

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

**SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL, PROJETO, CONSTRUÇÃO E**  
**ANÁLISE DO DESEMPENHO DE UMA MATRIZ PARA EXTRUSÃO**  
**EM CANAL ANGULAR DEDICADA AO PROCESSAMENTO DE**  
**CHAPAS**

Phillip Springer

**São Carlos**

**2012**



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

**SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL, PROJETO, CONSTRUÇÃO E**  
**ANÁLISE DO DESEMPENHO DE UMA MATRIZ PARA EXTRUSÃO**  
**EM CANAL ANGULAR DEDICADA AO PROCESSAMENTO DE**  
**CHAPAS**

Phillip Springer

Dissertação apresentada ao Programa de  
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia  
de Materiais como requisito parcial à  
obtenção do título de MESTRE EM  
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. Maurizio Ferrante

Co-orientador: Dr. Jose Benaque Rubert

Agência Financiadora: CNPq

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da  
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

S769sc

Springer, Phillip.

Simulação computacional, projeto, construção e análise do desempenho de uma matriz para extrusão em canal angular dedicada ao processamento de chapas / Phillip Springer. -- São Carlos : UFSCar, 2012.  
94 f.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2012.

1. Engenharia de materiais. 2. Simulação computacional.  
3. Extrusão em canal angular. 4. Elementos finitos. I. Título.

CDD: 620.11 (20ª)

## DEDICATÓRIA

Dedico esse trabalho a minha mãe.

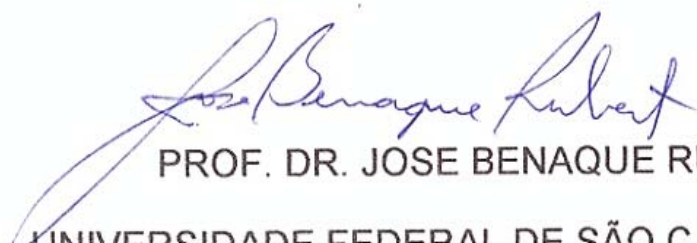
## VITAE DO CANDIDATO

Especialização pelo SENAI (2011), Bacharel em Física pela UFSCar (2009)


MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO  
DE PHILLIP SPRINGER

APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO  
CARLOS, EM 29, 08, 2012.

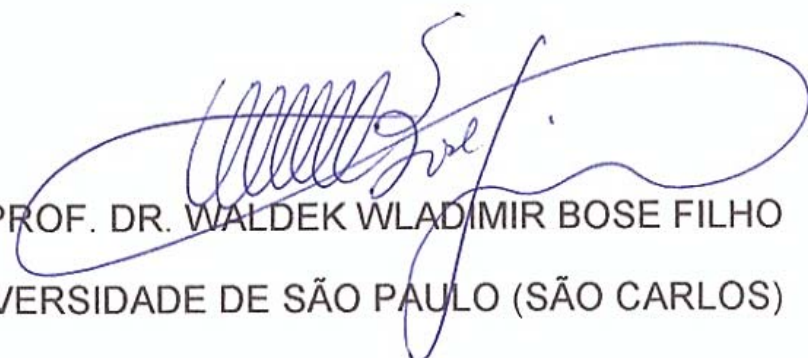
BANCA EXAMINADORA:



PROF. DR. JOSE BENAQUE RUBERT  
UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS  
(Co-orientador)



PROF. DR. CLAUDEMIRO BOLFARINI  
UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS



PROF. DR. WALDEK WLADIMIR BOSE FILHO  
UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO (SÃO CARLOS)



## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente as mulheres da minha família, avó, mãe e tia as quais devo a maior parte da minha formação como pessoa. Agradeço também a meu pai e irmãos com os quais tenho grande e exclusiva identificação pessoal.

No aspecto prático que tange a formulação deste trabalho agradeço prioritariamente ao meu orientador Prof. Dr. Maurizio Ferrante que dès do primeiro dia de trabalho ainda como iniciação científica depositou confiança em mim abrindo as portas do laboratório. Não podendo deixar de citar as contribuições de meu coorientador Prof. Dr. Jose Benaque Rubert sempre presente e dos demais professores que compõem o laboratório; Prof. Dr. Vitor Sordi e Profa. Dra. Andrea.

Agradeço também a todos os colegas diários de laboratório por todo o auxílio e companheirismo a mim oferecido.

Obrigado.





## RESUMO

O presente trabalho descreve o projeto, construção e testes de uma matriz de Extrusão em Canal Angular (ECA) dedicada ao processamento de amostras em forma de chapa. O parâmetro construtivo fundamental de uma matriz deste tipo é a geometria dos canais, especialmente o ângulo de encontro dos mesmos e os raios de curvatura nesse ponto. O material de trabalho empregado é o Al comercial AA1050.

A motivação deste projeto é prover o ferramental necessário para produção de amostras que serão utilizadas em estudos futuros dirigidos à alteração da textura do material acima nomeado, visando melhorar sua conformabilidade. De fato, há indicações que a laminação assimétrica e o processo ECA podem alterar texturas desfavoráveis.

A presente investigação é composta por dois subprojetos sequenciais e complementares:

(i) Análise numérica por elementos finitos (EF) da variação simultânea e independente dos raios de curvatura externo ( $R$ ) e interno ( $r$ ) no ponto de encontro dos canais, e validação experimental. Objetiva-se com isso maximizar a homogeneidade de deformação equivalente do material. Utilizando a liga Pb-62%Sn como material de trabalho foram simuladas e testadas doze combinações  $R - r$ , mantendo constante em  $120^\circ$  o ângulo de encontro dos canais. Foi também examinado em detalhe o fenômeno do *corner gap* (descolamento do tarugo da parede externa do canal), e determinada sua influência na distribuição da deformação equivalente.

(ii) Em base aos resultados obtidos no subprojeto (i), e outras considerações foi realizada uma matriz ECA para processamento de placas de AA1050 com  $R = 3$  e  $r = 0$ . Por EF foi determinada a distribuição de deformação efetiva após um e quatro passes ECA cuja comprovação experimental foi realizada via mapeamento da microdureza Vickers no plano transversal da chapa. A simulação numérica foi satisfatoriamente validada e o bom funcionamento desse projeto de matriz foi comprovado na prática pela evolução da resistência mecânica e tamanho de grão.



# **COMPUTATIONAL SIMULATION, DESIGN, CONSTRUCTION AND PERFORMANCE ANALYSIS OF AN EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING DIE FOR THE PROCESSING OF FLAT BILLETS**

## **ABSTRACT**

The present work describes the design, construction and testing of an equal channel angular pressing (ECAP) die characterized by rectangular cross section channels. The main parameter of the ECAP dies is the geometry of the channels, given by the angle trough which they meet, and the curvature radii at this point. The material employed in the experiments was an Al AA1050, 7 mm thick plate.

The main motivation of the project is to produce the tooling necessary for the production of samples to be employed in future studies, directed to the crystallographic texture change of the above named material so as to improve its deep drawing behavior. Indeed, there are indications that both asymmetrical rolling and ECAP processing can minimize unfavorable textures.

This present investigation is composed by two sequential and complementary subprojects:

(i) Numerical analysis by finite elements (FEM) of the simultaneous and independent variation of the external ( $R$ ) and internal ( $r$ ) curvature radii at the channels intersection, plus experimental validation, a procedure that seeks to minimize the deformation heterogeneity of the billet. Using a Pb-62% alloy twelve  $R$ - $r$  combinations were tested and simulated, keeping constant the angle at the channels intersection. Also, the phenomenon known as "corner gap" (a detachment of the billet from the outer channel wall) was analyzed and its influence on the billet equivalent deformation determined.

(ii) From the results obtained on subproject (i), and additional considerations, an ECAP die for flat billet processing was designed and constructed HAVING  $R = 3$  AND  $r = 0$ . Using FEM simulation the equivalent strain distribution was mapped for plates subjected to one and four passes. Experimental validation of such maps was carried out employing Vickers microhardness measurements of the

plate cross section. The evolution of the tensile properties and grain size confirmed the good performance of the ECAP die design.

## PUBLICAÇÕES

- SPRINGER, P.; SORDI, V.; FERRANTE, M. Design and construction of an Equal Channel Angular Pressing die, and sheet processing and characterization. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON STRENGTH OF MATERIALS (ICSMA). Trabalho aceito para apresentação oral. Bangalore – India. Agosto, 2012
- SPRINGER, P.; SUSSAI, W.; SORDI, V.; FERRANTE, M. Matriz de extrusão em canal angular dedicada a chapas – modelagem computacional, realização e desempenho. In: 67º CONGRESSO DA ABM. Trabalho aceito. Rio de Janeiro – RJ. Agosto, 2012
- SPRINGER, P.; RUBERT, J.; FERRANTE, M. Design, Construction and Performance of an Equal Channel Angular Pressing Die Dedicated to Texture Alteration of Al AA1050 Sheets. In: X ENCONTRO DA SBPMAT. Anais. Gramado – RS. Setembro, 2011
- SPRINGER, P.; FERRANTE, M. Homogeneidade de resistência mecânica de Al deformado por extrusão em cana angular. In: CONGRESSO BRASILEIRO EM CIENCIA ENGENHARIA DE MATERIAIS . Anais. Campos de Jordão – SP. Novembro, 2011.



## ÍNDICE DE ASSUNTOS

BANCA EXAMINADORA.....	i
AGRADECIMENTOS.....	iii
RESUMO.....	v
ABSTRACT.....	vii
PUBLICAÇÕES.....	ix
SUMÁRIO.....	xi
INDICE DE TABELAS.....	xiii
INDICE DE FIGURAS.....	xv
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	xxi
1.INTRODUÇÃO.....	1
2.REVISÃO DA LITERATURA.....	5
2.1. Processos de deformação plástica de policristais – generalidades.....	5
2.2. Processos de Deformação Plástica Severa.....	11
2.3. Processo ECA.....	13
2.4. Efeitos estruturais do processamento ECA.....	19
2.5. Comportamento mecânico após processamento ECA.....	24
2.6. Geometria das matrizes ECA e homogeneidade de deformação.....	33
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	37
3.1. Materiais.....	37
3.2. Matrizes ECA e processamento.....	38
3.3. Ensaio de tração e medidas de dureza.....	42
3.4. Caracterização microestrutural.....	43
3.5. Medidas da deformação equivalente, da homogeneidade de deformação e das forças de prensagem.....	44
3.6. Medida do <i>corner gap</i> .....	46
3.7. Análise numérica.....	47
4. RESULTADOS.....	51
4.1. Deformação equivalente e cargas de prensagem: simulação e validação experimental.....	52



4.2. Matriz para chapas: projeto, construção e desempenho.....	60
5. DISCUSSÃO.....	61
5.1. Liga Pb-62%Sn.....	61
5.2. Al AA1050.....	65
5.3. Desempenho da matriz.....	71
6. CONCLUSÕES.....	75
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	77
8. BIBLIOGRAFIA.....	79
ANEXO I.....	89
ANEXO II.....	93

## ÍNDICE DAS TABELAS

Tabela 2.1. Valores do parâmetro $k_y$ da expressão de Hall-Petch.....	28
Tabela 2.2. Valores das constantes da expressão de Hall-Petch – Al-4%Cu.....	30
Tabela 2.3. Valores típicos de EFE de materiais metálicos.....	31
Tabela 3.1. Composição química nominal do Al AA1050 (%peso).....	38
Tabela 3.2 Propriedades de tração e dureza Brinnel de placa de Al AA1050.....	38
Tabela 3.3. As 12 combinações de raios externo (R) e interno (r), e correspondentes ângulos $\psi$ .....	40
Tabela 4.1. Evolução do tamanho de grão com o número de passes ECA.....	52
Tabela 4.2. Correlações entre a geometria de matriz ECA com $\Phi = 120^\circ$ e a deformação equivalente calculada por Iwahashi e experimentalmente.....	53
Tabela 5.1. Propriedades de tração da liga Pb-62%Sn processada por diversos passes ECA em matriz com $\Phi = 120^\circ$ e $\psi = 0^\circ$ .....	61
Tabela 5.2. Dureza HV medida nos planos X Y Z para Pb-62%Sn processado por dois e cinco passes ECA.....	62
Tabela 5.3 Valores de $\sigma_y$ , $\sigma_u$ e alongamento para amostras não deformadas e deformadas de um a quatro passes.....	74



## ÍNDICE DAS FIGURAS

Figura 1.1 - Esquema do processo da estampagem profunda.....	2
Figura 1.2 - Esquema do processo <i>roll casting</i> e detalhes da solidificação do veio e formação da microestrutura.....	3
Figura 1.3 - Esquema do processo <i>Direct chill</i> e seção de um lingote, indicando a região dendrítica e a equiaxial.....	4
Figura 2.1. Curva tensão-deformação de engenharia típica para aços baixo carbono.....	6
Figura 2.2. Esquematização do significado do índice de encruamento $n$ : comportamento dúctil, $n = 0$ , frágil, $n = 1$ e intermediário, $0 < n < 1$ .....	7
Figura 2.3. Formação da deformação localizada ou estrição em amostra de tração.....	8
Figura 2.4. Representação de uma curva tensão-deformação experimental segundo Hollomon e Voce; comparação com a curva experimental de tração.....	9
Figura 2.5. Técnicas de DPS: a) Torção sob pressão, b) Sequência cíclica extrusão-compressão, c) Laminação acumulada, d) ECA.....	12
Figura 2.6. Esquema da matriz ECA, mostrando o significado dos ângulos $\Phi$ e $\Psi$ , e a localização dos raios de curvatura $R$ e $r$ .....	13
Fig 2.7. Diferentes configurações do encontro dos canais com $\phi$ constante: (a) $\Psi = 0$ ; (b) $\Psi = (\pi - \Phi)$ , e (c) $0 < \Psi < (\pi - \Phi)$ .....	14
Figura 2.8. Dependência da deformação equivalente em processamento ECA, em função de $\Psi$ para vários valores de $\Phi$ .....	15
Figura 2.9. Esquema de linhas de escorregamento durante processo ECA: (a) alteração por cisalhamento em área inicialmente de geometria quadrada antes da passagem pelo “leque” de linhas de escorregamento, e posterior deformação para forma de losango com	

formação de ângulo de $57^{\circ}5'$ com a vertical; (b) leque de linhas de escorregamento.....	16
Figura 2.10. Efeito de esmagamento em ECA: (a) supressão do <i>corner gap</i> , (b) desconfiguração do leque de linhas de escorregamento, (c) consequente efeito de heterogeneidade de deformação.....	17
Figura 2.11. Ilustração de amostra em forma de tarugo de seção quadrada e a denominação das direções de seus planos.....	18
Figura 2.12. Efeito de diferentes rotas sobre o fluxo das linhas de escorregamento. N é o número de passes.....	19
Figura 2.13. Deformação macroscópica nas faces X, Y e Z de um tarugo de Al comercialmente puro, processado em temperatura ambiente com um passe em matriz de secção $10 \times 10 \text{ mm}^2$ , com $\Phi = 90^{\circ}$ , $\psi = 120^{\circ}$ .....	20
Figura 2.14 – Deformação dos planos X, Y e Z para diferentes rotas ECA.....	21
Figura 2.15. Microestrutura dos planos X, Y e Z em Al de alta pureza processado em temperatura ambiente por: (a) um passe e (b) quatro passes em matriz de secção $10 \times 10 \text{ mm}^2$ , com $\Phi = 90^{\circ}$ , $\psi = 120^{\circ}$ . O caminho de deformação seguiu a rota A.....	22
Figura 2.16. Evolução da natureza dos contornos de grão nas faces X e Y de um tarugo de Al em função do número de passes.....	23
Figura 2.17. Micrografias óticas e por TEM de Al AA1050 após: (a-b) um passe e (c - d) quatro passes ECA. Matriz com $\Phi = 120^{\circ}$ , rota B <sub>C</sub> .....	24
Figura 2.18. Curvas tensão-deformação plástica de engenharia de amostras de Al-4%Cu, no estado não deformado (0X), e deformadas por um e quatro passes. As letras S e H se referem a condições iniciais das amostras.....	25
Figura 2.19. Curvas tensão – deformação de engenharia para Cu; as condições de processamento correspondentes a cada curva estão especificadas na figura.....	26

Figura 2.20. Tensão de escoamento versus $d^{-0,77}$ para as ligas de Al: Al-4%Cu, 2014 e 6082.....	30
Figura 2.21. Curva de tensão deformação de aço baixo carbono obtida por meio de ensaio de torção, a $800^{\circ}$ , e que apresenta recuperação dinâmica.....	31
Figura 2.22. Correlação entre EDE e limite inferior do tamanho de grão de materiais submetidos a DPS.....	33
Figura 2.23. Deformação equivalente para uma matriz com $\Phi = 90^{\circ}$ e largura do canal $D = 10$ mm, em função da variação independente dos raios de curvatura externo e interno. Dados calculados utilizando as equações (5.3.) e (5.4.).....	35
Figura 2.24. Mapas de contorno mostrando gradientes de microdureza medidos no plano X de tarugos de Al comercialmente puro processados de um a seis passes, rota $B_C$ e matrizes com $\Phi = 90^{\circ}$ e $\psi = 20^{\circ}$ .....	36
Figura 3.1. Placa de Al AA1050 e chapa (tarugo plano), utilizadas no presente trabalho.....	38
Figura 3.2. Esquemática de uma matriz ECA com $\Phi = 120^{\circ}$ : (a) matriz especialmente construída mostrando um par de insertos intercambiáveis, formando uma das 12 combinações R-r; (b) geometria do canal para $R = 8$ mm e $r = 3$ mm mostrando a construção do ângulo de curvatura $\psi$ , que no exemplo é de $19^{\circ}$ .....	39
Figura 3.3. Matriz ECA com a placa em acrílico e fechamento com placa de aço.....	40
Figura 3.4. Matriz ECA com canal de seção retangular utilizada no processamento de placas.....	41
Figura 3.5. Geometria e dimensões dos corpos de prova de tração.....	42
Figura 3.6. A amostra tipo (i) é mostrada em (a) notando-se a identificação dos planos da amostra com respeito à direção de prensagem ECA e a localização da malha de referência. Em (b -c) tarugos mostrando o fluxo de material em 2D e o método de medida dos ângulos $\gamma$ , feito exclusivamente nas regiões de deformação homogênea. No exemplo os raios de curvatura no encontro dos canais	

da matriz R e r são 8 e 3 mm, respectivamente e correspondem a $\psi = 19^\circ$ .....	45
Figura 3.7. Exemplo da medida da área do <i>corner gap</i> .....	47
Figura 3.8 Ajuste do modelo de Voce à curva tensão-deformação de Al AA1050, processado com quatro passes ECA.....	49
Figura 4.1. Micrografias óticas e por MEV de Pb-62%Sn: (a) estado como fundido; (b) após um passe ECA; (c-d) após cinco passes.....	51
Figura 4.2. Efeito das diferentes combinações R – r no valor da deformação equivalente em tarugos Pb-62%Sn. Comparação entre simulação física e simulação computacional.....	52
Figura 4.3. Gráficos de força de prensagem <i>versus</i> deslocamento do punção no canal da matriz, para as diferentes combinações R-r estudadas e tarugos de Pb-62%Sn. No inserto imagens do <i>corner gap</i> correspondente a 14-14.....	54
Figura 4.4. Imagens da simulação física e da simulação por EF que mostram o <i>corner gap</i> , e o campo de tensões equivalentes para: (a) configuração 8-0 e (b) configuração 14-14. Os dois conjuntos representam condições extremas de tamanho de <i>corner gap</i> dos tarugos de Pb-62%Sn.....	55
Figura 4.5. Magnitude do <i>corner gap</i> em tarugos de Pb-62%Sn submetidos a um passe ECA, para diferentes configurações R-r.....	56
Figura 4.6. Distribuição da deformação equivalente nos planos Y e X em tarugos de Pb-62%Sn, para diferentes configurações R-r. Simulação computacional, um passe.....	56
Figura 4.7. Micrografia ótica por luz polarizada de Al AA101050 no estado como recebido. Plano Y.....	57
Figura 4.8. Curvas força de prensagem <i>versus</i> deslocamento do pistão para quatro combinações R - r, calculadas por EF.....	58
Figura 4.9. Distribuição da deformação equivalente em placas de Al AA1050, para diferentes configurações R - r e submetidas a um passe	

ECA. Simulação computacional obtida utilizando o software DEFORM.....	59
Figura 4.10. Gradientes de dureza HV para placas de Al AA1050 submetidas a um e quatro passes ECA em matriz com $\Phi = 120^\circ$ e raios de curvatura 3 - 0. Plano X.....	60
Figura 5.1. Em (a) tem-se uma viga em flexão apoiada nas extremidades mostrando a distribuição das tensões calculada por EF; (b) corte transversal da viga mostrando a distribuição de tensões na área da seção.....	66
Figura 5.2. Relação entre a carga de flambagem e a seção transversal do punção, para vários comprimentos (L) do mesmo, assim como calculados pela Mecânica dos Materiais. A linha ( —●— ) indica valores simulados por EF da força necessária para a execução do primeiro passe ECA, em função da seção transversal da chapa, para Al AA1050 e matriz com $\Phi = 120^\circ$ . A linha vertical indica a seção transversal do punção efetivamente utilizado ( $25 \times 7 \text{ mm}^2$ ) e o ponto sobre a mesma indica o valor simulado por EF da força necessária para o quarto passe, considerando a seção aqui utilizada.....	70
Figura 5.3. Micrografias eletrônicas de transmissão de Al AA1050 processado por quatro passes ECA. A figura de difração mostra persistência de contornos de pequeno ângulo.....	72
Figura 5.4. Evolução da tensão de escoamento, tensão máxima e alongamento até a fratura de Al AA1050 com o número de passes ECA. O processamento foi realizado em temperatura ambiente segundo a rota B <sub>C</sub> e taxa de deformação igual a $1,1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ .....	73





## SÍMBOLOS E ABREVIATÓES

b - vetor de Burgers

d – diâmetro médio de grão

D - dimensão característica do canal

DPS – deformação plástica severa

C – coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação

E – modulo de elasticidade

f - vetor força resultante

G - módulo de cisalhamento

I - momento de inércia

L - comprimentos de punção

m - ductilidade após alcançar a tensão máxima

n – expoente de encruamento

$P_C$  - carga crítica de flambagem

K – matriz de rigidez ou fator de comprimento efetivo

v - vetor velocidade dos nós do elemento

r – raio interno do canal

R – raio externo do canal

$k_y$  - resistência que o contorno exerce contra a propagação das bandas de escorregamento

K – índice de resistência

$\sigma$  – tensão

$\sigma_s$  - tensão de saturação

$\sigma_1$  – tensão verdadeira

$\varepsilon$  – deformação

$\varepsilon_N$  - deformação equivalente por numero de passes

$\varepsilon_{eq}$  – deformação equivalente

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

$d\sigma/d\varepsilon$  – endurecimento por deformação

$\Psi$  – ângulo externo de curvatura no ponto de encontro dos canais

$\Phi$  - ângulo entre os canais da matriz

$\gamma$  - deformação por cisalhamento ou energia de defeito de empilhamento

$\sigma - \varepsilon$  – curva tensão deformação

$\sigma_y$  – tensão de escoamento

$\sigma_u$  – tensão máxima

$\sigma_0$  – tensão inicial

$\rho$  – densidade de discordâncias

$\alpha$  - fator de Taylor

0X – material não processado por ECA

1X – material processado uma vez por ECA

2X – material processado duas vezes por ECA

3X – material processado três vezes por ECA

4X – material processado quatro vezes por ECA

5X – material processado cinco vezes por ECA

## 1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

O presente projeto é parte de outro mais amplo que tem como objetivo o estudo da mudança de textura cristalográfica de chapas de Al AA1050 obtidas por *roll casting*, da orientação cubo para outras mais favoráveis aos processos de conformação mecânica.

Há indicações de que essa mudança de textura possa ser obtida aplicando deformação por cisalhamento à chapa, e duas opções se apresentam: (i) laminação assimétrica [1], que realiza-se em laminadores providos de rolos com velocidades periféricas diferentes, e (ii) um dos processos conhecidos como *deformação plástica severa* (DPS), em especial a variante conhecida como *extrusão em canal angular* (ECA) [2]. A segunda técnica tem a vantagem de, além da mencionada atuação sobre a textura cristalográfica, reduzir o tamanho de grão a dimensões submicrométricas. Com isso a resistência mecânica é aumentada pelo efeito Hall-Petch, havendo também melhorias do comportamento sob cargas cíclicas.

A aplicação da deformação ECA a chapas exige o projeto e construção de matrizes adequadas, diferentes das produzidas e utilizadas até o presente nas atividades de pesquisa em DPS do Laboratório de Deformação Plástica Severa do Departamento de Engenharia de Materiais (LDPS/DEMa). Assim, o projeto está centrado na simulação numérica do desempenho de uma matriz ECA para chapas, objetivando otimizar seus parâmetros geométricos. Uma vez construída a referida matriz seu desempenho foi comparado experimentalmente com o previsto pela simulação, com o intuito de assim validar seus resultados.

Estudos de conformabilidade são necessários para fornecer fundamentos teóricos - experimentais para o processo de estampagem profunda à frio, que é uma modalidade de conformação mecânica. Brevemente, o referido processo consiste em forçar uma chapa fina a adquirir o formato de uma matriz pela ação de um punção. Realiza-se inteiramente no estado sólido e a geometria final é gerada pela aplicação de esforços mecânicos que seguem as

especificações do projeto da peça (forma, dimensões e propriedades), mantendo o volume inicial constante.

A conformabilidade plástica, ou trabalhabilidade, é uma propriedade tecnológica que expressa a facilidade com que um material pode ser processado por deformação no regime plástico sem apresentar defeitos na peça. Esta característica correlaciona-se com a resistência mecânica, a ductilidade e o nível de deformação necessário para a fratura. Os limites da conformabilidade são determinados pela estrição e fratura, esta a maior limitação dos processos de conformação. Uma característica importante do material de partida é a orientação preferencial ou textura cristalográfica, que muito influi na conformabilidade e resposta mecânica da chapa em suas diferentes direções.

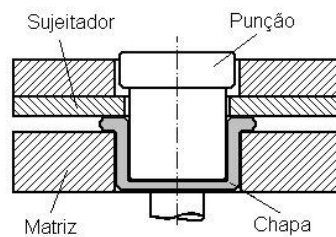


Figura 1.1 - Esquema do processo da estampagem profunda.

Em um grande número de processos de fabricação de produtos intermediários (como chapas, tubos, perfís extrudados, arames e fios) há formação de textura cristalográfica. Isso porque a deformação plástica se dá por escorregamento de determinados planos cristalinos uns sobre os outros, o que por sua vez provoca rotação e alinhamento dos grãos. Lingotes no estado como fundido também apresentam textura pois a estrutura de solidificação é na maior parte formada por dendritas. Desse modo, Al comercialmente puro, assim como todos os metais CFC, orienta-se com seu eixo na direção cubo  $\langle 100 \rangle$ .

O presente projeto tem como material de estudo chapas de Al comercialmente puro produzidas pelo processo conhecido como *roll caster*, que basicamente consiste na combinação de solidificação e laminação em uma única etapa. A Figura 1.2 mostra o processo de roll casting e detalha a passagem do filme

líquido no vão dos cilindros do laminador e a solidificação do metal, enquanto a Figura 1.3 é um esquema do processo de fundição convencional de tarugos, uma tecnologia de produção semicontínua chamada *direct chill* (DC). A estrutura de solidificação dos lingotes assim produzidos é formada por uma periferia de dendritas e um centro com grãos equiaxiais. Naturalmente, o mesmo ocorre com chapas produzidas por *roll casting*, mas aqui a relação volumétrica da estrutura dendrítica/estrutura equiaxial é muito maior. O resultado disso é uma forte textura do tipo cubo, produzida na superfície, mas como a chapa tem normalmente espessura de uns poucos milímetros essa textura ocupa quase toda a seção transversal embora sua intensidade diminua da superfície para o centro.

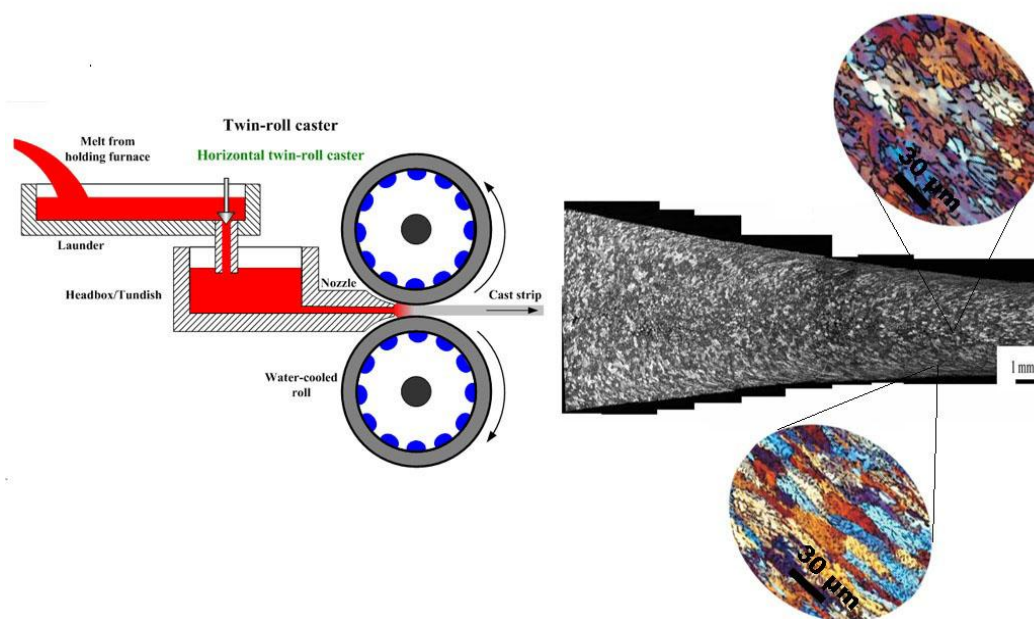


Figura 1.2 - Esquema do processo *roll casting* e detalhes da solidificação do veio e formação da microestrutura [3],[4].

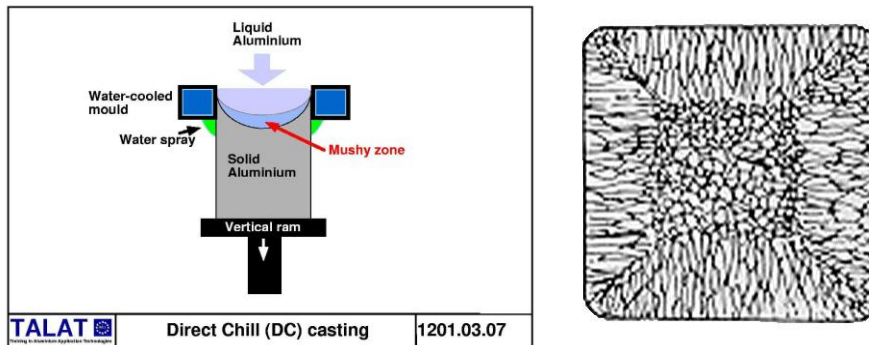


Figura 1.3 - Esquema do processo *Direct chill* e seção de um lingote, indicando a região dendrítica e a equiaxial [5].

O resultado é uma forte anisotropia de deformação, o que leva ao defeito conhecido como orelhamento (*earing*, em inglês).

Lembrando que em Al a deformação por escorregamento ocorre ao longo do sistema  $\{111\} \langle 110 \rangle$ , é esta e não a textura cubo, a que favorece a estampagem profunda. Outra orientação favorável é a  $\{001\} \langle 110 \rangle$ .

Como mencionado no Resumo e evidenciado no decorrer do texto, o presente trabalho foi realizado em duas fases sucessivas:

- Otimização do projeto da matriz ECA com relação às forças de prensagem e à homogeneidade de deformação. O material de trabalho é a liga Pb-62%Sn.
- Projeto, construção e análise do desempenho de uma matriz ECA para processamento de chapas (tarugos planos) de Al AA1050 produzidas por *roll casting*. Este projeto utilizou o conhecimento obtido na fase anterior, na qual foram testadas 12 diferentes geometrias do canal.

Em ambas as fases utilizou-se simulação por Elementos Finitos (EF) e correspondente validação experimental.

## 2. REVISÃO DA LITERATURA

### 2.1. Processos de deformação plástica de policristais – generalidades

Para representar matematicamente as diferentes etapas e regiões da deformação uniforme dos materiais mais de uma expressão pode ser utilizada [6]. A descrição mais convencional segue o método matemático conhecido como Crussard - Jaoul (C-J) [7],[8], que utiliza gráficos  $\log(d\sigma/d\varepsilon)$  versus  $\log$  deformação. O método se aplica às seguintes descrições empíricas da curva  $\sigma - \varepsilon$ :

- Ludwik [9]
- Swift [10]
- Hollomon [11]
- Voce [12]

- dos quais serão aqui apresentados e utilizados apenas os dois últimos.

Inicialmente vale lembrar que a representação usual do comportamento mecânico dos materiais é dada pela curva tensão-deformação. A partir destas os materiais podem ser classificados como dúcteis ou frágeis, lembrando que inicialmente ambos apresentam um estágio de deformação que varia linearmente com a tensão aplicada, comportamento este conhecido como deformação elástica. Materiais frágeis fraturam ao término ou logo após o final deste regime, sem quase experimentar deformação permanente. Por sua vez materiais dúcteis ao atingir determinado valor da tensão, chamado de tensão de escoamento ( $\sigma_y$ ), passam do regime elástico ao plástico exibindo maior ou menor deformação permanente quando sob carga. Essa deformação é causada pelo deslizamento relativo de planos atômicos, o que indica a geração e movimento de discordâncias.

Observado macroscopicamente o comportamento da curva tensão-deformação é descrito pelos parâmetros  $n$  e  $m$ , respectivamente expoente de encruamento e expoente de sensibilidade à taxa de deformação. O primeiro é parte da descrição analítica da curva tensão – deformação até o ponto de tensão máxima ( $\sigma_u$ ) e o segundo a descreve deste ponto de máximo até a fratura.



A Figura 2.1 mostra esquematicamente a curva tensão-deformação de engenharia típica para aço baixo carbono. Estão representadas três regiões: (i) de deformação elástica onde tensão e deformação relacionam-se por uma reta com coeficiente angular igual ao módulo de elasticidade em tração ( $E$ ); (ii) de deformação plástica; (iii) de deformação não uniforme (estricção), que termina em ruptura.

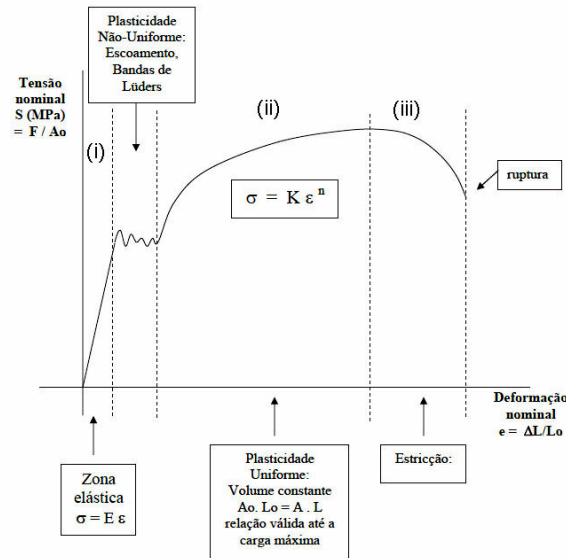


Figura 2.1. Curva tensão-deformação de engenharia típica para aços baixo carbono.

### Equação de Hollomon

O comportamento plástico dos materiais é comumente descrito pela equação de Hollomon; esta relaciona a tensão com a deformação de modo linear via uma constante de proporcionalidade conhecida como *índice de resistência* ( $K$ ), e modo exponencial via o *expoente de encruamento*.

$$\sigma = K \epsilon^n \quad (2.1.)$$

O índice de resistência é igual à tensão para uma deformação hipotética igual a  $\epsilon = 1$ . O valor de  $n$  pode variar de zero, comportamento perfeitamente plástico característico dos polímeros, a um, expressando comportamento frágil típico dos materiais cerâmicos. Metais por sua vez apresentam comportamento intermediário, com  $0 < n < 1$ , ver Figura 2.2:

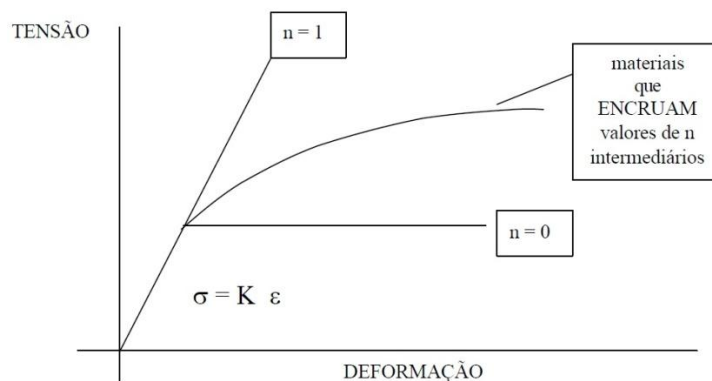


Figura 2.2. Esquemática do significado do índice de encruamento  $n$ : comportamento dúctil,  $n = 0$ , frágil,  $n = 1$  e intermediário,  $0 < n < 1$ .

É importante observar que o expoente  $n$  define o alongamento uniforme. Outro importante parâmetro descritivo da curva tensão - deformação, válido tão logo a tensão máxima é superada, é a *sensibilidade à taxa de deformação* ( $m$ ) que representa o aumento da resistência com o aumento da velocidade de deformação. Este parâmetro só é mensurável em temperaturas elevadas e médias e descreve a capacidade de o material resistir à deformação localizada. Seu significado é mostrado pela equação (2.2):

$$\sigma = C \dot{\epsilon}^m \quad (2.2.)$$

Onde  $C$  é o coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação e  $\dot{\epsilon}$  a taxa de deformação. O parâmetro  $m$  quantifica a ductilidade após alcançar a tensão máxima. Com o endurecimento da região em que inicia a deformação localizada, as regiões adjacentes, de menor resistência, são forçadas a se deformar até atingir resistência semelhante ou igual. Esse processo se propaga ao longo da amostra diminuindo a deformação localizada e conferindo ao corpo de prova maior alongamento não uniforme, e conseqüentemente maior alongamento total até a fratura, ver Figura 2.3.

O efeito de sensibilidade à taxa de deformação atua em serie com o efeito de encruamento, sendo possível representar essa combinação pela equação:

$$\sigma = K' \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \quad (2.3.)$$

- onde  $K'$  engloba as constantes  $K$  e  $C$  das equações (2.1) e (2.2).

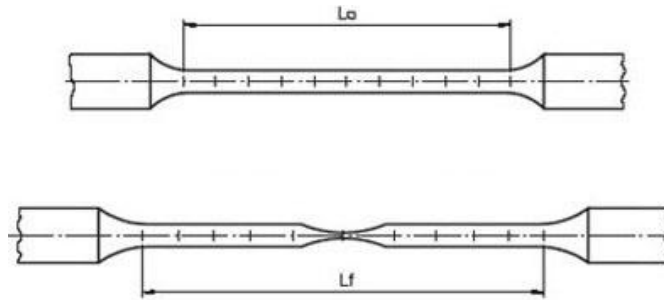


Figura 2.3. Formação da deformação localizada ou estrição em amostra de tração.

#### *Equação de VOCE*

Esta é uma importante formulação constitutiva para a relação tensão – deformação; difere das demais por definir uma saturação da tensão para elevados níveis de deformação. Sua forma é apresentada na equação 2.4:

$$\sigma = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_1) \exp[-(\varepsilon - \varepsilon_1) / \varepsilon_c] \quad (2.4.)$$

- onde  $\varepsilon_c$  é uma constante,  $\sigma_1$  e  $\varepsilon_1$  representam a tensão verdadeira e a deformação verdadeira no regime plástico, respectivamente e  $\sigma_s$  é a tensão de saturação.

Fazendo  $\varepsilon_c = 1/n_v$  e considerando somente o regime plástico de deformação,  $\sigma_1$  e  $\varepsilon_1$  são iguais a zero e a equação 2.4 pode ser reescrita como:

$$\sigma = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_1) \exp(-n_v \varepsilon) \quad (2.5.)$$

Quando comparada com Hollomon a formulação Voce apresenta melhor ajuste aos dados experimentais para estruturas CFC nos estados recozido e encruado, tanto para valores da deformação quanto de taxa de deformação

[13], enquanto Hollomon apresenta bom ajuste apenas em pequenos intervalos iniciais da deformação plástica.

Em simulação computacional a expressão de Hollomon é comumente adotada, ou pelo fato de o processo estudado envolver pequenas deformações ou por desconhecimento dos limites do modelo. Contudo a expressão de Hollomon não descreve corretamente a taxa de endurecimento por deformação do material, pois fornece valores demasiado altos para o alongamento uniforme. Portanto, o modelo superestima a conformabilidade plástica. Em contraste, a equação de Voce apresenta melhor ajuste com os pontos experimentais da curva tensão-deformação, mesmo para altas deformações [13].

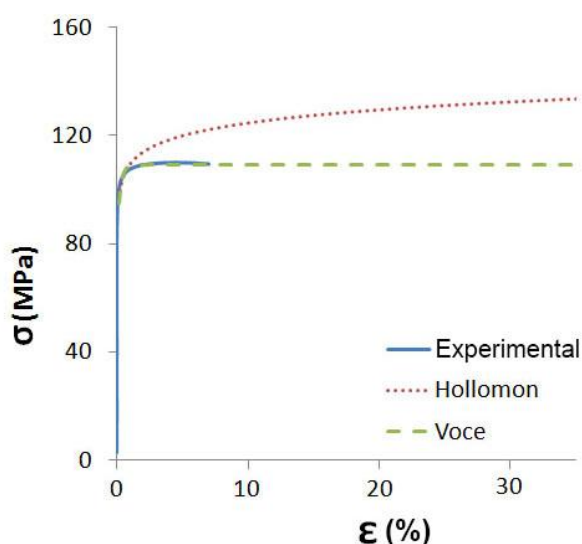


Figura 2.4. Representação de uma curva tensão-deformação hipotética segundo os modelos de Hollomon e Voce; comparação com a curva experimental de tração.

É importante entender que embora a relação tensão-deformação envolva fenômenos microscópicos como geração e movimentação de defeitos cristalinos, ela pode ser tratada no contexto do comportamento macroscópico dos materiais. Essa abordagem se realiza utilizando as relações da Mecânica do Contínuo, no qual parâmetros microestruturais (fator de Schmid, defeitos, interações defeito-defeito e defeito-contorno de grão) [14],[15],[16], não são

levados em conta na análise da deformação plástica, porém seus efeitos são levados em conta. A abordagem via Mecânica do Continuo consiste no uso isolado ou combinado de teorias de plasticidade, elasticidade, viscoplasticidade e viscoelasticidade, cujo efeito final é a obtenção de equações constitutivas dos materiais. Um exemplo de relação constitutiva comumente usada na descrição do comportamento elástico dos materiais é a lei generalizada de Hooke, valida na região de deformação elástica linear. Nessa formulação o modulo de elasticidade  $E$ , antes tratado como escalar, toma representação tensorial.

$$\sigma = E \varepsilon \quad (2.6.)$$

A relação entre tensão e deformação é dada por uma equação constitutiva, derivada de hipóteses sobre o comportamento do material; seu subsequente tratamento algébrico e numérico resulta na obtenção de tensores que contém informações de deformação (configuração), giro, translação e tensão. Sendo assim existe um relativo grau de liberdade da formulação na adoção das hipóteses e aproximações matemáticas. A esse respeito à equação de Ramberg-Osgood, desenvolvida para descrever a curvatura da região elástica (comumente aproximada a uma reta na formulação generalizada de Hooke), exemplifica bem a liberdade existente na formulação das relações constitutivas para uma correta descrição do problema. Considerando efeitos de endurecimento por deformação a equação procura representar a suave transição elasto-plástica característica dos metais. Assim, Ramberg-Osgood [17] descreve a relação tensão - deformação considerando termos corretivos na linearidade prevista por Hooke, ou seja, propõe a utilização de um numero maior de tensores, contemplando assim uma não-linearidade elástica, ou microplasticidade:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \alpha \frac{\sigma_R}{E} \left[ \frac{\sigma^m}{\sigma_R^m} \right] \quad (2.7.)$$

- onde  $\alpha$  é um parâmetro adimensional,  $m$  esta associado ao endurecimento por deformação do material, e  $\sigma_R$  é uma tensão de referencia. A vantagem de refinar os modelos mecânicos do comportamento dos metais, expressando fenômenos microestruturais nos mesmos termos da mecânica de meios

contínuos, é a possibilidade de alimentar com estes modelos programas de análise via métodos numéricos e com isso, facilitar a obtenção de informações em projeto de ferramental para conformação mecânica.

No presente trabalho a título de exemplo foram apresentadas as formulações (2.6. e 2.7.) para descrição do comportamento mecânico através de uma curva tensão - deformação a ser incorporada na análise de sólidos no contínuo. A descrição da resposta dos materiais à luz do conjunto de teorias que compõem a Mecânica do Contínuo, associadas às técnicas utilizadas em sua discretização, levaram ao desenvolvimento de diversos métodos numéricos de interesse tecnológico e acadêmico, aplicáveis a fenômenos não só mecânicos, mas também térmicos, elétricos e magnéticos. Podem ser citados como exemplo os métodos numéricos das diferenças finitas e volume finito entre outros; em particular, no presente trabalho usa-se o método dos Elementos Finitos (EF).

## **2.2. Processos de Deformação Plástica Severa**

O efeito prático mais importante dos processos de DPS é o refino de grão, originando assim uma nova classe de materiais classificados como de *granulação ultrafina*. Estão nessa categoria metais e ligas com tamanho de grão entre dezenas de nanômetros a microns, distinguindo-se os sub-microcristalinos que exibem diâmetro médio ( $d$ ) entre 100 e 500 nm e os nanocristalinos com  $d$  menor ou igual a 100 nm.

O crescente interesse em materiais processados por DPS [18] justifica-se pelo grande aumento da resistência mecânica produzido em consequência da redução do tamanho de grão. A tecnologia DPS é ainda quase que só praticada em escala laboratorial obtendo-se portanto amostras com pequenas dimensões; quatro variantes dessa tecnologia podem ser destacadas:

- Torção sob alta pressão (TAP), processo desenvolvido com os trabalhos de Bridgman na década de '50 [19]; utiliza pequenas amostras em forma de disco, requerendo grande pressões (entre cinco e sete MPA) e

número de voltas variando de um a dez. O tamanho dos discos é extremamente reduzido, com diâmetro e espessura da ordem de dez e um mm, respectivamente ;

- Sequência cíclica compressão-extrusão (CEC) [20], passível de uso industrial, mas por enquanto apenas realizada em laboratório;
- Laminação acumulada [21]. Esta tecnologia possui relativa aplicabilidade industrial, porém apresenta limitações na redução da secção transversal;
- ECA: destaca-se pela eficiência e relativa facilidade de execução, havendo estudos no sentido de viabilizar seu emprego industrial tornando-a um processo contínuo [2],[22].

A Figura 2.5 apresenta esquematicamente as quatro técnicas citadas.

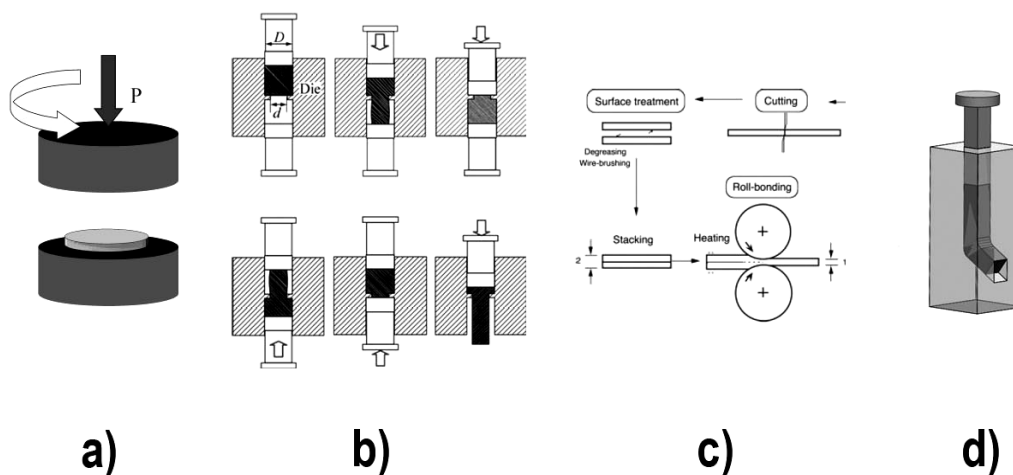


Figura 2.5. Técnicas de DPS: a) Torção sob pressão, b) Sequência cíclica extrusão-compressão, c) Laminação acumulada, d) ECA.

O aumento da resistência mecânica causado pelo processamento DPS é quase sempre associado a uma mais ou menos acentuada perda de ductilidade, porém há evidências de que um grande número de passes ECA minimize essa deficiência [23]. Mas descreve essa estratégia como baseada na criação de contornos de grão "fora do equilíbrio", denominação essa que indica a presença de um excesso de discordâncias além das geometricamente necessárias [24]. Essa configuração de defeitos aumenta a facilidade de

deslizamento de planos, ou mesmo, permite eventos de rotação de grãos e escorregamento relativo de contornos mesmo em temperatura ambiente.

Dos processos citados, será descrito apenas o processo ECA, foco do presente trabalho.

### 2.3. Processo ECA

Consiste na passagem de amostras em forma de tarugo, através de uma matriz provida de dois canais com seção transversal constante que se encontram formando o ângulo  $\Phi$ . Os raios de curvatura interno ( $r$ ) e externo ( $R$ ) determinam o ângulo externo de curvatura no ponto de encontro dos canais,  $\Psi$ . A Figura 2.6 é um esquema simplificado da matriz, punção e da amostra, aliado a um corte longitudinal na região dos canais que lhes identifica os parâmetros geométricos.

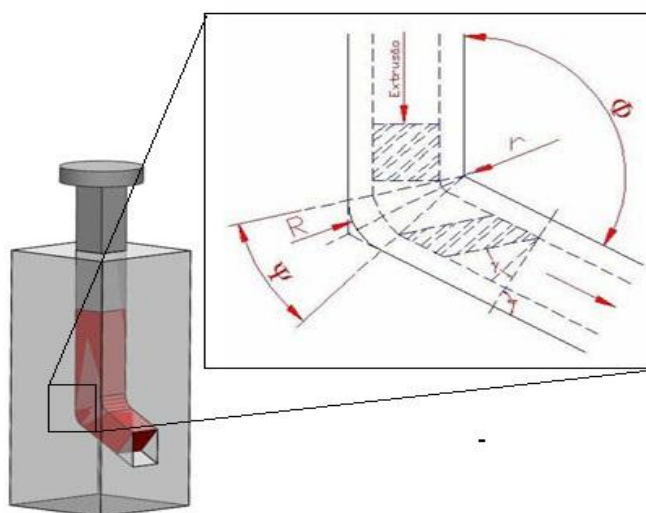


Figura 2.6. Esquema da matriz ECA, mostrando o significado dos ângulos  $\Phi$  e  $\Psi$ , e a localização dos raios de curvatura  $R$  e  $r$ .

Uma característica importante do processo ECA é o fato de o material sofrer grande deformação plástica por cisalhamento simples sem, no entanto ter sua



seção transversal alterada. Desta forma o tarugo pode ser introduzido na matriz e extrudado inúmeras vezes de modo a introduzir deformações cada vez maiores [25]. Essa tecnologia originou-se na União Soviética com os trabalhos de Segal e colaboradores, sendo inicialmente entendido como apenas mais uma técnica capaz de aumentar a resistência dos materiais, mas que posteriormente teve seus mecanismos de refino de grão, esclarecidos por Valiev em estudos com maior caráter científico [26].

Para expressar o desempenho de uma matriz ECA convencional a primeira e mais simples formulação é a equação de Iwahashi, que relaciona a deformação cisalhante ( $\gamma$ ) com fatores puramente geométricos da matriz [25]. Para tanto o modelo despreza efeitos de atrito, e considera apenas a influência dos ângulos  $\Phi$  e  $\Psi$  no processo de deformação. A Figura 2.7 ilustra o comportamento geométrico da amostra durante a extrusão, para três diferentes configurações geométricas do canal:

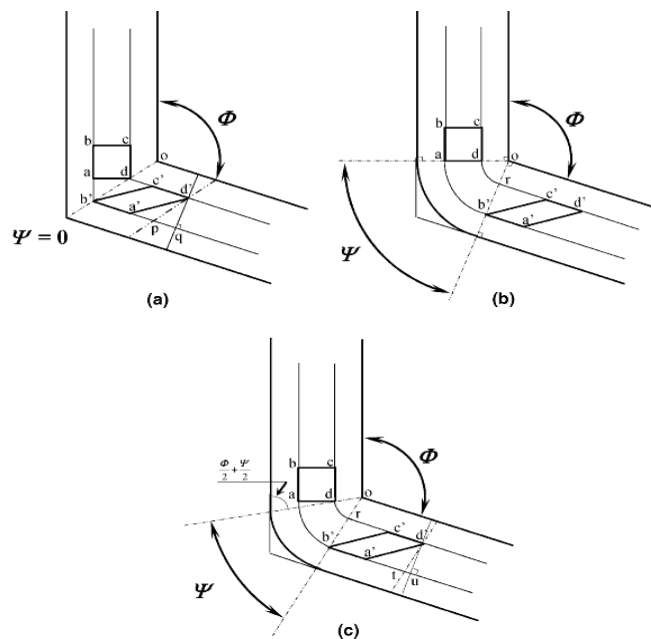


Figura 2.7. Diferentes configurações do encontro dos canais com  $\Phi$  constante: (a)  $\Psi = 0$ ; (b)  $\Psi = (\pi - \Phi)$ , e (c)  $0 < \Psi < (\pi - \Phi)$ .

Para o ângulo  $\Psi$  entre um valor máximo de  $(\pi - \Phi)$  e mínimo de zero, com  $\Phi$  constante, Iwahashi formulou as relações a seguir:

$$\blacksquare \Psi \rightarrow 0: \quad \gamma = 2 \operatorname{ctg} \frac{\Phi}{2} \quad (2.8.)$$

$$\blacksquare \Psi \rightarrow (\pi - \Phi): \quad \gamma = \Psi \quad (2.9.)$$

- No caso intermediário a relação é dada pela equação geral de Iwahashi, que em sua dependência com os ângulos  $\Psi$  e  $\Phi$  satisfaz todo o domínio da variação dos ângulos, incluindo os limites superior e inferior de  $\Psi$ .

$$\gamma = \left[ 2 \operatorname{cot} \left( \frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) + \psi \operatorname{cosec} \left( \frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) \right] \quad (2.10.)$$

Pode-se ainda considerar o critério de Von Mises, equação (2.11), e determinar a dependência da deformação equivalente com os ângulos  $\Phi$  e  $\Psi$ .

$$\varepsilon_{\text{eq}} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \quad (2.11.)$$

$$\varepsilon_{\text{eq}} = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[ 2 \operatorname{cot} \left( \frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) + \psi \operatorname{cosec} \left( \frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) \right] \quad (2.12.)$$

- sendo N o numero de passes.

Com a equação em mãos pode-se mapear a dependência da deformação equivalente com os ângulos  $\Phi$  e  $\Psi$ , e a resolução analítica da equação (2.12.) é mostrada na Figura 2.8 para um passe.

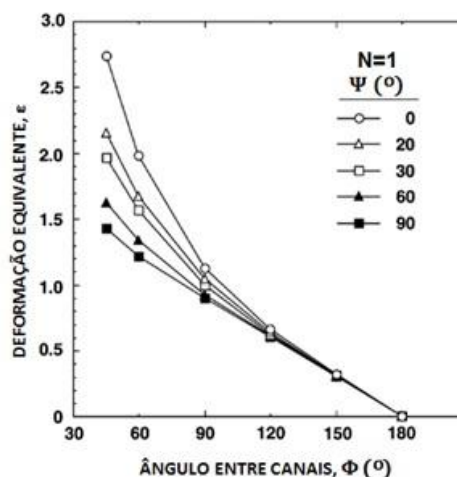


Figura 2.8. Dependência da deformação equivalente em processamento ECA, em função de  $\Psi$  para vários valores de  $\Phi$  [2].

Observa-se que  $\Psi$  pouco influi em  $\epsilon_N$  quando  $\Phi \geq 90^\circ$ . Como a maioria das matrizes ECA é construída com ângulo entre canais igual a  $90^\circ$  ou  $120^\circ$  conclui-se que na prática o ângulo de curvatura tem importância menor. No entanto, será visto adiante que é grande sua influência na homogeneidade de deformação.

Um modelo um pouco mais complexo exige o entendimento do principal mecanismo de deformação presente em ECA, o cisalhamento simples. Este é mostrado na Figura 2.9 e consiste na formação de bandas de cisalhamento, que coincidem com as macro-orientações de cisalhamento e, portanto, podem ser tratadas como um contínuo via teoria da plasticidade, em particular pela teoria das linhas de escorregamento [27].

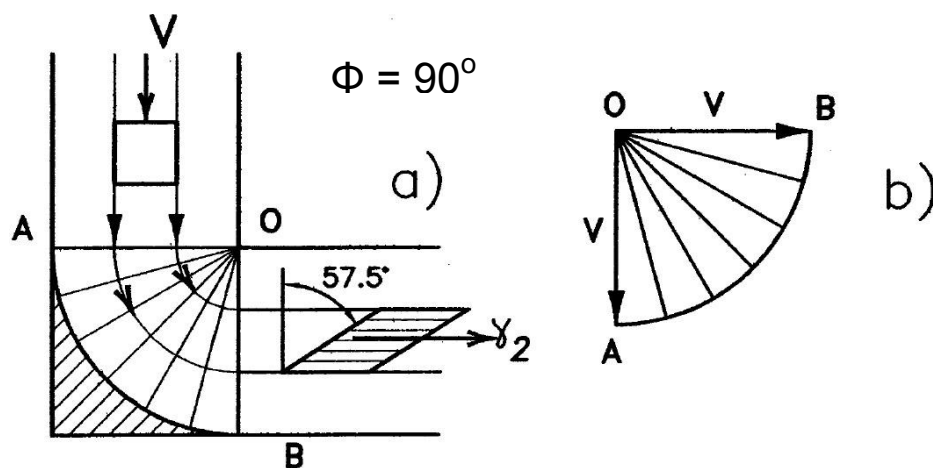


Figura 2.9. Esquema de linhas de escorregamento durante processo ECA: (a) alteração por cisalhamento em área inicialmente de geometria quadrada antes da passagem pelo “leque” de linhas de escorregamento, e posterior deformação para forma de losango com formação de ângulo de  $57^\circ 5'$  com a vertical; (b) leque de linhas de escorregamento [27].

Na prática, a deformação genericamente considerada como cisalhamento simples apresenta estados de tensão/deformação muito mais complexos, podendo envolver efeitos de esmagamento e/ou dobramento. No entanto o modelo inicial de cisalhamento simples é suficiente para descrever diversos fenômenos que ocorrem durante a deformação ECA. A descrição obtida ao se

utilizar o modelo de linhas de escorregamento ressalta a geometria da matriz e o atrito amostra/parede do canal como os principais parâmetros controladores da distribuição da deformação no volume do tarugo. A natureza desta distribuição é muito importante, pois como visto adiante influencia a microestrutura e conseqüentemente as propriedades do tarugo deformado. Uma causa importante de heterogeneidade de deformação é a perda de contato tarugo/matriz conhecida como “*corner gap*”, condição que conduz o tarugo a se afastar do modo de deformação por cisalhamento e se aproximar do modo de dobramento. Este efeito está relacionado com a geometria da matriz - principalmente o ângulo  $\Psi$  e com a taxa de endurecimento por deformação [28],[29]; portanto, com o projeto da matriz e as características do material.

A Figura 2.10 mostra um exemplo em que o “*corner gap*” é suprimido por arraste do material; isso causa desconfiguração do leque de deformação ECA e conseqüente deformação por esmagamento, modo que também causa heterogeneidade de deformação.

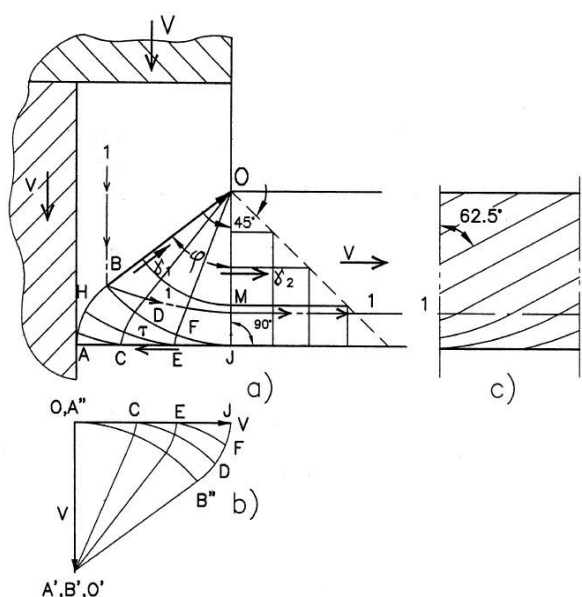


Figura 2.10. Efeito de esmagamento em deformação ECA: (a) supressão do *corner gap*, (b) desconfiguração do leque de linhas de escorregamento, (c) conseqüente efeito de heterogeneidade de deformação [27].

Até este ponto só foram estudados usos do modelo de linhas de escorregamento em situações de um passe. Porém, na prática é comum conduzir o processo utilizando múltiplos passes o que é também tratado pelo modelo.

Outra importante variável de processo é o caminho de deformação; é possível adotar uma de quatro rotas de deformação, que se distinguem pelo modo segundo o qual se introduz o tarugo no canal: com ou sem rotação em torno de seu eixo longitudinal. Assim, tem-se:

- Rota A – sem rotação em torno do eixo longitudinal do tarugo;
- Rota B<sub>A</sub> - rotação de  $\pm 90^\circ$  em torno do eixo longitudinal;
- Rota C – rotação de  $+180^\circ$  em torno do eixo longitudinal;
- Rota B<sub>C</sub> - rotação de  $+90^\circ$  em torno do eixo longitudinal.

Para o estudo e análise de processamento ECA é importante conhecer a orientação do tarugo com respeito à matriz; isto é mostrado na Figura 2.11.

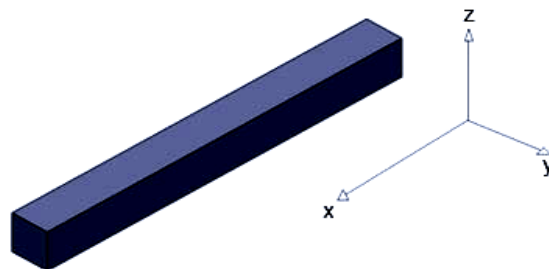


Figura 2.11. Ilustração de amostra em forma de tarugo de seção quadrada e a denominação das direções de seus planos.

O efeito causado pela escolha de uma ou outra rota pode também ser previsto pelo modelo de linhas de escorregamento, representado macroscopicamente por direções de fluxo, ver Figura 2.12.

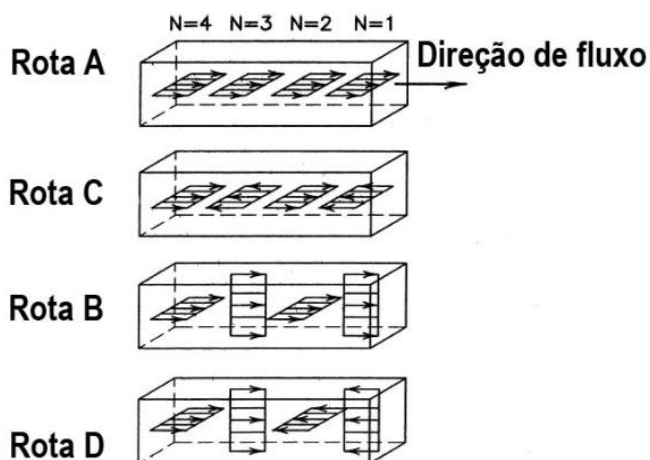


Figura 2.12. Efeito de diferentes rotas sobre o fluxo das linhas de escorregamento. N é o número de passes.

## 2.4. Efeitos estruturais do processamento ECA

### *Efeitos macroscópicos*

Após a deformação o material sofre profundas alterações na microestrutura e população de defeitos, alterações resolvíveis por microscopia eletrônica de transmissão (MET). Contudo uma análise por microscopia ótica já permite uma comparação direta entre a deformação cisalhante pretendida e a efetiva deformação obtida.

Observando as diferentes faces (X, Y e Z), cada uma definida pelo eixo a ela perpendicular, ver Figura 2.11, fica evidente a diferente orientação no volume do tarugo das bandas de cisalhamento ECA, como mostra a Figura 2.13.

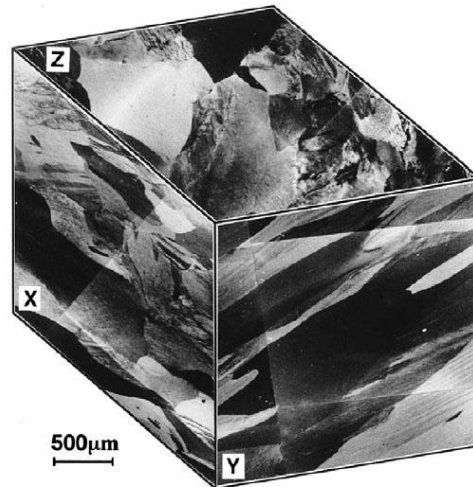


Figura 2.13. Deformação macroscópica nas faces X, Y e Z de um tarugo de Al comercialmente puro processado em temperatura ambiente com um passe em matriz de secção  $10 \times 10 \text{ mm}^2$ , com  $\Phi = 90^\circ$ ,  $\psi = 120^\circ$  [30].

Observa-se que a deformação se dá pelo alongamento da estrutura no plano X, alongamento com rotação no plano Y e não alteração no plano Z, efeitos da deformação cisalhante macroscópica prevista para rota A. A Figura 2.14 reúne as diferentes formas de deformação nos planos X Y e Z para os quatro caminhos (ou rotas) de deformação ECA:

Rota	Plano	Nº de passes								
		0	1	2	3	4	5	6	7	8
A	X	□	□	□	□	□	□	□	□	□
	Y	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Z	□	□	□	□	□	□	□	□	□
B <sub>A</sub>	X	□	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Y	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Z	□	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
B <sub>C</sub>	X	□	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Y	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Z	□	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
C	X	□	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Y	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Z	□	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭

Figura 2.14. Deformação dos planos X, Y e Z para diferentes rotas ECA [31].

### *Efeitos microscópicos*

A Figura 2.15 representa as diferenças microestruturais entre as faces X, Y e Z para Al puro (99,999), deformado por um e quatro passes ECA segundo a rota A [31],[32]. Observa-se que após um passe os grãos originais se apresentam alongados, formando estrutura de bandas no plano Y, tal qual na representação macroscópica da figura anterior. No plano X essa estrutura aparece paralela à base do cubo. A Figura mostra também que para a rota escolhida a estrutura de grãos alongados persiste mesmo após quatro passes e que o espalhamento dos pontos da difração de elétrons é sempre mais acentuado no plano Y que nos outros.

Já foi observado que ao se processar um material por ECA o efeito mais evidente é a redução do tamanho de grão. Os mecanismos que propiciam a ocorrência desse efeito serão comentados adiante; de forma geral trata-se de eventos de fragmentação dos grãos grosseiros. Com a deformação, a



subestrutura adquirida nos primeiros passes evolui de um “emaranhado” de discordâncias, resultante da interação entre estas e os defeitos pontuais, para um arranjo conhecido como Estruturas de Discordâncias de Baixa Energia, do inglês *Low Energy Dislocations Structures* (LEDs) [33].

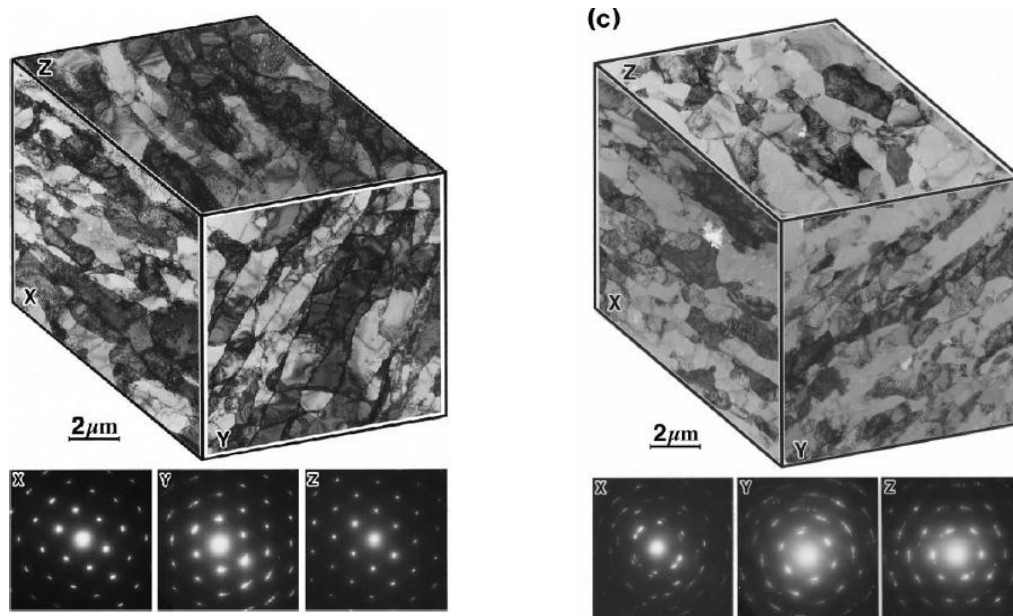


Figura 2.15. Microestrutura dos planos X, Y e Z em Al de alta pureza processado em temperatura ambiente por: (a) um passe e (b) quatro passes em matriz de secção  $10 \times 10 \text{ mm}^2$ , com  $\Phi = 90^\circ$ ,  $\psi = 120^\circ$ . O caminho de deformação seguiu a rota A [31],[32].

Os mecanismos de formação de grãos ultrafinos foram estudados por diversos pesquisadores [34],[32],[35] e podem ser descritos como eventos de fragmentação dos grãos grosseiros, que são assim particionados em células com orientação cristalográfica inicialmente similar à do grão inicial. Com o aumento da deformação, discordâncias são formadas e são atraídas às paredes de células; isso leva ao aumento do ângulo  $\alpha$  que os fragmentos formam entre si e que se transformam em subgrãos, e com o aumento da deformação, em grãos de dimensões submicrométricas. Usualmente classificam-se os contornos em subcontornos ( $\alpha < 15^\circ$ ) e contornos de grão propriamente ditos ( $\alpha > 15^\circ$ ).

A evolução da natureza dos contornos de grão em Al, de baixo para de alto ângulo, é mostrada na Figura 2.16. Os dados são para as faces Y e X de um tarugo processado pela rota B<sub>c</sub>. Observa-se que a relação altos/baixos ângulos cresce com o nível da deformação.

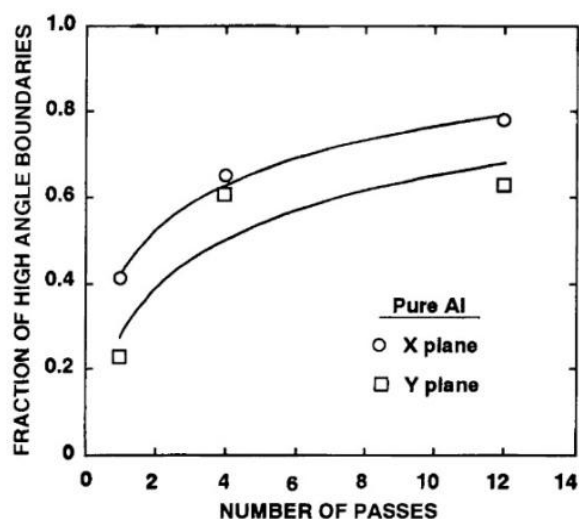


Figura 2.16. Evolução da natureza dos contornos de grão nas faces X e Y de um tarugo de Al em função do número de passes [36].

A Figura 2.17 ilustra a microestrutura de tarugos de Al AA1050 deformados por um e quatro passes ECA pela rota B<sub>c</sub>. As micrografias óticas mostram bandas de deformação que se tornam mais finas e se entrecruzam com o aumento da deformação [37]. As imagens por TEM mostram claramente o refino de grão que ocorre entre um e quatro passes; o tamanho de grão final era de aproximadamente 1,3  $\mu\text{m}$ .

Por fim, um importante fator controlador da microestrutura dos metais e ligas processados por DPS é a energia de defeito de empilhamento (EDE), que será tratada adiante.

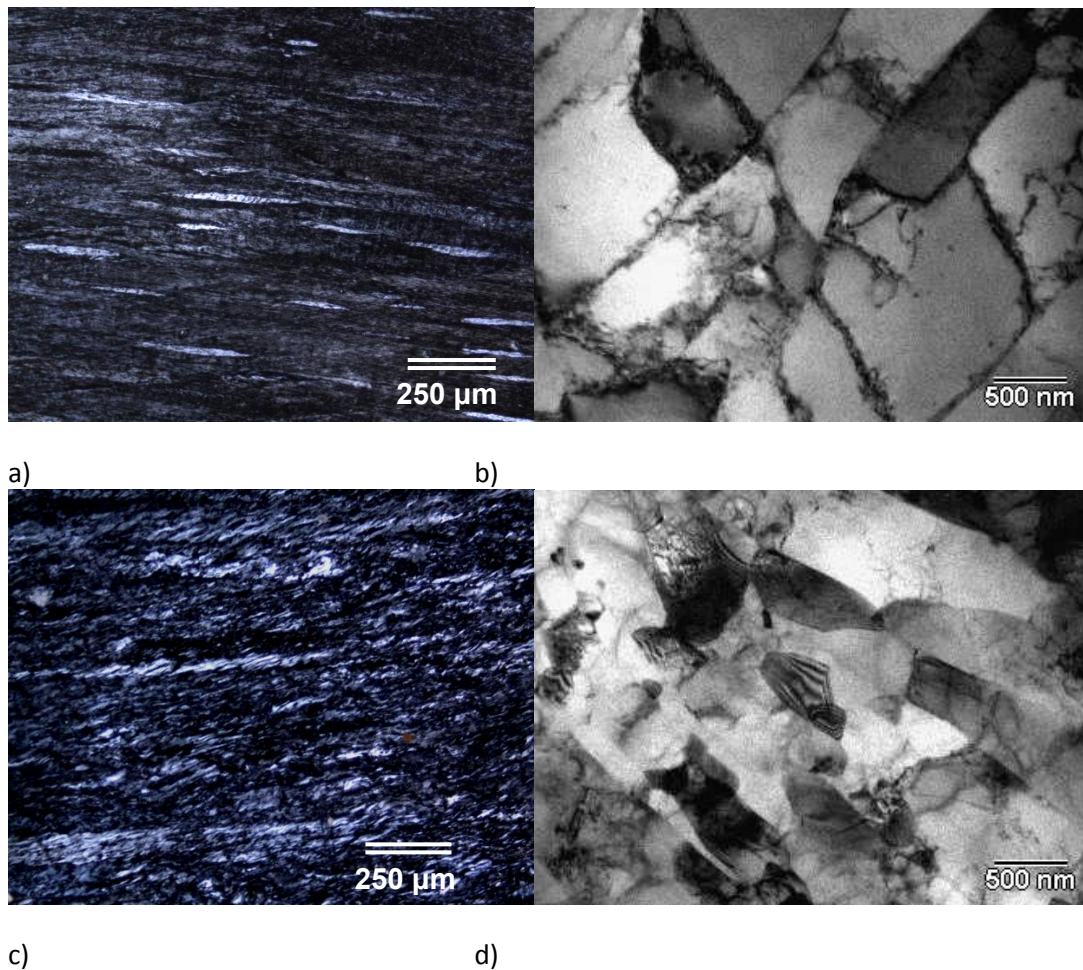


Figura 2.17. Micrografias óticas e por TEM de Al AA1050 após: (a-b) um passe e (c - d) quatro passes ECA. Matriz com  $\Phi = 120^\circ$ , rota  $B_C$  [37].

## 2.5. Comportamento mecânico após processamento ECA

Já foi mencionado que processos DPS têm como principal resultado o aumento da resistência mecânica, mas há outros efeitos importantes. Um exemplo do comportamento em tração após deformação ECA está na Figura 2.18; trata-se da liga Al-4%Cu deformada por um e quatro passes em matriz com  $\Phi = 120^\circ$ , pela rota  $B_C$  [38]. A figura mostra ganhos de tensão de escoamento iguais a 325% já no primeiro passe, chegando a 625% após quatro passes (4X). Ao mesmo tempo, porém, há acentuada queda de ductilidade. Comparando a forma das curvas nota-se que as amostras processadas por ECA exibem endurecimento por deformação muito menor do que a não deformada.

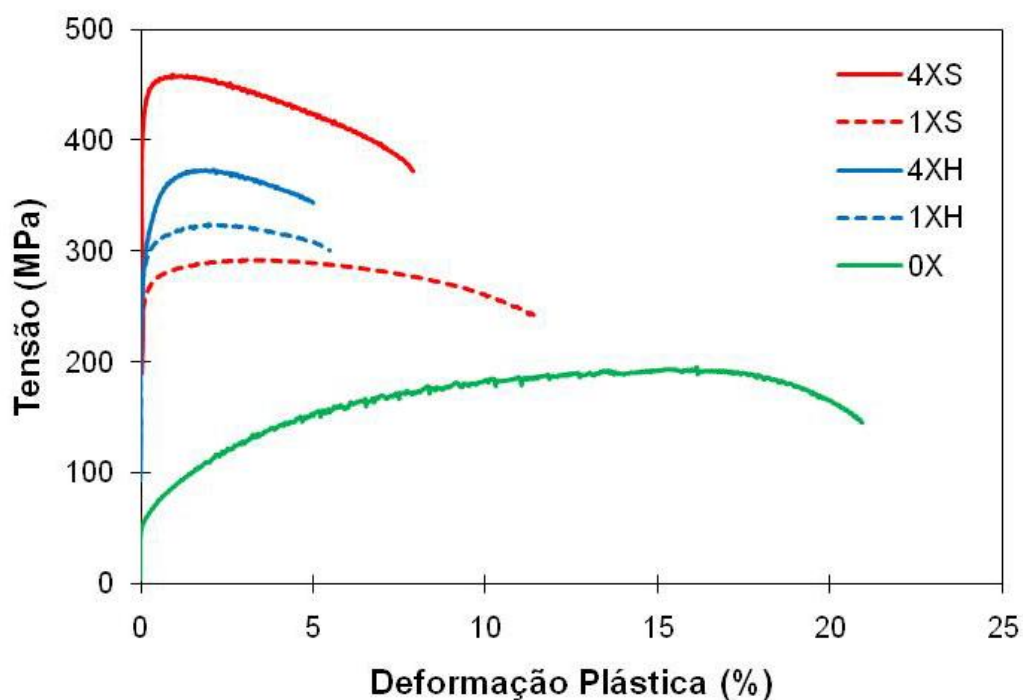


Figura 2.18. Curvas tensão-deformação plástica de engenharia de amostras de Al-4%Cu, no estado não deformado (0X), e deformadas por um e quatro passes. As letras S e H se referem a condições iniciais das amostras [38].

Para a amostra 0X o expoente de encruamento  $n$  vale 0,34. As deformadas por um e quatro passes ECA tem  $n$  igual a 0,052 e 0,040, respectivamente. Sabe-se que a baixa capacidade de encruamento faz com que os valores de  $\sigma_y$  e  $\sigma_u$  se aproximem, o que implica em alongamento uniforme muito pequeno. Essa característica é sumamente prejudicial a processos de conformação profunda, o que restringiria muito a aplicação tecnológica de produtos processados por ECA.

Essa deficiência na taxa de encruamento é uma característica negativa dos metais e ligas submetidos a DPS o que naturalmente motiva intensa atividade de pesquisa. Atualmente para esses materiais há várias estratégias dirigidas ao aumento de ductilidade, que de um modo ou outro visam aumento da taxa de endurecimento por deformação, por exemplo [39],[40]:

- Distribuição bimodal de tamanhos de grão;

- Deformação em baixas temperaturas ou elevadas taxas;
- Aumento da sensibilidade à taxa de deformação em temperatura ambiente.

Além dos três métodos de ductilização acima listados há outros: dispersão fina de precipitados [41],[42] e obtenção de contornos de grão fora do equilíbrio, o que promove rotação dos mesmos [43],[24].

Por fim, um exemplo do efeito do tamanho de grão (de convencional a ultrafino) sobre o comportamento mecânico em tração de Cu puro é mostrado na Figura 2.19 [23].

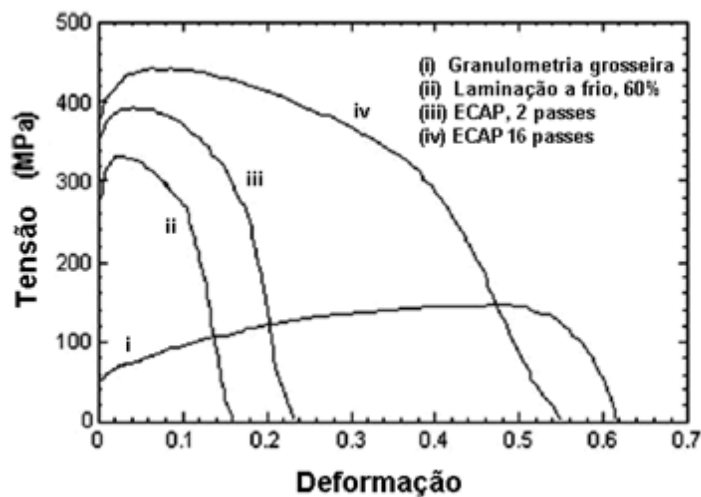


Figura 2.19. Curvas tensão – deformação de engenharia para Cu; as condições de processamento correspondentes a cada curva estão especificadas na figura [23].

#### *Efeitos do processamento ECA sobre as propriedades mecânicas*

São basicamente dois os mecanismos que controlam a resistência mecânica de metais e ligas processados por ECA:

- Endurecimento por deformação;
- Endurecimento por contornos internos - contornos de grão.

O primeiro baseia-se na multiplicação de discordâncias que resulta do trabalho mecânico a frio ou a morno; assim, sabe-se que um metal completamente

recozido contém densidade de discordâncias ( $\rho$ ) entre  $10^{10}$  e  $10^{12}$  linhas  $m^{-2}$ . Após a deformação a quantidade desses defeitos aumenta progressivamente podendo chegar até  $10^{16}$  linhas  $m^{-2}$ . A Equação de Taylor é a mais simples e conhecida fórmula para relacionar a tensão de cisalhamento com  $\rho$  [44].

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha G \sqrt{\rho} \quad (2.13.)$$

- onde  $\sigma_0$  é a tensão de Peierls ou a necessária para mover uma discordância em um cristal perfeito,  $\alpha$  o fator de Taylor (0,3 a 0,6) e  $G$  o módulo de cisalhamento ( $3/8 E$ ). Em não havendo endurecimento por deformação, uma vez alcançada a tensão de escoamento a curva tensão-deformação seria horizontal, caso de  $n = 0$  na Figura 2.2. No entanto, isso é raramente observado em materiais com grãos de tamanho convencional e a deformação localizada é retardada, como descrito por Taylor [44]. Mais tarde o endurecimento por deformação foi tratado por Kochs, que utilizou como variável de estado apenas a densidade de discordâncias [45]. De acordo com este modelo o endurecimento por deformação decorre de um estado de desequilíbrio entre multiplicação de discordâncias induzida por deslizamento (A) e aniquilação desses defeitos (B):

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = A - B \quad (2.14.)$$

- onde  $A$  é  $k_1 \rho^{1/2}$ , sendo a constante proporcional à recíproca do caminho livre médio entre discordâncias. O parâmetro  $B$  será discutido adiante, em conexão com os mecanismos de amolecimento.

O modelo resumido pela expressão (2.14.) é conhecido como *modelo de um só parâmetro*, e assume que a maior ou menor homogeneidade de distribuição das discordâncias pouco influi no valor da tensão externa que acomoda determinada taxa de deformação. Mais tarde surgiram modelos multiparamétricos como o de Estrin [46], no qual a microestrutura é descrita como sendo composta por regiões "macias" (interior das células) circundada por regiões "duras" (paredes das células).

O segundo mecanismo de endurecimento é o de endurecimento por contornos internos, que é o dominante em metais e ligas submetidos a DPS. Empiricamente encontrou-se que a tensão de escoamento depende do número de contornos de grão que as bandas de escorregamento encontram ao se deslocar no material:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{1/2} \quad (2.15.)$$

Esta é a conhecida expressão de Hall-Petch, onde  $\sigma_0$  já foi definido,  $d$  é o diâmetro do grão e  $k_y$  a resistência que o contorno exerce contra a propagação das bandas de escorregamento. De interesse é a Tabela 2.1, que contém valores de  $k_y$  para vários materiais [47]; a expressão de Hall-Petch mostra claramente que quanto maior  $k_y$  mais eficiente é o mecanismo da redução de tamanho de grão como intensificador da resistência mecânica.

Tabela 2.1. Valores do parâmetro  $k_y$  da expressão de Hall-Petch [47].

<b>Material</b>	<b>Estrutura Cristalina</b>	<b><math>k_y</math> (MN/m<sup>3/2</sup>)</b>
Fe Armco	CCC	0,583
Mo	CCC	1,768
Zn	HC	0,220
Mg	HC	0,279
Ti	HC	0,403
Cu	CfC	0,112
Al	CfC	0,068

Da tabela observa-se que Al e Cu têm valores muito pequenos de  $k_y$ ; logo necessitam de grande redução de tamanho de grão para exibir um apreciável valor de endurecimento por contornos internos, daí a necessidade de processamento DPS. Este raciocínio explica também por que a grande maioria de trabalhos em DPS é realizada sobre Al e suas ligas.

A relação de Hall-Petch é obedecida para tamanhos convencionais de grão e para ultrafinos, porém observações experimentais compiladas por Meyer e

outros [48] sugerem que para  $d$  menor do que  $\approx 25$  nm a dependência de  $\sigma_y$  com  $d$  se inverte. Claramente, para metais e ligas processadas por ECA esse fenômeno não se aplica pois a redução de tamanho de grão não é tão intensa e a relação de Hall-Petch continua válida, mas há evidências de aumento de  $k_y$ , como observado por Hasegawa e outros em Al, Al-Mg e Al-Zr [49]. Esses autores mostraram que  $k_y$  é maior do que o apresentado pela literatura e varia com a concentração de Mg. Uma modificação da equação de Hall-Petch foi desenvolvida por Chin e outros [50].

$$\frac{\sigma_y}{G} = C_1 + C_2 (d/b)^\lambda \quad (2.16.)$$

- onde  $b$  é o vetor de Burgers enquanto  $C_1$ ,  $C_2$  e  $\lambda$  são constantes que variam com o tamanho de grão. Para o intervalo de interesse em deformação por ECA ( $100 < d < 1000$  nm)  $C_1 > 0$ ;  $C_2 > 0$  e  $\lambda > -1$ . Esse modelo foi aplicado pelos autores acima mencionados a Cu, Al, Al-1%Mg e Al-3%Mg com granulação ultrafina e obteve-se  $\lambda = -0,77$ . A Figura 2.20 mostra um gráfico da tensão de escoamento em função de  $d^{-0,77}$  para Al-4%Cu, Al AA1050 e ligas AA2014 e AA6082 [51],[52],[53],[54]. O alinhamento dos pontos experimentais é muito bom, embora seja conveniente comentar que também em um gráfico de  $\sigma_y$  versus  $d^{1/2}$  os pontos obtidos com o Al-4%Cu formam uma linha reta [52]. De qualquer modo, em ambos os casos as constantes da expressão de Hall-Petch são maiores do que as da literatura [55], como mostra a Tabela 2.2 que contém dados fornecidos pela CBA.



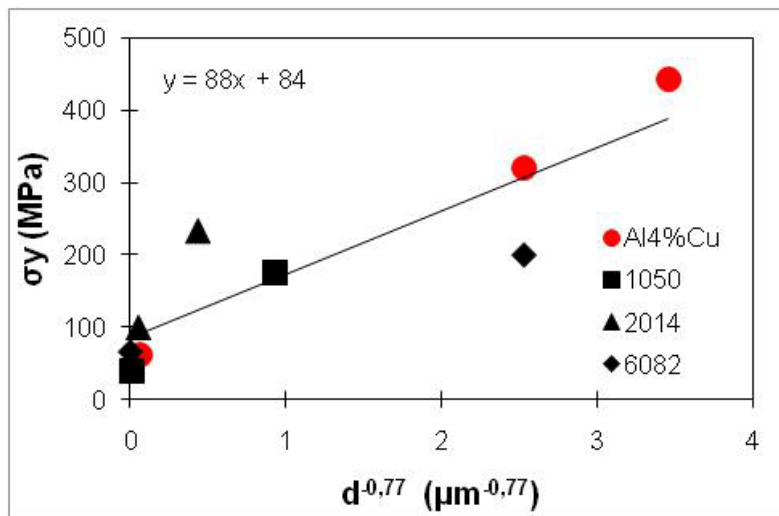


Figura 2.20. Tensão de escoamento versus  $d^{-0,77}$  para Al comercialmente puro e ligas de Al: Al-4%Cu, 2014 e 6082 [51],[52],[53],[54].

Tabela 2.2. Valores das constantes da expressão de Hall-Petch - Al-4%Cu [55]

Constantes	Teórica	$d^{-1/2}$	$d^{-0,7}$
$\sigma_0$ (MPa)	15	28	84
$K_y$ (MPa $\mu\text{m}^{-1/2}$ )	68	175	88

### Processos de amaciamento

Retomando a equação (2.14.) foi visto que ela associa dois efeitos opostos que determinam o valor de  $d\sigma/d\varepsilon$ : um relacionado com o aumento de densidade de discordâncias com a deformação e outro com mecanismos de amaciamento que se manifestam simultaneamente, em alguns materiais. O primeiro efeito já foi comentado na seção 2.6 e o segundo tem a ver com mecanismos de recuperação e/ou recristalização dinâmica. A ocorrência de uma ou outra modalidade de amaciamento depende do valor da energia de defeito de empilhamento (EDE) do material. Mais importante para o presente trabalho é a recuperação dinâmica. A Figura 2.21 mostra uma situação experimental que retoma a esquematização da Figura 2.2 e da equação 2.14, trata-se da curva de escoamento plástico em um material que apenas recupera dinamicamente. A curva foi obtida em torção a 800°C [56].

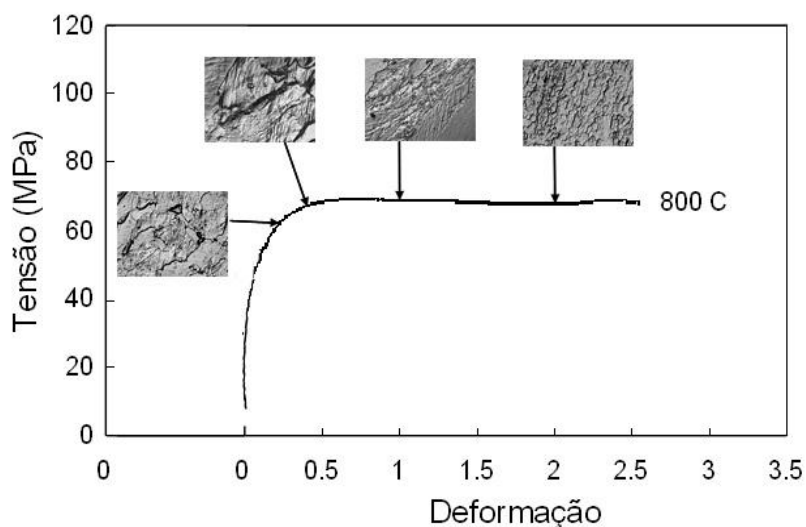


Figura 2.21. Curva tensão deformação de aço baixo carbono obtida por meio de ensaio de torção, a 800°, e que apresenta recuperação dinâmica [56].

#### *Energia de defeito de empilhamento (EDE)*

Defeitos de empilhamento consistem em uma alteração da sequência de empilhamento dos planos cristalinos, que ocorre quando as discordâncias se dissociam formando discordâncias parciais. Há o aparecimento de forças de repulsão e as parciais se afastam e com isso, no espaço formado entre as mesmas o empilhamento da, por exemplo, estrutura CFC, não é mais ABCA/BCABC, mas transforma-se em ABCA/CABCA (o plano A antes do sinal / é o plano de escorregamento). Logo, o empacotamento atômico é diferente e a isso corresponde uma energia excesso local, denominada energia de defeito de empilhamento - EDE ( $\gamma$ ) que é classificada como alta e baixa:

$$\text{Alta: } \gamma / G b > 10^{-2}$$

$$\text{Baixa: } \gamma / G b < 10^{-2}$$

A Tabela 2.3. mostra alguns valores de EDE [16].

Tabela 2.3. Valores típicos de EDE de materiais metálicos

Material	Aço 304	Latão	Cu	Ni	Al
EDE (mJ m <sup>-2</sup> )	20	< 10	≈ 80	≈ 150	≈ 200

Quando a EDE é alta a separação entre as discordâncias parciais é pequena, e o contrário ocorre para EDE baixa; neste segundo caso a mobilidade das discordâncias diminui e a mudança de plano de deslizamento é mais difícil. Em metais e ligas com baixa EDE o deslocamento cruzado de discordâncias faz com que se organizem em conjuntos de discordâncias em cunha, paralelas e de sinais opostos distribuídas uniformemente em arranjos tridimensionais denominados *Redes de Taylor*. O amaciamento desses materiais se dá via o mecanismo da recristalização dinâmica, por exemplo, aço inoxidável AISI e latão.

Em materiais com alta EDE as discordâncias se organizam em paredes que separam regiões de alta densidade e de baixa densidade de discordâncias, o que favorece a formação de contornos de alto ângulo. Portanto, segundo os dados da Tabela 2.3., Al, Ni e Cu formam subestruturas de células de discordâncias. Materiais com esse comportamento tendem a apresentar recuperação dinâmica como mecanismo de aniquilação de discordâncias ou amaciamento; Cu, Ni e Al são exemplos típicos.

Um efeito importante da EDE é o controle do limite inferior de refinamento do grão por DPS em metais de estrutura CFC. Assim, quanto menor a energia maior será a tendência de maclas substituírem discordâncias como agentes da deformação. Da mesma forma os mecanismos de refinamento de grão evoluem de subdivisão por discordâncias para fragmentação por maclas [57]. O tamanho mínimo de grão atingido em materiais com EDE alta, por exemplo,  $400 - 450 \text{ mJ m}^{-2}$ , é maior do que 150 nm e isso pode ser atribuído à rápida recuperação dinâmica, que não permite acumulação das discordâncias no volume do material. Em outras palavras, há formação de células de discordâncias e essas determinam o tamanho de grão. A Figura 2.22 ilustra o comportamento descrito, e também mostra que baixa EDE suprime a recuperação dinâmica. Isso favorece o aparecimento de alta densidade de maclas na forma de finas lamelas, que por sua vez controlam mais eficientemente o refinamento de grão. É interessante observar que em metais CCC não se observa correlação entre EDE e tamanho de grão.

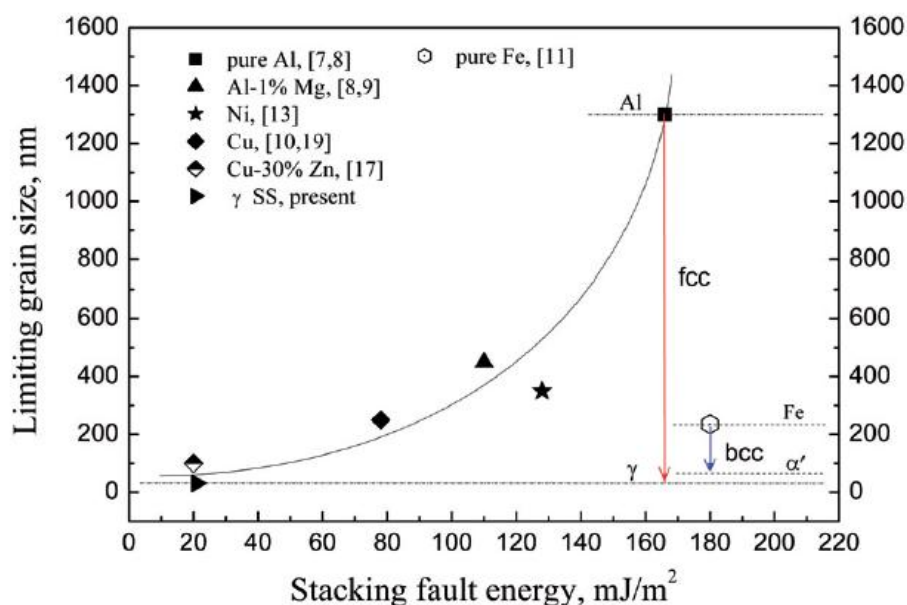


Figura 2.22. Correlação entre EDE e limite inferior do tamanho de grão de materiais submetidos a DPS [58],[59].

## 2.6. Geometria das matrizes ECA e homogeneidade de deformação

As matrizes ECA seguem vários conceitos construtivos; por exemplo, podem ser bipartidas ou compostas por um bloco só, podem conter insertos removíveis, canais com seção redonda ou quadrada ou retangular, ter paredes móveis, canais paralelos, etc. [2] No entanto, o elemento construtivo mais importante é a geometria dos canais em seu ponto de encontro. No item 2.3 foi visto que essa geometria é descrita pelos ângulos  $\Phi$  e  $\psi$ , que encontram na equação de Iwahashi seu modo de expressão para determinar a magnitude da deformação equivalente.

A equação de Iwahashi não leva em conta geometrias com  $r \neq 0$  e portanto não deveria prever satisfatoriamente a magnitude da deformação nesses casos. Ainda, o raio externo não é tangente a ambos os canais e como  $r$  é igual a zero, equivale a um canto vivo; a esse respeito Luis Peres e Luri observaram que poderia causar concentração de tensões no tarugo, além de desgaste prematuro da matriz [60]. Para sanar esses inconvenientes foram desenvolvidos projetos de matrizes ECA com geometrias diferentes da limitada

por  $r = 0$  e derivadas equações para calcular a deformação equivalente resultante. Estudos importantes são o de Luis Peres [61] e Luri e colaboradores [62] em que ambos os raios de curvatura variam independentemente. No primeiro trabalho  $R > r$  e no segundo foi estudada a configuração inversa. A partir de considerações geométricas esses autores deduziram fórmulas para o cálculo de  $\varepsilon_{eq}$ ; por exemplo, Luri et al. propõem que quando o raio externo é menor que o interno, calcula-se a deformação equivalente pela expressão:

$$\varepsilon_{eq} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} = \frac{1}{\sqrt{3}} \cdot \left[ 2 \cot\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) + (\pi - \phi) \left[ 1 - \cot\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) \cdot \tan\left(\frac{\phi}{2}\right) \right] \right] \quad (2.17.)$$

Para a situação inversa, ou seja,  $R < r$  a equação é praticamente idêntica exceto pela substituição do sinal positivo pelo sinal negativo, na primeira expressão entre parênteses. Por sua vez,  $\psi$  é função de  $\Phi$ ,  $R$ ,  $r$  e  $D$  (dimensão característica do canal):

$$\psi = 2 \tan^{-1} \left[ \frac{(R_{ext} - R_{int}) \tan\left(\frac{\phi}{2}\right)}{D + R_{int} - R_{ext} + D \tan^2\left(\frac{\phi}{2}\right)} \right] \quad (2.18.)$$

A Figura 2.23 foi construída utilizando as equações acima considerando uma matriz com  $\Phi = 90^\circ$  e  $D = 10$  mm, e expressa a deformação equivalente em termos de  $R$  e  $r$ . É evidente que  $\varepsilon_{eq}$  aumenta com  $r$  e com  $1/R$ .

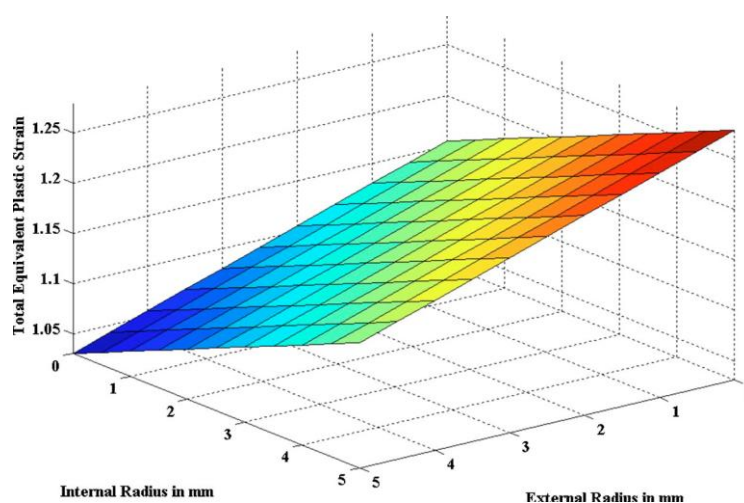


Figura 2.23. Deformação equivalente para uma matriz com  $\Phi = 90^\circ$  e largura do canal  $D = 10$  mm, em função da variação independente dos raios de curvatura externo e interno. Dados calculados utilizando as equações (5.3.) e (5.4.) [62].

O artigo de Luri et al. fornece o exemplo de uma matriz com geometria convencional,  $\Phi = 90^\circ$ ,  $R = 4,0$  e  $r = 1,5$  mm, que gera  $\epsilon_{eq} = 1,09$ ; em outra matriz com os raios de curvatura invertidos  $\epsilon_{eq} = 1,22$ , isto é, um aumento de 12% e valor absoluto maior que o preconizado pela equação de Iwahashi para  $\Phi = 90^\circ$  que é  $\approx 1$ . No mesmo artigo, o modelo analítico foi confirmado por cálculos por EF. O trabalho aborda também as questões do dano (trincas) e homogeneidade de deformação. Para tratar o primeiro problema os autores utilizam o modelo semiempírico de Cockroft e Latham [63] e mostraram que quanto menores  $R$  e  $r$ , mais suscetível a danos é o material e que a deformação é homogênea para pequenos raios de curvatura. Nota-se que não há referência ao fenômeno do *corner gap* e que o mesmo também não aparece nas imagens obtidas por EF.

Da representação gráfica da equação de Iwahashi, ver Figura 2.7, fica claro que  $\psi$  pouco influi no valor de  $\epsilon_{eq}$ , mas vários estudos mostraram forte influência na homogeneidade de deformação [64],[65]. O efeito mais evidente é a formação de uma região de menor dureza localizada na parte inferior do

plano Z do tarugo e a figura também mostra que essa região torna-se menos acentuada com o aumento do número de passes [66],[67].

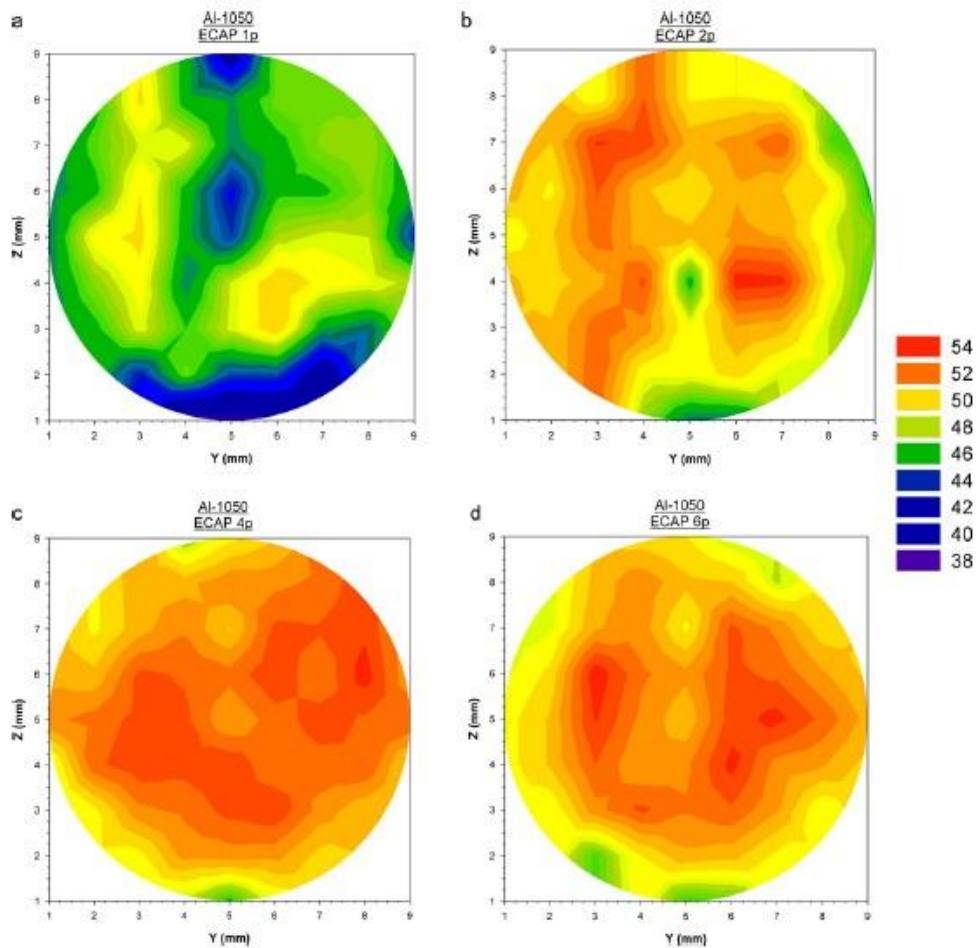


Figura 2.24. Mapas de contorno mostrando gradientes de microdureza medidos no plano X de tarugos de Al comercialmente puro processados de um a seis passes, rota  $B_C$  e matrizes com  $\Phi = 90^\circ$  e  $\psi = 20^\circ$  [67].

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

Como mencionado anteriormente o trabalho experimental está dividido em duas atividades distintas que correspondem a dois diferentes objetivos: (i) otimização do projeto da matriz, e (ii) realização de uma matriz ECA para conformação de chapas. Por clareza, essas atividades serão aqui respectivamente denominadas **Pb-Sn** e **Al AA1050**, fazendo referência ao material de trabalho utilizado em uma e na outra atividade.

#### 3.1. Materiais

##### *Pb-Sn*

A liga Pb-62%Sn (composição eutética) foi preparada a partir de metais de pureza comercial, fundidos em um forno a indução. Barras prismáticas com seção transversal igual a 15 x 15 mm<sup>2</sup> e comprimento de 230 mm foram fundidas vazando o líquido em um molde de aço com múltiplas cavidades.

##### *Al AA1050*

Chapas com 6,5 x 25 x 70 mm<sup>3</sup>, retiradas de placas de igual espessura, obtidas pelo processo *roll caster* e cedidas pela Companhia Brasileira de Alumínio – CBA. Encontram-se no estado completamente recristalizado, com dureza de 35 HV. A Figura 3.1. e as Tabelas 3.1. e 3.2. mostram a orientação da chapa, a composição química nominal e as propriedades de tração da placa.



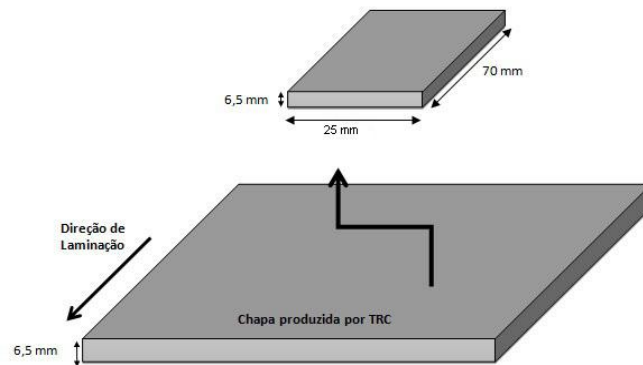


Figura 3.1. Placa de Al AA1050, e chapa (tarugo plano) utilizada no presente trabalho.

Tabela 3.1: Composição química nominal do Al AA1050 (%peso)

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
>99,5	<0,25	<0,40	<0,05	<0,05	<0,05	<0,07	<0,05

Tabela 3.2 Propriedades de tração e dureza Brinnel de placa de Al AA1050\*

Espessura (mm)	$\sigma_u$ (MPa)	$\sigma_y$ (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HB)
6,83	110	89	31,80	37,60

(\*)Certificado de análise do fabricante.

### 3.2. Matrizes ECA e processamento

#### *Pb-Sn*

A matriz foi construída em aço AISI 1045, temperado e revenido. Os canais têm seção transversal igual a  $14 \times 14 \text{ mm}^2$  e comprimento 70 mm, com ângulo interno  $\Phi = 120^\circ$ , enquanto os raios de curvatura no ponto de encontro dos canais, R (externo) e r (interno) podiam ser variados entre 0 e 14 mm. Isso foi possível com o emprego de uma matriz especialmente projetada, provida de

sete insertos intercambiáveis, ver Figura 3.2-a. O número de combinações R- r que assim resulta está na Tabela 3.3. A deformação do tarugo na matriz foi observada diretamente empregando uma matriz com tampa lateral de acrílico protegida por uma segunda tampa em aço, esta contendo uma janela com 14 mm de espessura e que acompanha parte do canal. Esta disposição é mostrada na Figura 3.3.

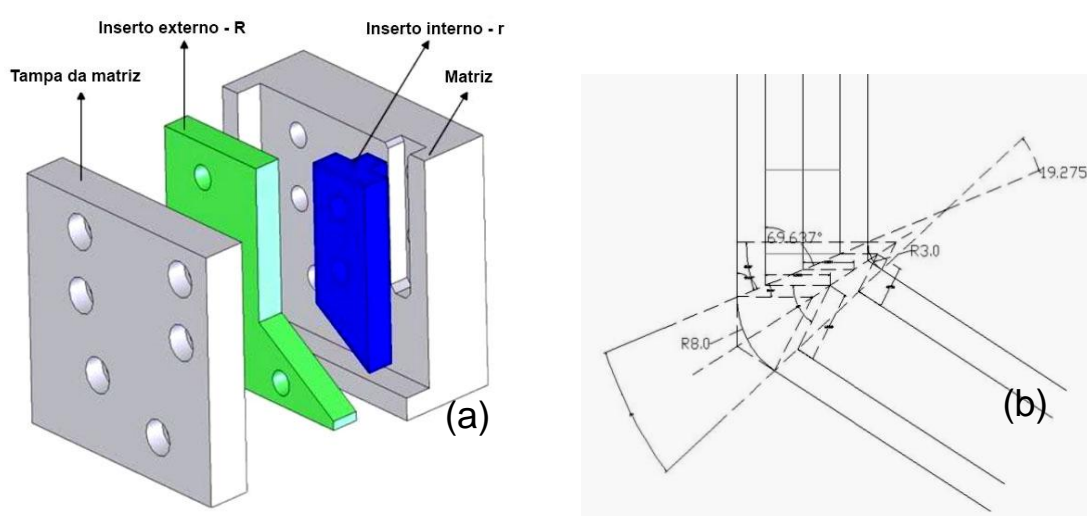


Figura 3.2. Esquematização de uma matriz ECA com  $\Phi = 120^\circ$ : (a) matriz especialmente construída mostrando um par de insertos intercambiáveis, formando uma das 12 combinações R-r; (b) geometria do canal para  $R = 8$  mm e  $r = 3$  mm mostrando a construção do ângulo de curvatura  $\psi$ , que no exemplo é de  $19^\circ$ .

Tabela 3.3. As 12 combinações de raios externo (R) e interno (r), e correspondentes ângulos  $\psi$ .

R (mm)	r (mm)	Combinações R-r	$\psi$ (graus)
0	0	0 – 0	0
	3	0 – 3	10
	8	0 – 8	24
	14	0 – 14	38
8	0	8 – 0	32
	3	8 – 3	19
	8	8 – 8	0
	14	8 – 14	19
14	0	14 – 0	60
	3	14 – 3	48
	8	14 – 8	24
	14	14 – 14	0

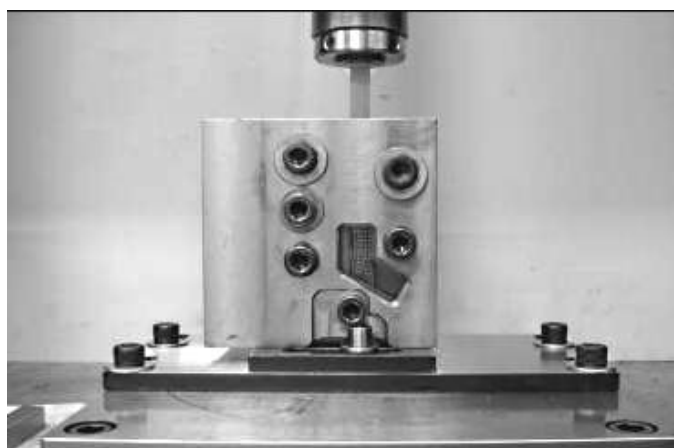


Figura 3.3. Matriz ECA com a placa lateral em acrílico e fechamento com placa de aço. É visível o plano Y da chapa sendo processada.

As prensagens foram efetuadas em temperatura ambiente, com um só passe e em uma máquina universal de ensaios INSTRON 5500R, de 20 tf. A lubrificação foi feita por graxa de  $\text{MoS}_2$ .

#### *Al AA1050*

Os canais da matriz aqui projetada e construída têm seção retangular com  $7 \times 25 \text{ mm}^2$ , e ângulos  $\Phi$  e  $\psi$  iguais a  $120^\circ$  e  $25^\circ$ , respectivamente. As dimensões do canal foram assim escolhidas pois o material de partida é uma chapa, ou tarugo plano, com espessura de 7 mm, e a largura deve ser suficiente para extração de corpos de prova de tração. O punção possui secção transversal igual a  $6,9 \times 24,9 \text{ mm}^2$  e as prensagens foram executadas em temperatura ambiente em uma prensa KRATOS com velocidade do punção igual a 50 mm/min. A lubrificação também foi realizada com graxa de  $\text{MoS}_2$  e foram produzidas amostras com um e com quatro passes. A Figura 3.4. mostra detalhes da matriz; as amostras processadas são identificadas por um numeral que indica o número de passes, seguido pela letra X.

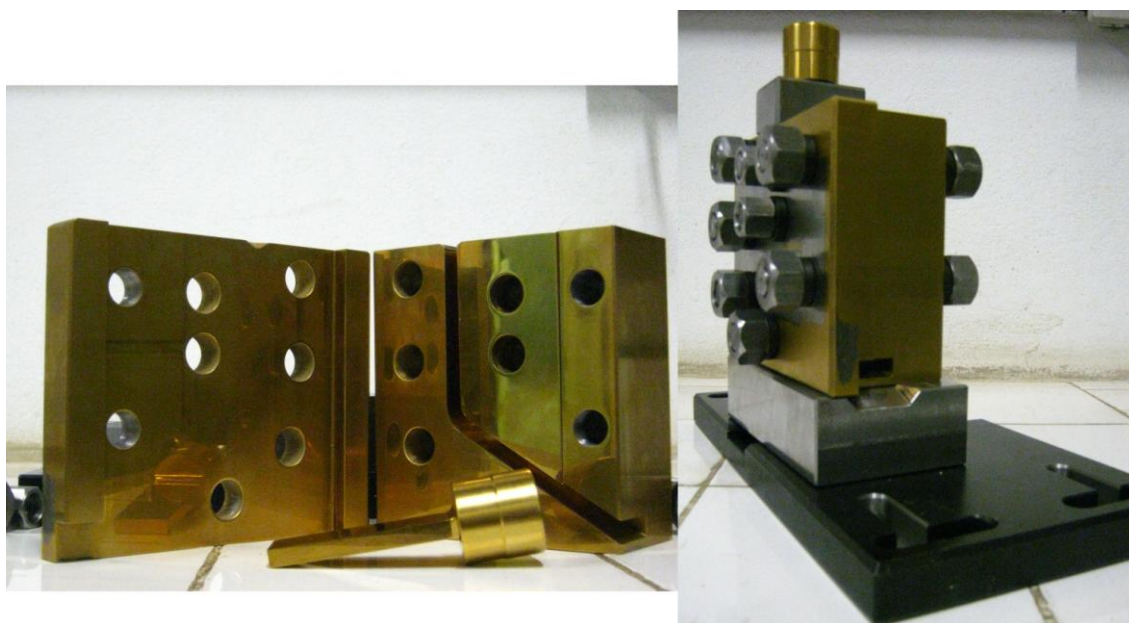


Figura 3.4. Matriz ECA com canal de seção retangular utilizada no processamento de placas.

### 3.3. Ensaio de tração e medidas de dureza

#### *Pb-Sn*

Não foram realizados ensaios.

#### *Al AA1050*

Utilizando usinagem por eletroerosão, dos tarugos de Al AA1050 foram extraídos corpos de prova miniaturizados com geometria proporcional à definida pela norma ASTM E8M. Em temperatura ambiente foram realizados ensaios de tração até a fratura e de compressão em uma máquina universal INSTRON 5500R com taxa de deformação inicial de  $1,5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Os corpos de prova estavam na condição inicial (como fundida) e na processada por ECA por um e quatro passes. Em todos os casos o eixo longitudinal do corpo de prova coincidia com a direção X do tarugo plano.

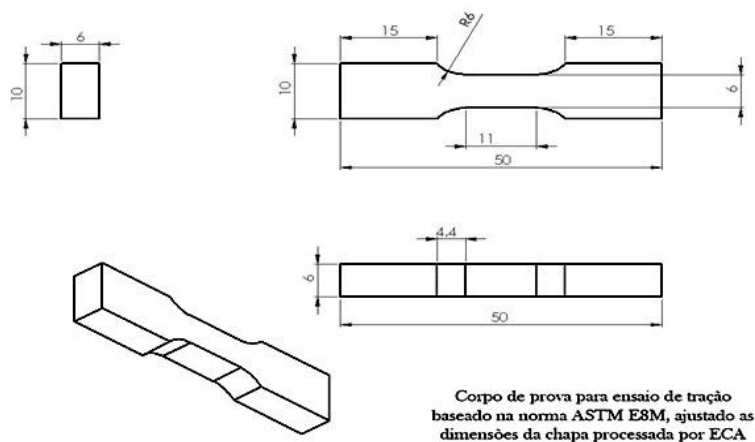


Figura 3.5. Geometria e dimensões dos corpos de prova de tração.

As curvas tensão-deformação obtidas foram utilizadas na escolha do modelo constitutivo empregado na simulação.

Perfis de dureza Vickers foram construídos com carga de 100 gf e tempo de ação igual a 15 s; as medidas foram feitas na face X das amostras deformadas e na amostra como fornecida utilizando um microdurômetro FUTURE TECK

modelo FM800 com capacidade de carga de 2000 gf. Essas medidas têm como objetivo avaliar a homogeneidade da deformação. Além de medidas transversais no plano X em três cotas diferentes (central, superior e inferior) foram também realizados mapas do gradiente de dureza no mesmo plano utilizando o software SIGMAPLOT 10.0. Para esses mapas as indentações seguiram 14 linhas horizontais e 49 verticais, num total de 688 medidas.

### **3.4. Caracterização microestrutural**

#### *Pb-Sn*

Utilizou-se microscopia ótica e eletrônica de varredura (MEV). Após lixamento e polimento pelos meios usuais a face Y dos tarugos foi atacada por uma solução 95:5 de metanol e ácido nítrico. As amostras para observação em MEV sofreram ataque profundo com o mesmo reagente. As micrografias foram utilizadas principalmente para medição dos tamanhos das fases  $\alpha$  e  $\beta$  via o método dos interceptos lineares. Para cada condição foram medidos de 160 a 180 grãos ( $\alpha$  e  $\beta$ ), fazendo exceção a amostra como fundida da qual foram medidos 50 grãos.

#### *Al AA1050*

Foi utilizada microscopia ótica para medição do tamanho de grão do material no estado como recebido. O plano transversal da placa foi lixado pelos métodos usuais com lixas de SiC e polido com pasta de diamante 3  $\mu\text{m}$ . Polimento final foi realizado em politriz vibratória VIBROMET (Buheler) com solução aquosa de  $\text{SiO}_2$ , durante 6 - 8 hs. O ataque foi eletrolítico, utilizando uma solução de ácido fluorbórico (5% de diluição) sob diferença de potencial de 20 mV aplicada durante  $\approx$  3 min. As observações foram efetuadas sob luz polarizada.

Foram preparadas amostras para Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET), com o principal objetivo de avaliar o tamanho de grão após processamento ECA. Pequenas placas foram retiradas a meio comprimento do interior das amostras, paralelamente ao plano Y, reduzindo-se sua espessura

até  $\approx 50 \mu\text{m}$  por lixamento em lixas de SiC. Em seguida, das placas foram cortados discos com 3 mm de diâmetro seguindo-se polimento eletrolítico até a perfuração em equipamento TENUPOL 2. A solução utilizada foi metanol e ácido nítrico na relação 7:3 e as condições de polimento 15/20 V e  $-30^\circ\text{C}$ . As amostras assim preparadas foram observadas em microscópio Phillips CM 120 operando a 120 kV. Para medida de tamanho de grão ( $d$ ) foi utilizada a formula 3.1.

$$d = \sqrt{\frac{4 \cdot A}{\pi}} \quad (3.1)$$

- onde  $A$  é a área do grão, que por sua vez é medida via o software de análise de imagem IMAGEJ.

### **3.5. Medidas da deformação equivalente, da homogeneidade de deformação e das forças de prensagem.**

#### *Pb-Sn*

A deformação equivalente foi medida sobre dois tipos de amostras: (i) pares de tarugos, cada indivíduo tendo seção retangular de  $14 \times 7 \text{ mm}^2$  e 70 mm de comprimento. Em uma das duas superfícies  $Y$  uma malha retangular com espaçamento uniforme de 2 mm foi riscada; os pares foram então unidos (com a grade formando uma das duas superfícies internas) e processados em conjunto como um único tarugo com seção transversal igual a  $14 \times 14 \text{ mm}^2$ , ver Figura 3.6-a. (ii) tarugos com seção  $14 \times 14 \text{ mm}^2$  e comprimento 70 mm, com a malha riscada sobre a face  $Y$  externa.

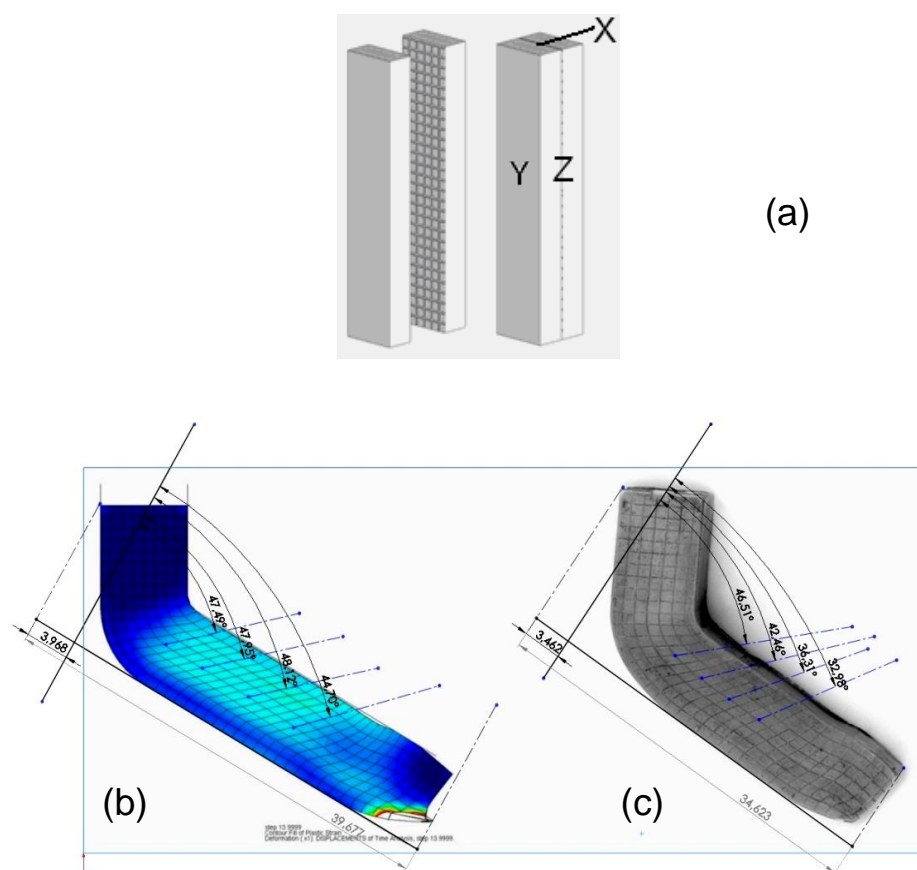


Figura 3.6. A amostra tipo (i) é mostrada em (a) notando-se a identificação dos planos da amostra com respeito à direção de prensagem ECA e à localização da malha de referência. Em (b -c) tarugos mostrando o fluxo de material em 2D e o método de medida dos ângulos  $\gamma$ , feito exclusivamente nas regiões de deformação homogênea. No exemplo os raios de curvatura no encontro dos canais da matriz R e r são 8 e 3 mm, respectivamente e correspondem a  $\psi = 19^\circ$ .

O tipo (i) foi utilizado nas medidas da deformação cisalhante, empregando uma técnica aqui denominada de "simulação física", na qual o grau de cisalhamento é quantificado pela medição da distorção angular da malha (ângulo  $\gamma$ ).

A amostra descrita como tipo (ii), com seção  $14 \times 14 \text{ mm}^2$  foi utilizada na observação direta da deformação e do *corner gap*, e para isso deslocamento do tarugo ao longo do canal foi seguido em tempo real por filmagem durante o processo.



Para cada combinação R-r quatro quadros separados por intervalos de 30 s foram ordenados em sequência para ilustrar os primeiros 20 mm de deslocamento do tarugo no canal da matriz ECA.

A Figura 3.6. mostra em (a) a disposição da grade na amostra tipo (i), e em (b, c) a técnica utilizada para quantificar a deformação por cisalhamento da amostra tipo (i), tanto na imagem por EF como no tarugo (simulação física). Por fim, para estimar o grau de homogeneidade de deformação no volume do tarugo considerou-se a relação entre a área uniformemente deformada ( $A_h$ ) sobre a área total mapeada ( $A_t$ ). Por exemplo, na Figura 3.6-a a região de deformação homogênea é a azul claro e  $A_t$  é um número fixo e constante de elementos da região deformada.

#### *Al AA1050*

Os valores da deformação equivalente no volume do tarugo e das forças de prensagem foram calculados exclusivamente por simulação computacional utilizando o método descrito no item 3.7. A validação dos resultados de  $\epsilon_{eq}$  foi feita por medidas de microdureza, assim como detalhado no item 3.3 desta seção.

### **3.6. Medida do *corner gap***

#### *Pb-Sn*

Para efetuar comparações quantitativas da dimensão dos *corner gap* utilizou-se o software de análise de imagens IMAGEJ, com o qual é possível relacionar uma dimensão conhecida, no caso a largura do canal (14 mm), com a quantidade de pixels necessários para descrever a dimensão procurada. Com essa técnica calculou-se a área correspondente ao vazio formado entre o tarugo e a parede externa do canal. A Figura 3.7 exemplifica o procedimento acima descrito.

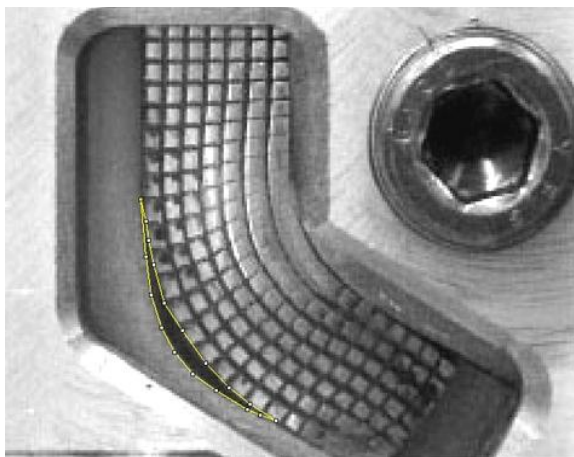


Figura 3.7. Exemplo da medida da área do *corner gap*.

*Al AA1050*

Não foi realizada

### 3.7. Análise numérica

*Pb-Sn*

Foi utilizada uma base de códigos computacionais de cunho acadêmico baseada no método da solução explícita por EF. Esta base é dedicada a solucionar problemas que apresentem grandes deslocamentos e grandes deformações, contemplando elevados graus de não linearidade das soluções. A malha é formada por elementos tridimensionais com oito nós e utilizou-se o método das penalidades para contatos entre superfícies. O coeficiente de atrito adotado é igual a 0,05. As propriedades de tração da liga Pb-62%Sn foram obtidas do banco de dados MATWEB. Os resultados consistem de gradientes da deformação equivalente vistos segundo os planos X e Y do tarugo, considerando-se um só passe ECA.

AI AA1050

Foi escolhido o software comercial de EF DEFORM V.10, que opera com o método de solução implícita e que resolve e superpõe sistemas de equações do tipo:

$$K \cdot v = f \quad (3.2.)$$

- onde  $K$  é a matriz de rigidez referente ao elemento 3D tetragonal utilizado pelo software,  $v$  é o vetor velocidade dos nós do elemento e  $f$  o vetor força resultante. O DEFORM é dotado de recursos de reconfiguração da malha (*remeshing*).

Devido ao elevado número de cálculos necessários quando há deslocamentos e deformações muito grandes, os métodos implícitos são inaplicáveis. No entanto o DEFORM contém métodos de escalonamento matricial (*bandwidth optimization*) capazes de minimizar os cálculos, além de trabalhar com métodos de solução tais como o *Conjugate-Gradient*, *Sparse* e GMRES. Na presente simulação computacional foi utilizado um sistema de penalização baseado no deslocamento dos nós com relação às superfícies rígidas. Por fim, adotou-se coeficiente de atrito igual a 0,12, que é o sugerido pelo software para ferramental em aço e deformação a frio.

#### *Curvas tensão-deformação:*

Como mencionado ao longo do texto foi utilizado o modelo de Voce (Equação 2.5) na descrição do comportamento mecânico do material durante os ensaios de tração. Esse é o modelo implementado no software, e o ajuste da curva experimental pelo mesmo foi calculado pelo método dos mínimos quadrados utilizando o software de programação MATLAB. A concordância entre as curvas experimentais (0X, 1X, 2X, 3X e 4X) e as calculadas foi excelente, entre 96% e 99,7%, o que é mostrado na Figura 3.8.

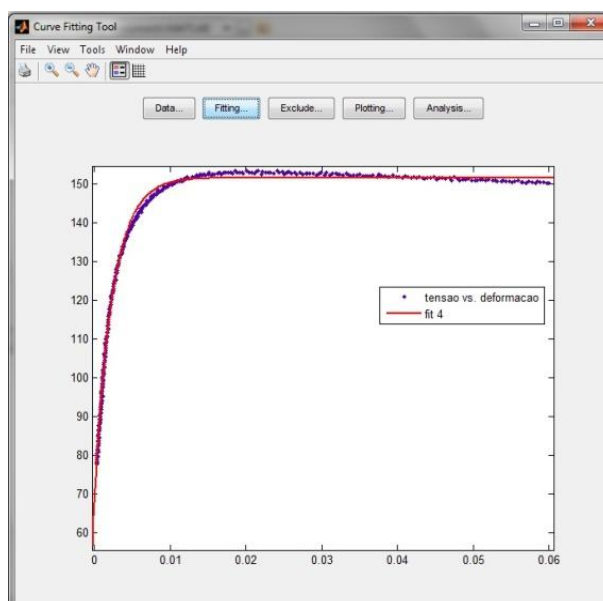


Figura 3.8 Ajuste do modelo de Voce à curva tensão-deformação de Al AA1050, processado com quatro passes ECA.



#### 4. RESULTADOS

Serão apresentados separadamente os resultados referentes ao Pb-Sn e ao Al AA1050.

##### *Pb-Sn*

A Figura 4.1 ilustra a microestrutura da liga Pb-62%Sn na condição inicial (a), após um passe (b) e após cinco passes ECA (c-d). Nota-se claramente que não há alteração de tamanho de grão com o aumento da deformação cisalhante. Das medidas efetuadas obtêm-se os valores resumidos na Tabela 4.1, que confirmam a observação microestrutural qualitativa.

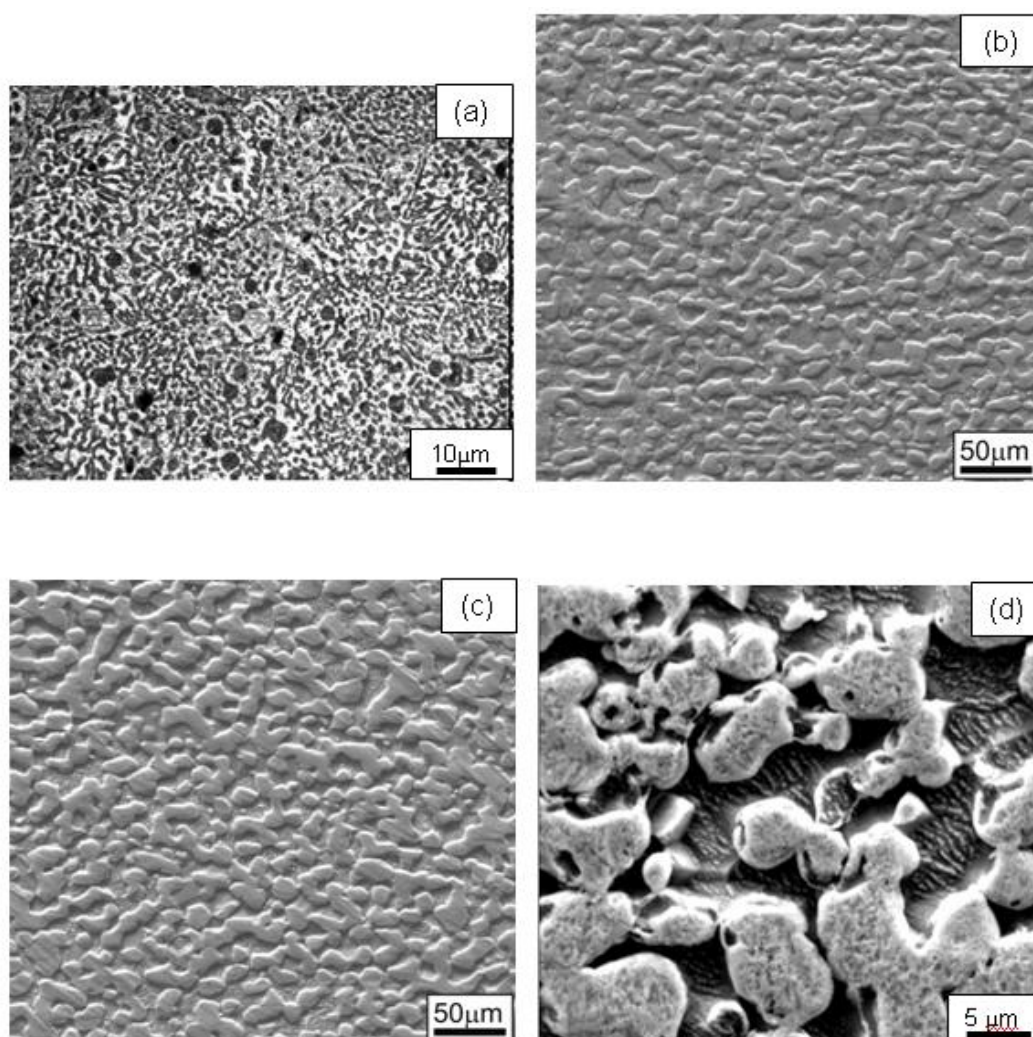


Figura 4.1. Micrografias óticas e por MEV de Pb-62%Sn: (a) estado como fundido; (b) após um passe; (c-d) após cinco passes ECA.

Tabela 4.1. Evolução do tamanho de grão com o número de passes ECA

Amostra	d ( $\mu\text{m}$ )
0X	16
1X	6.1 $\pm$ 0.2
2X	5.7 $\pm$ 0.2
3X	6.2 $\pm$ 0.4
4X	6.0 $\pm$ 0.3
5X	5.5 $\pm$ 0.2

#### 4.1. Deformação equivalente e cargas de prensagem: simulação e validação experimental

A comparação entre deformação equivalente observada por simulação computacional e simulação física está na Figura 4.2 que expressa os valores de  $\epsilon_{eq}$  em função da combinação R-r. Os valores numéricos experimentais e calculados pela equação de Iwahashi são comparados na Tabela 4.2.

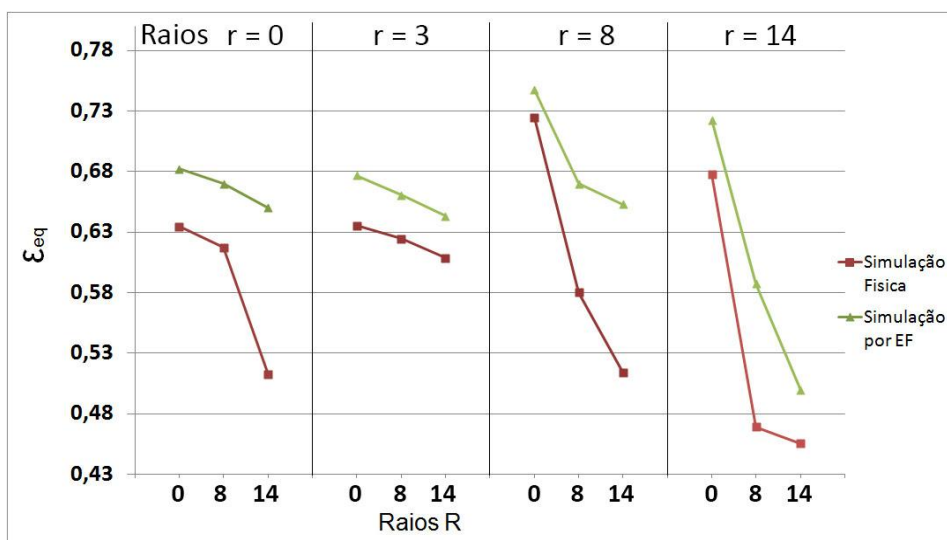


Figura 4.2. Efeito das diferentes combinações R – r no valor da deformação equivalente em tarugos Pb-62%Sn. Comparação entre simulação física e simulação computacional.

Tabela 4.2. Correlações entre geometrias de matriz ECA com  $\Phi = 120^\circ$  e a deformação equivalente calculada por Iwahashi e a determinada experimentalmente.

<b>Combinações R-r</b>	<b><math>\Psi</math></b>	<b><math>\epsilon_{eq}</math> (calc)</b>	<b><math>\epsilon_{eq}</math> (exp)</b>	<b><math>\epsilon_{eq}(\text{calc})/\epsilon_{eq}(\text{exp})</math></b>
0 - 0	0	0,67	0,64	1,04
8 - 0	32	0,62	0,62	1,00
14 - 0	60	0,60	0,51	1,19
0 - 3	10	0,65	0,64	1,02
8 - 3	19	0,64	0,63	1,01
14 - 3	48	0,61	0,61	1,00
0 - 8	24	0,63	0,72	0,87
8 - 8	0	0,67	0,58	1,15
14 - 8	24	0,63	0,51	1,23
0 - 14	38	0,61	0,68	0,90
8 - 14	19	0,64	0,47	1,35
14 - 14	0	0,67	0,46	1,45

Observa-se no gráfico que em todos os casos a simulação por EF fornece valores de  $\epsilon_{eq}$  maiores do que os experimentais. Ainda, para todas as configurações (com duas exceções - EF), ao aumento de R corresponde diminuição de  $\epsilon_{eq}$ , tendência que se acentua com o aumento de r.

É intuitivo que as várias combinações de R-r influenciem diferentemente nas cargas de prensagem, e a esse respeito a Figura 4.3 resume essa correlação para processamento de tarugos de Pb-62%Sn:



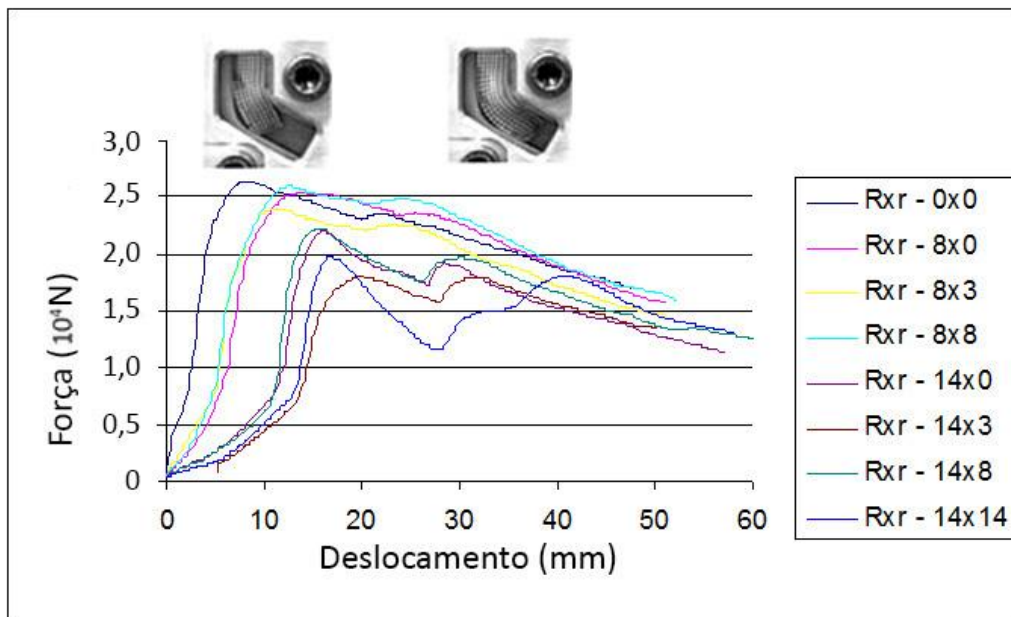


Figura 4.3. Gráficos da força de prensagem *versus* deslocamento do punção no canal da matriz, para as diferentes combinações R-r estudadas e tarugos de Pb-62%Sn. No inserto imagens do *corner gap* para a 14-14; o primeiro corresponde aos picos de força e o segundo aos vales.

Como esperado, o aumento do raio de curvatura externo conduz à diminuição das cargas de prensagem. A figura também mostra a correspondência do *corner gap* com pontos de singularidade das curvas  $F - x$ . Observa-se que a carga máxima está pouco acima de 25000 N, e corresponde à combinação 0 - 0; a menor é próxima a 20000 N e foi obtida com a combinação 14 - 14.

Na introdução foi descrito em pormenores o papel do *corner gap* no estabelecimento de  $\epsilon_{eq}$ , sendo pois importante aqui avaliar a validade da simulação por EF desse fenômeno para diferentes combinações R-r. Assim, em imagens reais (simulação física) e de EF (distribuição da tensão instantânea de von Mises) foram visualizados oito diferentes geometrias R - r, registrada a ocorrência (ou não) dos correspondentes *corner gaps*, e avaliada quantitativamente suas dimensões. Estas foram comparadas qualitativamente com a distribuição de tensões obtidas por EF. A Figura 4.4 mostra dois conjuntos desses resultados: em 4.4-a tem-se a configuração 8-0 e em 4.4-b a configuração 14-14; as demais se encontram no Anexo I. A simulação física foi

montada tomando-se quatro quadros do filme da passagem do tarugo na matriz, como explicado no procedimento experimental. Tanto na Figura 4.4. como nas restantes o grau de concordância entre simulação e experimento é excelente.

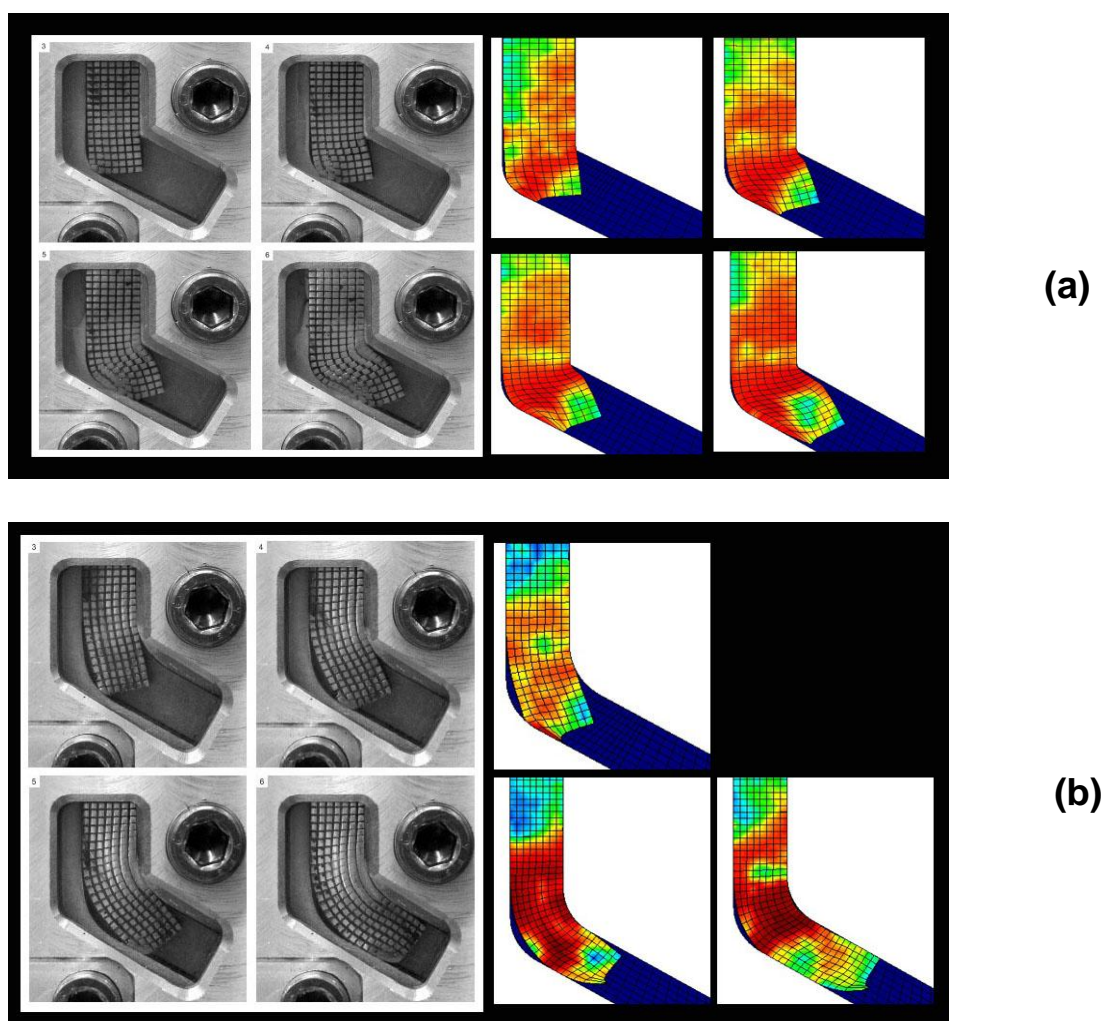


Figura 4.4. Imagens da simulação física e da simulação por EF que correlacionam o *corner gap*, e o campo de tensões equivalentes para: (a) configuração 8-0 e (b) configuração 14-14. Os dois conjuntos representam condições extremas de tamanho de *corner gap* dos tarugos de Pb-62%Sn.

A quantificação da magnitude dos diferentes *corner gap* é um dado necessário para concluir sobre a importância do seu papel na distribuição da deformação plástica. Portanto, foi necessário calcular a área da “região de descolamento”

canal/tarugo, procedendo como descrito no procedimento experimental, e a Figura 4.5. mostra que, excetuando-se as configurações 14-0 e 14-3, com maior ou menor intensidade as demais exibem claramente o fenômeno. Por fim a distribuição da deformação equivalente em tarugos de Pb-62%Sn é mostrada na Figura 4.6. Nas sequências horizontal e vertical fica claro que com o aumento do raio externo diminui a área da região da  $\epsilon_{eq}$  homogênea.

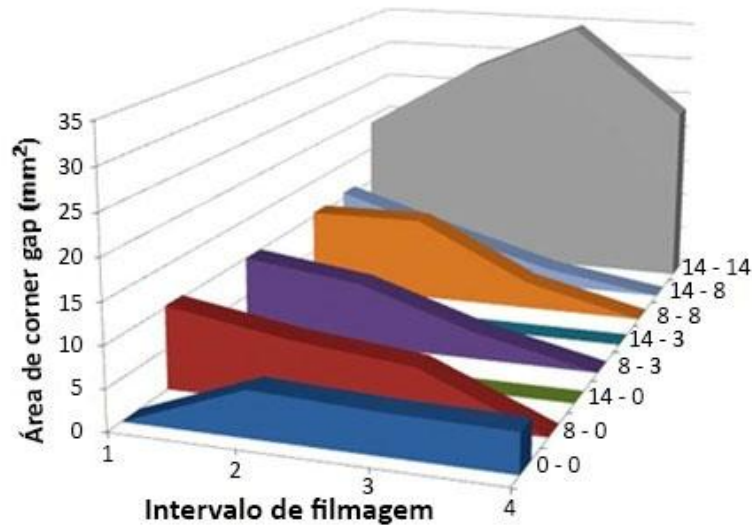


Figura 4.5. Magnitude do *corner gap* em tarugos de Pb-62%Sn submetidos a um passe ECA, para diferentes configurações R-r.

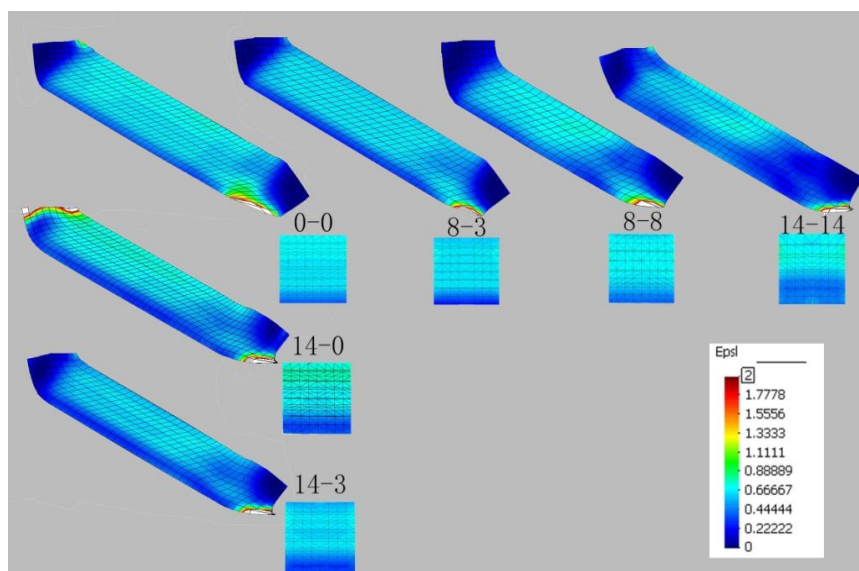


Figura 4.6. Distribuição da deformação equivalente nos planos Y e X em tarugos de Pb-62%Sn, para diferentes configurações R-r. Simulação computacional, um passe.

*Al AA1050*

A Figura 4.7. é uma micrografia do plano Y da chapa no estado como recebido. Observa-se a variação do tamanho de grão, que como dito na Introdução segue um gradiente das superfícies para o centro. Os grãos estão alongados na direção da laminação e seu tamanho médio é da ordem de 50  $\mu\text{m}$ .

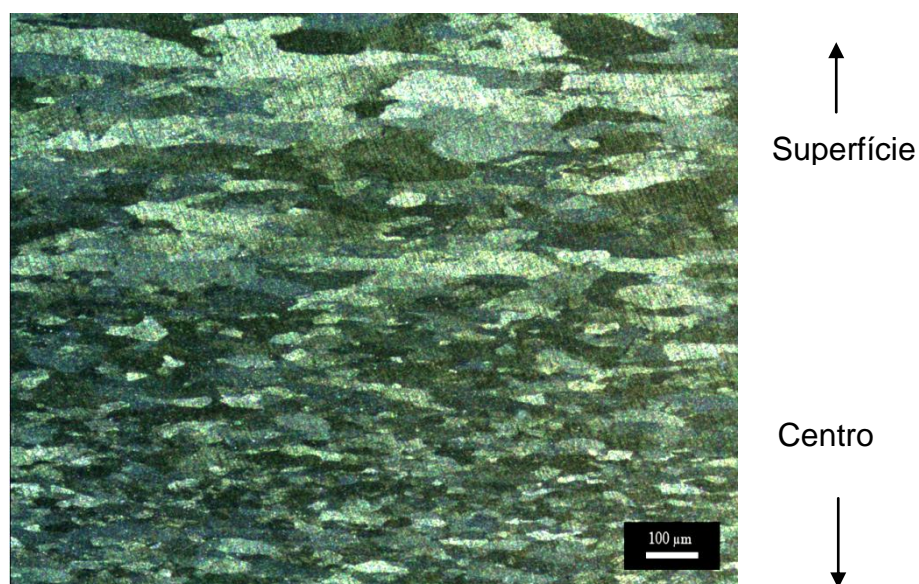


Figura 4.7. Micrografia ótica por luz polarizada de Al AA101050 no estado como recebido. Plano Y.

A Figura 4.8. mostra os valores da força de prensagem em função do deslocamento do punção para um passe e todas as combinações R - r aqui estudadas. Os dados foram obtidos por simulação computacional e mostram que além do R o raio interno r também influencia bastante as cargas.

Comparação destes gráficos com os obtidos experimentalmente [68] mostram razoável correlação, que se verifica também para quatro passes, condição na qual a simulação indica  $F = 25000 \text{ N}$  e o experimental aproximadamente 23000 N.

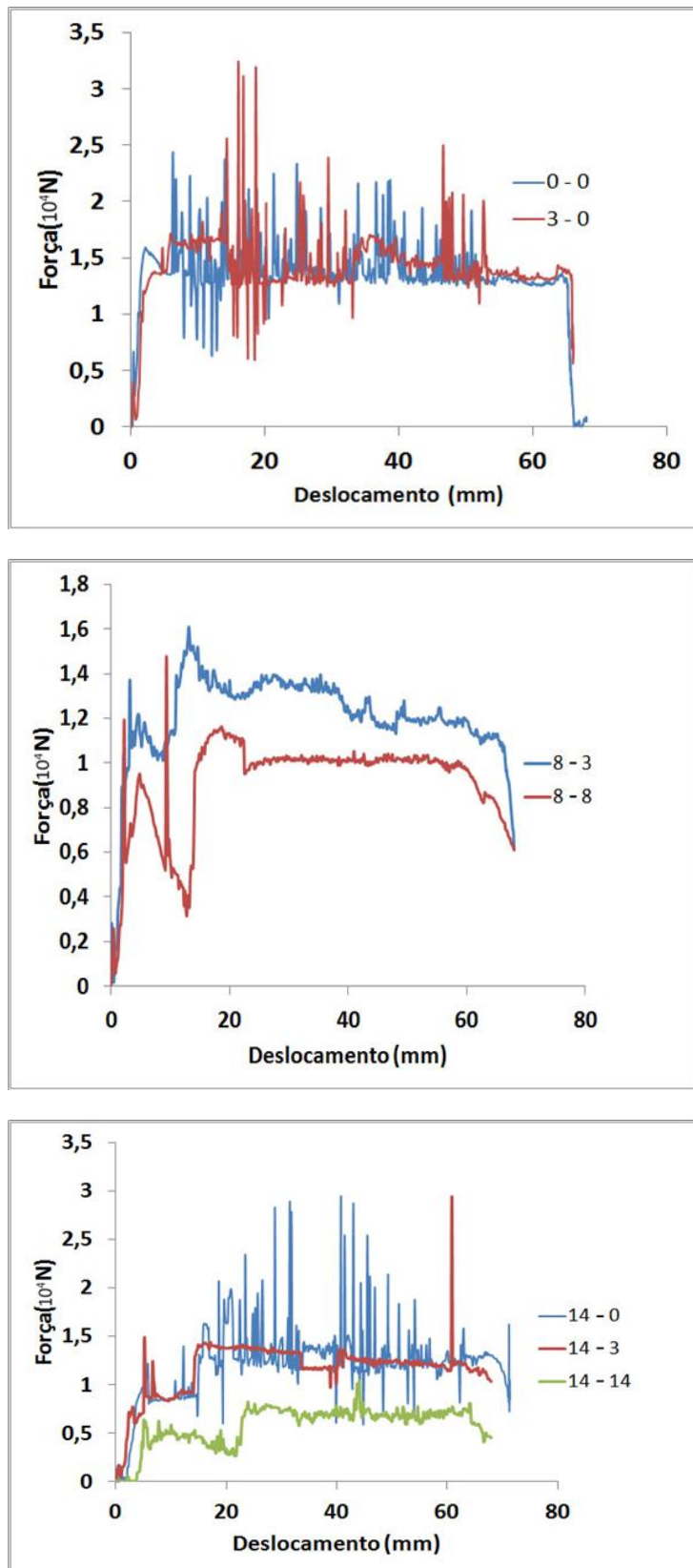


Figura 4.8. Curvas da força de prensagem *versus* deslocamento do pistão para o primeiro passe e sete combinações R - r, calculadas por EF.

Outro conjunto de resultados qualitativos obtidos sobre Al AA1050 é a distribuição da deformação equivalente calculada pelo software DEFORM; a Figura 4.9. mostra cinco configurações cuja análise permite concluir que para R-r igual a 0 - 0 e 3 - 0, a deformação equivalente está mais homogênea distribuída. Como detalhado adiante na Discussão é a partir dessa observação, analisada em conjunto com gráficos de força de prensagem, que foi selecionado o conjunto R - r mais adequado e construída a matriz ECA para processamento de chapas. Para quatro passes, a distribuição (simulada) da deformação equivalente é espacialmente idêntica, distinguindo-se apenas pela intensidade, que é maior.

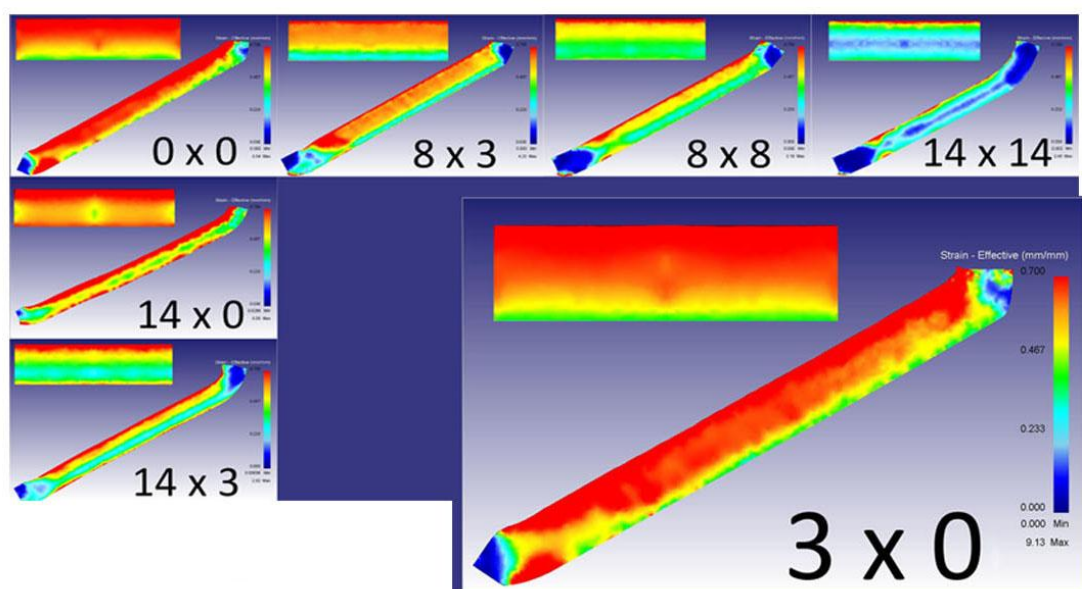


Figura 4.9. Distribuição da deformação equivalente em placas de Al AA1050 submetidas a um passe ECA, para diferentes configurações R - r. Simulação computacional obtida utilizando o software DEFORM.

Por fim, a Figura 4.10. reúne os resultados da validação experimental da simulação por EF da distribuição de  $\epsilon_{eq}$  para a configuração 3 - 0. Empregou-se medidas de microdureza Vickers no plano X da chapa processada por um e quatro passes, e a figura mostra claramente que a distribuição da deformação torna-se mais homogênea com o aumento do número de passes.

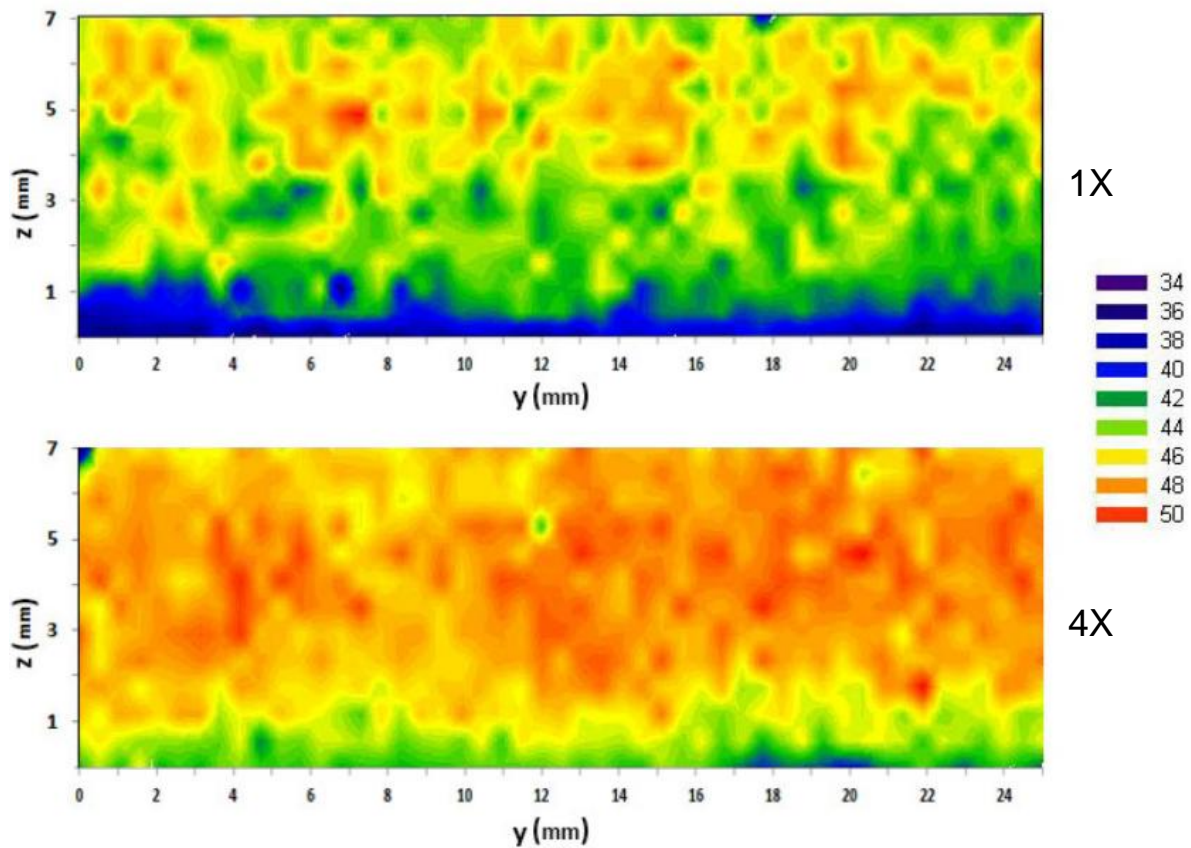


Figura 4.10. Gradientes de microdureza HV para placas de Al AA1050 submetidas a um e quatro passes ECA em matriz com  $\Phi = 120^\circ$  e raios de curvatura 3 - 0. Plano X.

#### 4.2. Matriz para chapas: projeto, construção e desempenho

Com a simulação computacional procura-se a melhor definição da geometria do canal, tendo-se escolhido a combinação  $R = 3$  e  $r = 0$  mm, escolha que será detalhada e justificada adiante, no item Discussão.

## 5. DISCUSSÃO

### 5.1. Liga Pb-62%Sn

Já foi mencionado que a liga Pb-62%Sn foi escolhida como material padrão para o presente estudo por não interferir no comportamento da deformação, deixando que esta seja apenas função da geometria da matriz. A evolução microestrutural está na Figura 4.1: na micrografia ótica a fase escura é quase que exclusivamente Pb, enquanto o fundo parece ser composto majoritariamente por Sn. A maior resolução do MEV, porém, revela que o fundo é um eutético Pb-Sn; portanto, a composição está ligeiramente deslocada do eutético na direção do Pb, o que é consistente com as taxas de solidificação/resfriamento relativamente velozes dos lingotes. A característica mais importante das diferentes amostras deformadas é sua similaridade, independentemente do número de passes. Também não se observam bandas de cisalhamento macroscópicas, e o tamanho e a forma dos grãos (ou fases) são muito similares. A Tabela 4.1. mostrou que o refino do tamanho de grão é limitado e insensível ao número de passes, sugerindo que o sistema passa por recristalização dinâmica. Ensaios de tração realizados após 1, 2,..., 6 passes ECA [69] com velocidade do travessão igual a 1 mm/min mostram que a resistência mecânica é praticamente insensível ao nível de deformação, ver Tabela 4.1.

Tabela 5.1. Propriedades de tração da liga Pb-62%Sn processada por diversos passes ECA em matriz com  $\Phi = 120^\circ$  e  $\psi = 0^\circ$  [69].

<b>Passes</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>5</b>	<b>6</b>
A (%)	38	91	118	163	152	172
$\sigma_y$ (MPa)	33	29	30	29	30	30
$\sigma_u$ (MPa)	35	32	32	31	32	32



Esses resultados também mostraram que o alongamento até a fratura aumentou paulativamente de 38% a 172% após um e seis passes respectivamente. Esse comportamento foi explicado como resultado da formação de contornos de grão fora do equilíbrio que como explicado na revisão da literatura item 2.5, aumentam a ductilidade por promover escorregamento dos grãos mas não afetam os valores de resistência. É importante assinalar que os corpos de prova empregados nesses ensaios tem apenas 11 mm de comprimento útil [69], portanto os valores de alongamento estão superestimados. Lembrando que para a liga Pb-62%Sn a temperatura ambiente é próxima a uma temperatura homóloga de 0,65, existe a possibilidade de deslizamento de contornos de grão, e a literatura contém diversos exemplos deste mecanismo [70],[71].

Quanto à homogeneidade de deformação a Tabela 5.2. reúne medidas de microdureza Hv realizadas sobre as faces X, Y e Z de amostras com dois diferentes níveis de deformação.

Tabela 5.2. Dureza HV medida nos planos X Y Z para Pb-62%Sn processado por dois e cinco passes ECA

Amostra	Dureza HV		
	Plano X	Plano Y	Plano Z
1X	9,5 ± 0,1	9,4 ± 0,2	9,3± 0,2
5X	10,1 ± 0,2	10,2± 0,1	10,1±0,2

Em conclusão, microestrutura e comportamento mecânico concordam em qualificar a liga Pb-52%Sn como isenta de endurecimento por deformação. Ainda, os valores de dureza mostram que o nível de deformação é uniforme no volume do tarugo. Portanto, o comportamento sob deformação da liga e a geometria da matriz relacionam-se biunívocamente, não havendo interferência de nenhuma outra variável.

Os resultados da comparação das simulações física e por EF, referentes à influência do ângulo  $\psi$  (par R - r) foram apresentados na Figura 4.2. No que

toca a tendência, a concordância das duas técnicas é excelente, com exceção das combinações 14 - 0, 8 - 0 e 14 - 8. Para esses casos a observação da Figura 4.4-a e das Figuras I.1 e I.3 do Anexo I mostram *corner gaps* inexistentes (ou muito pequeno para 14 - 8), mas essa particularidade deveria afetar (positivamente) a distribuição da deformação mas não a intensidade da mesma; portanto, não há uma explicação válida para a diferença entre experimento e simulação por EF, embora as diferenças sejam significativas em alguns casos, ver Tabela 4.2. Quanto à observação de o primeiro ser sempre inferior ao segundo pode ser explicada pela escolha do coeficiente de atrito aqui utilizado (0,05), enquanto outros pesquisadores adotaram outros valores, por exemplo Luri, com 0,125 para Al/aço com graxa de MoS<sub>2</sub> [72]. A melhor convergência ocorre para grandes valores de  $r$  e a análise conjunta dos dados mostra que altos valores de deformação equivalente se conseguem para raios externos pequenos. O inconveniente de adotar  $R$  pequeno é mostrado na Figura 4.3 onde os valores experimentais da carga de prensagem aumentam com  $1/R$ . Por exemplo, a configuração 0 - 0 necessita de 26000 N, enquanto  $F_{\max}$  da 14 - 3 é 18000 N, portanto, deve ser procurado um compromisso entre maximizar  $\epsilon_{eq}$  e minimizar  $F$ .

A observação das curvas de  $F$  versus deslocamento do punção mostra que há picos e vales, irregularidades que podem ser entendidas como efeito do *corner gap*. Seguindo o princípio da conservação de energia é adequado afirmar que a uma diminuição da força de prensagem corresponde um menor nível de deformação, ou menor tensão local. Isso é mostrado pela Figura 4.4: na configuração 8 - 0, tanto a deformação real como a simulada por EF mostram um pequeno *corner gap* e a ele corresponde uma distribuição muito uniforme da tensão instantânea no tarugo. Contrariamente, a configuração 14 - 14 exhibe grande descolamento do tarugo e distribuição heterogênea da tensão instantânea. Consequentemente a distribuição da deformação equivalente será também heterogênea.

Uma vez estabelecido que a magnitude do *corner gap* influencia a homogeneidade de deformação há interesse em comparar uma com a outra, o que é feito nas Figuras 4.5 e 4.6. A primeira quantifica em mm<sup>2</sup> o tamanho do

vazio, e com duas exceções (14 - 0 e 14 - 3) evidencia que o vazio aumenta com R e r e tende a aumentar com o avanço do punção no canal. Também é aparente que o raio interno tem muita influência no tamanho do *corner gap*, detalhe geralmente ignorado pela maioria dos pesquisadores e projetistas de matrizes ECA. Da Figura 4.4. e das imagens de *corner gaps* simulados e reais, ver Anexo I é possível resumir a correlação entre tamanho do vazio e geometria do canal:

- $R = 8 \rightarrow$  presença de *corner gap*;
- $R = 14 \rightarrow$  ausência para  $r = 0$  e  $r = 3$  e dimensão máxima para  $r = 14$ ;
- $R = r = 0 \rightarrow$  presença de pequeno *corner gap*.

Não há descolamento tarugo/canal quando R e r têm valores bem diferentes; quando  $R = r$  o fenômeno ocorre mais acentuadamente para valores absolutos grandes (14 - 14).

A relação entre o grau de homogeneidade de deformação e os diferentes pares  $R - r$  está na Figura 4.6; estão mostrados os planos X e Y e a região homogênea é tomada como a de tom azul claro. Observa-se claramente que:

- (i) Na sequência horizontal a área da região homogênea diminui da esquerda para a direita e da Figura 4.5 vê-se que a área do *corner gap* aumenta no mesmo sentido. Observar que na extremidade anterior do tarugo sempre há um efeito de esmagamento (altíssima deformação). Observa-se também que com o aumento de R e/ou r a distribuição da deformação equivalente torna-se mais heterogênea;
- (ii) Na sequência vertical a homogeneidade de deformação também diminui com o aumento de R e/ou r, mas em grau menos intenso. O *corner gap* ou é bastante pequeno (0 - 0) ou inexistente.

Resumindo, das observações (i) e (ii), conclui-se que tomando como referência-base a configuração  $R = r = 0$ , a  $\varepsilon_{eq}$  torna-se mais heterogênea com a diminuição da diferença entre os valores dos raios externo e interno do canal. Portanto, a discussão referente ao comportamento da liga Pb-62%Sn mostrou que sua escolha foi acertada no sentido de encontrar um material "inerte" que permitisse isolar a influência da geometria da matriz ECA sobre o

comportamento sob deformação do material. Isso foi mostrado a partir de um trabalho anterior referente à sua microestrutura e propriedades de tração, que mostrou recristalização completa [69]. Em seguida foi mostrado que há uma relação entre a curvatura dos canais no ponto de seu encontro e o tamanho do *corner gap*, fenômeno cujo efeito sobre a homogeneidade de deformação é sempre prejudicial.

## 5.2. Al AA1050

Selecionar a melhor configuração R – r para a matriz dedicada ao processamento ECA de placas tem como objetivo principal obter a maior homogeneidade de deformação equivalente possível, o que equivale a minimizar o *corner gap*. Além deste a seleção tem outros três objetivos igualmente importantes:

- (i) Forças de prensagem – devem ser tão pequenas quanto possível;
- (ii) Nível de deformação – próximo a 0,66 por passe para  $\Phi = 120^\circ$  [25];
- (iii) Facilidade de construção da matriz.

### *Forças de prensagem*

Da Figura 4.8 observa-se que não há grande diferença entre as forças de prensagem requeridas pelas combinações analisadas, pois todas estão entre 10000 e 15000 N exceto o grupo de combinações com raio externo igual a 14, nas quais F está entre 7000 e 14000 N. Embora não tenham sido realizadas imagens reais do *corner gap* do Al AA1050, por similaridade com as conclusões obtidas com a série de experimentos sobre Pb-62%Sn (Figuras 4.3 e 4.4 e seu comentário) fica claro que os “vales” das curvas F *versus* deslocamento do punção correspondem a eventos de destacamento da chapa. Portanto da Figura 4.8 conclui-se que nas configurações 0 – 0 e 3 – 0 esse efeito está ausente. Nas restantes observa-se claramente a presença de “vales”, portanto de apreciáveis *corner gaps*, o que em princípio as excluiria da seleção por implicar em má distribuição de  $\epsilon_{eq}$ . Portanto, indutivamente foram selecionadas duas configurações possíveis: a 0 - 0 e a 3 - 0.

### Homogeneidade de deformação – minimização de corner gap

Prosseguindo com a seleção passa-se a analisar os gradientes de  $\epsilon_{eq}$  para cada candidato  $R - r$ , ver Figura 4.9, e conclui-se que também sob esta perspectiva os pares 0 – 0 e 3 – 0 são os melhores. Todas as configurações produzem chapas exibindo uma camada inferior com menor deformação equivalente, mas nos pares citados a heterogeneidade é menor do que nas restantes. É importante observar que com o aumento do raio externo, ou seja, para as configurações do grupo  $R = 14$ , particularmente a 14 - 14, o modo de deformação muda completamente: o plano Y da placa apresenta gradientes decrescentes de  $\epsilon_{eq}$  no sentido superfície  $\rightarrow$  centro, onde atinge um valor mínimo aumentando de novo até a superfície oposta; obviamente essa distribuição repete-se no plano X. Essa particularidade sugere uma mistura de deformação cisalhante com dobramento, e a Figura 5.1 é um lembrete da distribuição das tensões (e deformações) em uma viga submetida a flexão, modo de solicitação que inclui componentes de dobramento. Comparando essa figura com a 4.9 fica claro que o perfil de tensões na viga é muito semelhante aos perfis de deformação equivalente das configurações 14 – 14 e 14 – 0, e em menor grau das 14 – 3 e 8 - 8.

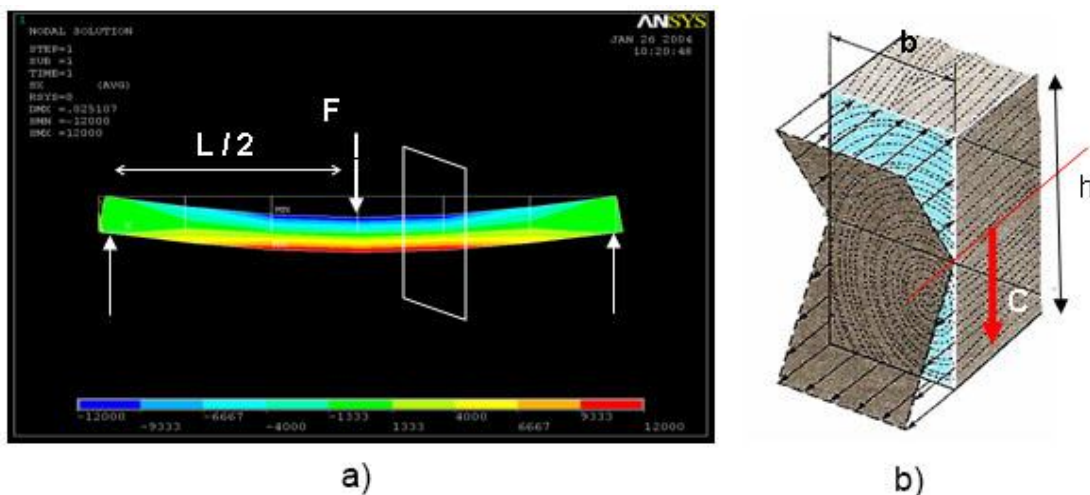


Figura 5.1. Em (a) tem-se uma viga em flexão apoiada nas extremidades mostrando a distribuição das tensões calculada por EF [73]; (b) corte transversal da viga mostrando essa distribuição na seção [74].

Analisando mais detalhadamente a Figura 4.9 fica claro que a distribuição da deformação equivalente da configuração 3 - 0 é ligeiramente melhor do que a da 0 - 0, ver especialmente as imagens de  $\epsilon_{eq}$  na face X: a camada inferior de menor deformação é mais fina na primeira do que na segunda configuração. De qualquer modo, a diferença entre um e outro par é muito pequena.

Os resultados mostram também que a distribuição da deformação equivalente se torna mais homogênea com a severidade da deformação, ou seja, com o número de passes (para determinada configuração de matriz). Isso é o que mostra a Figura 4.10, que contém mapas da distribuição de dureza na face X das amostras para um e quatro passes em matriz 3 - 0. A figura serve também para validar o resultado da simulação por EF (matriz 3 - 0) realizada para um só passe, ver Figura 4.9. A questão da evolução da homogeneidade com o aumento de  $\epsilon_{eq}$  também aparece na literatura embora não haja consenso sobre o número de passes necessário para alcançar boa distribuição. A esse respeito Yuan et al.[75] utilizando simulação física e computacional mostraram que a liga Al-7Si-0,3Mg necessita de quatro passes ECA, enquanto Alhajeri só reporta boa homogeneidade em Al comercialmente puro após não menos de seis passes, como mostrado na Figura 2.24 [67]. Aparentemente, no presente caso quatro passes foram suficientes.

#### *Nível de deformação equivalente*

Valores de  $\epsilon_{eq}$  em função da geometria do canal, calculados pela equação de Iwashashi  $\epsilon_{eq}(\text{calc})$  e medidos experimentalmente estão na Tabela 4.2. A equação de Iwashashi, não deveria ser aplicável a geometrias com  $r \neq 0$ , mas a diferença entre valores calculados pela equação e medidos diretamente pela simulação física (ângulo  $\gamma$  de distorção do retículo) é relativamente pequena, exceto para as configurações 14 - 14 e 14 - 0, o que confirma que nessas geometrias a deformação ocorre por uma composição de dobramento e cisalhamento. Portanto nesses casos a equação de Iwashashi é ainda menos adequada. A principal informação dada pela Tabela 4.2 é que tanto a configuração 0 - 0 como a 3 - 0 exibem  $\epsilon_{eq}$  próximo ao valor teórico para  $\Phi = 120^\circ$ . Observa-se também que a maior diferença entre  $\epsilon_{eq}$  calculado e

experimental é exibida pelo par 14 - 14, que também exhibe o maior *corner gap*. Outro ponto a ressaltar é o desempenho da matriz com a geometria 0 - 8, com a qual foi alcançada deformação equivalente igual a 0,72, portanto maior do previsto por Iwahashi para  $\Phi = 120^\circ$ . Esta observação parece confirmar Luri e colaboradores que apontaram a configuração  $R < r$  como a mais eficiente [62], ver detalhes no item 2.6. da revisão bibliográfica. De qualquer modo no presente trabalho esta é uma observação pontual, necessitando de mais experimentos. Lembramos que os resultados do trabalho de Luri e outros foram obtidos analiticamente (modificação de Iwahashi, eqs. 2.17 e 2.18) e via simulação por EF, sem validação experimental.

#### *Facilidade de construção da matriz*

Até o presente a configuração 3 - 0 mostrou uma pequena vantagem no que toca a homogeneidade de deformação, mas não há diferenças significativas com a geometria 0 - 0 em termos de valor de  $\epsilon_{eq}$  e forças de prensagem. No entanto deve-se levar em conta a influência de detalhes de projeto na facilidade de fabricação da matriz e na segurança de sua operação. Sob o ponto de vista construtivo, lembrando que normalmente o canal é obtido via usinagem por eletroerosão, não há diferença entre produzir raios de curvatura iguais a zero ou a 3 mm. No entanto, raio de curvatura zero equivale a um canto vivo concentrador de tensões quando situado na parede externa do canal. Sabe-se que a região de encontro dos canais é altamente solicitada, portanto muito suscetível a trincas durante a prensagem.

Dos quatro requisitos de seleção aqui discutidos o primeiro - a força de prensagem - deve ser analisado com mais detalhe. Assim, deve ser lembrado que quando são processados materiais com alta resistência, em primeira aproximação imagina-se que reduzindo a seção do canal as forças de prensagem seriam correspondentemente reduzidas [76]. Isso está correto, mas levando em conta que a seção do punção também se reduz, o fator limitante do processo passa a ser a sua carga crítica de flambagem ( $P_C$ ). O fato de o Al não ter resistência mecânica muito alta implica em forças de prensagem relativamente baixas, mas é desejável que a matriz aqui construída possa ser utilizada no

processamento de materiais de alta resistência. A questão crítica é que para processar tarugos planos relativamente finos como no presente caso o punção terá pequeno momento de inércia ( $I$ ) em uma de suas direções. Para verificar se a força de prensagem é compatível com a seção transversal do punção aqui empregado foi construído um gráfico da força de prensagem simulada por EF para quatro valores de seção transversal do punção, conseqüentemente quatro dimensões da placa. No mesmo sistema de coordenadas foram construídas as curvas de carga de flambagem para diferentes comprimentos de punção ( $L$ ) e diferentes valores da seção transversal. Considerando que o punção atua como uma coluna submetida a carga axial, estes cálculos utilizaram a conhecida expressão de Euler:

$$P_C = \pi^2 \frac{EI}{L^2} \quad (5.1.)$$

- desenvolvida para colunas cujas extremidades estejam livres para girar; nessa condição  $L$  representa a real altura da coluna, mas para outros tipos de apoio nas extremidades utiliza-se um comprimento efetivo  $L_E$ , dado por:

$$L_E = K L \quad (5.2.)$$

-  $K$  é chamado *fator de comprimento efetivo*. Em uma matriz ECA real o punção pode ser considerado como uma coluna com uma extremidade engastada (aquela em contato com o tarugo) e outra livre (a apoiada no travessão da prensa, sem vínculo algum). Neste caso a Mecânica dos Materiais, por ex. [74] estipula que  $K = 2$ .



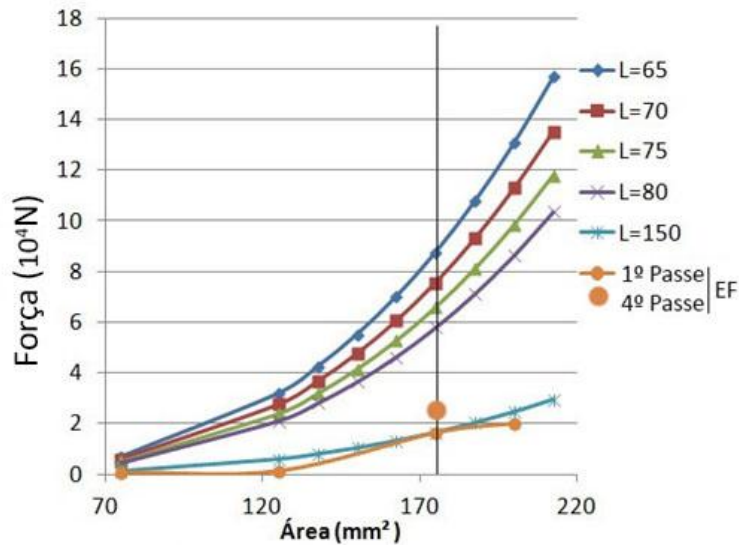


Figura 5.2. Relação entre a carga de flambagem e a seção transversal do punção, para vários comprimentos (L) do mesmo, assim como calculados pela Mecânica dos Materiais. A linha (—●—) indica valores simulados por EF da força necessária para a execução do primeiro passe ECA, em função da seção transversal da chapa, para Al AA1050 e matriz com  $\Phi = 120^\circ$ . A linha vertical indica a seção transversal do punção efetivamente utilizado ( $25 \times 7 \text{ mm}^2$ ) e o ponto sobre a mesma indica o valor simulado por EF da força necessária para o quarto passe, considerando a seção aqui utilizada.

A Figura mostra que o coeficiente de segurança da matriz é muito grande; para a seção transversal de  $25 \times 7 \text{ mm}^2$ , a carga necessária só alcançaria a de flambagem se o comprimento do punção (L) fosse 150 mm. Para os 70 mm de comprimento do punção efetivamente utilizado tem-se  $P_C$  pouco menor que 80000 N, valor bem afastado do necessário para prensagem ECA de Al AA1050 nessa matriz. A Figura 5.2. também mostra que para o quarto passe  $F \approx 25000 \text{ N}$  [68], valor ainda bem afastado de  $P_C$ .

### 5.3. Desempenho da matriz

Serão apresentados dois indicadores de desempenho da matriz aqui utilizada: microestrutura e propriedades de tração. Por fim será discutida a relação entre geometria do canal e integridade física da matriz em serviço.

#### *Microestrutura da chapa deformada por ECA*

A Figura 5.3. mostra duas micrografias por MET de Al AA1050 deformado por quatro passes ECA, em duas ampliações. Observa-se que houve substancial refino de grão, que diminuiu de 50  $\mu\text{m}$  (Figura 4.7 – amostra 0X) para 1,2  $\mu\text{m}$ , e que a estrutura apresenta densidade de discordâncias relativamente baixa. Esta particularidade parece ser comum a metais comercialmente puros, como mostram a Figura 2.17 e diversos trabalhos envolvendo Cu [77] e Al [78],[79]. Pode-se especular que a reduzida densidade de discordâncias seja: (i) um artefato que ocorre quando amostras para MET são muito finas, e/ou (ii) ausência de precipitados ou átomos de soluto, o que diminui o efeito do parâmetro A na equação 2.14, melhor explicando, diminui o efeito de geração de discordâncias por obstáculos duros.

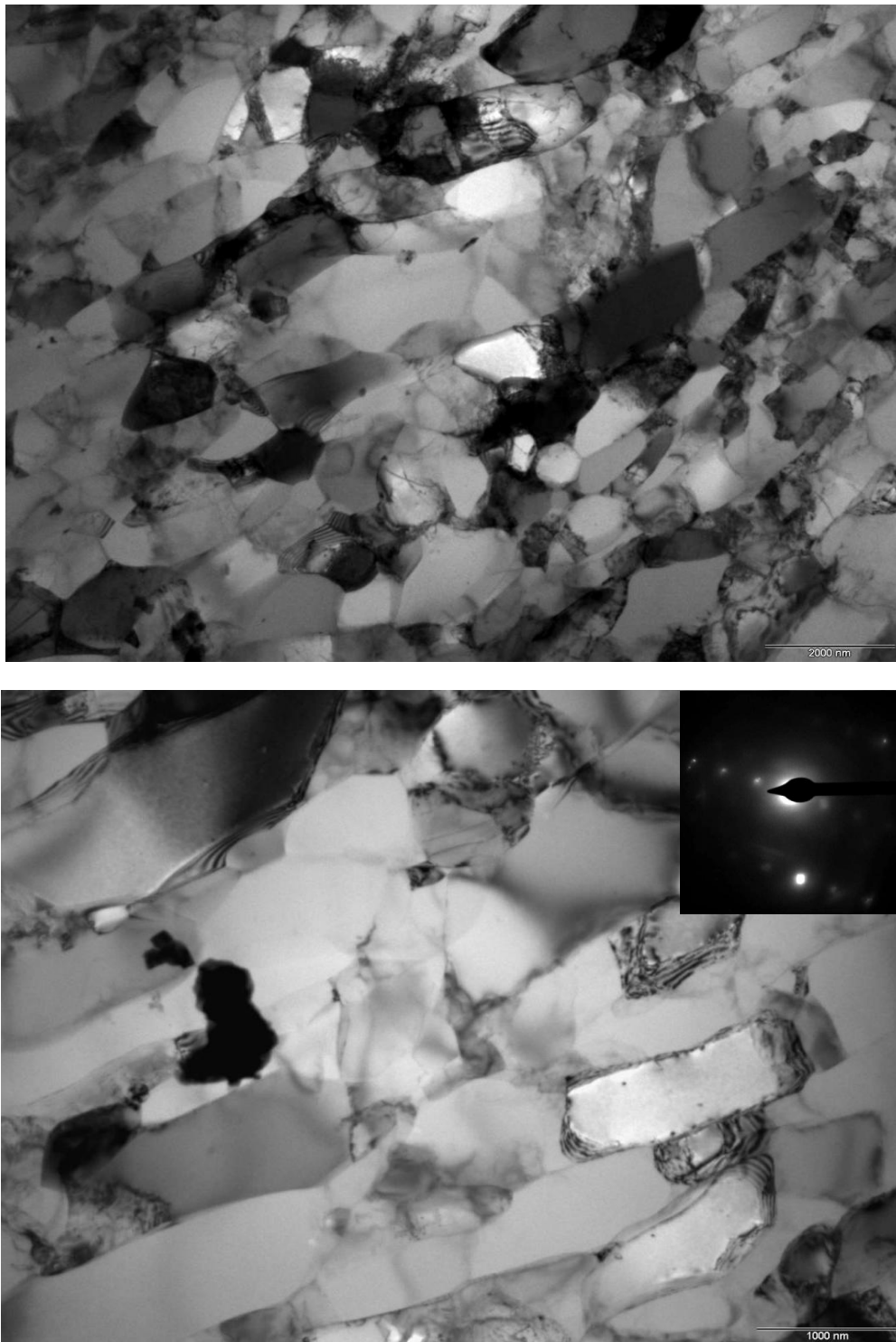


Figura 5.3. Micrografias eletrônicas de transmissão de Al AA1050 processado por quatro passes ECA. A figura de difração mostra persistência de contornos de pequeno ângulo.

O comportamento em tração das diversas amostras estudadas está na Figura 5.4 e a Tabela 5.3 resume os valores de  $\sigma_y$ ,  $\sigma_u$  e alongamento. Com esse nível de deformação o ganho de tensão de escoamento e tensão máxima sobre a amostra não deformada é  $\approx 35\%$ , valor bastante satisfatório.

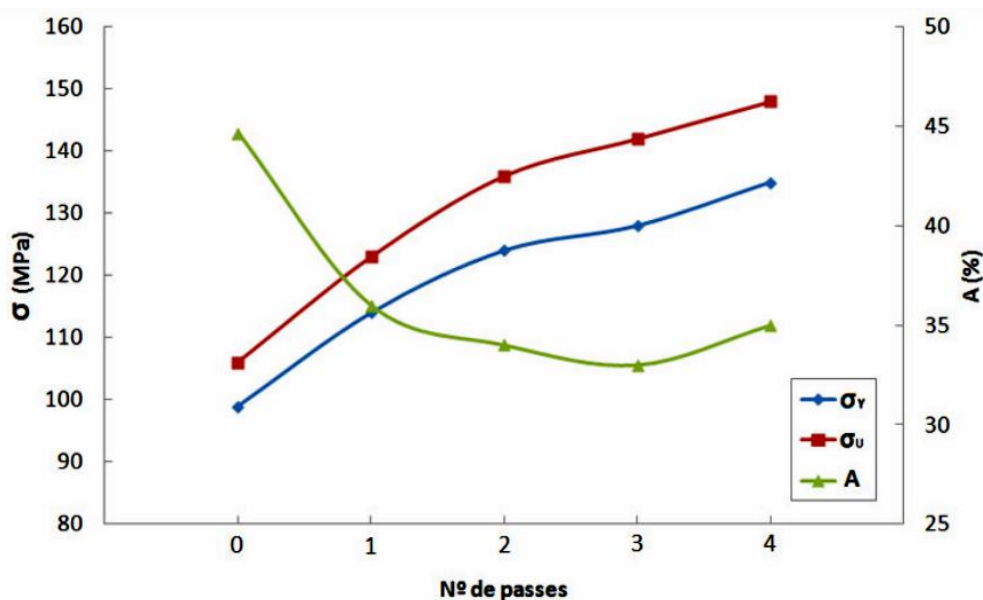


Figura 5.4. Evolução da tensão de escoamento, tensão máxima e alongamento até a fratura de Al AA1050 com o número de passes ECA. O processamento foi realizado em temperatura ambiente segundo a rota  $B_C$  e taxa de deformação igual a  $1,1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ .

A ductilidade é mantida e o endurecimento por deformação é razoável; observar que a diferença  $\sigma_u - \sigma_y$ , é relativamente alta, o que sugere boas características de endurecimento por deformação, portanto boas propriedades de conformação profunda.

Tabela 5.3 Valores de  $\sigma_y$ ,  $\sigma_u$  e alongamento para amostras não deformadas e deformadas de um a quatro passes.

	0X	1X	2X	3X	4X
$\sigma_y$ (MPa)	99	114	124	128	135
$\sigma_u$ (MPa)	106	123	136	142	148
A (%)	45	36	34	33	35

A questão da presença de cantos vivos e a conseqüente suscetibilidade de danos ao material sendo processado, discutida por Luri e outros [60] deve ser também estendida à questão da integridade da matriz. O aço Villares VH130 (correspondente ao AISI H-13), escolhido como material de construção dessa matriz possui alta versatilidade de aplicações e exibe adequada combinação de propriedades tais como alta resistência em temperaturas elevadas e boa tenacidade. Basicamente é um aço Cr-Mo-V, com 0,40% C, utilizado no estado temperado e revenido. A dureza medida após tratamento térmico estava no intervalo 54 - 56 Rc, o que segundo a curva de revenimento sugere que tenha sido tratado a  $\approx 500^\circ\text{C}$ . Para esta temperatura o Banco de Dados MATWEB® [80] indica uma energia Charpy entre 8 e 14 J. Isso é pouco se comparado com o aço AISI 1040, que quando temperado em óleo e revenido a  $530^\circ\text{C}$  exibe energia de impacto Izod igual a 45 J. Portanto a influência de qualquer concentrador de tensão na matriz, como por exemplo curvatura  $R = 0$ , pode levar à nucleação de trincas.

A motivação da escolha do aço H-13 foi proporcionar maior versatilidade ao equipamento, que pode assim realizar processamentos tanto em temperatura ambiente como em altas temperaturas; deve-se prever que materiais de alta resistência, como aços, Ti e suas ligas ou ligas de Al endurecíveis por precipitação, devem ser processados em temperaturas ente médias e altas.

## 6. CONCLUSÕES

### Pb-Sn

1. A liga Pb-62%Sn é adequada para o estudo da influência da geometria dos canais da matriz ECA sobre a homogeneidade da deformação equivalente.
2. A magnitude da deformação equivalente calculada por EF foi razoavelmente validada por medidas diretas (simulação física) do ângulo de cisalhamento  $\gamma$ . Os desvios observados foram atribuídos à escolha do valor do coeficiente de atrito.
3. Embora não desenvolvida para tal, a equação de Iwahashi pode também ser aplicada a geometrias com  $r \neq 0$ , pois a relação  $\epsilon_{eq}$  calculado /  $\epsilon_{eq}$  experimental é próxima de um, exceto para *corner gaps* grandes.
4. A força de prensagem é indiretamente proporcional ao raio externo de curvatura R.
5. A magnitude do *corner gap*, assim como prevista pela simulação numérica foi perfeitamente validada pela simulação física. Adicionalmente foi observada excelente correlação qualitativa entre o tamanho do *corner gap* e o campo de tensões equivalentes instantâneo.
6. A magnitude do *corner gap* aumenta com o aumento de R e r (14 - 14 sendo o maior de todos). Há exceções dessa regra, porém.
7. Para grandes diferenças entre R e r (14 - 0 e 14 - 3) não há descolamento tarugo/parede do canal e o contrário ocorre para pequenas diferenças.
8. O tamanho do *corner gap* (simulado por EF e validado por simulação física) e a homogeneidade da deformação equivalente (simulada por EF) são grandezas inversamente proporcionais.
9. Para as configurações estudadas a região de deformação homogênea do tarugo diminui com o aumento de R + r. Portanto, utilizando matrizes com pequenos raios de curvatura se obtém melhor distribuição de  $\epsilon_{eq}$ .

**AI AA1050**

1. A força de prensagem  $F$  diminui com o aumento de  $R$  e  $r$ . Análise das curvas  $F$  versus deslocamento do tarugo sugere que para as configurações 0 - 0 e 3 - 0 não há formação de *corner gap*.
2. Simulação computacional via o software DEFORM do campo de  $\varepsilon_{eq}$  mostra que a componente da tensão normal associada aumenta progressivamente com o aumento de  $R - r$ , somando-se assim à deformação por cisalhamento simples que caracteriza o processo ECA.
3. Após um e quatro passes ECA os respectivos campos de distribuição de  $\varepsilon_{eq}$  (simulados por EF) são espacialmente idênticos, diferindo apenas na intensidade.
4. Os campos da  $\varepsilon_{eq}$  acima mencionados foram validados com excelente acordo por mapas de distribuição de microdureza.
5. Comparação das imagens por EF da distribuição da deformação equivalente mostra que as mais homogêneas correspondem às configurações 0 - 0 e 3 - 0, justamente aquelas nas quais o *corner gap* está ausente, ver conclusão nº 1.
6. As configurações - candidatas são a 3 - 0 e 0 - 0. Considerações referentes à integridade e segurança da matriz levaram à escolha da 3 - 0, na qual não há canto vivo na parede externa do canal.
7. Foi construída matriz para o processamento de chapas com  $\Phi = 120^\circ$  e raios de curvatura 3 - 0.
8. Cálculos de dimensionamento da matriz asseguram que as cargas de prensagem são cerca de um terço menores do que a carga crítica de flambagem do punção.
9. O desempenho da matriz, tendo AI AA1050 como material de trabalho, foi satisfatório no que concerne microestrutura e propriedades de tração.

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Utilizando simulação computacional e validação experimental por simulação física, buscar melhor ajuste do coeficiente de atrito entre o material e a parede da matriz.

Equacionar a dependência do *corner gap* com uma gama maior de configurações R - r, de modo a explicar a tendência e as exceções observadas no presente trabalho. Estender o trabalho para configurações aqui não estudadas

Processamento ECA de metais e ligas que apresentem endurecimento por deformação em matriz de peças intercambiáveis com posterior mapeamento da homogeneidade de deformação.





## 8. BIBLIOGRAFIA

- [1] LASZLO, S. T.; BENOIT, B.; ORLOVC, D.; LAPOVOKC, R.; HALDARD, A. Analysis of texture and R value variations in asymmetric rolling of IF steel, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 212 , p. 509– 515, 2012.
- [2] VALIEV, R.Z.; LANGDON, T.G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement, *Progress in Materials Science*, v. 51, p. 881 – 981, 2006.
- [3] FERNANDO, R.C.; PADILHA, A.F. Efeito dos teores de Mn e de Fe na evolução microestrutural de duas ligas do sistema Al-Fe-Mn-Si obtidas por fundição contínua de chapas (Twin Roll Caster), *Revista Escola de Minas*, v. 61, p. 165-169, 2008.
- [4] FORBORD, B.; ANDERSSON, B.; INGVALDSEN. F.; AUSTEVIKK, O.; HORST, J.A.; SKAVIK. I. The formation of surface segregates during twin roll casting of aluminium alloys, *Materials Science and Engineering A*, v. 415, p. 12 - 20, 2006.
- [5] TALAT - Training in Aluminium Application Technologies, European Aluminium Association, Lecture 1101.
- [6] MORRISON, W.B. The effect of grain size on the stress-strain relationship in low carbon steel, *Transaction of the ASM*, v. 59, p. 824 - 46, 1966.
- [7] CRUSSARD, C. Rapport entre la forme exacte des courbes de traction de métaux et les modifications concomitantes de leur structure, *Revue de Metallurgie*, v. 10, p. 697 - 710, 1953.
- [8] JAOUL, B. Etude de la forme des courbes de deformation plastique, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, v. 5, p. 95 - 114, 1957.

- [9] LUDWIK, P. *Elemente der Technologischen Mechanik*, Berlin: J. Springer, 1909, p. 32.
- [10] SWIFT, H.W. Plastic instability under plane stress, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, v. 1, p. 1 – 18, 1952.
- [11] HOLLOMON, J.H. Tensile deformation, *Transaction American Institute of Mining and Engineers*, v.126, p. 268–290, 1945.
- [12] VOCE, E. The relationship between stress and strain for homogeneous deformation, *Journal of the Institute of Metals*, v. 74, p. 537 – 562, 1948.
- [13] KLEEMOLA, H.J.; NIEMINEN M.A. On the Strain-Hardening Parameters of Metals, *Metallurgical Transactions*. 1854, v. 5, p. 1863 – 1866, 1974.
- [14] ABBASCHIAN, R. Reed-Hill R.E, *Physical Metallurgy Principles*, 3rd Ed. New York: D. Van Nostrand, 1994.
- [15] SMALLMAN, R.E.; BISHOP, J.R. *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering*, 6<sup>th</sup> Ed. Oxford: Butterworth Heinemann, 1999.
- [16] DIETER, G.E. *Mechanical Metallurgy*, 3<sup>th</sup> Ed. London: McGraw-Hill, 2001.
- [17] RAMBERG, W.; OSGOOD, W.R. Description of Stress-Strain Curves by Three Parameters, *Technical notes national advisory committee for aeronautics*, Note 902, Washington, D.C,1943.
- [18] ZRNIK, J.; DOBATKIN, S.V.; MAMUZIC, I. Processing of metals by severe plastic deformation (SPD) – structure and mechanical properties response, *Metalurgija*, v. 47, p. 211 – 216, 2008.
- [19] ERBEL, S. Mechanical properties and structure of extremely strain-hardened copper, *Metals Technology*, v. 6, p. 482 - 486, 1979.
- [20] KORBEL, A.; RICHERT, M. Formation of shear bands during cyclic deformation of aluminium, *Acta Metallurgica*, v. 33, p. 1971 - 1978, 1985.

- [21] TSUJI, N.; SAITO, Y.; LEE, S.H. MINAMINO, Y. ARB (Accumulative Roll – Bonding) and other new Techniques to Produce Bulk Ultrafine Grained Materials, *Advanced Engineering Materials*, v. 5, p. 338 - 344, 2003.
- [22] RAAB, G.J.; VALIEV, R.Z.; LOWE, T.C.; ZHU, Y.T. Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP – Conform, *Materials Science and Engineering A*, v. 382, p. 30 – 34, 2004.
- [23] VALIEV, R.Z.; ALEXANDROV, I.V.; ZHU, Y.T.; LOWE, T.C. Paradox of strength and ductility in metals processed by severe plastic deformation, *Journal of Materials Research*, v. 17, p. 5 – 8, 2002.
- [24] MA, E. Instabilities and ductility of nanocrystalline and ultra fine-grained metals, *Scripta Materialia*, v. 49, p. 663 - 668, 2003.
- [25] IWAHASHI, Y.; WANG, J.; HORITA, Z.; NEMOTO, M.; LANGDON, T.G. Principles of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials, *Scripta Materialia*, v. 35, p. 143 – 146, 1996.
- [26] VALIEV, R.Z. Nanostructuring of metals by severe plastic deformation for advanced properties, *Nature Materials*, v. 3, p. 511 - 516, 2004.
- [27] SEGAL, V.M. Slip line solutions, deformation mode and loading history during equal channel angular extrusion, *Materials Science and Engineering A*, v. 345, p. 36 – 46, 2003.
- [28] MENDES, A. A.; VALIO, G. T.; SORDI, V. L.; SPRINGER, P.; RUBERT J. B.; FERRANTE, M. trabalho não publicado.
- [29] MOON, B.S.; KIM, H.S.; HONG, S. Plastic flow and deformation homogeneity of 6061 Al during equal channel angular pressing, *Scripta Materialia*, v. 46, p. 131 - 136, 2002.
- [30] IWAHASHI, Y.; FURUKAWA, M.; HORITA, Z.; NEMOTO, M.; LANGDON, T.G. Microstructural characteristics of ultrafine-grained aluminum produced using equal-channel angular pressing, *Metallurgical and materials transactions A*, v. 29, p. 2245 - 2252, 1998.

- [31] FURUKAWA, M.; IWAHASHI, Y.; HORITA, Z.; NEMOTO, M.; LANGDON, T.G. The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing, *Materials Science and Engineering A*, v. 257, p. 328 - 332, 1998.
- [32] 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.
- [33] BAY, B.; HANSEN, N.; HUGHES, D.A.; KUHLMANN-WILSDORF, D. Evolution of f.c.c. deformation structures in polyslip, *Acta Metallurgica et Materialia*, v. 40, p. 205 - 219, 1992.
- [34] WANG, Y.B.; LIAO, X.Z.; ZHAO, Y.H.; LAVERNIA, E.J.; RINGER, S.P.; HORITA, Z.; LANGDON, T.G.; ZHU, Y.T. The role of stacking faults and twin boundaries in grain refinement of a Cu-Zn alloy processed by high-pressure torsion, *Materials Science and Engineering A*, v. 527, p. 4959 - 4966, 2010.
- [35] LANGDON, T.G. The principles of grain refinement in equal-channel angular pressing, *Materials Science and Engineering A*, v. 462, p. 3 - 11, 2007.
- [36] TERHUNE, S.D.; SWISHER, D.L.; OH-ISHI, K.; HORITA, Z.; LANGDON, T.G.; MCNELLEY, TR. An Investigation of Microstructures and Grain-Boundary Evolution during ECA Pressing of Pure Aluminum, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 33, p. 2173 - 2184, 2002.
- [37] KLIAUGA, A.M.; FERRANTE, M.; BOLMARO, R.E. The evolution of texture in AA 1050 alloy deformed by equal-channel angular pressing, *Materials Science Forum*, v. 667-669, p. 577-582, 2011
- [38] PRADOS, E.F.; SORDI, V.L; FERRANTE, M. Precipitation effects on the work-hardening behavior of ECAP-deformed Al-4%Cu alloy, *Materials Science Forum*, v. 667-669, p. 885 - 890, 2011.

- [39] WANG, Y.M.; MA, E. Three strategies to achieve uniform tensile deformation in nanostructured metal, *Acta Materialia*, v. 52, p. 1699 - 1709, 2004.
- [40] MA, E. Eight routes to improve the tensile ductility of bulk nanostructured metals and alloys, *Journal of the minerals*, v. 58, p. 49 - 53, 2006.
- [41] CHENG, S.; ZHAO, Y.H.; ZHU, Y.T.; MA, E. Optimizing the strength and ductility of fine structured 2024 Al alloys by nano-precipitation, *Acta Materialia*, v. 55, p. 5822 - 5832, 2007.
- [42] HOCKAUF, K.M., MEYER, L.W., KRUGER, L. Combining equal-channel angular extrusion (ECAE) and heat treatment for achieving high strength and moderate ductility in Al-Cu alloys, *Materials Science Forum*, v. 584-585, p. 685 - 689, 2008.
- [43] SABIROV, I.; ESTRIN, Y.; BARNETT, M.R.; TIMOKHINA, I.; HODGSON, P.D. Tensile deformation of an ultrafine-grained aluminium alloy: micro shear banding and grain boundary sliding, *Acta Materialia*, v. 56, p. 2223 - 2230, 2008.
- [44] TAYLOR, G.I. The mechanism of plastic deformation of metals, *Royal Society Yarrow Professor A*, v.145, p. 362, 1934.
- [45] KOCKS, U.F. Laws for Work-hardening and Low-temperature Creep, *Journal of Engineering Materials and Technology (Trans. ASME series H)*, v. 98, p. 76, 1976.
- [46] Estrin, Y. Unified Constitutive Laws of Plastic Deformation, Orlando: Academic Press, p. 69, 1996
- [47] COURTNEY, T.H. Strengthening of crystalline materials. In: *Mechanical Behaviour of Materials*. Illinois USA: Waveland Press, p. 175 - 243, 2005.

- [48] MEYER, M.A., MISHRA, A., BENSON, D.J. Mechanical properties of nanocrystalline materials, *Progress in Materials Science*, v. 51, p. 427 - 556, 2006.
- [49] HASEGAWA, H. et al. Thermal stability of ultrafine-grained aluminium in the presence of Mg and Zr additions, *Materials Science and Engineering A*, v. 265, p. 188 - 196, 1999.
- [50] CHIN, N.Q., GUBIZCA, J. LANGDON, T.G. Characteristics of face-centered cubic metals processed by equal-channel angular pressing, *Journal of Materials Science A*, v. 42, p. 1594 - 1605, 2007.
- [51] EI-DANAF, E.A. Enhancement of mechanical properties and grain size refinement of commercial purity aluminum 1050 processed by ECAP, *Materials Science and Engineering A*, v. 458, p. 226 – 234, 2007
- [52] PRADOS, E.F. Deformação em canal angular de uma liga Al-4%Cu: resistência mecânica PRECIPITAÇÃO E ENDURECIMENTO POR DEFORMAÇÃO. 2011. 147 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos. 2011.
- [53] VEDANI, M.; BASSANI, P.; TUISSI, A.; ANGELLA, G. Ultrafine-grained alloys produced by severe plastic deformation. Issues on microstructural control and mechanical behavior, *Metallurgical Science and Technology*, v. 22, p. 21 - 30, 2004.
- [54] MALLIKARJUNA, C.; SHASHIDHARA, S.; MALLIK, U.S. Evaluation of grain refinement and variation in mechanical properties of equal-channel angular pressed 2014 aluminium alloy, *Materials and Design*, v. 30, p. 1638 - 1642, 2009.
- [55] EMBURY, J.D. Strengthening Methods in Crystals. New York: Wiley, 1971.

- [56] JORGE A.M.; REGONE, W.; BALANCIN, O.; Effect of competing hardening and softening mechanisms on the flow stress curve modeling of ultra-low carbon steel at high temperatures, *Journal Materials Processing Technology*, v. 142, pp. 415 - 421, 2003.
- [57] ROHATGI, A.; VECCHIO, K.; GRAY, G. The influence of stacking fault energy on the mechanical behavior of Cu and Cu-Al alloy: Deformation twinning, work hardening, and dynamic recovery, *Metallurgical Materials Transaction A*, v. 32, p. 135 -145, 2001.
- [58] HUANG, C.X.; YANG, G.; DENG, B.; WU, D.; LI, S.X.; ZHANG, Z.F. Formation mechanism of nanostructures in austenitic stainless steel during equal channel angular pressing, *Philosophical Magazine*, v. 87, p. 4949 - 4971, 2007.
- [59] MURR, L.E. *Interfacial Phenomena in Metals and Alloys*: Techbooks Herndon (VA), 1975.
- [60] LUIS PERES, C.J.; LURI, R. Study of the ECAE process by the upper bound methods considering the correct die design, *Mechanics of Materials*, v. 40, p. 617 - 628, 2008.
- [61] LUIS PERES C.J. On the correct selection of the channel die in equal channel angular extrusion processes, *Scripta Materialia*, v. 50, p. 387 - 393, 2004.
- [62] LURI, R.; LUIS, C.J.; LEÓN, J.; SEBASTIAN, M.A. A new configuration for equal channel angular extrusion dies, *Transactions of the ASME*, v. 128, p. 860 - 865, 2006.
- [63] COCKROFT, M.G.; LATHAM, D.J. Ductility and workability of metals, *Journal of the Institute of Metals*, v. 96, p. 33 - 39, 1968.
- [64] SEMIATIN, S.L.; DELO, D.P.; SHELLI, 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.



- [65] CHUNG, S.W.; SOMEKAWA, H.; KINOSHITA, T.; KIM, W.J.; HIGASHI, K. The non-uniform behavior during ECAE process, *Scripta Materialia*, v. 50, p. 1079 - 1083, 2004.
- [66] XU, C.; LANGDON T.G. Development of a Homogeneous Microstructure in Pure Aluminum Processed by ECAP In: Jin Z, Beaudoin A, Bieler TA, Radhakrishnan B, editors. Hot deformation of aluminum alloys III. Warrendale (PA): The Minerals, Metals and Materials Society; 2003. p. 373.
- [67] ALHAJERI, S.N.; GAO, N.; LANGDON, T.G. Hardness homogeneity on longitudinal and transverse sections of an aluminum alloy processed by ECAP, *Materials Science and Engineering*, v. A528, p. 3833 - 3840, 2011.
- [68] SPRINGER, P.; SUSSAI, W.; SORDI, V.L.; FERRANTE, M. Matriz de extrusão em canal angular dedicada a chapas In: 67º Congresso da ABM, 2012. Rio de Janeiro. CD-ROM Rio de Janeiro, 2012.
- [69] MENDES, A. A.; VALIO, G. T.; SORDI, V. L.; FERRANTE, M. trabalho não publicado.
- [70] SKLENICKA, V.; DVORAK, J.; KRAL, P.; STONAWSKA, Z.; SVOBODA, M. Creep processes in pure aluminium processed by equal-channel angular pressing, *Materials Science and Engineering A*, v. 410, p. 408 - 412, 2005.
- [71] CHINH, N.Q.; SZOMMER, P.; HORITA, Z.; LANGDON, T.G. Experimental Evidence for Grain Boundary Sliding in Ultrafine-grained Aluminum Processed by Severe Plastic Deformation, *Advanced Materials*, v. 18, p. 34 - 39, 2006.
- [72] LURI, R.; LEÓN, J.; LUIS, C.J.; PUERTAS, I. Mechanical behavior of an Al-Mg alloy processed by ECAE, *21st International Manufacturing Conference*, v. 1, p. 167 – 174, 2004.

- [73] FERRANTE, M.; WALTER, Y. A materialização da Idéia - noções de materiais para design de produto. Rio de Janeiro: LTG Editora, 2010.
- [74] HIBBELER, R.C. Resistência dos Materiais, 5<sup>a</sup> Ed, São Paulo: Pearson Education do Brasil, 2003.
- [75] YUAN, Y.C.; MA, A.B.; JIANG, J.H.; YANG, D.H. Finite element analysis of the deformation distribution during multi-pass rotary-due ECAP, *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 20, p. 1378-1384, 2011.
- [76] MENDES A.A.; PRADOS, E.F.; VALIO, G.T.; RUBERT, J.B.; SORDI, V.L.; FERRANTE, M. Severe plastic deformation by equal channel angular pressing: product quality and operational detail, *Materials Research*, v. 14, p. 335 - 339, 2011.
- [77] DOBATKIN, S.V.; SZPUNAR, J.A.; ZHILYAEV, A.P. Effect of the route and strain of equal-channel angular pressing on structure and properties of oxygen-free copper, *Materials Science and Engineering A*, v. 462, p. 132 – 138, 2007.
- [78] MAY, J.; HOPPEL, H.W.; GOKEN, M. Effect of the route and strain of equal-channel angular pressing on structure and properties of oxygen-free copper, *Scripta Materialia*, v. 53, p. 189-194, 2005.
- [79] HORITA, Z.; FUJINAMI, T.; NEMOTO, M.; LANGDON, T.G. Improvement of mechanical properties of Al alloys using equal-channel angular pressing, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 117, p. 288 - 292, 2001.
- [80] <www.matweb.com>, Disponível em: 12/08/2012, Acesso em: 12/08/2012.



## ANEXO I

IMAGENS SEQUENCIAIS DA DEFORMAÇÃO DE TARUGOS DE Pb-62%SN DURANTE Prensagem ECA E CORRESPONDENTES IMAGENS DA SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL

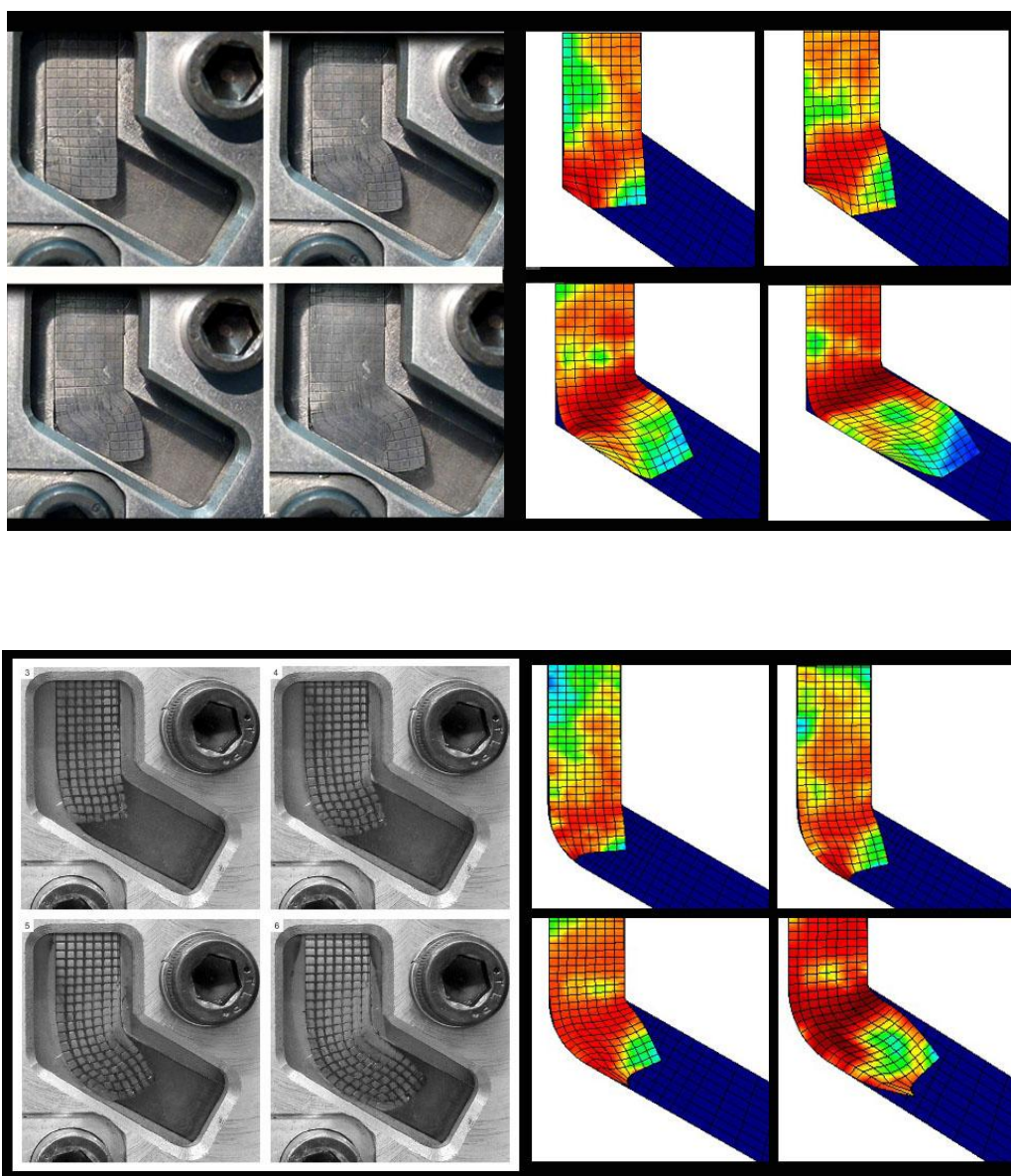


Figura I.1. Combinação 0 - 0 e 14 - 0.

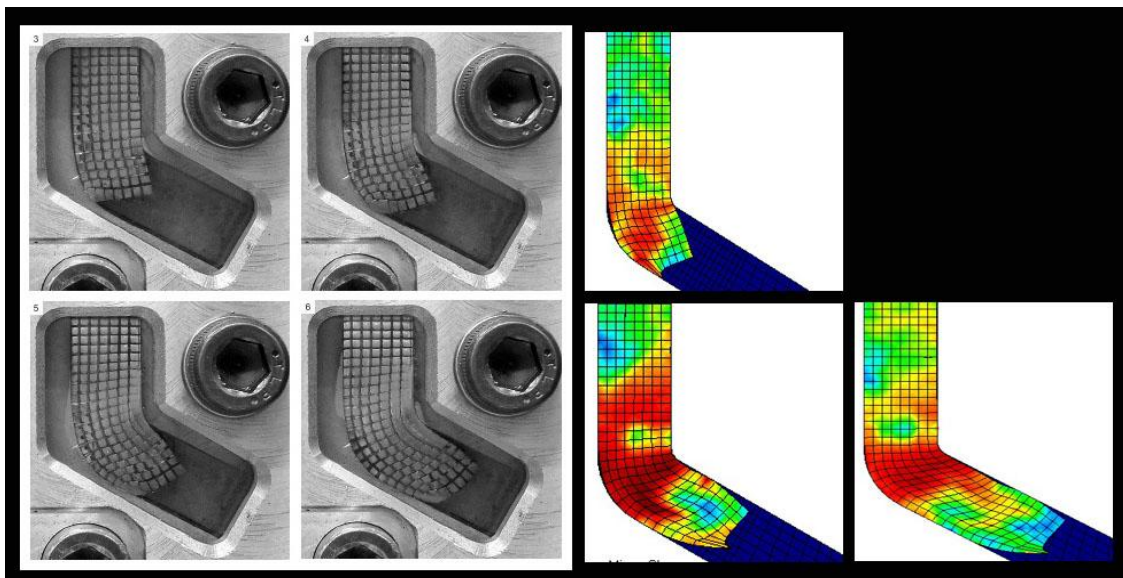
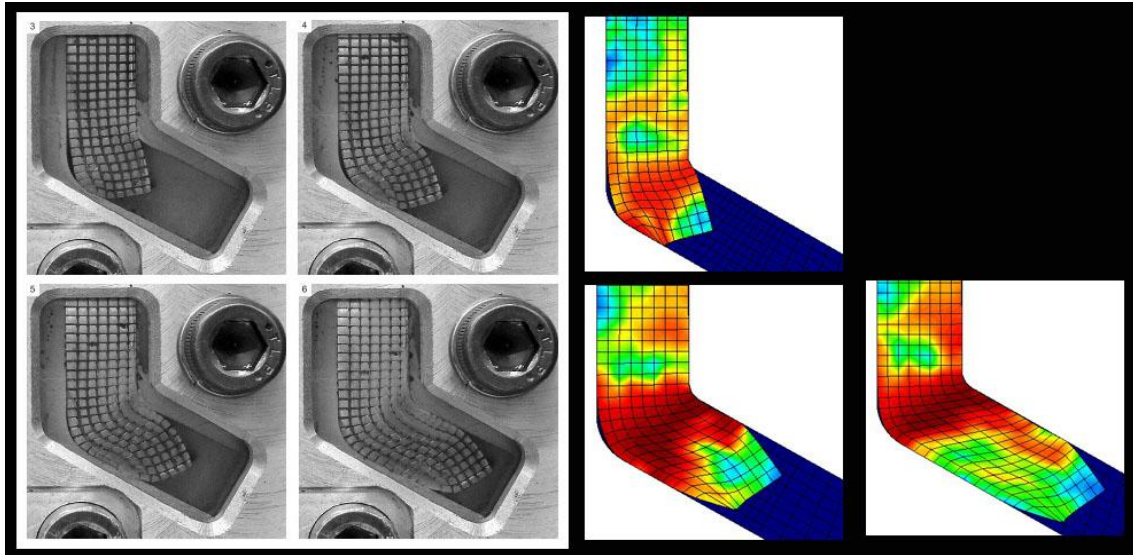


Figura I.2. Combinações 8 - 3 e 14 - 3

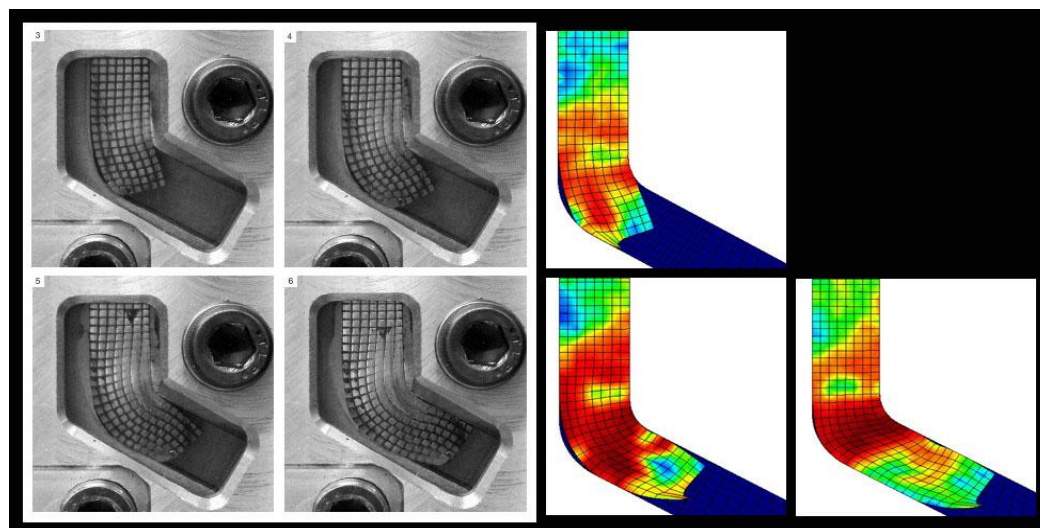
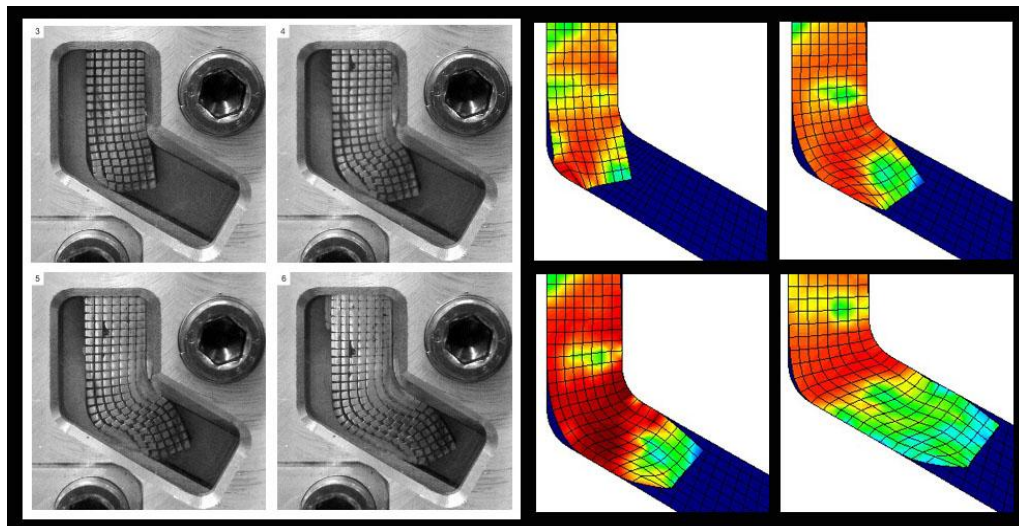


Figura I.3. Combinações 8 - 8; 14 - 8



## ANEXO II

### INSTRUÇÕES PARA IMPLEMENTAÇÃO DE NOVAS CONSIDERAÇÕES EM FORMA DE SUBROTINAS NO SOFTWARE COMERCIAL DE ELEMENTOS FINITOS DEFORM ®.

Essa secção do trabalho se destina a estudantes de qualquer nível que desejem implementar sub-rotinas ao software DEFORM. Para tal tarefa são pré-requisitos o conhecimento da linguagem de programação FORTRAN e a utilização do compilador da ABSOLFT versão 9.0. Possivelmente existem estratégias computacionais que reorganizem a compilação do código possibilitando que outros softwares sejam utilizados, porém por falta de tempo e por não ser o objetivo do trabalho, utilizou-se a versão citada e recomenda-se que se faça o mesmo em trabalhos similares.

Passo a passo:

1º - Estude o manual do software que é gerado no diretório C:/DEFORM 3D..../MANUALS. No item “**Summary of subroutines and calling structure of user-defined FEM routines**” identifique qual sub-rotina já existente no software se refere ao parâmetro que deseja alterar (ex: curva tensão deformação - *usr\_mtr.f*)

2º - Na pasta C:/ DEFORM3D/...../UserRoutine/DEF\_SIM estão todas as rotinas, uma vez que ja tenha estudado as variáveis e rotina pertinentes a sua necessidade, altere as necessárias utilizando o compilador ABSOLFT FORTRAN 9.0.



3º - Feitas as alterações, considerando que já tenha instalado corretamente o compilador, de um duplo clique no arquivo DEF\_SIM\_USR.gui.

Ao executar o comando o arquivo ira unir todos os arquivos .f incluindo os que não sofreram alteração, deve-se ordenar a compilação dos mesmos gerando um arquivo **DEF\_SIM.exe**.

4º - Substitua o arquivo de mesmo nome existente na pasta C:/DEFORM3D pelo arquivo gerado, não se esquecendo de guardar uma copia do antigo (back-up).

Feito isso o novo código gerado utilizara as novas considerações programadas.