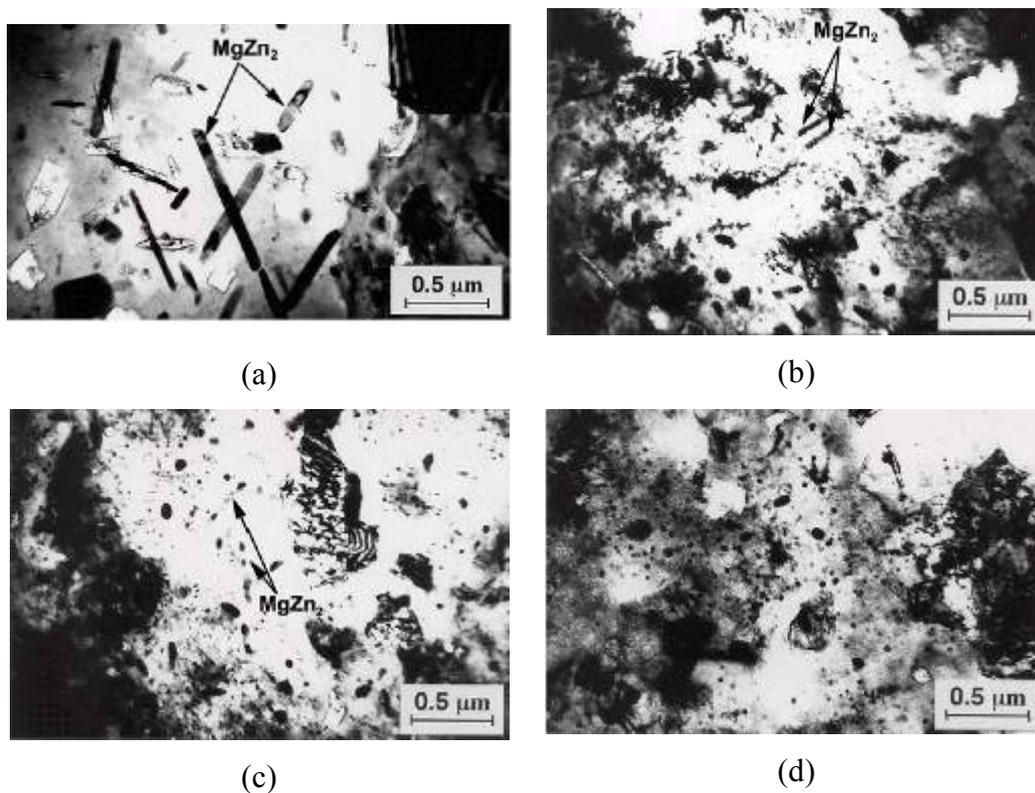


Figura 3.35 – Microestruturas da liga Al7034: (a) não processada; (b) 1 passe; (c) 2 passes (b) 8 passes de EACI à 200°C ⁽³⁹⁾.

3.3.5. Método dos Elementos Finitos e Simulações do Processamento por EACI

As formulações iniciais de elementos finitos para o estudo da conformação de metais datam da década de 60 e início dos anos 70. Desde então, a utilização dessa técnica cresceu e vem sendo adotada em diversas análises. Entre as vantagens do método que contribuíram para esse crescimento podem-se citar: capacidade de obtenção de soluções detalhadas em amostras sendo deformadas (velocidade, formas, tensões, temperaturas, distribuição da pressão de contato), possibilidade da utilização do código elaborado em diferentes situações e rapidez na obtenção dos resultados, comparando-se com técnicas experimentais⁽⁴⁰⁾.

A descrição do encruamento do material durante a deformação é um dado imprescindível para a aplicação do método dos elementos finitos na conformação de metais. Muitos trabalhos adotam a curva tensão efetiva x deformação efetiva^(40, 41) obtida a partir de ensaios de tração ou de compressão. Devido à simplicidade dessas formulações, muitas vezes os resultados obtidos numericamente diferem dos experimentais⁽⁴⁰⁾. Algumas alternativas para caracterizar melhor o encruamento utilizam equações contendo termos representativos da temperatura e taxa de deformação, ou ainda, relações que representam o efeito do caminho de deformação.

O tratamento por meio do método de elementos finitos pode ser através de uma malha ou independente de tal malha. Atualmente, os programas comerciais para a análise da conformação trabalham com o primeiro princípio, ficando o último restrito às publicações em periódicos⁽⁴⁰⁾.

A discretização através de uma malha de elementos finitos pode seguir as formulações de fluxo e elasto-plástica⁽⁴⁰⁾. A primeira desconsidera o comportamento elástico da amostra, sendo toda a deformação definida como plástica. Esse tipo de análise é indicado para problemas onde o nível de deformação elástica é insignificante em relação ao de deformação plástica. Em situações onde a recuperação do corpo após o descarregamento é considerável, a deformação elástica não pode ser desprezada e aplica-se a formulação elasto-plástica.

O processamento por EACI também foi simulado por meio do método de elementos finitos e analisado em diversos trabalhos^(11, 41-43). Park e Suh⁽⁴¹⁾, que utilizaram matrizes com $\Phi = 90^\circ$ e $\Psi = 0$ e 90° , consideraram o material com comportamento plástico perfeito e atrito nulo entre matriz e corpo de prova. Foi mostrado que a distribuição de deformação não é homogênea ao longo da seção transversal do corpo de prova e que depende da geometria da matriz. De posse dos valores de deformação obtidos, os pesquisadores constataram que, em ambas as ferramentas, o material que escoou pela região externa do canal, indicado por E na figura 3.36⁽⁴¹⁾, sofre deformação menor do que a calculada pela equação 3.4. Além disso, a matriz com curvatura impôs uma maior heterogeneidade de deformação na amostra.

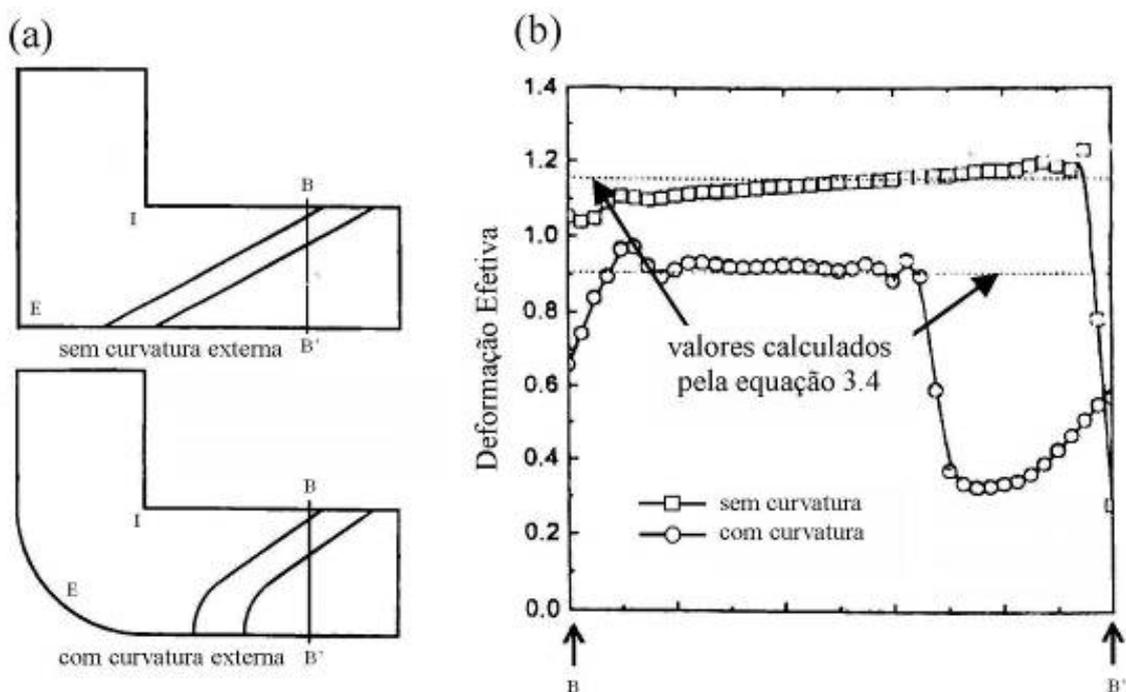


Figura 3.36 – Distribuição de deformação em corpos de prova processados por EACI⁽⁴¹⁾.

A deformação plástica alcançada no processo de extrusão multi-angular em canais iguais (EMACI) foi analisada por Kim⁽⁴²⁾ por meio de simulações por elementos finitos. O processo de EMACI é similar ao de EACI, porém é realizado em uma matriz com mais de dois canais de seção transversal constante que se interceptam⁽¹¹⁾. Um passe de

EMACI corresponde a mais de um passe de EACI. Para que o corpo de prova sofra cisalhamento na segunda zona de deformação é necessário que a tensão seja muito alta; isso faz com que exista uma pressão contrária ao sentido da extrusão e aumente a carga necessária para a realização do processo. Apesar de considerá-lo como uma variável importante do processo, Kim⁽⁴²⁾ utilizou coeficiente de atrito nulo porque o objetivo era verificar o efeito da geometria da ferramenta no processo de EMACI. O atrito tem um efeito importante porque retarda o fluxo de material e resulta em diferentes deformações cisalhantes nas regiões próximas ao contato com a matriz, sendo muito altas na base e mais baixas no topo. A curva tensão-deformação do cobre recozido foi utilizada para alimentar a simulação, mas ela não foi obtida a partir de procedimentos convencionais. A curva utilizada está ilustrada na figura 3.37⁽⁴³⁾. Deformações acima de 5 foram alcançadas através do modelo de evolução de células de deslocação⁽⁴⁴⁾. Este modelo foi apresentado por Estrin *et al.*⁽⁴⁴⁾ para descrever o encruamento de materiais cristalinos em grandes deformações. As células de deslocação foram tratadas como um material composto de duas fases no qual suas paredes continham alta densidade de deslocações, mais resistente, e seu interior era relativamente pobre de deslocações e mais macio. Além disso, a rotação das células durante o processo de deformação foi desconsiderada. O modelo considerou a diminuição da fração de volume das paredes como um elemento essencial. Segundo os autores a previsão da densidade de deslocações e as curvas de encruamento foram comparadas com resultados experimentais para a torção do cobre, com boa aproximação.

A figura 3.38⁽⁴²⁾ mostra dois diferentes estágios do processo de deformação. O estágio I é a passagem do corpo de prova pela primeira intersecção dos canais e o estágio II é a passagem pela segunda intersecção. Segundo Kim⁽⁴²⁾, para as rotas A e C, as condições de deformação são as mesmas no estágio I. No estágio II, a deformação dos corpos de prova processados via rota A é mais intensa do que naqueles deformados via rota C porque a reversão da direção de cisalhamento faz com que a deformação seja menor nesta última. No estado final, a deformação ao longo da largura do material processado através da rota A é mais homogênea do que daquele extrudado com variação da direção do cisalhamento porque a região da base da amostra da rota A, que é mais intensamente cisalhada durante o estágio I devido à pressão contrária, é submetida a um menor

cisalhamento na segunda intersecção. Ainda, segundo Kim⁽⁴²⁾, esta distribuição de deformação deve ser investigada.

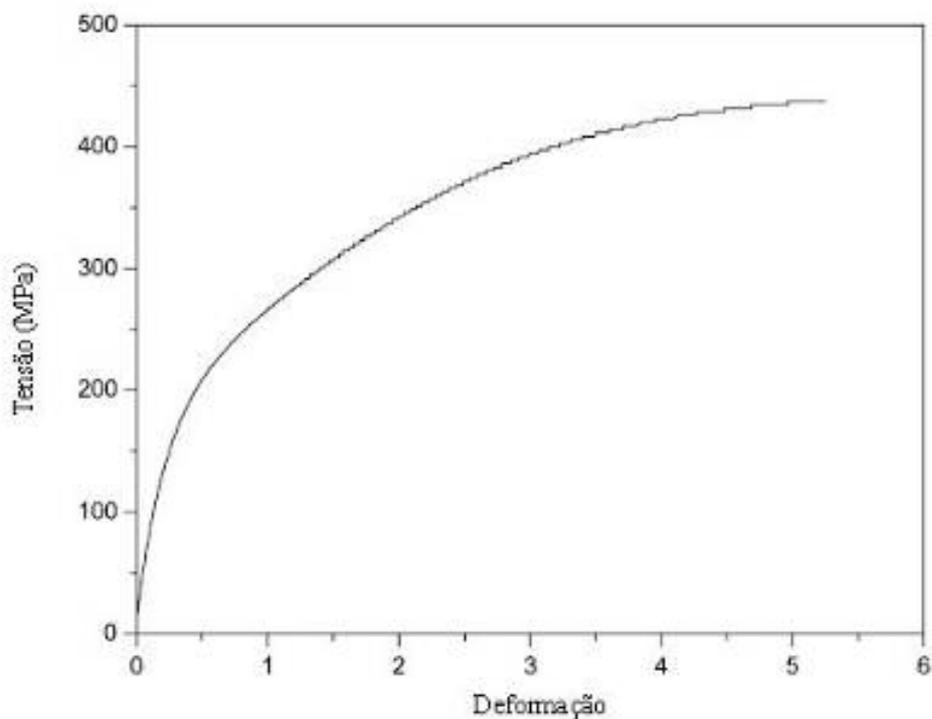
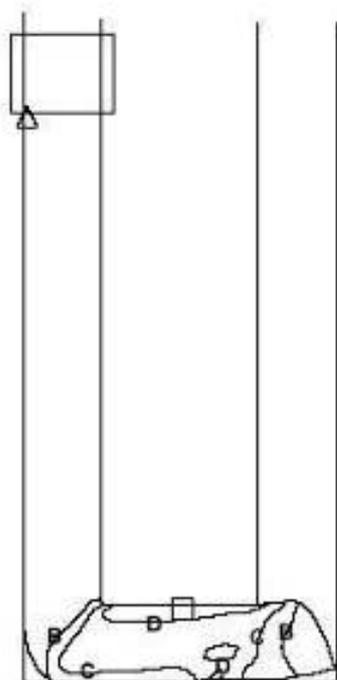
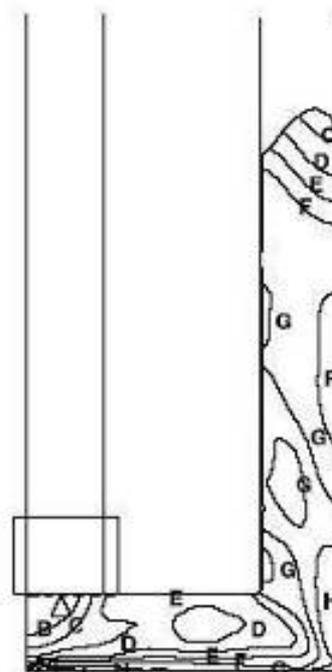


Figura 3.37 – Curva tensão x deformação para o cobre recozido utilizado no processo de EMACI⁽⁴³⁾.

Observou-se ainda um preenchimento incompleto de material na região próxima à curvatura externa do canal da matriz^(11, 42, 43). Kim⁽⁴²⁾ constatou este fenômeno no primeiro estágio na simulação do EMACI. Kim *et al.*⁽⁴³⁾ estudaram este afastamento por meio de simulação por elementos finitos utilizando curvas de fluxo de duas ligas de alumínio: Al1100, que apresenta alta taxa de encruamento, e Al6061-T6, que quase não apresenta encruamento. Eles concluíram que o afastamento depende das características de encruamento de cada material, sendo maior naqueles com taxa de encruamento mais elevada. A figura 3.39⁽⁴³⁾ mostra as curvas de fluxo e as malhas referentes a cada material.

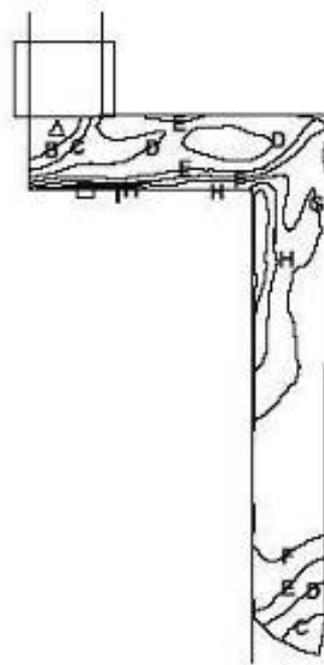


(a) Rota A, estágio I



(b) Rota A, estágio II

A	= 0.0
B	= 0.3889
C	= 0.7778
D	= 1.1667
E	= 1.5556
F	= 1.9444
G	= 2.3333
H	= 2.7222
I	= 3.1111
J	= 3.5000



(c) Rota C, estágio II

Figura 3.38 – Previsão da distribuição de deformação no corpo de prova durante EMACI⁽⁴²⁾.

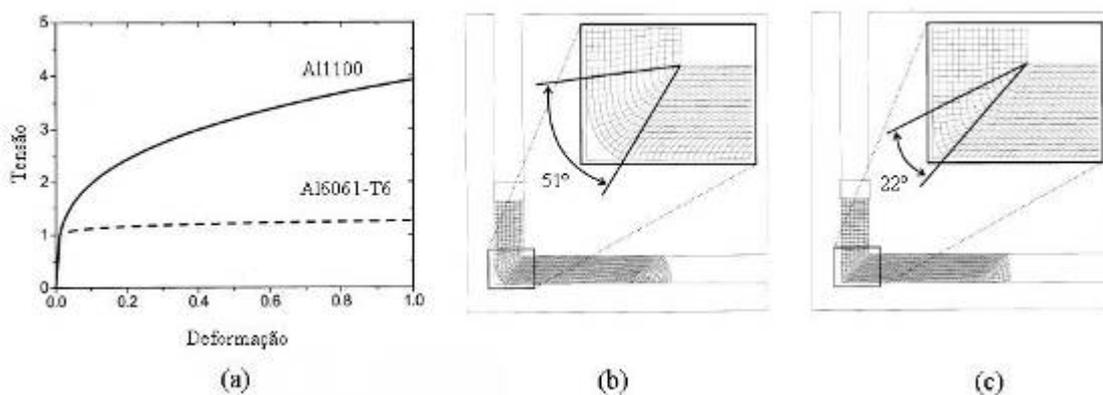


Figura 3.39 – Afastamento do corpo de prova da curvatura da matriz durante o processamento por EACI: (a) curvas de fluxo das ligas de alumínio utilizadas nas simulações numéricas; (b) Al1100; (c) Al6061-T6⁽⁴³⁾.

3.3.6. Aplicações da EACI

Existem pesquisas sobre a aplicação da EACI para a produção de componentes com grãos ultrafinos. Nagasekhar *et al.*⁽⁴⁵⁾ conseguiram processar tubos de titânio comercialmente puro utilizando uma matriz com ângulo de interseção entre os canais de 150° e rotas A e C. Os tubos possuíam 60mm de comprimento e espessura de 3mm. Areia foi utilizada como mandril. Os pesquisadores constataram que após 3 passes ($\epsilon \sim 0,9$) o limite de resistência foi praticamente igual ao processo convencional de fabricação de tubos por extrusão, mas os limites de escoamento e a dureza Vickers foram maiores para os tubos processados por EACI. Além disso, houve redução no tamanho de grão de 18 para 12 μm .

Kim e Sa⁽⁴⁶⁾ combinaram a micro-extrusão e a EACI na fabricação de micro-engrenagens com a liga AZ31. Barras de 14,5mm de diâmetro e 100 de comprimento foram extrudadas a 533K em 6 passes utilizando-se uma matriz com ângulo entre canais de 90° e através da rota B_C. Em seguida, amostras com 2mm de diâmetro e 6mm de comprimento foram extraídas da barra e micro-extrudadas a 533 e 573K dando forma às micro-engrenagens. Após os 6 passes a microestrutura apresentou redução (23,9 para 4,1 μm) e distribuição mais uniforme de tamanho de grão, ficando mais dúctil e

facilitando o processo de micro-extrusão. Após esta, engrenagens de alta resistência foram produzidas, por combinar aumento na microdureza e alterações na textura.

Segundo Valiev e Langdon⁽³⁶⁾, a EACI é utilizada na fabricação de barras longas de titânio nanoestruturado para aplicação médica. A combinação de EACI com extrusão foi aplicada em barras com 6,5mm de diâmetro e 800mm de comprimento. A extrusão após o processamento por EACI conduziu ao refino de grão e aumento de resistência. A tabela III.4 mostra os resultados obtidos.

Tabela III.4 – Variação nas propriedades mecânicas do Ti⁽³⁶⁾.

Condição	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	σ_u (MPa)	A%	RA%
Inicial	370	440	38	60
EACI – 4 passes	545	630	22	51
EACI – 4 passes + TTM	1100	1150	11	56

Os últimos estudos confirmaram o sucesso da aplicação em conjunto da EACI com outros processos de conformação na obtenção do produto final e demonstram o potencial do método para a aplicabilidade em larga escala.

3.4. Relações da Dureza com Deformação e Tensão

No estudo de metais a dureza é definida como uma medida de resistência do material à penetração, por um penetrador de geometria determinada, sob efeito de uma carga aplicada. Entre os vários métodos de medição desta propriedade podem ser citados: as durezas Brinell, Rockwell e Vickers⁽⁴⁷⁾. Quando as medidas de dureza são realizadas com cargas pequenas tem-se o teste de microdureza. Este consiste na compressão de um penetrador de diamante através de uma carga menor do que 1kgf sobre a superfície do material resultando em uma impressão microscópica⁽⁴⁷⁾. Os testes de microdureza mais utilizados são o Vickers e o Knoop.

Em vários metais podem ser construídas curvas reais de tração por meio de ensaios de dureza⁽⁴⁸⁾. É de extrema importância saber que o teste para a determinação dos valores de dureza provoca certa deformação no material. Esta deformação adicional deve ser considerada quando se relaciona dureza com tensão de fluxo. Com relação à dureza Vickers, esta aumenta o limite de escoamento do material pela deformação plástica causada. Desta forma, para o cobre e aços doce, a dureza, em uma deformação particular ϵ , deve ser correlacionada com a tensão de fluxo na deformação $\epsilon + 0,08$ ⁽⁴⁸⁾.

A relação entre a dureza com a tensão e a deformação é muito útil para estimar a distribuição destas últimas em perfis trefilados e extrudados. Nos trabalhos de Santos⁽⁴⁰⁾, Aguilar⁽⁴⁷⁾ e Cetlin⁽⁴⁹⁾ as distribuições de tensão e de deformação foram obtidas por meio da realização de ensaios de microdureza em perfis trefilados. Nestes trabalhos os dados foram conseguidos da seguinte maneira:

- as extremidades de interesse foram retiradas dos corpos de prova e submetidas a ensaios de microdureza ao longo da seção, com o objetivo de determinar o perfil de distribuição desta;
- obtenção de uma curva tensão x deformação efetivas para o material recozido;
- ensaios de tração até a ruptura e até antes do início da estricção em corpos de prova recozidos, retirada das seções longitudinais destes e realização de medidas de microdureza (dureza) e deformação efetiva nas diferentes seções da amostra;
- obtenção da relação entre microdureza e deformação efetiva e, a partir desta, utilização do perfil de microdureza para se obter o perfil de deformação;
- cálculo das tensões efetivas na curva do ensaio de tração do metal, para os valores de deformação

Esta metodologia aliada ao método de elementos finitos pode ser muito útil para a análise da distribuição de deformação nas amostras processadas por EACI.

4. METODOLOGIA

Neste trabalho foi verificado o comportamento mecânico de um material após vários passes de EACI. O material utilizado e a maneira como os experimentos foram conduzidos serão descritos neste capítulo com sub-itens definidos para cada teste ou ensaio.

4.1. Material

O material utilizado nos experimentos foi o cobre. É um metal com estrutura cristalina cúbica de faces centradas, no qual o deslizamento cruzado é observado para altos níveis de deformação⁽¹⁾. Tem boa ductilidade e baixa resistência mecânica. Esta última foi de fundamental importância para que os limites de carga da prensa e da matriz não fossem excedidos. As barras utilizadas são similares às do trabalho desenvolvido por Corrêa⁽³⁾, cujos parâmetros de recozimento e análise química estão mostrados nas tabelas IV.1 e IV.2.

Tabela IV.1 – Parâmetros de recozimento utilizados para o cobre⁽³⁾.

Temperatura	Tempo
570°C	5400s

Tabela IV.2 – Composição química do cobre (% em peso)⁽³⁾.

Elemento	Sn	Pb	Fe	Zn	Ni	Al	Mg
%	0,010	0,018	0,010	0,012	0,005	0,049	0,007

4.2. EACI

Para a realização da extrusão angular em canais iguais utilizou-se uma matriz de aço bipartida, punções, uma máquina de compressão e lubrificante. Os corpos de prova

foram submetidos a quatro passes à temperatura ambiente seguindo a rota C de processamento, na qual o corpo de prova é girado 180° entre cada passe. Esta rota não é a mais eficiente para a obtenção de grãos ultrafinos para esta geometria de matriz, mas é menos agressiva do que B, diminuindo as chances de fraturas nos corpos de prova.

A matriz possui dois canais de seções transversais quadradas e arestas de 16mm que se cruzam formando um ângulo de 90° entre si e raio de curvatura de 0° . De acordo com a equação 4, esta geometria confere uma deformação de aproximadamente 1,15 por passe. O equipamento utilizado para realizar a EACI foi uma máquina hidráulica de compressão Kratos com capacidade de carga de 50.000kgf, medidor de carga analógico e sem controle de velocidade. As figuras 4.1 e 4.2 mostram detalhes da matriz utilizada. A lubrificação foi feita com bissulfeto de molibdênio (Molykote).

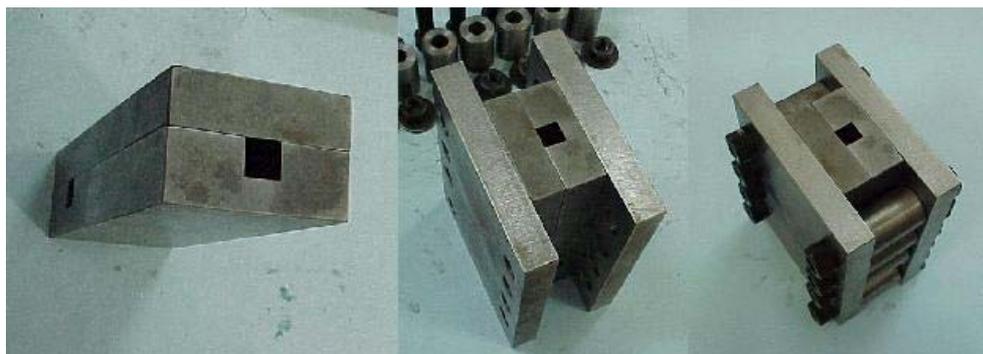
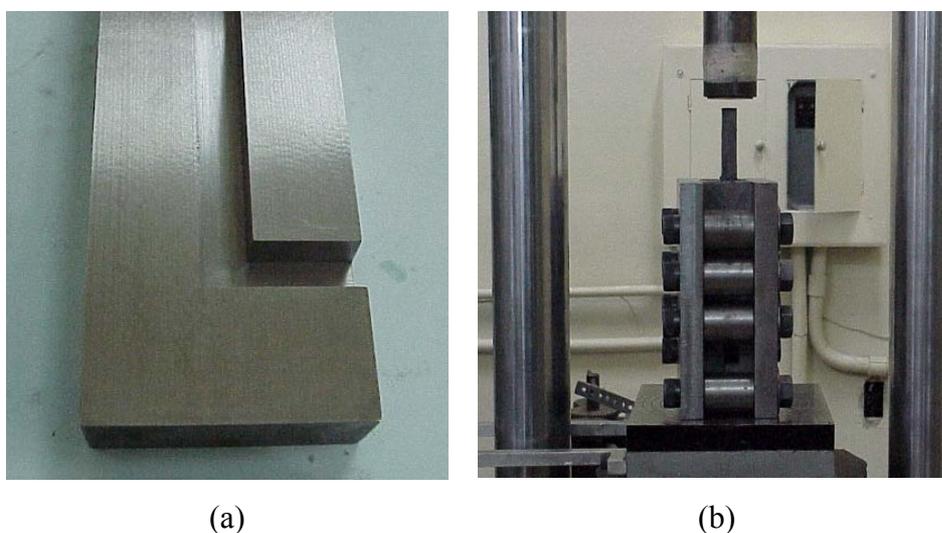


Figura 4.1 – Etapas de montagem da matriz⁽¹¹⁾.



(a)

(b)

Figura 4.2 – (a) Canal da matriz de EACI; (b) matriz posicionada na máquina Kratos⁽¹¹⁾.

Primeiramente os canais, os corpos de prova e o punção foram lubrificados. Em seguida, a matriz foi fechada e as amostras e os punções inseridos no canal. Finalmente, a matriz foi posicionada na máquina Kratos para que esta comprimisse o punção e forçasse a saída do corpo de prova de cobre pelo segundo canal. Feito isso, a matriz foi novamente aberta para a retirada do punção e da amostra processada. Para os passes seguintes, este mesmo procedimento foi seguido.

A EACI utilizou corpos de prova com seção transversal de 16 x 16mm e comprimento de aproximadamente 75mm. Estes foram obtidos a partir da passagem de amostras cilíndricas na matriz de EACI para adquirirem o formato desejado. Em seguida, as amostras foram recozidas. A figura 4.3 mostra um esquema com o corpo de prova e as seções longitudinal, x, e transversal, y.

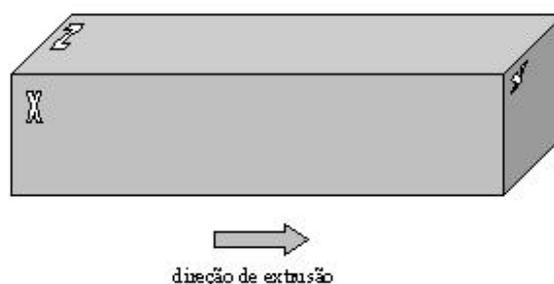


Figura 4.3 – Esquema do corpo de prova utilizado para EACI.

4.3. Caracterização Microestrutural

Os testes de microdureza e a revelação da microestrutura dependem de preparação metalográfica da região de interesse. Neste caso, foram retiradas amostras das seções longitudinal, L, e transversal, T, mostradas no esquema da figura 4.4. Antes da retirada destas amostras, tomou-se o cuidado de descartar, aproximadamente, 15mm de cada extremidade dos corpos de prova, pois estas se situam em locais que não representam bem as deformações resultantes da EACI. A retirada destas regiões foi feita com uma *cut off* e, após isso as mesmas foram embutidas a frio com resina polimérica. Em seguida, elas foram preparadas nas lixas com as seguintes granulometrias: 100, 240, 320, 400, 600, 1000. O polimento subsequente foi feito em panos com pasta de diamante de 9, 3 e 1 μ m.

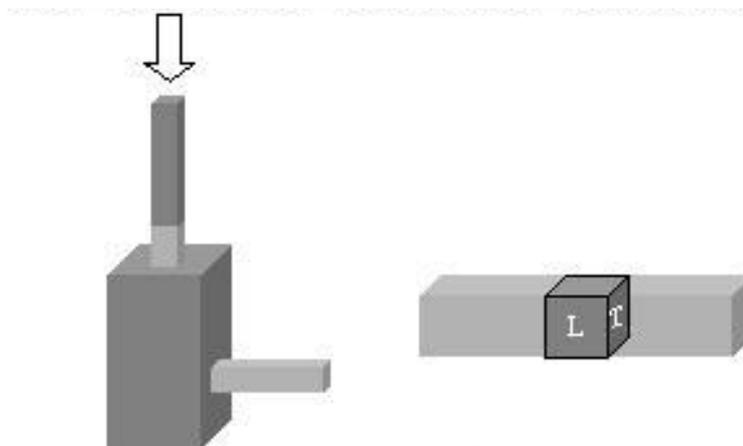


Figura 4.4 – Seções retiradas para metalografia e microdureza.

O lixamento das amostras seguiu os procedimentos tradicionais. Após a última lixa e cada pano de polimento, as amostras foram lavadas com detergente, água e álcool e deixadas por 5 minutos no ultra-som. Nos panos de 9 e 3 μ m cada amostra foi polida por aproximadamente 5 minutos e no de 1 μ m por 3 minutos.

Para a revelação dos contornos de grão foi utilizado um reativo com a mesma fórmula daquele utilizado por Pinheiro⁽⁴⁾, com uma proporção de 50% em volume das soluções da tabela IV.3.

Tabela IV.3 – Soluções para a preparação do reativo utilizado na metalografia do cobre

Solução 1	10g de persulfato de amônio em 90ml de água destilada.
Solução 2	Peróxido de hidrogênio (20% em volume de H ₂ O ₂).

As amostras foram colocadas em repouso por 1 minuto no reativo (ataque por imersão). Aquelas com grau de deformação maior exigiram um tempo mais extenso, chegando a ficar até 4 minutos. Nestes casos, o tempo de ataque, 1 minuto, parecia ter sido longo, com a amostra ficando com aspecto de “queimada”, mas ao deixá-la na solução por um tempo maior, 4 minutos, a microestrutura foi revelada mostrando que o tempo de exposição estava sendo menor do que o necessário. Isso pôde ser observado aumentando-se este tempo gradativamente de 30 em 30 segundos.

As fotomicrografias foram feitas utilizando-se um microscópio Leitz-Wetzlar Metallux II e um centro de multimídia ATI. Após obtenção de imagens, o tamanho de grão foi medido com o auxílio do software Image Pro-Plus 6.0, que calculava a área de cada grão e fornecia o valor de aresta. Cada um deles foi contornado e teve sua forma aproximada a um quadrado. Pelo menos 120 medidas foram feitas para cada passe. Também foram feitas imagens no microscópio eletrônico de varredura Jeol JSM 6360 LV.

4.4. Ensaio de Tração

Os ensaios de tração realizados visavam à obtenção da relação entre a deformação e a microdureza Vickers. Os testes foram realizados à temperatura ambiente em uma máquina de ensaios universal Instron 5582 com sistema de aquisição de dados Merlin. Os corpos de prova utilizados possuíam diâmetro e comprimento útil de 10,0mm e 40,0mm, respectivamente. Após sua confecção, foram recozidos e resfriados lentamente. A partir daí, dois corpos de prova foram rompidos e outros dois foram tracionados para atingir valores distintos de deformação plástica uniforme. Os testes foram realizados a uma velocidade de 4mm/min (0,067mm/s), resultando em uma taxa de deformação inicial de $1,6 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$. A figura 4.5 mostra os corpos de prova utilizados.



Figura 4.5 – Corpo de prova de tração utilizado para auxiliar na determinação relação entre microdureza e deformação.

4.5. Ensaio de Compressão

As curvas tensão x deformação do cobre após cada passe de EACI foram construídas a partir da compressão de corpos de prova cilíndricos. Os ensaios foram realizados à

temperatura ambiente na máquina de ensaios universal Instron 5582, com controlador Merlin, e lubrificação com bissulfeto de molibdênio. A velocidade de descida do cabeçote foi mantida constante em 0,6mm/min (0,01mm/s). A figura 4.6 mostra um ensaio de compressão sendo realizado.

Os corpos de prova possuíam 10mm de diâmetro e 15mm de altura. Eles foram torneados de amostras submetidas a 1, 2, 3 e 4 passes de EACI e a partir de uma amostra recozida. A figura 4.7 mostra um cp de compressão. A altura de corpo de prova e a velocidade de descida do cabeçote resultaram em uma taxa de deformação inicial de $0,00067s^{-1}$.



Figura 4.6 – Máquina de ensaios Instron realizando um ensaio de compressão.

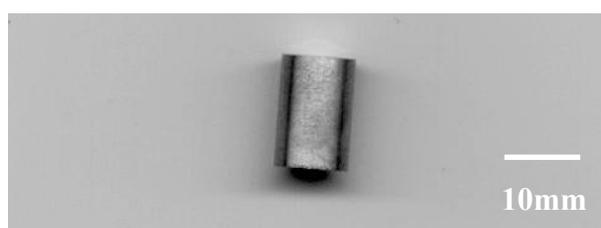


Figura 4.7 – Corpo de prova de compressão.

Para a construção das curvas tensão x deformação, os dados de carga e deslocamento armazenados pelo controlador da máquina foram trabalhados em uma planilha eletrônica. Foram consideradas condições de conservação de volume e atrito nulo durante o ensaio. Com base nestas, a tensão, σ , e a deformação, ε , foram calculadas por meio das equações abaixo:

$$\sigma = F/A_i \quad (4.1)$$

$$\varepsilon = \ln(h_0/h_i) \quad (4.2)$$

$$h_i = h_0 - x_c \quad (4.3)$$

$$A_i h_i = A_0 h_0 \quad (4.4)$$

Nas equações acima h_i e h_0 são as alturas instantânea e inicial, respectivamente do corpo de prova; x_c é o deslocamento do cabeçote da máquina; A_i e A_0 são as áreas instantâneas e iniciais da seção transversal do corpo de prova. A equação 4.4 considera que o volume do corpo de prova mantém-se constante durante o ensaio.

4.6. Microdureza Vickers

A microdureza Vickers foi utilizada para avaliar a resistência à penetração do cobre recozido e após 1, 2, 3 e 4 passes de EACI, visando auxiliar na obtenção da relação entre microdureza e deformação e na verificação da distribuição de deformação nas amostras de EACI. Para a realização dos ensaios de microdureza Vickers, as amostras foram primeiramente preparadas metalograficamente. Um microdurômetro Leitz-Wetzlar Nr 786 foi utilizado para os ensaios.

O ensaio consistiu em posicionar a amostra no equipamento e disparar a carga por um determinado tempo de aplicação. Após este tempo, as duas diagonais da impressão foram medidas e a média L e a carga utilizada Q foram substituídas na equação 4.5 para se obter o valor de microdureza Vickers em kfg/mm^2 .

$$HV = (1,8544Q) / L^2 \quad (4.5)$$

Uma vez que o valor de microdureza Vickers deve ser independente da carga, testes preliminares foram necessários para que se encontrasse um valor a partir do qual não houvesse variação da resistência à penetração. Diversos valores de carga foram testados para que a mais adequada fosse utilizada, ou seja, aquela a partir da qual haverá estabilização do valor de microdureza. Os ensaios foram conduzidos com tempo de aplicação da carga de 35 segundos. As distâncias entre as impressões de microdureza foram de, no mínimo, 0,5mm.

Para a obtenção da relação entre microdureza e deformação, os testes foram realizados em regiões da estrição dos corpos de prova de tração rompidos e em regiões dentro do comprimento útil dos não rompidos, mas com deformação uniforme. Estas regiões foram retiradas, embutidas a frio e preparadas seguindo as técnicas de lixamento e polimento descritas no item 4.3. Seis impressões foram feitas em cada amostra e o valor de microdureza foi dado como uma média destas medidas.

As medições de microdureza para as amostras após a EACI foram também foram realizadas após a preparação descrita no item 4.3. As medidas de microdureza foram tomadas em amostras das seções longitudinal e transversal. A figura 4.8 mostra o corpo de prova de EACI e uma seção, com as respectivas coordenadas indicativas das direções onde as medidas de microdureza foram realizadas. A extremidade inferior é definida como sendo a região do corpo de prova que fica em contato com a parte inferior do canal da matriz. De acordo com as coordenadas da figura 4.8, seria o local onde $y=0$. A superior seria $y=16$, pois o corpo de prova tem seção transversal quadrada de 16mm de aresta. As impressões foram feitas em cada amostra de seção partindo de 0 (extremidade inferior) até 16mm (extremidade superior), de 2 em 2mm. A posição x só foi variada quando o conjunto de medições em y (de 0 a 16mm) terminou. Este procedimento foi realizado pelo menos três vezes para cada amostra e permitiu verificar a variação de microdureza Vickers ao longo da seção transversal e numa pequena porção da seção longitudinal. Na seção transversal a variação em x seguiu um padrão: sempre na linha central e a 4mm à esquerda e à direita desta linha. Já para a seção longitudinal, não houve padronização, sendo garantido somente que a região avaliada estava entre as duas extremidades e distante de pelo menos 4mm delas.

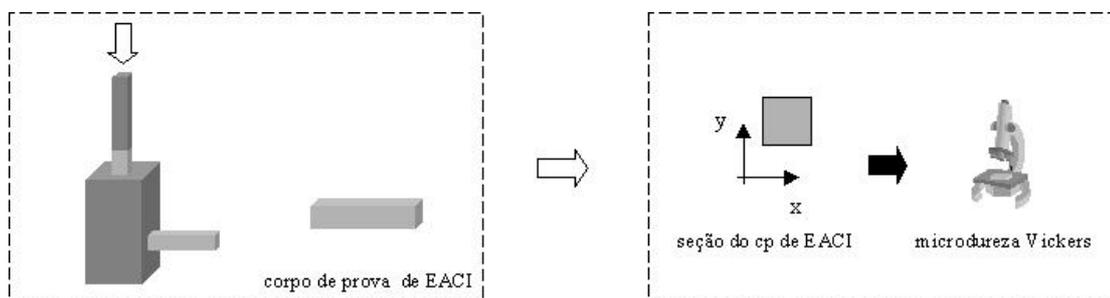


Figura 4.8 – Corpo de prova de EACI e direções.

4.7. Distribuição de Deformação

A determinação da distribuição de deformação foi dividida em duas etapas: determinação da relação entre microdureza Vickers e deformação e medições de microdureza em regiões do corpo de prova de EACI para que, a partir da relação determinada anteriormente, fosse encontrada a distribuição de deformação. Na figura 4.9 pode ser observada uma representação esquemática do procedimento realizado.

4.7.1. Determinação da relação entre microdureza Vickers e deformação

A realização de ensaios de microdureza Vickers em regiões de deformação conhecida serviu para determinar a relação entre as duas. Isto foi possibilitado através de ensaios de tração em corpos de prova de cobre recozido.

Com o objetivo de se determinar a relação foram realizados quatro ensaios de tração: dois até a ruptura e dois com deformação plástica uniforme. Após o ensaio, amostras das seções transversais de todos os corpos de prova foram extraídas utilizando-se uma *cut off*. Nos corpos de prova não rompidos todas as regiões dentro do comprimento útil se deformaram uniformemente, por isso elas foram selecionadas aleatoriamente. Já naqueles ensaiados até a fratura, as regiões selecionadas para serem retiradas foram aquelas localizadas próximas à estrição. Obtiveram-se dez amostras de regiões deformadas até diferentes níveis: duas com deformação uniforme e oito com deformação na estrição. Todas as amostras foram preparadas metalograficamente

seguindo-se o procedimento descrito anteriormente. Por fim, elas foram submetidas a testes de microdureza, seguindo o procedimento descrito no item 4.5.

Com o valor de microdureza de cada amostra já conhecido, o próximo passo foi determinar o valor de deformação de cada uma. No ensaio de tração a deformação em cada instante pode ser calculada pela equação 4.6.

$$\varepsilon = 2\ln(d_0/d_f) \quad (4.6)$$

Na equação acima d_0 é o diâmetro inicial e d_f é diâmetro final, ambos das seções transversais dos corpos de prova. Uma vez que d_i foi medido antes de se iniciar o teste de tração, basta encontrar o d_f de cada amostra embutida. Para isso, uma vez que as amostras foram embutidas em resina translúcida, utilizou-se um projetor de perfil Mitutoyo, modelo PJ 311, com lente de aumento de 10 vezes. A luz incidente do projetor de perfil era bloqueada apenas pela amostra de cobre. Desta maneira, a medição do diâmetro da seção transversal foi feita pela sombra projetada em uma tela utilizando-se um micrômetro do próprio equipamento.

De posse do valor de deformação e de microdureza para cada amostra, pôde-se determinar uma relação matemática entre as duas por meio dos softwares Excel e Origin. Feito isso, o valor de deformação foi colocado em função de microdureza Vickers.

4.7.2. Medidas de microdureza e determinação da distribuição de deformação

O procedimento para as medições de resistência à penetração nas amostras processadas por EACI para a obtenção da distribuição de microdureza foi descrito no item 4.5.

Uma vez determinada uma relação na qual a deformação é estimada em função da microdureza, o passo seguinte foi substituir tais valores nesta equação. A partir disso, a distribuição de deformação em regiões dos corpos de prova para cada um dos 4 passes

de EACI pôde ser estimada. Um esquema do procedimento de como foi obtida a distribuição de deformação é mostrado na figura 4.9.

4.8. Simulações por Método de Elementos Finitos

O processo de EACI foi modelado numericamente utilizando-se o software Deform 2D versão 9.0. As dimensões da ferramenta e do corpo de prova das simulações foram as seguintes: canal da ferramenta com 16mm de largura e ângulo de 90° entre os canais, como apresentado na figura 4.10. Estas dimensões e geometria da ferramenta e do corpo de prova foram idênticas às do processo real. Um corpo de prova discretizado é mostrado pela figura 4.11.

Conforme o trabalho de Figueiredo⁽¹¹⁾, foram consideradas condições de deformação plana e isotérmica durante o processo. A malha do corpo de prova foi constituída de elementos isoparamétricos de 4 nós com número de elementos 5000 elementos.

Foram realizadas simulações com e sem atrito. No primeiro caso foram utilizados coeficientes de 0,08 e 0,12.

O software realizou as simulações baseando-se em dados da curva tensão x deformação efetivas obtida a partir de testes de tração em corpos de prova de cobre recozidos. A curva obtida foi semelhante à do trabalho de Corrêa⁽³⁾.

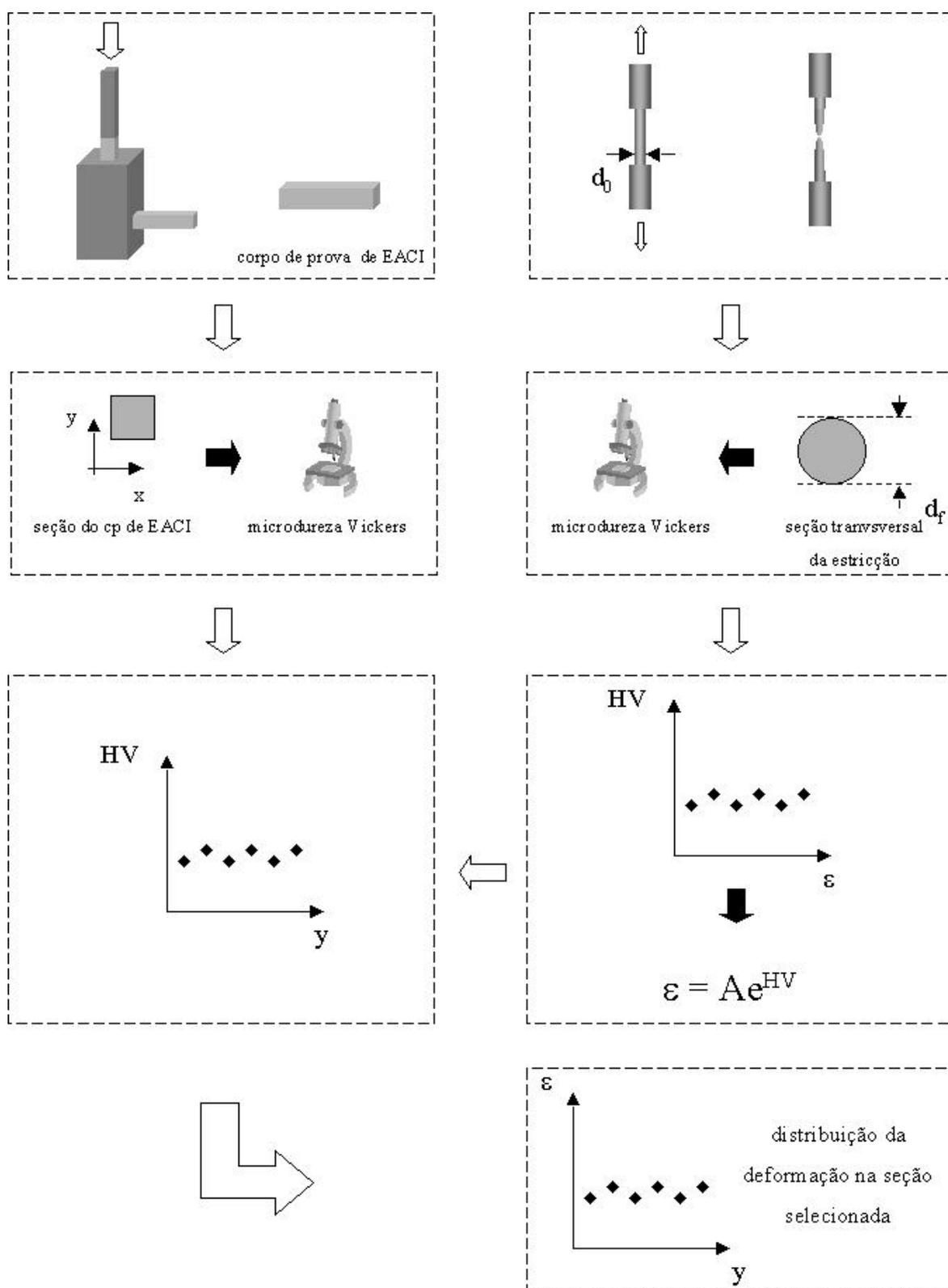


Figura 4.9 – Esquema ilustrativo de como foi obtida a distribuição de deformação.

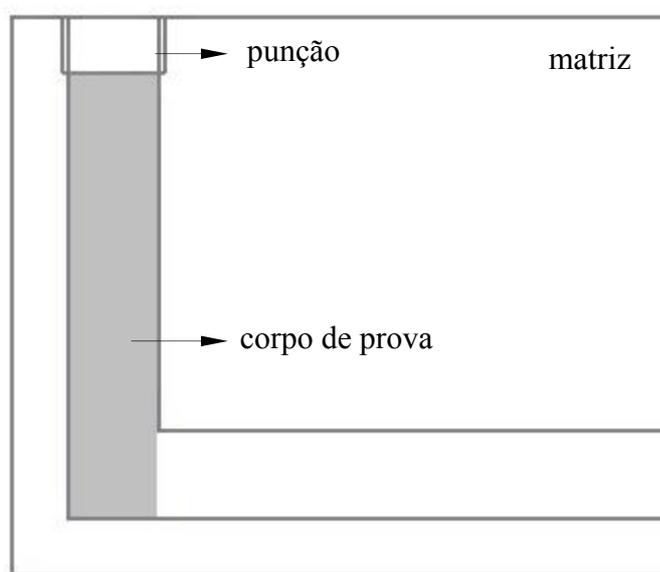


Figura 4.10 – Geometrias utilizadas nas simulações por elementos finitos.

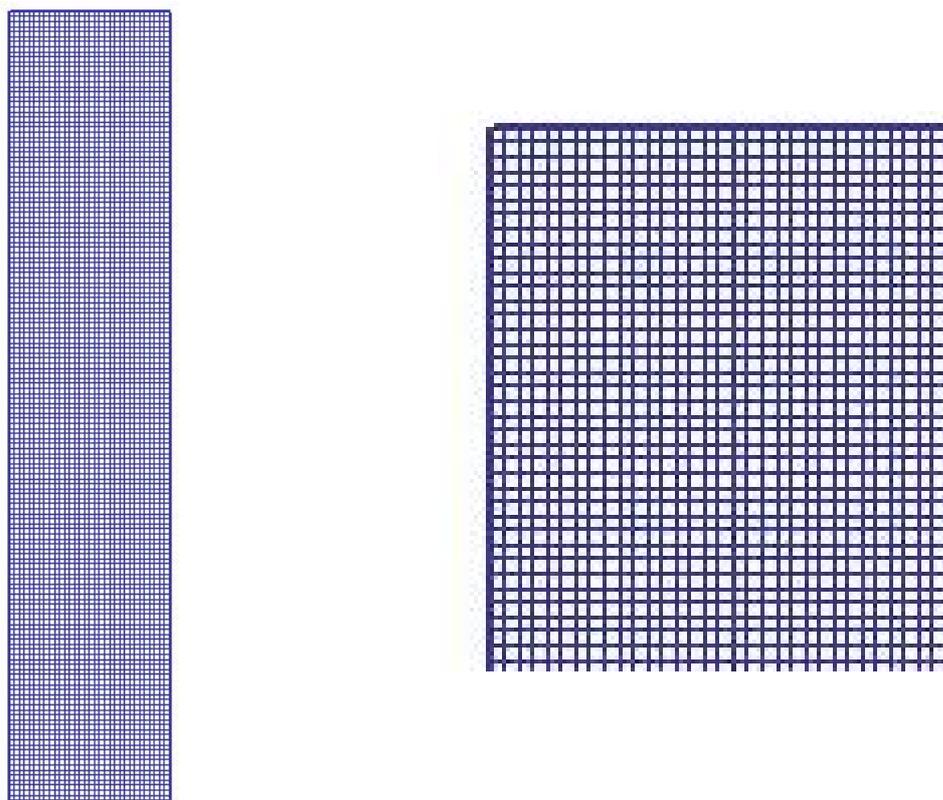


Figura 4.11 – Corpo de prova discretizado utilizado nas simulações e detalhe da malha.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A variação das propriedades mecânicas do cobre, sua microestrutura e a distribuição de deformação nos corpos de prova após a EACI serão apresentadas e discutidas a seguir.

5.1. EACI

Inicialmente os corpos de prova, os canais da matriz e o punção foram lubrificados. Em seguida, a matriz foi montada e posicionada na máquina Kratos. O processo se iniciou com o deslocamento livre do cabeçote da máquina. Quando ele tocou o punção, a carga começou a aumentar e subiu até atingir um valor máximo. Após isto, caiu e permaneceu aproximadamente constante até o fim.

No início do processo existiam folgas entre o punção e o corpo de prova e entre este e a matriz, de forma que a resistência à movimentação do cabeçote da máquina de compressão era quase desprezível. Quando as folgas cessaram, a amostra foi comprimida até as dimensões de sua seção transversal atingirem medidas semelhantes às do canal, tendo sua deformação lateral restringida pelas paredes da matriz. Desta forma, a carga aumentou até atingir um valor máximo e induzir um estado de tensões que conduziu ao escoamento do material no único ponto onde não havia restrição ao seu fluxo: na região onde os canais se interceptam. Quando o fluxo se iniciou, a carga abaixou e permaneceu relativamente constante até o fim do processo. Os valores de carga máxima alcançada em cada passe estão no gráfico da figura 5.1, que mostra existir uma tendência de aumento da carga de EACI com o aumento do número de passes. Isso é uma evidência do aumento da resistência mecânica proporcionada pelo processo.

Após cada passe, foi feita uma análise superficial dos corpos de prova, a olho nu. Não houve trincas nas amostras, mas rebarbas foram observadas. O aumento da carga de processamento fez com que a matriz bipartida cedesse, muito discretamente, e parte do material escoou por essa pequena abertura, localizada na região próxima à intercessão dos canais. Este fluxo localizado de material foi o responsável pelas rebarbas. Entre

cada passe foi necessário retirar estas rebarbas e isto foi feito por meio da usinagem em uma plaina. A figura 5.2 mostra corpos de prova após a EACI.

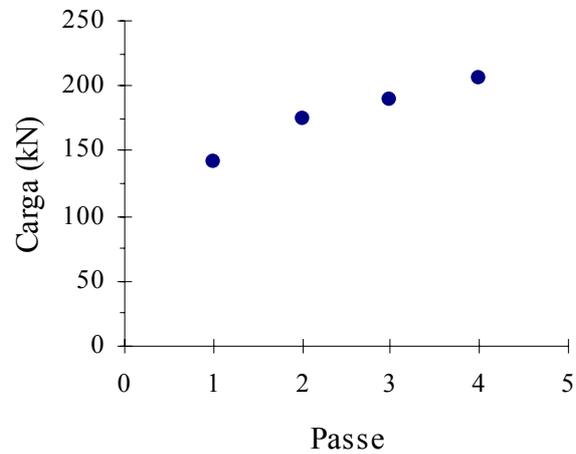


Figura 5.1 – Evolução da carga de para a realização de EACI em função do número de passes.

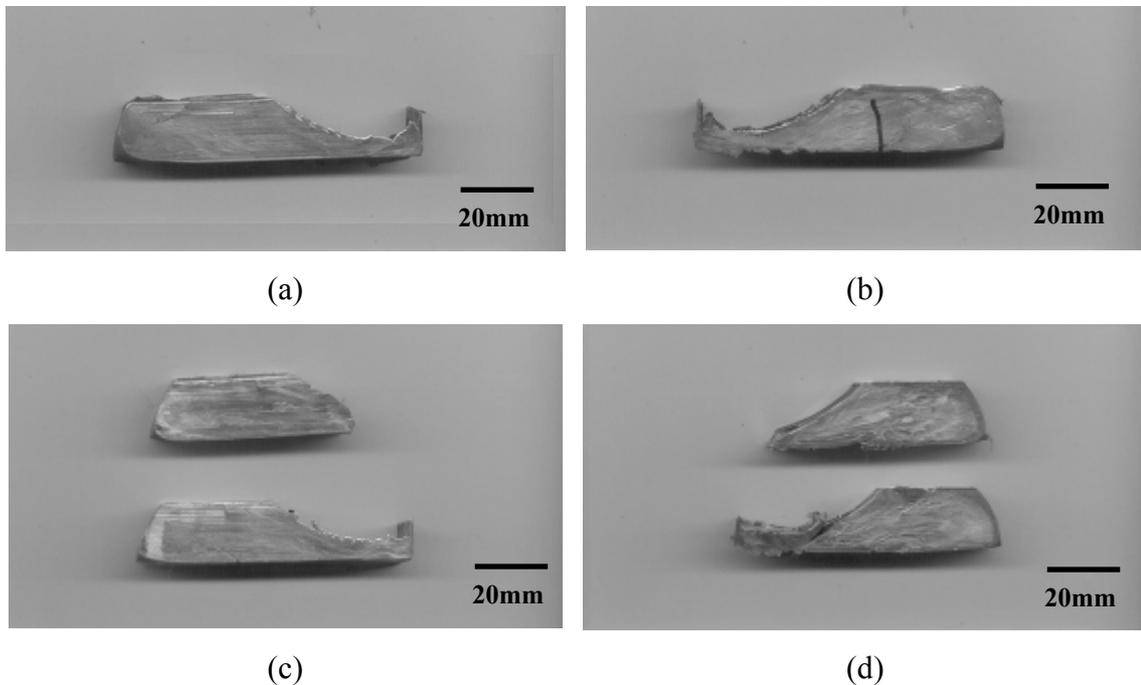


Figura 5.2 – Corpos de prova após EACI: (a) 1 passe; (b) 2 passes; (c) 3 passes; (d) 4 passes.

5.2. Comportamento Mecânico

O comportamento mecânico do cobre recozido e após EACI foi avaliado com base nas curvas tensão x deformação e nos valores de microdureza das figuras 5.3 a 5.6.

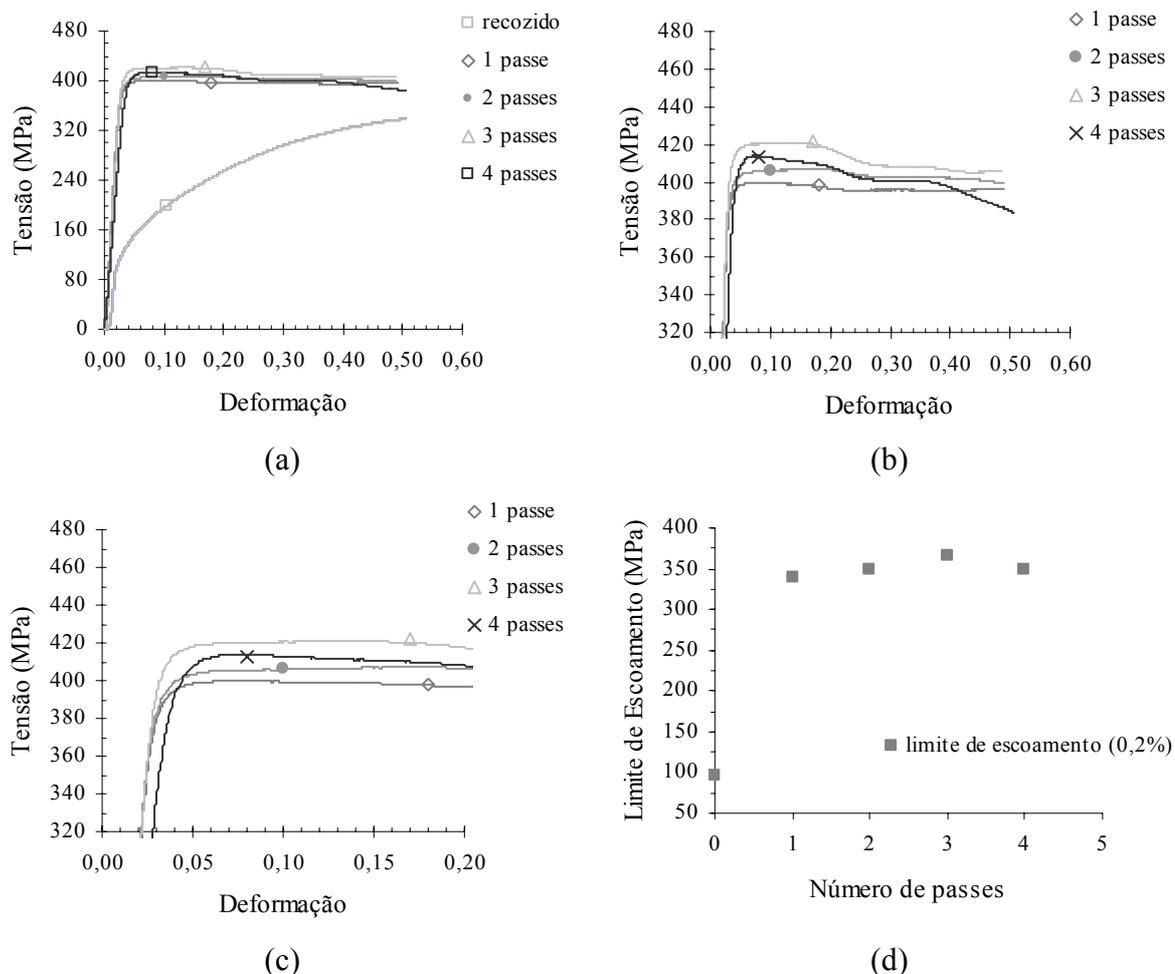


Figura 5.3 – (a) Curvas tensão x deformação obtidas por compressão de corpos de prova recozido e após vários passes EACI; (b) e (c) ampliações; (d) variação do limite de escoamento em função do número de passes de EACI.

De acordo com a figura 5.3, o processo de EACI aumentou a resistência à compressão do cobre. Entretanto, a contribuição mais significativa pôde ser obtida com a realização de apenas um passe de extrusão. Além disso, não se observou aumento da resistência à compressão com o número de passes de EACI, pois os resultados apresentados pela figura 5.3(d) indicam que o material, após o quarto passe, torna-se menos resistente do que após o terceiro passe.

Ainda com relação às curvas da figura 5.3, enquanto no metal recozido a taxa de encruamento apresentou tendência de queda, mas sem atingir um valor constante, no cobre processado por EACI esta taxa atingiu um valor muito próximo de zero e não se alterou. Nas curvas relativas à compressão de amostras submetidas a três e quatro passes, a taxa de encruamento chegou a ficar negativa ao atingir valores de deformação próximos a 0,20 e 0,40. Entre estes, o comportamento foi muito semelhante ao das curvas relativas ao primeiro e segundo passes, já descrito anteriormente.

Mishra *et al.*⁽⁸⁾ processaram cobre em vários passes seguindo a rota B_C e observaram que o aumento significativo da resistência mecânica foi conseguido nos primeiros dois passes. Segundo eles, isso sugere que o maior volume de grãos refinados acontece nos passes iniciais. Além disso, eles também observaram saturação da tensão para gerar deformação plástica, mas a partir do quarto passe. O refino acentuado de um grande volume de grãos no primeiro passe pode ter acontecido neste trabalho, uma vez que o comportamento durante a compressão foi semelhante ao apresentado por Mishra *et al.*⁽⁸⁾.

A diferença entre as taxas de encruamento do cobre recozido e após EACI representa uma mudança da capacidade de recuperação do material. O material submetido à EACI recupera-se mais do que o recozido, não processado. Isso pode ser devido à característica do cobre, que é um metal de estrutura cúbica de face centrada onde o deslizamento cruzado é observado para altos níveis de deformação⁽¹⁾. Possivelmente a ocorrência de deslizamento cruzado e, conseqüentemente, recuperação dinâmica, foi facilitada nas amostras processadas por EACI pelo fato de elas já se apresentarem altamente deformadas.

Uma outra explicação pode ser dada com base nas observações de Valiev *et al.*⁽³³⁾, que consideram que a recuperação ocorre devido ao aumento da difusão. Segundo eles o elevado encruamento inicial está relacionado com o aumento da densidade de deslocamentos enquanto a deformação subsequente com valor de tensão constante está relacionada com um balanço entre encruamento e recuperação nos contornos de grão. Materiais com grãos mais finos apresentam coeficiente de difusão maior do que os têm

grãos maiores e, neste caso, a difusão e os processos controlados por ela são facilitados. Entre estes processos está a recuperação, que inclui absorção de deslocações, deslizamento cruzado e migração de contorno de grão. Neste caso, os processos de recuperação foram facilitados pela difusão nos contornos de grão.

A resistência mecânica também foi avaliada a partir de medições de microdureza. Os valores são apresentados nas figuras 5.4 a 5.6 e pode ser observado que a EACI aumentou a resistência à penetração do cobre, mas houve variação no perfil de distribuição. Além disso, revela-se uma tendência de aumento da microdureza com o número de passes. Assim como nas curvas tensão x deformação acima, o aumento mais significativo na dureza foi conseguido com apenas um passe de extrusão. Nos passes subseqüentes a resistência à penetração aumentou, mas, principalmente após o segundo passe, de forma mais discreta.

A figura 5.4 apresenta o perfil de microdureza de uma amostra da seção longitudinal de corpos de prova de cobre recozido e após 1, 2, 3 e 4 passes. As amostras não apresentam valores distribuídos de forma homogênea. Observa-se uma tendência de menor microdureza em regiões próximas às extremidades inferiores dos corpos de prova submetidos ao processo de EACI. A figura 5.4f mostra valores de microdureza de todos os passes reunidos em um único gráfico. Observa-se que o ganho de resistência para os dois primeiros passes também teve um grande salto. Já os valores de microdureza para o terceiro e o quarto passes apresentaram-se muito próximos uns dos outros tendendo, inclusive, para uma mesma distribuição.

A figura 5.5 mostra o perfil de microdureza de uma amostra da seção transversal de corpos de prova de cobre recozido e após 1, 2, 3 e 4 passes. Neste caso, à exceção do segundo e do quarto passes, observa-se uma tendência de homogeneidade na distribuição de microdureza ao longo da seção transversal, comportamento este não observado em nenhum momento na seção longitudinal.

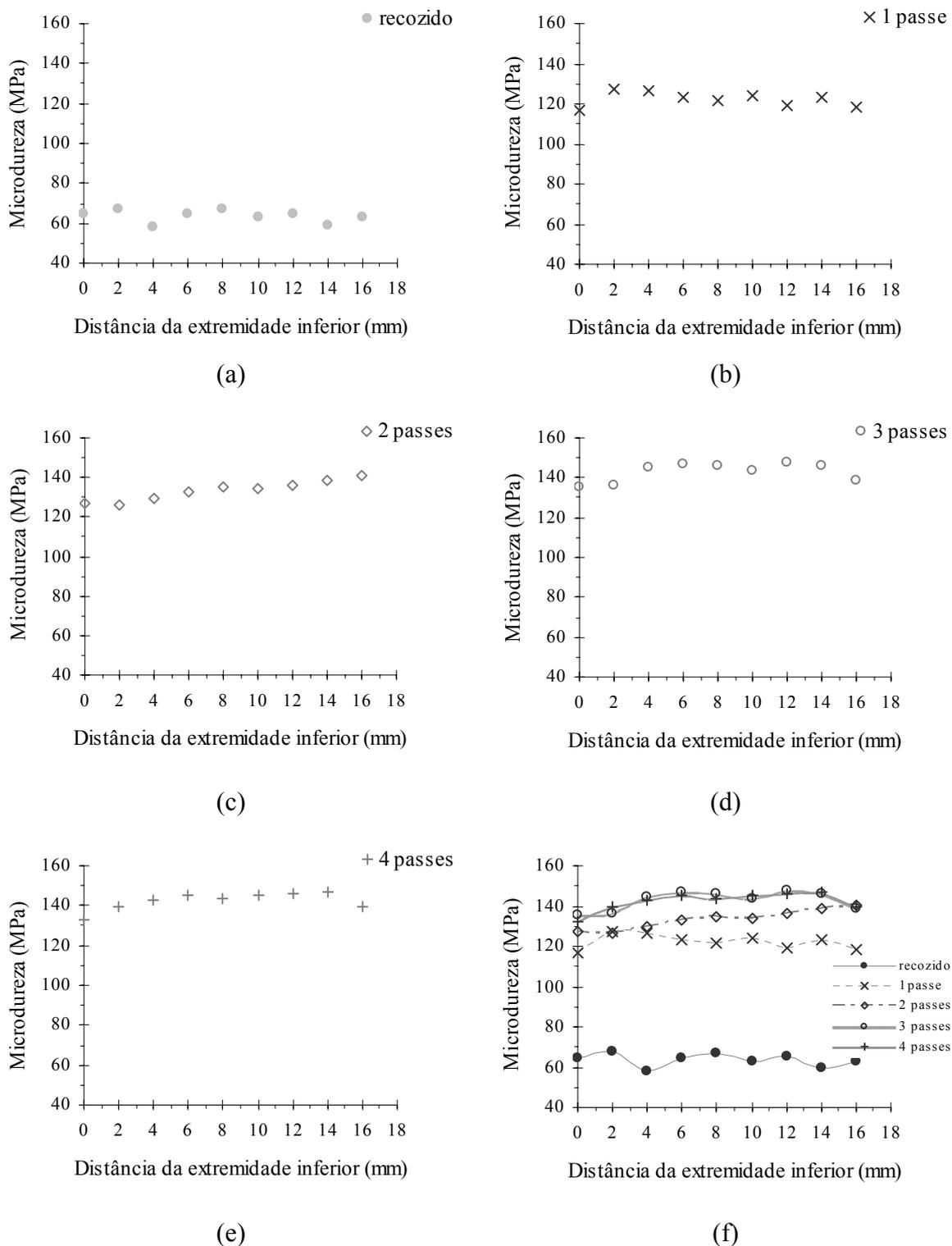


Figura 5.4 – Perfil de microdureza de amostra da seção longitudinal do corpo de prova após (a) recozimento e (b) 1, (c) 2, (d) 3 e (e) 4 passes de EACI; (f) gráficos anteriores reunidos.

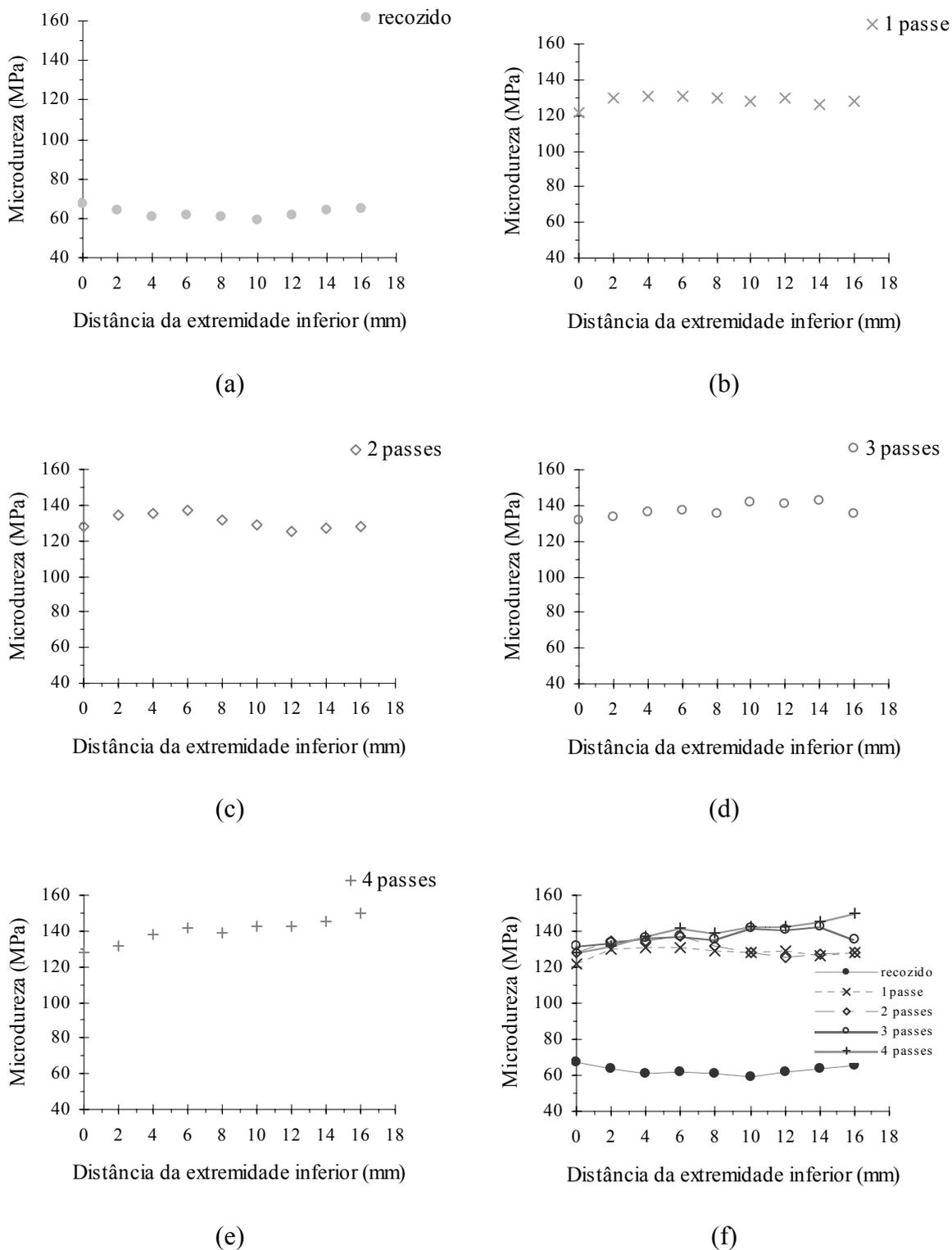


Figura 5.5 – Perfil de microdureza de amostra da seção transversal do corpo de prova após (a) recozimento e (b) 1, (c) 2, (d) 3 e (e) 4 passes de EACI; (f) gráficos anteriores reunidos.

Assim como na seção longitudinal, as medições de microdureza obtidas na seção transversal mostram que o processamento por EACI aumentou a microdureza do cobre. Novamente, houve variação nos perfis de distribuição, mas nesta seção os valores dos dois primeiros passes apresentaram perfis e valores muito semelhantes. O terceiro e quarto passes conduzem a perfis distintos, mas ambos endureceram o cobre nas regiões do corpo de prova de que ficam acima de 8mm da extremidade inferior.

A análise dos perfis de microdureza pode ser muito útil para verificar a variação da resistência mecânica ao longo das amostras, mas dificulta a comparação da dureza entre passes e entre as duas seções analisadas. Além disso, erros experimentais relativos ao método podem causar grande dispersão dos valores. Para facilitar a análise, a figura 5.6 apresenta um gráfico com os valores médios de microdureza de cada uma das seções e após cada passe de EACI. Entretanto deve-se salientar que o objetivo da figura é apenas auxiliar a comparação, permanecendo os erros experimentais como um problema a ser contornado.

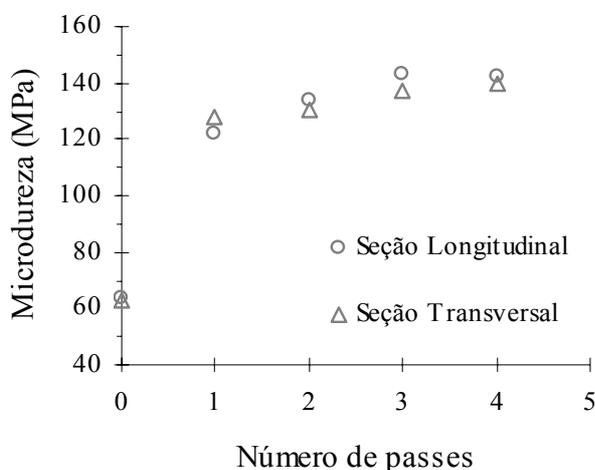


Figura 5.6 – Microdureza média do cobre após EACI.

Conforme já observado anteriormente, existe uma tendência de aumento da resistência à penetração com o número de passes. A alteração mais significativa nos valores de dureza, entretanto, é verificada no primeiro passe, ou seja, comparando os dados do metal apenas recozido com aqueles apresentados pelo mesmo após a primeira extrusão. Comportamento análogo foi observado por Mishra *et al.*⁽⁸⁾. Considerando as regiões do metal analisadas neste trabalho, verifica-se que no primeiro passe a seção longitudinal

apresentou uma microdureza média menor do que a transversal e nos passes subsequentes este comportamento se inverteu, com a longitudinal tendendo para maior microdureza média. Este fenômeno pode estar associado a algum tipo de reorientação estrutural do material durante toda a operação⁽²⁶⁾.

5.3. Aspectos Microestruturais

Uma vez verificadas alterações no comportamento mecânico do cobre após a realização da EACI, o próximo passo foi comparar as microestruturas do metal recozido e após cada passe.

Diminuição no tamanho de grão e alterações na microestrutura do cobre provocadas pela deformação plástica severa foram observadas. As fotomicrografias do metal em questão foram obtidas por microscopia eletrônica varredura e microscopia ótica. Este procedimento pode ter comprometido os resultados de medição de tamanho de grão, devido às dificuldades no ataque e na posterior observação, e na comparação com os resultados citados na revisão bibliográfica. Nos trabalhos referidos, as fotos foram obtidas por microscopia eletrônica de transmissão, que exigiram procedimentos de preparação de melhor qualidade e imagens com aumentos maiores e com maior definição do que as obtidas por microscopia ótica deste trabalho.

As figuras 5.7 a 5.17 apresentam as fotomicrografias de microestruturas do cobre recozido e após vários passes de EACI obtidas por microscopia ótica e eletrônica de varredura. Primeiramente, as fotos foram apresentadas visando facilitar a comparação entre as microestruturas do cobre recozido e após a extrusão.

As figuras 5.7 e 5.8 mostram alteração da microestrutura do cobre após o processo de EACI. Isso pode ser observado nas duas seções: longitudinal e transversal. Também podem ser observadas alterações no tamanho e no formato dos grãos, que ficaram menores e mais alongados após a extrusão. Após o terceiro passe observa-se uma tendência da microestrutura ser predominantemente equiaxial e com grãos de tamanhos reduzidos, porém as fotomicrografias não permitem afirmar qual passe alterou de forma mais drástica a microestrutura. Conforme já citado na metodologia, o ataque para a

revelação da microestrutura foi a maior dificuldade encontrada na metalografia do cobre. Algumas fotomicrografias ficaram com aspecto de “queimadas”, principalmente as deformadas. Foi uma tentativa para que os contornos de grão fossem mais destacados, mas que comprometeu um pouco as fotos obtidas por MEV. As tentativas com tempos menores de exposição ao ataque não foram eficientes. A discussão sobre as microestruturas será mais detalhada usando-se as figuras 5.9 a 5.18.

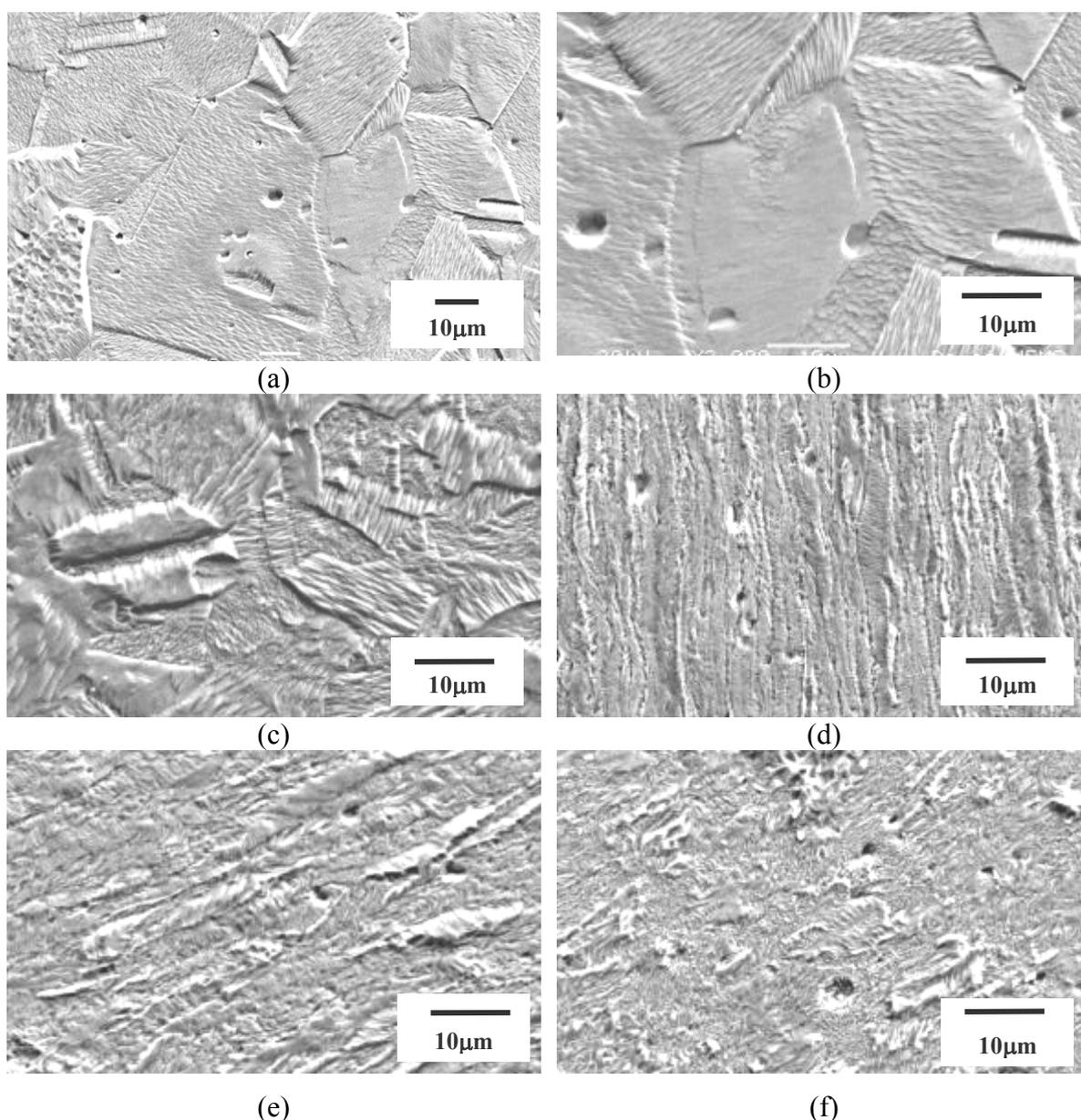


Figura 5.7 – Amostras microestruturas da seção longitudinal do corpo de prova de cobre após recozimento, (a) e (b), e EACI: (c) 1 passe, (d) 2 passes, (e) 3 passes e (f) 4 passes.

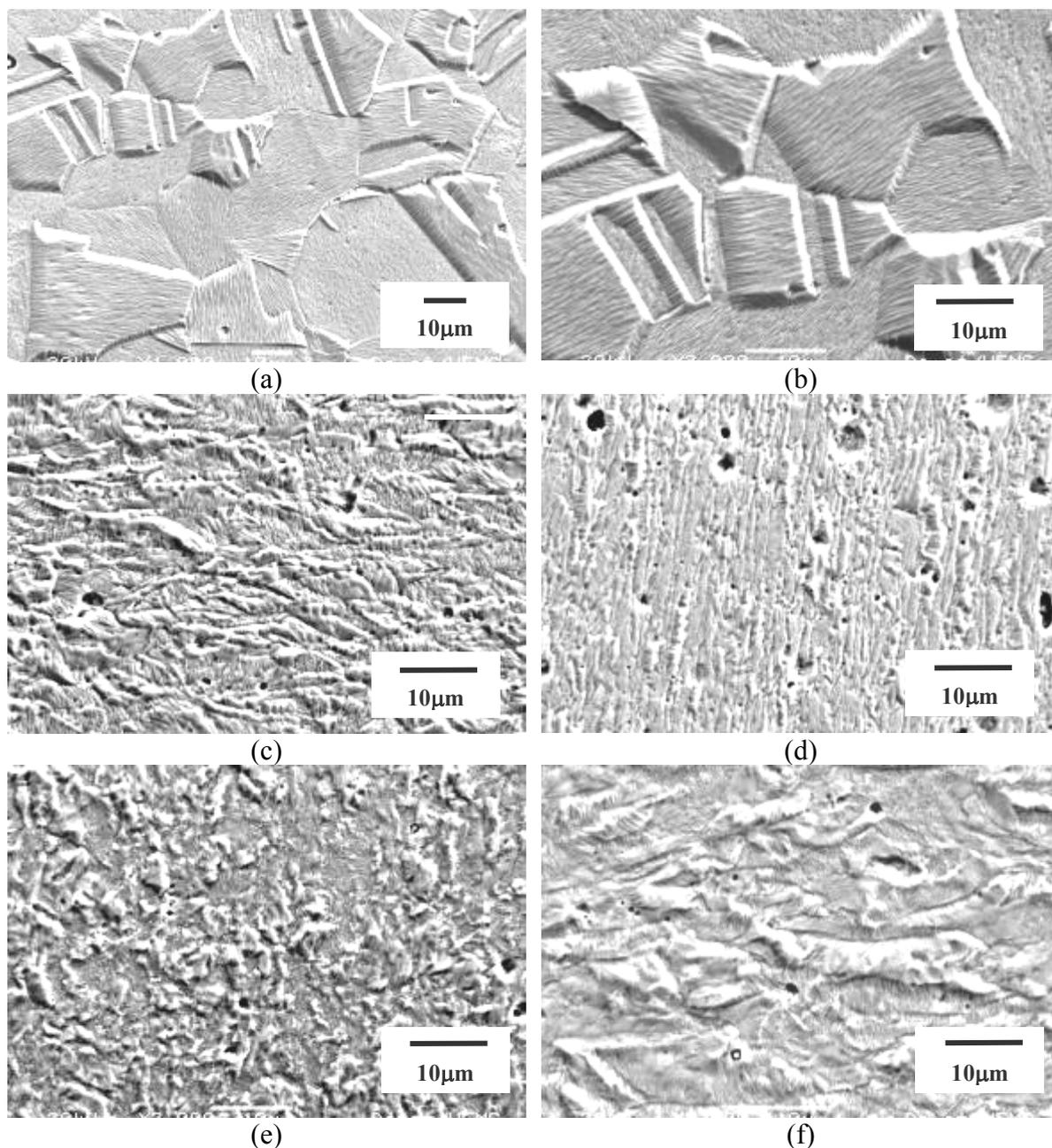
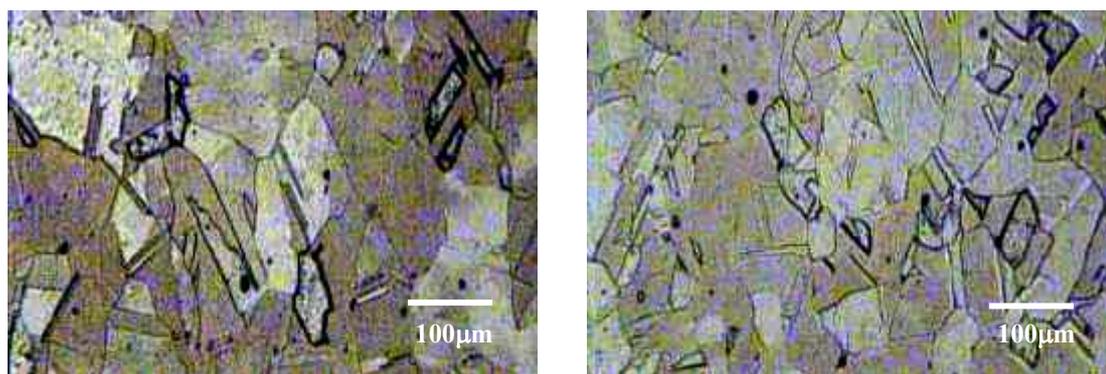


Figura 5.8 – Amostras microestruturas da seção transversal do corpo de prova de cobre após recozimento, (a) e (b), e EACI: (c) 1 passe, (d) 2 passes, (e) 3 passes e (f) 4 passes.

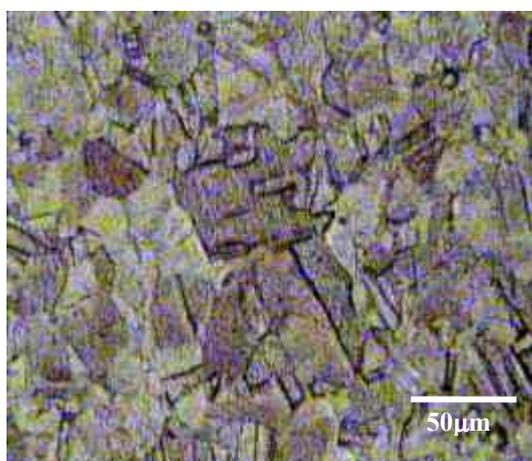
As fotomicrografias de amostras das seções longitudinais estão nas figuras 5.9 a 5.13. Foram obtidas fotos, de diferentes regiões do corpo de prova: a superior, a inferior e a localizada entre estas, mais ao meio da amostra processada. Para cada um dos passes, as microestruturas relativas às regiões superiores dos corpos de prova têm aspecto diferente daquelas da base e das localizadas no meio, com diferentes formatos, tamanhos e distribuição de grãos.



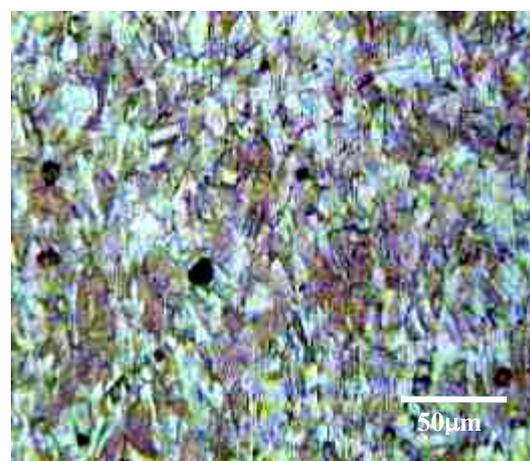
(a)

(b)

Figura 5.9 – Microestruturas de amostras da seção longitudinal do corpo de prova de cobre recozido.



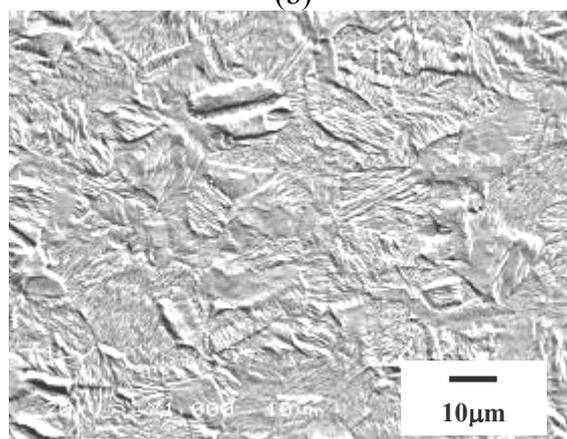
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 5.10 – Amostras de microestruturas de diferentes regiões da seção longitudinal do corpo de prova de cobre após 1 passe de EACI: (a) base, (b) meio e (c) topo; (d) fotomicrografia obtida por MEV de região não especificada da mesma amostra.

A alteração da microestrutura após um passe de EACI pode ser verificada comparando-se as figuras 5.9 e 5.10. Pode-se observar a diminuição do tamanho de grão proporcionada pelo processo. Nas figuras 5.10a, b e c, que mostram regiões distintas do corpo de prova, a microestrutura referente ao topo do corpo de prova de EACI apresenta grãos menores e mais alongados.

A figura 5.11 também evidencia diferenças nas amostras de microestruturas de diferentes regiões dos corpos de prova, mas não se pode fazer nenhuma comparação qualitativa com relação ao tamanho dos grãos. Porém, nas fotomicrografias 5.11b e c observam-se grãos mais alongados do que os do primeiro passe, mostrados na figura 5.10. Na figura 5.11a os grãos não apresentaram formato alongado como nas outras regiões deste corpo de prova. Neste caso, houve maior semelhança com a figura 5.10a, que é o de uma região similar, mas com apenas um passe de EACI.

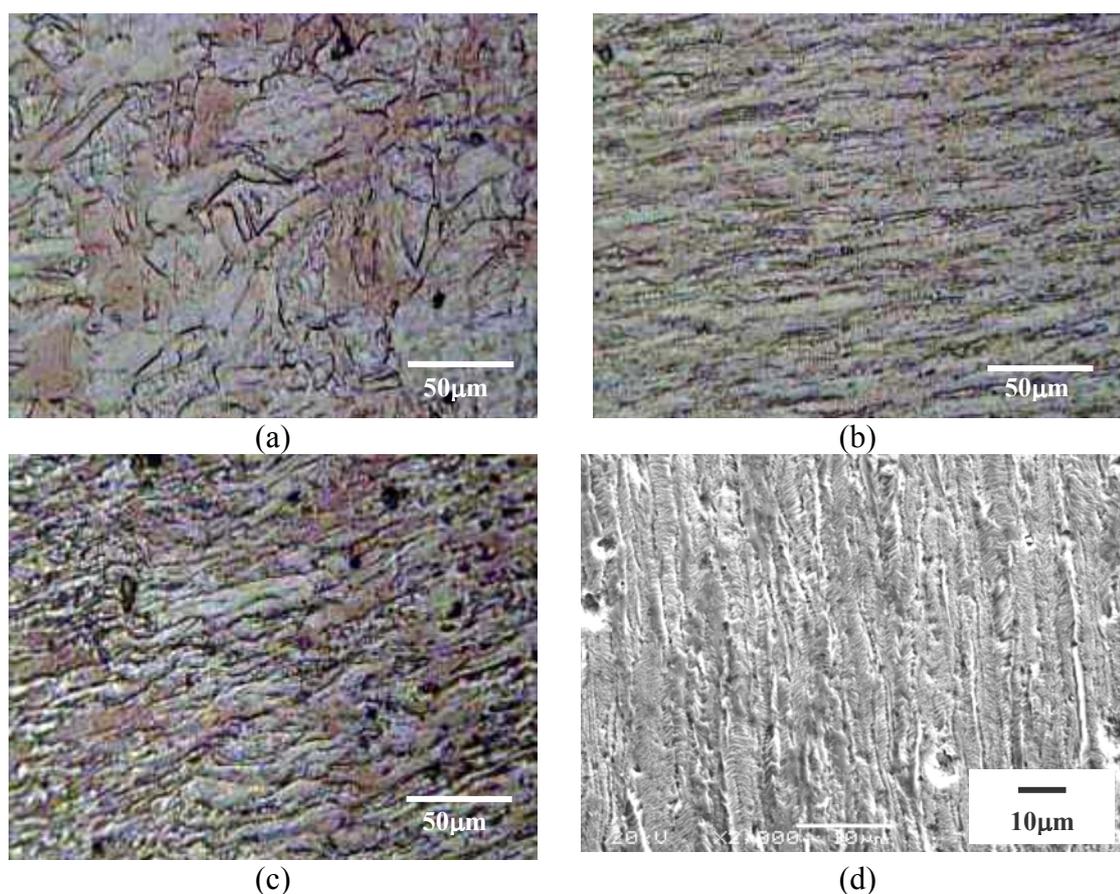


Figura 5.11 – Amostras de microestruturas de diferentes regiões da seção longitudinal do corpo de prova de cobre após 2 passes de EACI: (a) base, (b) meio e (c) topo; (d) fotomicrografia obtida por MEV de região não especificada da mesma amostra.

As microestruturas da seção longitudinal após o terceiro passe tendem a ter menor heterogeneidade quanto ao tamanho e à forma dos grãos, conforme mostrado na figura 5.12. Aparentemente estes grãos ficaram menores do que os das amostras que sofreram apenas 1 passe de EACI e, apesar da microestrutura aparentar uma leve inclinação, indicada pelas linhas tracejadas brancas, os grãos tendem a ter formato equiaxial.

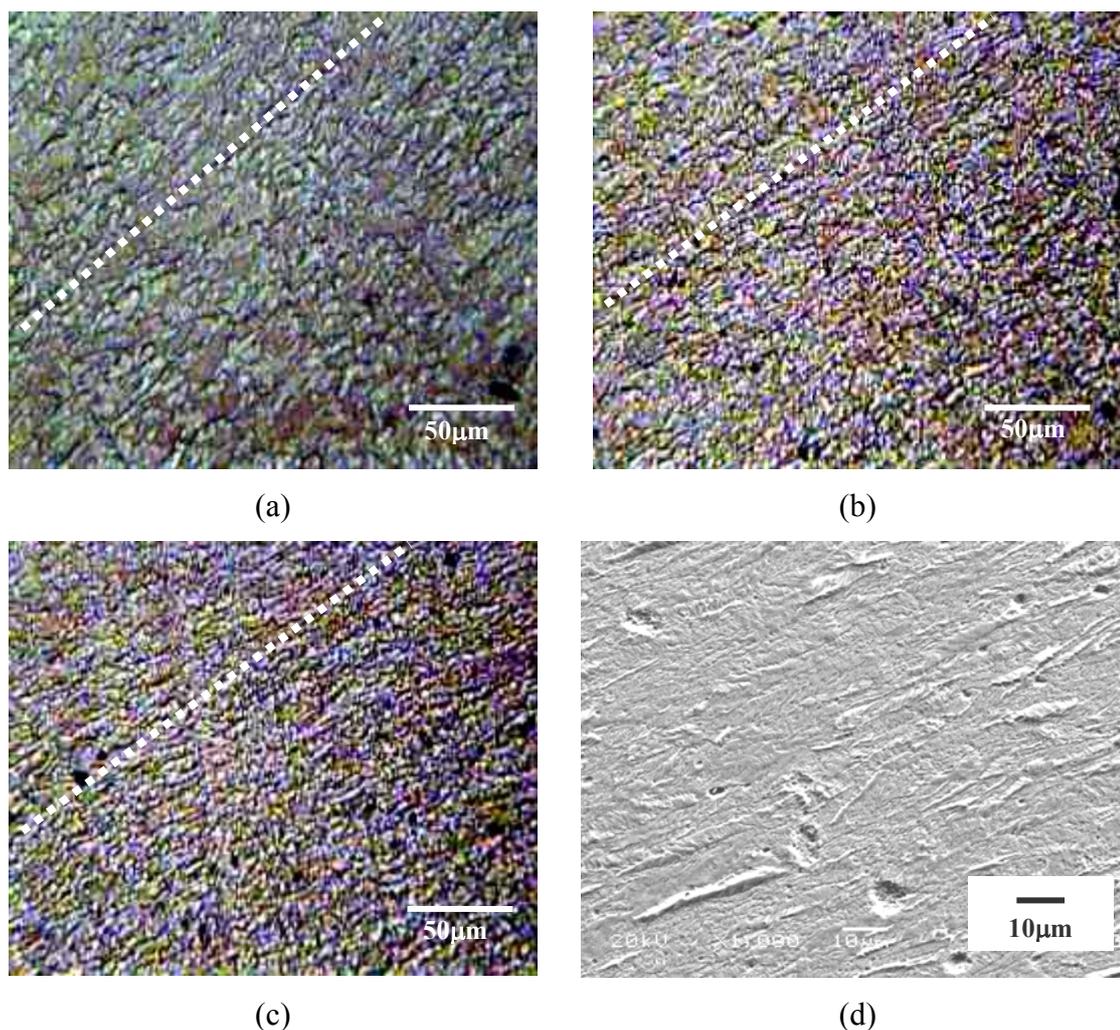


Figura 5.12 – Amostras de microestruturas de diferentes regiões da seção longitudinal do corpo de prova de cobre após 3 passes de EACI: (a) base, (b) meio e (c) topo. (d) fotomicrografia obtida por MEV de região não especificada da mesma amostra.

A figura 5.13 apresenta as microestruturas do cobre após o quarto passe de EACI. As regiões mostradas foram escolhidas aleatoriamente. Os contornos de grão não foram revelados satisfatoriamente impossibilitando a comparação, mesmo qualitativa com as microestruturas obtidas para os outros passes.

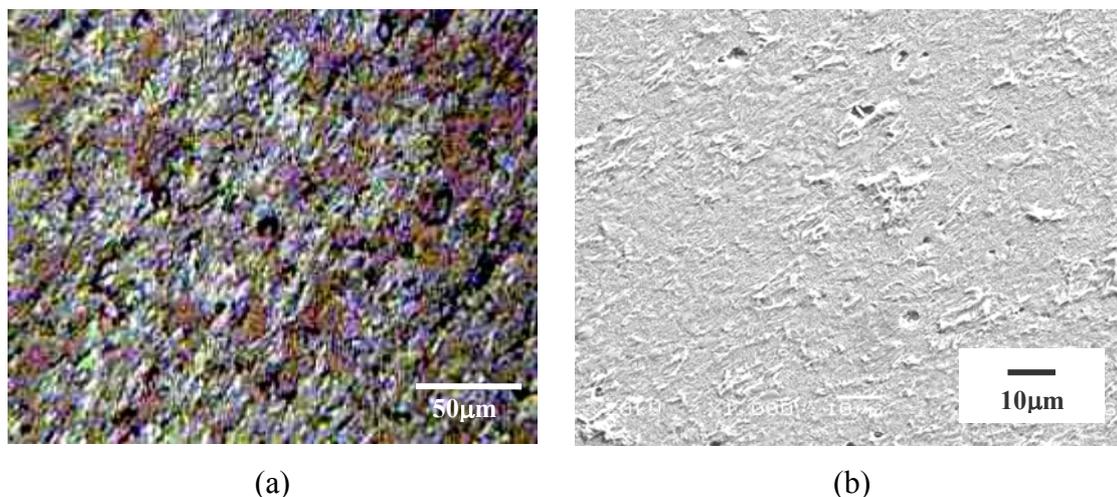


Figura 5.13 – Amostras de microestruturas da seção longitudinal do corpo de prova de cobre após 4 passes de EACI.

As microestruturas de amostras das seções transversais dos corpos de prova de cobre recozido e após EACI são apresentadas nas figuras 5.14 a 5.18. A comparação entre as figuras 5.14 e 5.15 indica que, assim como na seção longitudinal, houve alteração da microestrutura do cobre após um passe de processamento. A redução no tamanho de grão também pode ser verificada. Porém, não se observam as diferenças entre as diferentes regiões do corpo de prova, como ocorrido para a seção longitudinal. Aparentemente, há predominância de grãos equiaxiais sem nenhuma orientação preferencial.

As figuras 5.16 a 5.18 indicam diminuição de tamanho de grão em relação ao primeiro passe, mas não pode ser notada nenhuma alteração deste parâmetro quando elas são comparadas entre si. As microestruturas de regiões localizadas na base dos corpos de prova de 2 e 3 passes, figuras 5.16a e 5.17a apresentam grãos maiores e com forma alongada. As outras regiões são muito semelhantes, tanto quando comparadas entre si, para o mesmo passe, quanto para passes diferentes. Nestas os grãos são predominantemente equiaxiais e aparentam ser menores do que os da base do corpo de prova.

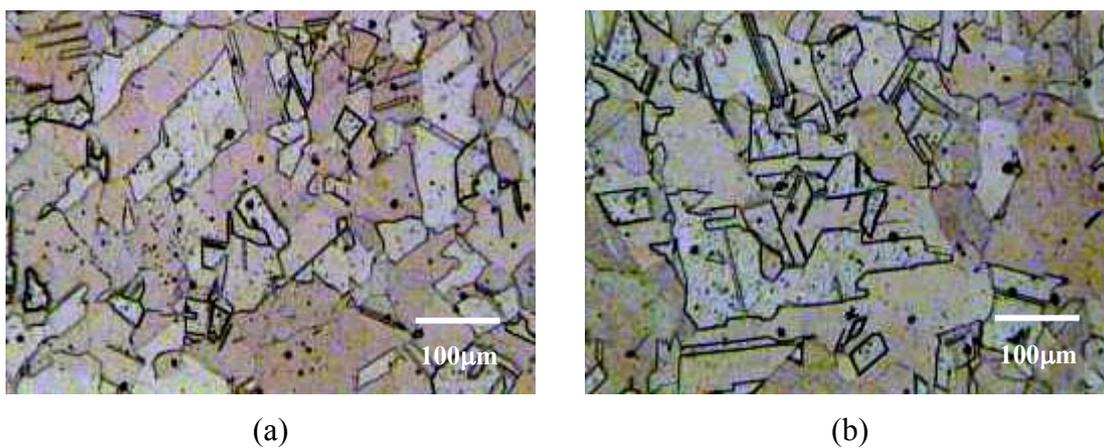


Figura 5.14 – Microestruturas de amostras da seção transversal do corpo de prova de cobre recozido.

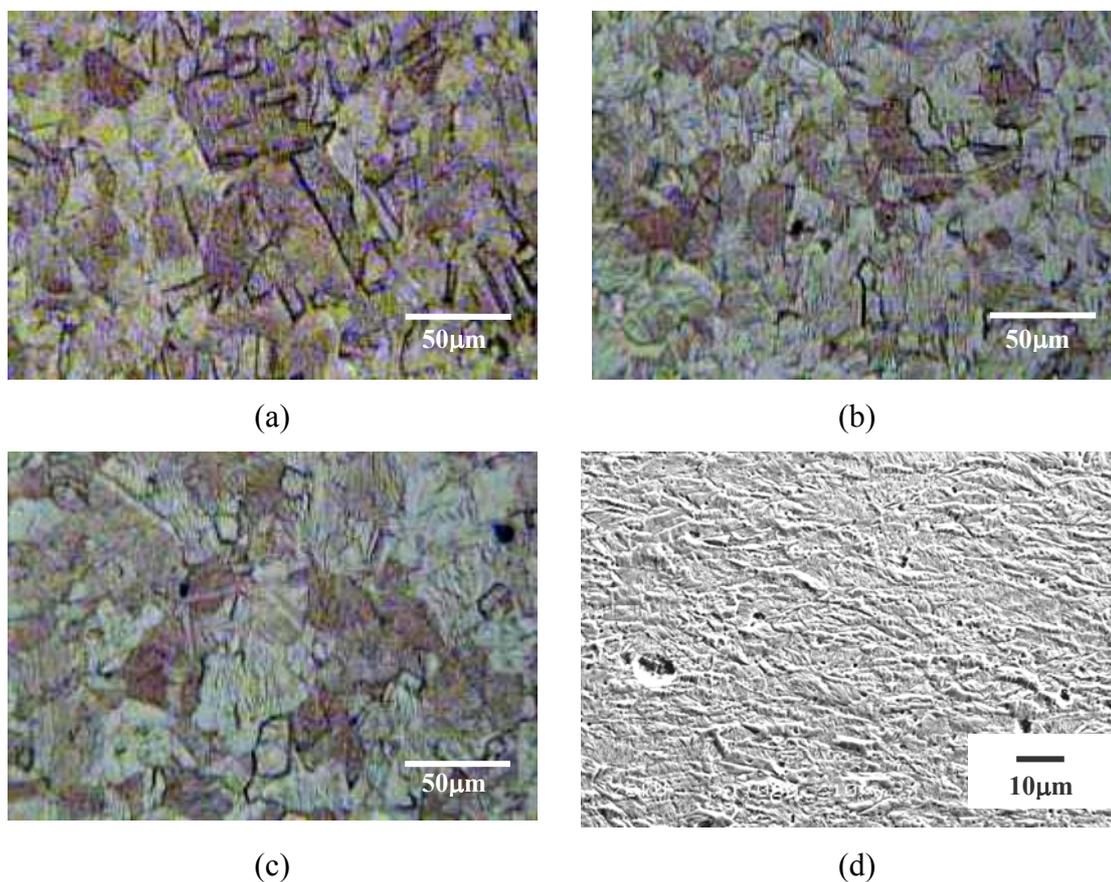


Figura 5.15 – Amostras de microestruturas de diferentes regiões da seção transversal do corpo de prova de cobre após 1 passe de EACI: (a) base, (b) meio e (c) topo; (d) fotomicrografia obtida por MEV de região não especificada da mesma amostra.

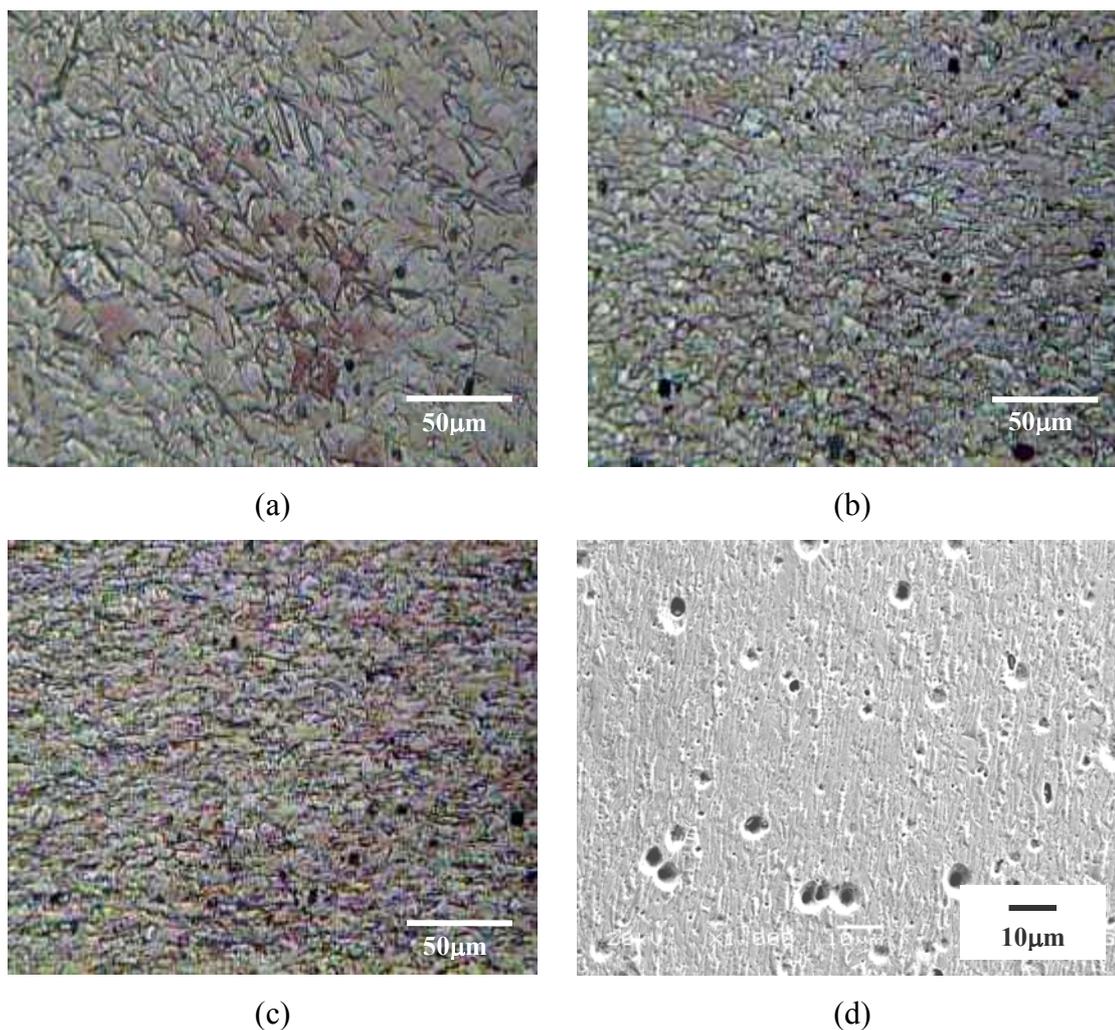


Figura 5.16 – Amostras de microestruturas de diferentes regiões da seção transversal do corpo de prova de cobre após 2 passes de EACI: (a) base, (b) meio e (c) topo; (d) fotomicrografia obtida por MEV de região não especificada da mesma amostra.

As figuras 5.9 a 5.18 mostram que as microestruturas de regiões retiradas das seções longitudinais tendem a apresentar grãos mais alongados do que os das seções transversais, resultado semelhante ao apresentado por Mishra *et al.*⁽⁸⁾. Outra diferença pode ser melhor observada com o auxílio das linhas claras pontilhadas da figura 5.12. Elas indicam uma microestrutura com os grãos orientados. Isto não foi observado em nenhuma das fotomicrografias de regiões da seção transversal. Quando o material é extrudado, a microestrutura fica orientada em uma direção que faz um ângulo β com a

direção de extrusão. Neste caso, pela rota C, β é $26,6^\circ$, para o primeiro e terceiro passes, e 0 para o segundo e quarto⁽²⁶⁾.

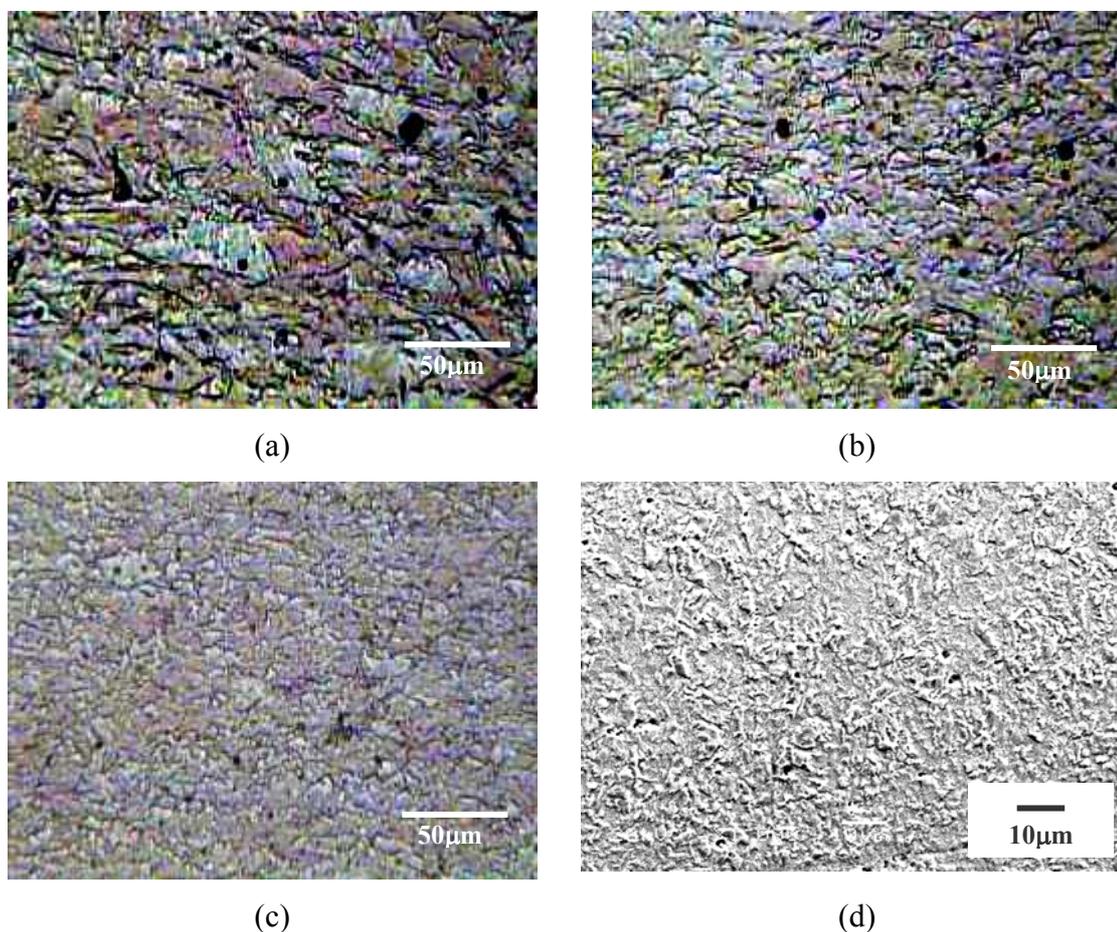


Figura 5.17 – Amostras de microestruturas de diferentes regiões da seção transversal do corpo de prova de cobre após 3 passes de EACI: (a) base, (b) meio e (c) topo; (d) fotomicrografia obtida por MEV de região não especificada da mesma amostra.

Apesar da dificuldade de observação dos contornos foi feita uma tentativa de medição de tamanho de grão após cada passe e em cada seção. As medidas foram realizadas em várias amostras e obtiveram-se os resultados apresentados na tabela V.1 e na figura 5.19. Pode-se afirmar que a EACI conduziu à redução do tamanho médio de grão. Além disso, houve uma tendência de diminuição deste parâmetro com o aumento do número de passes de EACI.

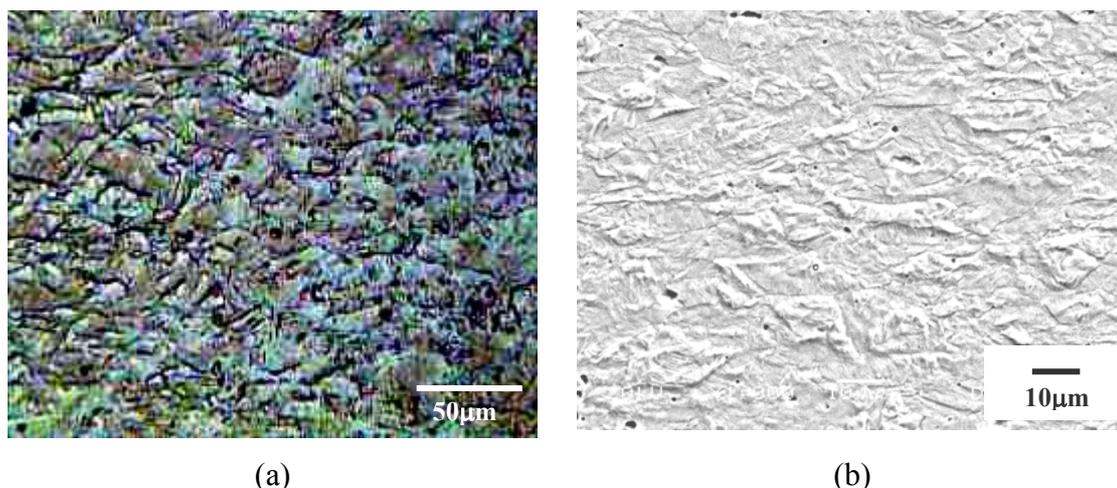


Figura 5.18 – Amostras de microestruturas da seção transversal do corpo de prova de cobre após 4 passes de EACI.

Depois do primeiro passe, a seção longitudinal apresentou tamanho médio de grão ligeiramente maior do que a transversal, mas, apesar de menor, essa diferença já existia no estado recozido. Outra tendência observada foi a diminuição dessa diferença nos passes subseqüentes indicando que o refino de grão possa ser mais eficiente na seção longitudinal. Iwahashi *et al.*⁽²³⁾ também observaram grãos menores na seção longitudinal de corpos de prova de alumínio.

Tabela V.1 – Tamanho médio dos grãos do cobre recozido e após EACI.

Nº de Passes de EACI	Tamanho Médio de Grão da Seção Longitudinal (μm)	Tamanho Médio de Grão da Seção Transversal (μm)
0 (recozido)	50 ± 8	45 ± 8
1	13 ± 2	11 ± 1
2	9 ± 1	9 ± 1
3	$4,2 \pm 0,7$	4 ± 1
4	$2,5 \pm 0,2$	$2,7 \pm 0,5$

Em suma, o refino de grão ocorreu de forma mais efetiva no primeiro passe e há pouca diferença entre o tamanho e o formato dos grãos após 2, 3 e 4 passes de EACI. No primeiro passe o volume de grãos grandes quebrados foi maior, pois a ação da

deformação plástica no refino de grão foi mais eficiente^(8, 23, 25). Os passes adicionais foram responsáveis pelo aumento da fração de grãos refinados através da quebra gradual das bandas de subgrãos com a deformação⁽²³⁾. O maior volume de grãos refinados no primeiro passe também refletiu como um salto de resistência nas curvas tensão x deformação e nos valores de microdureza⁽⁸⁾.

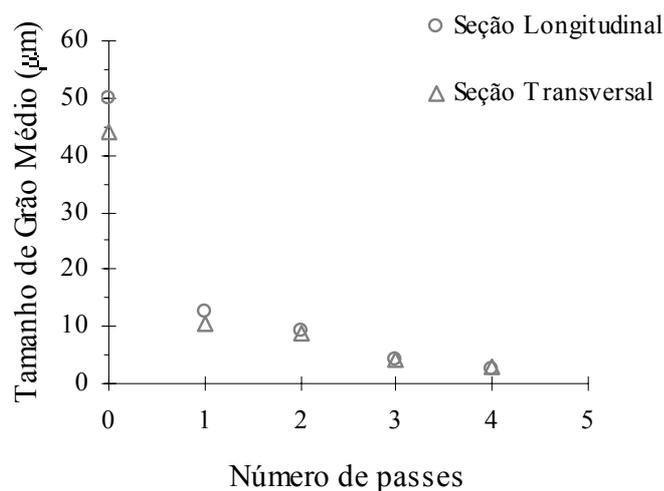


Figura 5.19 – Variação do tamanho médio de grão do cobre nas seções transversal e longitudinal em função do número de passes de EACI.

Alguns trabalhos citados como referência mencionam o refino da microestrutura do cobre após o processo de EACI, alcançando tamanhos de grão da ordem de 200nm^(8, 33) e até 39nm⁽⁵⁰⁾. Porém, conforme já citado no início deste item, a obtenção das imagens das microestruturas deste trabalho foi por meio de microscopia óptica e eletrônica de varredura. Isto impossibilita a comparação com as referências, onde as imagens foram obtidas através de microscopia eletrônica de transmissão. Dessa forma, as imagens e as medições de tamanho de grão deste trabalho permitem somente uma comparação entre si.

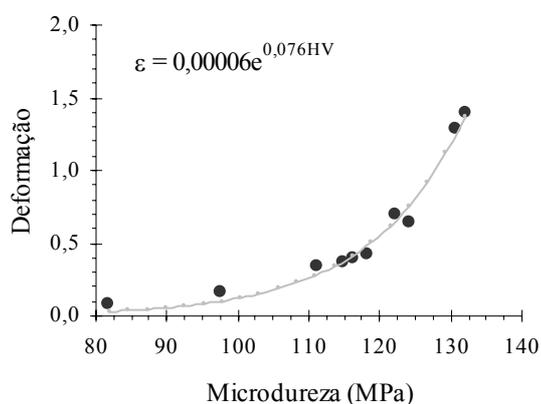
5.4. Distribuição de Deformação

Uma vez que a tentativa de se obter a distribuição de deformação foi baseada na relação entre microdureza Vickers e deformação, fez-se necessário, primeiramente, estabelecer a relação entre estas. A tabela V.2 e a figura 5.20 mostram os dados de como foi o

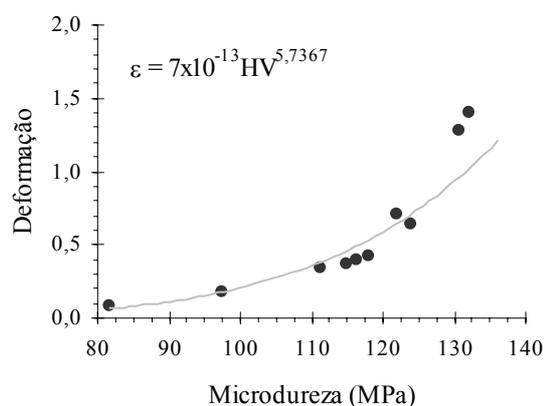
obtida a relação. Na tabela constam estes dois parâmetros para cada amostra retirada do corpo de prova tracionado. Estes dados foram trabalhados em uma planilha eletrônica para se obter a relação mais adequada aos pontos disponíveis. O melhor ajuste foi conseguido para a relação da figura 5.20a e é representado pela equação 5.1, utilizada para auxiliar na obtenção da distribuição de deformação.

Tabela V.2 – Valores de microdureza Vickers em regiões do corpo de prova de tração com diferentes graus de deformação.

Amostra	Microdureza (MPa)	d_0 (mm)	d_f (mm)	A_0 (mm ²)	A_f (mm ²)	Def. Verd.
1	131	10,00	5,27	78,54	21,81	1,28
2	132	10,00	4,97	78,54	19,40	1,40
3	124	10,00	7,24	78,54	41,17	0,65
4	122	10,00	7,03	78,54	38,82	0,70
5	118	10,00	8,11	78,54	51,66	0,42
6	116	10,00	8,2	78,54	52,81	0,40
7	115	10,00	8,33	78,54	54,50	0,37
8	111	10,00	8,43	78,54	55,81	0,34
9	82	10,00	9,6	78,54	72,38	0,08
10	98	10,00	9,18	78,54	66,19	0,17



(a)



(b)

Figura 5.20 – Gráficos com relações entre microdureza Vickers e deformação para o cobre para diferentes aproximações.

O termo HV da equação 5.1 foi substituído pelos valores de microdureza utilizados para traçar os perfis mostrados pelas figuras 5.4b e 5.5b. Feito isso, foram obtidas as distribuições de deformação para as seções longitudinal e transversal do corpo de prova de cobre após um passe de EACI, mostradas pela figura 5.21.

$$\varepsilon = 0,00006e^{0,076HV} \quad (5.1)$$

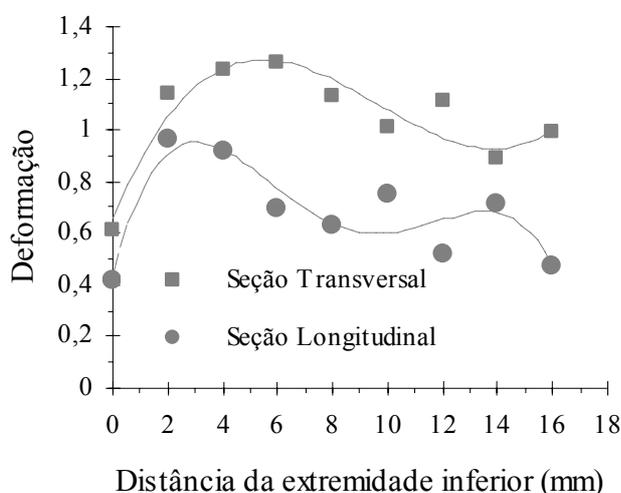


Figura 5.21 – Distribuição de deformação em amostras das seções longitudinal e transversal do corpo de prova de cobre após 1 passe de EACI.

Distribuição de deformação heterogênea pode ser observada em ambas as seções, porém os perfis não são semelhantes. Pela figura 5.21, as medidas de deformação na seção transversal apresentaram valores mais altos do que na longitudinal. Valores mais baixos de deformação na extremidade inferior com um considerável aumento a 2mm deste local podem ser observados nas duas seções. Deste ponto em diante, os perfis diferem bastante, com a seção longitudinal apresentando variações mais bruscas.

Embora seja uma forma de se avaliar a deformação no corpo de prova de EACI, a técnica de relacionar microdureza Vickers com deformação apresenta limitações. Segundo Corrêa⁽³⁾ a técnica dos perfis de microdureza é um procedimento indireto para

a obtenção da deformação. A utilização do ensaio de tração para a determinação da relação dureza-deformação pode ser questionada por supor que a microdureza é função apenas da deformação efetiva, independente da forma pela qual é produzida. Além disso, erros experimentais relativos ao método, no caso a grande dispersão dos valores de microdureza, é outra limitação do uso do mesmo.

A relação exponencial entre dureza e deformação contribui para acentuar a dispersão dos valores de deformação entre as duas seções. Isso pode ser verificado na seção transversal quando se comparam seus perfis de microdureza e de deformação, sendo este obtido a partir do primeiro. Apesar de se ter um perfil de microdureza relativamente homogêneo, a deformação na seção transversal não seguiu a mesma tendência.

Uma alternativa para alcançar melhores resultados foi feita comparando-se a distribuição de deformação obtida desta forma com a que foi conseguida através do uso do método dos elementos finitos. Os resultados são apresentados no item seguinte.

5.5. Simulações por Método de Elementos Finitos

A simulação envolvendo geometrias idênticas às do processo real e atrito nulo foram executadas com sucesso. Porém, quando se utilizou coeficiente de atrito diferente de zero, 0,08 e 0,12, a viabilidade do procedimento poderia ser questionada, pois o tempo para conclusão dos cinco primeiros passos da simulação foi duas vezes mais longo do que para realizar uma simulação completa sem atrito. Apesar de o software verificar e aceitar os parâmetros impostos é possível que tenha havido alguma inconsistência na inserção de dados, ainda não detectada. Este problema foi contornado com uma ligeira alteração da geometria da matriz: a inserção um raio de curvatura, Ψ , igual a um. Para verificar se esta variável alteraria de forma significativa os resultados, compararam-se os resultados obtidos para as duas geometrias, $\Psi = 0$ e $\Psi = 1$, e atrito nulo. A figura 5.22 apresenta esta comparação.

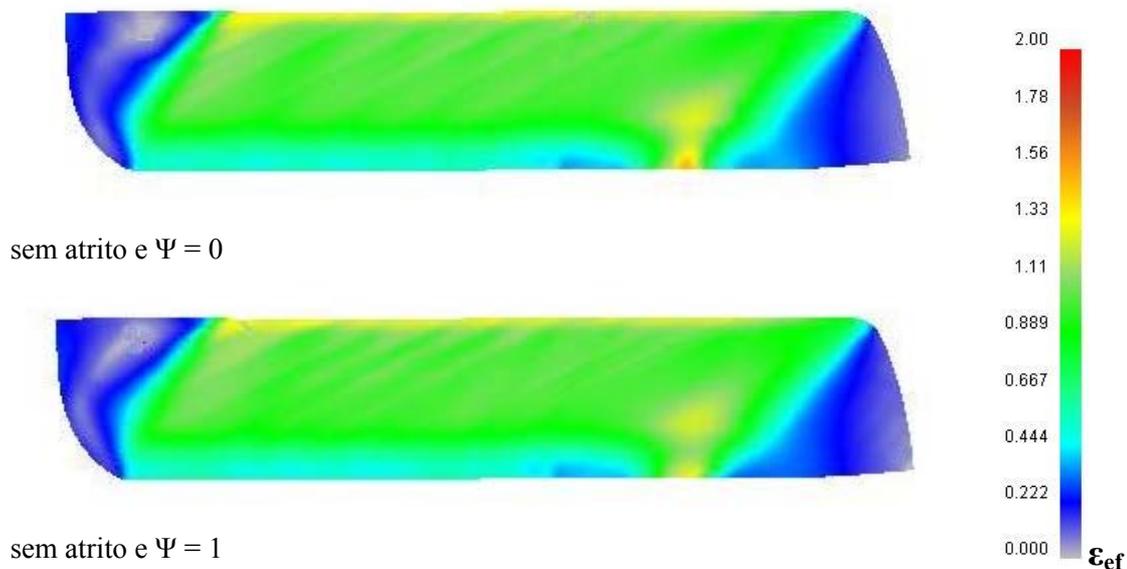


Figura 5.22 – Deformação efetiva em corpos de prova de cobre após EACI em ferramentas com raios de curvatura diferentes obtidas por simulações numéricas.

Com base na figura acima, não se pode verificar diferença significativa na distribuição de deformação entre os dois corpos de prova. Ambos apresentam uma distribuição não homogênea e com perfis semelhantes. É necessário que esta comparação seja feita, mas de forma quantitativa e nas mesmas regiões.

A comparação entre a deformação dos corpos de prova com diferentes condições de atrito pode ser feita com o auxílio da figura 5.23. Em todos os casos, as simulações foram feitas em ferramentas com raio de curvatura igual a um. Pode ser observado que a deformação não é homogênea em nenhum dos corpos de prova e que existe uma tendência de que o aumento do coeficiente de atrito também acentua a deformação em algumas regiões dos corpos de prova.

A distribuição de deformação dos corpos de prova das simulações também foi obtida quantitativamente. Valores de deformação efetiva em diferentes pontos da seção longitudinal das amostras podem comparados utilizando-se os gráficos apresentados na figura 5.24. Os pontos foram selecionados de forma similar ao procedimento experimental para a obtenção do perfil de microdureza, varrendo a seção longitudinal da

amostra da base ao ponto. Após definidas, as coordenadas destes pontos foram rigorosamente as mesmas em todas as simulações.

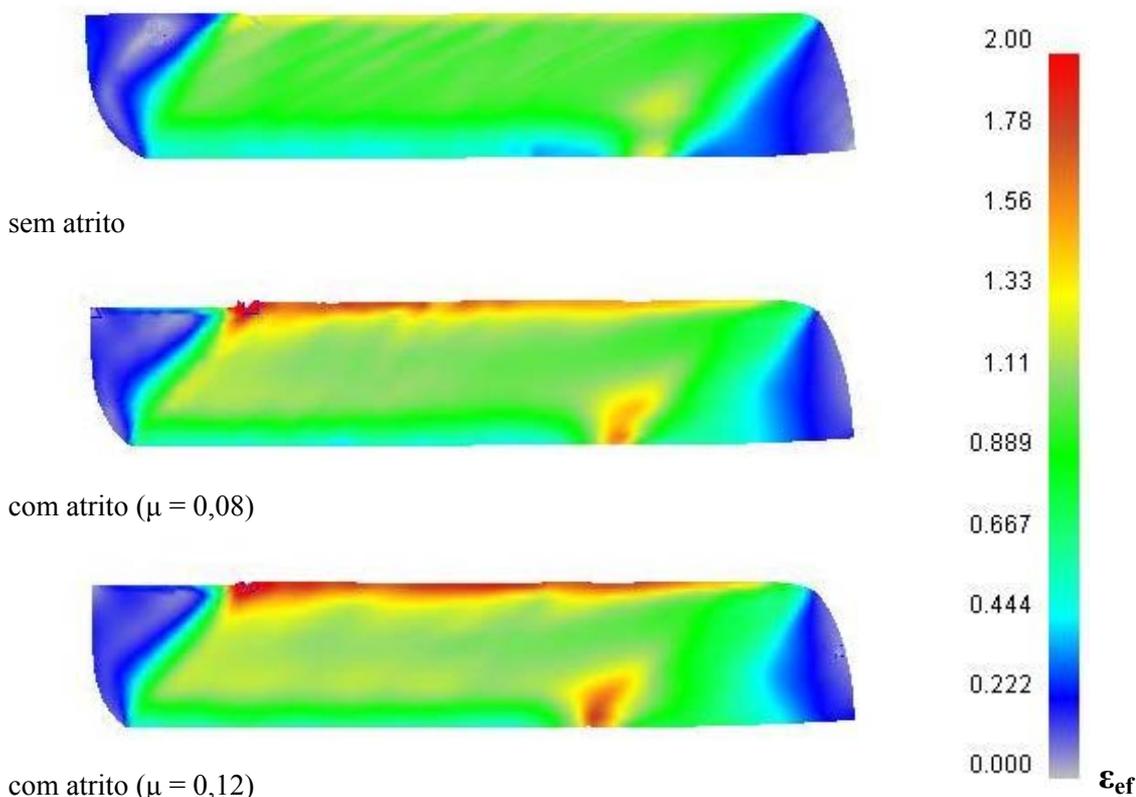


Figura 5.23 – Deformação efetiva em corpos de prova de cobre após EACI obtidas por simulações numéricas com diferentes condições de atrito.

A figura 5.24 mostra que os perfis de deformação em ferramentas com raios de curvatura nulo ou igual a um, é muito semelhante, apresentando, inclusive, valores muito próximos em todos os pontos. Apenas a 12mm da extremidade inferior houve uma pequena divergência, na qual a deformação imposta pela ferramenta com raio de curvatura nulo foi maior. Isso mostra que em simulações nas quais o atrito foi desprezado a utilização de raios de curvatura nulo ou igual a um não altera o perfil nem a magnitude da deformação.

Baseando-se nos resultados acima, utilizou-se uma ferramenta com $\psi = 1$ para simular as condições de atrito nulo e com atrito. Os perfis de deformação obtidos são apresentados na figura 5.24. A distribuição da deformação é muito semelhante para os

três casos, mas à medida que o coeficiente de atrito aumenta existe uma tendência de aumento do valor da deformação. Ou seja, nestes casos, há a tendência de que o aumento do coeficiente de atrito apenas desloque o perfil de deformação para cima. Quando se comparam diferentes condições de atrito, a variação no valor de deformação de cada perfil foi maior em regiões próximas às extremidades do corpo de prova. A diferença entre os valores de cada perfil ficou mais significativa a distâncias de 14 e 16mm da extremidade inferior.

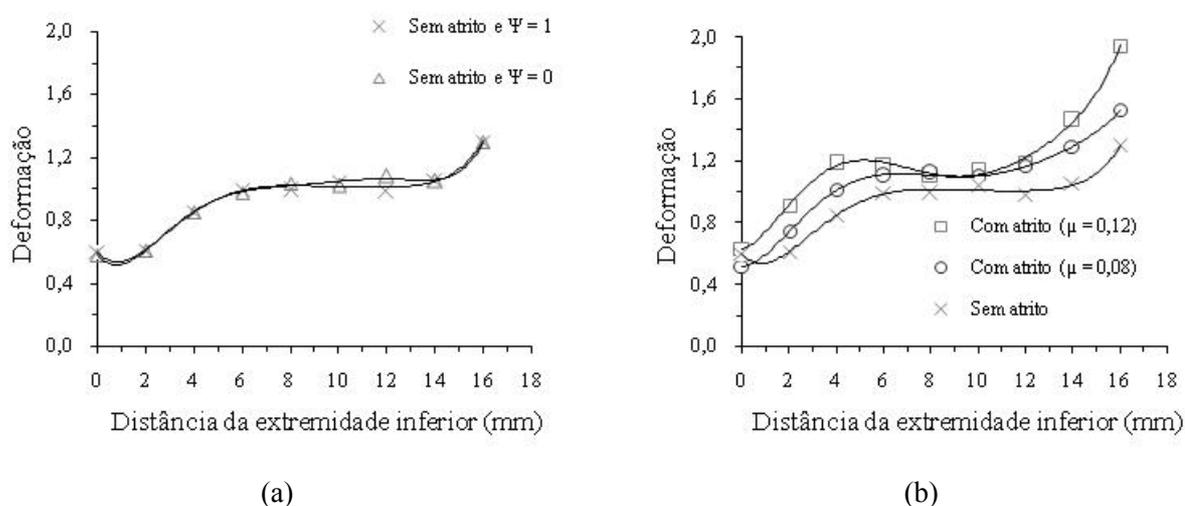


Figura 5.24 – Distribuição de deformação nos corpos de prova de cobre após EACI obtidas por simulações numéricas com diferentes condições de atrito.

A comparação entre as distribuições de deformação obtidas experimentalmente e via método de elementos finitos foi realizada e é apresentada na figura 5.25. Os resultados experimentais são os mesmos obtidos para seção longitudinal de um corpo de prova após um passe de EACI apresentados na figura 5.21.

Apesar de apresentar valores próximos, nenhum dos perfis construídos a partir dos resultados numéricos descreve de forma satisfatória o comportamento obtido experimentalmente. Até a distância de 4mm da extremidade inferior os valores obtidos experimentalmente flutuaram entre os três perfis obtidos por computador. A partir deste ponto até 16mm a distribuição experimental apresenta valores de deformação abaixo dos valores obtidos via simulações.

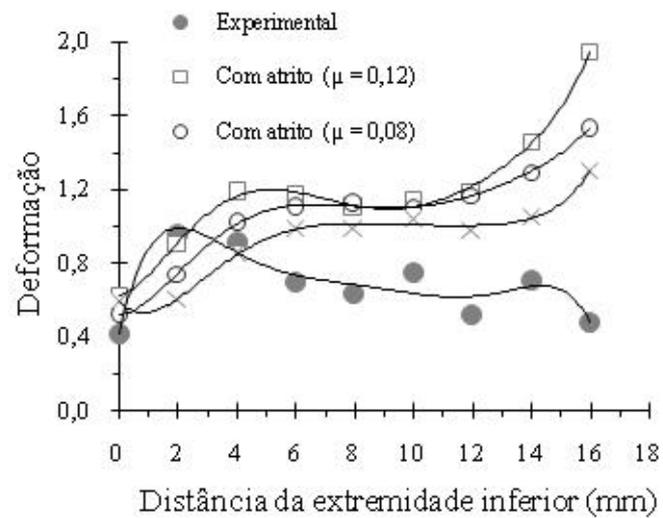


Figura 5.25 – Comparação entre as distribuições de deformação obtidas por método de elementos finitos e experimentalmente.

A não convergência entre resultados experimentais e numéricos pode ser devido às já citadas limitações do método para a obtenção da distribuição de deformação por meio de microdureza e aos parâmetros estabelecidos nas simulações.

6. CONCLUSÕES

Há indicativos de que o processo de extrusão angular em canais iguais proporcionou ao cobre uma microestrutura com grãos mais refinados. Além disso, a EACI também aumentou a resistência mecânica do material.

As alterações mais significativas em relação ao tamanho de grão e à resistência mecânica foram conseguidas com a imposição de apenas um passe de EACI. Nos passes seguintes o tamanho de grão diminuiu, mas de forma discreta. O aumento da resistência mecânica após o segundo e terceiro passes também foi muito discreto.

Comparando-se com os dados do terceiro passe de EACI, a resistência à compressão diminuiu e a variação da microdureza foi muito pequena após o quarto passe.

Após o primeiro passe, a seção longitudinal apresentou uma microdureza média menor do que a transversal e nos passes subseqüentes este comportamento se inverteu, com a longitudinal tendendo para maior microdureza média. Além disso, as microestruturas de regiões retiradas das seções longitudinais tendem a apresentar grãos mais alongados do que os das seções transversais.

Em relação à distribuição de deformação observou-se a tendência de heterogeneidade nas duas seções analisadas, porém os perfis não são semelhantes.

Nas simulações por elementos finitos com 5000 elementos da EACI do cobre, a distribuição de deformação no corpo de prova processado em ferramentas com raio de curvatura externa, ψ , igual a zero e igual a um não apresentou diferença significativa. Ambos apresentam uma distribuição não homogênea e com perfis semelhantes.

Também com relação às simulações numéricas, houve semelhança na distribuição de deformação entre as três condições de atrito analisadas, mas à medida que o coeficiente de atrito aumenta existe uma tendência de aumento do valor da deformação.

Apesar de apresentar valores próximos entre si, nenhum dos perfis construídos a partir dos resultados numéricos descreve de forma satisfatória o comportamento obtido experimentalmente.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 – DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. 2ª edição. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1981. 653p.
- 2 – CORRÊA, E. C. S. *Efeito da Trajetória de Deformação no Encruamento de Aços Inoxidáveis*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2000. 169p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- 3 – CORRÊA, E. C. S. *Aspectos do Encruamento de Metais Previamente Deformados a Frio*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2004. 233p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- 4 – PINHEIRO, I. P. *Torção Monotônica e Cíclica a Quente/Morno do Cobre e Aços Livres de Intersticiais (IF)*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2000. v.1, 141p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- 5 – NES, E. Modelling of Work Hardening and Stress Saturation in FCC Metals. *Progress in Materials Science*, v. 41, p. 129-193, 1998.
- 6 – REED-HILL, R. E. *Princípios de Metalurgia Física*. 2ª edição. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1982. 776p.
- 7 – CHEN, Y. C. HUANG, Y. Y. CHANG, C. P., KAO, P. W. The Effect of Extrusion Temperature on the Development of Deformation Microstructures in 5052 Aluminum Alloy Processed by Equal Channel Angular Extrusion. *Acta Materialia*, v. 51, p. 2005-2015, 2003.
- 8 – MISHRA, A. KAD, B. K. GREGORI, F. MEYERS, M. A. Microstructural Evolution in Copper Subjected to Severe Plastic Deformation: Experiment and Analysis. *Acta Materialia*, v. 55, p.13-28, 2007.

- 9 – VALIEV, R. Z., ISLAMGALIEV, R. K., ALEXANDROV, I. V. Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation. *Progress in Materials Science*, v. 45, p. 103-189, 2000.
- 10 – VALIEV, R. Z., IVANISENKO, Y. V., RAUNCH, E. F., BAUDELET, B. Structure and Deformation Behavior of ARMCO Iron Subjected to Severe Plastic Deformation. *Acta Materialia*, v. 44, p. 4705-4712, 1996.
- 11 – FIGUEIREDO, R. B. *Processamento de uma Liga Pb-4%Sb por Extrusão Angular em Canais Iguais*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2005. 118p (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- 12 – HUANG, X., TSUJI, N., HANSEN, N., MINAMINO, Y., Microstructure Evolution During Accumulative Roll Bonding of Commercial Purity Aluminum. *Materials Science & Engineering*, v. A 340, p. 265-271, 2003.
- 13 – COSTA, A. L. M., REIS, A. C. C., KESTENS, L., ANDRADE, M. S. Ultra Grain Refinement and Hardening of If-Steel During Accumulative Roll-Bonding. *Materials Science & Engineering*, v. A 406, p. 279-285, 2005.
- 14 – SEGAL, V. M. Materials Processing by Simple Shear. *Materials Science & Engineering*, v. A 197, p. 157-164, 1995.
- 15 – BOWEN, J.R. GHOLINIA, A. ROBERTS, S. M. PRAGNELL, P. B. Analysis of The Billet Deformation Behaviour in Equal Channel Angular Extrusion. *Materials Science & Engineering*, v. A 287, p. 87-99, 2000.
- 16 – PURCEK, G. ALTAN, B.S. MISKIOGLU, I. OOI, P. H. Processing of Eutetic Zn-5%Al Alloy by Equal Channel Angular Pressing. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 148, p. 279-287, 2004.

- 17 – MATHIEU, J. –P. SUWAS, S. EBERHARDT, A TÓTH, L.S. MOLL, P. A New Design For Equal Channel Angular Extrusion. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 173, p. 29-33, 2005.
- 18 – SEMIATIN, S. L. DELO, D. P. SHELL, E. B. The Effect of Material Properties and Tooling Design on Deformation and Fracture During Equal Channel Angular Extrusion. *Acta Materialia*, v. 48, p. 1841-1851, 2000.
- 19 – NISHIDA, Y. ARIMA, H. KIM, J. C. ANDO, T. Rotary-Die Equal Channel Angular Pressing of an Al-7% Mass Si-0,35% Mass Mg Alloy. *Scripta Materialia*, v. 45, p. 261-266, 2001.
- 20 – ROSOCHOWSKI, A. OLEJNIK, L. Numerical and Physical Modelling of Plastic Deformation in 2-Turn Equal Channel Angular Extrusion. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 125-126, p. 309-316, 2002.
- 21 – IWAHASHI, Y. WANG, J. HORITA, Z NEMOTO, M. Principle of Equal-Channel Angular Pressing for the Processing of Ultra-Fine Grained Materials. *Scripta Materialia*, v. 35, p. 143-146, 1996.
- 22 – PRANGNELL, P.B. BOWEN, J. R. APPS, P. J. Ultra Fine Grain Structures in Aluminum Alloys by Severe Deformation Processing. *Materials Science & Engineering*, v. A 375-377, p. 178-185, 2004.
- 23 – IWAHASHI, Y. HORITA, Z. NEMOTO, M. LANGDON, T. G. The Process of Grain Refinement in Equal-Channel Angular Pressing. *Acta Materialia*, v. 46, p. 3317-3331, 1998.
- 24 – NAKASHIMA, K. HORITA, Z. NEMOTO, M. LANGDON, T. G. Influence of Channel Angle on the Development of Ultrafine Grains in Equal-Channel Angular Pressing. *Acta Materialia*, v. 46, p. 1589-1599, 1998.

- 25 – KHAN, Z. A. CHAKKINGAL, U. VENUGOPAL, P. Analysis of Forming Loads, Microstructure Development and Mechanical Property Evolution During Equal Channel Angular Extrusion of a Commercial Grade Aluminum Alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 135, p. 59-67, 2003.
- 26 – ZHU, Y. T. LOWE, T. C. Observations and Issues on Mechanisms of Grain Refinement During ECAP Process. *Materials Science & Engineering*, v. A 291, p. 46-53, 2000.
- 27 – IAMASHITA, A. YAMAGUCHI, D. HORITA, Z. LANGDON, T. G. Influence of Pressing Temperature on Microstructural Development in Equal-Channel Angular Pressing. *Materials Science & Engineering*, v. A 287, p. 100-106, 2000.
- 28 – WANG, Y. Y. SUN, P. L. KAO, P. W. CHANG, C. P. Effect of Deformation Temperature on the Microstructure Developed in Commercial Purity Aluminum Processed by Equal Channel Angular Extrusion. *Scripta Materialia*, v. 50, p. 613-617, 2004.
- 29 – YU, C. Y. SUN, P. L. KAO, P. W. CHANG, C. P. Evolution of Microstructure During Annealing of a Severy Deformed Aluminum. *Materials Science & Engineering*, v. A 366, p. 310-317, 2004.
- 30 – PRANGNELL, P.B. HAYES, J. S. BOWEN, J. R. APPS, P. J. BATE, P. S. Continuous Recrystallization of Lamellar Deformation Structures Produced by Severe Deformation. *Acta Materialia*, v. 52, p. 3193-3206, 2004.
- 31 – HORITA, Z. FUJINAMI, T. NEMOTO, M. LANGDON, T.G. Improvement of Mechanical Properties For Al Alloys Using Equal-Channel Angular Pressing. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 117, p. 288-292, 2001.

- 32 – CHANG, J. Y. SHAN, A. Microstructure and Mechanical Properties of AlMgSi Alloys After Equal Channel Angular Pressing at Room Temperature. *Materials Science and Engineering*, v. A 347, p. 165-170, 2003.
- 33 – VALIEV, R. Z. KOSLOV, E. V. IVANOV, Y. F. LIAN, J. NAZAROV, A. A. BAUDELET, B. Deformation Behaviour of Ultra-Fine-Grained Copper. *Acta Metallurgica Materialia*, v. 42, p. 2467-2475, 1994.
- 34 – VALIEV, R. Z. ALEXANDROV, I. V. LOWE, T. C. ZHU, Y. T. *Journal of Materials Research*, v. 17 n. 5, 2002.
- 35 – ZHU, Y. T. LANGDON, T. G. *JOM*, v. 58, p. 56, n.10, 2004.
- 36 – 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.
- 37 – CHUVIL'DEEV, V. N. NIEH, T. G. GRYAZNOV, M. Y. SYSOEV, A. N. KOPYLOV, V. I. Low Temperature Superplasticity and Internal Friction in Microcrystalline Mg Alloys Processed by ECAP. *Scripta Materialia*, v. 50, p. 861-865, 2004.
- 38 – PÜRÇEK, G. Improvement of Mechanical Properties For Zn–Al Alloys Using Equal-Channel Angular Pressing. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 169, p. 242-248, 2005.
- 39 – XU, C. FURUKAWA, M. HORITA, Z. LANGDON, T. G. Influence of ECAP on Precipitate Distributions in a Spray-Cast, Aluminum Alloy. *Acta Materialia*, v. 53, p. 749-758, 2005.

- 40 – SANTOS, C. A. *Simulação Numérica da Trefilação Axissimétrica do Aço Inoxidável 420 Considerando o Efeito do Caminho de Deformação*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2005. 235p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- 41 – PARK, J. W. SUH, J. Y. Effect of Die Shape on the Deformation Behavior in Equal-Channel Angular Pressing. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 32A, p. 3007-3014, 2001.
- 42 – KIM, H. S. Finite Element Analysis of Deformation Behaviour of Metals During Equal Channel Multi-Angular Pressing *Materials Science and Engineering*, v. A 328, p. 317–323, 2002.
- 43 – KIM, H. S. SEO, M. H. HONG, S. I. On the Die Corner Gap Formation in Equal Channel Angular Pressing. *Materials Science and Engineering*, v. A 291, p. 86–90, 2000.
- 44 – ESTRIN, Y. TÓTH, L. S. MOLINARI, A. BRÉCHET, Y. A Dislocation-Based Model for all Hardening Stages in Large Strain Deformation. *Acta Materialia*, v. 15, p. 5509-5522, 1998.
- 45 – NAGASEKHAR, A. V. CHAKKINGAL, U, VENUGOPAL, P. Candidature of Equal Channel Angular Pressing for Processing of Tubular Commercial Purity-Titanium. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 173, p. 53-60, 2006.
- 46 – KIM, W. J. SA, Y. K. Micro-Extrusion of ECAP Processed Magnesium Alloy for Production of High Strength Magnesium Micro-Gears. *Scripta Materialia*, v. 54, p. 1391-1395, 2006.
- 47 – AGUILAR, M. T. P. *Comportamento à Tração de Barras Metálicas Submetidas à Trefilação Prévia em Um Único Passe*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 95. 244p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).

- 48 – SOUZA, S. A. *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos*. 5ª edição. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 1982. 286p.
- 49 – CETLIN, P. R. Redundant Deformation Factor Evaluation Through the Hardness Profile Method in Round Section Bar Drawing. *Journal of Engineering Materials and Technology*, v. 106, p. 147-151, 1984.
- 50 – KOMMEL, L. HUSSAINOVA, I. VOLOBUEVA, O. Microstructure and Properties Development of Copper During Severe Plastic Deformation. *Materials & Design*, v. 28, p. 2121-2128, 2007.