

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

Dissertação de Mestrado

“Processamento de uma liga Pb-4%Sb por
Extrusão Angular em Canais Iguais”

Autor: Roberto Braga Figueiredo
Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Junho/2005

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

Roberto Braga Figueiredo

PROCESSAMENTO DE UMA LIGA Pb-4%Sb POR EXTRUSÃO ANGULAR EM
CANAIS IGUAIS

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
2005

SUMÁRIO

SUMÁRIO	iii
LISTA DE FIGURAS	v
LISTA DE TABELAS	xii
LISTA DE NOTAÇÕES	xiii
RESUMO	xvi
ABSTRACT	xvii
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1 Métodos de deformação plástica intensa	4
3.1.1 Características do processo	4
3.1.2 Refino de grão através dos métodos de deformação plástica intensa (DPI)	4
3.2 Torção sob elevada pressão	7
3.3 União por Laminação Acumulativa	10
3.4 Extrusão Angular em Canais Iguais	12
3.4.1 Características do processo e cálculo teórico da deformação	12
3.4.2 Tipos de matrizes utilizadas em estudos	15
3.4.3 Efeito da geometria da matriz, da curva de fluxo do material, do atrito e da pressão contrária na quantidade e distribuição da deformação	20
3.4.4 Evolução microestrutural durante o processo e efeito da rota de processamento	28
3.4.5 Efeito da temperatura de processamento e do recozimento posterior	35
3.4.6 Aquecimento adiabático do corpo de prova durante o processamento	42
3.4.7 Propriedades dos materiais processados	42
3.5 Liga Pb-Sb	60
4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	62
4.1 Matriz de EACI	62
4.2 Materiais	64

4.3	Corpos de prova	65
4.4	Extrusão Angular em Canais Iguais	66
4.5	Ensaio de compressão	68
4.6	Ensaio de microdureza	69
4.7	Caracterização Microestrutural	70
4.8	Modelagem numérica	71
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	73
5.1	Processamento por EACI	73
5.2	Ensaio de microdureza	77
5.3	Ensaio de compressão	79
5.4	Caracterização microestrutural	82
5.5	Fatura nos corpos de prova	90
5.6	Concentração da deformação	92
5.7	Modelagem computacional	95
5.7.1	Simulação sem curvatura externa da ferramenta	95
5.7.2	Simulação com curvatura externa da ferramenta	98
5.7.3	Simulação com 17000 elementos na malha	101
6	CONCLUSÕES	104
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	106
	APÊNDICE A	113
	APÊNDICE B	115

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Evolução de células de discordâncias para grãos através de deformação plástica ^[2] . _____	5
Figura 3.2 - Princípios da torção sob elevada pressão. _____	7
Figura 3.3 - Princípios da união por laminação acumulativa. _____	10
Figura 3.4 - Princípio do processo de extrusão angular em canais iguais. _____	13
Figura 3.5 - Esquema do cisalhamento no processo de EACI. _____	14
Figura 3.6 - Gráfico de deformação por passe de EACI para as matrizes mais utilizadas. _____	15
Figura 3.7 – Foto mostrando dois blocos da matriz de EACI utilizado por PURCEK et al. ^[7] . _____	16
Figura 3.8 - Desenho esquemático da matriz de EACI (a) convencional e (b) com fundo deslizante ^[8] . _____	17
Figura 3.9 - Matriz de EACI com pressão contrária à extrusão ^[9] . _____	17
Figura 3.10 - Ilustração da matriz de EACI rotativa durante sequência de processamento ^[10] . _____	18
Figura 3.11 - Matriz com 3 canais durante processamento de plasticina. As imagens a-d referem-se ao processamento em um sentido e as imagens e-f ao sentido contrário ^[11] . _____	19
Figura 3.12 - Ilustração do processo de EACI contínuo ^[12] . _____	20
Figura 3.13 - Distribuição da deformação em matrizes com curvatura e sem curvatura externa ^[13] . _____	21
Figura 3.14 – (a) Curvas de fluxo das ligas utilizadas nas simulações, (b) malha da simulação durante o processamento da liga 1100 Al e (c) malha da simulação durante o processamento da liga 6061 Al-T6 ^[15] . _____	22
Figura 3.15 – Linhas de contorno de taxas de deformação (s^{-1}) para ferramentas com ângulo Ψ igual a (a) 0° , (b) 45° e (c) 90° ^[16] . _____	23
Figura 3.16 - Distribuição da deformação efetiva durante a simulação do processo de extrusão multi-angular em canais iguais. (a) estágio inicial do processo e (b) estágio final ^[17] . _____	24

Figura 3.17 - Ilustração do escoamento fora de regime durante o processamento por EACI de materiais que sofrem amaciamento ^[19] .	26
Figura 3.18 - Macroestrutura do cobre 101 deformado em 3 passes seguindo a rota B com velocidade de processamento de (a) 0,25mm/s e (b) 25mm/s ^[19] .	27
Figura 3.19 - Rotas de processamento utilizadas no trabalho de IWAHASHI et al ^[23] .	28
Figura 3.20 – Planos de cisalhamento para cada rota de processamento de EACI para ferramentas com ângulo entre canais de 90° e 120° ^[24] .	29
Figura 3.21 - Direções dos planos das amostras estudadas por IWAHASHI et al ^[23] .	29
Figura 3.22 - Microestrutura do alumínio puro processado por um passe de EACI ^[23] .	30
Figura 3.23 - Imagens de microscopia eletrônica de transmissão do alumínio processado por EACI em (a) 2 passes, (b) 3 passes e (c) 4 passes seguindo a rota A ^[23] .	30
Figura 3.24 - Imagens de microscopia eletrônica de transmissão do alumínio processado por EACI em (a) 2 passes, (b) 3 passes e (c) 4 passes seguindo a rota B _C ^[23] .	31
Figura 3.25- Imagens de microscopia eletrônica de transmissão do alumínio processado por EACI em (a) 2 passes, (b) 3 passes e (c) 4 passes seguindo a rota C ^[23] .	32
Figura 3.26 – Relação de orientação entre o alinhamento dos grãos e o plano de cisalhamento para o segundo passe de EACI seguindo a rota B _C ^[24] .	33
Figura 3.27 - Imagens de microscopia eletrônica de transmissão do aço processado por EACI em (a) 1 passe, (b) 2 passes e (c) 3 passes ^[25] .	34
Figura 3.28 - Relação entre a temperatura de processamento, (a) o tamanho de grão e (b) a tensão de escoamento ^[27] .	36

Figura 3.29 - Relação entre a temperatura de processamento e a proporção de contornos de alto e baixo ângulo ^[28] .	37
Figura 3.30 - Imagens de microscopia eletrônica de transmissão da liga de alumínio AA 1050 processada por EACI a (a) 298 K, (b) 473 K e (c) 523 K ^[29] .	38
Figura 3.31 – Gráfico utilizado para determinar o coeficiente n da equação de crescimento de grão durante o recozimento ^[30] .	39
Figura 3.32 - Gráfico utilizado para determinar o coeficiente k da equação de crescimento de grão durante o recozimento ^[30] .	40
Figura 3.33 – Imagens da simulação do recozimento de uma liga de alumínio com estrutura lamelar utilizando a modelagem Vertex. A escala de cinza corresponde ao nível de desorientação e somente os contornos de alto ângulo foram representados ^[31] .	41
Figura 3.34 - Relação entre a temperatura homóloga de processamento e o tamanho de grão atingido ^[34] .	43
Figura 3.35 - Curva tensão verdadeira - deformação verdadeira determinada por ensaios de compressão do cobre processado por EACI ^[37] .	46
Figura 3.36 - Relação entre microdureza Vickers e inverso da raiz quadrada do tamanho de grão para algumas ligas de alumínio ^[45] .	48
Figura 3.37 – Distribuição de tamanho de grão no cobre processado por 8 passes de EACI ^[35] .	50
Figura 3.38 - Distribuição bimodal de tamanho de grão ^[35] .	51
Figura 3.39 - Curvas de fluxo do cobre processado por EACI (curva A), processado por EACI e deformado em temperatura criogênica (curva B) e com distribuição bimodal de tamanho de grão (curva C) ^[35] .	52
Figura 3.40 - Imagem de microscopia eletrônica de transmissão mostrando maclas de deformação no cobre com distribuição bimodal de tamanho de grão deformado por tração ^[35] .	53
Figura 3.41 - Curvas de fluxo obtidas por ensaios de tração a 77K. As curvas A-D foram determinadas com taxa de deformação de 1×10^{-4} , 1×10^{-3} , 1×10^{-2} e $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ respectivamente ^[35] .	54

Figura 3.42 - Determinação da sensibilidade à taxa de deformação. (a) ensaio de tração com variação na taxa de deformação e (b) coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação ^[35] . _____	55
Figura 3.43 - Ensaio de tração no cobre processado por EACI com baixa taxa de deformação ^[35] . _____	56
Figura 3.44 - Relação entre a taxa de deformação e o alongamento para duas ligas de alumínio processadas por EACI e ensaiadas em diversas temperaturas ^[50] . _____	57
Figura 3.45 - Relação entre a taxa de deformação e o alongamento para a liga de alumínio 7034 processada por EACI e ensaiadas em diversas temperaturas ^[50] . _____	58
Figura 3.46 - Relação entre a taxa de deformação e o alongamento para uma liga de alumínio e uma liga de magnésio processadas por EACI ^[50] . _____	58
Figura 3.47 - Diagrama de fase da liga Pb-Sb. _____	60
Figura 4.1 - Canais usinados em placa de aço. _____	62
Figura 4.2 - Montagem da matriz de EACI. _____	63
Figura 4.3 - Punções utilizados na extrusão angular em canais iguais. _____	64
Figura 4.4 - Corpos de prova para EACI. _____	65
Figura 4.5 - Corpos de prova para ensaio de compressão. _____	66
Figura 4.6 - Posicionamento de um corpo de prova no canal de entrada da matriz de EACI antes do término do processamento do corpo de prova anterior. _____	67
Figura 4.7 - Matriz de EACI posicionada na máquina de compressão KRATOS. _____	67
Figura 4.8 - Máquina de ensaios universal INSTRON modelo 5582. _____	68
Figura 4.9 - Ilustração das amostras retiradas dos corpos de prova para metalografia. _____	71
Figura 5.1 - Evolução da carga no punção durante o processo de EACI. _____	74
Figura 5.2 - Corpo de prova durante a extrusão. _____	75

Figura 5.3 - Lateral do corpo de prova apresentando curvatura em uma de suas extremidades devido à camada morta de material formada durante o processamento. _____	75
Figura 5.4 - Corpo de prova apresentando fraturas na porção processada na região interna da zona de deformação. _____	76
Figura 5.5 - Evolução da carga de processamento. _____	77
Figura 5.6 - Evolução da microdureza durante o processamento por EACI. _____	78
Figura 5.7 - Microdureza das amostras processadas em 1 passe de EACI com e sem fraturas. _____	78
Figura 5.8 - Frequência dos resultados de ensaio de microdureza na amostra processada em 1 passe de EACI com fraturas grandes. _____	79
Figura 5.9 - Curva de fluxo da liga Pb-4,5%Sb como fundida determinada por ensaio de compressão. _____	80
Figura 5.10 - Curva de fluxo da liga Pb-4,5%Sb processada por EACI determinada por ensaio de compressão. _____	81
Figura 5.11 - Ensaio de compressão com interrupção de 24 horas. _____	82
Figura 5.12 - Microestrutura da liga Pb-4,5%Sb após a fundição. _____	82
Figura 5.13 - Estrutura lamelar do eutético na região interdendrítica. _____	83
Figura 5.14 - Imagem de composição da seção longitudinal do corpo de prova de Pb-4,5%Sb processado em 1 passe de EACI. _____	83
Figura 5.15 - Ilustração do cisalhamento no processo de EACI. _____	84
Figura 5.16 - Estrutura de grãos na seção longitudinal da amostra processada em 1 passe de EACI. _____	85
Figura 5.17 - Estrutura de grãos na seção transversal da amostra processada em 1 passe de EACI. _____	85
Figura 5.18 - Estrutura de grãos da seção longitudinal da amostra processada em 2 passes de EACI. _____	86
Figura 5.19 - Estrutura de grãos na seção longitudinal da amostra processada em 8 passes. _____	87
Figura 5.20 - Evolução do tamanho de grão com o número de passes de EACI. _____	87
Figura 5.21 - Precipitados de antimônio em forma de partículas na seção longitudinal da amostra processada em 8 passes. _____	88

Figura 5.22 - Imagem de composição da seção transversal do corpo de prova processado em 2 passes de EACI. _____	89
Figura 5.23 - Imagem de composição de partículas de antimônio na seção transversal do corpo de prova processado em 4 passes de EACI. _____	89
Figura 5.24 - Imagem de composição da seção longitudinal da amostra processada em 2 passes de EACI. _____	90
Figura 5.25 - Corpo de prova apresentando fraturas durante o processamento. _____	91
Figura 5.26 - Superfície da fratura ocorrida durante processamento por EACI. _____	91
Figura 5.27 - Imagem da seção longitudinal do corpo de prova na região da fratura. _____	92
Figura 5.28 - Imagem de microscopia ótica da seção longitudinal do corpo de prova após o primeiro passe de EACI. _____	93
Figura 5.29 - Imagem da microestrutura da liga após 1 passe de EACI. _____	93
Figura 5.30: Microestrutura da liga Pb-4%Sb após o processamento por EACI. As regiões A apresentam deformação maior do que as regiões B. _____	94
Figura 5.31: Microestrutura da liga Pb-4%Sb após o processamento por EACI. As regiões A apresentam deformação maior do que as regiões B. _____	94
Figura 5.32 - Curva de fluxo utilizada nas simulações do processo de EACI. _____	95
Figura 5.33 - Ferramenta e malha do corpo de prova antes da simulação do processo de EACI. _____	95
Figura 5.34 - Malha do corpo de prova após a simulação do processo de EACI. _____	96
Figura 5.35 - Linhas de contorno da taxa de deformação durante o processo de EACI. _____	97
Figura 5.36 - Linhas de contorno da deformação efetiva no corpo de prova durante a simulação do processo de EACI. _____	97
Figura 5.37 – Malha do corpo de prova no instante em que a simulação foi interrompida e detalhe da zona de deformação mostrando os vetores de velocidade e indicação da formação de uma “zona morta”. _____	98
Figura 5.38 - Detalhe da ferramenta com curvatura externa de 1mm. _____	99
Figura 5.39 - Malha do corpo de prova durante a simulação com curvatura externa da ferramenta. _____	99

Figura 5.40 - Linhas de contorno da deformação efetiva na simulação com curvatura externa da ferramenta. _____	100
Figura 5.41 - Gráfico de carga - deslocamento do punção das simulações por elementos finitos e dados experimentais do processamento da liga Pb-4%Sb. _____	101
Figura 5.42 - Linhas de deformação efetiva em simulação com 17000 elementos na malha sem atrito. _____	102
Figura 5.43 - Linhas de (a) tensão efetiva (MPa) e (b) taxa de deformação (s^{-1}) durante o processamento por EACI. _____	102
Figura 5.44 – Linhas de tensão média (MPa) e durante o processamento por EACI. _____	103
Figura A.1 - Ilustração da matriz de EACI. _____	113
Figura A.2 - Dimensões da matriz de EACI. _____	114
Figura B.1 - Estado de tensões em um elemento de volume do corpo de prova no canal de entrada da matriz durante o processo de EACI. _____	116

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Ângulo entre o alinhamento dos grãos e a direção axial do corpo de prova após o processamento por EACI em ferramentas com ângulo entre canais de 90° ^[24] .	33
Tabela 3.2 - Tamanho de grão resultante do processamento por EACI de diversas ligas metálicas.	44
Tabela 3.3 - Tamanho de grão resultante do processamento por EACI de diversas ligas de alumínio.	45
Tabela 3.4 - Valores das constantes da equação 3.11 referentes ao Al e ao Cu para diferentes temperaturas ^[47] .	49
Tabela 3.5 - Propriedades Mecânicas da liga Pb-4%Sb deformada por laminação e solubilizada e envelhecida ^[53] .	61
Tabela B.1 - Dados dos parafusos	115
Tabela B.2 - Relações entre tensões e deformações.	116

LISTA DE NOTAÇÕES

Q = energia para auto difusão

P = pressão

C_{EC} = coeficiente dependente do tipo de estrutura cristalina do metal

b^3 = volume do átomo

e = deformação logarítmica

ξ = ângulo de rotação do punção em radianos

r = raio

w = espessura do corpo de prova

γ = deformação por cisalhamento

R = distância do eixo do corpo de prova no ensaio de torção

N = número de rotações

e_{eq} = deformação equivalente

Φ = ângulo entre os canais na matriz de extrusão angular em canais iguais

Ψ = ângulo da curvatura externa da interseção entre os canais na matriz de extrusão angular em canais iguais

ε = deformação verdadeira

c = velocidade da linha do plano de cisalhamento

L = carga necessária para o processamento por Extrusão Angular em Canais Iguais

k = tensão cisalhante de escoamento do material

Δt = intervalo de tempo

Θ = ângulo da direção do plano de cisalhamento

α = parâmetro de potencialidade para concentração de deformação

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

$\bar{\sigma}$ = equação da curva de fluxo para taxa de deformação constante

γ' = taxa de amaciamento por deformação normalizada

m = coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação

A = rota de processamento em que o corpo de prova não sofre rotação entre os passes de EACI

B_A = rota de processamento em que o corpo de prova sofre rotação de 90° entre os passes de EACI em sentidos alternados

B_C = rota de processamento em que o corpo de prova sofre rotação de 90° entre os passes de EACI no mesmo sentido

C = rota de processamento em que o corpo de prova sofre rotação de 180° entre os passes de EACI

β = ângulo entre o alinhamento dos grãos e a direção axial do corpo de prova

ω = ângulo entre o plano de textura e a direção axial do corpo de prova

θ = ângulo entre a direção de alinhamento dos grãos e o plano de cisalhamento no passe seguinte de EACI

T_F = temperatura de fusão

CAA = contorno de alto ângulo

CBA = contorno de baixo ângulo

d = tamanho médio de grão

d_0 = tamanho médio inicial de grão

n = constante

t = tempo

z = constante

R = constante universal dos gases

T = temperatura absoluta

Q_{CG} = energia de ativação para crescimento de grão

σ = tensão verdadeira

σ_e = tensão de escoamento

σ_0 = tensão de atrito

H_V = dureza medida com indentador piramidal de base quadrada-Vickers

H_0 = constante associada com medidas de dureza

k_H = constante associada com medidas de dureza

σ_1 = constante

σ_2 = constante

ϵ_c = constante

h = altura instantânea do corpo de prova durante ensaio de compressão

h_0 = altura inicial do corpo de prova durante ensaio de compressão

l = deslocamento do cabeçote da máquina

D = diâmetro instantâneo do corpo de prova

D_0 = diâmetro inicial do corpo de prova

F = carga instantânea

v = velocidade do cabeçote da máquina

MO = microscopia ótica

MEV = microscopia eletrônica de varredura

RESUMO

Este trabalho abrangeu todas as etapas desde a preparação da liga Pb-4%Sb por fundição, processamento por Extrusão Angular em Canais Iguais-EACI, caracterização microestrutural e determinação das propriedades mecânicas antes e depois do processamento e simulação do processo utilizando o método de elementos finitos. Uma matriz de EACI, com canais de seção transversal quadrada com aresta de 16mm, foi construída em aço ABNT 1045. Uma liga Pb-4%Sb foi preparada por fundição dos elementos comercialmente puros e processada por EACI. Alguns corpos de prova apresentaram fraturas durante o primeiro passe e outros foram processados com sucesso até 8 passes. Foram realizados ensaios de compressão e microdureza na liga antes e após o processamento para determinar as suas propriedades mecânicas. Microscopia ótica e eletrônica de varredura foram utilizadas para determinar a microestrutura da liga antes e após o processamento. Constatou-se a ocorrência de recristalização dinâmica na liga durante deformação na temperatura ambiente, reduzindo a sua resistência mecânica. A estrutura da liga foi refinada devido à recristalização e os precipitados de antimônio foram quebrados. Observou-se a ocorrência de concentração de deformação durante o processamento por EACI. Simulações numéricas do processo através do método de elementos finitos, utilizando a curva de fluxo da liga Pb-4%Sb, indicaram a formação de uma camada morta de material na curvatura externa da zona de deformação quando considerou-se o atrito entre o corpo de prova e a ferramenta. Também observou-se a ocorrência de concentração de deformação quando a malha utilizada na simulação foi refinada.

ABSTRACT

This work has covered all stages from alloy preparation by melting, processing by Equal Channel Angular Pressing-ECAP, microstructural characterization and mechanical properties determination before and after processing and the finite element modelling simulation of the process. An ECAP die, with 16mm edge square cross section, was manufactured using ABNT 1045 steel. A Pb-4%Sb cast alloy was prepared by melting the pure elements and processed by ECAP. Some specimens fractured during the first pressing and others were successfully processed up to 8 passes. Compression and microhardness tests were performed in the alloy before and after processing in order to determine its mechanical properties. Optical microscopy and scanning electron microscopy were used to determine the alloy microstructure before and after ECAP. The alloy was found to be subjected to dynamic recrystallization when strained at room temperature, leading to a reduction of its mechanical resistance. The structure was refined by recrystallization and the antimony precipitates were broken. Strain localization was observed during ECAP straining. FEM simulations employing the Pb-4%Sb alloy flow curve indicated the appearance of a dead metal layer in the external curvature of the deformation zone, when friction between the specimen and the die was considered. Strain localization was also observed in simulations with finer mesh.

1 INTRODUÇÃO

A necessidade de melhorar o desempenho em serviço dos materiais e de diminuir as dimensões dos equipamentos utilizados no seu processamento conduz a uma demanda por materiais com melhores propriedades. Aplicações estruturais requerem resistência cada vez maior sem comprometer a capacidade de absorver impacto e de ser deformado.

A elevada resistência dos metais aliada à uma tenacidade adequada e capacidade de serem conformados fazem com que esse grupo de materiais seja largamente utilizado em aplicações estruturais.

O aumento da resistência dos metais é feito, habitualmente, através de modificações em sua composição química e da conformação e tratamentos térmicos. Entretanto, estes métodos normalmente provocam uma diminuição da tenacidade e ductilidade dos metais. Uma alternativa que não causa tais dificuldades seria a redução do tamanho de grão. A relação de Hall-Pech indica que a resistência do material é inversamente proporcional à raiz quadrada do diâmetro médio dos grãos, e a tenacidade e ductilidade aumentam com a queda do tamanho de grão.

As excelentes propriedades dos metais que apresentam tamanho de grão na escala nanométrica levaram a um grande interesse no desenvolvimento de técnicas de produção de metais nanoestruturados. Entre as técnicas em estudo estão: (a) a síntese química e condensação em gás inerte, que só permitem a produção de pequenas amostras e com alguma porosidade residual, (b) a síntese e consolidação de pós, que também acarreta em porosidade no material, além de requerer temperaturas elevadas que permitem o crescimento do grão, e (c) a deformação plástica intensa-DPI (*severe plastic deformation-SPD*). Os métodos de deformação plástica intensa possuem o maior potencial de aplicação, pois permitem produzir corpos com maiores dimensões e livres de poros. Nesses processos o metal sofre grande quantidade de deformação e as deslocamentos introduzidas na rede do material se arranjam formando contornos de grão.

Entre os processos de deformação plástica severa os mais conhecidos são a torção sob elevada pressão (*high pressure torsion-HPT*), a união por laminação acumulativa (*accumulative roll bonding-ARB*), e a extrusão angular em canais iguais-EACI (*equal-channel angular extrusion-ECAE*). A torção sob elevada pressão produz corpos de prova de pequenas dimensões e a união por laminação acumulativa produz materiais com elevado teor de impurezas, o que torna o EACI o processo mais indicado para a obtenção de material de volume adequado.

O presente trabalho visa desenvolver localmente o EACI em ligas Pb-Sb. Esse material foi escolhido por apresentar baixa resistência e facilitar o projeto de matrizes de EACI. Além disso, a presença do fenômeno de endurecimento por precipitação e consequente queda na ductilidade nestas ligas permite seu uso como material modelo para estudo de formação de fraturas na conformação mecânica.

2 OBJETIVOS

Os objetivos desse trabalho são desenvolver a tecnologia de realização de EACI em uma liga de chumbo e antimônio e caracterizar a microestrutura do material antes e depois do processamento.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Métodos de deformação plástica intensa

3.1.1 Características do processo

Sabe-se que a deformação plástica a frio dos metais através de processos convencionais como laminação e trefilação promovem um refinamento da sua estrutura. Porém a estrutura resultante é formada basicamente por células de discordâncias e contornos de baixo ângulo^[1]. Para que a estrutura celular e de contornos de baixo ângulo evolua para uma estrutura granular submicrométrica com contornos de alto ângulo é necessário que a deformação imposta ao metal seja bem maior do que nos processos convencionais^[1]. Tais níveis de deformação são obtidos através dos processos de deformação plástica intensa-DPI (*severe plastic deformation-SPD*) em que os metais sofrem altas deformações a temperaturas relativamente baixas e sob elevadas pressões.

Os principais métodos de DPI são a torção sob elevada pressão (*High Pressure Torsion-HPT*) , a união por laminação acumulativa (*Accumulative Roll Bonding-ARB*), e a extrusão angular em canais iguais (EACI).

3.1.2 Refino de grão através dos métodos de deformação plástica intensa (DPI)

A evolução microestrutural na DPI é caracterizada por uma redução no tamanho das células e da espessura das suas paredes e um aumento na sua desorientação^[2]. A estrutura de grãos ultrafinos parece resultar do aumento da desorientação das células de discordâncias. Entretanto, os contornos de grão formados por esses processos diferem dos contornos formados por recristalização. São observadas elevadas distorções e tensões internas nas proximidades dos contornos de grão produzidos por deformação plástica intensa.^[1]

VALIEV et al^[2] sugeriram que a evolução microestrutural durante os processos de deformação plástica intensa segue a seguinte sequência: (a) a deformação plástica leva a um aumento do número de discordâncias que se acumulam nas paredes das células; (b) a espessura destas paredes diminui, provavelmente devido a um processo de recuperação que torna possível que discordâncias com sinais opostos se aniquilem deixando um excesso de discordâncias com mesmo sinal (para cada sistema de escorregamento) nos contornos das células (figura 3.1).

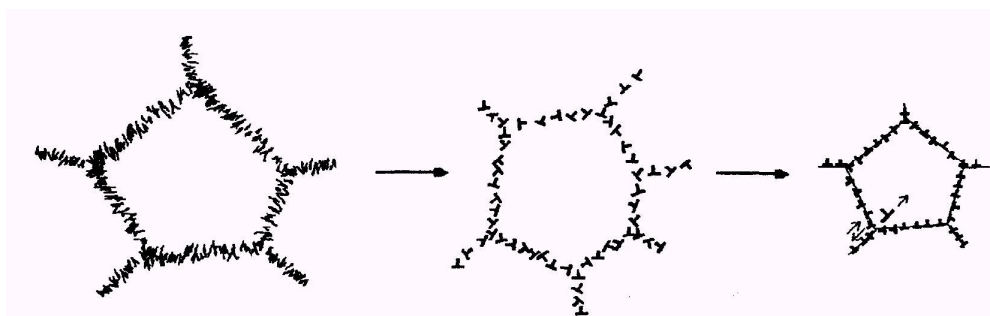


Figura 3.1 - Evolução de células de discordâncias para grãos através de deformação plástica^[2].

Os contornos de grão assim obtidos não são regulares como contornos convencionais e geram elevado nível de tensões internas^[2]. Entretanto, o acúmulo de discordâncias e conseqüentemente o nível de refinamento da estrutura é limitado por outros processos de recuperação. Logo espera-se que a densidade de discordâncias esteja limitada a um valor crítico. Acima deste valor pode-se imaginar que ocorre um rearranjo de discordâncias com vetor de Burgers diferentes quando a distância entre elas se tornar muito pequena. Outro processo possível implicaria no movimento de discordâncias ao longo dos contornos de grão até se aniquilarem preferencialmente em junções triplas, causando um escorregamento de contornos de grão. Pode-se considerar também que as discordâncias não são mais bem definidas em elevadas densidades e que um rearranjo atômico ocorre nos estágios finais de deformação. Em qualquer caso, quando a taxa de acumulação e absorção de discordâncias nos contornos é igual, forma-se uma estrutura independente da deformação. Isto ocorre para elevados valores de deformação^[2].

Sabe-se que a saturação da tensão é um fenômeno comum em processos de deformação a quente, a morno e cíclica, quando a recristalização dinâmica ou processos de recuperação são facilitados e a densidade de discordâncias permanece constante. Em alguns casos são observadas deformações sob tensão constante até à temperatura ambiente. Nestes casos a deformação está associada a algum processo de recuperação nas paredes das células de discordâncias enquanto em processos de deformação plástica intensa a saturação está associada a formação de uma estrutura de grãos ultrafinos. Obviamente, tal estrutura só é obtida quando os processos de recuperação envolvidos nos outros casos não são eficientes o suficiente para causar a saturação da estrutura. O problema é entender por que a saturação que ocorre nos processos de deformação convencionais não ocorre nos processos de deformação plástica intensa. Uma tentativa de explicar esta diferença é considerar que a máxima tensão que um metal pode suportar é proporcional à pressão hidrostática. Essa pressão pode retardar a difusão e, conseqüentemente, diminuir a cinética de recuperação. É possível estimar a redução na difusão com base na seguinte relação entre a energia de ativação para auto-difusão (Q) e a pressão (P):

$$Q = Q_0 + APb^3 \quad (3.1)$$

onde A é um coeficiente dependente do tipo de estrutura cristalina do metal e b^3 é o volume do átomo^[2].

3.2 Torção sob elevada pressão

O equipamento utilizado para a realização da torção sob elevada pressão consiste em um suporte fixo e um punção. O corpo de prova, na forma de discos finos, é posicionado entre o suporte e o punção e sofre uma compressão. O escoamento devido à compressão é contido pelas paredes do suporte e o atrito entre o equipamento e o corpo de prova faz com que este deforme-se à medida que o punção gira. As características do processo levam a uma deformação sob tensão hidrostática de compressão que evitam a fratura do corpo de prova^[1]. A figura 3.2 ilustra os princípios do processo.

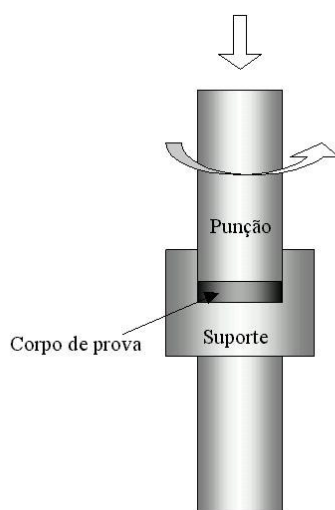


Figura 3.2 - Princípios da torção sob elevada pressão.

A deformação logarítmica verdadeira pode ser calculada pela equação 3.2:

$$e = \ln\left(\frac{\xi r}{w}\right) \quad (3.2)$$

onde ξ é o ângulo de rotação do punção em radianos, r é o raio e w é a espessura do corpo de prova. Outra forma de calcular a deformação no processo de Torção sob elevada pressão é através da equação 3.3:

$$\gamma = \frac{2\pi RN}{w} \quad (3.3)$$

Esta equação é utilizada para o cálculo da deformação por cisalhamento nos ensaios convencionais de torção a uma distância R do eixo do corpo de prova. N é o número de rotações e w é a espessura da amostra. Para comparar o valor da deformação por cisalhamento com outros valores de deformação o primeiro valor é convertido para deformação equivalente (e_{eq}) através da relação de Von Mises^[1]:

$$e_{eq} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \quad (3.4)$$

O cálculo da deformação utilizando as equações acima apresenta alguns problemas. As equações levam a acreditar que a deformação varia de zero, no centro da amostra, até o valor máximo na sua borda, porém estudos mostram que o refinamento da microestrutura também ocorre no centro do corpo de prova e testes de microdureza confirmam esses resultados. Outro problema decorre da redução da espessura da amostra durante a deformação até aproximadamente metade do seu valor devido às elevadas pressões desenvolvidas no processo o que leva a uma incerteza com relação ao valor de l utilizado. Quando é feito o processamento de materiais mais resistentes pode haver um pequeno deslizamento entre a amostra e o equipamento que também interfere no valor de deformação calculado. Portanto as equações acima fornecem valores apenas aproximados o que leva ao uso frequente do número de rotações aplicadas ao invés da deformação.

A torção sob elevada pressão também pode ser utilizada na produção de metais nanoestruturados por consolidação de pós, resultando em amostras com elevada densidade, próxima a 100%^[1].

Um problema associado à torção sob elevada pressão provém das pequenas dimensões das amostras produzidas. Até a presente data só foi possível produzir discos de diâmetros entre 10 e 20 milímetros e espessura entre 0,2 e 0,5 milímetros. Também é

necessário aumentar a homogeneidade microestrutural que está relacionada com a diferença na deformação entre o centro e as bordas da amostra^[2].

3.3 União por Laminação Acumulativa

A União por Laminação Acumulativa é um processo desenvolvido para realizar intensas deformações em materiais metálicos sem alterar as suas dimensões^[4]. A figura 3.3 ilustra o princípio do processo. A placa é cortada após a laminação em duas partes iguais, tratada para eliminar impurezas superficiais, aquecida para facilitar a união entre elas e laminada novamente reduzindo a sua espessura pela metade. O aquecimento da placa antes do processamento deve ser controlado para não provocar recristalização do material. Como as dimensões da placa não se alteram durante o processo, vários passes podem ser realizados para atingir grandes valores de deformação.

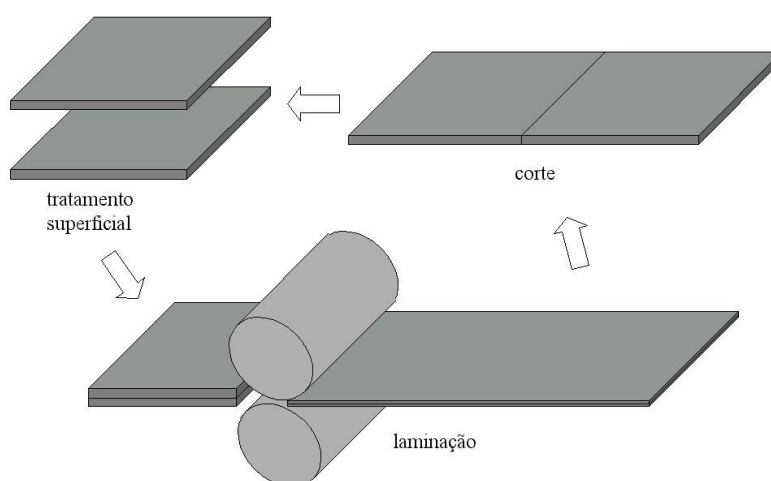


Figura 3.3 - Princípios da união por laminação acumulativa.

A redução da espessura por passe é 50%, que corresponde a uma deformação equivalente de Von Mises de 0,8.

O processo de ARB pode ser conduzido sem lubrificação para garantir uma união melhor. Isto significa que deformações redundantes de cisalhamento são inseridas sendo maiores nas superfícies das chapas. A variação na deformação por cisalhamento ao longo da espessura da placa leva a uma heterogeneidade microestrutural^[4]. Além disso, o tratamento superficial que a placa sofre entre os passes de laminação também interfere na evolução microestrutural do material como foi observado na região da união entre as

placas. Esta região apresentou uma pequena camada, com alguns micrometros de espessura, com uma microestrutura mais refinada. Entretanto a realização de mais passes de união por laminação acumulativa reduz a espessura desta camada até que ela desaparece. A morfologia microestrutural após grandes deformações indica que a microestrutura pode ser considerada homogênea.

A evolução microestrutural durante o processo é semelhante à da laminação convencional com a formação de estrutura lamelar na direção da laminação para grandes deformações e redução contínua do espaçamento entre os contornos das lamelas^[4].

Este processo apresenta potencial para aplicações industriais, pois produz amostras de grandes dimensões e não requer a fabricação de equipamentos especiais. Laminadores convencionais podem ser utilizados para deformar o material. Porém, alguns problemas ainda precisam ser resolvidos como o elevado teor de impurezas nas regiões de união entre as placas e falhas na união. Outros problemas são relativos a falhas características do processo de laminação como fraturas nas bordas das chapas e a necessidade de se adaptar um sistema para realizar tratamento superficial das placas entre os passes de laminação.

3.4 Extrusão Angular em Canais Iguais

A Extrusão Angular em Canais Iguais é um processo de deformação plástica intensa em que o corpo de prova é forçado a passar por dois canais de seção transversal igual que se interceptam formando um ângulo Φ . Durante a extrusão o corpo de prova sofre cisalhamento na região em que os canais se interceptam. Como a área da seção transversal dos canais é igual, as dimensões do corpo de prova não se alteram e o processo pode ser repetido diversas vezes elevando-se o nível de deformação imposta pelo cisalhamento^[5].

3.4.1 Características do processo e cálculo teórico da deformação

A curvatura do arco externo formado na interseção entre os canais é caracterizada pelo ângulo $\psi^{[1]}$. A figura 3.4 ilustra o processo.

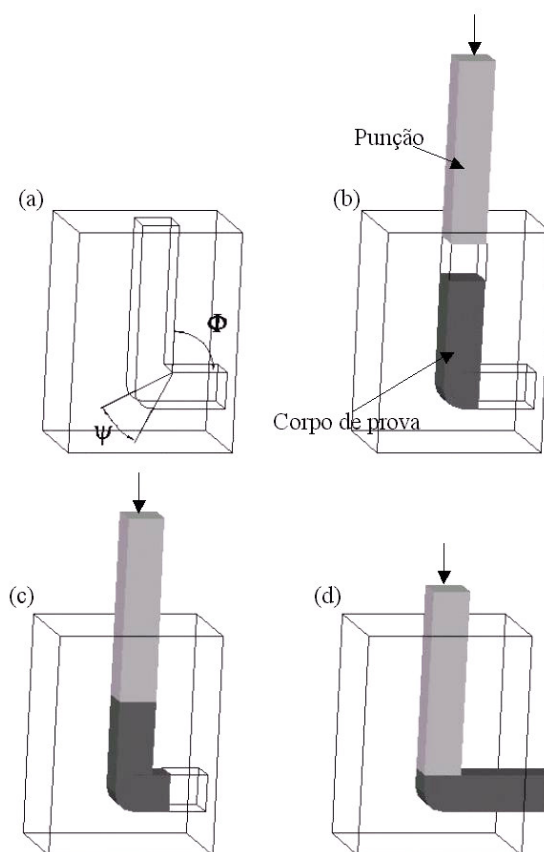


Figura 3.4 - Princípio do processo de extrusão angular em canais iguais.

Durante a extrusão o corpo de prova desloca-se como um corpo rígido dentro do canal e a deformação ocorre por cisalhamento na região de interseção entre os canais^[5]. A figura 3.5 ilustra o cisalhamento que ocorre durante o processo.

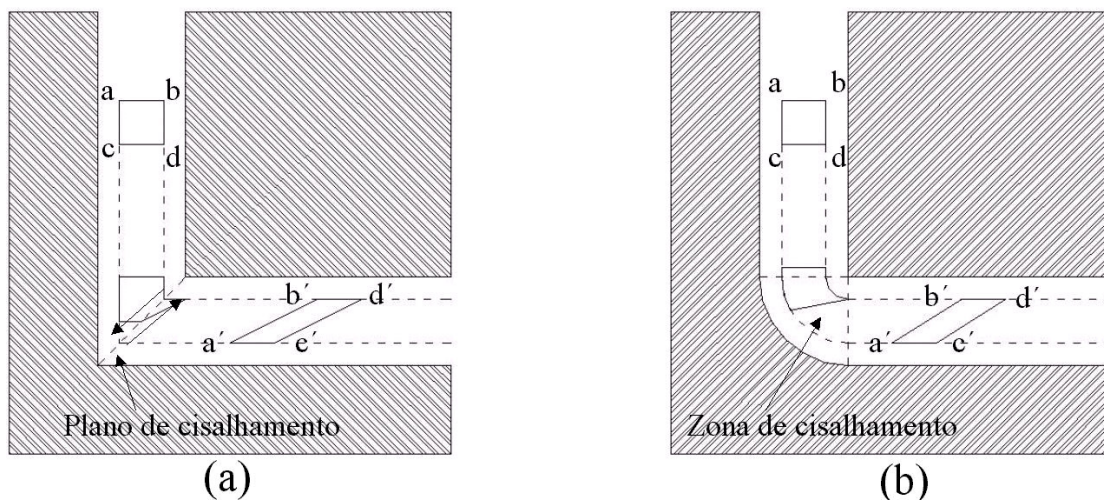


Figura 3.5 - Esquema do cisalhamento no processo de EACI.

A figura 3.5a descreve o cisalhamento em uma matriz com ângulo Ψ igual a 0° e a figura 3.5b para uma matriz com ângulo Ψ igual a 90° . No primeiro caso o cisalhamento ocorre apenas em um plano e no segundo caso a deformação ocorre ao longo de uma região. IWAHASHI et al^[6] desenvolveram uma equação baseada nos ângulos característicos da matriz para calcular a deformação por passe no processo de EACI.

$$\varepsilon = \left[\frac{2 \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right)}{\sqrt{3}} \right] \quad (3.5)$$

As matrizes normalmente utilizadas possuem ângulo Φ entre 90° e 120° e o ângulo Ψ varia entre 0° e $180^\circ - \Phi$. O gráfico da figura 3.6 mostra os valores de deformação por passe calculados através da equação 3.5 para as matrizes normalmente utilizadas por outros grupos de pesquisa.

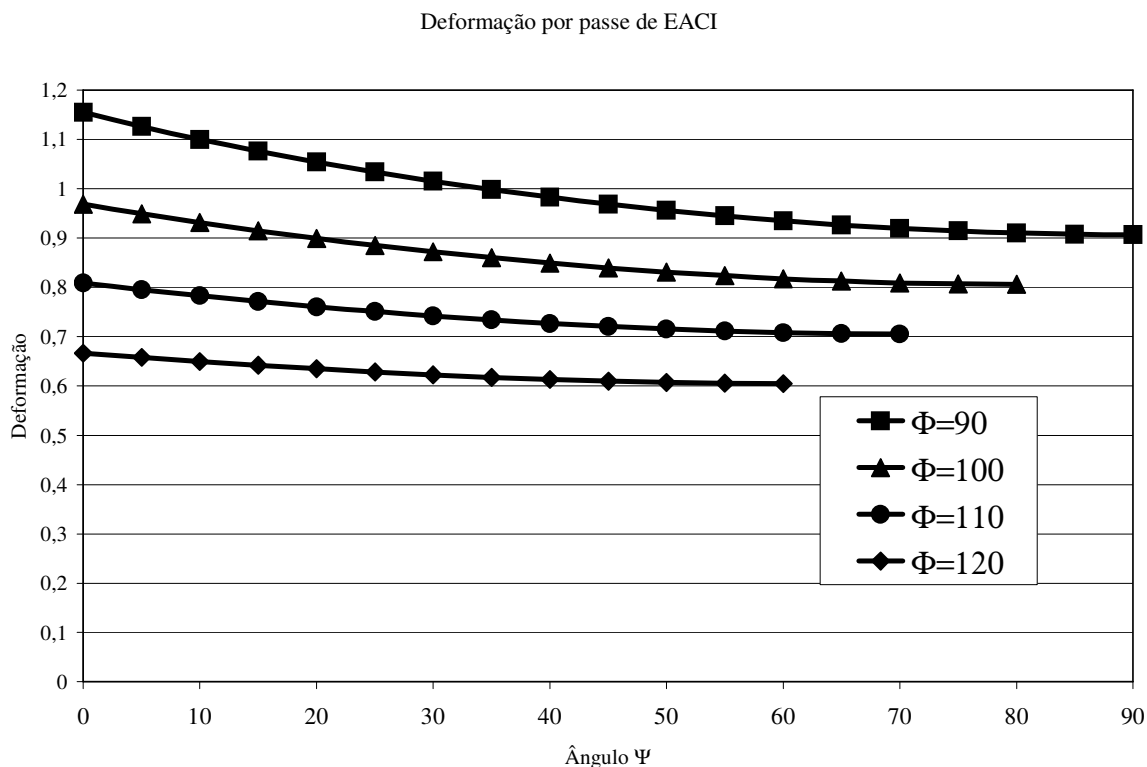


Figura 3.6 - Gráfico de deformação por passe de EACI para as matrizes mais utilizadas.

3.4.2 Tipos de matrizes utilizadas em estudos

As matrizes de EACI utilizadas por diversos pesquisadores apresentam variações. Além de modificações na geometria do canal (ângulos Φ e Ψ) são utilizadas ferramentas com alterações que visam facilitar o processo por meio de redução do atrito ou redução da quantidade de operações para execução de múltiplos passes ou até mesmo ferramentas em que pode-se aplicar uma pressão contrária à extrusão.

PURCEK et al.^[7] utilizaram uma matriz constituída de três blocos, presos por parafusos, em que os canais foram usinados no bloco central. A figura 3.7 apresenta uma foto da matriz aberta. A foto mostra apenas dois blocos da matriz de modo a permitir a visualização dos detalhes dos canais. A vantagem desta matriz é a facilidade de se alterar a geometria da ferramenta. Para isto basta construir outro bloco central e aproveitar os dois blocos que fecham a matriz e o punção.

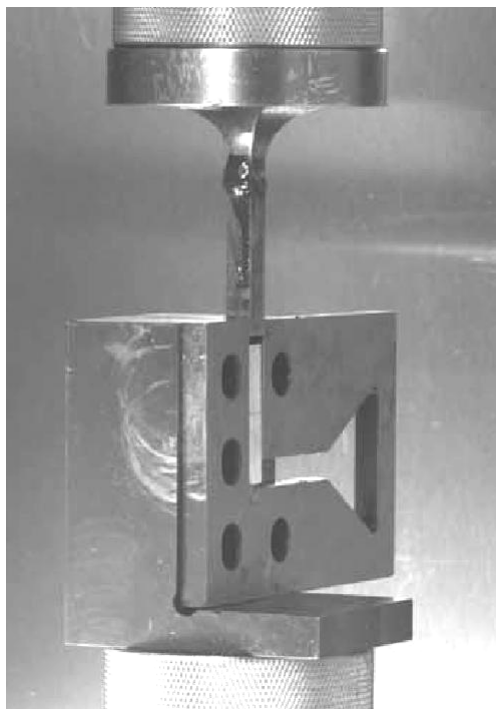


Figura 3.7 – Foto mostrando dois blocos da matriz de EACI utilizado por PURCEK et al.^[7].

SEMIATIN, DELO e SHELL^[8] utilizaram uma matriz com fundo deslizante em seus estudos do processo de EACI. O fundo desta ferramenta é livre para deslocar-se com o corpo de prova durante o processo de modo a eliminar o seu atrito com a ferramenta. A figura 3.8 apresenta um desenho esquemático da matriz com fundo deslizante e da matriz convencional.

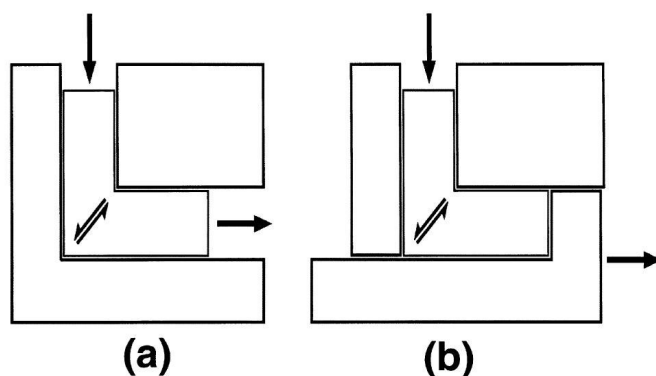


Figura 3.8 - Desenho esquemático da matriz de EACI (a) convencional e (b) com fundo deslizante^[8].

Stolyarov et al.^[9] utilizaram uma matriz montada em uma banca em que era possível a aplicação de pressão contrária ao movimento do corpo de prova durante o processo. A figura 3.9 mostra uma foto do sistema.

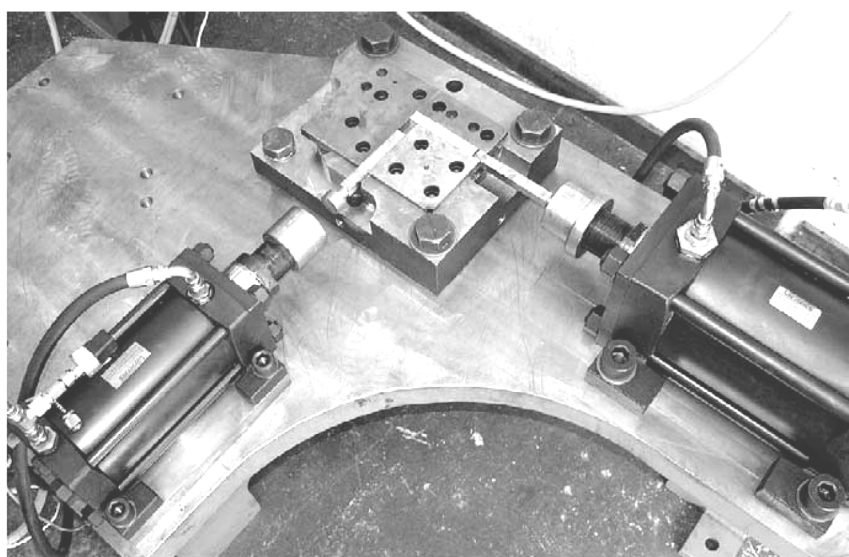


Figura 3.9 - Matriz de EACI com pressão contrária à extrusão^[9].

Para facilitar a execução de múltiplos passes de EACI algumas soluções foram desenvolvidas. NISHIDA et al.^[10] utilizaram uma matriz rotativa com 2 canais que se cortam ao meio ilustrada na figura 3.10. Três punções são posicionados na matriz, sendo que 2 deles são impedidos de deslocarem-se pelo fundo e pela parede do suporte

da matriz e um permanece livre para movimentar-se. O corpo de prova é inserido na metade livre de um canal e o quarto punção pressiona o corpo de prova em direção ao canal em que o punção está livre para movimentar-se. Após o término da extrusão a matriz é rotacionada de forma que o punção livre passe a exercer a pressão e o processo se repita sem necessidade de retirar o corpo de prova.

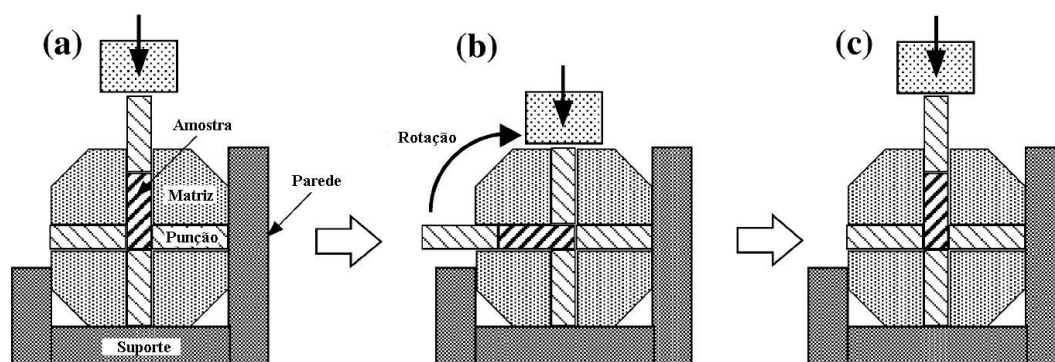


Figura 3.10 - Ilustração da matriz de EACI rotativa durante sequência de processamento^[10].

Outra solução para a execução de múltiplos passes de EACI foi utilizada por ROSOCHOWSKI e OLEJNIK^[11]. Em seu trabalho os pesquisadores simularam uma matriz formada por 3 canais de seção transversal igual que se interceptam. Esta matriz possui duas interseções de canais de forma que um passe nela corresponda a dois passes por uma matriz convencional. Além disso a extrusão pode ser repetida no sentido inverso aumentando a deformação imposta ao material. A figura 3.11 mostra fotos tiradas da matriz durante o processamento de plasticina. As imagens a-d referem-se ao processamento em um sentido e as imagens e-f referem-se ao processamento no sentido inverso.

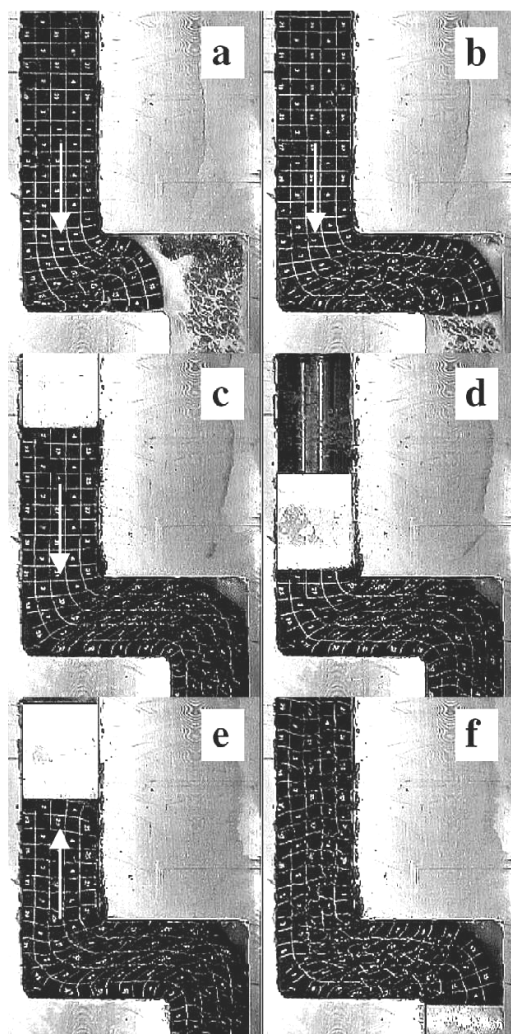


Figura 3.11 - Matriz com 3 canais durante processamento de plasticina. As imagens a-d referem-se ao processamento em um sentido e as imagens e-f ao sentido contrário^[11].

CHUNG et al.^[12] utilizaram uma matriz capaz de realizar EACI em placas de forma contínua. A montagem completa consistia de dois cilindros (guia e de alimentação) e a matriz dividida em uma parte superior e uma inferior. A matriz foi montada de forma que os cilindros exercessem a força necessária para a extrusão das placas. A figura 3.12 ilustra a montagem do sistema.

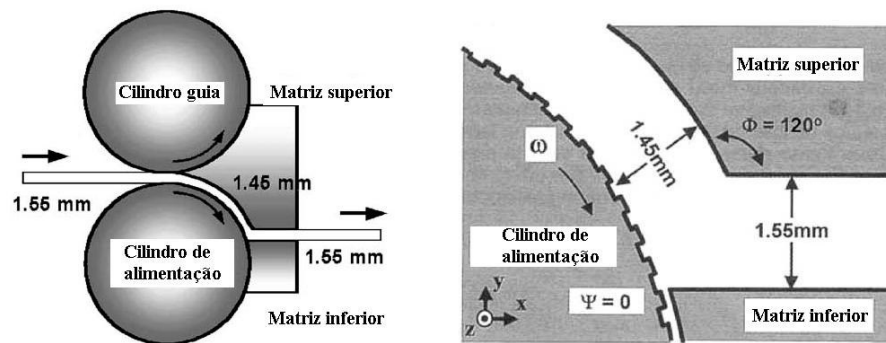


Figura 3.12 - Ilustração do processo de EACI contínuo^[12].

3.4.3 Efeito da geometria da matriz, da curva de fluxo do material, do atrito e da pressão contrária na quantidade e distribuição da deformação

Estudos realizados por PARK e SUH^[13] utilizando simulação por elementos finitos e experimentos com plasticina em matrizes com ângulo $\Phi=90^\circ$ e ângulo $\Psi=0^\circ$ e 90° mostraram que a distribuição de deformação não é homogênea ao longo da seção transversal do corpo de prova e depende da geometria da matriz. Os pesquisadores consideraram um material com comportamento plástico perfeito e atrito nulo entre o corpo de prova e a matriz em seus estudos e mostraram que o material que escoou pela região externa (região E na figura 3.13a) da matriz com ângulo $\Psi=90^\circ$ sofre uma deformação menor do que o material que escoou pela região interna (região I na figura 3.13a) e menor do que o valor previsto pela equação 3.5. A figura 3.13b mostra os valores de deformação efetiva previstos, através de simulações por elementos finitos, em função da posição ao longo da seção longitudinal do corpo de prova e também mostra os valores de deformação efetiva calculados através da equação 3.5.

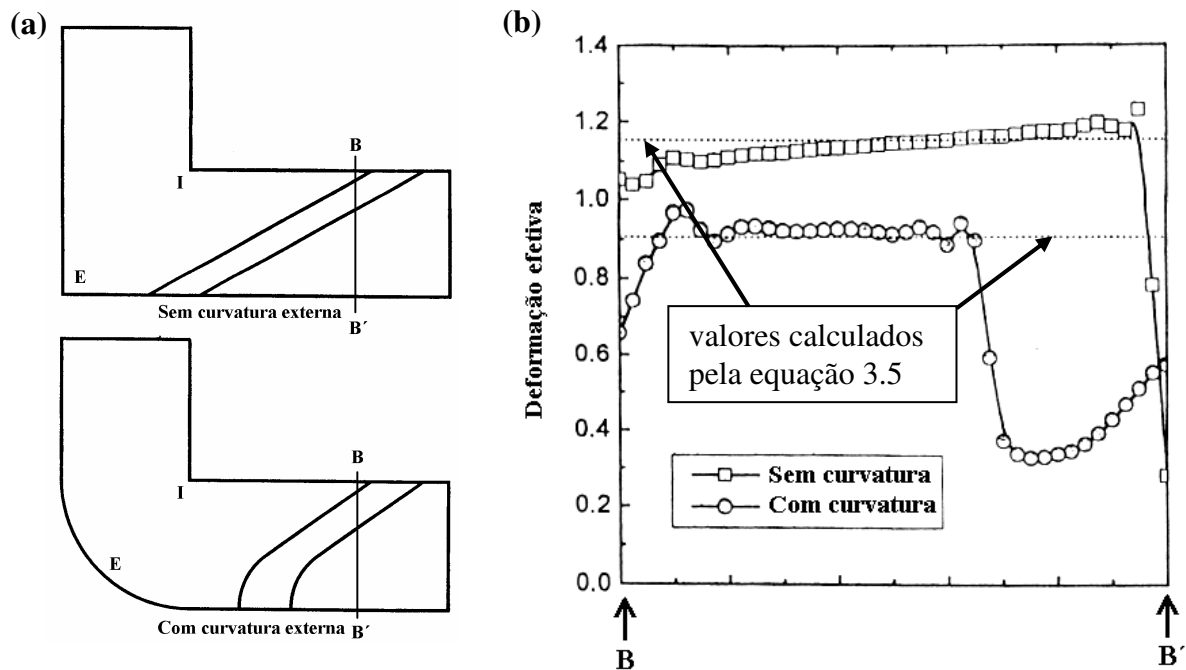


Figura 3.13 - Distribuição da deformação em matrizes com curvatura e sem curvatura externa^[13].

PRANGNELL, HARRIS e ROBERTS^[14] analisaram o processo de EACI através do método de elementos finitos utilizando a curva de fluxo de uma liga Al-15%Mn e observaram que o corpo de prova não preencheu o canto inferior da matriz durante o processamento sem atrito. Este afastamento entre o corpo de prova e a matriz produziu uma curvatura externa na zona de deformação e gerou uma distribuição de deformação heterogênea ao longo da seção transversal do corpo de prova. O material que escoou pela região externa apresentou menores valores de deformação do que o material que escoou pela região interna. Quando consideraram o atrito, a distribuição tornou-se mais homogênea e aproximou-se do valor teórico. Com isto os pesquisadores mostraram que a curva de fluxo e o atrito são importantes parâmetros para a determinação da deformação no processo de EACI.

KIM, SEO e HONG^[15] estudaram o afastamento entre o corpo de prova e a matriz utilizando o método de simulação por elementos finitos. Os pesquisadores utilizaram as curvas de fluxo de duas ligas de alumínio com comportamentos diferentes. As ligas

utilizadas foram a 6061Al-T6, que quase não apresenta encruamento, e a 1100Al que apresenta uma taxa de encruamento maior. Seus estudos mostraram que o afastamento entre o corpo de prova e a matriz, na região externa da zona de deformação, é maior durante o processamento de materiais com maior taxa de encruamento. A figura 3.14 mostra as curvas de tensão normalizada-deformação efetiva utilizadas nas simulações com os dois tipos de materiais e indica o afastamento. A curvatura do corpo de prova na zona de deformação, provocada pelo afastamento, reduz a deformação efetiva do material processado na região externa da zona de deformação. A curvatura na simulação com a curva de fluxo da liga 1100 Al foi de 51° e na simulação com a curva de fluxo da liga 6061 Al-T6 foi de 22° .

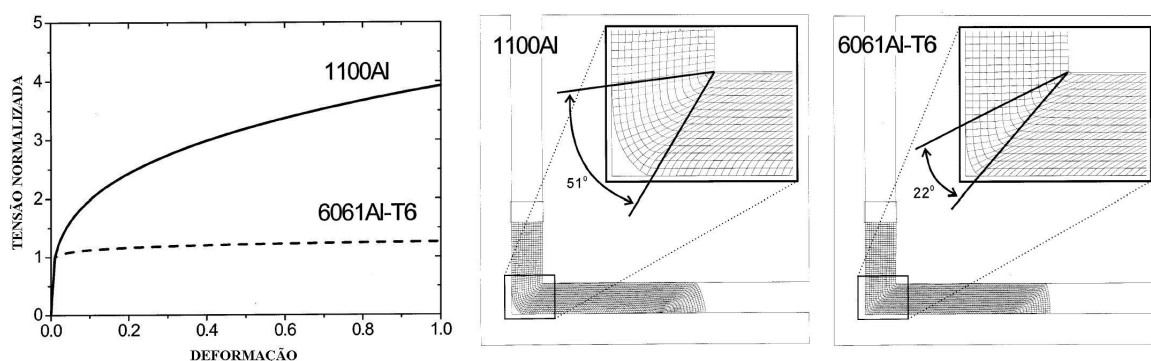


Figura 3.14 – (a) Curvas de fluxo das ligas utilizadas nas simulações, (b) malha da simulação durante o processamento da liga 1100 Al e (c) malha da simulação durante o processamento da liga 6061 Al-T6^[15].

Os mesmos pesquisadores analisaram o efeito da curvatura externa da matriz (ângulo Ψ) na taxa de deformação^[16]. Verificaram que o aumento da curvatura externa provoca uma diminuição na taxa de deformação na região afastada da curva interna e aumenta a espessura da zona de deformação como mostra a figura 3.15.

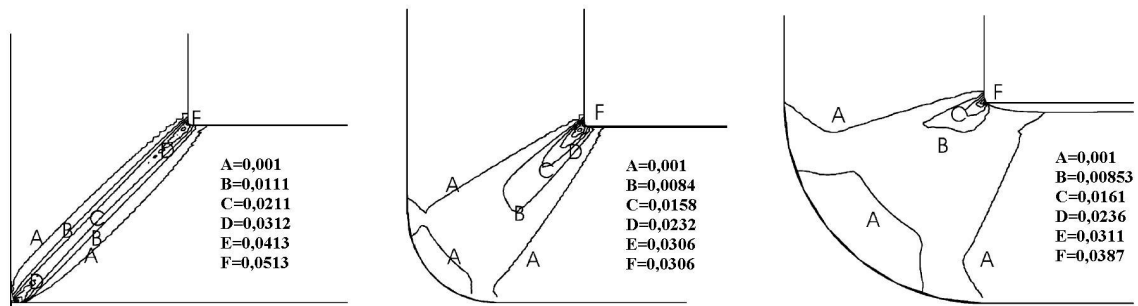


Figura 3.15 – Linhas de contorno de taxas de deformação (s^{-1}) para ferramentas com ângulo Ψ igual a (a) 0° , (b) 45° e (c) 90° ^[16].

KIM^[17] analisou a evolução da deformação efetiva durante o processo de extrusão multi-angular em canais iguais (EMACI) utilizando o método de elementos finitos. O processo de EMACI é similar ao EACI porém é realizado em uma matriz com mais de dois canais de seção transversal constante que se interceptam; dessa forma, um passe de EMACI corresponde a mais de um passe de EACI. Uma característica importante da extrusão multi-angular em canais iguais é o desenvolvimento de uma pressão contrária ao cisalhamento na interseção entre os primeiros canais. Para que ocorra o cisalhamento na segunda zona de deformação é necessário que a tensão no segundo canal atinja um valor alto e esta tensão age no sentido contrário da extrusão aumentando a força requerida pelo processo. Seus estudos mostraram que a pressão contrária provoca um preenchimento completo da zona de deformação pelo corpo de prova, eliminando o afastamento entre este e a matriz. Resultado semelhante havia sido obtido em simulações que consideraram o efeito do atrito que gera uma força contrária à extrusão e provoca um maior preenchimento da zona de deformação pelo corpo de prova^[14]. KIM mostrou que o material que é processado, livre de pressão contrária, apresenta maior deformação na região próxima da curvatura interna do que na região externa, resultados semelhantes aos anteriores^[14,15]; porém, quando a deformação ocorre sob o efeito da pressão contrária a deformação na região externa é até 2 vezes maior do que na região interna e maior do que a deformação prevista pela teoria (equação 3.5). A figura 3.16 mostra a distribuição da deformação efetiva em dois estágios da simulação. No primeiro estágio (figura 3.16a) o processamento ocorre livre da pressão contrária e a deformação

na parte superior do corpo de prova no segundo canal (material processado na parte interna da zona de deformação) é maior do que na parte inferior (material processado na parte externa da zona de deformação). Na figure 3.16b, relativa ao estágio final da simulação, em que o processo ocorre sob a ação da pressão contrária, o material que escoou pela região externa da primeira zona de deformação está mais deformado do que o que escoou pela região interna. Também observa-se que o afastamento entre o corpo de prova e a matriz na primeira zona de deformação na figura 3.16a desapareceu na figura 3.16b em que o processamento ocorre sob o efeito de uma pressão contrária.

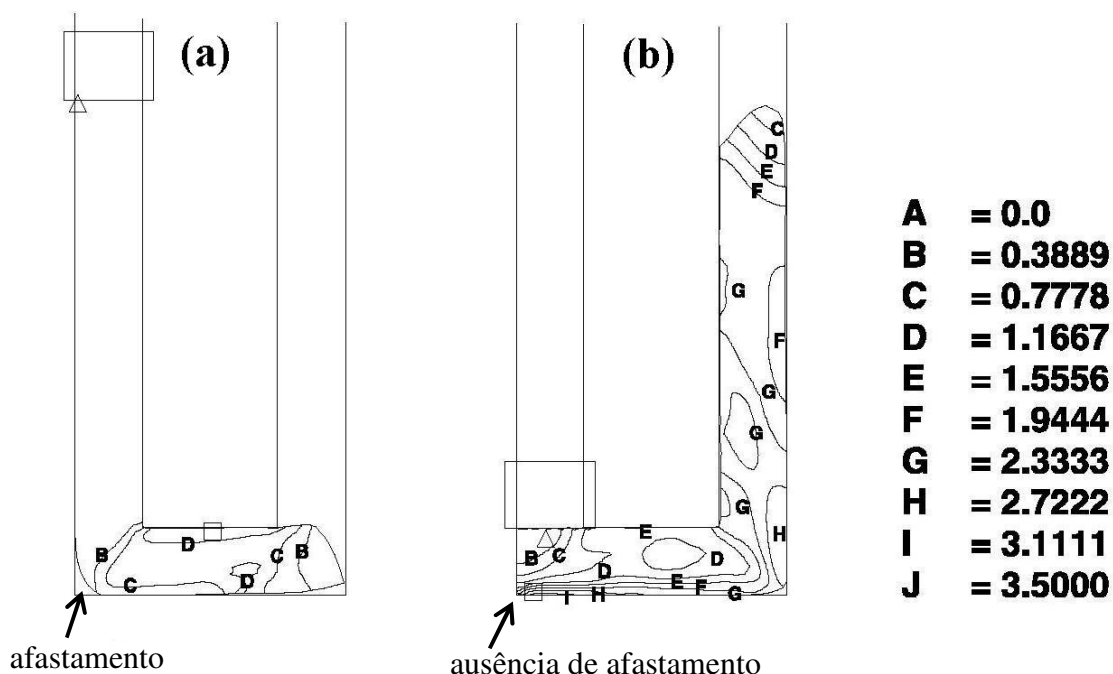


Figura 3.16 - Distribuição da deformação efetiva durante a simulação do processo de extrusão multi-angular em canais iguais. (a) estágio inicial do processo e (b) estágio final^[17].

Uma análise experimental da deformação por passe de EACI foi feita por KAMACHI et al^[18] que inseriram um elemento cúbico de alumínio puro e um de liga Cu-30%Zn em um corpo de prova de cobre puro e observaram a deformação destes elementos após o processamento. A matriz utilizada nos experimentos possuía ângulo $\Phi=90^\circ$ e $\Psi=20^\circ$. O ângulo que as arestas do cubo deveria fazer com o eixo do corpo de prova, após o

EACI, de acordo com a teoria era de $28,7^\circ$ e os experimentos com inserto de alumínio resultaram em ângulos de $26,5^\circ$, 31° e $29,1^\circ$ para velocidades de extrusão de $0,2\text{mm/s}$, $1,0\text{mm/s}$ e $18,0\text{mm/s}$ respectivamente. Os insertos feitos com a liga de cobre resultaram em ângulos maiores, correspondendo a deformações menores do que as previstas pela teoria. Os valores medidos foram $35,8^\circ$ e $37,4^\circ$ para velocidades de extrusão de $0,2\text{mm/s}$ e $18,0\text{mm/s}$ respectivamente. A diferença entre o valor teórico e os valores medidos para o ângulo entre as arestas do inserto e o eixo do corpo de prova foram atribuídos à maior dureza da liga Cu-30%Zn em relação ao material do corpo de prova (cobre puro) que dificulta a restrição ao movimento entre o inserto e a matriz uma vez que eles estão livres.

SEGAL^[19] mostrou que pode ocorrer concentração do cisalhamento no processo de EACI resultando em escoamento instável e heterogeneidade de deformação. Em seu trabalho ele mostra que a carga de processamento pode ser determinada pela equação 3.6.

$$L = 2k \cot \Theta \quad (3.6)$$

Onde L é a carga de processamento, k é a tensão cisalhante de escoamento do material e Θ é o ângulo que o plano de cisalhamento forma com a direção de extrusão no canal de saída. Desta forma as condições de instabilidade são:

$$dL < 0 \quad (3.7)$$

$$dk < \frac{2kd\Theta}{\sin \Theta} \quad (3.8)$$

Se $d\Theta=0$ a zona de deformação é estável. Por limitações geométricas impostas pela ferramenta apenas a condição $d\Theta < 0$ é possível e equação 3.8 implica em $dk < 0$. Desta forma instabilidade geométrica ($d\Theta < 0$) e amaciamento do material ($dk < 0$) são condições necessárias para ocorrência de escoamento instável durante o processo de EACI. O amaciamento do material pode ser provocado por aquecimento adiabático, modificações microestruturais, etc.. Quando isto ocorre a inclinação do plano de

deformação altera-se como mostra a figura 3.17. Inicialmente o cisalhamento ocorre ao longo da linha AO. Supõe-se que a linha AO move-se com velocidade c na direção da extrusão. Após um intervalo de tempo Δt , e deslocamento $OA_1=c.\Delta t$, o plano de cisalhamento adquire o alinhamento AA_1 e a direção de cisalhamento muda de Θ_0 para Θ . Este deslocamento do plano de cisalhamento ocorre enquanto o produto $k.\cot\Theta$ for menor do que o valor inicial $k_0.\cot\Theta_0$. Quando esta condição não for mais satisfeita o plano de cisalhamento retornará a sua posição inicial AO, deixando uma camada não deformada de material entre as duas posições, uma vez que esta condição promove menor pressão.

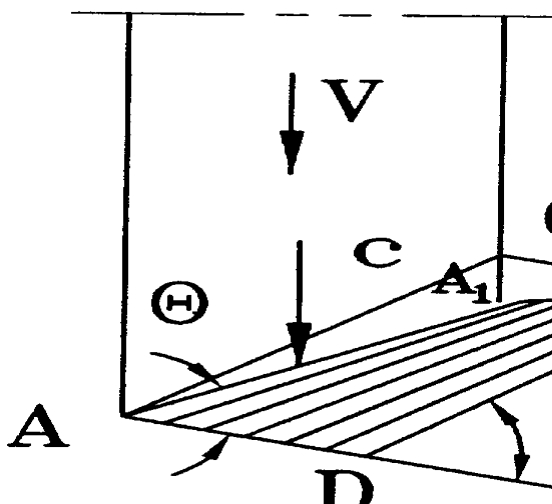


Figura 3.17 - Ilustração do escoamento fora de regime durante o processamento por EACI de materiais que sofrem amaciamento^[19].

O efeito da localização de deformação adquire maior importância quando o material foi muito deformado perdendo a capacidade de encruamento e quando o processamento ocorre com elevada velocidade aumentando o efeito do aquecimento adiabático. A figura 3.18 mostra dois exemplos de concentração de deformação durante o processamento do cobre 101. Em ambos os casos o corpo de prova foi processado em 3 passes de EACI seguindo a rota C porém, no primeiro caso, a velocidade de processamento do terceiro passe foi 0,25mm/s e, no segundo, a velocidade de

processamento foi 25mm/s. No primeiro caso observa-se a formação de bandas de cisalhamento alinhadas com o plano de cisalhamento enquanto que no segundo caso observa-se que o corpo de prova é composto por bandas alternadas de material deformado e não deformado.

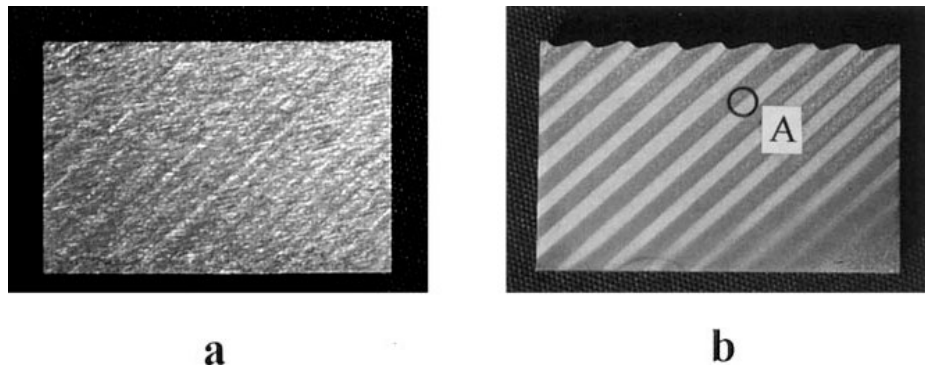


Figura 3.18 - Macroestrutura do cobre 101 deformado em 3 passes seguindo a rota B com velocidade de processamento de (a) 0,25mm/s e (b) 25mm/s^[19].

SEMIATIN et al^[20] mostraram que a concentração da deformação durante o processamento por EACI pode ser interpretada utilizando-se o parâmetro α definido a seguir.

$$\alpha = \frac{\delta \ln \dot{\epsilon}}{\delta \epsilon} = -\frac{\gamma'}{m} = -\frac{\left(\frac{\delta \ln \bar{\sigma}}{\delta \epsilon} \right) \dot{\epsilon}}{m} \quad (3.6)$$

onde ϵ é a deformação, $\dot{\epsilon}$ é a taxa de deformação, $\bar{\sigma}$ é a curva de fluxo para taxa de deformação constante, γ' é a taxa de amaciamento por deformação normalizada e m é o coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação. Este parâmetro quantifica a competição entre a influência desestabilizadora do amaciamento do material e a influência estabilizadora do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação no desenvolvimento de concentração de deformação. Materiais que apresentam características de escoamento tais que o valor de α é aproximadamente igual ou maior do que 4 ou 5 estão sujeitos a sofrerem concentração de deformação durante processos

de conformação mecânica como o EACI. A concentração de deformação pode levar a fratura do corpo de prova como foi observado durante o processamento de uma liga de alumínio 2024-T851^[21] e de uma liga de titânio^[22].

3.4.4 Evolução microestrutural durante o processo e efeito da rota de processamento

IWAHASHI et al^[23] estudaram a evolução microestrutural do alumínio puro processado por EACI seguindo diferentes rotas. As rotas de processamento utilizadas foram a rota A em que o corpo de prova não sofre rotação entre os passes, a rota B em que o corpo de prova sofre rotação de 90° em torno do seu eixo axial entre os passes, podendo ser no mesmo sentido, caracterizando a rota B_C, ou em sentidos alternados, caracterizando a rota B_A, e a rota C em que a rotação entre os passes é de 180° como mostra a figura 3.19. A figura 3.20 mostra os planos de cisalhamento ativados durante o processamento por EACI seguindo-se as diferentes rotas em ferramentas com ângulos entre canais de 90° e 120°.

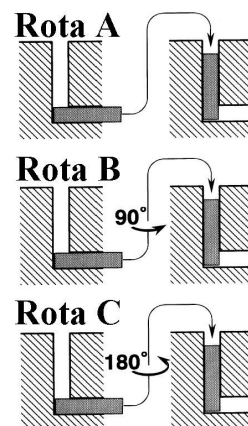


Figura 3.19 - Rotas de processamento utilizadas no trabalho de IWAHASHI et al^[23].

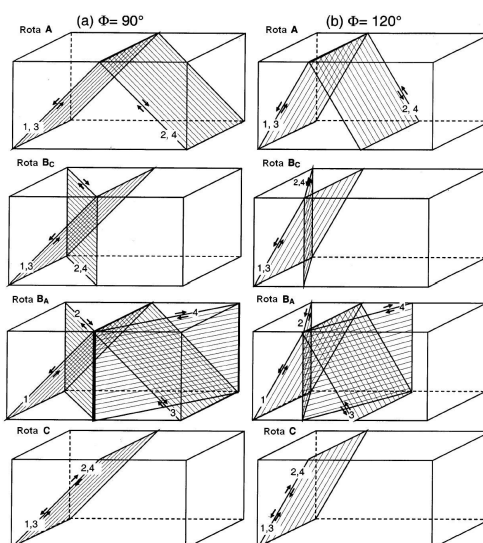


Figura 3.20 – Planos de cisalhamento para cada rota de processamento de EACI para ferramentas com ângulo entre canais de 90° e 120° ^[24].

Amostras do material processado em 1 passe de EACI e em 2, 3 e 4 passes, seguindo as diferentes rotas, foram retiradas dos corpos de prova de modo que as suas orientações fossem como ilustrado na figura 3.21.

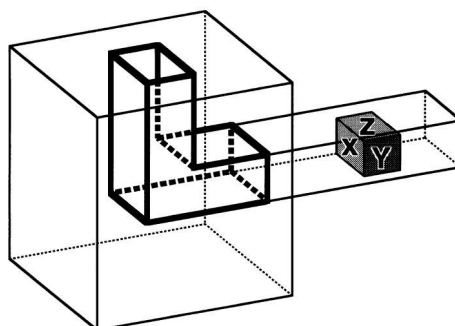


Figura 3.21 - Direções dos planos das amostras estudadas por IWAHASHI et al^[23].

Utilizando microscopia eletrônica de transmissão os pesquisadores observaram que após um passe de EACI a estrutura do material consiste basicamente de subgrãos alongados em forma de bandas como mostra a figura 3.22.

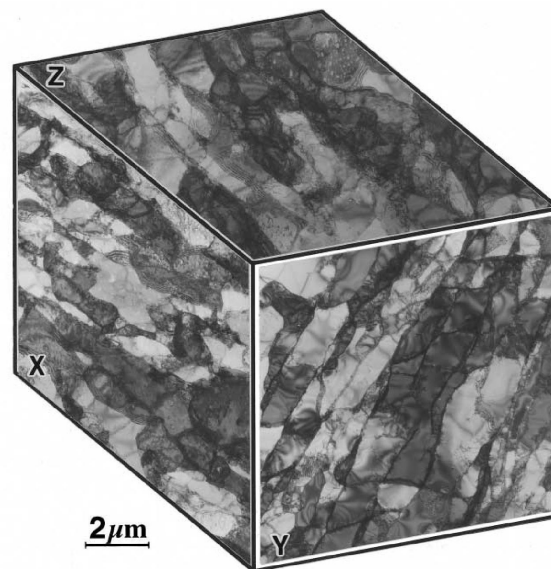


Figura 3.22 - Microestrutura do alumínio puro processado por um passe de EACI^[23].

Observou-se que o processamento pela rota A promove uma quebra gradual da estrutura de bandas com o aumento da deformação imposta mas as bandas ainda permanecem visíveis após 4 passes. A figura 3.23 apresenta imagens de microscopia eletrônica de transmissão do material processado em 2, 3 e 4 passes seguindo a rota A. As direções dos planos das imagens são as mesmas indicadas na figura 3.21.

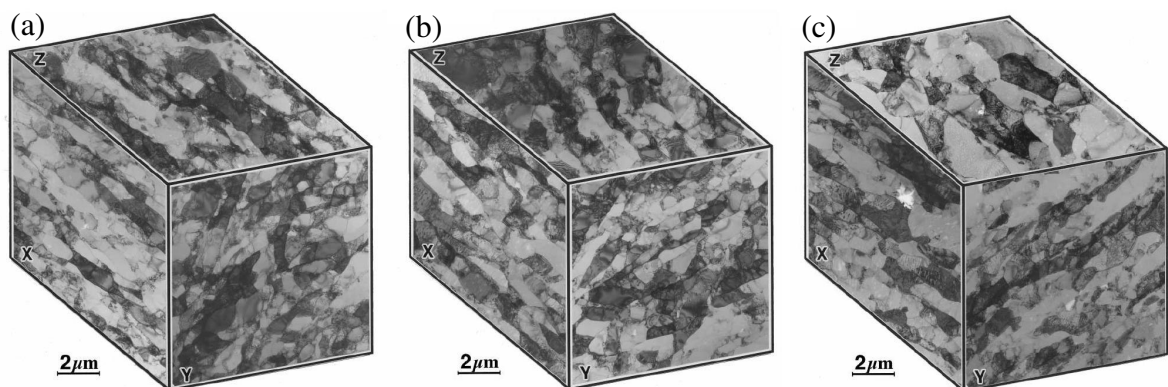


Figura 3.23 - Imagens de microscopia eletrônica de transmissão do alumínio processado por EACI em (a) 2 passes, (b) 3 passes e (c) 4 passes seguindo a rota A^[23].

A figura 3.24 apresenta imagens semelhantes de amostras processadas através da rota B_C. Apesar das imagens mostrarem evidências de estrutura de bandas de subgrão após 2 passes de EACI, estas bandas não são mais evidentes após 3 passes e a estrutura do material processado em 3 e 4 passes parece consistir de grãos equiaxiais.

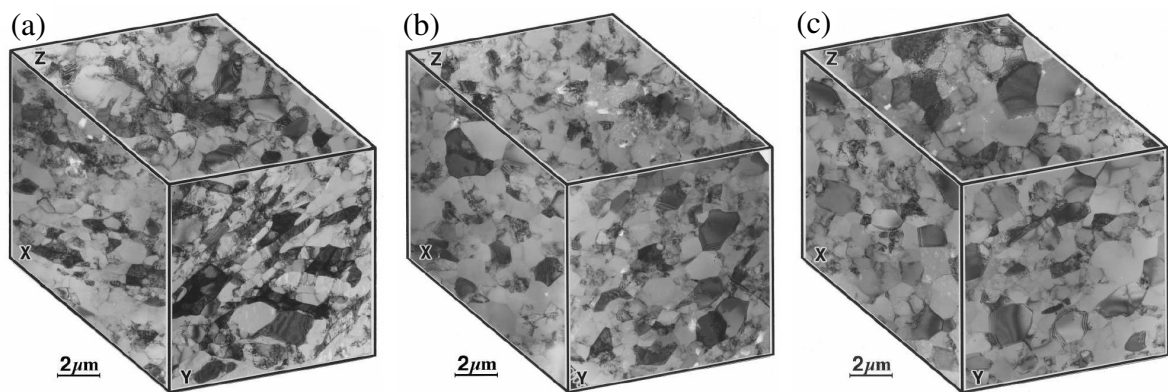


Figura 3.24 - Imagens de microscopia eletrônica de transmissão do alumínio processado por EACI em (a) 2 passes, (b) 3 passes e (c) 4 passes seguindo a rota B_C^[23].

A figura 3.25 apresenta imagens semelhantes às das figuras anteriores porém de amostras processadas através da rota C. A microestrutura observada é semelhante à da amostra processada sem rotação entre os passes (rota A) porém as bandas são mais pronunciadas após 2 passes. Evidências de estruturas de bandas persistem após 4 passes de processamento como mostra a figura 3.25c porém as bandas são menos evidentes do que no processamento seguindo a rota A.

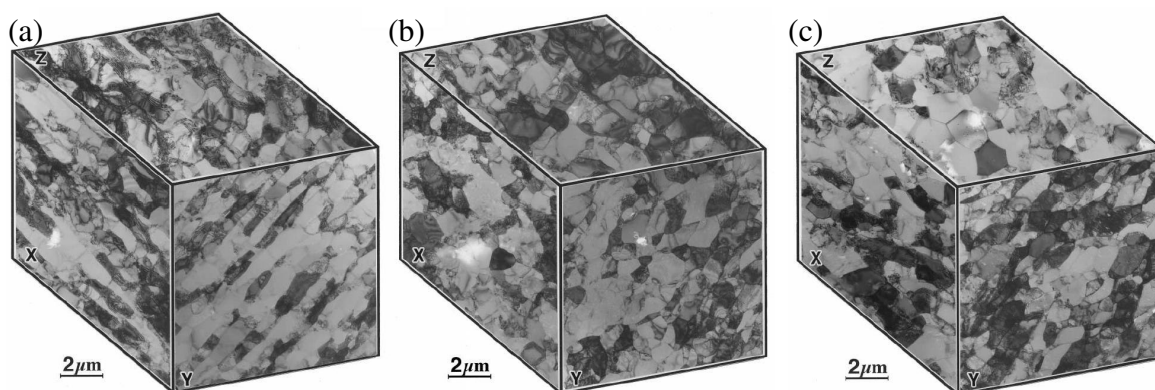


Figura 3.25- Imagens de microscopia eletrônica de transmissão do alumínio processado por EACI em (a) 2 passes, (b) 3 passes e (c) 4 passes seguindo a rota C^[23].

Os pesquisadores concluíram que um único passe de EACI conduz à formação de uma estrutura de bandas que formam um ângulo de 45° com as faces superior e inferior do corpo de prova quando observadas através do plano Y (figura 3.21) e que a microestrutura depende da rota de processamento sendo que a evolução da estrutura de bandas para uma estrutura de grãos equiaxiais é mais rápida quando o processamento segue a rota B^[23].

ZHU e LOWE^[24] estudaram a influência da rota de processamento no processo de refino de grão durante o processo de EACI em ferramentas com ângulo entre canais de 90° e 120°. O trabalho baseou-se em considerações geométricas e evolução da textura durante o processo de EACI. Cálculos geométricos permitiram determinar a direção de alinhamento dos grãos após vários passes de EACI. O ângulo entre o alinhamento dos grãos e a direção axial do corpo de prova foi definido como β . A tabela 3.1 apresenta os valores de β para matrizes com ângulo entre canais de 90°.

Tabela 3.1 - Ângulo entre o alinhamento dos grãos e a direção axial do corpo de prova após o processamento por EACI em ferramentas com ângulo entre canais de 90° ^[24].

Número de passes	Ângulo β			
	Rota A	Rota B _C	Rota B _A	Rota C
1	26,6	26,6	26,6	26,6
2	14,0	19,5	19,5	Equiaxial
3	9,5	26,6	12,6	26,6
4	7,1	Equiaxial	10,0	Equiaxial

Os pesquisadores consideraram que pela evolução da textura haverá uma concentração de planos $\{111\}$ em uma direção entre a direção do plano de cisalhamento e a direção β . A figura 3.20 apresenta os planos de cisalhamento para vários passes de EACI seguindo diferentes rotas em ferramentas com ângulo entre canais de 90° e 120° . O ângulo entre o plano de textura e a direção axial foi definido como ω . Com a evolução do processo espera-se que o ângulo ω siga a mesma tendência de evolução de β . Também foi definido o ângulo entre a direção de alinhamento dos grãos e o plano de cisalhamento no passe seguinte de EACI como θ (figura 3.26).

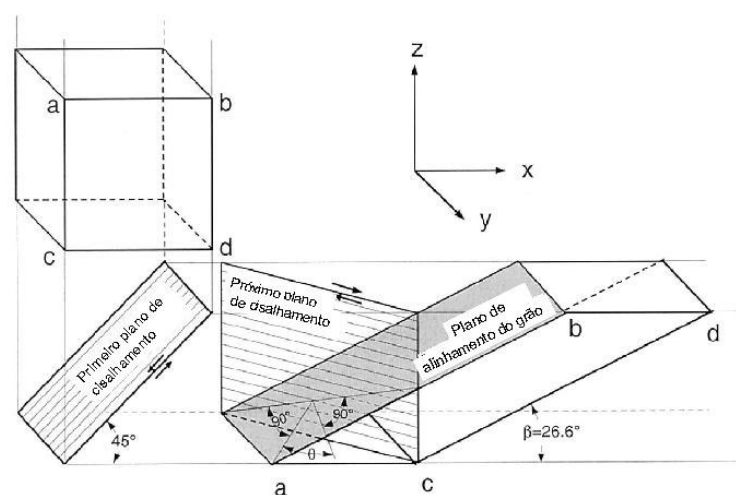


Figura 3.26 – Relação de orientação entre o alinhamento dos grãos e o plano de cisalhamento para o segundo passe de EACI seguindo a rota B_C^[24].

Se a hipótese de que ω está entre $26,6^\circ$ e 45° quando β for $26,6^\circ$ estiver correta, o ângulo entre o plano $\{111\}$ de textura e o próximo plano de cisalhamento estará entre $71,6^\circ$ e 60° , que é muito próximo a $70,5^\circ$, que é o ângulo entre duas faces do tetraedro $\{111\}$. Desta forma a textura leva uma grande parte dos grãos a possuírem um dos seus planos $\{111\}$ orientados próximos ao plano de cisalhamento subsequente, facilitando esse cisalhamento. Ao mesmo tempo isto pode provocar uma rotação dos subgrãos de poucos graus aumentando a desorientação dos contornos de subgrãos. Desta forma a relação de orientação $\theta=71,6^\circ$, quando $\beta=26,6^\circ$, pode ser considerada como a mais efetiva. A rota B_C pode ser considerada a mais efetiva pois repete o valor de $26,6^\circ$ para β após todos os passes ímpares de processamento.

FUKUDA et al.^[25] estudaram a evolução microestrutural de um aço baixo carbono (0,08%C) processado por EACI em até 3 passes seguindo a rota B de processamento. Os pesquisadores observaram que a microestrutura do material é composta basicamente por arranjos de subgrãos após 1 e 2 passes e que esta estrutura evolui para grãos equiaxiais com contornos de alto ângulo e diâmetro médio de $0,2\mu\text{m}$ após o terceiro passe. A figura 3.27 mostra imagens de microscopia eletrônica de transmissão do aço após o processamento por EACI.

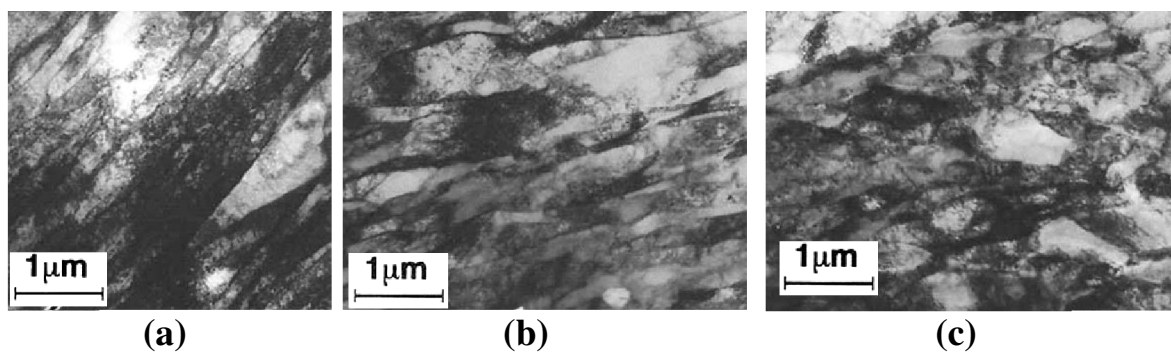


Figura 3.27 - Imagens de microscopia eletrônica de transmissão do aço processado por EACI em (a) 1 passe, (b) 2 passes e (c) 3 passes^[25].

A evolução microestrutural do cobre ao ser processado por EACI foi estudada por SHIH et al^[26]. Os pesquisadores observaram células equiaxiais ou subgrãos após 6 passes de processamento do material por uma ferramenta com ângulo Φ de 120° seguindo a rota C. Após 16 passes de processamento foram observados alguns grãos recristalizados com diâmetro entre 0,4-0,8 μ m. Eles atribuíram a ocorrência de recristalização à baixa energia de falha de empilhamento do cobre e baixa temperatura homóloga de deformação ($0,22T_F$) que impediram a recuperação dinâmica do material permitindo o acúmulo de energia suficiente para promover o processo de recristalização.

3.4.5 Efeito da temperatura de processamento e do recozimento posterior

Estudos com diferentes ligas de alumínio processadas por EACI em diferentes temperaturas, desde a temperatura ambiente até 573 K, avaliaram o efeito da temperatura de processamento nas características microestruturais e nas propriedades mecânicas resultantes^[27-29]. A figura 3.28 mostra a relação entre o tamanho de grão e a tensão de escoamento com a temperatura de processamento observada por Yamashita et al^[27]. O aumento da temperatura de processamento provoca um aumento do tamanho de grão resultante do processo, devido ao crescimento de grão e, conseqüentemente, uma redução na tensão de escoamento.

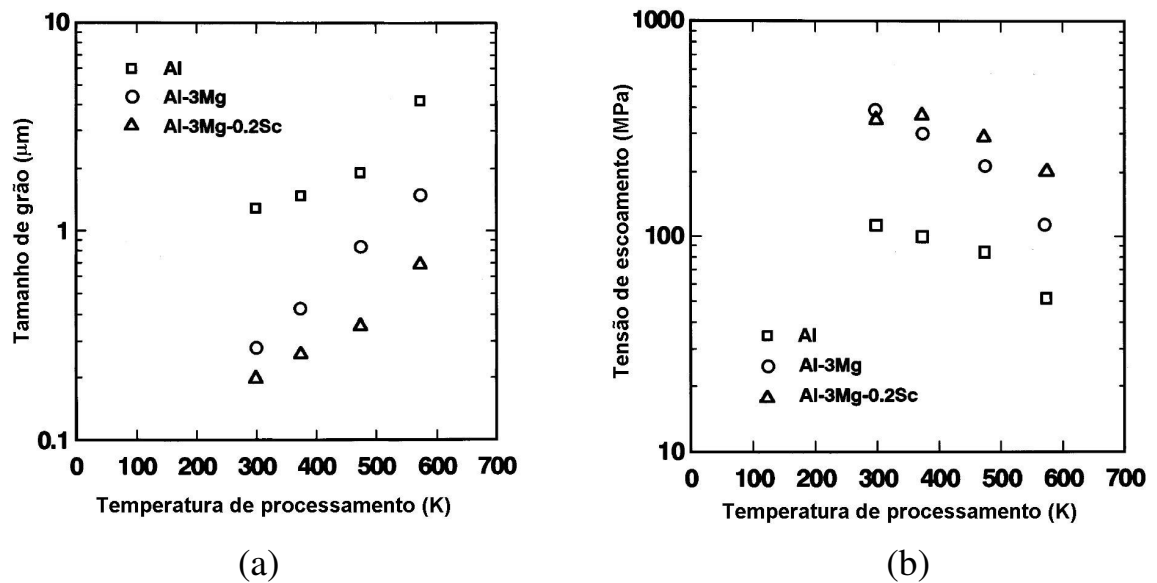


Figura 3.28 - Relação entre a temperatura de processamento, (a) o tamanho de grão e (b) a tensão de escoamento^[27].

O processo de refino de grão durante o EACI envolve a introdução de uma estrutura de subgrãos na primeira passagem pela matriz e subsequentemente, nos passes seguintes, a evolução destes subcontornos para contornos de alto ângulo, à medida que mais discordâncias são absorvidas nas paredes dos subgrãos. O aumento da temperatura de processamento facilita os processos de recuperação e a aniquilação de discordâncias dentro dos grãos. Isto dificulta a evolução da microestrutura de subgrãos para grãos^[23]. Desta forma, uma característica do processamento do alumínio em temperaturas mais elevadas, além do aumento do tamanho de grão, é o aumento da proporção de contornos de baixo ângulo. Chen et al^[28] mediram a desorientação entre os grãos resultantes do processamento da liga de alumínio 5052 por EACI em diferentes temperaturas. A figura 3.29 mostra a proporção destas medidas. Quando o EACI foi realizado na temperatura de 50°C o resultado foi uma elevada proporção de contornos de alto ângulo-CAA (>15°). À medida que a temperatura de processamento aumenta observa-se que aumenta a proporção de contornos de baixo ângulo-CBA (<5°).

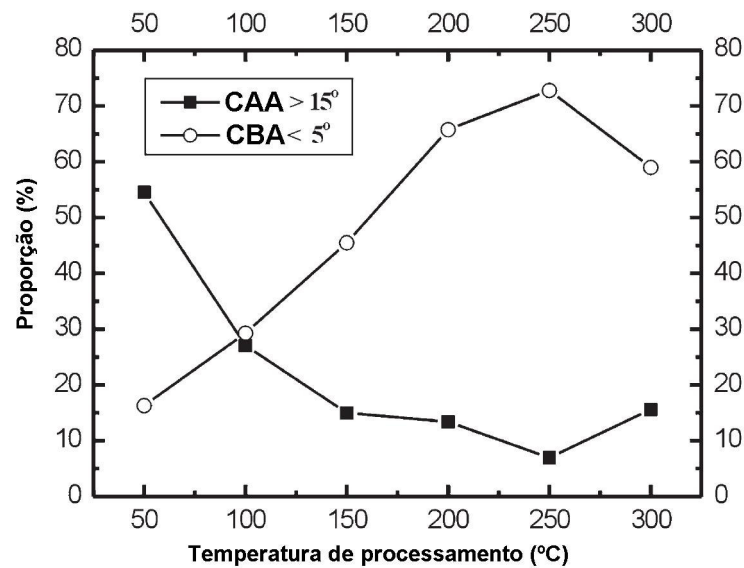


Figura 3.29 - Relação entre a temperatura de processamento e a proporção de contornos de alto e baixo ângulo^[28].

Os pesquisadores observaram um aumento na proporção de contornos de grão de alto ângulo quando a temperatura de processamento aumenta de 250°C para 300°C e propuseram que, nesta temperatura, ocorre migração de contornos de grão por recozimento estático do corpo de prova enquanto este permanece no canal aquecido da matriz. A migração de contornos de grão provoca a combinação de contornos e o aumento da desorientação resultante^[28].

Wang et al^[29] também estudaram o efeito da temperatura de processamento na microestrutura resultante de uma liga de alumínio. A liga utilizada foi a AA1050 e os pesquisadores realizaram um total de 12 passes em uma matriz com ângulo entre os canais de 120° e rota de processamento A. Os pesquisadores observaram que a estrutura resultante do processamento na temperatura ambiente até uma temperatura de 473 K é lamelar e praticamente paralela à direção da extrusão. A maioria dos contornos paralelos à direção da extrusão possuem alto ângulo (>15°) enquanto que a maioria dos contornos transversais são de baixo ângulo (<5°). A figura 3.30 mostra três imagens feitas em microscópio eletrônico de transmissão desta liga após o processamento por EACI a 298 K, 473 K e 523 K. As amostras processadas a 298 K e 473 K são

caracterizadas por uma estrutura lamelar enquanto que a amostra processada a 523 K apresenta grãos maiores e equiaxiais.

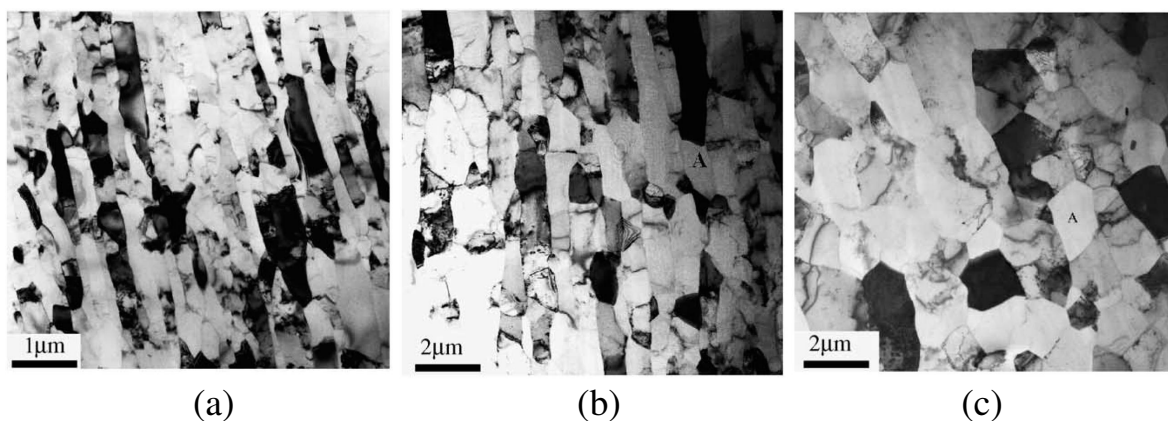


Figura 3.30 - Imagens de microscopia eletrônica de transmissão da liga de alumínio AA 1050 processada por EACI a (a) 298 K, (b) 473 K e (c) 523 K^[29].

O comportamento do alumínio processado por EACI durante o recozimento foi estudado por YU et al.^[30]. Os pesquisadores observaram que a estrutura do material permaneceu estável após 1 hora de recozimento em temperaturas inferiores a 523 K e que houve um rápido crescimento de grãos nos recozimentos realizados em temperaturas superiores a 548 K. Os grãos apresentaram tamanho uniforme quando o recozimento é feito abaixo de 548 K mas, entre 548 K e 573 K aparecem alguns grãos com tamanho anormal. Quando o recozimento é feito acima de 623 K a distribuição de tamanho de grão voltou a ter um aspecto normal.

Além de estudarem a evolução microestrutural durante recozimentos em diferentes temperaturas, os pesquisadores também estudaram o efeito do tempo no recozimento realizado a 523 K e relacionaram a cinética de crescimento de grão à equação 3.9:

$$d^2 - d_0^2 = zt^n \quad (3.9)$$

onde d é o tamanho médio de grão no tempo t , d_0 é o tamanho médio de grão inicial e n e z são constantes. Durante o recozimento isotérmico a 523 K, em que o tempo de recozimento foi variado, os pesquisadores observaram um crescimento constante dos

grãos e determinaram o valor da constante n de acordo com o gráfico apresentado na figura 3.31. O valor encontrado foi 0,87.

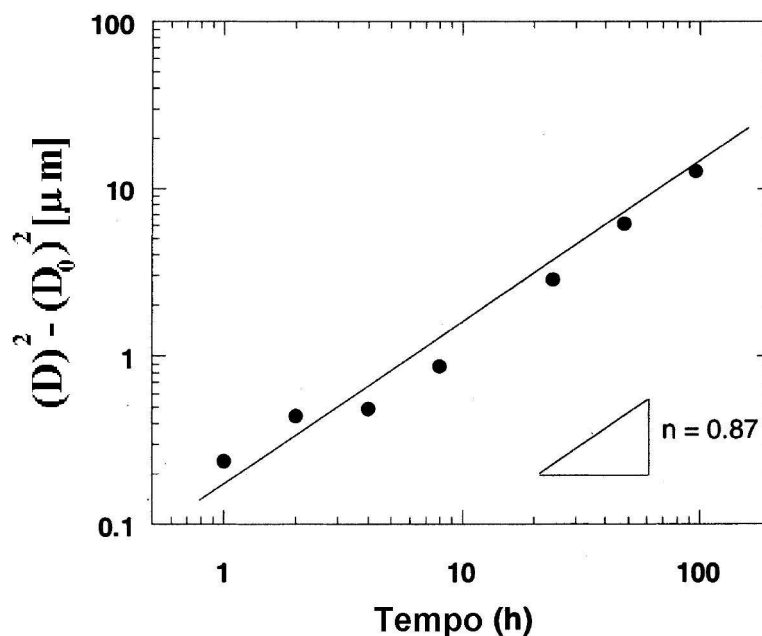


Figura 3.31 – Gráfico utilizado para determinar o coeficiente n da equação de crescimento de grão durante o recozimento^[30].

A constante z da equação 3.6 depende da temperatura e pode ser descrita por uma equação do tipo de Arrhenius:

$$z = A \exp\left(\frac{-Q_{CG}}{RT}\right) \quad (3.10)$$

onde Q_{CG} é a energia de ativação para crescimento de grão, R é a constante universal dos gases, T é a temperatura absoluta e A é uma constante. Relacionando a diferença entre os quadrados dos tamanhos médios dos grãos para recozimentos em diferentes temperaturas e o quadrado do tamanho médio inicial com o inverso da temperatura de recozimento é possível determinar o valor de Q_{CG} . Os pesquisadores observaram uma descontinuidade no crescimento de grão na faixa de temperatura entre 548 K- 573 K

separando dois regimes distintos de crescimento de grão como mostra a figura 3.32. A energia de ativação no regime I é 49 kJ/mol e no regime II é 85 kJ/mol.

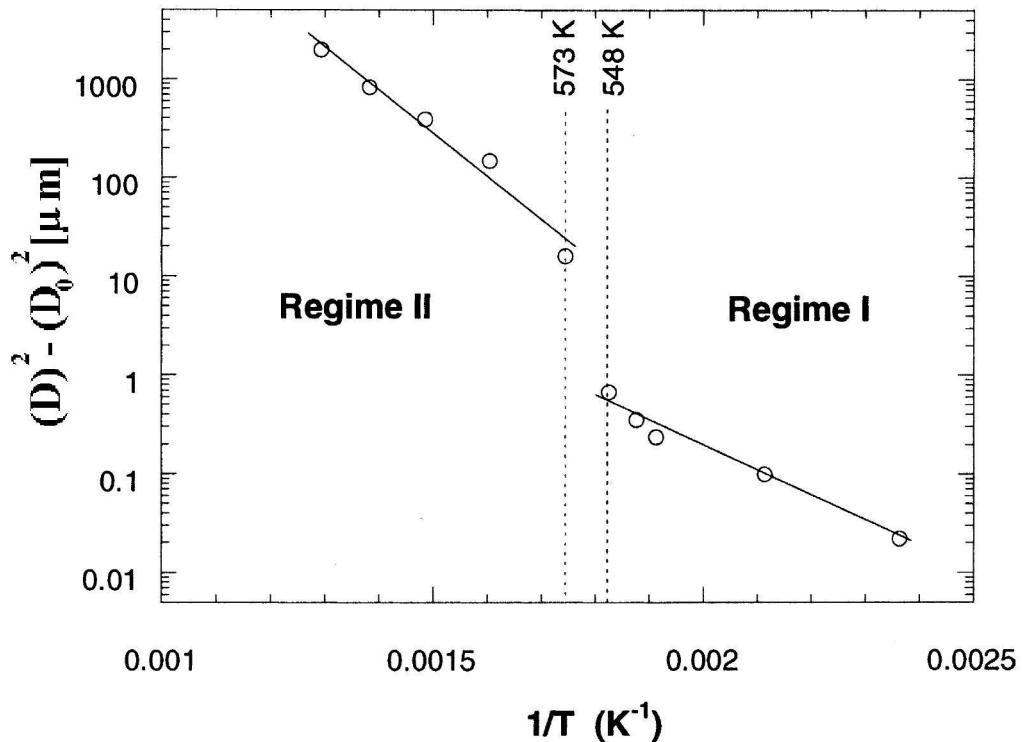


Figura 3.32 - Gráfico utilizado para determinar o coeficiente k da equação de crescimento de grão durante o recozimento^[30].

Os pesquisadores reportaram que 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. Eles observaram que o material já apresentava estrutura de grãos em equilíbrio com alta fração de contornos de alto ângulo após recozimento em temperaturas abaixo de 548 K de forma que a distinção entre grãos recristalizados e não-recristalizados é difícil. Também foi observado que os grãos com tamanho anormal se desenvolveram de forma aleatória, sem sítios de nucleação preferencial. Desta forma o comportamento do material processado por EACI durante o recozimento é melhor descrito como um processo de crescimento de grão contínuo ou recristalização contínua^[30].

PRANGNELL et al.^[31] estudaram a evolução microestrutural de duas ligas de alumínio, com diferentes teores de Mg, durante o recozimento. As duas ligas foram processadas por EACI em 15 passes seguindo a rota A em uma ferramenta com ângulo entre canais de 120°. A estrutura resultante era lamelar e orientada na direção de extrusão. A análise experimental foi comparada com simulações utilizando a modelagem de Monte Carlo-Potts e a modelagem Vertex. Os pesquisadores observaram que a estrutura lamelar evolui para uma estrutura equiaxial pela quebra e esferoidização dos grãos alongados. Após atingirem uma forma equiaxial os grãos crescem continuamente. Estas duas etapas distintas no recozimento do material com estrutura lamelar foi usada para explicar a diferença na taxa de crescimento dos grãos observada por outros pesquisadores, como os regimes I e II na figura 3.32. A figura 3.33 mostra o resultado da simulação do processo de recozimento utilizando a modelagem Vertex. Nas etapas iniciais do processo (a-d) praticamente não é observado crescimento de grão, apenas a quebra da estrutura lamelar inicial. A força motriz nesta fase é atribuída a um desequilíbrio nas tensões superficiais dos contornos de baixo ângulo transversais. Após adquirirem a forma equiaxial os grãos começam a crescer continuamente (e-f).

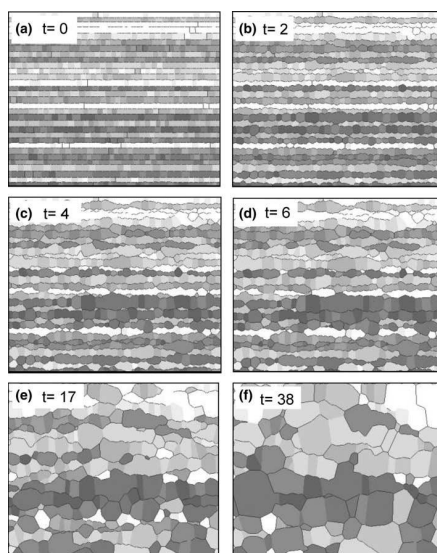


Figura 3.33 – Imagens da simulação do recozimento de uma liga de alumínio com estrutura lamelar utilizando a modelagem Vertex. A escala de cinza corresponde ao nível de desorientação e somente os contornos de alto ângulo foram representados^[31].

3.4.6 Aquecimento adiabático do corpo de prova durante o processamento

Yamaguchi et al^[32] estudaram o aquecimento dos corpos de prova durante o processo de EACI com duas velocidades de extrusão diferentes. Para tanto utilizaram 3 materiais diferentes, alumínio puro e duas ligas de alumínio com 1% e 3% em peso de magnésio. A evolução da temperatura foi determinada através de termopares inseridos nos corpos de prova. Os pesquisadores observaram um aquecimento considerável do corpo de prova na zona de deformação quando processados com velocidade do punção de $18\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ e o aquecimento foi proporcional ao limite de resistência do material sendo mais alto na liga com 3% de Mg (72°C) e mais baixo no alumínio puro (29°C). Quando a velocidade de processamento foi reduzida para $0,18\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ o aquecimento tornou-se praticamente imperceptível, da ordem de $0,3^\circ\text{C}$ para todos os materiais.

Semiatin, Berbon e Langdon^[33] utilizaram uma equação, normalmente empregada para descrever o corte de metal ortogonal, para calcular o aumento da temperatura na zona de deformação do processo de EACI. Utilizando os dados de processamento do trabalho de Yamaguchi et al^[32] os pesquisadores calcularam o aumento da temperatura na zona de deformação e observaram uma boa aproximação com os resultados experimentais.

3.4.7 Propriedades dos materiais processados

3.4.7.1 Tamanho de grão

Acredita-se que o tamanho mínimo de grão que pode ser atingido por deformação plástica intensa é da ordem do tamanho do sub-grão^[34]. Desta forma o tamanho de grão mínimo decresce quando o processamento ocorre em baixa temperatura homóloga ou em elevada taxa de deformação. O tamanho de grão também é menor em materiais com baixa energia de falha de empilhamento e em ligas contendo elementos que inibem a recuperação como o Mg no alumínio^[34]. A figura 3.34 mostra que estruturas com grãos

submicrométricos podem ser produzidas por processamento em temperaturas inferiores a $0,4 T_F$, enquanto que estruturas nanoestruturadas só podem ser formadas em temperaturas abaixo de $0,2 T_F$. Infelizmente a maioria das ligas não podem ser processadas abaixo de $0,2 T_F$ sem fraturarem, exceto por técnicas como o HPT que envolvem elevada pressão hidrostática.

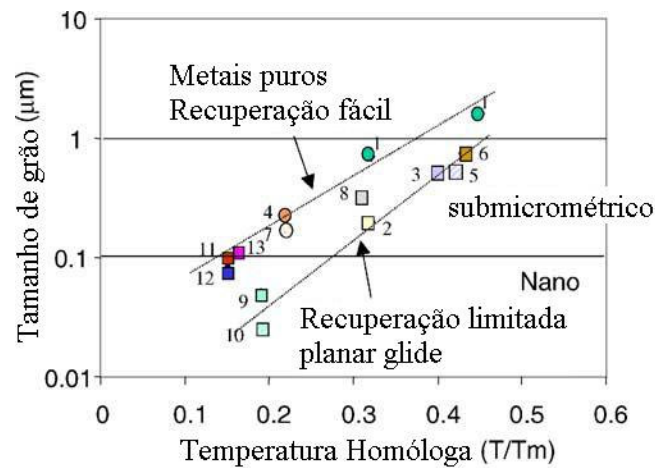


Figura 3.34 - Relação entre a temperatura homóloga de processamento e o tamanho de grão atingido^[34].

Estruturas de grãos ultrafinos foram produzidas em diversos metais e ligas metálicas utilizando a técnica de extrusão angular em canais iguais. A tabela 3.2 apresenta alguns resultados.

Tabela 3.2 - Tamanho de grão resultante do processamento por EACI de diversas ligas metálicas.

Liga metálica	Tamanho de grão resultante (nm)	Referência
Aço 0,08%C	200	25
Cu puro	300-340	35, 36, 37
Cu OFHC	200	26
Fe	170	38
Mg-9%Al	700	39
Ti	200-300	1
Zn-22%Al	400-800	40

O alumínio é o metal mais utilizado em estudos do processo de EACI e a tabela 3.3 apresenta alguns resultados do processamento de suas ligas. Fica claro que o metal puro apresenta os maiores resultados de tamanho de grão, a aplicação de pressão contrária diminui o tamanho de grão e que a adição de elementos de liga, principalmente o magnésio, também diminui o tamanho de grão resultante.

Tabela 3.3 - Tamanho de grão resultante do processamento por EACI de diversas ligas de alumínio.

Liga	Tamanho de grão resultante (nm)	Referência
Al puro (ferramenta com $\Phi= 90^\circ$)	1200	41
Al puro (ferramenta com $\Phi= 60^\circ$)	1100	41
Al-1%Mg-0,2%Sc 90	360	41
Al-1%Mg-0,2%Sc 60	300	41
Al-3%Mg-0,2%Sc	200	42
Al 1100	600-700	43
Al 2024	200-300	43
Al 3004	200-300	43
Al 5083	200-300	43
Al 6061	200-300	43
Al 7075	200-300	43
Al-5%Fe (com contrapressão de 40 MPa)	420	9
Al-5%Fe (com contrapressão de 275 Mpa)	325	9
Al 01420 (Al-5,5% Mg-2,2%Li-0,12%Zr)	400	44
Al 2004 (Al-6,0%Cu-0,4%Zr)	500	44

3.4.7.2 Propriedades mecânicas:

O comportamento do cobre processado por EACI durante a deformação por compressão foi estudado por Valiev et al^[37]. A figura 3.35 mostra as curvas de fluxo do cobre processado, com um tamanho médio de grão de 210nm (curva 1) e do mesmo material com tamanho médio de grãos de 30 μ m (curva 2). O comportamento típico do cobre com grãos ultrafinos é caracterizado por uma tensão de escoamento elevada, encruamento pronunciado em uma pequena faixa no estágio inicial de deformação (aproximadamente 5%), seguido por uma longa faixa de deformação praticamente sem encruamento.

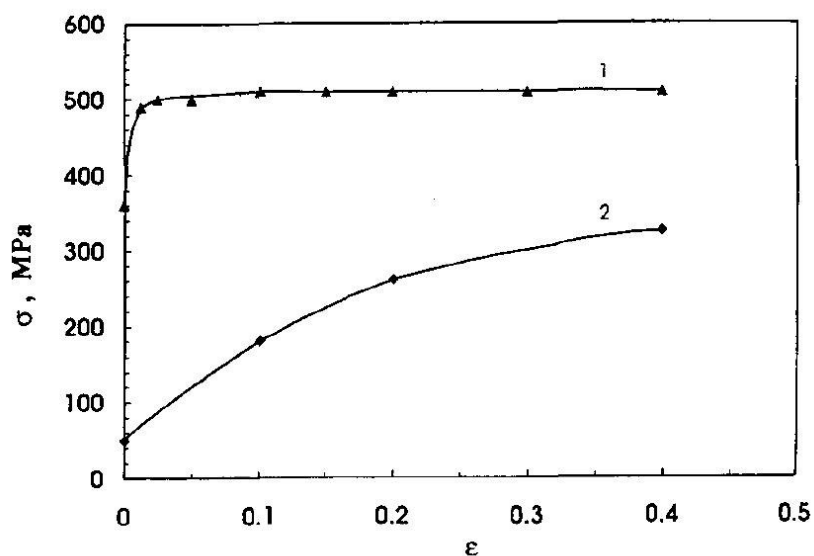


Figura 3.35 - Curva tensão verdadeira - deformação verdadeira determinada por ensaios de compressão do cobre processado por EACI^[37].

Os pesquisadores observaram que o tamanho dos grãos aumentou durante a deformação por compressão. A densidade de discordâncias média que era de $5 \cdot 10^{14} \text{m}^{-2}$ após o processamento por EACI aumentou para 10^{15}m^{-2} após uma deformação de 5% por compressão e não se alterou com o aumento da deformação.

Os resultados experimentais indicaram a ocorrência de três mecanismos durante a deformação do cobre com grãos ultrafinos à temperatura ambiente: movimento de discordâncias dentro dos grãos, deslizamento de contornos de grãos e migração de contornos de grão, sendo que este último mecanismo foi responsável por um certo crescimento de grão. A modificação do formato dos grãos mostrou que a deformação intragranular é predominante sobre os outros mecanismos. Entretanto não há acumulação de discordâncias dentro dos grãos, o que pode ser explicado de duas formas: uma pequena quantidade de discordâncias dentro de cada grão contribui para a deformação ou algum processo de recuperação pode ocorrer como deslizamento cruzado ou absorção de discordâncias no contorno de grão^[37].

Utilizando modelos de variação da densidade de discordâncias em metais com grãos finos e de absorção de discordâncias no contorno de grão, os autores mostraram que o coeficiente de difusão no contorno de grão do cobre com grãos ultrafinos é menor do

que no material com grãos grandes. Isto indica que, no caso estudado, a absorção de discordâncias ocorre em contornos de grão fora de equilíbrio onde as condições para difusão são melhores.

O comportamento mecânico do cobre processado por EACI pode então ser explicado. O elevado encruamento inicial está relacionado com um aumento da densidade de discordâncias enquanto que a deformação posterior em regime constante está relacionada com um balanço entre encruamento e recuperação nos contornos de grão. A recuperação é um processo que inclui absorção de discordâncias no contorno de grão, deslizamento de contorno de grão e migração de contorno de grão. Os processos de recuperação são facilitados pela difusão nos contornos de grão.

A equação de Hall-Petch relaciona a tensão de escoamento do metal com o tamanho de grão através da equação 3.11^[45].

$$\sigma_e = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}} \quad (3.11)$$

onde σ_e é a tensão de escoamento do material, σ_0 é a tensão de atrito, k é uma constante positiva e d é o tamanho de grão. Na ausência de encruamento apreciável, a dureza de um material (H_v), medida com um indentador piramidal, relaciona-se com a tensão de escoamento através da equação 3.12^[45].

$$H_v = 3\sigma_e \quad (3.12)$$

Desta forma a equação 3.8 pode ser reescrita da forma a seguir.

$$H_v = H_0 + k_H d^{-\frac{1}{2}} \quad (3.13)$$

onde H_0 e k_H são constantes associadas com as medidas de dureza.

FURUKAWA et al.^[45] estudaram a relação de Hall-Petch em metais com grãos de tamanho submicrométrico utilizando uma liga Al-3Mg processada por EACI e por Torção sob Elevada Pressão. O tamanho médio de grão da liga após o processamento

por EACI foi $0,2\mu\text{m}$ e após o processamento por Torção sob Elevada Pressão foi $0,09\mu\text{m}$. O recozimento em diferentes temperaturas permitiu obter amostras com tamanhos de grão variados. A figura 3.36 mostra um gráfico que relaciona as medidas de microdureza Vickers com o inverso da raiz quadrada do tamanho de grão. Os valores das constantes da equação 3.13, relativos a cada material, são apresentados na legenda dentro do gráfico. Também são apresentadas as retas de máximo e mínimo para a liga Al-3Mg.

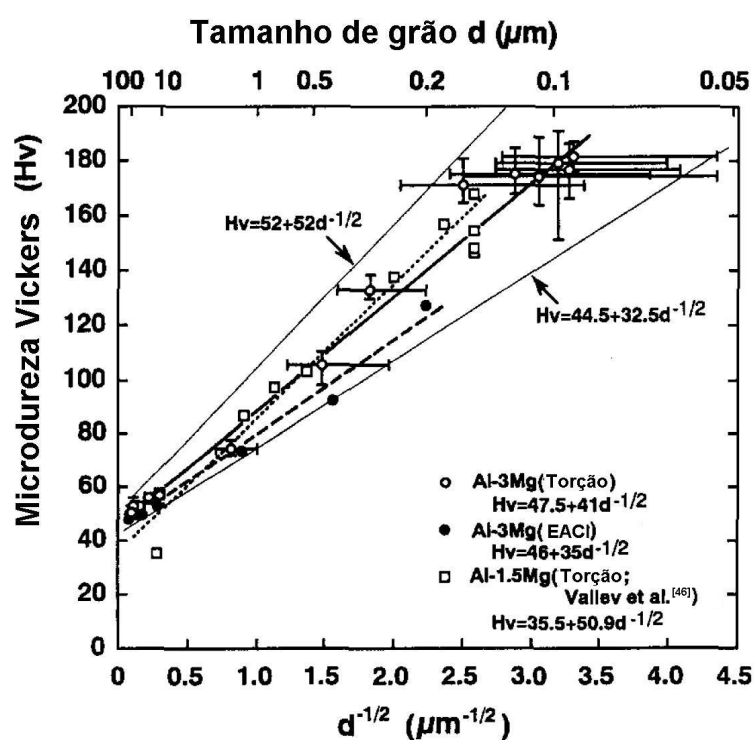


Figura 3.36 - Relação entre microdureza Vickers e inverso da raiz quadrada do tamanho de grão para algumas ligas de alumínio^[45].

CHINH et al.^[47] estudaram as curvas de fluxo do alumínio e do cobre puros processados por EACI e desenvolveram uma relação constitutiva válida para pequenas e elevadas deformações. A relação é dada pela equação 3.14.

$$\sigma = \sigma_1 + \sigma_2 \left[1 - \exp\left(\frac{-\varepsilon^n}{\varepsilon_c}\right) \right] \quad (3.14)$$

Na equação acima σ_1 , σ_2 , ε_c e o expoente n são constantes que devem ser determinadas com base em dados experimentais. Os pesquisadores observaram uma boa aproximação entre os dados experimentais e a equação 3.14 para os dois metais em diferentes temperaturas. A tabela 3.4 apresenta os valores das constantes determinadas com base nos ensaios de compressão e tração, em diferentes temperaturas, do alumínio e do cobre processados por EACI. A partir dos dados da tabela 3.4 é possível prever a tensão de escoamento do alumínio puro e do cobre puro após a deformação imposta por diversos passes de EACI.

Tabela 3.4 - Valores das constantes da equação 3.11 referentes ao Al e ao Cu para diferentes temperaturas^[47].

Material	Temperatura (K)	σ_1 (MPa)	σ_2 (MPa)	ε_c	n
Al	293	18,77	100,32	0,70	0,58
	353	15,37	89,61	0,76	0,58
	393	13,83	76,35	0,79	0,59
	433	11,44	74,58	0,90	0,58
	473	9,53	69,46	0,97	0,59
Cu	293	27,12	356	0,28	0,86
	353	29,24	273	0,23	0,87
	393	29,52	258	0,22	0,86
	433	28,17	218	0,19	0,87
	473	26,50	198	0,17	0,88

Os materiais processados por EACI apresentam baixos níveis de deformação uniforme devido à baixa taxa de encruamento. WANG e MA^[35] apresentaram 3 estratégias para aumentar a taxa de encruamento destes materiais e, conseqüentemente, aumentar a quantidade de deformação uniforme durante ensaios de tração. Os pesquisadores

utilizaram o cobre puro processado em 8 passes de EACI em seus trabalhos. A distribuição inicial de tamanho de grão é apresentada na figura 3.37.

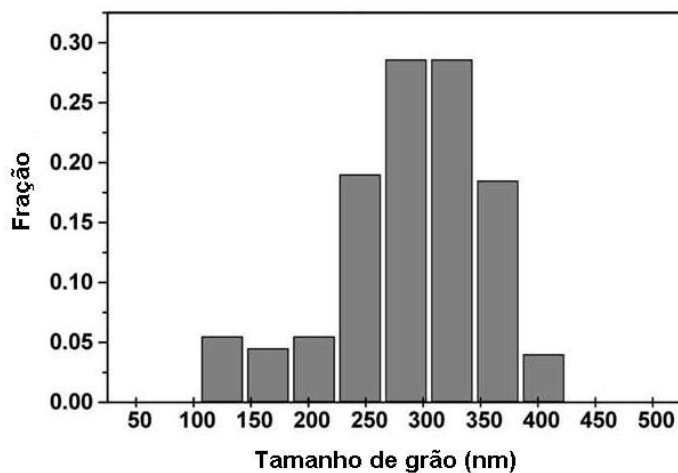


Figura 3.37 – Distribuição de tamanho de grão no cobre processado por 8 passes de EACI^[35].

Uma opção para aumentar a taxa de encruamento do material é conseguir uma distribuição bimodal de grãos. Para isto os pesquisadores deformaram o material em temperatura criogênica e o recozeram posteriormente provocando um crescimento anormal de grãos. A distribuição de tamanho de grão resultante é apresentada na figura 3.38.

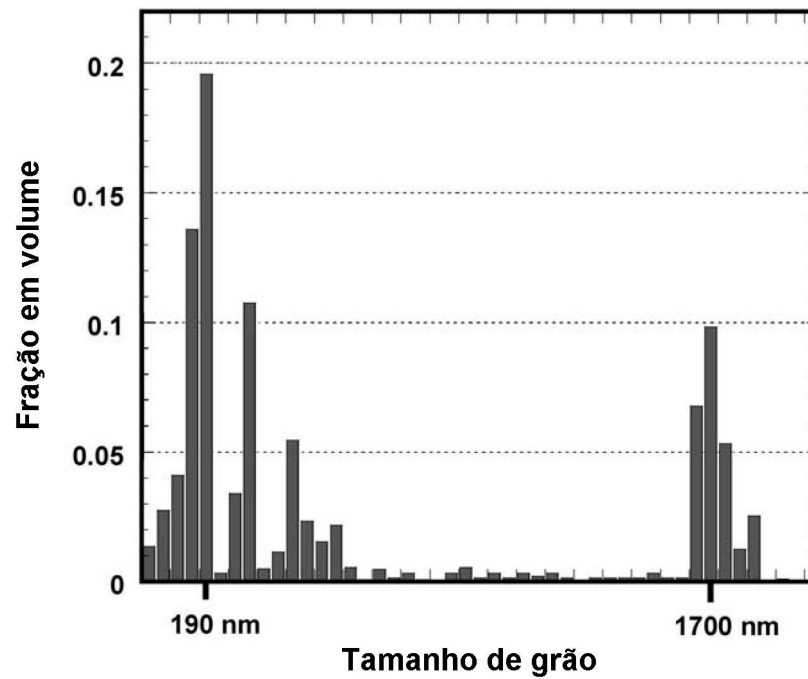


Figura 3.38 - Distribuição bimodal de tamanho de grão^[35].

O material com esta microestrutura apresentou uma curva de fluxo com encruamento considerável. A figura 3.39 mostra as curvas de fluxo do material processado por EACI (curva A), processado por EACI e deformado em temperatura criogênica (curva B) e com distribuição bimodal de grãos (curva C).

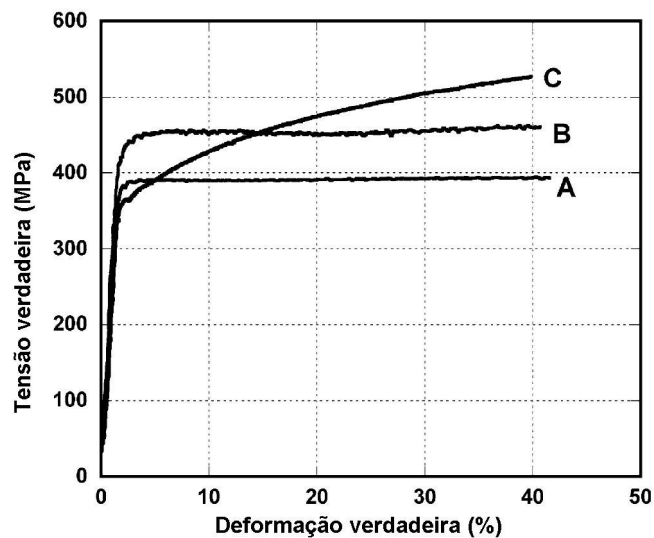


Figura 3.39 - Curvas de fluxo do cobre processado por EACI (curva A), processado por EACI e deformado em temperatura criogênica (curva B) e com distribuição bimodal de tamanho de grão (curva C)^[35].

A curva B apresenta-se acima da curva A pois a deformação em temperatura criogênica aumenta a resistência do material devido à menor efetividade dos mecanismos de recuperação dinâmica em baixas temperaturas.

A elevada tensão necessária para deformar o material com estrutura bimodal provocou a ocorrência de deformação por maclação nos grãos maiores como mostra a imagem de microscopia eletrônica de transmissão na figura 3.40.

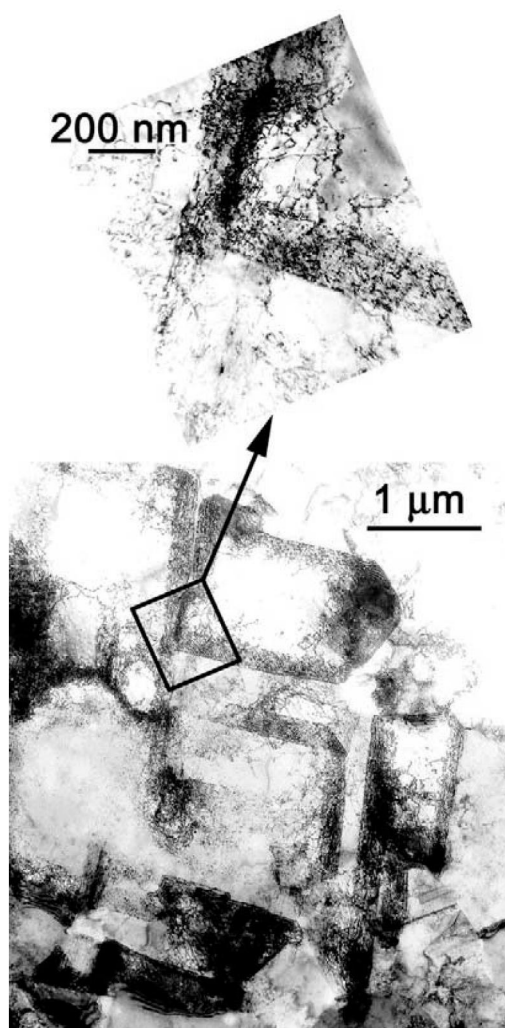


Figura 3.40 - Imagem de microscopia eletrônica de transmissão mostrando maclas de deformação no cobre com distribuição bimodal de tamanho de grão deformado por tração^[35].

Outra estratégia para conseguir encruamento no material processado por EACI é deformá-lo em baixas temperaturas ou com elevadas taxas de deformação para tornar a recuperação dinâmica menos efetiva e aumentar o nível de tensão de saturação do material. Ensaio de tração realizados a 77 K mostraram que a tensão de fluxo, a taxa de encruamento e o alongamento do material aumentam em temperaturas menores e com taxas de deformação maiores como mostra a figura 3.41.

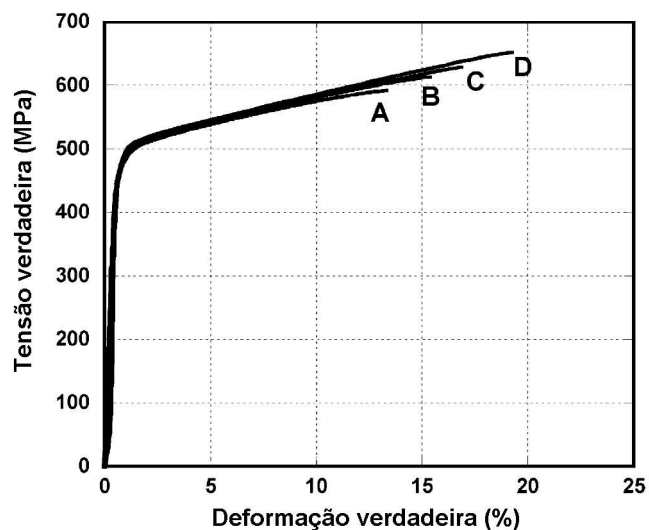


Figura 3.41 - Curvas de fluxo obtidas por ensaios de tração a 77K. As curvas A-D foram determinadas com taxa de deformação de 1×10^{-4} , 1×10^{-3} , 1×10^{-2} e $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ respectivamente^[35].

A terceira estratégia é usar a elevada sensibilidade à taxa de deformação na temperatura ambiente. Os pesquisadores observaram que o alongamento não uniforme do material processado por EACI é maior do que do material convencional. Isto indica que a sensibilidade à taxa de deformação nestes materiais deva ser maior. Pelo critério de Hart para um material sensível à taxa de deformação, a condição para estrição é dada pela equação 3.15.

$$\frac{1}{\sigma} \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\epsilon}} \right)_{\dot{\epsilon}} - 1 + m \leq 0, \quad (3.15)$$

onde o primeiro termo é a taxa de encruamento normalizada e m é o coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação definido pela equação 3.16.

$$m = \left\{ \frac{\partial \log \sigma}{\partial \log \dot{\epsilon}} \right\}_{\epsilon, T}. \quad (3.16)$$

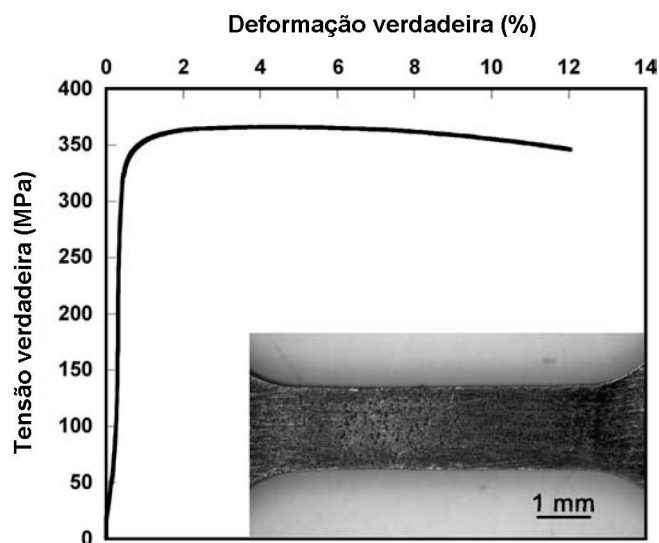


Figura 3.43 - Ensaio de tração no cobre processado por EACI com baixa taxa de deformação^[35].

Quando um metal policristalino está sujeito a uma tensão de tração sob elevada temperatura ele pode se deformar através de movimento de discordâncias dentro do grão ou por um fluxo de lacunas direcionado pela tensão conhecido como fluência por difusão. Na fluência por difusão os grãos se tornam alongados e, para manter a coerência, eles se deslocam em relação aos outros grãos num processo conhecido como deslizamento de contornos de grão de Lifshitz. Entretanto existe um outro mecanismo em que os grãos mantêm basicamente o mesmo formato e deslocam-se entre si de modo a aumentar o seu número ao longo da direção da tensão. Este processo é conhecido como deslizamento de contornos de grão de Rachinger.^[48]

LANGDON ^[48] mostra que o mecanismo de deslizamento de contorno de grão de Rachinger é influenciado pelo tamanho de grão do material. Em materiais com grãos grandes este processo é deletério pois pode provocar a abertura de cavidades e falhas nos contornos de grãos e promover a falha prematura do material. Em compensação, em materiais com grãos pequenos, da ordem de poucos microns, o deslizamento de contornos de grãos de Rachinger aumenta a conformabilidade dos metais e fornece a base para a conformação superplástica. O que diferencia o processo é a natureza dos obstáculos. Em metais com grãos grandes os principais obstáculos são degraus nos

contornos de grãos que provocam o empilhamento de discordâncias enquanto em metais com granulação fina os principais obstáculos são as junções triplas. O tamanho de grão que provoca a transição no processo de deslizamento de contornos de grão de Rachinger é aproximadamente o tamanho médio do subgrão.

Superplasticidade é a habilidade de um material policristalino de exibir, de maneira geralmente isotrópica, alongamentos extremamente elevados em ensaios de tração antes de romperem^[49]. A taxa de deformação em que o material exibe superplasticidade varia com o inverso do quadrado do tamanho de grão. Desta forma o refino de grão do material até a escala submicrométrica permite o aumento da taxa de deformação durante a conformação superplástica.

Exemplos de conformação superplástica sob elevadas taxas de deformação foram observados em diversas ligas de alumínio e de magnésio processadas por EACI. As figuras 3.44 a 3.46 mostram alguns resultados.

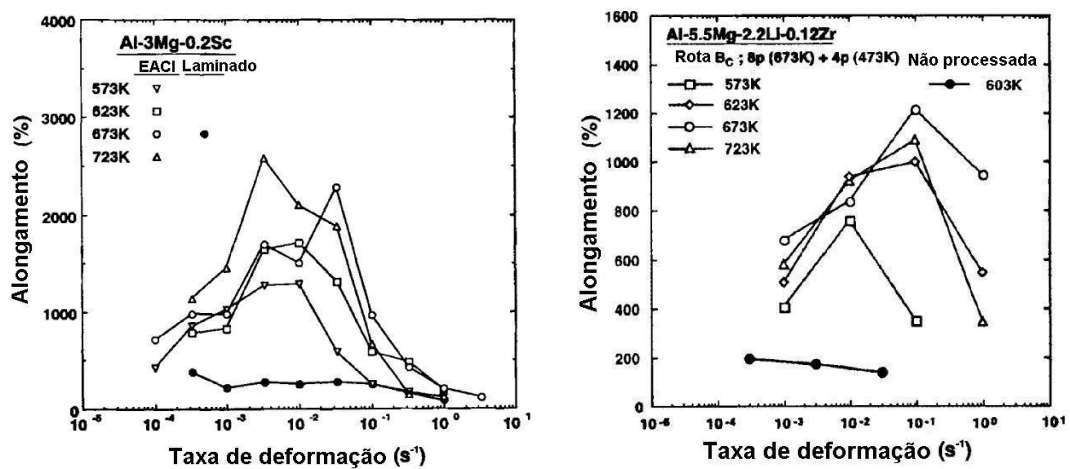


Figura 3.44 - Relação entre a taxa de deformação e o alongamento para duas ligas de alumínio processadas por EACI e ensaiadas em diversas temperaturas^[50].

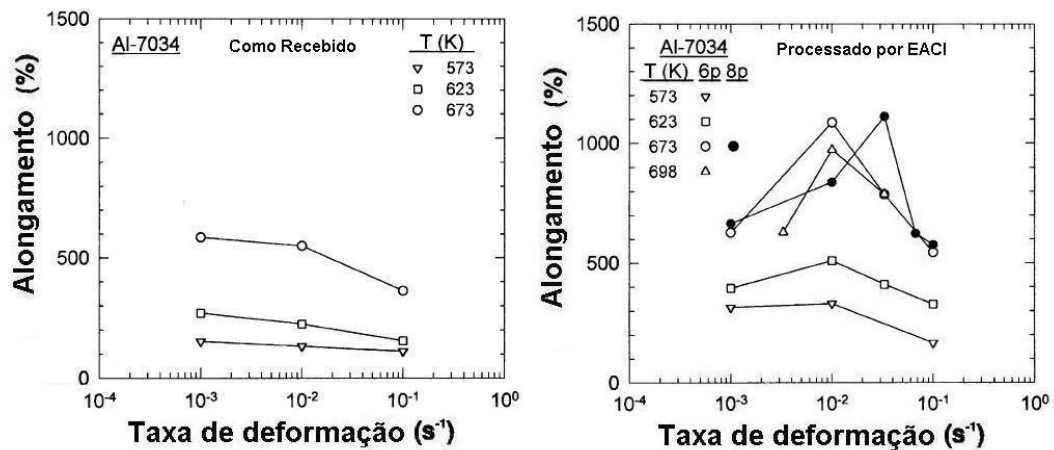


Figura 3.45 - Relação entre a taxa de deformação e o alongamento para a liga de alumínio 7034 processada por EACI e ensaiadas em diversas temperaturas^[50].

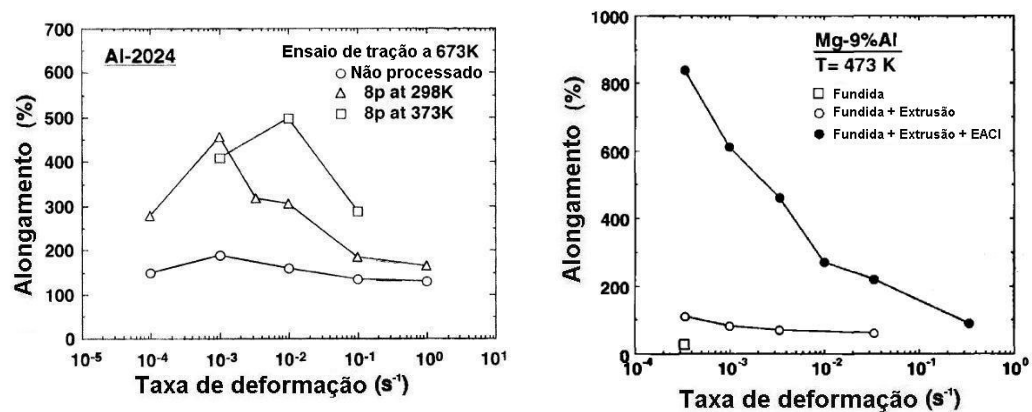


Figura 3.46 - Relação entre a taxa de deformação e o alongamento para uma liga de alumínio e uma liga de magnésio processadas por EACI^[50].

PARK et al.^[51] mostraram que a laminação posterior ao EACI pode até aumentar a capacidade de conformação superplástica de uma liga de alumínio 5154 modificada. Este resultado adquire grande importância uma vez que a maior parte dos produtos produzidos através da conformação superplástica utilizam placas como matéria prima. CHUVIL'DEEV et al.^[52] estudaram a ocorrência de superplasticidade em ensaios de tração de duas ligas de magnésio processadas por EACI, ZK60 e AZ91. Os

pesquisadores utilizaram um pêndulo de torção invertido para determinar o atrito interno nas duas ligas, processadas por EACI e no estado bruto de fusão. Os resultados do estudo mostraram que o EACI aumentou a ductilidade das duas ligas de magnésio em relação a outros processos de fabricação e, além disso, observaram um pico no valor do atrito interno durante o aquecimento das ligas processadas por EACI na mesma temperatura que este material apresentou a maior ductilidade nos ensaios de tração. Como o pico no atrito interno resulta do escorregamento de contornos de grão, os resultados sugerem que este é o mecanismo de deformação dominante para superplasticidade nas ligas de magnésio. Os pesquisadores também mostraram que a energia de ativação para difusão nos contornos de grão fora de equilíbrio é menor do que a dos contornos em equilíbrio resultando em um coeficiente de difusão em contornos de grão, na faixa de temperatura que o material apresentou o maior alongamento, muito maior no caso dos contornos fora de equilíbrio. Este aumento é suficiente para acomodar deformações nas junções triplas de grãos durante o escorregamento de contornos de grão. Caso contrário ocorreria cavitação e fratura prematura. Desta forma, considerando o estado de não equilíbrio dos contornos de grão gerados no processo de EACI, o aumento da ductilidade pode ser explicado.

3.5 Liga Pb-Sb

O chumbo é um metal de baixo ponto de fusão ($327,5^{\circ}\text{C}$) e baixa resistência mecânica. Para aumentar a resistência do chumbo é feita adição de antimônio formando ligas. O diagrama de fase da liga Pb-Sb é apresentado na figura 3.47. É possível solubilizar até 3,5% de antimônio no chumbo na temperatura de $251,2^{\circ}\text{C}$ mas apenas 0,44% é solúvel na temperatura ambiente. Esta diferença na solubilidade do antimônio torna possível a realização de tratamentos de solubilização e envelhecimento na liga. O Metals Handbook^[53] indica as propriedades mecânicas apresentadas na tabela 3.5 para uma liga Pb-4%Sb (em peso) deformada por laminação (95% de redução de área) e solubilizada e envelhecida. A grande variação de ductilidade desta liga indica que ela pode ser usada como material modelo de ductilidade se as condições de envelhecimento forem controladas.

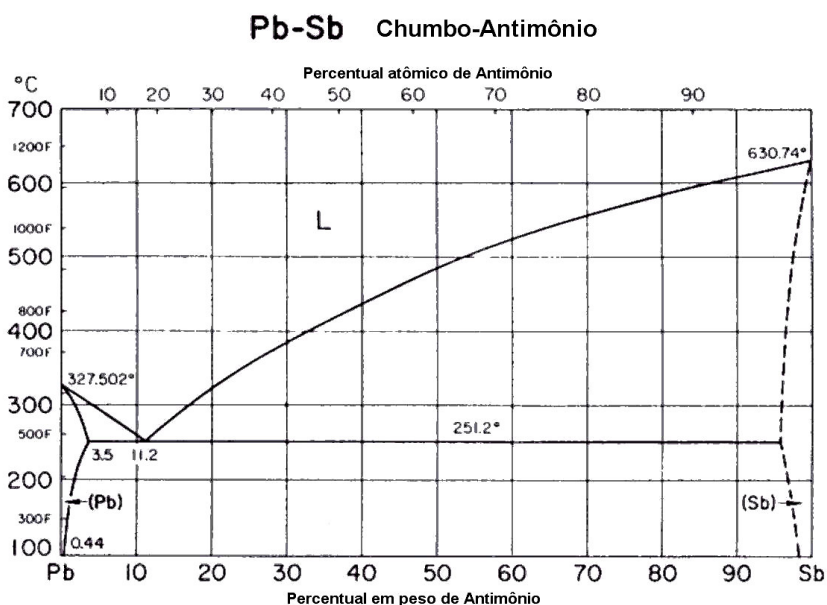


Figura 3.47 - Diagrama de fase da liga Pb-Sb.

Tabela 3.5 - Propriedades Mecânicas da liga Pb-4%Sb deformada por laminação e solubilizada e envelhecida^[53].

	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Brinell (Bhn)
Laminada (95% de redução de área)	27,7	48,3	8,1
Solubilizada a 235°C e envelhecida na temperatura ambiente por 1 dia	80,5	6,3	24

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 Matriz de EACI

Para a realização da extrusão angular em canais iguais uma matriz foi especialmente projetada e construída. Foram usinados dois canais de seção transversal quadrada com aresta de 16mm, que se interceptam formando um ângulo de 90° entre si, em uma placa de aço ABNT 1045 como mostra a figura 4.1. Os desenhos técnicos da matriz e dos punções são apresentados no apêndice 1.

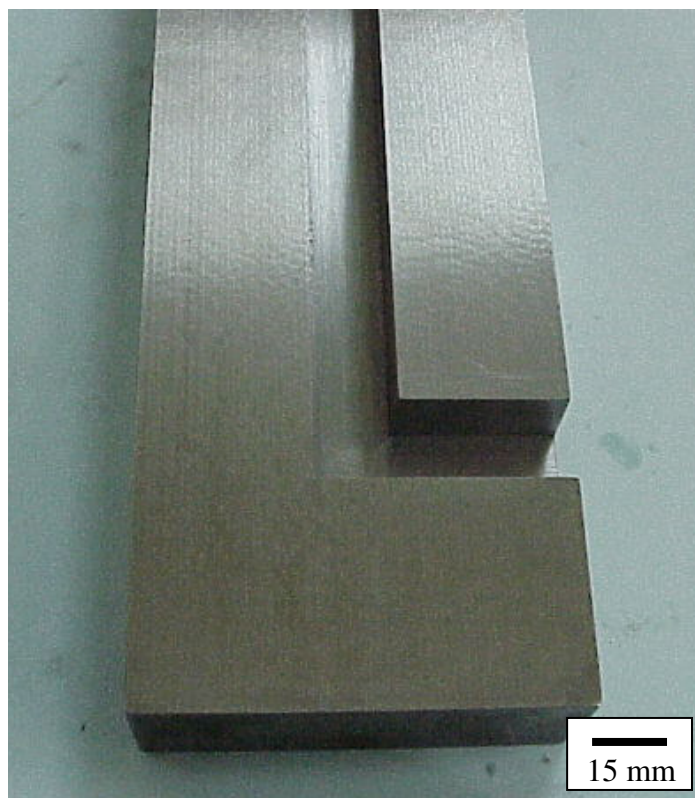


Figura 4.1 - Canais usinados em placa de aço.

Outra placa do mesmo material foi usada como parede dos canais como mostra a figura 4.2a. A união entre estas placas foi feita pelo uso de chapas do mesmo material unidas por parafusos como mostram as figuras 4.2b e 4.2c. Os parafusos foram dimensionados

para suportar a pressão desenvolvida nas paredes da matriz durante o processo e os cálculos são apresentados no apêndice 2. A matriz de EACI foi construída bipartida para facilitar a retirada do corpo de prova após o processo e a modificação da geometria da ferramenta, que exigiria apenas a troca da placa em que foram usinados os canais por outra em que o ângulo entre os canais fosse diferente ou com um ângulo de curvatura externa, mantendo-se os outros componentes da matriz.

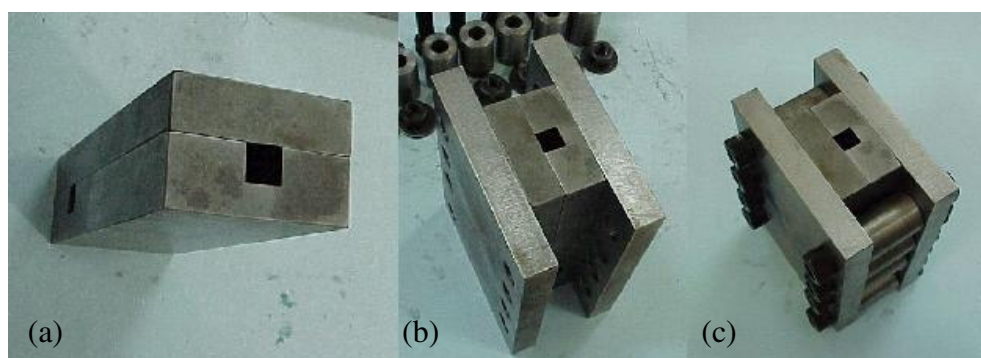


Figura 4.2 - Montagem da matriz de EACI.

Foram confeccionados 4 punções de seção transversal semelhante à dos canais e comprimentos variados no mesmo material da matriz; posteriormente, a porção central destes foi retificada para reduzir o seu atrito com as paredes do canal de entrada durante a extrusão. Os punções foram feitos com diferentes comprimentos para evitar problemas de flambagem durante os ensaios. A figura 4.3 mostra os punções utilizados nas extrusões. Todos os componentes da matriz foram temperados e revenidos até a dureza de 53HRC para aumentar a resistência.

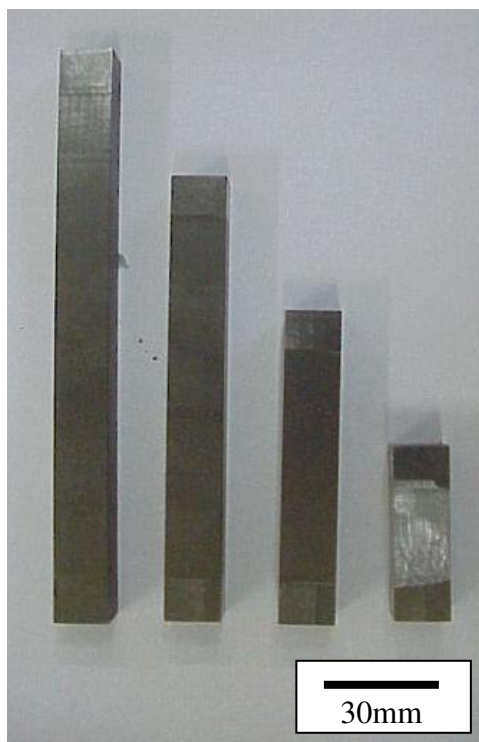


Figura 4.3 - Punções utilizados na extrusão angular em canais iguais.

4.2 Materiais

Para o estudo utilizou-se uma liga de chumbo com 4% em peso de antimônio. Esta liga foi escolhida por ser de baixo ponto de fusão e, conseqüentemente, baixa resistência mecânica, o que facilitaria o processo devido às baixas tensões desenvolvidas. Além disso, vem sendo estudada como material modelo para processos de conformação devido à possibilidade de se alterar suas propriedades por meio de envelhecimento.

A liga foi preparada por fundição dos elementos comercialmente puros. A fusão do material foi feita em um forno de mufla no laboratório de Ciência dos Materiais do Departamento de Materiais e Construção Civil a uma temperatura de 500°C. A liga foi mantida a esta temperatura por 30 minutos e vertida em moldes de alumínio onde foi solidificada. Os moldes de alumínio foram cortados e abertos para a retirada do produto.

4.3 Corpos de prova

Barras fundidas foram usinadas em uma plaina de modo a eliminar defeitos superficiais resultantes do processo de fundição e adequar as suas dimensões. Os corpos de prova para o processo de EACI possuíam seção transversal quadrada e comprimento de 100mm. O tamanho da aresta da seção transversal variou entre 12 e 16mm. A figura 4.4 mostra dois corpos de prova utilizados para EACI.

Corpos de prova cilíndricos para ensaios de compressão foram preparados por torneamento. O diâmetro dos corpos de prova para ensaios de compressão variou entre 8 e 12 mm e manteve-se uma relação de 1,5 entre a altura e o diâmetro. A figura 4.5 mostra corpos de prova utilizados em ensaios de compressão.

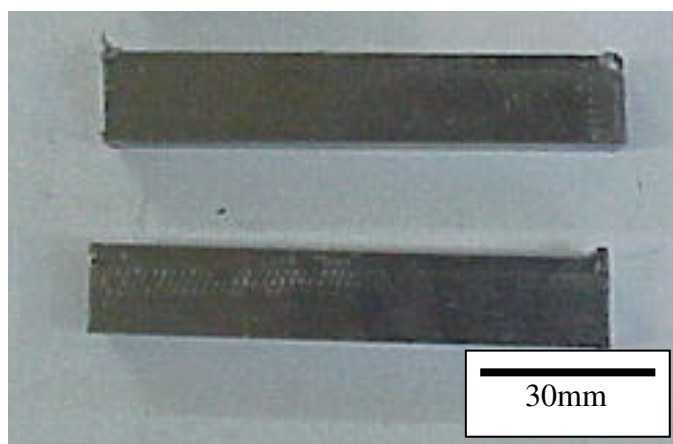


Figura 4.4 - Corpos de prova para EACI.

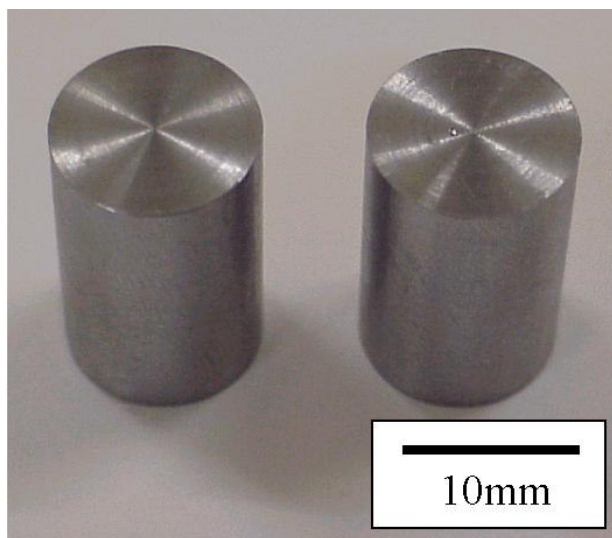


Figura 4.5 - Corpos de prova para ensaio de compressão.

4.4 Extrusão Angular em Canais Iguais

Os ensaios foram realizados numa máquina de compressão KRATOS com capacidade de 50tons e numa máquina de ensaios universal INSTRON modelo 5582 com capacidade de 10tons. Dados de carga, velocidade e deslocamento do punção foram obtidos durante o processamento na máquina INSTRON. Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente utilizando lubrificante de bissulfeto de molibdênio e com velocidade do punção de 20mm/min. Os ensaios foram interrompidos diversas vezes para troca dos punções e lubrificação.

Os corpos de prova foram processados sequencialmente para facilitar a sua retirada. Desta forma, antes que a extrusão de um corpo de prova terminasse, outro era inserido na matriz e empurrava o primeiro. A figura 4.6 mostra o posicionamento de um corpo de prova no canal de entrada antes do término do processamento do anterior. Foram realizados até um total de 8 passes de EACI com rotação de 180° dos corpos de prova entre os passes que corresponde à rota C de processamento^[1].

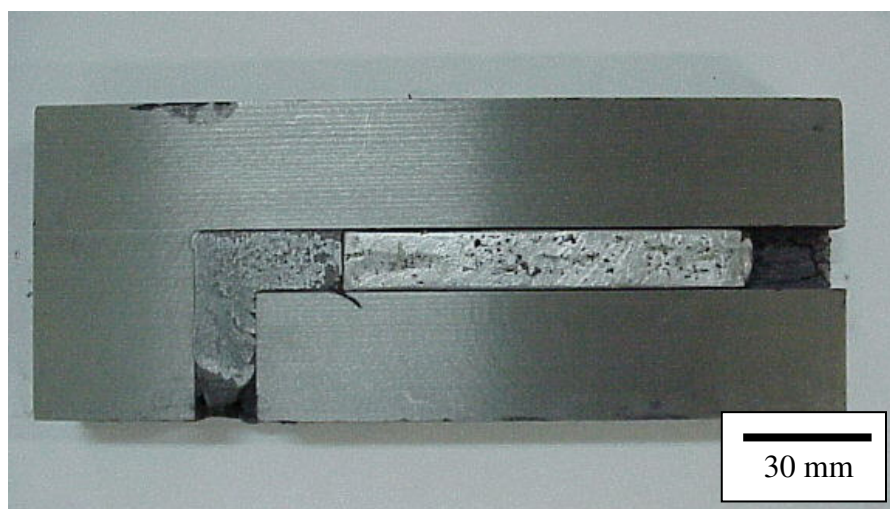


Figura 4.6 - Posicionamento de um corpo de prova no canal de entrada da matriz de EACI antes do término do processamento do corpo de prova anterior.

Devido à expansão elástica dos corpos de prova após a retirada da matriz, foi necessário lixá-los antes do processamento posterior para facilitar a sua reinserção. A figura 4.7 mostra a matriz de EACI posicionada na máquina de compressão KRATOS.

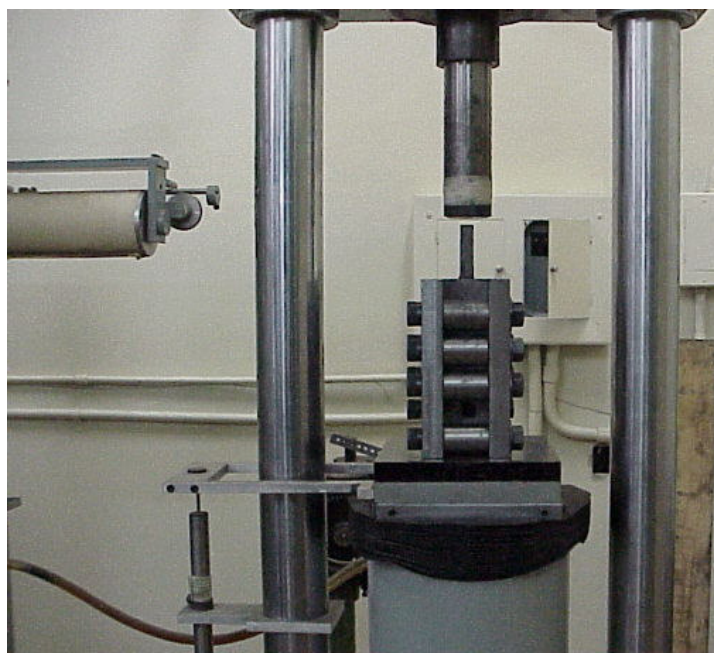


Figura 4.7 - Matriz de EACI posicionada na máquina de compressão KRATOS.

4.5 Ensaios de compressão

Foram realizados ensaios de compressão da liga Pb-4%Sb em uma máquina de ensaios universal INSTRON modelo 5582 (figura 4.8) à temperatura ambiente utilizando corpos de prova cilíndricos feitos com material como fundido e após o processamento por EACI. A máquina forneceu os dados de deslocamento do cabeçote e uma célula de carga com capacidade máxima de 100kN forneceu os dados de carga.



Figura 4.8 - Máquina de ensaios universal INSTRON modelo 5582.

Os dados de carga e deslocamento foram tratados de modo a resultar em dados de tensão e deformação verdadeiras através das fórmulas seguintes.

$$h = h_0 - l \quad (4.1)$$

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{h_0}{h}\right) \quad (4.2)$$

$$D = D_0 \cdot \exp\left(\frac{\varepsilon}{2}\right) \quad (4.3)$$

$$\sigma = \frac{F}{\frac{\pi \cdot D^2}{4}} \quad (4.4)$$

onde h_0 é a altura inicial do corpo de prova, h é a altura instantânea, l é o deslocamento do cabeçote da máquina, ε é a deformação verdadeira, D é o diâmetro instantâneo do corpo de prova, D_0 é o diâmetro inicial, σ é a tensão verdadeira e F é a carga instantânea.

Alguns ensaios foram interrompidos e recomeçaram após 24 horas para analisar a ocorrência de recuperação no material à temperatura ambiente.

Foram feitos ensaios com velocidade do cabeçote constante e com taxa de deformação constante. A equação 4.5 mostra a relação entre a velocidade do cabeçote, a altura do corpo de prova e a taxa de deformação.

$$\dot{\varepsilon} = \frac{v}{h} \quad (4.5)$$

onde $\dot{\varepsilon}$ é a taxa de deformação, v é a velocidade do cabeçote da máquina e h é a altura instantânea do corpo de prova.

4.6 Ensaios de microdureza

Foram realizadas medidas de microdureza Vickers nas amostras fundida e processadas em 1, 2, 4 e 8 passes de EACI. A carga utilizada nos ensaios foi 5gf e o tempo de aplicação foi de 10s. Foram realizadas, no mínimo, 10 medidas em cada amostra, utilizando uma máquina Leitz Wetzlar.

Posteriormente foram realizadas medidas de microdureza Vickers em uma máquina FUTURE TECH FM-700 com carga de 50gf e tempo de aplicação de carga de 10s. Estas medidas foram realizadas para averiguar diferenças de propriedades mecânicas nos corpos de prova que fraturaram durante o primeiro passe de EACI.

4.7 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural do material, antes e após o processamento por EACI, foi feita através de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Foram analisadas amostras das seções transversal e longitudinal dos corpos de prova processados por EACI, seções T e L da figura 4.9 respectivamente. As amostras foram retiradas dos corpos de prova por corte em uma máquina de corte Mesoton, embutidas com resina de secagem à temperatura ambiente, lixadas e polidas. O polimento foi feito em panos com spray de diamante de 3 μ m e 1 μ m e o polimento final foi feito com suspensão de sílica coloidal (OP-S). O lixamento e o polimento das amostras foram feitos com grande cuidado por se tratar de um material macio com grande facilidade de formação de buracos durante o polimento. Foi feito um ataque químico com uma solução ácida composta por 1 parte de H₂O₂ para 3 partes de ácido acético glacial para retirar uma camada superficial da amostra. Esta camada poderia ter sido afetada durante o corte e procedimentos iniciais de lixamento e polimento. Após o ataque químico para retirar uma camada superficial do material o procedimento de polimento foi repetido com maior cuidado e foi feito um ataque químico utilizando o mesmo reagente anterior para revelar a microestrutura do material.

As imagens de microscopia óptica foram feitas no Setor de Tecnologia Metalúrgica do CETEC – MG em um microscópio Leitz Wetzlar com sistema de aquisição de imagens digitais. As imagens de MEV foram feitas no Setor de Tecnologia Metalúrgica do CETEC – MG em um microscópio JEOL JC XA 733 e no Laboratório de Microscopia Eletrônica do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG em um microscópio JEOL JSM 6360 LV.

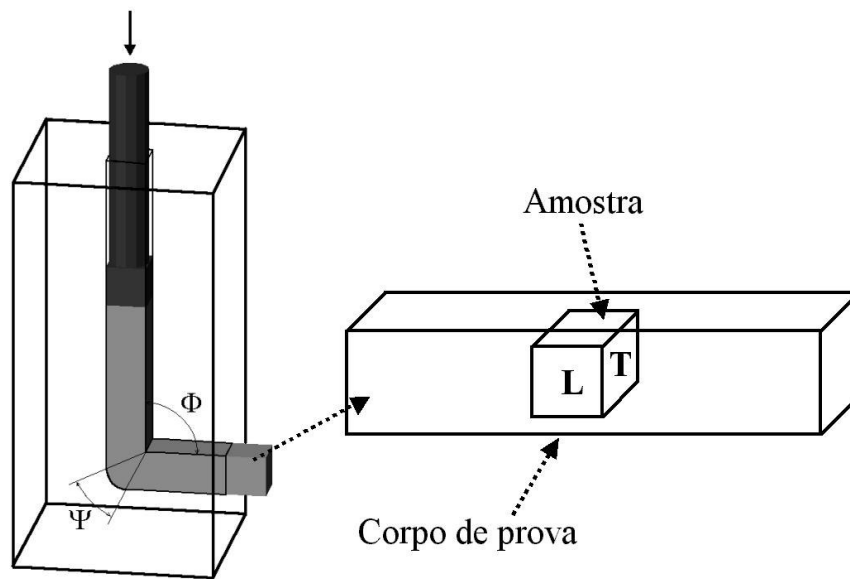


Figura 4.9 - Ilustração das amostras retiradas dos corpos de prova para metalografia.

4.8 Modelagem numérica

Foram realizadas simulações do processo de EACI através do método de elementos finitos utilizando o programa DEFORM 2D versão 7.2. Foram consideradas condições de deformação plana e isotérmica durante o processo. A ferramenta possuía canais de entrada e saída com 16mm de largura. O corpo de prova possuía a mesma largura dos canais e comprimento variável. O ângulo entre os canais foi de 90° sem curvatura externa nas primeiras simulações. Devido à indicação de formação de uma camada morta de material na região externa da zona de deformação foi considerada uma curvatura externa na ferramenta em algumas simulações.

Algumas simulações consideraram atrito nulo entre ferramenta e corpo de prova enquanto que em outras foi considerado atrito de 0,1 de acordo com o critério de Coulomb.

A velocidade do punção foi considerada constante e igual a 1mm/s. A malha do corpo de prova possuía elementos isoparamétricos de 4 nós e o número de elementos variou de 1000 a 17000 nas diversas simulações.

A curva de fluxo utilizada nas simulações foi a curva determinada por ensaio de compressão da liga Pb-4%Sb.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Processamento por EACI

A figura 5.1 mostra a evolução da carga no punção ao longo do processamento. Observa-se a ocorrência de dois regimes distintos: o primeiro em que a carga aumenta de maneira inconstante e o segundo em que a carga permanece praticamente constante. No início do processo existem folgas entre o punção e o corpo de prova e entre o corpo de prova e a matriz de modo que o deslocamento do cabeçote da máquina ocorre praticamente sem resistência. Ao atingir o fundo do canal o corpo de prova começa a se deformar por compressão até que a sua seção transversal se iguale à do canal. Quando o corpo de prova não pode mais se deformar por compressão devido à restrição imposta pelas paredes do canal inicia-se o processo de cisalhamento na zona de deformação. A carga máxima observada foi próxima a 20000 N e corresponde ao início do processo de EACI. O pico de carga ocorre devido ao atrito estático entre o corpo de prova e a matriz antes que inicie o movimento entre eles e prevaleça uma condição dinâmica. Após o início do processo de EACI a carga diminui sensivelmente e permanece em um nível constante até o final do processo. A carga de processamento no regime constante foi considerada a carga média de processamento.

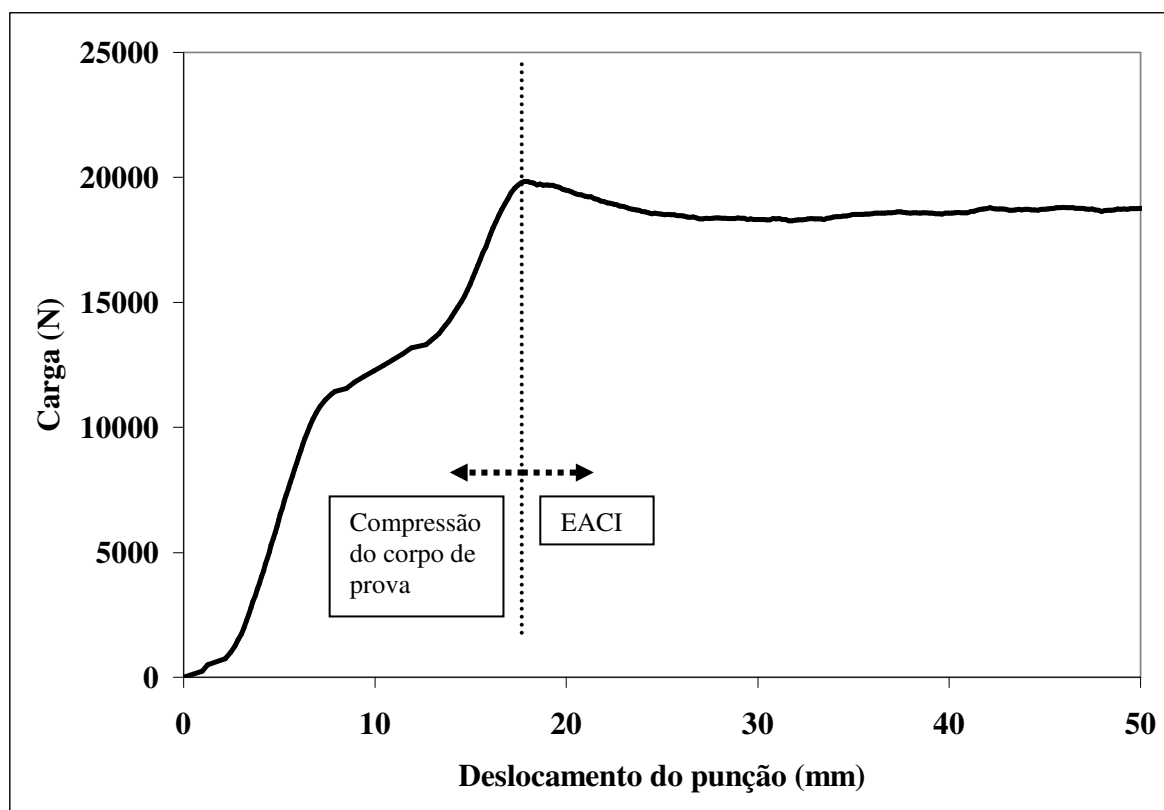


Figura 5.1 - Evolução da carga no punção durante o processo de EACI.

Durante o processo foi observada uma pequena abertura entre as duas partes da matriz devido às elevadas tensões atuantes nas paredes dos canais, o que possibilitou o escoamento de uma pequena quantidade de material para fora do canal como mostra a figura 5.2. Também observou-se a formação de uma camada morta de material na região externa da zona de deformação. Esta camada morta de material atua como uma curvatura na zona de deformação e altera a geometria da ferramenta que adquire um ângulo de curvatura externa. A figura 5.3 mostra um corpo de prova processado por EACI apresentando uma curvatura em uma de suas extremidades devido à camada morta formada durante o processo.

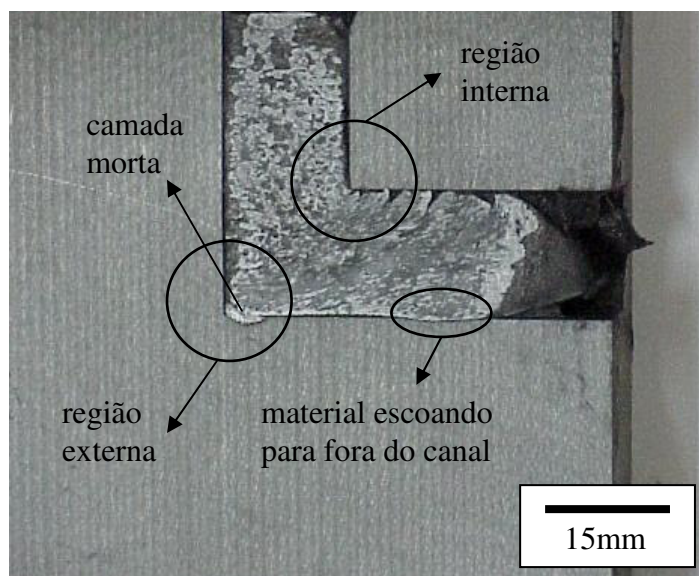


Figura 5.2 - Corpo de prova durante a extrusão.

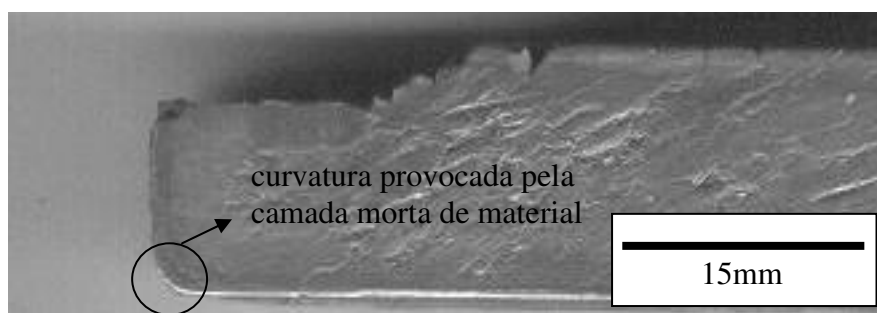


Figura 5.3 - Lateral do corpo de prova apresentando curvatura em uma de suas extremidades devido à camada morta de material formada durante o processamento.

Alguns corpos de prova apresentaram fraturas na porção do material processado na região interna da zona de deformação como mostra a figura 5.4.

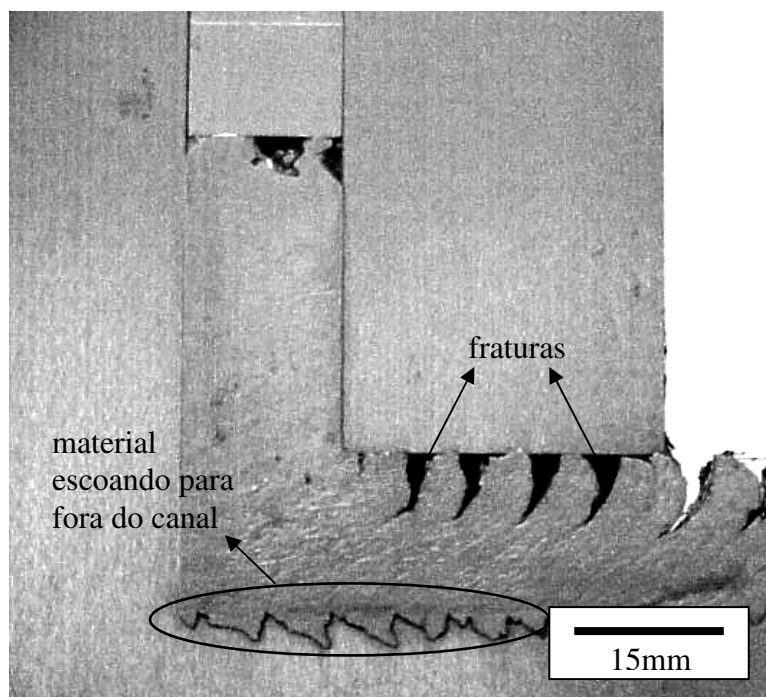


Figura 5.4 - Corpo de prova apresentando fraturas na porção processada na região interna da zona de deformação.

A força média no punção, necessária para o processamento da liga, por passe, é apresentada na figura 5.5. Observa-se que o maior valor de carga média ocorreu durante o primeiro passe, quando a liga encontrava-se no estado bruto de fusão, e diminuiu nos passes subsequentes até estabilizar-se em aproximadamente 10000 kgf a partir do 4º passe. Este resultado indica que o processamento por EACI amacia a liga Pb-4%Sb.

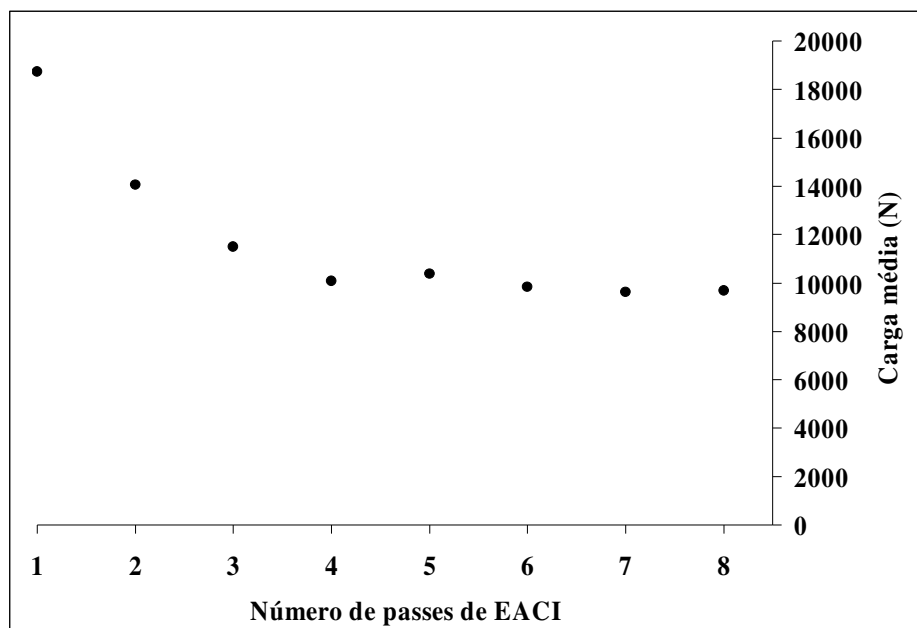


Figura 5.5 - Evolução da carga de processamento.

5.2 Ensaio de microdureza

A figura 5.6 mostra a evolução da microdureza nas amostras como fundida e processadas em 1, 2, 4 e 8 passes. A resistência do material diminui após o primeiro passe de EACI e permanece constante após os passes subsequentes. O material apresenta o maior valor de dureza no estado bruto de fusão. Este resultado confirma que o processamento por EACI amacia a liga.

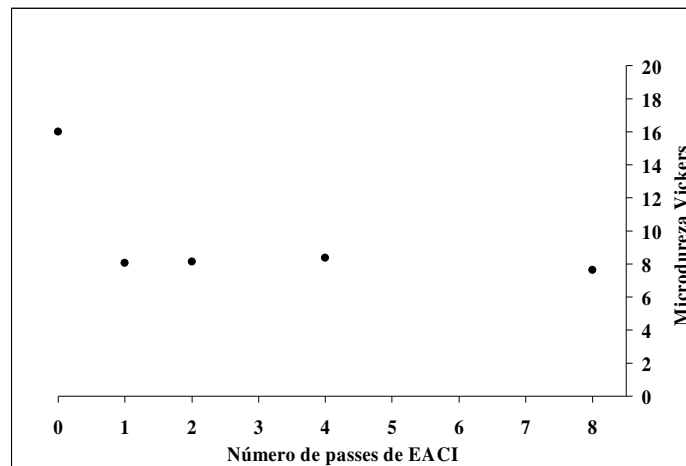


Figura 5.6 - Evolução da microdureza durante o processamento por EACI.

Também foram realizados ensaios de microdureza no material que apresentou fraturas após o processamento por EACI.

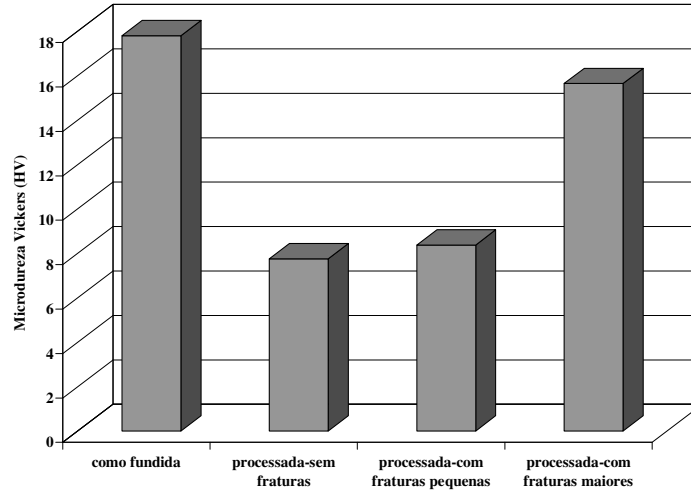


Figura 5.7 - Microdureza das amostras processadas em 1 passe de EACI com e sem fraturas.

A amostra processada em 1 passe com fraturas pequenas apresentou dureza ligeiramente maior do que a amostra processada em 1 passe sem fratura e a amostra com fraturas grandes apresentou dureza bem maior. Apesar da média dos resultados dos testes de

microdureza na amostra processada em 1 passe com fraturas maiores ser 15,6HV, poucas medidas ficaram próximas a este valor. Observou-se que os resultados apresentavam-se espalhados ao longo de uma grande faixa de 10 HV até 23 HV sendo que as maiores frequências de resultados ficaram entre 10 e 13 HV e entre 19 e 22 HV como mostra a figura 5.8. Isto indica que a amostra com fraturas grandes possui regiões com propriedades mecânicas distintas. Algumas regiões apresentam dureza próxima a 20HV enquanto que outras regiões apresentam dureza próxima a 12HV.

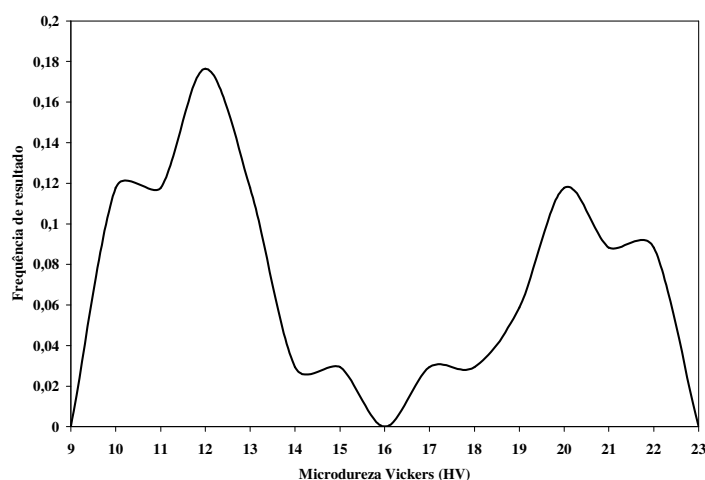


Figura 5.8 - Frequência dos resultados de ensaio de microdureza na amostra processada em 1 passe de EACI com fraturas grandes.

5.3 Ensaios de compressão

Foram realizados ensaios de compressão no material no estado bruto de fusão e após o processamento por EACI. Nestes ensaios a velocidade do cabeçote da máquina foi mantida constante. Observou-se que a tensão de fluxo do material aumenta num primeiro momento e diminui posteriormente até estabilizar-se em um certo nível, como mostra a figura 5.9. Este comportamento é típico de metais que sofrem recristalização dinâmica. Como a velocidade do cabeçote da máquina durante o ensaio foi mantida constante a taxa de deformação do corpo de prova aumenta durante o teste. Na figura foi colocado o valor da taxa de deformação inicial do ensaio.

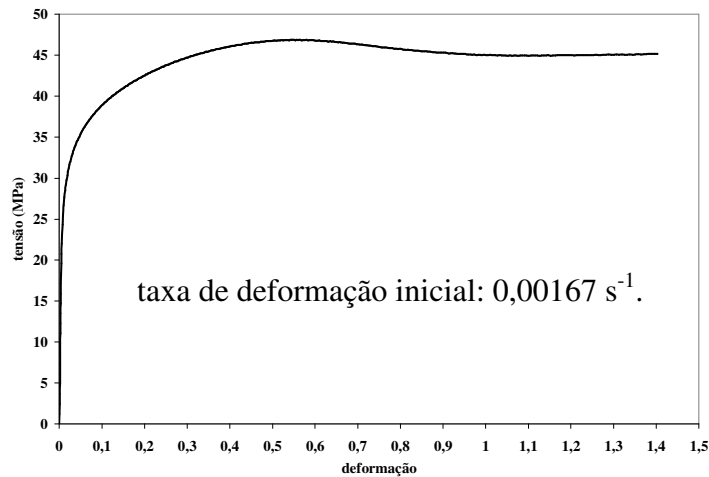


Figura 5.9 - Curva de fluxo da liga Pb-4,5%Sb como fundida determinada por ensaio de compressão.

A figura 5.10 mostra a curva tensão verdadeira-deformação verdadeira para o material processado por EACI. Como já havia sido observado na evolução da carga de processamento e da dureza, o EACI amacia o material. A tensão de fluxo diminuiu consideravelmente após o processamento por EACI mas a curva mantém o aspecto característico da recristalização dinâmica com um pico inicial seguido por uma redução na tensão de fluxo até a estabilização em um valor.

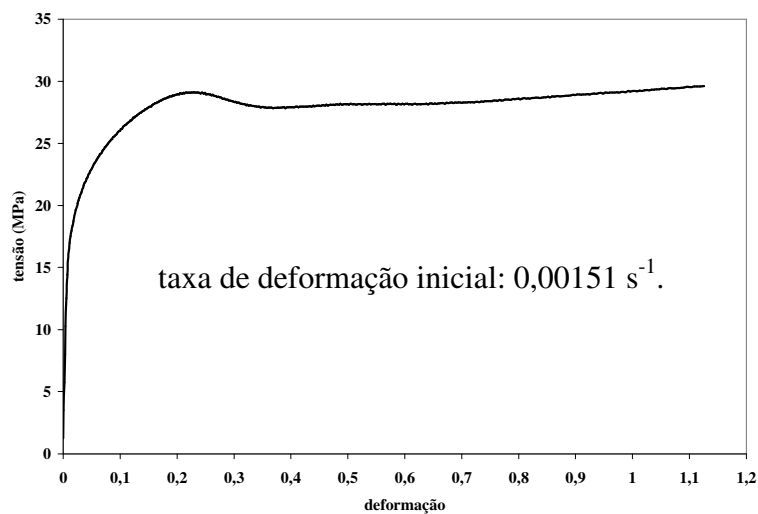


Figura 5.10 - Curva de fluxo da liga Pb-4,5%Sb processada por EACI determinada por ensaio de compressão.

Para analisar a ocorrência de recristalização à temperatura ambiente, na liga como fundida, um ensaio de compressão foi interrompido por 24 horas; quando o ensaio foi retomado, a tensão de fluxo do material diminuiu consideravelmente como mostra a figura 5.11. A tensão de fluxo do material aproximou-se da tensão do material processado por EACI, concluindo-se que ocorreu recristalização estática do material à temperatura ambiente.

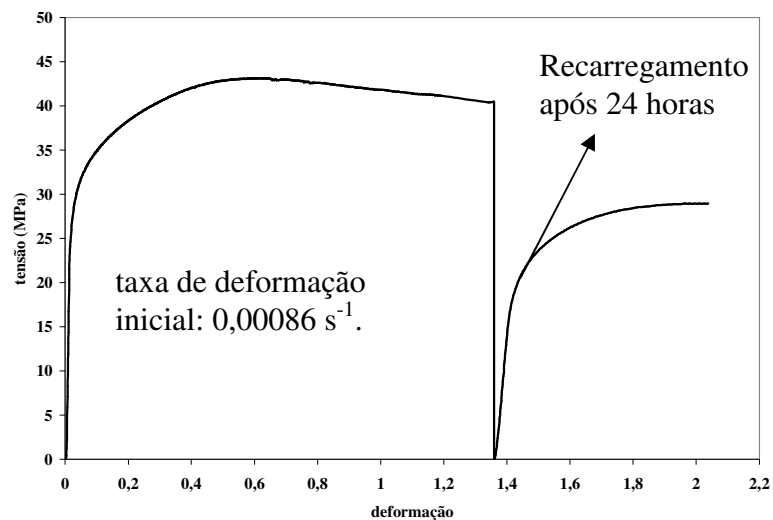


Figura 5.11 - Ensaio de compressão com interrupção de 24 horas.

5.4 Caracterização microestrutural

O material como fundido apresenta uma microestrutura constituída por dendritas ricas em chumbo separadas por um composto eutético formado por lamelas ricas em antimônio na matriz rica em chumbo como mostram as figuras 5.12 e 5.13.

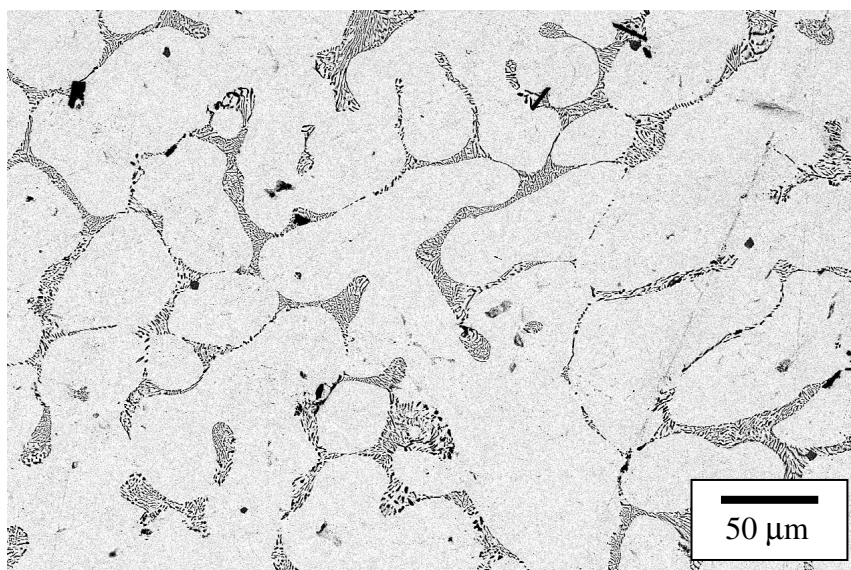


Figura 5.12 - Microestrutura da liga Pb-4,5%Sb após a fundição.

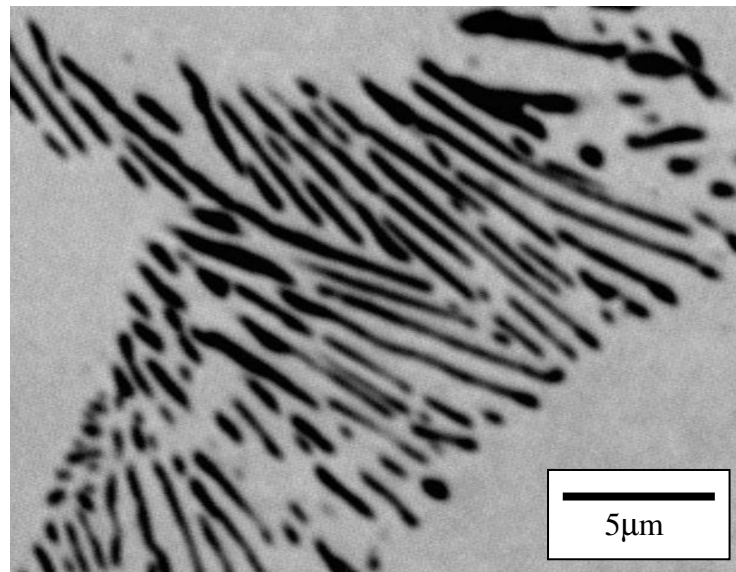


Figura 5.13 - Estrutura lamelar do eutético na região interdendrítica.

O processamento por EACI provocou um alinhamento das lamelas de antimônio da região interdendrítica em uma direção que faz um ângulo de aproximadamente 27° com a direção da extrusão na seção longitudinal do material como mostra a figura 5.14.

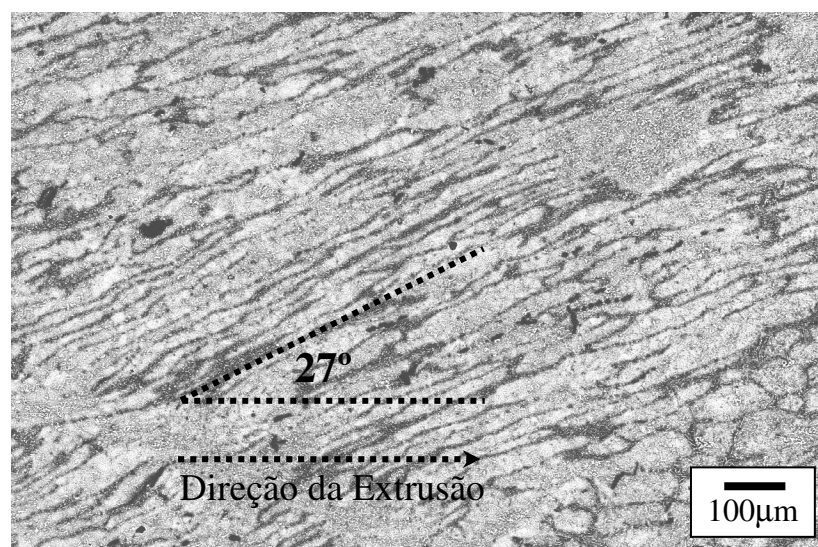


Figura 5.14 - Imagem de composição da seção longitudinal do corpo de prova de Pb-4,5%Sb processado em 1 passe de EACI.

Este alinhamento é explicado pelo cisalhamento que ocorre durante o processo como mostra a figura 5.15. Um elemento de área quadrado move-se com velocidade igual à do punção no canal de entrada até atingir o plano de cisalhamento quando a direção da velocidade altera-se 90° . As arestas do elemento de área que estavam alinhadas horizontalmente formam um ângulo de 27° com a horizontal após a deformação.

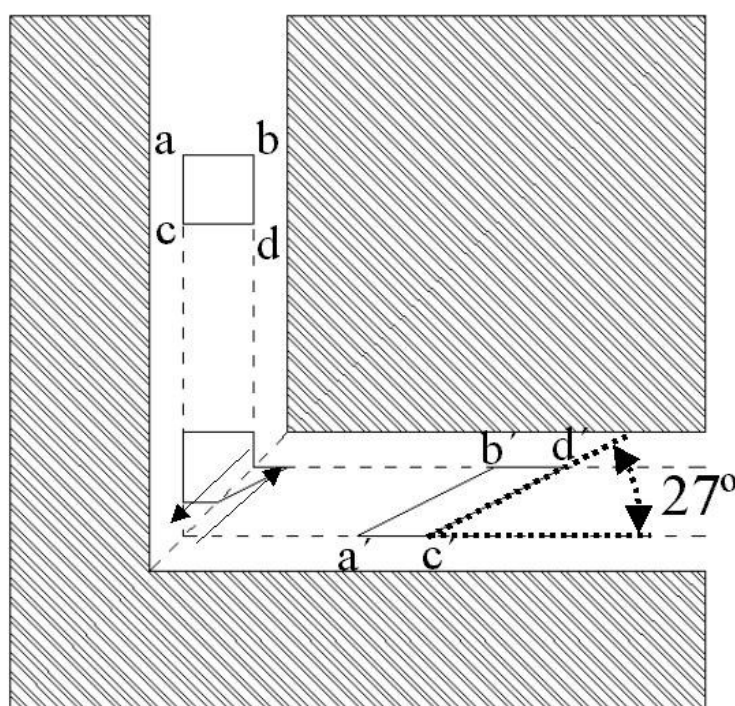


Figura 5.15 - Ilustração do cisalhamento no processo de EACI.

Após o processamento a estrutura da liga foi bastante refinada como mostram as figuras 5.16 e 5.17. Os grãos não adquirem um alinhamento preferencial como ocorre com os precipitados indicando que os grãos são formados após o cisalhamento. A mesma estrutura de grãos é observada nas seções longitudinal e transversal dos corpos de prova.

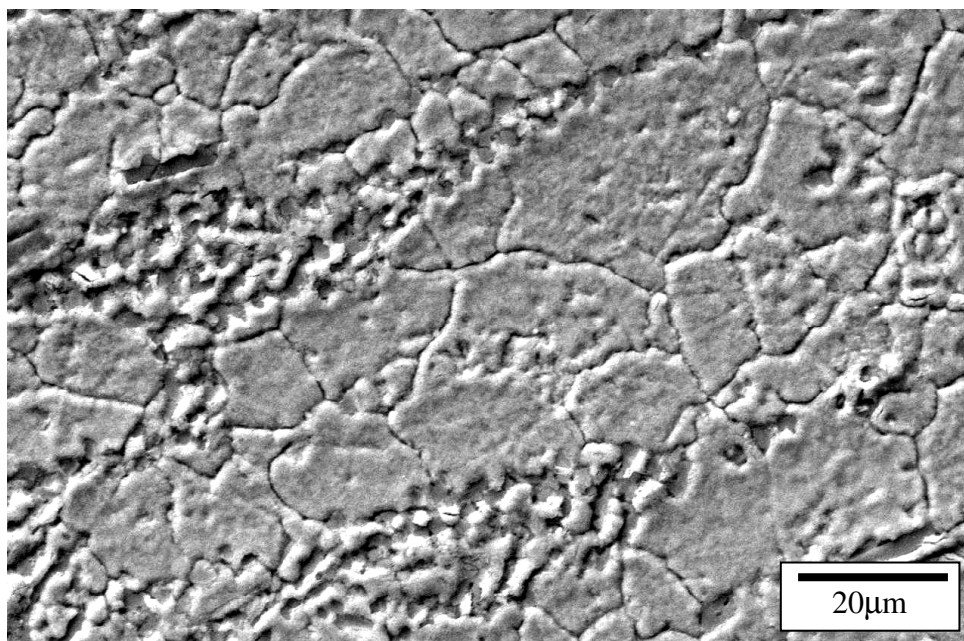


Figura 5.16 - Estrutura de grãos na seção longitudinal da amostra processada em 1 passe de EACI.

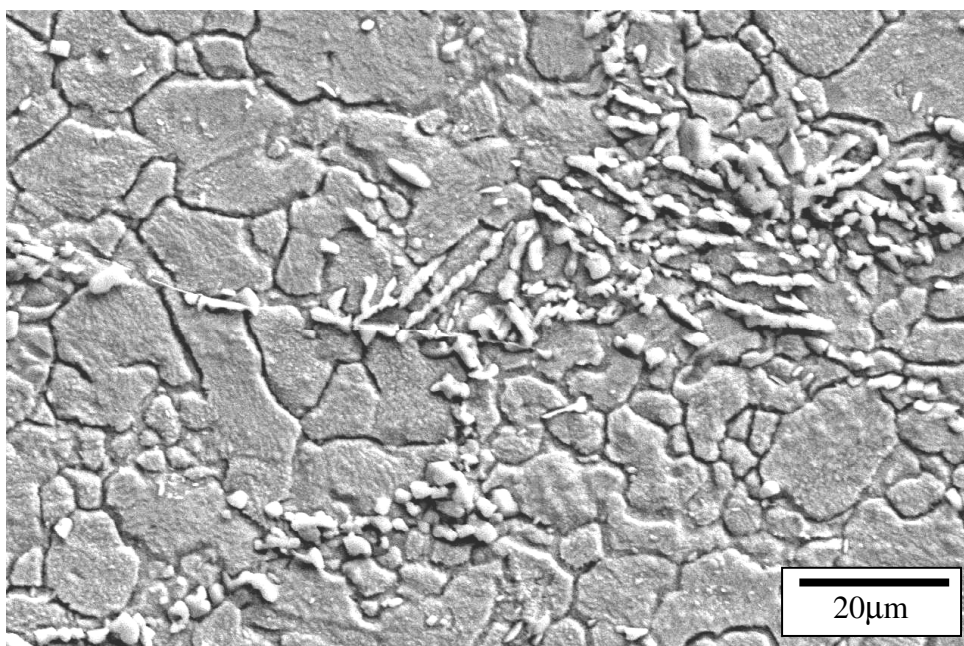


Figura 5.17 - Estrutura de grãos na seção transversal da amostra processada em 1 passe de EACI.

A realização de mais passes não alterou o tamanho médio dos grãos como mostram as figuras 5.18 e 5.19 e o gráfico na figura 5.20. A estrutura de grãos permaneceu praticamente inalterada mesmo após o processamento em 8 passes de EACI que corresponde a uma deformação efetiva de aproximadamente 9.

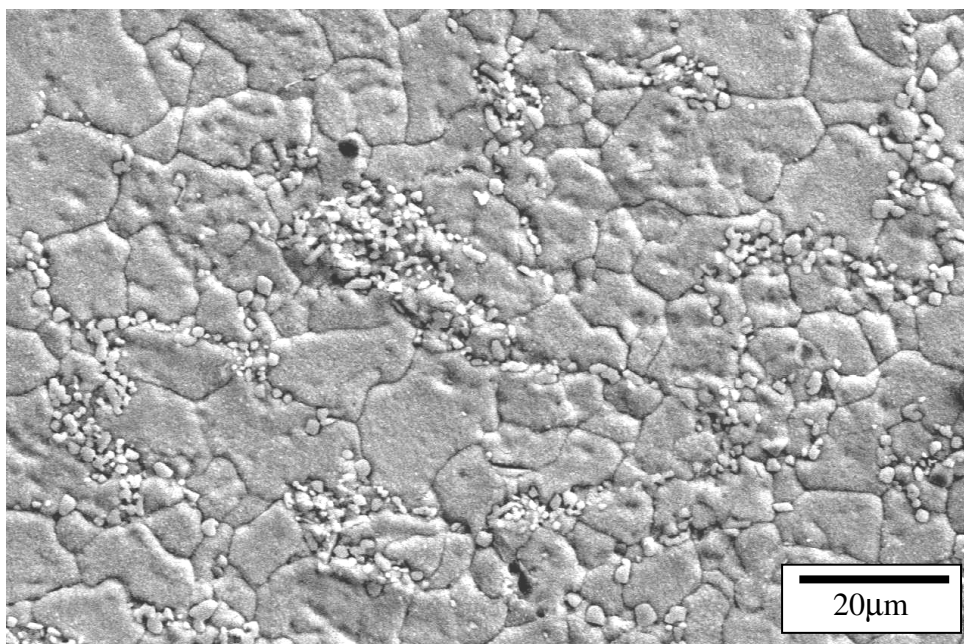


Figura 5.18 - Estrutura de grãos da seção longitudinal da amostra processada em 2 passes de EACI.

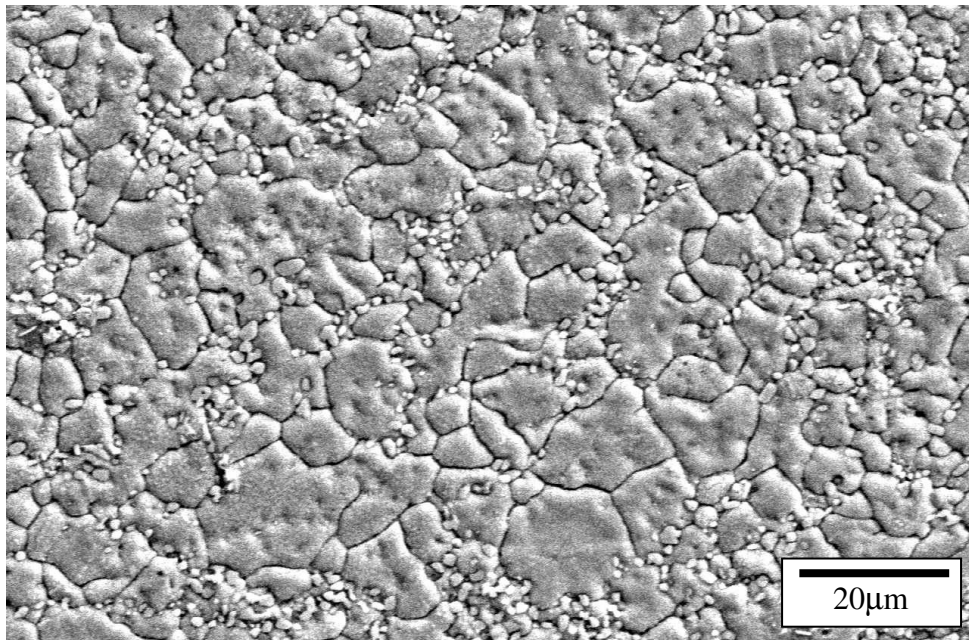


Figura 5.19 - Estrutura de grãos na seção longitudinal da amostra processada em 8 passes.

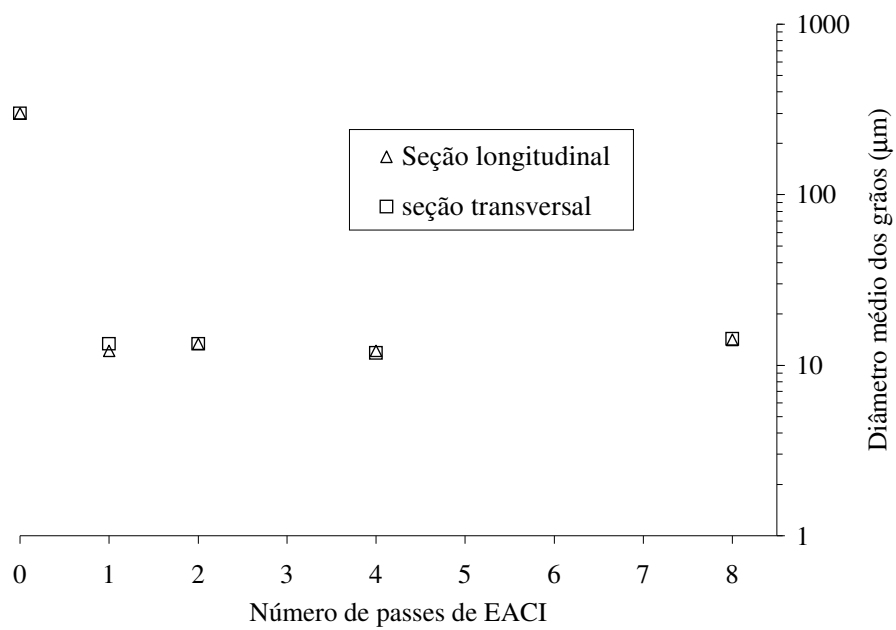


Figura 5.20 - Evolução do tamanho de grão com o número de passes de EACI.

Observou-se a fragmentação dos precipitados de antimônio que adquiriram a forma de partículas após o processamento como mostra a figura 5.21. Além disso os precipitados apresentaram-se melhor distribuídos ao longo do corpo de prova e não concentrados onde, antes do processamento, eram as regiões interdendríticas.

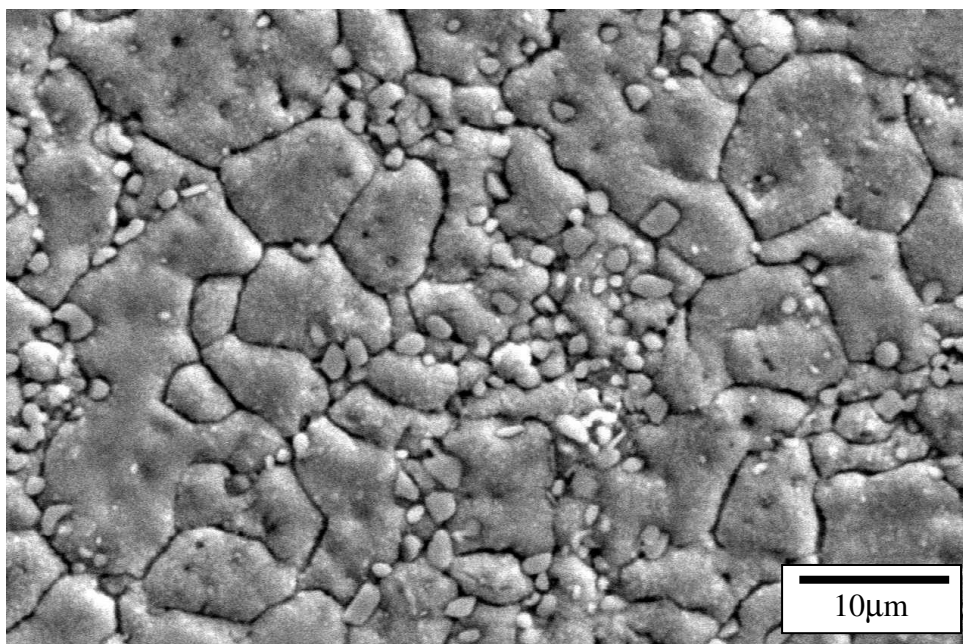


Figura 5.21 - Precipitados de antimônio em forma de partículas na seção longitudinal da amostra processada em 8 passes.

Foram feitas imagens de composição em regiões próximas às partículas de antimônio para analisar se estava ocorrendo dissolução do antimônio na matriz de chumbo através de deformação plástica mas os resultados não foram conclusivos. Algumas amostras apresentam a região em volta dos precipitados com cor mais escura indicando presença de antimônio e conseqüentemente ocorrência de dissolução. Porém, outras imagens mostram a região em volta dos precipitados com coloração mais clara indicando que a região é pobre em antimônio e, conseqüentemente, que não está ocorrendo dissolução. As figuras 5.22, 5.23 e 5.24 apresentam algumas imagens feitas em microscópio eletrônico de varredura com elétrons retroespalhados de regiões com precipitados de antimônio.

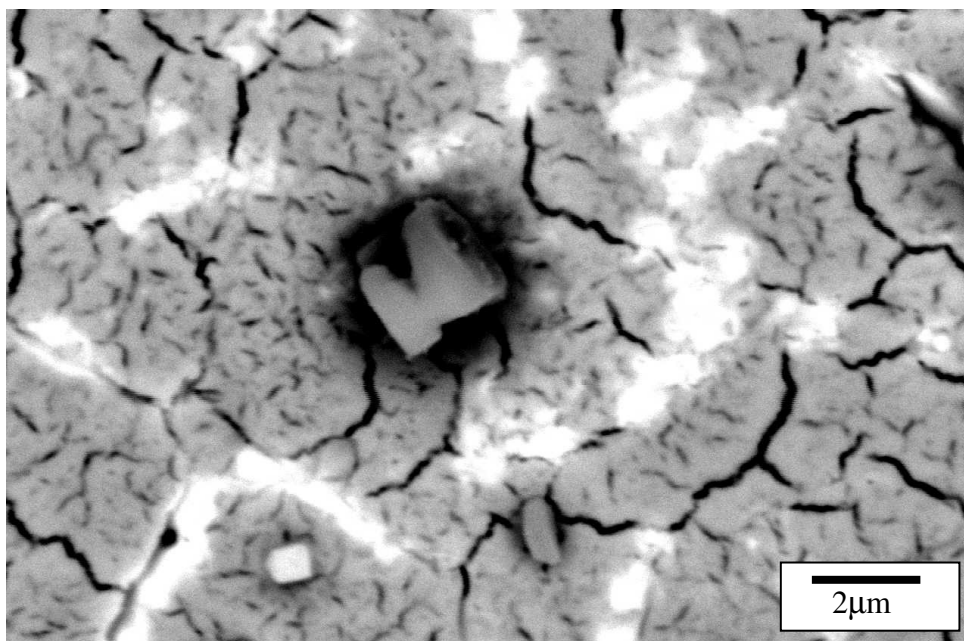


Figura 5.22 - Imagem de composição da seção transversal do corpo de prova processado em 2 passes de EACI.

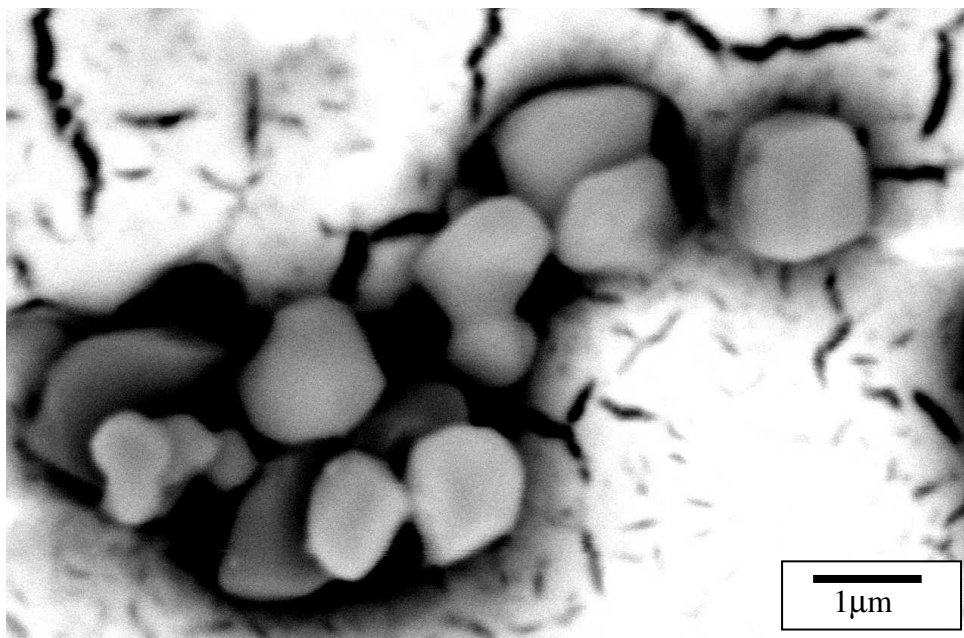


Figura 5.23 - Imagem de composição de partículas de antimônio na seção transversal do corpo de prova processado em 4 passes de EACI.

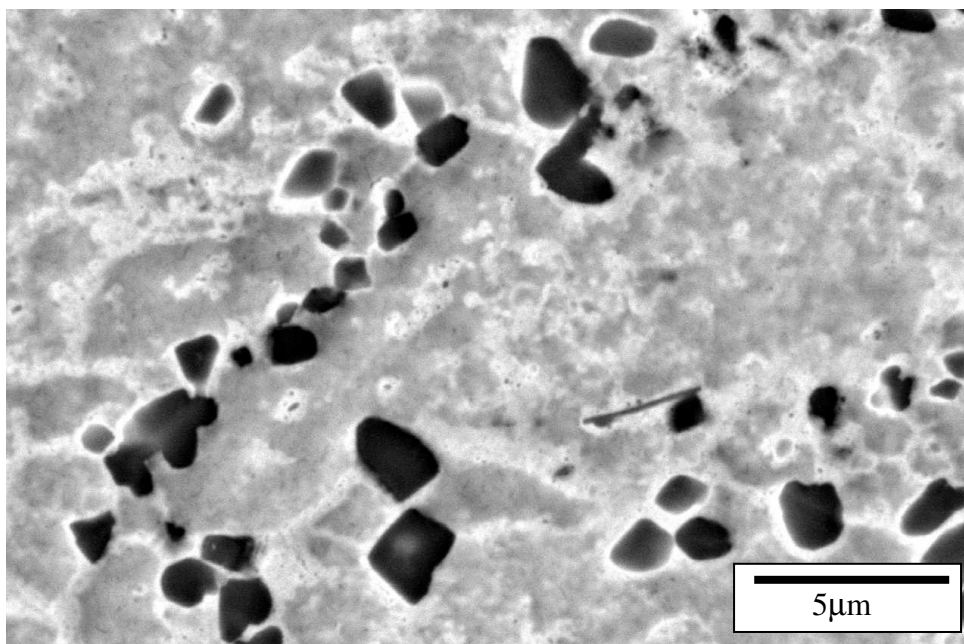


Figura 5.24 - Imagem de composição da seção longitudinal da amostra processada em 2 passes de EACI.

5.5 Fratura nos corpos de prova

Observou-se a ocorrência de fraturas em alguns corpos de prova na parte interna da zona de deformação. A figura 5.25 mostra um corpo de prova durante o processamento por EACI, apresentando fraturas.

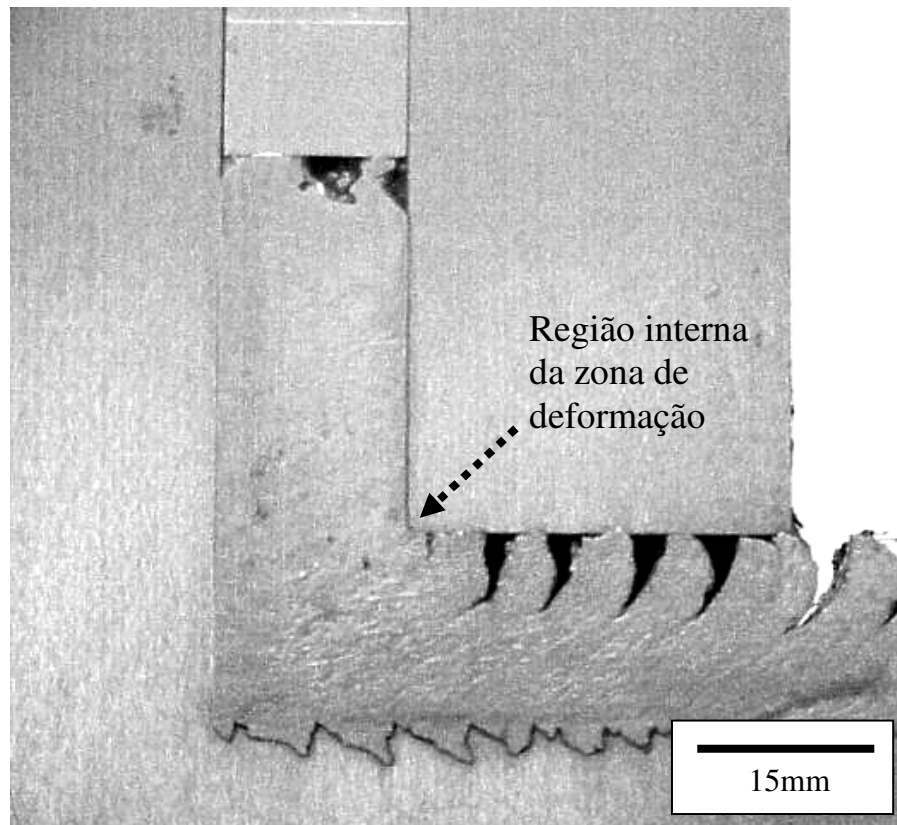


Figura 5.25 - Corpo de prova apresentando fraturas durante o processamento.

A observação da superfície de fratura no microscópio eletrônico de varredura indicou que a fratura foi dúctil. A superfície é caracterizada pela presença de dimples.

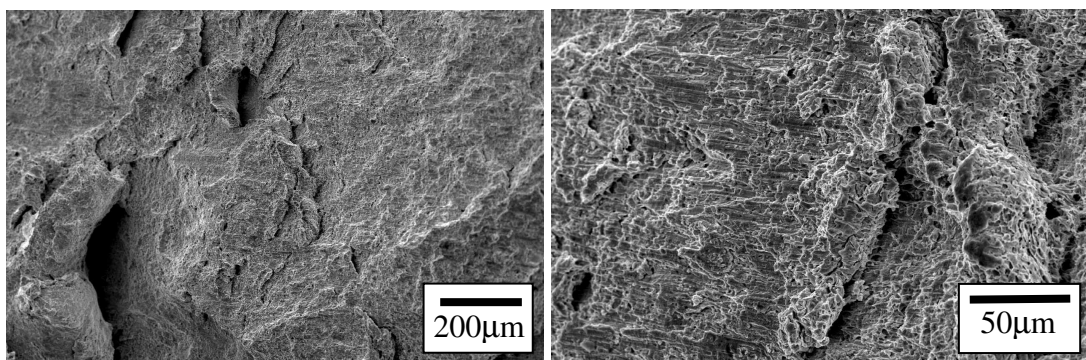


Figura 5.26 - Superfície da fratura ocorrida durante processamento por EACI.

A figura 5.27 mostra uma imagem da seção longitudinal de uma amostra com fratura. Observa-se que a região processada antes da fratura, região A, apresenta uma maior deformação da estrutura dendrítica e o alinhamento das fases. A região processada após a fratura, região B, mantém a estrutura dendrítica praticamente indeformada e não apresenta nenhum alinhamento preferencial das fases.

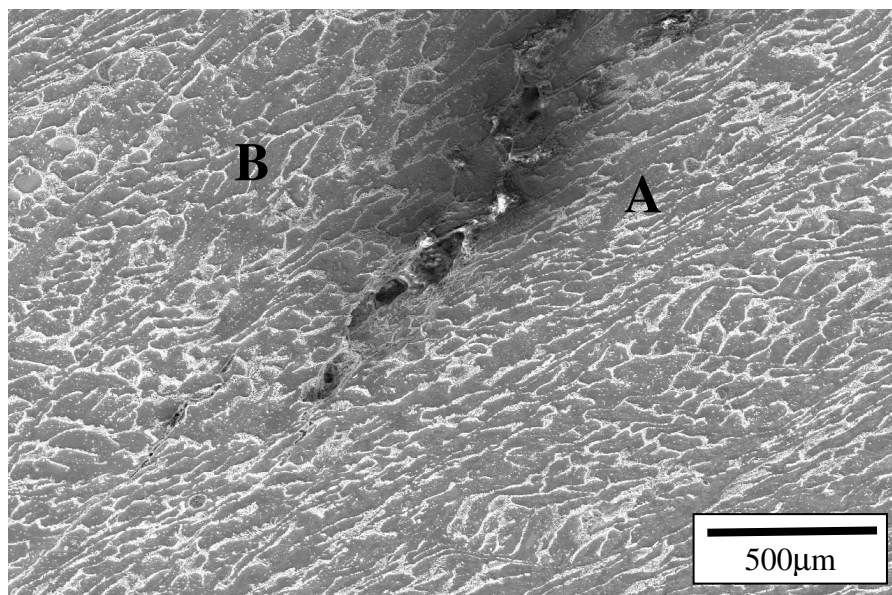


Figura 5.27 - Imagem da seção longitudinal do corpo de prova na região da fratura.

5.6 Concentração da deformação

O alinhamento da microestrutura formando um ângulo de 27° com a direção da extrusão não ocorreu em toda a superfície das amostras processadas em 1 passe de EACI. As amostras analisadas apresentaram algumas faixas em que a estrutura dendrítica foi pouco alterada após o processamento. A figura 5.28 mostra uma imagem feita em microscópio ótico de uma amostra de um corpo de prova processado por EACI em 1 passe. A estrutura dendrítica permaneceu praticamente inalterada em algumas regiões sugerindo que a deformação foi menor do que nas faixas em que a estrutura apresenta-se alinhada.

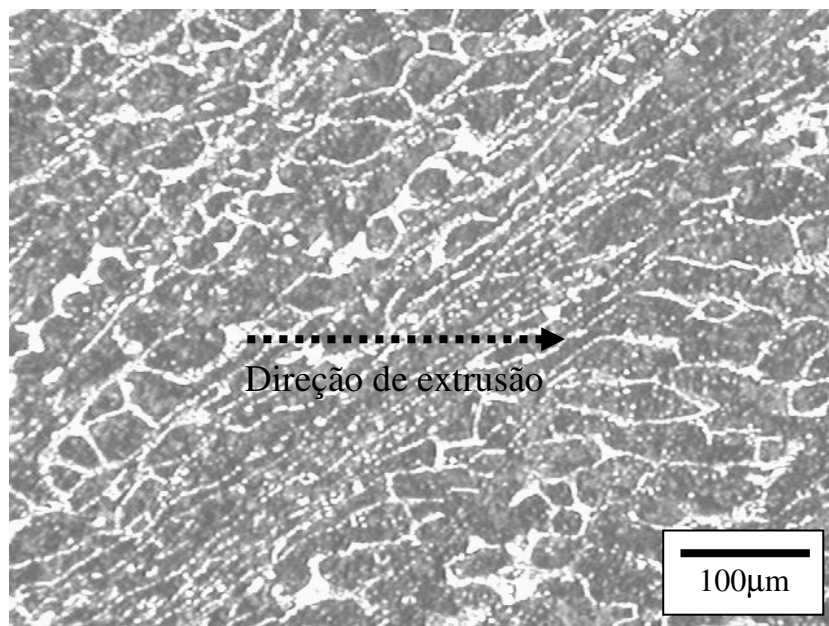


Figura 5.28 - Imagem de microscopia ótica da seção longitudinal do corpo de prova após o primeiro passe de EACI.

Foram inseridas linhas separando as faixas com aspecto diferenciado nas figuras 5.29 e 5.30 para facilitar a observação. As camadas que apresentam uma orientação preferencial foram marcadas com a letra A e as faixas em que a estrutura dendrítica permaneceu pouco alterada após o processamento por EACI foram marcadas com a letra B. Esta diferença no aspecto da microestrutura pode ser associado à quantidade de deformação imposta. Quanto mais alinhada estiver a microestrutura mais deformado está o material enquanto que a manutenção da estrutura dendrítica indica que a deformação foi menor. Esta relação entre o alinhamento e a deformação imposta indica que a distribuição de deformação ao longo da direção de extrusão do corpo de prova não foi homogênea.

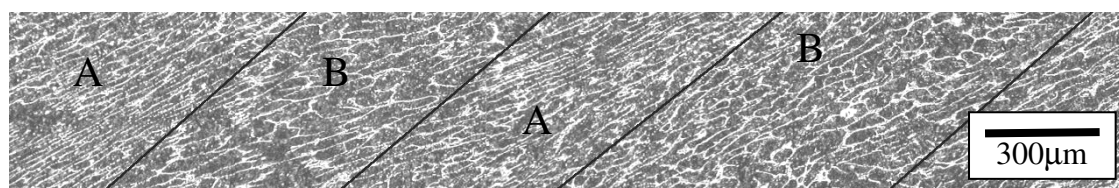


Figura 5.29 - Imagem da microestrutura da liga após 1 passe de EACI.

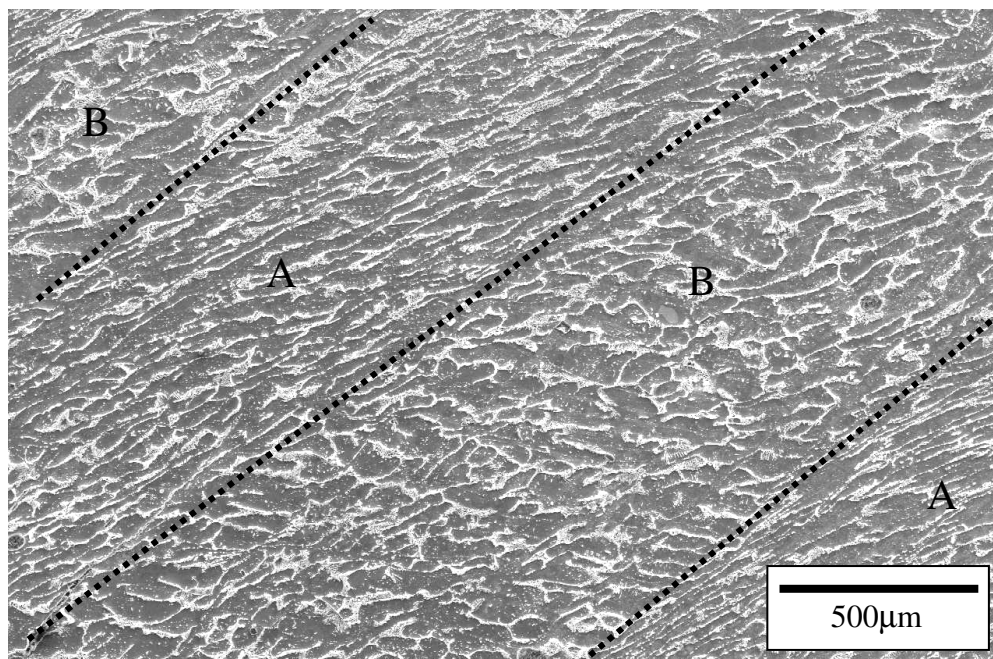


Figura 5.30: Microestrutura da liga Pb-4%Sb após o processamento por EACI. As regiões A apresentam deformação maior do que as regiões B.

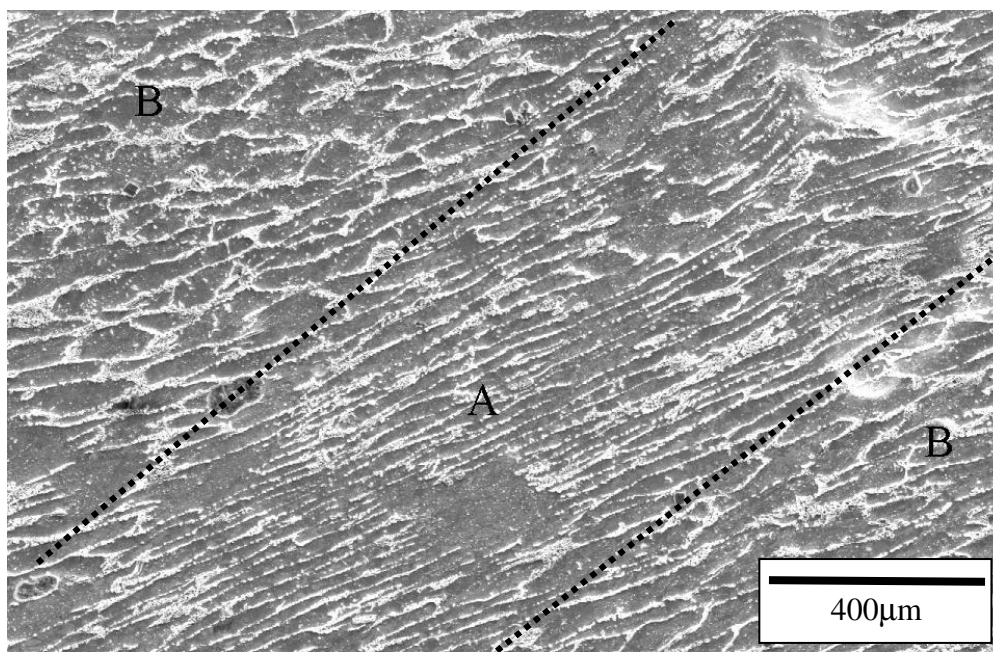


Figura 5.31: Microestrutura da liga Pb-4%Sb após o processamento por EACI. As regiões A apresentam deformação maior do que as regiões B.

5.7 Modelagem computacional

As simulações foram realizadas utilizando-se a curva de fluxo da liga Pb-4%Sb determinada por ensaio de compressão. A curva utilizada é apresentada na figura 5.32.

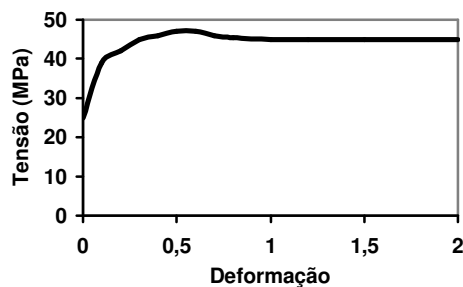


Figura 5.32 - Curva de fluxo utilizada nas simulações do processo de EACI.

5.7.1 Simulação sem curvatura externa da ferramenta

Foi realizada uma simulação em que a geometria da ferramenta era semelhante à da matriz experimental. A figura 5.33 mostra a ferramenta e a malha do corpo de prova.

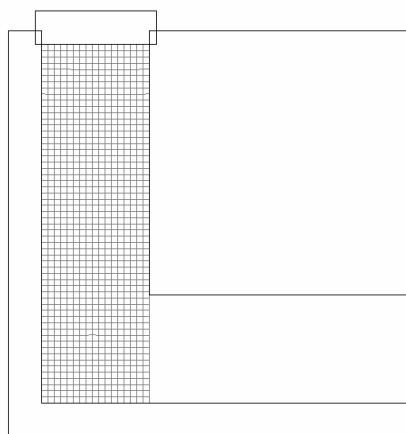


Figura 5.33 - Ferramenta e malha do corpo de prova antes da simulação do processo de EACI.

Foi realizada uma simulação em que não foi considerado o atrito entre o corpo de prova e a ferramenta. O número de elementos na malha do corpo de prova nesta simulação foi 1000. A figura 5.34 mostra a malha do corpo de prova após o processo de EACI. Observa-se que as porções inicial e final do corpo de prova não apresentam o mesmo padrão de distorção da rede apresentado pela porção central, em que a deformação ocorreu em regime constante. Essas porções não foram deformadas em regime constante e devem ser desprezadas nos estudos das propriedades do material processado por EACI.

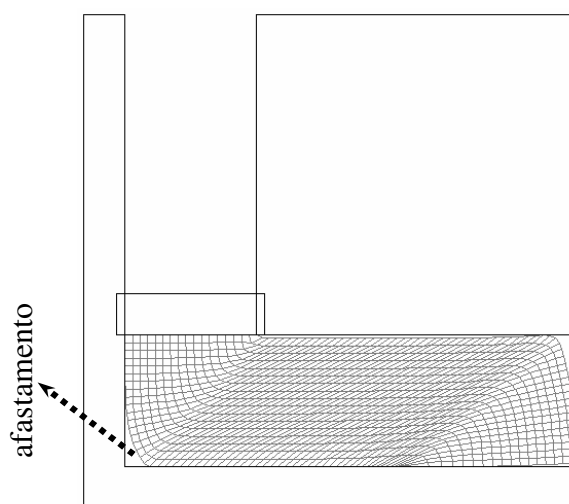


Figura 5.34 - Malha do corpo de prova após a simulação do processo de EACI.

Observou-se na figura 5.34 um afastamento entre o corpo de prova e a ferramenta na zona de deformação. Este afastamento é característico de materiais que apresentam encruamento^[15], e era esperado pois a curva de fluxo do material apresenta um encruamento inicial.

As linhas da taxa de deformação mostradas na figura 5.35 indicam que a região em que o material sofre o cisalhamento situa-se ao redor do plano de interseção entre os dois canais. As maiores taxas de deformação são desenvolvidas próxima à curvatura interna e externa dos canais.

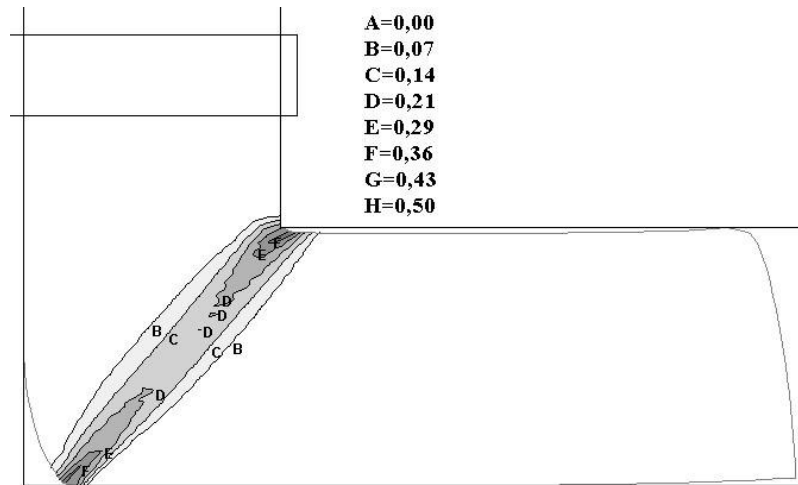


Figura 5.35 - Linhas de contorno da taxa de deformação durante o processo de EACI.

A figura 5.36 mostra as linhas de contorno de deformação efetiva no corpo de prova durante o processamento. Os maiores níveis de deformação são observados na região central inferior do corpo de prova, delimitada pela linha H.

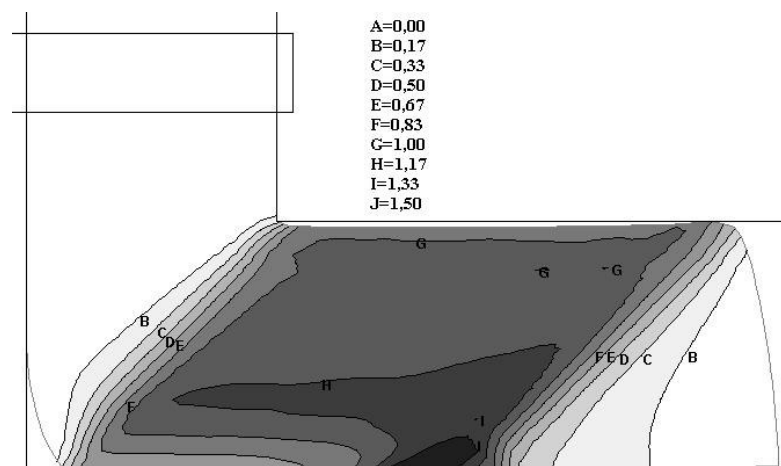


Figura 5.36 - Linhas de contorno da deformação efetiva no corpo de prova durante a simulação do processo de EACI.

Para estudar o efeito do atrito no processo de EACI foi realizada outra simulação. O atrito entre o corpo de prova e a ferramenta seguiu o modelo de Coulomb com coeficiente 0,1. Devido ao atrito entre o corpo de prova e a ferramenta, a porção inferior esquerda do corpo de prova permaneceu unida à ferramenta e a simulação foi interrompida prematuramente permitindo observar a “zona morta”. A figura 5.37 mostra os vetores de velocidade desenvolvidos durante o processo, onde se observa a diferença de mobilidade no corpo de prova.

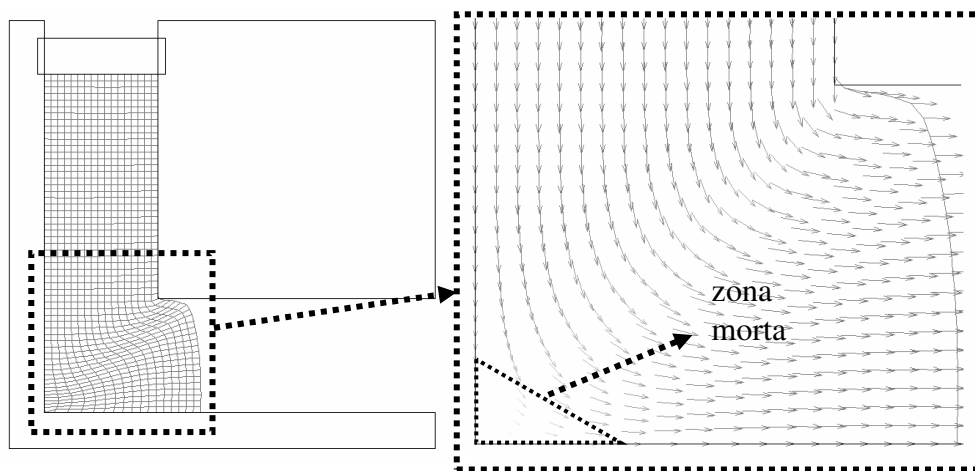


Figura 5.37 – Malha do corpo de prova no instante em que a simulação foi interrompida e detalhe da zona de deformação mostrando os vetores de velocidade e indicação da formação de uma “zona morta”.

A formação de uma porção imóvel do corpo de prova durante a simulação do processo de EACI indica que, naquela região, pode-se formar uma camada morta de material como foi observado experimentalmente.

5.7.2 Simulação com curvatura externa da ferramenta

Para simular o efeito de uma camada morta de material na região externa da zona de deformação considerou-se uma curvatura externa na interseção dos canais com raio de 1mm como mostra a figura 5.38.

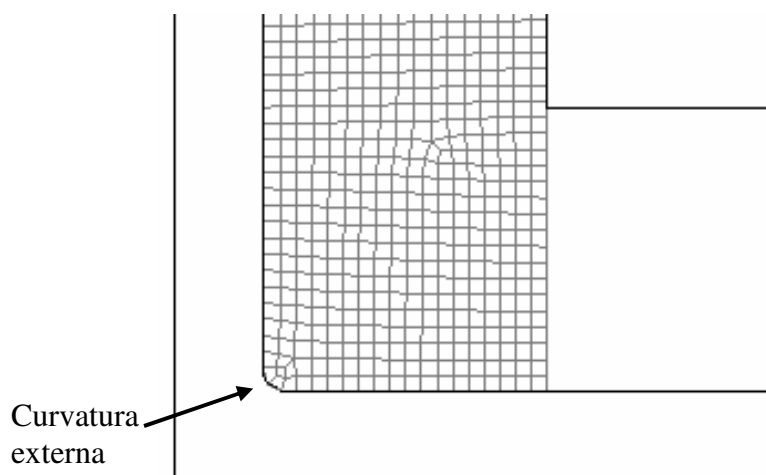


Figura 5.38 - Detalhe da ferramenta com curvatura externa de 1mm.

A introdução da curvatura externa possibilitou a realização da simulação. Observou-se que o atrito dificulta o deslocamento da porção do corpo de prova em contato com o fundo da matriz provocando uma maior distorção da malha nesta região como mostra a figura 5.39.

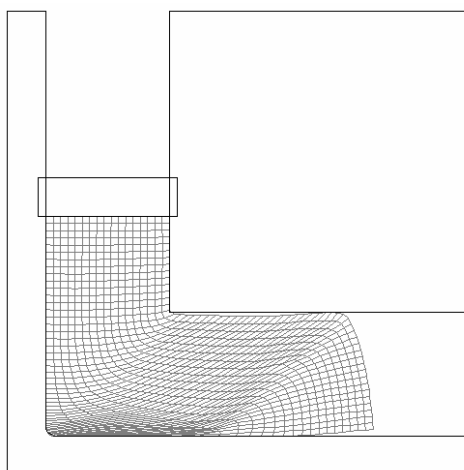


Figura 5.39 - Malha do corpo de prova durante a simulação com curvatura externa da ferramenta.

A figura 5.40 mostra que a região em que a malha do corpo de prova está mais distorcida corresponde à região com maior nível de deformação. Este resultado indica que o atrito aumenta a deformação imposta à porção inferior do corpo de prova.

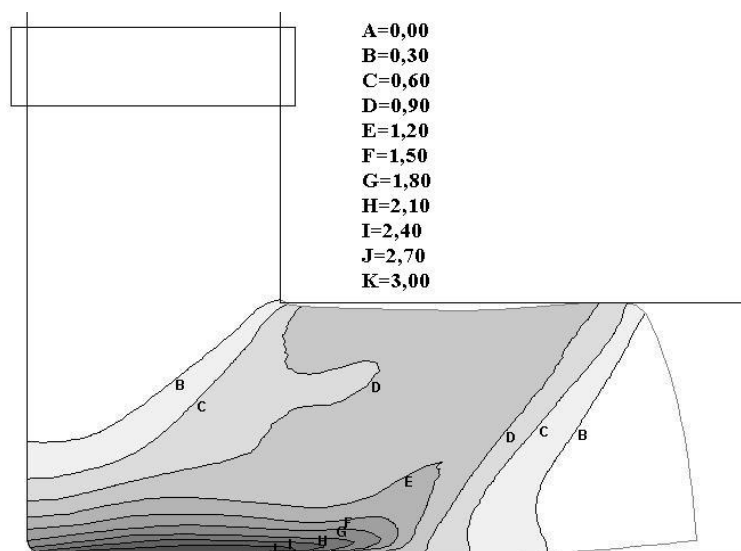


Figura 5.40 - Linhas de contorno da deformação efetiva na simulação com curvatura externa da ferramenta.

O gráfico da figura 5.41 mostra a carga no punção durante a simulação do processo de EACI. Na simulação sem atrito a carga no punção ficou entre 12000 e 13000 N. Quando o atrito é considerado a carga subiu para 20000 N. A curva da simulação que considerou o atrito apresenta uma descontinuidade entre 20 e 25mm do deslocamento do punção devido à ocorrência de remalhamento do corpo de prova durante a simulação que pode afetar os resultados. No gráfico também foi inserida a curva determinada experimentalmente para comparação dos resultados. Observa-se que os valores de carga da simulação que considera o efeito do atrito são superiores aos valores experimentais até o ponto em que ocorre o remalhamento; a partir de onde os valores de carga reduzem e ficam menores do que os valores experimentais.

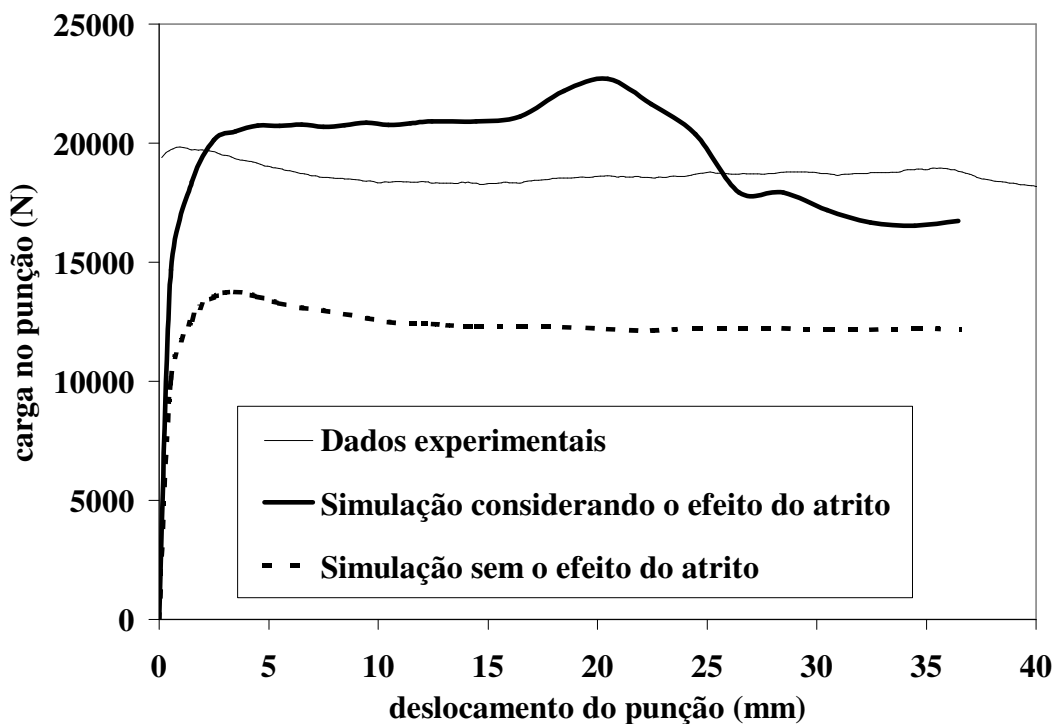


Figura 5.41 - Gráfico de carga - deslocamento do punção das simulações por elementos finitos e dados experimentais do processamento da liga Pb-4%Sb.

5.7.3 Simulação com 17000 elementos na malha

Foi realizada uma simulação com 17000 elementos na malha do corpo de prova, sem curvatura externa da ferramenta e considerando uma condição de atrito nulo. Esta simulação indicou a ocorrência de concentração de deformação em algumas bandas e que o processo não ocorreu em regime constante. A figura 5.42 mostra a distribuição de linhas de deformação efetiva durante a simulação.

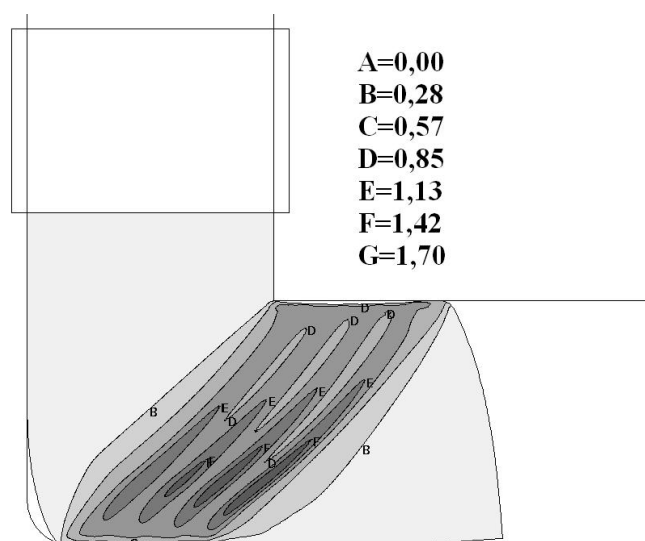


Figura 5.42 - Linhas de deformação efetiva em simulação com 17000 elementos na malha sem atrito.

A figura 5.43a mostra as linhas de tensão efetiva durante a simulação. Observa-se que as maiores tensões efetivas desenvolvem-se no plano de cisalhamento que é o plano de interseção entre os canais de entrada e de saída. As maiores taxas de deformação também ocorrem neste plano como mostra a figura 5.43b.

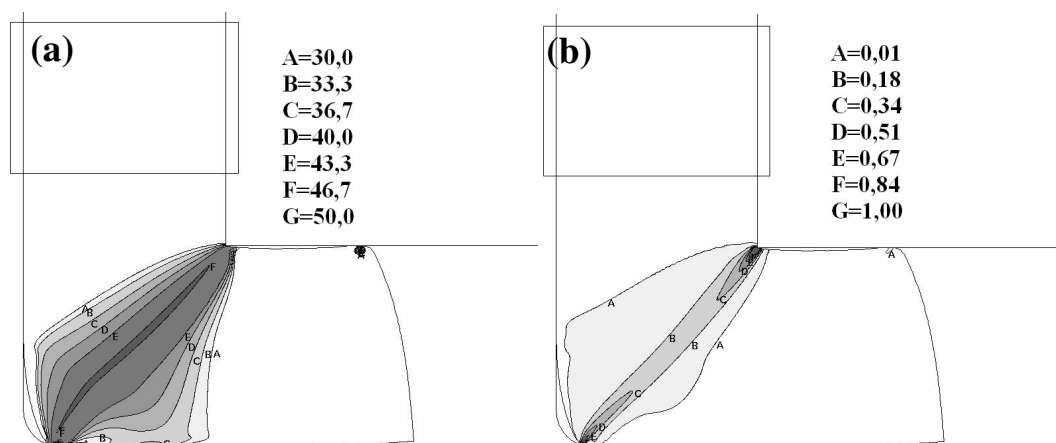


Figura 5.43 - Linhas de (a) tensão efetiva (MPa) e (b) taxa de deformação (s^{-1}) durante o processamento por EACI.

A distribuição da tensão média (figura 5.44) mostra que a parte superior do corpo de prova no canal de saída, acima da linha F, encontra-se sob a ação de tensão de tração e que as maiores tensões de compressão desenvolvem-se no canal de entrada próximo à curvatura interna da ferramenta (região delimitada pela linha A). O desenvolvimento de tensões de tração na parte superior do corpo de prova no canal de saída tornam aquela região sujeita ao desenvolvimento de fraturas.

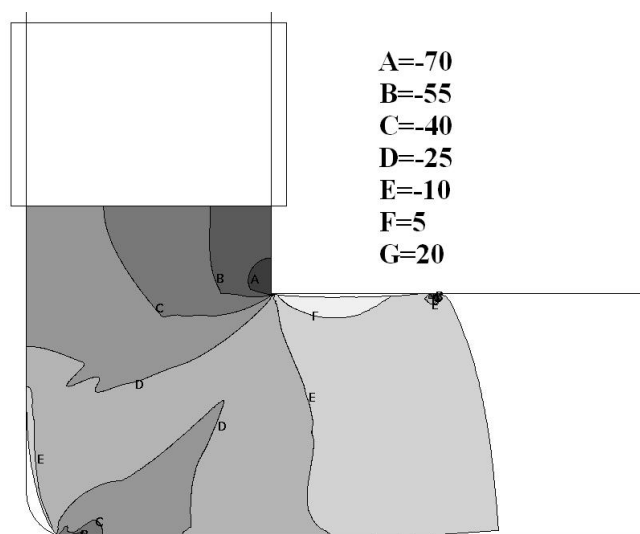


Figura 5.44 – Linhas de tensão média (MPa) e durante o processamento por EACI.

A ocorrência de concentração de deformação pode ser atribuída ao amaciamento do material provocado pela recristalização dinâmica. Efeito semelhante foi observado por Segal em cobre^[19] e por Semiatin et al^[20-22] em uma liga de titânio e uma liga de alumínio. A ocorrência de concentração de deformação no cobre ou no alumínio foi atribuída ao amaciamento do corpo de prova provocado pelo aquecimento adiabático durante o processamento e no caso da liga de titânio os pesquisadores atribuíram o amaciamento à ocorrência de modificações estruturais no material durante a deformação.

6 CONCLUSÕES

A utilização de uma matriz bipartida facilitou o processo de retirada do corpo de prova após o processamento mas comprometeu o fechamento da matriz durante o ensaio. O escoamento de material entre as duas partes da matriz durante o ensaio deve aumentar caso seja processado algum material com resistência maior do que a da liga Pb-Sb, devido às maiores tensões desenvolvidas durante o processo.

O alinhamento ou a falta de alinhamento da estrutura dendrítica da liga fundida podem ser utilizados para avaliar a deformação imposta ao material no primeiro passe de processamento. As regiões que apresentam pronunciado alinhamento da estrutura foram mais deformadas do que as regiões que permanecem com a estrutura dendrítica após o processamento.

O formato equiaxial dos grãos após o processamento por EACI e o formato da curva de fluxo indicam que a liga Pb-4%Sb sofre recristalização dinâmica quando deformada na temperatura ambiente. Os ensaios de microdureza também indicaram que a resistência mecânica da liga diminuiu após o processamento devido à recristalização.

A simulação do processo através do método de elementos finitos considerando o efeito do atrito indicou a formação de uma camada morta de material na região externa da zona de deformação. Esta camada morta provoca uma curvatura na zona de deformação que facilita o escoamento do material e reduz a quantidade de deformação imposta por passe.

Ao adicionar uma curvatura externa na zona de deformação foi possível simular o processo de EACI considerando o efeito do atrito e o resultado de carga no punção previsto se aproximou do valor medido experimentalmente.

O amaciamento provocado pela recristalização dinâmica da liga pode ser responsável pela concentração da deformação durante o processamento por EACI. A simulação do processo através do método de elementos finitos com uma malha mais fina no corpo de

prova indicou uma heterogeneidade de deformação ao longo da sua direção axial como observado experimentalmente.

A superfície de fratura do corpo de prova apresentou dimples característicos de fratura dútil indicando que a fratura pode ter ocorrido por concentração de deformação durante o processo de EACI.

As lamelas de antimônio foram quebradas após diversos passes de EACI até adquirirem o formato de partículas. O tamanho e a quantidade destas partículas diminuíram com o aumento do número de passes impostos indicando que o antimônio pode estar se dissolvendo na matriz de chumbo devido à deformação plástica.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 – 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
- 2 – VALIEV, R. Z., IVANISENKO, Y. V., RAUCH, E. F., BAUDELET, B., Structure and Deformaton Behavior of ARMCO Iron Subjected to Severe Plastic Deformation, Acta Materialia, v. 44, n. 12, p. 4705-4712, 1996
- 3 – VALIEV, R. Z. Recent Developments of SPD Processing for Fabrication of Bulk Nanostructured Materials. Materials Science Forum, v. 426-432, p. 237-244, 2003
- 4 – HUANG, X., TSUJI, N., HANSEN, N., MINAMINO, Y., Microstructural Evolution During Accumulative Roll Bonding of Commercial Purity Aluminum. Materials Science and Engineering, v. A340, p. 265-271, 2003
- 5 – SEGAL, V. M., Materials Processing by Simple Shear. Materials Science and Engineering, v. A197, p. 157-164, 1995
- 6 – IWAHASHI, Y., WANG, J., HORITA, Z., NEMOTO, M., LANGDON, T. G., Principle of Equal-Channel Angular Pressing for the Processing of Ultra-Fine Grained Materials. Scripta Materialia, v. 35, n. 2, p. 143-146, 1996
- 7 – PURCEK, G., ALTAN, B. S., MISKIOGLU, I., OOI, P. H., Processing of Eutectic Zn – 5% Al Alloy by Equal-Channel Angular Pressing. Journal of Materials Processing Technology, v. 148, p. 279-287, 2004.
- 8 – 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

- 9 – STOLYAROV, V. V., LAPOVOK, R., BRODOVA, I. G., THOMSON, P. F.,
Ultrafine-Grained Al-5 wt.% Fe Alloy Processed by ECAP with Backpressure.
Materials Science and Engineering A, v. XXX, p. XXX, XXX
- 10 – 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.
- 11 – 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.
- 12 – CHUNG, M. K., CHOI, Y. S., KIM, J. G., KIM, Y. M., LEE, J. C., The Effect of
the Number of ECAP Past Time on the Electrochemical Properties of 1050 Al
Alloys. Materials Science and Engineering, v. A366, p. 282-291, 2004.
- 13 – 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
- 14 – PRANGNELL, P. B., HARRIS, C., ROBERTS, S. M., Finite Element Modelling
of Equal Channel Angular Extrusion. Scripta Materialia, v.37, n. 7, p. 983-989,
1997
- 15 – 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. A291, p. 86-
90, 2000
- 16 – KIM, H. S., SEO, M. H., HONG, S. I., Finite Element Analysis of Equal-Channel
Angular Pressing of Strain Rate Sensitive Metals. Journal of Materials
Processing Technology, v. 130-131, p. 497-503, 2002

- 17 – KIM, H. S., Finite Element Analysis of Deformation Behavior of Metals During Equal Channel Multi-Angular Pressing. *Materials Science and Engineering*, v. A328, p. 317-323, 2002
- 18 – KAMACHI, M., FURUKAWA, M., HORITA, Z., LANGDON, T. G., A Model Investigation of the Shearing Characteristics in Equal-Channel Angular Pressing, *Materials Science and Engineering*, v. A347, p. 223-230, 2003
- 19 – SEGAL, V. M.; Equal Channel Angular Extrusion: From Macromechanics to Structure Formation. *Materials Science and Engineering*, v. A271, p. 322-333, 1999.
- 20 – SEMIATIN, S. L., SEGAL, V. M., GOETZ, R. L., GOFORTH, R. E., HARTWIG, T.; Workability of a Gamma Titanium Aluminide Alloy During Equal Channel Angular Extrusion. *Scripta Metallurgica et Materialia*, v. 33, n. 4, p. 535-540, 1995.
- 21 – FAGIN, P. N., BROWN, J. O., BROWN, T. M., JATA, K. V., SEMIATIN, S. L.; Failure Modes During Equal Channel Angular Extrusion of Aluminum Alloy 2024. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 32A, p. 1869-1871, 2001.
- 22 – SEMIATIN, S. L., BROWN, J. O., BROWN, T. M., DELO, D. P., BIELER, T. R., BEYNON, J. H.; Strain-Path Effects During Hot Working of Ti-6Al-4V with a Colony Alpha Microstructure. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 32A, p. 1556-1559, 2001.
- 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 – ZHU, Y. T., LOWE, T. C., Observations and Issues on Mechanisms of Grain Refinement During ECAP Process. *Materials Science and Engineering*, v. A291, p. 46-53, 2000.
- 25 – FUKUDA, Y., OH-ISHI, K., HORITA, Z., LANGDON, T. G., Processing of a Low-Carbon Steel by Equal Channel Angular Pressing, *Acta Materialia*, v. 50, p. 1359-1368, 2002
- 26 – SHIH, M. H., YU, C. Y., KAO, P. W., CHANG, C. P., Microstructure and Flow Stress of Copper Deformed to Large Plastic Strains, *Scripta Materialia*, v. 45, p. 793-799, 2001
- 27 – YAMASHITA, A., YAMAGUCHI, D., HORITA, Z., LANGDON, T. G., Influence of Pressing Temperature on Microstructural Development in Equal-Channel Angular Pressing, *Materials Science & Engineering A*, v. 287, p. 100-106, 2000
- 28 – 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 Aluminium Alloy Processed by Equal Channel Angular Extrusion, *Acta Materialia*, v. 51, p. 2005-2015, 2003
- 29 – 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
- 30 – YU, C. Y., SUN, P. L., KAO, P. W., CHANG, C. P., Evolution of Microstructure During Annealing of a Severely Deformed Aluminum, *Materials Science and Engineering*, v. A366, p. 310-317, 2004

- 31 – PRANGNELL, P. B., HAYES, J. S., BOWEN, J. R., APPS, P. J., BATE, P. S., Continuous Recrystallisation of Lamellar Deformation Structures Produced by Severe Deformation. *Acta Materialia*, v. 52, p. 3193-3206, 2004.
- 32 – YAMAGUCHI, D., HORITA, Z., NEMOTO, M., LANGDON, T. G., Significance of Adiabatic Heating in Equal-Channel Angular Pressing, *Scripta Materialia*, v. 41, p. 791-796, 1999
- 33 – SEMIATIN, S. L., BERBON, P. B., LANGDON, T. G., Deformation Heating and Its Effect on Grain Size Evolution During Equal Channel Angular Extrusion, *Scripta Materialia*, v. 44, p. 135-140, 2001
- 34 – PRANGNELL, P. B., BOWEN, J. R., APPS, P. J.; Ultra-Fine Grain Structures in Aluminium Alloys by Severe Deformation Processing. *Materials Science and Engineering A*, In Press, 2004.
- 35 – WANG, Y. M., MA, E.; Three Strategies to Achieve Uniform Tensile Deformation in a Nanostructured Metal. *Acta Materialia*, v. 52, p. 1699-1709, 2004.
- 36 – CHOKSHI, A. H.; The Influence of Grain Size in Deformation of Copper. *Materials Science Forum*, v. 426-432, p. 4393-4398, 2003.
- 37 – VALIEV, R. Z., KOSLOV, E. V., IVANOV, YU. F., LIAN, J., NAZAROV, A. A., BAUDELET, B., Deformation Behaviour of Ultra-Fine-Grained Copper, *Acta Metallurgica Materialia*, v. 42, p. 2467-2475, 1994
- 38 – SUS-RYSZKOWSKA, M., WEJRZANOWSKI, T., PAKIELA, Z., KURZYDLOWSKI, K. J.; Microstructure of ECAP Severely Deformed Iron and Its Mechanical Properties. *Materials Science and Engineering*, v. A369, p. 151-156, 2004.

- 39 – MATSUBARA, K., MIYAHARA, Y., HORITA, Z., LANGDON, T. G.; Developing Superplasticity in a Magnesium Alloy Through a Combination of Extrusion and ECAP. *Acta Materialia*, v. 51, p. 3073-3084, 2003.
- 40 – FURUKAWA, M., MA, Y., HORITA, Z., NEMOTO, M., VALIEV, R. Z., LANGDON, T. G.; Microstructural Characteristics and Superplastic Ductility in a Zn-22%Al Alloy with Submicrometer Grain Size. *Materials Science and Engineering*, v. A241, p. 122-128, 1998.
- 41 – FURUNO, K., AJAMATSU, H., OH-ISHI, K., FURUKAWA, M., HORITA, Z., LANGDON, T. G.; Microstructural Development in Equal-Channel Angular Pressing Using a 60° Die. *Acta Materialia*, v. 52, p. 2497-2507, 2004.
- 42 – KOMURA, S., FURUKAWA, M., HORITA, Z., NEMOTO, M., LANGDON, T. G.; Optimizing the Procedure of Equal-Channel Angular Pressing for Maximum Superplasticity. *Materials Science and Engineering*, v. A297, p. 111-118, 2001.
- 43 – HORITA, Z., FUJINAMI, T., NEMOTO, M., LANGDON, T. G.; Improvement of Mechanical Properties for Al Alloy Using Equal-Channel Angular Pressing. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 117, p. 288-292, 2001.
- 44 – VALIEV, R. Z., SALIMONENKO, D. A., TSENEV, N. K., BERBON, P. B., LANGDON, T. G.; Observations of High Strain Rate Superplasticity in Commercial Aluminum Alloys with Ultrafine Grain Sizes. *Scripta Materialia*, v. 37, p. 1945-1950, 1997.
- 45 – FURUKAWA, M., HORITA, Z., NEMOTO, M., VALIEV, R. Z., LANGDON, T. G.; Microhardness Measurements and the Hall-Petch Relationship in a Al-Mg Alloy with Submicrometer Grain Size. *Acta Materialia*, v. 44, p. 4619-4629, 1996.

- 46 – VALIEV, R. Z., CHMELIK, F., BORDEAUX, F., KAPELSKI, G., BAUDELET, B.; *Scripta Metallurgica Materialia* v. 27, p. 855, 1992.
- 47 – CHINH, N. Q., HORVÁTH, G., HORITA, Z., LANGDON, T. G., A New Constitutive Relationship for the Homogeneous Deformation of Metals Over a Wide Range of Strain. *Acta Materialia*, v. 52, p. 3555-3563, 2004.
- 48 – LANGDON, T. G., A Unified Approach to Grain Boundary Sliding in Creep and Superplasticity, *Acta Metallurgica Materialia*, v. 42, p. 2437-2443, 1994
- 49 – CHOKSHI, A. H., MUKHERJEE, A. K., LANGDON, T. G., Superplasticity in Advanced Materials. *Materials Science and Engineering*, v. R10, p. 237-274, 1993.
- 50 – XU, C., FURUKAWA, M., HORITA, Z., LANGDON, T. G.; Severe Plastic Deformation as a Processing Tool for Developing Superplastic Metals. *Journal of Alloys and Compounds*, In Press, 2004.
- 51 – PARK, K. T., LEE, H. J., LEE, C. S., NAM, W. J., SHIN, D. H.; Enhancement of High Strain Rate Superplastic Elongation of a Modified 5154 Al by Subsequent Rolling After Equal Channel Angular Pressing. *Scripta Materialia*, v. 51, p. 479-483, 2004.
- 52 – 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
- 53 – METALS HANDBOOK, Properties and Selection of Metals, 8th ed, ASM international, v. 1, 1961.

APÊNDICE A

Projeto da matriz

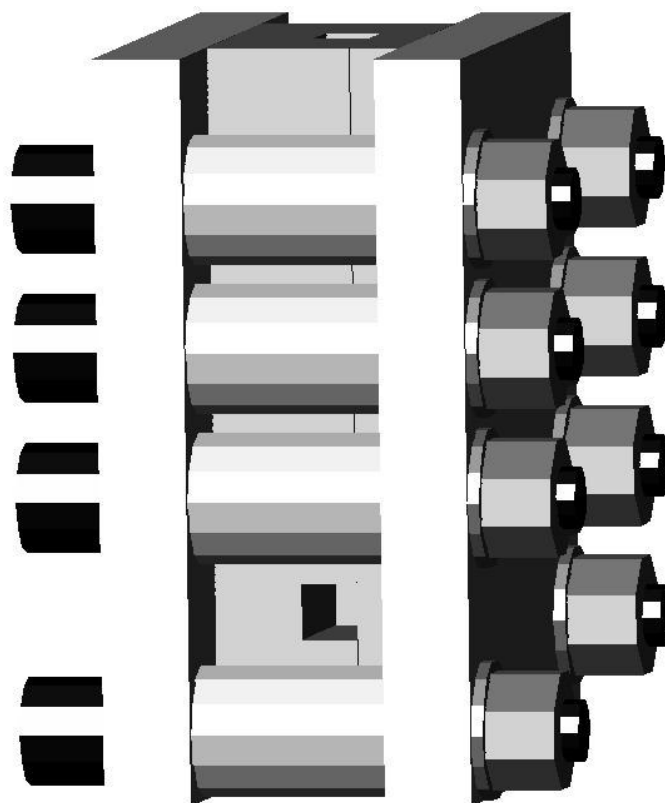


Figura A.1 - Ilustração da matriz de EACI.

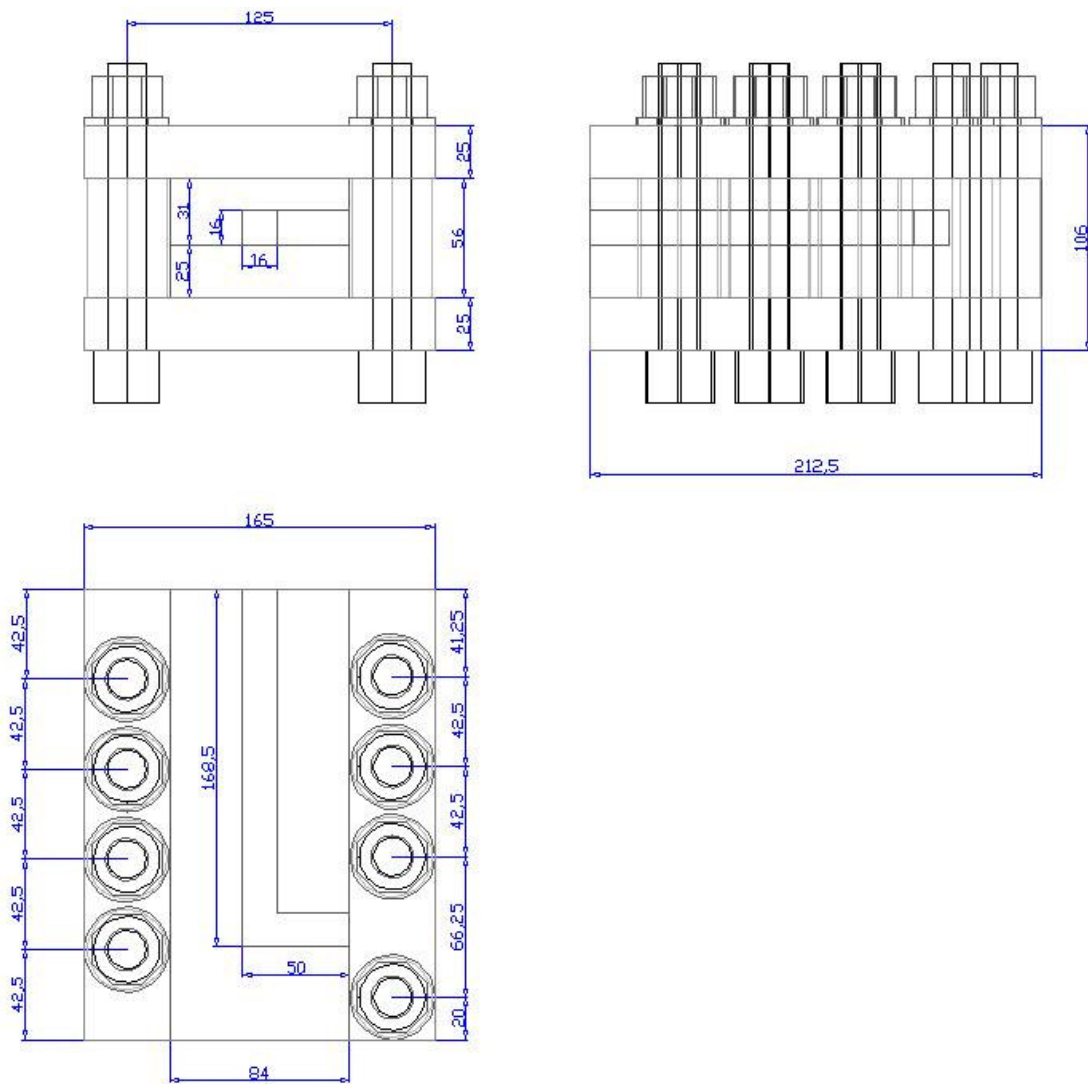


Figura A.2 - Dimensões da matriz de EACI.

APÊNDICE B

Dimensionamento da matriz.

A união da matriz é feita através do uso de 8 parafusos M18 de classe de resistência 12,9. Os dados do parafuso são apresentados na tabela 1. A força máxima suportada pelos parafusos é de 1488kN que corresponde a aproximadamente 150tons.

Tabela B.1 - Dados dos parafusos

Classe de resistência:	12,9
Diâmetro Nominal:	18mm
Seção resistente:	192mm ²
Força mínima de ruptura:	186000N

Para calcular a carga máxima que pode ser aplicada pelo punção é necessário determinar o estado de tensões do sistema.

Considerando um sistema de coordenadas em que a direção z é paralela à direção de extrusão e a direção x é paralela à direção do canal de saída da matriz, a força P exercida pelo punção é paralela à direção z.

Um elemento de volume do corpo de prova no canal de entrada na matriz de EACI estará sujeito a tensões nas três direções principais sendo que ele poderá deformar elasticamente na direção z e estará contido pelas paredes da matriz nas direções x e y. Podemos desconsiderar as tensões e deformações cisalhantes no processo.

O estado de tensões no elemento de volume considerado está apresentado na figura 1.

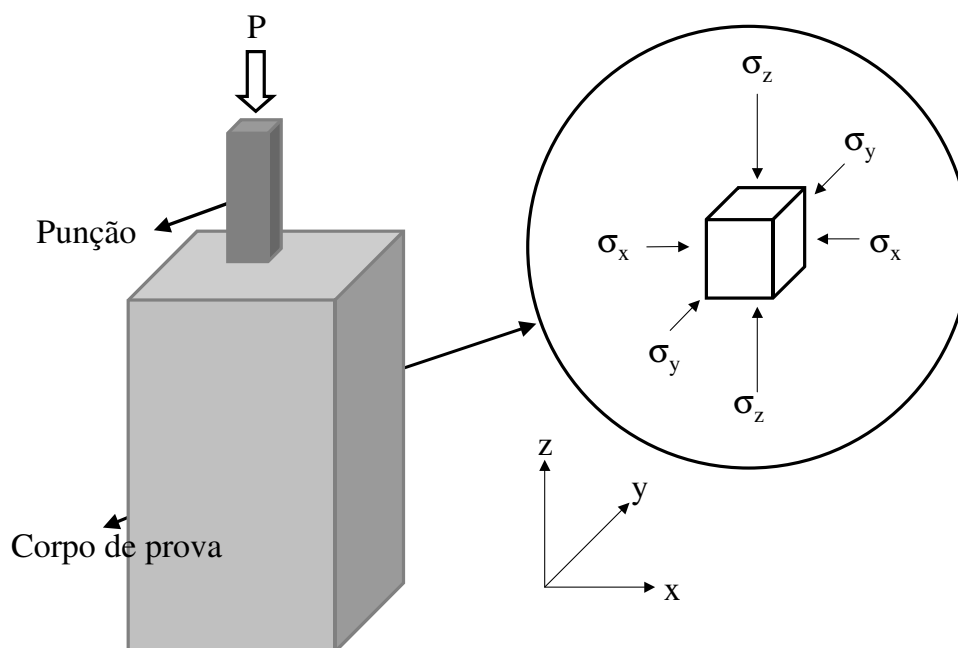


Figura B.1 - Estado de tensões em um elemento de volume do corpo de prova no canal de entrada da matriz durante o processo de EACI.

No regime elástico podemos considerar as seguintes relações entre tensão e deformação para as três direções principais:

Tabela B.2 - Relações entre tensões e deformações.

Tensão	Deformação na direção x	na Deformação na direção y	na Deformação na direção z
σ_x	$\epsilon_x = \frac{\sigma_x}{E}$	$\epsilon_y = -\nu \frac{\sigma_x}{E}$	$\epsilon_z = -\nu \frac{\sigma_x}{E}$
σ_y	$\epsilon_x = -\nu \frac{\sigma_y}{E}$	$\epsilon_y = \frac{\sigma_y}{E}$	$\epsilon_z = -\nu \frac{\sigma_y}{E}$
σ_z	$\epsilon_x = -\nu \frac{\sigma_z}{E}$	$\epsilon_y = -\nu \frac{\sigma_z}{E}$	$\epsilon_z = \frac{\sigma_z}{E}$

Por superposição dos componentes de deformação nas direções x, y e z,

$$\epsilon_x = \frac{1}{E} [\sigma_x - \nu(\sigma_y + \sigma_z)]$$

$$\varepsilon_y = \frac{1}{E} [\sigma_y - \nu(\sigma_x + \sigma_z)]$$

$$\varepsilon_z = \frac{1}{E} [\sigma_z - \nu(\sigma_x + \sigma_y)]$$

Igualando ε_x e ε_y a 0,

$$\sigma_y = \nu(\sigma_x + \sigma_z)$$

$$\sigma_x = \nu(\sigma_y + \sigma_z)$$

$$\sigma_x = \nu[\sigma_y + \nu(\sigma_x + \sigma_z)]$$

$$\sigma_x = \sigma_z \frac{\nu + \nu^2}{1 - \nu^2}$$

Seguindo o mesmo raciocínio chegamos a um valor igual para σ_y .

$$\sigma_y = \sigma_z \frac{\nu + \nu^2}{1 - \nu^2}$$

Considerando um valor típico de metais de 0,3 para o módulo de poisson,

$$\sigma_x = \sigma_y = 0,43\sigma_z$$

Considerando um coeficiente de segurança de 2, a força máxima que pode ser suportada pelo conjunto de parafusos é 744kN. Um corpo de prova com 120mm de comprimento possui uma área lateral de 1920mm² (120mm x 16mm). Desta forma a tensão máxima que o corpo de prova pode exercer sobre a matriz é:

$$\sigma_y = \frac{F_{m\acute{a}x}}{A_{lat}} = \frac{744kN}{1920mm^2} = 387,5MPa$$

com isto a tens\~ao m\~axima exercida pelo pun\~cao e a for\~ca m\~axima s\~ao:

$$\sigma_z = 900MPa$$

$$F_{pun\~cao} = 230000N = 23,5tons$$

Logo a matriz est\~a dimensionada para uma carga no pun\~cao de at\~e 23,5 tons com coeficiente de seguran\~ca de 2.