APLICAÇÃO DE EXTRUSÃO ANGULAR EM CANAL EM MATERIAIS METÁLICOS

Liliane Fernandes de Oliveira

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS PROGRAMAS DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Aprovada por:

Prof. Juan Carlos Garcia de Blas, Dr.Ing.

Prof. Luiz Carlos Pereira, D.Sc.

Prof. Luiz Henrique de Almeida, D.Sc.

Prof. Fathi Aref Ibrahim Darwish, Ph.D.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL DEZEMBRO DE 2004

#### OLIVEIRA, LILIANE FERNANDES DE

Aplicação de Extrusão Angular em Canal em Materiais Metálicos [Rio de Janeiro] 2004

VII, 93 p. 29,7 cm (COPPE/UFRJ,

M.Sc., Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2004)

Tese – Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE

1. Deformação Plástica Severa

2. Refino de Grão

I. COPPE/UFRJ II. Título ( série )

#### AGRADECIMENTOS

A Deus por me dar força sempre pra prosseguir.

A minha família pelo apoio e encorajamento.

Aos professores Juan Carlos Garcia de Blas e Luiz Carlos Pereira pela orientação e ensino.

Ao técnico do Laboratório TerMic, Laércio Rosignoli Guzela, pela prestatividade e competência.

Aos amigos do Laboratório TerMic, Fabiana, Fernanda, Andréa, Andréa Motta, Leonardo, Allan e Paulo, pelo apoio e pela companhia.

Aos professores do curso de Engenharia de Materiais e Metalúrgica, pela contribuição na minha formação.

A engenheira Ana Rosa Martins do Instituto Tecnológico da PUC-Rio, pela atenção.

Ao professor Romildo Dias Toledo Filho do Programa de Engenharia Civil da COPPE/UFRJ, pela atenção.

Às técnicas Patrícia e Reila e ao estagiário Victor, pelo apoio técnico.

Ao Instituto Tecnológico da PUC-Rio por disponibilizar a oficina mecânica para realização dos primeiros ensaios.

Ao Laboratório de Propriedades Mecânicas, ao Laboratório de Processamento Termomecânico e Engenharia Microestrutural, ao Laboratório de Ensaios Não Destrutivos, ao Laboratório de Estruturas e ao Instituto de Macromoléculas, todos da COPPE/UFRJ, por disponibilizarem as suas instalações para a realização de ensaios.

A todos que, direta ou indiretamente, contribuíram para a realização deste trabalho.

iii

Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

# APLICAÇÃO DE EXTRUSÃO ANGULAR EM CANAL EM MATERIAIS METÁLICOS

Liliane Fernandes de Oliveira

Dezembro/2004

Orientadores: Juan Carlos Garcia de Blas Luiz Carlos Pereira

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

O trabalho aqui apresentado aplica o método de deformação plástica severa Extrusão Angular em Canal (EAC) em diferentes materiais, os quais são: chumbo, latão, alumínio e aço livre de intersticiais (LI). Objetiva-se então, observar e analisar o comportamento destes materiais ao serem processados por EAC no que diz respeito à deformação plástica sofrida e às condições experimentais necessárias ao processamento de cada um deles. Observa-se que o alumínio e o aço LI apresentam dificuldades maiores de serem ensaiados. O último, devido às altas cargas de compressão requeridas para o seu processamento e o primeiro, devido a problemas de atrito. Outras dificuldades também são apresentadas no processamento dos materiais tratados aqui, as quais são devido às suas propriedades intrínsecas. Dentre estas, está o coeficiente de encruamento, o qual se constitui fator preponderante para o sucesso ou insucesso do processamento EAC. Conclui-se que os materiais que apresentam coeficiente de encruamento baixo são processados através de EAC mais facilmente e que as condições de ensaio devem ser adaptadas a cada material, não existindo uma metodologia experimental única a ser seguida. Sendo assim, este estudo busca indicar as principais dificuldades surgidas em trabalhos com deformação plástica severa através de EAC e apresenta os principais aspectos experimentais que devem ser observados neste processo. Estes, devem ser adaptados a cada material a ser extrudado.

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

# EQUAL CHANNEL ANGULAR EXTRUSION APPLICATION IN METALLIC MATERIALS

Liliane Fernandes de Oliveira

December/2004

Advisor: Juan Carlos Garcia de Blas Luiz Carlos Pereira

Departament: Metallurgical and Materials Engineering

The present study applies the severe plastic deformation method Equal Channel Angular Extrusion (ECAE) in different materials, which are: lead, brass, aluminum and intersticial free steel (IF). It is aimed to observe and to analyse these materials behaviors when processed in ECAE in relation to plastic deformation and experimental conditions needed for each material processing. It is observed that aluminum and IF steel show more difficulties in being extruded. The last one, because of the high loads required and the first one because of friction problems. Other difficulties are also present in processing the materials mentioned here due to their intrinsic properties. Among these is the hardening coefficient, witch is preponderant to success or failure in ECAE process. It is concluded that materials with low hardening coefficient are easier processed in ECAE and that test conditions must be adapted to each material. So, there is not a unique experimental methodology to be followed. Therefore this study looks for indicating the main difficulties in severe plastic deformation works using ECAE and presents the main experimental aspects to be observed in this process. These shall be adapted according to each material to be extruded.

# SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	01
2 REVISÃO DE LITERATURA	. 03
2.1 DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA	. 03
2.1.1 Deformação por Torção sob Alta Pressão	. 04
2.1.2 Forjamento Múltiplo	.06
2.1.3 Laminação e União Acumulativas	06
2.1.4 Processos Mais Recentes de DPS	. 07
2.2 EXTRUSÃO ANGULAR EM CANAL	08
2.2.1 A Matriz do Processo EAC	. 12
2.2.2 Modos de Realização dos Passes	. 13
2.2.3 Fatores de Influência no Processo EAC	. 16
Influência da Geometria do Canal da Matriz	. 16
Influência da Rota e do Número de Passes	30
Influência do Atrito	. 41
Influência do Material	48
Influência da Velocidade de Deformação	51
3 MATERIAIS E MÉTODOS	. 53
3.1 MATERIAIS	53
3.1.1 Tratamento Térmico dos Materiais	. 53
3.1.2 Caracterização dos Materiais após Tratamento Térmico	54
Ensaio de Dureza	. 54
Ensaio de Tração	54
Caracterização Microestrutural	. 55
3.2 MÉTODOS	. 56
3.2.1 Descrição das Matrizes	. 56
3.2.2 Descrição dos Tarugos	57
3.2.3 Ensaios Preliminares: Aplicação de EAC em Aço LI	58
Metodologia para o 1º Ensaio	. 58
Metodologia para o 2º Ensaio	. 59
Ensaios Não Destrutivos nas Matrizes	60
3.2.4 Aplicação de EAC em Chumbo	. 60
3.2.5 Aplicação de EAC em Latão 70-30	60
3.2.6 Aplicação de EAC em Alumínio	. 61
	61

4 RESULTADOS	32
4.1 PROPRIEDADES DOS MATERIAIS APÓS TRATAMENTO TÉRMICO6	32
Dureza6	32
<i>Tração</i> 6	32
Microestrutura e Tamanho Médio de Grão6	33
4.2 ENSAIOS PRELIMINARES6	34
4.2.1 Dureza do Punção6	35
4.2.2 Projeto de Novos Punções6	35
4.2.3 Projeto de Novo Sistema6	36
4.2.4 Aplicação de EAC em Aço LI6	39
4.2.5 Inspeção das Matrizes por Ensaios Não-Destrutivos7	70
4.3 APLICAÇÃO DE EAC EM CHUMBO7	71
4.4 APLICAÇÃO DE EAC EM LATÃO 70-30 7	74
4.5 APLICAÇÃO DE EAC EM ALUMÍNIO7	75
4.6 CARGA TEÓRICA PARA PROCESSAMENTO EAC 7	77
5 DISCUSSÃO	78
5.1 APLICAÇÃO DE EAC EM CHUMBO7	'8
5.1.1 Matriz com Canal de $2\phi$ = 140°7	78
5.1.2 Matriz com Canal de $2\phi = 90^{\circ}$ 8	30
5.2 APLICAÇÃO DE EAC EM LATÃO 8	31
5.3 APLICAÇÃO DE EAC EM ALUMÍNIO 8	32
5.4 APLICAÇÃO DE EAC EM AÇO LI8	33
5.5 CARGAS DE COMPRESSÃO TEÓRICAS X PRÁTICAS8	35
6 CONCLUSÃO8	37
6.1 AÇO LI	37
6.2 ALUMÍNIO	37
6.3 LATÃO 70-30	37
6.4 CHUMBO8	37
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	38

#### 1. INTRODUÇÃO

A produção de metais e ligas metálicas com tamanho de grão ultra-fino tem despertado um interesse crescente da comunidade científica e tecnológica. Este interesse se deve ao fato de que uma redução no tamanho de grão leva a um aumento na resistência mecânica e da tenacidade desses materiais. Além disso, estes grãos ultra-refinados apresentam estabilidade quanto ao seu crescimento em temperaturas elevadas, aumentando assim o seu potencial de uso nos processos de forjamento devidos às características de superplasticidade adquiridas por esses materiais de grãos ultra-finos.

Tradicionalmente os materiais metálicos de grão fino são obtidos por operações especiais de processamento termomecânico (por exemplo a laminação controlada de aços microligados) ou por operações convencionais de trefilação e extrusão. Entretanto, o processamento termomecânico tem especificidades quanto à composição da liga e, portanto, a rota de processamento deverá ser ajustada para cada caso. Além disso, o tamanho de grão mínimo atingido utilizando este método é da ordem de 1 a 10µm (FURUKAWA *et al.*, 2002).

Os processos de trefilação e extrusão levam a um aumento da resistência mecânica, mas em geral há uma queda na ductilidade, e apresentam limitações quanto à geometria do produto final (CORNWELL *et al.*, 1996). Nestes casos, a alta resistência é alcançada devido às muitas reduções da seção transversal e o resultado final é um produto de seção transversal muito pequena. Quanto aos processos de fabricação associados à metalurgia do pó, se destacam os problemas ligados à porosidade residual, contaminações e às limitações geométricas das peças (VALIEV *et al.*, 2000).

Assim, os métodos de Deformação Plástica Severa (DPS) apresentam-se como uma alternativa viável na obtenção de materiais metálicos de grãos ultra-finos.

O primeiro método de Deformação Plástica Severa relatado na literatura foi aquele desenvolvido por Bridgeman em 1952. Trata-se da deformação por Torção sob Alta Pressão (TAP) baseado nos princípios da deformação por cisalhamento simples. Várias tentativas foram feitas no sentido de explorar o cisalhamento simples em ensaios e investigações com metais, com destaque para as pesquisas realizadas por VALIEV e colaboradores nos últimos 10 anos.

Entretanto, este estado de deformação por cisalhamento simples somente era alcançado para pequenos volumes e durante os estágios iniciais de deformação. Como desdobramento desses estudos, foi proposto por SEGAL (1995) a Extrusão Angular em Canal (EAC). Trata-se de um método de deformação plástica severa que

1

utiliza o cisalhamento simples para introduzir deformação no material processado, e é o que apresenta maiores possibilidades de produzir microestrutura ultrafina no interior de amostras com seções transversais relativamente grandes, e assim tem grandes vantagens e potencial de aplicação em escala industrial.

A Extrusão Angular em Canal é o tema deste trabalho, no qual serão explorados os aspectos experimentais desse processamento. Serão analisadas as dificuldades operacionais relacionadas à geometria das matrizes, o efeito das tensões de atrito e heterogeneidade microestrutural nos materiais processados por EAC. Neste trabalho foram ensaiados tarugos de diversos materiais metálicos na temperatura ambiente, os quais apresentaram diferentes comportamentos no processamento. Estas diferenças de comportamento foram atribuídas às características intrínsecas de cada material processado, principalmente ao grau de encruamento, o qual revelou-se um importante fator a ser considerado ao se realizar um processamento EAC.

# 2. REVISÃO DE LITERATURA

# 2.1 DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA

Uma vez que materiais de grãos refinados possuem alta resistência mecânica, alta tenacidade e outras excelentes propriedades sem que seja necessária uma mudança de composição química, uma atenção especial tem sido dada aos métodos e técnicas para refinamento de grão em materiais (HAN e YUE, 2003).

Neste contexto, a deformação plástica severa é um método bastante eficiente na alteração de microestruturas e melhoria de propriedades mecânicas para vários materiais. Em geral, as operações tradicionais de conformação de metais como a extrusão, o forjamento e a laminação, têm sido usadas para atingir este objetivo. Entretanto, as múltiplas reduções da seção transversal do tarugo inicial associadas a estes processos requerem aplicação de cargas muito altas e podem resultar numa forte heterogeneidade da microestrutura do material ao final do processamento. Estas são algumas das dificuldades a serem superadas na produção de produtos cujo objetivo principal é a obtenção de microestruturas adequadas e elevadas propriedades mecânicas. Fica evidente, então, que há deficiências nos processos convencionais e que métodos especiais de deformação plástica devem ser desenvolvidos para superar estas deficiências (SEGAL, 1995).

Com este objetivo foram desenvolvidos os métodos de deformação plástica severa (DPS), os quais são capazes de produzir materiais com tamanho de grão na faixa micrométrica ou nanométrica. Tais processos devem atender alguns requisitos: a obtenção de estruturas de grãos ultra-finos; deverão prevalecer as fronteiras de alto ângulo, uma vez que somente desta forma é possível ocorrer mudanças qualitativas nas propriedades dos materiais (VALIEV *et al.*, 2000); é necessária a formação de nanoestruturas uniformes em todo o volume da amostra, propiciando propriedades uniformes; as amostras processadas em DPS não poderão possuir trincas ou qualquer defeito mecânico.

Quando um material metálico é submetido à laminação a frio ou extrusão, onde ocorrem deformações plásticas elevadas, verifica-se um refinamento significativo da microestrutura. Entretanto, as microestruturas formadas nestes processos são, geralmente, compostas de subestruturas do tipo celular, contendo contornos de baixo ângulo. Por outro lado, as nanoestruturas formadas por DPS são estruturas de grãos ultrafinos do tipo granular e que contêm, principalmente, contornos de alto ângulo. Desta forma, consegue-se alcançar grandes deformações em temperaturas

3

relativamente baixas, sob a imposição de altas cargas de pressão (VALIEV *et al.*, 2000).

Os métodos de DPS também apresentam vantagens em relação aos métodos de metalurgia do pó e moinho de bolas, superando um bom número de dificuldades relacionadas especialmente à porosidade residual em amostras compactadas e impurezas inerentes às amostras cujos pós foram processadas por moinhos de bolas. (VALIEV *et al.*, 2000).

Os primeiros métodos de DPS mais conhecidos são e de deformação por torção sob alta pressão (TAP) e a extrusão angular em canal (EAC). Outros métodos também têm sido propostos, dentre eles o forjamento múltiplo (FM) e a laminação e união acumulativas (LUA).

#### 2.1.1 Deformação por Torção sob Alta Pressão

Um esquema do processo é apresentado na Figura 1. Neste processo a amostra é colocada entre duas matrizes e deformada por torsão sob uma carga de compressão muito elevada (da ordem de GPa). A matriz inferior é rotacionada e as forças de atrito superficiais deformam a amostra por cisalhamento. As amostras processadas por TAP têm tipicamente um formato de disco com diâmetro que varia de 10 a 20 mm e espessura de 0,2 a 0,5 mm. Essencialmente, pode ser observado um refino da estrutura depois de meia ou uma rotação. Entretanto, para se criar uma nanoestrutura homogênea, são necessárias várias rotações. Devido ao formato geométrico específico da amostra, quase todo o volume do material é deformado sob condições de compressão aproximadamente hidrostáticas. Assim, apesar dos altos valores de deformação, a amostra não fratura (DIMITROV, 2002).



Figura 1: Deformação por torção sob alta pressão – (a) com a amostra comprimida lateralmente e (b) com a amostra não comprimida lateralmente (DIMITROV, 2002).

A deformação da amostra é depende do dispositivo utilizado. No exemplo apresentado na Figura 1(a), a amostra é lateralmente comprimida e na Figura 1(b) não é comprimida lateralmente. No primeiro caso, o diâmetro da amostra, e conseqüentemente a sua altura, permanecem constantes. Neste caso, DIMITROV (2002) reporta que a deformação é máxima nas superfícies laterais da amostra e vai diminuindo na direção do eixo central. Assim, amostras especiais, em formato de anel, são recomendadas para se obter uma deformação homogênea. Quando não existir compressão lateral, haverá expansão lateral e a espessura da amostra diminuirá com a aplicação da carga de compressão e subseqüente torsão. Alguns autores (VALIEV *et al.*, 2000) mostraram que depois de muitas rotações, a deformação acumulada resulta no mesmo grau de refinamento entra a superfície e o núcleo das amostras e a nanoestrutura obtida é geralmente homogênea ao longo do seu raio. Esta homogeneidade microestrutural tem sido confirmada pela uniformidade dos valores de microdureza nessas amostras.

Investigações mais recentes (ALEXANDROV e VALIEV, 2001) mostraram também que a deformação severa por TAP pode ser usada com sucesso não somente para o refinamento da microestrutura, mas também para compactação de pós. Foi verificado que durante a deformação por TAP à temperatura ambiente sob altas cargas de compressão, uma alta densidade pode ser gerada (próximo à 100%) nas amostras em formato de disco. Para fabricação de tais amostras poderão ser utilizados os pós convencionais e pós pré-processados em moinho de bolas. Algumas amostras obtidas a partir de pó de Níquel por este processo mostraram densidade próxima a 95% da densidade teórica e tamanho de grão muito pequeno (≅ 17 nm). Outras amostras de Cobre mostraram alta resistência mecânica, mas ductilidade limitada. Não apresentaram porosidade residual, mas possuíam altas tensões internas. Simultaneamente, amostras fabricadas por TAP, apresentaram tanto alta resistência mecânica quanto ductilidade suficiente, em comparação com as formadas por pó.

O processamento TAP baseado em DPS apresenta duas vantagens principais: a produção de microestruturas de grãos muito pequenos e a capacidade de processar materiais frágeis, tais como intermetálicos e semicondutores. No entanto, apresenta a desvantagem de processar somente amostras de dimensões pequenas (VALIEV e ALEXANDROV, 2002, FURKAWA *et al.*, 2002).

5

#### 2.1.2 Forjamento Múltiplo

Consiste num processo de DPS no qual o material é deformado por compressão, geralmente em temperatura alta, sucessivamente ao longo de três direções diferentes.

Para o refinamento de grão, o forjamento múltiplo baseia-se na recristalização dinâmica na temperatura de forjamento, o que leva a uma diminuição do tamanho de grão. Isto permite que a deformação seja alcançada a uma temperatura mais baixa, produzindo uma posterior redução no tamanho de grão (DIMITROV, 2002).

#### 2.1.3 Laminação e União Acumulativas

O princípio da laminação e união acumulativas (LUA) encontra-se esquematizado na Figura 2.



Figura 2: Deformação por Laminação e União Acumulativas (TSUJI et al., 2003).

Neste processo uma chapa laminada (50% de redução por exemplo) é cortada em duas; as duas partes são colocadas uma sobre a outra e então novamente laminadas sob o mesmo grupo de redução. A laminação por LUA conjuga os processos de deformação e de junção no estado sólido. Para alcançar uma boa união entre as duas chapas, as suas superfícies de contato são desengorduradas e limpas com escova de arame antes de serem empilhadas. Esta laminação é, às vezes, realizada em temperaturas elevadas, mas abaixo da temperatura de recristalização. Uma vez que tais procedimentos podem ser repetidos ilimitadamente, é possível impor grandes deformações plásticas aos materiais através do processo LUA, mantendo-se a espessura inicial do conjunto.

O maior obstáculo do método LUA é a possibilidade de fratura dos materiais processados. Devido à grande quantidade de deformação plástica acumulada e ao fato da laminação não ser um processo hidrostático, podem surgir trincas nas bordas das chapas, especialmente com um número alto de ciclos de deformação. Entretanto, existem várias técnicas para evitar tal trincamento, sendo possível a fabricação de chapas de quase todos os materiais metálicos.

Os materiais processados por LUA com muitos ciclos de deformação produzem grãos ultra-refinados e a maior característica destes grãos é a morfologia alongada e os contornos de alto ângulo. Eles desenvolvem resistência à tração duas a quatro vezes maior em comparação à inicial, quando os grãos eram ainda grosseiros. Por outro lado, tais materiais apresentam alongamento limitado devido à instabilidade plástica.

As estruturas ultrafinas observadas nos materiais processados por LUA são bastante parecidas com as estruturas lamelares observadas nos materiais altamente deformados por laminação convencional. Isto indica que tais estruturas são formadas não somente por cisalhamento, como no EAC e no TAP, mas também por um outro modo de deformação plástica, tal qual a laminação. No entanto, algumas observações feitas a partir do alumínio (99% de pureza) já esclareceram que a formação das estruturas ultrafinas é muito mais rápida no processo LUA do que na laminação convencional. Isto significa que o processo LUA, neste caso, é mais vantajoso para o refinamento de grão do que a laminação convencional (TSUJI *et al.*, 2003).

2.1.4 Processos Mais Recentes de DPS

Outros processos de DPS que começaram a ser desenvolvidos mais recentemente encontram-se esquematizados na Figura 3. O conceito principal é a repetição de deformação plástica sem mudança na dimensão do material, o que é comum a todos os processos especiais de DPS.



Figura 3: Deformação por (a) Extrusão e Compressão Cíclicas, (b) Dobramento Cíclico Contínuo e (c) Ondulação e Desempeno Repetitivos (TSUJI *et al.*, 2003).

O processo de extrusão e compressão cíclicas (ECC) é uma seqüência de extrusão (diminui o diâmetro) e compressão (aumenta o diâmetro), voltando assim à dimensão original da amostra em cada ciclo. Para evitar a fratura dos materiais processados, seria recomendável um campo de tensão compressiva hidrostática. No entanto, este é um processo intermitente no qual os materiais a serem processados têm tamanhos limitados. Existem poucos relatos de ultra-refinamento de grão através deste processo, sendo um deles aplicado a uma liga Ag-Cu (TSUJI *et al.*, 2003).

O processo de dobramento cíclico contínuo (DCC) consiste numa sucessão de dobramentos em direções opostas. Embora a deformação máxima atingida na superfície, em cada dobramento, seja pequena, é fácil repetir o processo e então se obter uma deformação total grande após vários passes. Ainda não foram desenvolvidas microestruturas ultrafinas através deste processo.

Mais recentemente foi proposto o processo de ondulação e desempenamento repetitivos (ODR). Embora o princípio do ODR seja o mesmo do DCC, alguns autores (TSUJI *et al.*, 2003) relataram o desenvolvimento de microestruturas ultra-refinadas no Cobre processado por ODR. A diferença entre o processo DCC e o ODR está na quantidade de deformação atingida por passe. Quando a deformação por passe é aumentada através da redução do raio das bordas das ferramentas, esta tende a se localizar em partes delimitadas do material processado, dependendo da dimensão do raio dos moldes.

2.2 EXTRUSÃO ANGULAR EM CANAL

O processo de extrusão angular em canal (EAC) consiste num processo de deformação plástica severa que se caracteriza, principalmente, por manter constante

a seção transversal do elemento processado, não havendo, portanto, redução de sua espessura (IWAHASHI *et al.*, 1996, KOMURA *et al.*, 2001, KHAN *et al.*, 2003). Além desta vantagem, outras importantes características se destacam, proporcionando um grande potencial de aplicação desse processo: estrutura uniforme e valores elevados das propriedades mecânicas do material processado; cargas de pressão da ordem da tensão de escoamento do material; criação de fortes texturas, se desejável; é possível o uso prensas para realizar a extrusão e o processo pode ser realizado em baixa ou alta temperatura (CORNWELL *et al.*, 1996).

O princípio geral do método consiste em submeter o material a uma intensa deformação plástica, quando forçando a passar por dois canais de uma matriz que se interceptam formando um ângulo de dobramento 2 $\phi$ . A passagem do material pelos canais é obtida a partir da carga compressiva exercida por um punção. Sob estas condições, o tarugo se move ao longo dos canais como um corpo rígido e a deformação se dá por cisalhamento simples, numa região pequena no plano de interseção dos canais. Assim, ao final do processo, o tarugo inteiro (com exceção de pequenas partes das extremidades) é deformado uniformemente (SEGAL, 1995). O método encontra-se ilustrado na Figura 4.



Figura 4: Extrusão Angular em Canal - (a) esquemático do processamento e (b) esquemático da deformação por cisalhamento. ZHERNAKOV *et al.* (2001), BOWEN *et al.* (2000).

As análises apresentadas por SEGAL (1995) mostram que a pressão do punção (p) e o incremento de intensidade de deformação ( $\Delta \epsilon_i$ ) que o material sofre depois de passar pelo plano de cisalhamento são funções do ângulo (2 $\phi$ ) entre os canais e da tensão de escoamento do material Y de acordo com a Equação (1).

$$\frac{p}{Y} = \frac{2}{\sqrt{3}} \cot\phi = \Delta\varepsilon_i \tag{1}$$

Este incremento de deformação também será uma função do ângulo de dobramento  $2\phi$  e do ângulo externo do cotovelo  $\psi$ , tal que:

$$\Delta \varepsilon_{i} = \left[\frac{2\cot\left(\phi + \frac{\psi}{2}\right) + Y\cos ec\left(\phi + \frac{\psi}{2}\right)}{\sqrt{3}}\right]$$
(2)

Os valores calculados de  $\left(\frac{p}{Y}\right)$ e  $\Delta \varepsilon_i$  estão apresentados na Tabela 1 para 2 $\phi$  = 150°, 120° e 90°. Também encontram-se neste Tabela os valores correspondentes à redução do raio (RR) e de área (RA) percentual equivalente às operações de forjamento "ideais", acompanhadas de mudança de área da seção transversal do tarugo.

Tabela 1: Incremento de deformação para  $2\phi = 150^{\circ}$ ,  $120^{\circ}$  e  $90^{\circ}$  e redução de raio (RR) e de área percentual (RA%) equivalentes a operações de forjamento (SEGAL, 1995).

2φ	p/Υ = Δεί	RR	RA%
150°	0,31	1,37	30
120°	0,68	1,95	49
90°	1,15	3,20	69

As vantagens do processo EAC tornam-se mais evidentes quando é realizada uma seqüência de extrusões do tarugo, ou seja, o processo pode ser repetido várias vezes no mesmo tarugo, acumulando assim, mais deformação a cada passe. Neste caso, a deformação efetiva é dada pela Equação (3), onde N é o número de passes realizados.

$$\varepsilon_n = N\Delta\varepsilon_i = N \left[ \frac{2\cot\left(\phi + \frac{\psi}{2}\right) + \psi\cos ec\left(\phi + \frac{\psi}{2}\right)}{\sqrt{3}} \right]$$
(3)

Esta deformação acumulada poderá resultar no refino de grãos, os quais poderão alcançar tamanho da ordem de nanometros. Desta forma, o nível de resistência alcançado é tipicamente aquele atingido pelos processos de deformação tradicionais, só que com este processo a seção transversal do tarugo é mantida. Com este grau de refino de grão, características de superplasticidade podem ser atingidas. Acredita-se que uma forma de recristalização dinâmica de baixa temperatura, chamada recristalização rotacional, ocorre com deformações muito altas, a qual produz um tamanho de grão na faixa sub-micrométrica e impede posterior encruamento (CORNWELL *et al.*, 1996).

Com tais características, o processo EAC oferece um grande potencial para aplicações industriais. A extrusão convencional permite o alongamento e refino dos grãos, propiciando alta resistência à tração. No entanto, a seção transversal fica muito limitada, o que não aconteceria se fosse utilizado o processo EAC. O processo EAC também é capaz de produzir a quebra de grãos de estruturas fundidas e sem reduzir a seção transversal do tarugo (CORNWELL *et al.*, 1996).

Assim, poderá ser utilizado como uma alternativa à laminação de lingotes na etapa de homogeneização da estrutura bruta de solidificação, principalmente para materiais com acentuadas segregações, com a vantagem de se obter, mesmo nos produtos semi-acabados, uma granulação fina. Já quanto aos processos de acabamento, é preconizado a inserção de uma etapa de EAC no fluxo de processo (LIU *et al.*, 1998), e no caso específico da laminação de chapas, os princípios básicos do EAC podem se transformar em etapas de dobramento (LEE *et al.*, 2002), como na Figura 5.



Figura 5: EAC inserido ao processo de laminação – (a) esquemático, (b) detalhe (LEE *et al.*, 2002).

## 2.2.1 A Matriz do Processo EAC

Os canais da matriz podem se interceptar formando diferentes ângulos de dobramento (2 $\phi$ ). Os mais utilizados são os de 90°, 120° e 135°. A interseção dos dois canais contém também um ângulo de cotovelo externo ( $\psi$ ), que pode ser zero ou algum outro valor quando o cotovelo possuir um raio R de adoçamento (Figura 6).



Figura 6: Processamento EAC - matriz, ângulos  $2\phi \in \psi$  (PÉREZ *et al.*, 2003).

As matrizes são normalmente confeccionadas de aço ferramenta, consistindo em um bloco no qual são usinados os dois canais, através de eletroerosão (KAMACHI *et al.*, 2003) ou em dois blocos que se encaixam, sendo os canais usinados em um dos blocos e o outro bloco de fechamento. Estes blocos são encaixados e fechados com parafusos (KIM *et al.*, 2001). Uma matriz com estas características de projeto é apresentada na Figura 7.



Figura 7: Matriz de encaixe com  $2\phi = 90^{\circ}$  - bloco onde foram confeccionados os canais (PEREIRA *et al.*, 2001).

Mais recentemente, SHAN *et al.* (2002) apresentaram um modelo especial de matriz com modificações que resultam na redução do atrito. Neste caso, é utilizada uma chapa deslizante ao longo do canal de saída e o sistema do punção foi projetado num formato especial, de modo que o atrito entre as superfícies de contato entre matriz e tarugo é minimizado.

Outros autores utilizaram também matrizes formadas por blocos, que se encaixam, gerando o formato dos canais. Estes blocos são deslizantes, proporcionando uma diminuição do atrito no processo (SEMIATIN *et al.*, 2000).

Um esquema dos dois tipos de matrizes descritos acima pode ser observado na Figura 8.



Figura 8: (a) modelo especial de matriz para redução de atrito, (b) e (c) modelos de matrizes de blocos - não deslizante e deslizante, respectivamente (SHAN *et al.*, 2002 e SEMIATIN *et al.*, 2000).

#### 2.2.2 Modos de Realização dos Passes

Com a realização de passes múltiplos, várias formas de passagem do tarugo foram adotadas de modo a desenvolver diferentes estruturas e texturas no material através da mudança de planos e direções de cisalhamento durante as extrusões (SEGAL, 1995). Assim, a seqüência de passes pode ser realizada alternando-se em cada passe uma quantidade de rotação em relação ao eixo de simetria longitudinal do tarugo, no sentido horário ou anti-horário. Estas são denominadas Rotas de Deformação (NAKASHIMA *et al.*, 2000).

Quatro são as rotas mais utilizadas: A,  $B_A$ ,  $B_C$  e C. Tais rotas, encontram-se esquematizadas na Figura 9.



Figura 9: Rotas de Deformação no processo EAC (NAKASHIMA et al., 2000).

Na rota A, a orientação do tarugo é a mesma a cada passe, ou seja, não há rotação do mesmo. Como resultado, a distorção dos elementos do material cresce continuamente a cada passe sucessivo. Isto significa que os grãos podem desenvolver estruturas de "filamentos" (grãos muito alongados) comparáveis àquelas observáveis quando os materiais são submetidos às intensas reduções típicas do processo de trefilação.

Na rota C, o tarugo é rotacionado de 180º entre os passes. Desta forma, os elementos do material são deformados nos passes ímpares e restaurados a sua forma original a cada número par de passes. Como resultado, consegue-se obter estruturas altamente deformadas, mas com grãos ultrafinos equiaxiais. Também são formadas texturas especiais pelo rearranjo dos sistemas cristalográficos de deslizamento fácil ao longo do plano e direção de cisalhamento para um número par de passes (SEGAL, 1995).

As rotas  $B_A e B_C$  consistem em rotacionar o tarugo de um ângulo de 90°. No entanto, na rota  $B_A$  efetua-se uma alternância no sentido de rotação, e na rota  $B_C$  o tarugo é rotacionado sempre no mesmo sentido (XU e LANGDON, 2003). Embora a deformação efetiva alcançada seja a mesma para cada passe, estas duas rotas produzem distorções bastante diferentes em um elemento cúbico. No caso da rota  $B_A$  a deformação cresce continuamente e no caso da rota  $B_C$  a deformação é revertida e assim o elemento restaura sua forma original. Isto pode ser visto na Figura 10, que esquematiza os efeitos do cisalhamento nas quatro rotas (GHOLINIA *et al.*, 2000).







Figura 10: Cisalhamento nas 4 rotas de deformação – (a) rota A, (b) rota C, (c) rota B<sub>A</sub> e (d) rota B<sub>c</sub> (GHOLINIA *et al.*, 2000).

#### 2.2.3 Fatores de Influência no Processo EAC

Algumas variáveis influenciam diretamente os resultados obtidos no processo EAC. SEGAL (2003) afirma que os parâmetros mais importantes a serem considerados no modo de deformação são: o atrito, a geometria dos canais e o projeto da matriz, sendo que os efeitos de pressão contrária e características do material são moderados ou insignificantes. Quanto à formação da microestrutura, esta parece depender de praticamente todos os fatores (deformação total, deformação por passe, temperatura de extrusão, propriedades do material, etc), o que torna difícil a identificação do efeito de cada parâmetro em particular sobre a microestrutura. RAAB e VALIEV (2000) ressaltam que o estado deformado e a eficiência de formação de nanoestrutura são diretamente proporcionais ao ângulo de dobramento 2¢. Um outro fator que influencia marcadamente na formação da nanoestrutura é a rota de deformação e o número de passes, pois existem diferenças significativas nas estruturas de deformação formadas pelas diferentes rotas.

#### Influência da Geometria do Canal da Matriz

Dois ângulos são usados para especificar a deformação imposta em cada passe. Estes ângulos representam o ângulo de interseção dos dois canais "2 $\phi$ " e o ângulo subentendido pelo arco de curvatura externo no ponto de interseção dos dois canais ou ângulo do cotovelo " $\psi$ ", como é mais comumente chamado. Os seus valores podem se situar entre  $\psi = 0^\circ$  e  $\psi = \pi - \phi$ . A influência de 2 $\phi$  e  $\psi$  na deformação pode ser verificada no gráfico da Figura 11, avaliado neste caso para apenas 1 passe.



Figura 11: Variação da deformação com os ângulos  $2\phi e \psi em$  um único passe no processo EAC (LANGDON *et al.*, 1998).

O valor de 2 $\phi$  tem maior influência na deformação total do que o valor de  $\psi$ , no entanto, quanto ao incremento de deformação, o qual decresce com o aumento de 2 $\phi$  e  $\psi$ , parece que o efeito de  $\psi$  é muito maior do que o de 2 $\phi$  devido a expansão da zona principal de deformação (LANGDON *et al.*, 1998, KIM *et al.*, 2002). Na prática, percebe-se que, para um determinado valor de 2 $\phi$ , a deformação decresce ligeiramente com o aumento dos valores de  $\psi$  (LANGDON *et al.*, 1998). Por exemplo, quando 2 $\phi$  = 90° e  $\psi$  = 20°, a deformação por passe é de aproximadamente 1,07, ou seja, 8% menor que a obtida se fosse usado um cotovelo sem adoçamento (Figura 11). O raio de adoçamento influencia não somente na deformação máxima, mas também na distribuição da deformação no tarugo. Raios de adoçamento grandes resultam em um encurvamento do final do tarugo (efeito da zona final), onde menos deformação é experimentada. Isto pode ter um importante efeito no resultado geral do processo, especialmente durante passes múltiplos, quando material da ponta do tarugo é perdido (SRINIVASAN, 2001) (Figura 12).

Os trabalhos de YANG e LEE (2003) analisando processamentos em matrizes com  $2\phi = 120^{\circ}$ ,  $105^{\circ}$  e  $90^{\circ}$  com curvaturas angulares variadas mostraram que o efeito é distintamente mais agudo o ângulo  $2\phi$ , maior a deformação resultante. Quanto à curvatura interna da interseção dos canais, esta tem um efeito modesto na distribuição da deformação.

Outros trabalhos realizados utilizando-se análises em MEF (SRINIVASAN, 2001), variando  $\psi$ , e conseqüentemente o raio de adoçamento externo R, apresentaram os seguintes resultados: para um canal com  $2\phi$  = 90°, as maiores magnitudes de deformação previstas pela Equação 2 com R = 0,5, 0,75 e 1,0 foram respectivamente 0,99, 0,93 e 0,91. Tais valores foram encontrados perto da superfície interna (ou superior) do tarugo. Entretanto, quando se analisa os resultados indo em direção à superfície inferior, o valor da deformação decresce. A máxima deformação teórica foi atingida com R = 0.5, tendo sido alcançado o valor de 1,0 na maior parte do tarugo, a qual decresceu muito rápido até um valor de 0,40 na superfície inferior. Quando 26 foi aumentado para 120°, novamente a região de máxima deformação (0,65) foi obtida com o menor raio de adocamento (R = 0,25). Quando R foi aumentado para 0,5, a região de máxima foi restringida e uma região estreita com deformação menor que 0,65 apareceu ao longo da superfície superior. Um aumento maior de R para 0,75, diminuiu a região de  $\varepsilon$  = 0,65 mais ainda. Finalmente, para R = 1,0, o maior valor de deformação observado foi de 0,6, o que confirma o fato de que a maior deformação é obtida com o menor raio de adoçamento e que quando R cresce, a região de máxima deformação decresce, tanto ao longo do tarugo quanto ao longo da seção transversal.



Figura 12: Efeito da zona final do tarugo e distribuição de deformação para  $2\phi = 90^{\circ}$ , (a)  $\psi = 37^{\circ}$ , (b)  $\psi = 62^{\circ}$  e (c)  $\psi = 90^{\circ}$  (SRINIVASAN, 2001).

Em seus estudos mais recentes SUH *et al.* (2001) encontraram deformação por cisalhamento não uniforme ao longo da espessura dos tarugos em análise por MEF, com  $2\phi = \psi = 90^{\circ}$ . Uma leve heterogeneidade de deformação ao longo da espessura também foi observada usando-se marcas internas nos tarugos metálicos em experimentos com matrizes de  $2\phi = 90^{\circ}$  e  $\psi = 0^{\circ}$  (SEMIATIN *et al.*, 2000). WU e BAKER (1997) também relataram deformação heterogênea ao longo da espessura do tarugo, assim como ao longo do comprimento, em experimentos usando tarugos de camadas de plasticina, onde possivelmente haveria atrito. Nos seus experimentos foi observado maior heterogeneidade para o canal de  $2\phi = 90^{\circ}$  do que para o de  $2\phi =$  $120^{\circ}$  e para o canal de  $2\phi = 90^{\circ}$ , uma matriz com  $\psi = 0^{\circ}$  mostrou resultados de maior heterogeneidade e efeito da zona final do tarugo do que uma matriz com  $\psi = 28^{\circ}$ . Em contraste, as análises por MEF realizadas por SUH *et al.* (2001), com canais de  $2\phi =$  $90^{\circ}$ , demonstraram que canais de  $\psi = 30^{\circ}$  a  $90^{\circ}$  resultavam em uma deformação mais heterogênea do que o canal com  $\psi = 0^{\circ}$  e a heterogeneidade aumentava com o ângulo de adoçamento  $\psi$ .

Estudos experimentais realizados por PARK e SUH (2001) usando tarugos de camadas de plasticina de cores preta e branca em matrizes de acrílico com  $2\phi = 90^{\circ}$  e  $\psi = 0^{\circ} e 90^{\circ}$  tentaram evitar o contato direto da plasticina com a matriz inserindo um filme polimérico fino, transparente e firme, com lubrificante suficiente entre a parede da matriz e o filme. Visando diminuir o efeito de atrito (a plasticina se movia junto com o filme deslizante). Todos os tarugos processados apresentaram camadas inclinadas por cisalhamento e o processado pela matriz de  $\psi = 0^{\circ}$  revelou um ângulo de inclinação maior, significando mais deformação por cisalhamento do que o processado pela matriz de  $\psi$  = 90°. O tarugo processado pela matriz de  $\psi$  = 0° apresentou camadas inclinadas aproximadamente paralelas, exceto em sua zona final. Em contraste, o tarugo deformado pelo canal adocado exibiu camadas curvas em toda área, como pode ser observado na Figura 13. As regiões das camadas que apresentam aproximadamente paralelas demonstram deformação se por cisalhamento uniforme. Já as camadas curvas indicam deformação por cisalhamento não uniforme. Assim, foi sugerido que sob uma condição de atrito ideal, o canal sem adocamento gera resultados de maior uniformidade na deformação ao longo da espessura do tarugo do que o canal adoçado. Este comportamento não se verifica na etapa inicial de processamento, pois trata-se de uma zona onde uma condição não ideal pode existir, provavelmente devido à complexa deformação aí existente. Também foi notado que para o canal com raio de adoçamento, as camadas de plasticina na região inferior estavam curvadas para frente, resultando em um nível muito baixo de deformação, enquanto que da região central para o topo, estavam bastante inclinadas, demonstrando deformação por cisalhamento significativa.



Figura 13: Tarugos de plasticina utilizados nos experimentos de PARK e SUH (2001) - (a)  $\phi = 90^{\circ}$ ,  $\psi = 0^{\circ}$  e (b)  $\phi = 90^{\circ}$ ,  $\psi = 90^{\circ}$ .

Nas simulações por MEF (Figuras 14 e 15) realizadas para comparar com as observações experimentais, verificou-se que depois de passar pelo canal sem adoçamento, na malha ao longo da direção da espessura do tarugo predominaram praticamente linhas paralelas inclinadas do mesmo ângulo, exceto na porção do tarugo em contato com a parede do canal. Por outro lado, a malha gerada depois do processamento pelo canal com adoçamento mostrou uma mistura de linhas retas na metade superior da espessura do tarugo e linhas curvas distintas na parte inferior. As linhas próximas do adoçamento mostraram-se alongadas, o que resultou em redução da espessura. Portanto, uma cavidade foi produzida no lado superior do canal de saída, embora a malha alongada se tornasse bem comprimida depois de passar pela dobra do canal. Assim, a matriz com canal adoçado exibe uma menor uniformidade na deformação do que a com canal não adoçado. Além disto, também foi notado que na interseção dos canais, com  $\psi$  = 0°, a deformação plástica teve lugar numa pequena região ao longo do plano diagonal que conecta o canal de entrada e o de saída, enquanto que a deformação no canal adoçado mostrou-se espalhada em uma ampla área de interseção. A característica dos contornos demonstrou que a deformação por cisalhamento no canal sem adoçamento se concentrou no plano diagonal do cotovelo, enquanto que a deformação no canal adoçado não estava confinada a um plano específico, mas sim espalhada sobre uma ampla área do cotovelo, especialmente perto da curva (Figura 15). Notou-se assim que os resultados experimentais e numéricos apontaram para uma mesma conclusão: o canal sem raio de adoçamento produz maior uniformidade na deformação do que o canal adoçado, sob condições ideais, sem efeito de atrito.



Figura 14: Curvatura das malhas relativas à simulação em MEF para  $2\phi = 90^{\circ}$  - (a)  $\psi = 0^{\circ}$ , (b)  $\psi = 90^{\circ}$  (PARK e SUH, 2001).



Figura 15: Regiões de deformação da simulação em MEF para  $2\phi = 90^{\circ}$  - (a)  $\psi = 0^{\circ}$ , (b)  $\psi = 90^{\circ}$  (PARK e SUH, 2001).

Outros trabalhos realizados em MEF (SUH *et al.*, 2001) com matrizes de diferentes ângulos  $\psi$  (0, 30, 60 e 90°) e ângulo 2 $\phi$  fixo em 90° (Figura 17) mostraram o seguinte: no caso de  $\psi$  = 0°, observou-se deformação por cisalhamento uniforme em todo o material, o que se encontra de acordo com a deformação prevista pela Equação 2. Com  $\psi$  = 30°, uma rede cisalhada quase não pôde ser vista na parte inferior, o que demonstra não uniformidade de deformação. Quando  $\psi$  cresceu, a magnitude da deformação decresceu e a diferença de deformação entre as regiões inferior e superior do tarugo se tornou mais perceptível. Assim, quanto maior o ângulo  $\psi$ , mais severa a magnitude de heterogeneidade. A deformação plástica efetiva mostrou-se uniforme na região superior. Quando  $\psi$  foi crescendo, o valor da deformação plástica efetiva na região inferior decresceu.

A área sob a curva, no gráfico da Figura 16, representa a quantidade de deformação, que também decresceu quando  $\psi$  cresceu. Isto significa que quando  $\psi$  cresce, a carga de pressão decresce, de forma que a passagem do material pelo canal se torna mais fácil.

21



Figura 16: Influência do ângulo ψ na deformação (SUH et al., 2001).



Figura 17: Influência do ângulo  $\psi$  na distribuição de deformação - (a)  $\psi$  = 0°, (b)  $\psi$  = 30°, (c)  $\psi$  = 60° e (d)  $\psi$  = 90° (SUH *et al.*, 2001).

Os valores obtidos por MEF e pela Equação 2 apresentaram-se compatíveis e ficou evidente que a deformação média efetiva se torna menor quando  $\psi$  cresce. No caso de  $\psi$  = 0°, a deformação por cisalhamento se deu uniformemente ao longo de todo o tarugo. Embora deformação não uniforme tenha sido relatada mesmo no caso de  $\psi$  = 0°, ela é geralmente devido ao atrito entre a superfície do canal e do tarugo. PARK e SUH (2001) também relatam que a deformação tem lugar numa estreita

região ao longo da linha diagonal que conecta os dois canais (Figura 18). Mas quando  $\psi$  aumenta, o material se deforma gradualmente ao longo do cotovelo externo e a região de não uniformidade se espalha da parte inferior para a parte superior do tarugo. Especialmente, a região inferior mostra linhas de contorno de formato simétrico. Este tipo de distribuição de deformação indica que a parte inferior do tarugo é certamente sujeitada a diferentes tipos de comportamento de deformação, similar ao dobramento. Destes resultados pôde-se concluir que o mecanismo básico de deformação por cisalhamento tem seu caminho diferenciado pela geometria do canal da matriz. Com  $\psi$  = 0°, o punção empurra a seção transversal do tarugo uniformemente e a forca de reação da matriz atuando como uma compressão no material, também é uniformemente distribuída. Esta força uniforme faz com que o tarugo escoe em direção ao outro canal. Neste processo, a magnitude da deformação por cisalhamento é determinada pela diferenca do caminho seguido pelo material ao passar pelo canal. Entretanto, os canais com raio de adoçamento permitem que o material passe mais facilmente pela matriz. A origem de deformação não uniforme é tida como um decréscimo na força de reação da parte inferior do canal por causa do efeito geométrico.



Figura 18: Campos de deformação para (a)  $\psi = 0^{\circ}$  e (b)  $\psi = 90^{\circ}$ , com  $\phi = 90^{\circ}$  (SUH *et al.*, 2001).

As análises por MEF (KIM *et al.*, 2002) com material que exibe comportamento elástico perfeitamente plástico (exclui o efeito do encruamento e da taxa de deformação) possibilitaram uma investigação do efeito puramente geométrico (Figura 19): os arcos de curvatura gerados na superfície dos tarugos foram de 12°, 5° e 19° para as matrizes de 2 $\phi$  = 90° e  $\psi$  = 0° com malhas grosseiras, 2 $\phi$  = 90° e  $\psi$  = 0° com malhas finas e 2 $\phi$  = 135° e  $\psi$  = 0°, respectivamente. Quando o ângulo do cotovelo externo foi aumentado para 45° e para o máximo valor de 90°, com  $2\phi = 90°$ , a zona menos deformada, na região inferior do tarugo, cresceu. Esta zona expandida é característica do processo com raio de adoçamento, devido ao menor comprimento da parte externa do canal com  $\psi > 0°$  do que no caso com  $\psi = 0°$ . O vazio que fica no canal de saída é atribuído ao grande efeito da curvatura no canal adoçado. Quando  $2\phi = 135°$ , os ângulos de cotovelo do tarugo são maiores que zero, não importando o ângulo do cotovelo do canal. O vazio no canal de saída é formado em ambos os casos, o qual é maior para o canal com raio de adoçamento devido ao efeito da curvatura maior neste caso em comparação ao canal sem adoçamento. Observa-se que a deformação por cisalhamento, usando-se o canal com ângulo maior, é menor do que a usando o canal de ângulo mais agudo. O canal com adoçamento ou o vazio no cotovelo não só reduzem a deformação, mas também intensificam a heterogeneidade.

Em uma avaliação da importância de 26 na microestrutura foi mostrado por NAKASHIMA et al. (1998) experimentalmente que uma estrutura homogênea de grãos razoavelmente equiaxiais é atingida mais rapidamente quando  $2\phi \approx 90^{\circ}$ . Experimentos realizados com Al puro (XU e LANGDON, 2003) numa matriz de canal circular, com 26 = 90° e  $\psi$  = 20° e numa matriz de encaixe de seção guadrada, com 2 $\phi$  = 90° e  $\psi$  = 0°, N = 4 e rota B<sub>c</sub>, apresentaram os seguintes resultados: tamanho médio de grão após processamento em ambos os casos igual à 1.3 μm; os valores de microdureza Vickers médios, Hv, foram de 43,2 e 42,1 para a matriz cilíndrica e quadrada, respectivamente. Ambos os tarugos exibiram um pouco de heterogeneidade próximo à superfície inferior, onde também os valores de Hv apresentaram-se um pouco menores do que o descrito acima. Tal heterogeneidade foi visível nos dois tarugos, mas cobria uma fração maior da superfície transversal do tarugo processado na matriz de canal de seção quadrada, onde  $\psi = 0^{\circ}$ . O experimento mostrou que não há diferença significativa na microestrutura entre a utilização da matriz com raio de adoçamento e da matriz com  $\psi$  = 0°. Achou-se razoável concluir que o desenvolvimento de um vazio no ponto de interseção dos canais nega o efeito do ângulo  $\psi$ , pelo menos para valores baixos de  $\psi$  até ~ 20°, uma vez que o experimento mostrou que existe uma boa homogeneidade microestrutural no Al puro, depois de 4 passes, tanto com  $\psi$  = 20° como com  $\psi$  = 0°.



Figura 19: Análise em MEF de material elástico perfeitamente plástico para (a) e (b)  $2\phi = 90^{\circ} e \psi = 0^{\circ}$ , malha grosseira e malha fina respectivamente; (c) e (d)  $2\phi = 90^{\circ} e \psi = 45^{\circ} e 90^{\circ}$  respectivamente e (e) e (f)  $2\phi = 135^{\circ} e \psi = 0^{\circ} e 45^{\circ}$  respectivamente (KIM *et al.*, 2002).

Quando uma amostra é processada numa matriz de  $2\phi = 90^{\circ}$ , tem sido mostrado que os grãos originais se dividem em subgrãos separados por contornos de baixo ângulo e que estes contornos desenvolvem-se para uma disposição de alto ângulo com passes posteriores. As microestruturas produzidas a partir do processamento em matrizes com ângulo de valores altos são significativamente diferentes daquelas produzidas quando a deformação resulta de matriz com  $2\phi = 90^{\circ}$ . Independentemente do valor de  $\psi$ , um passe em uma matriz de  $2\phi = 90^{\circ}$  sempre produzirá uma deformação de valor próximo de 1. Alternativamente, esta mesma deformação pode ser alcançada efetuando-se 2 passes em uma matriz de  $2\phi = 135^{\circ}$ . Estes dois procedimentos são matematicamente equivalentes quanto à quantidade de deformação acumulada, mas levam à microestruturas bem diferentes nos dois casos (NAKASHIMA *et al.*, 1998).

Os mesmos autores citados acima também realizaram experimentos em 4 matrizes diferentes com  $2\phi = 90^{\circ}$ , 112,5°, 135° e 157,5° e com valores ligeiramente diferentes de  $\psi$ , rota Bc e processados à temperatura ambiente, resultando em amostras com deformações de ~1, ~2, ~4 e ~5, estando estes resultados apresentados na Tabela 2.

Tabela 2: Número de passes e deformação correspondente para vários valores de  $2\phi$  utilizados nos ensaios realizados por NAKASHIMA *et al.* (1998) (Valores entre parênteses indicam os valores calculados pela Equação 3) (NAKASHIMA *et al.*, 1998).

 Deformação, ε	Número de Passes	;, N		
	$\Phi=90^{\circ}$	Φ=112.5°	Φ=135°	Φ=157.5°
~ 1	1 (1.05)†	2 (1.42)	3 (1.40)	6 (1.37)
~ 2	2 (2.1)	3 (2.13)	5 (2.34)	9 (2.05)
~ 4	4 (4.22)	6 (4.27)	9 (4.21)	19 (4.33)
~ 5		7 (4.98)	11 (5.15)	21 (4.78)

Quanto às microestruturas, os seguintes resultados foram apresentados: para  $2\phi = 90^{\circ}$  (Figura 20), com  $\varepsilon \sim 1$ , a estrutura tornou-se dividida em bandas de subgrãos alongados paralelamente às faces superior e inferior da amostra processada e separados por contornos de baixo ângulo; com  $\varepsilon \sim 2$  observou-se menos evidência de uma estrutura bandeada, onde os grãos pareciam mais equiaxiais e um aumento da desorientação entre os contornos de grãos vizinhos; com  $\varepsilon \sim 4$ , uma disposição de grãos essencialmente equiaxiais, separados por contornos razoavelmente retos de alto ângulo.



Figura 20: Microestruturas para  $2\phi = 90^{\circ}$  e deformações de (a) ~1, (b) ~2 e (c) ~4 (NAKASHIMA *et al.*, 1998).

Para  $2\phi = 112,5^{\circ}$  (Figura 21): até  $\varepsilon \sim 2$  observou-se a ocorrência de contornos de baixo ângulo; com  $\varepsilon \sim 4$ , notou-se um aumento na desorientação dos contornos e a microestrutura apresentou-se próxima de uma equiaxilidade; com  $\varepsilon \sim 5$ , observou-se uma distribuição de grãos equiaxiais essencialmente homogênea com contornos de alto ângulo. Notou-se que a microestrutura formada com  $\varepsilon \sim 5$  e  $2\phi = 112,5^{\circ}$  era qualitativamente parecida com a microestrutura atingida com  $\varepsilon \sim 4$  e  $2\phi = 90^{\circ}$ .



Figura 21: Microestruturas para  $2\phi = 112,5^{\circ}$  e deformações de(a) ~1, (b) ~2, (c) ~4 e (d) ~5 (NAKASHIMA *et al.*, 1998).

Para  $2\phi = 135^{\circ}$  (Figura 22): novamente notou-se a formação de bandas de subgrãos paralelos às faces superior e inferior da amostra, mas a evolução destas bandas ocorria bem devagar e estas evidências foram observadas até  $\varepsilon \sim 5$ . Neste valor de deformação ainda não foi possível atingir uma configuração de grãos equiaxiais com contornos de alto ângulo.



Figura 22: Microestruturas para  $2\phi = 135^{\circ}$  e deformações de (a) ~1, (b) ~2, (c) ~4 e (d) ~5 (NAKASHIMA *et al.*, 1998).

Para  $2\phi = 157,5^{\circ}$  (Figura 23): para cada deformação, observou-se evidência de formação de subgrão, mas a presença de uma estrutura bandeada era menos perceptível e, exceto inicialmente quando  $\varepsilon \sim 1$ , os subgrãos pareceram um pouco maiores do que os observados no processamento com ângulos menores; com  $\varepsilon \sim 5$ , os contornos permaneceram em baixo ângulo de desorientação. Desta forma, parece que as evidências sugerem que o processamento através de EAC com  $2\phi = 157,5^{\circ}$  não é capaz de produzir uma disposição de grãos ultra-finos separados por contornos de alto ângulo.



Figura 23: Microestrutura para  $2\phi = 157,5^{\circ}$  e deformações de (a) ~1, (b) ~2, (c) ~4 e (d) ~5 (NAKASHIMA *et al.*, 1998).

Observa-se que a tensão de escoamento mais baixa foi obtida quando se usou a matriz de  $2\phi = 157,5^{\circ}$  devido a sua incapacidade de atingir uma estrutura ultra-fina. Em contraste, as outras amostras apresentaram valores próximos da tensão de escoamento para mesmos incrementos de deformação, sugerindo que os ângulos de desorientação dos contornos têm uma influência relativamente menor na magnitude tensões de escoamento medidas. Os resultados mostraram que o das desenvolvimento de uma estrutura ultra-fina, com grãos equiaxiais separados por contornos de alto ângulo, é atingido quando o material é submetido a uma intensa deformação plástica com um único passe em uma matriz de  $2\phi = 90^{\circ}$ . Procedimentos alternativos para introduzir grandes deformações através de pequenos incrementos de deformação, usando matrizes com ângulos de dobramento maiores que 90°, representam um procedimento experimental mais fácil, mas não são capazes de produzir a mesma estrutura de grãos ultra-finos, que é observada quando se usa matrizes com  $2\phi$  = 90°. A razão para a dificuldade com valores maiores de  $2\phi$  está na natureza dos padrões de cisalhamento que se desenvolvem com o processamento. Quando o processamento EAC é conduzido com  $2\phi$  = 90° e rota B<sub>C</sub>, desenvolvem-se duas direções de cisalhamento na amostra, em planos que se interceptam num ângulo de 120°. Esta dualidade nas direções de cisalhamento parece ser mais
favorável para a formação e evolução das bandas de subgrãos ao longo de dois planos interceptáveis. Esta condição é necessariamente perdida se o ângulo 2φ é aumentado significativamente, e esta perda parece ser prejudicial no estabelecimento de uma disposição de grãos equiaxiais ultra-finos. Assim, torna-se importante reconhecer que a formação de uma estrutura ultra-fina é ditada não pelo alcance de grandes deformações acumuladas na amostra através de muitos incrementos pequenos de deformação, mas sim pela imposição de uma série de deformações intensas em um número pequeno de passes (NAKASHIMA *et al.*, 1998).

#### Influência da Rota e do Número de Passes

A Tabela 2 fornece uma idéia da influência do número de passes N no processo EAC. Através dela pode-se observar que a deformação total é diretamente proporcional ao número de passes realizados, ou seja, a deformação aumenta com o aumento do número de passes. Quanto à influência da rota, parece haver uma divergência na literatura que depende de outros parâmetros, principalmente do ângulo de dobramento 2¢; mas todos os autores são unânimes ao afirmarem que a rota exerce importante papel na evolução da microestrutura. Porém, não existe uma concordância geral quanto à seqüência que leve a um refino de grão ótimo.

Para formar uma estrutura de grãos submicrométricos por deformação plástica severa, uma densidade muito alta de novos contornos de alto ângulo deve ser gerada, com um espaçamento se aproximando do tamanho de subgrão. Em EAC, a rota mais eficiente é aquela que alcança a maior formação de contornos de alto ângulo por passe (GHOLINIA *et al.*, 2000).

A utilização das rotas alternativas envolve mudança do caminho de deformação entre dois passes sucessivos. Sabe-se que mudanças abruptas dos sistemas de deslizamento ativos afetam grandemente as características estruturais e mecânicas de ligas metálicas em processos de forjamento convencionais. Acredita-se que a mudança do caminho de deformação induzida pelas extrusões em EAC também afetam as propriedades dos metais processados. A razão está na interação de discordâncias. O efeito Bauschinger é uma das conseqüências relatadas: quando a deformação é meramente revertida, como na seqüência tração-compressão, a tensão no recarregamento é menor. Por outro lado, quando a seqüência de deformação envolve a atividade de sistemas de deslizamento diferentes durante a pré-deformação e o carregamento subseqüente, é registrado um efeito de encruamento latente, ou seja, a tensão de escoamento é maior. Isto ocorre devido à promoção de fortes interações entre discordâncias, que acabam por aumentar o acúmulo de defeitos,

enquanto que quando a deformação é revertida, promove-se, pelo menos temporariamente, a anulação de discordâncias (DUPUY e RAUCH, 2002). Sob este aspecto, a rota A é a mais efetiva para o refino de grão porque ela não produz deformação redundante, pois esta simplesmente se acumula em um plano, levando ao aumento da resistência do material. Quando o tarugo é rotacionado de 180º, a deformação por cisalhamento é revertida, o que, provavelmente, reverte a microestrutura e textura produzidas durante o passe anterior, levando a um amaciamento do material. Assim, na rota C, a deformação por cisalhamento de um passe é revertida pela deformação do passe seguinte, tornando-a menos efetiva no refino de grão. Com a rota B<sub>A</sub>, a deformação cresce alternadamente em dois planos ortogonais, levando a uma deformação total que é metade daquela alcançada em um único plano de cisalhamento, como acontece na rota A. Com a rota Bc, o cisalhamento também acontece em dois planos ortogonais, mas a deformação imposta por cada passe reverte uma à outra, ou seja, o terceiro passe reverte a deformação do primeiro e o quarto passe reverte a deformação do segundo. Assim, a rede de deformação se torna redundante depois de cada quatro passes, isto é, a cada rotação completa. Isto torna a rota  $B_c$  menos eficiente do que a rota A, mas mais eficiente do que a rota C (ZHU e LOWE, 2000). Um ponto importante é que, na rota A, o processo físico envolvido depende bastante do ângulo de dobramento 20. Para uma ampla faixa de valores, uma seqüência ortogonal (quando os sistemas de deslizamento pertencentes ao primeiro carregamento estão latentes durante a próxima deformação e vice-versa) é promovida. Em contraste, quando  $2\phi = 90^{\circ}$ , uma següência do tipo Bauschinger é desenvolvida. Entretanto, a rota A é comparável tanto com a rota B quanto com a rota C se o ângulo entre os canais for maior que 120° ou bem perto de 90° (DUPUY e RAUCH, 2002).

Vários autores caracterizaram as microestruturas de materiais diversos após o processamento EAC por diferentes rotas, comprovando experimentalmente a influência das mesmas no caminho de deformação.

Experimentos realizados com alumínio puro (IWAHASHI *et al.*, 1998), tendo tamanho de grão inicial de aproximadamente 0,5 a 1,0 mm mostraram que, à temperatura ambiente, numa matriz de  $2\phi = 90^{\circ}$  e  $\psi = 20^{\circ}$  e com N =1, os grãos que eram inicialmente equiaxiais no plano X se tornaram alongados ao longo da direção do eixo Y, com um correspondente achatamento na direção Z. Dentro destes grãos, observou-se evidências quanto ao cisalhamento em uma direção essencialmente paralela ao eixo Y.

Os 3 planos ortogonais encontram-se esquematizados na Figura 24, onde X é o plano perpendicular ao eixo longitudinal da amostra e Y e Z são planos paralelos a face lateral e a face superior, respectivamente, no ponto de saída do canal da matriz.



Figura 24: Os três planos ortogonais de um tarugo na saída do canal (IWAHASHI *et al.*, 1998).

No plano Y, os grãos mostraram-se alongados, paralelos a uma direção inclinada de um ângulo de 25° a 30° com relação ao eixo X (Figura 25). Dentro dos grãos individuais observaram-se evidências da ocorrência de cisalhamento numa faixa de ângulos de 20° a 70°, principalmente com uma inclinação de aproximadamente 45° em relação ao eixo X. Em contraste, no plano Z os grãos permaneceram relativamente equiaxiais e essencialmente sem mudança de tamanho, embora tenha sido observado algum cisalhamento dentro dos grãos aproximadamente paralelos ao eixo Y.

Quando o material foi processado com N = 2 através da rota A, as inspeções no plano X revelaram que os grãos se tornaram ainda mais alongados ao longo do eixo Y e, assim, achatados na direção Z, sendo novamente observado cisalhamento nos grãos paralelos ao eixo Y. No plano Y, os grãos se mostraram alongados, inclinados de um ângulo médio perto de 15° em relação ao eixo X. Nestes grãos, o cisalhamento ocorreu em uma faixa angular de 20° a 60° em relação ao eixo X e também num ângulo de aproximadamente 140° em relação ao mesmo eixo. No plano Z, os grãos aparentaram estar essencialmente equiaxiais, como no material antes de ser processado, embora não tenham sido mais observadas evidências de cisalhamento paralelo ao eixo Y.



Figura 25: Microestrutura do Al puro processado por IWAHASHI *et al.* (1998) num canal de  $2\phi = 90^{\circ} e \psi = 20^{\circ}$ , com N = 1 (esquerda) e N = 2, rota A (direita).

Para N = 2 via rota C (Figura 26) os resultados revelaram grãos razoavelmente equiaxiais em cada um dos três planos ortogonais. Havia cisalhamento visível no plano X aproximadamente paralelo ao eixo Y e no plano Y, em ângulos inclinados de 20° a 50° em relação ao eixo X. No plano Z, encontrava-se aproximadamente paralelo ao eixo Y.

Na realização dos experimentos com N = 2, via rota B<sub>c</sub>, verificou-se que os grãos estavam alongados e desviados de uma configuração equiaxial em todos os três planos ortogonais. No plano X, os contornos de grão tendiam a um ângulo aproximado de 45° em relação ao eixo Y e, dentro dos grãos individuais, observou-se a ocorrência de cisalhamento tanto paralelamente ao eixo Y como inclinado nas direções na faixa de 20° a 80° em relação ao eixo Y. No plano Y, os contornos de grão mostraram-se orientados em uma direção similar àquela observada nos contornos de grão no plano Y depois de uma única passagem pelo canal. Todavia, o cisalhamento dentro dos grãos não estava mais visível e situava-se predominantemente em ângulos inclinados de 30° e 50° em relação ao eixo X. No plano Z, os grãos encontravam-se alongados de uma maneira parecida com aquela observada no plano Y e além disso, pôde-se observar a ocorrência de cisalhamento paralelo ao eixo Y.



Figura 26: Microestrutura do Al puro processado por IWAHASHI *et al.* (1998) num canal de  $2\phi = 90^{\circ} e \psi = 20^{\circ}$ , com N = 2, rota C (esquerda) e rota B<sub>c</sub> (direita).

Ao serem adicionados mais passes, utilizando-se ainda a rota  $B_c$ , notou-se que com N = 4, uma grande deformação foi introduzida e a estrutura mostrou-se bastante complexa, com contornos de grão pouco distintos na superfície da amostra. O cisalhamento encontrava-se visível dentro dos grãos, mas sem mostrar relações angulares bem definidas. No plano Y, a microestrutura consistiu de uma disposição de grãos pequenos e essencialmente equiaxiais, com tamanho médio de 1,3 µm. Os contornos de grão apresentaram uma configuração de alto ângulo. Com N = 6, a microestrutura mostrou-se novamente complexa, com contornos de grão pouco definidos devido à deformação intensa, no entanto, verificou-se a existência de evidências de cisalhamento a um ângulo de 30° em relação ao eixo X (Figura 27).



Figura 27: Microestrutura do Al puro processado por IWAHASHI *et al.* (1998) num canal de  $2\phi = 90^{\circ}$  e  $\psi = 20^{\circ}$ , rota B<sub>c</sub>, com N = 4 (a) e (b) e N = 6 (c).

Nos trabalhos realizados com Ni puro (SEGAL, 1995), com N = 4 e rota A, observou-se uma forte estrutura de filamentos similar às observadas em materiais submetidos a grandes reduções por trefilação. Após o 1º passe, verificou-se a presença de subestruturas fragmentadas, fortemente estendidas na direção de cisalhamento, praticamente livre de discordâncias e com contornos de alto-ângulo. Depois do 2º passe foram incorporados fragmentos grosseiros com formato pontiagudo, gerando subestruturas comparáveis àquelas observadas em metais duramente trabalhados. Foi possível notar, também, o desenvolvimento de fortes texturas na direção de escoamento, similares as formadas por laminação (Figura 28). Utilizando-se a rota C, com N = 2, verificou-se a formação de uma subestrutura celular uniforme, pois a deformação dos grãos ocorre por deslizamento fácil e é acompanhada pelo correspondente rearranjo dos grãos ao longo da direção e plano de cisalhamento (Figura 29).



Figura 28: Microestrutura do Ni puro processado por SEGAL (1995) num canal de  $2\phi$  = 90°,  $\psi$  = 0° e rota A – (a) material em seu estado original, (b) N = 1 e (c) N = 4.



Figura 29: Microestrutura do Ni puro processado por SEGAL (1995) num canal de  $2\phi$  = 90°,  $\psi$  = 0° e rota C – (a) N = 2, (b) N = 3, (c) N = 4 e (d) N = 5.

Ligas de Al-Mg e Al-Mn, com tamanho médio de grão inicial de 200  $\mu$ m, ensaiadas em uma matriz de 2 $\phi$  = 120° nas rotas A, B<sub>A</sub>, B<sub>C</sub> e C, a temperatura ambiente (GHOLINIA *et al.*, 2000), mostraram os seguintes resultados: a liga Al-Mg processada via rota A, com N = 16, apresentou o menor tamanho médio de grão (0.6  $\mu$ m) e a estrutura mais homogênea, assim como também a maior fração de contornos de alto ângulo. A estrutura de deformação mostrou-se amplamente composta de grãos submicrométricos, alongados na direção de cisalhamento. Entretanto, as estruturas ainda continham alguns grãos grandes e fibrosos. Observou-se também, a existência de contornos de baixo ângulo dentro de muitos grãos submicrométricos, apesar de verdadeiros subgrãos estarem presentes, exceto nos grãos grandes.

A amostra da liga Al-Mg deformada pela rota C, também com N = 16, mostrou evidência de grãos muito grandes, de dimensão similar ao tamanho de grão inicial. Grãos finos aparecendo em bandas e concentrados na região dos contornos de grãos grandes também se mostraram presentes. Assim, a amostra processada pela rota C consistiu de grãos da ordem de 100 a 200  $\mu$ m, contendo uma distribuição heterogênea de poucos grãos finos na faixa de 0,3 a 2  $\mu$ m. A amostra processada pela rota C apresentou a menor densidade de contornos de alto ângulo, com uma fração de apenas 0,3.

As amostras processadas pelas rotas  $B_A e B_C$  apresentaram níveis mais baixos de refino de grão e melhor homogeneidade do que as amostras processadas pela rota A, no entanto, muito melhores do que os apresentados pela rota C. A porção de contornos de alto ângulo também foi substancialmente menor do que a apresentada pela rota A. Com o emprego da rota B<sub>A</sub>, verificou-se um crescimento contínuo de cisalhamento em dois planos, o que pareceu resultar em menor refino de grão do que o gerado por um único plano de cisalhamento. Muitos grãos grosseiros alongados se mostraram ainda presentes e observaram-se regiões maiores do material repletas de subgrãos. A microestrutura mostrou-se parecida com aquela observada em amostras processadas pela rota A até pequenas deformações, o que é consistente com o fato do cisalhamento em dois planos, tendo experimentado metade da intensidade de um único plano de cisalhamento como na amostra deformada pela rota A. A rota B $_{
m C}$ apresentou uma fração de contornos de alto ângulo próxima a da rota B<sub>A</sub>. Assim como a amostra processada pela rota C, a processada pela rota B<sub>c</sub> também continha bandas de grãos finos, que pareciam delinear as bandas de deformação, dentro dos grãos originais, embora, neste caso, os grãos finos tenham aparecido em densidade muito maior. Além disso, as regiões subdivididas pelas bandas estavam rotacionadas para desorientações maiores, resultando em grãos que se dividiam em uma distribuição bimodal, constituída de grãos submicrométricos e grãos de tamanho de 4

a 6 μm. A Figura 30 apresenta as microestruturas da liga Al-Mg processada por GHOLINIA *et al.* (2000) nas diferentes rotas de deformação.

Para a liga Al-Mn foram utilizadas as rotas A e C e os resultados obtidos encontraram-se inteiramente consistentes com as observações anteriores relativas a liga Al-Mg.

Através deste trabalho ficou demonstrado que a rota mais eficiente para formação de estruturas de grãos submicrométricos, por deformação plástica severa, através do processo EAC, é a rota A e a menos eficiente é a rota C. As rotas  $B_A e B_C$  apresentam melhor atuação no refino de grão do que a rota C, mas menor eficiência em termos de formação de novos contornos de alto ângulo do que a rota A.



Figura 30: Microestrutura do Al-Mg processado por GHOLINIA *et al.* (2000) num canal de  $2\phi = 120^{\circ}$ ,  $\psi = 0^{\circ}$  e N =4 através das rotas A (a), C (b), B<sub>A</sub> (c) e B<sub>c</sub> (d).

Contrariando, de uma certa forma, as conclusões de GHOLINIA *et al.* (2000) descritas acima, FERRASSE *et al.* (1997) concluiram, em ligas de Cu e de Al, que o processamento pela rota C produzia uma estrutura mais equiaxial e homogênea do que as rotas A e B. IWAHASHI *et al.* (1997) usaram amostras de Al puro e confirmaram a eficiência da rota C sobre a rota A. Posteriormente, em experimentos mais detalhados (IWAHASHI *et al.*, 1998), mostraram que a evolução microestrutural ocorre mais rapidamente pelo processamento através da rota B. A aparente inconsistência dos resultados relatados por FERRASSE *et al.* (1997) e IWAHASHI *et al.* (1998) parece vir do fato de que o primeiro utilizou a rota B<sub>A</sub>, enquanto o segundo adotou a rota B<sub>c</sub>. OH-ISHI *et al.* (1998) realizaram experimentos usando o mesmo

material que IWAHASHI et al. (1998) haviam utilizado. No entanto, OH-ISHI et al. (1998) utilizaram a rota  $B_A$  para comparação de resultados com a rota  $B_c$ . Eles seguiram as mesmas condições de ensaio que IWAHASHI et al. (1998) haviam adotado, com N = 3 e N = 4. Os resultados obtidos mostraram que as microestruturas nos três planos ortogonais X, Y e Z consistiam de subgrãos separados por contornos de baixo ângulo, os quais apresentavam-se alongados nos planos X e Y, mas bastante equiaxiais no plano Z (Figura 31). Todavia, observou-se uma diferença importante entre os resultados obtidos neste trabalho e os relatados nos trabalhos de IWAHASHI et al. (1998) (Figura 27), porque utilizando-se a rota B<sub>c</sub>, os subgrãos foram substituídos por grãos de contorno de alto ângulo depois de 3 passes. Assim, comparando-se com os dados anteriores para as rotas A, B<sub>c</sub> e C, a microestrutura processada mostrou-se mais parecida com a da rota A, na qual os subgrãos ainda estavam presentes depois dos 3 passes. Apesar desta diferença, o tamanho médio de grão foi aproximadamente o mesmo daquele relatado para as outras rotas. Depois de um total de 4 passes, os subgrãos e contornos de baixo ângulo permaneceram nos planos X e Y, mas no plano Z foi observado um aumento de desorientação dos ângulos. Subgrãos alongados mostraram-se presentes nos planos X e Y, mas no plano Z a estrutura desenvolveu-se mais rapidamente numa disposição de grãos equiaxiais com contornos de alto ângulo. Assim, para a rota B<sub>A</sub>, alguma estrutura de subgrão permaneceu presente, mesmo depois de 4 passes e, sob este aspecto, tal rota mostrou-se similar à rota A. As observações feitas por IWAHASHI et al. (1998), usando a rota B<sub>c</sub>, haviam mostrado que 3 passes eram suficientes para eliminar a estrutura de subgrão e que 4 passes geravam uma microestrutura homogênea de grãos equiaxiais com contornos de alto ângulo. Em contraste, as observações de OH-ISHI et al. (1998), usando a rota B<sub>A</sub>, revelaram a retenção da estrutura de subgrão, com muitos subgrãos alongados, mesmo depois de 4 passes. Tais resultados parecem explicar a aparente inconsistência entre os dados relatados por FERRASSE et al. (1997) e IWAHASHI et al. (1998). O primeiro desenvolveu seu trabalho usando a rota B<sub>A</sub>, na qual a evolução para uma disposição de grãos equiaxiais é muito lenta, enquanto que o segundo utilizou a rota B<sub>c</sub>, na qual a evolução para uma estrutura de grãos equiaxiais ocorre mesmo para um número pequeno de passes. Baseado nestes resultados, OH-ISHI et al. (1998) concluiram que a rota Bc é a mais eficiente em produzir uma estrutura homogênea ultra-fina, a rota C é intermediária e as rotas A e B<sub>A</sub> são as menos eficientes.



Figura 31: Microestrutura do Al puro processado por OH-ISHI *et al.* (1998) num canal de  $2\phi = 90^\circ$ ,  $\psi = 20^\circ$  e rota B<sub>A</sub>, com N = 3 (esquerda) e N = 4 (direita).

PRANGNELL *et al.* (2000) também processaram uma liga de Ferro (3%Al-0,2%Mg-0,2%Zr-Fe) com as quatro rotas de deformação empregando uma matriz de  $2\phi = 120^{\circ}$ . Os seus resultados mostraram, mais uma vez, que a rota A é a mais eficiente no refino de grãos e na formação de contornos de alto ângulo, enquanto a rota C é a menos eficiente, e a rota B<sub>c</sub> é levemente mais efetiva do que a rota B<sub>A</sub>. FURUKAWA *et al.* (1998), IWAHASHI *et al.* (1998) e NEMOTO *et al.* (1999) tentaram explicar de formas diferentes, a aparente inconsistência dos resultados experimentais descritos acima considerando a distorção de um elemento cúbico causada pela deformação de cada rota e analisando as relações de orientação dos planos de cisalhamento em passes consecutivos. Tais modelos possibilitaram uma explicação para os resultados experimentais obtidos com o AI e suas ligas processados em matrizes de  $2\phi = 90^{\circ}$ . No entanto, permaneceu a inconsistência com os resultados de PRANGNELL *et al.* (2000), onde  $2\phi = 120^{\circ}$ .

ZHU e LOWE (2000) consideraram a estrutura cristalina em suas hipóteses. Eles observaram que, em sua maioria, somente estruturas CFC haviam sido analisadas nos trabalhos anteriores. STOLYAROV *et al.* (2001) processaram Ti com estrutura HC através das rotas B<sub>C</sub>, B<sub>A</sub> e C, usando uma matriz de 90°. Eles observaram que a rota Bc foi a mais eficaz no refino de grão e a rota B<sub>A</sub>, a menos eficaz. ZHU e LOWE (2000) afirmam que o refino de grão durante o processo EAC é afetado pela deformação acumulativa e a interação do plano de cisalhamento com a estrutura cristalina e textura. Para metais CFC com deslizamento de discordâncias como seu mecanismo primário de deformação, o último exerce um papel dominante em matrizes de 90°, enquanto que o primeiro exerce um papel dominante nas

matrizes de 120°. Eles afirmam acreditar que a evolução da textura e sua relação com o plano de cisalhamento são fatores importantíssimos que afetam o refino de grão.

Quanto ao efeito do número de passes e rota empregada nas propriedades mecânicas, observou-se em experimentos com Ferro Armco (SEGAL, 1995) que, para as rotas A e C, os índices de dureza Vickers, limite de resistência mecânica e limite elástico demonstraram um comportamento padrão: mudança muito rápida até a deformação de  $\varepsilon$  = 1,15 (1 passe) e um pequeno, mas notável aumento em grandes deformações. Além disto, pôde-se perceber que o endurecimento foi ligeiramente melhor para a rota A do que para a rota C, e que depois de  $\varepsilon$  = 2,31 (2 passes), a diferença relativa entre limite de resistência mecânica e limite elástico era muito pequena. Quanto à ductilidade do material, a redução de área e o alongamento mostraram uma queda progressiva com o aumento da deformação para a rota A. Já o processamento pela rota C exibiu uma ductilidade que cresceu até  $\varepsilon$  = 2,32 e estabilizou em níveis altos para  $\varepsilon$  > 3,48. A diferença entre as ductilidades para as rotas A e C cresceram com a deformação.

Em ensaios realizados com uma liga Al-Mg (AA5083) (DUPUY e RAUCH, 2002), com ângulo de dobramento de 90° e 8 passes, observou-se que o comportamento em tração do material processado se dividia em dois grupos: a menor resistência estava relacionada às rotas A e C, enquanto as rotas  $B_A$  e  $B_c$  levaram a uma maior tensão de escoamento para um certo nível de deformação. Como as rotas A e C correspondem a uma reversão na deformação e as rotas  $B_A$  e Bc implicam na ativação de sistemas latentes de deslizamento prévio, acredita-se que o encruamento latente associado ao último caso é responsável pelo aumento da resistência do metal. (B<sub>A</sub> e Bc levam a maior resistência em comparação com A e C). Também foi notado que as diferenças entre as rotas cresciam com o número de passes. Isto sugere que mudanças sucessivas do caminho de deformação também têm efeitos aditivos no comportamento mecânico. Resultados de ensaios realizados com a mesma liga, com 4 passes, mas com sucessivas rotações diferentes mostraram que existe uma correlação definida entre o nível de tensão e a mudança do caminho de deformação, o que prova que, para uma dada deformação total, o comportamento mecânico do material processado é dependente do caminho de deformação. Mais precisamente, os ensaios pareceram mostrar que com a realização do encruamento latente (rotas B<sub>A</sub> e B<sub>c</sub> com  $2\phi$  = 90°) há um crescimento mais acentuado das propriedades do material.

## Influência do Atrito

O atrito existente no processamento EAC, principalmente conjugado com fatores de geometria do canal da matriz, apresenta grande influência nos resultados obtidos. Em seus trabalhos de simulação por MEF, YANG e LEE (2003) observaram que a condição de atrito não afeta a distribuição de deformação ao longo do tarugo. Entretanto, a força requerida para efetuar-se a extrusão não é independente do atrito, embora a deformação seja. Tal afirmação não é unânime na literatura, pois outros autores descreveram trabalhos onde observaram que o atrito mostrou ter influência sobre as condições de deformação. De acordo com ZHERNAKOV *et al.* (2001), o caráter da condição de deformação e uniformidade do escoamento plástico durante o processo EAC é muito sensível ao coeficiente de atrito. Desta forma, é possível modificar a uniformidade do escoamento plástico variando-se as condições de atrito. Em seus trabalhos, foi indicada uma grande sensibilidade quanto à uniformidade de deformação plástica relacionada com as condições de atrito entre o tarugo e a matriz.

Outras análises por MEF (PRANGNELL *et al.*, 1997) simulando o processamento de uma liga Al-0,15%Mn em duas matrizes de  $2\phi = 90^{\circ}$  e 100°, considerando uma situação sem atrito e outra com  $\mu = 0,25$  aplicado a todas as superfícies deslizantes, mostraram o seguinte (Figura 32): observou-se que para ambas as matrizes em simulações sem atrito, o escoamento do metal apresentou-se particularmente heterogêneo quando a primeira seção do tarugo foi forçada a passar pelo canal. Entretanto, uma região de cisalhamento relativamente homogêneo ocorreu e se estabilizou no meio dos tarugos em relação aos seus comprimentos. Na etapa de deformação inicial a base do tarugo é inicialmente comprimida e o metal escoa sobre a base do tarugo. A extensão com a qual isto acontece depende tanto do ângulo do canal quanto do atrito. A região e intensidade da heterogeneidade de deformação cresce tanto quanto mais agudo é o ângulo e maior o atrito. A redução do atrito entre as superfícies deslizantes e o aumento do ângulo de dobramento do canal encorajam uma deformação inicial mais uniforme das pontas dos tarugos.

Um outro efeito importante observado foi a mudança do grau de preenchimento da parte interna do cotovelo e da magnitude do cisalhamento desenvolvido na seção de deformação homogênea do tarugo. Sem atrito, o metal parece não preencher a parte interna do cotovelo na base do canal, uma vez que o tarugo desliza numa distância maior sobre o cotovelo do canal durante a etapa de compressão. Isto parece aumentar o arco sobre o qual a deformação por cisalhamento homogênea é imposta, reduzindo a intensidade da deformação por

passe. Este efeito parece ser mais pronunciado em matrizes de canal de ângulo mais agudo. Entretanto, quando o atrito foi introduzido, o material preencheu de forma mais efetiva a parte interna do cotovelo do canal, e o arco sobre o qual a deformação foi imposta se tornou mais estreito. Observou-se que as deformações plásticas ao longo do centro do tarugo, na região de cisalhamento homogêneo, saturaram no mesmo nível (~ 1,0) quando o atrito foi incluído, o que está de acordo com a equação proposta por SEGAL (1995) que resulta no valor de 0,97. Sem o atrito a intensidade de deformação foi levemente reduzida em algumas partes do tarugo e se desenvolveu mais devagar na superfície inferior devido à transição mais amena no cotovelo. Embora a região de cisalhamento homogêneo apresente aproximadamente a mesma deformação total, devido ao arco sobre o qual a deformação ocorre ser maior perto da parte inferior do cotovelo do que da parte superior, a deformação máxima efetiva obtida é diferente em cada ponto. Entretanto, esta diferença não é grande o suficiente para gerar variações microestruturais marcantes entre as diferentes regiões do tarugo.

PRANGNELL *et al.* (1997) concluíram que a extensão de deformação heterogênea na ponta do tarugo cresce com o atrito e com um ângulo de cotovelo agudo. O efeito é particularmente severo com um ângulo de 90°, quando se suspeita que ocorre uma zona morta no cotovelo do canal. Desta forma, se torna vantajoso usar um ângulo maior para promover deformação homogênea.



Figura 32: Resultados das análises em MEF por PRANGNELL *et al.* (1997) em matriz de  $2\phi = 90^{\circ} e \psi = 0^{\circ} - (a) e (b)$  sem atrito, (c) e (d) com atrito.

Experimentos realizados em matriz de  $2\phi = 90^{\circ}$  e  $\psi = 0^{\circ}$  (OH e KANG, 2003) com tarugos de alumínio mostraram uma diferença na deformação do material entre a região inferior e superior do cotovelo de um tarugo processado até a metade no seu comprimento. As análises por MEF considerando-se os casos sem atrito e com atrito  $\mu = 0,2$  mostraram que a deformação com atrito gerou uma severa distorção na região inferior do cotovelo do tarugo, ocasionando o corte de um fragmento (Figura 33). O atrito induzido pela base do canal da matriz limitou o escoamento do material. Assim, a distorção na região inferior da dobra se tornou tão grande que o fragmento não pôde manter a continuidade e foi separado do tarugo. Este fragmento permaneceu no cotovelo do canal e isto pode alterar o formato original do canal. Neste caso, o fragmento deverá ser removido para se obter novamente a geometria original do cotovelo.

A comparação entre a parte superior e a parte inferior do tarugo mostrou que a parte superior completou a deformação em um espaço curto de tempo (no caso sem atrito) e a parte inferior levou mais tempo para isso. O atrito age como uma componente de tensão em sentido contrário (na saída do canal) e assim, o começo da

deformação plástica do tarugo para o caso com atrito foi anterior ao do caso sem atrito. A deformação plástica máxima na parte superior do tarugo para o caso sem atrito foi de 1,14 e para o caso com atrito foi de 1,08. O obstáculo que foi produzido pelo atrito diminuiu o escoamento do material na parte inferior do tarugo, reduzindo as diferenças nos valores de deformação entre a parte superior e a inferior.



Figura 33: Resultados das análises em MEF por OH e KANG (2003) em matriz de  $2\phi$ = 90° e  $\psi$  = 0° - (a) sem atrito e (b) com atrito.

Quanto às tensões desenvolvidas ao longo do processamento, observou-se que na parte superior do tarugo ocorreu um pico de tensão compressiva na região logo antes da passagem pelo cotovelo. Esta tensão compressiva se transformou numa componente de tensão de tração elevada durante a passagem pelo cotovelo. Neste estágio existe grande possibilidade de formação de trincas na parte superior do tarugo. Quando a parte superior está no valor máximo de estiramento, as partes centrais e inferiores na região ainda não passaram a linha de deformação, e quando a parte inferior está passando pela linha de deformação (linha de encontro dos canais, que gera o cotovelo), estará submetida à componente de tração máxima. Entretanto, a tensão na parte inferior é muito menor que na parte superior. A diferença de tensões máximas de tração comparando-se os casos com e sem atrito foi de 5 MPa na parte superior dos tarugos. Este valor é tão baixo que a superfície do tarugo não é sensível ao problema de formação de trincas devido ao atrito. Isto significa que o efeito do atrito no alumínio puro não é crítico para aplicações práticas de trabalho a frio com coeficiente de atrito em torno de 0,2. No caso de EAC realizado a quente com este material, o coeficiente de atrito cresce para 0,6 - 0,8 o que provoca um aumento da tensão de tração adicional. Entretanto, o aumento do atrito não significa necessariamente a ocorrência de trincas pelo fato de que a ductilidade do material também é aumentada, o que leva à menor resistência ao seu escoamento, resultando num processamento mais fácil.

BOWEN *et al.* (2000) analisaram extrusões com alumínio comercialmente puro em condições de atrito (valores altos e baixos) (Figuras 34 e 35). Em seus

experimentos foram utilizadas matrizes de  $2\phi = 120^{\circ}$  e  $90^{\circ}$  com  $\psi = 0^{\circ}$  para as duas matrizes. Nesses tarugos foram impressas malhas para que pudessem ser observadas as deformações locais durante o cisalhamento. Foram feitas também simulações por MEF (Figura 36), com malhas na mesma escala das traçadas nos tarugos. Utilizou-se coeficientes de atrito de 0,001 e 0,5 em matriz de  $2\phi$  = 120°, na tentativa de simular condições de pouco e muito atrito, respectivamente. O tarugo processado na matriz de  $2\phi$  = 90° e com muito atrito foi o que sofreu a maior deformação. Todos os casos apresentaram uma zona ao longo da superfície inferior do tarugo com menor deformação. Este fato parece demonstrar que os tarugos foram dobrados tanto quanto cisalhados, em uma maior ou menor extensão, dependendo das condições de deformação. Sob a condição de muito atrito, notou-se que a parte externa do cotovelo do tarugo apresentou-se relativamente aguda e esse apresentou um cisalhamento mais uniforme ao longo de sua espessura. Sob a condição de pouco atrito, a parte externa do tarugo correspondente ao cotovelo exibiu um raio maior e claramente não preencheu o cotovelo do canal em nenhuma das matrizes; também, uma porção maior da espessura do tarugo não foi uniformemente cisalhada. É importante notar que, nestas amostras, a deformação ocorreu progressivamente, em um arco mais amplo, enquanto que no outro caso (muito atrito), a zona de deformação se deu em uma amplitude muito menor. Em geral, a deformação ocorre em um arco estreito com ângulos mais agudos. No caso da matriz de 90º com muito atrito, pareceu haver uma camada heterogênea na superfície superior do tarugo, onde as linhas de grade se mostraram curvadas para trás devido à inibição do deslizamento. Tanto para o ângulo de  $2\phi$  = 120° quanto para o de  $2\phi$  = 90°, quando o processamento foi realizado com pouco atrito, pôde-se observar que a deformação foi bastante heterogênea. Ela cresceu para 40% da espessura da amostra para a matriz de  $2\phi = 120^\circ$ , aumentando de somente 0,17 na superfície superior para um valor constante de 0,95. Com a matriz de  $2\phi = 90^{\circ}$  o comportamento foi similar, mas atingiu um nível estável de 1,7 em aproximadamente 30% da espessura do tarugo. Estes valores são menores que aqueles calculados pela Equação proposta por SEGAL (1995), onde se obtém valores de 1,15 e 2 para as matrizes de  $2\phi$  = 120° e 90°, respectivamente. Foi observado um melhoramento substancial na homogeneidade de deformação ao longo da espessura do tarugo para as extrusões efetuadas sob condição de muito atrito. As deformações medidas atingiram um valor constante de 1,0 em 30% da espessura da amostra processada na matriz de  $2\phi$  = 120° e de 1,85 em um percentual semelhante na matriz de  $2\phi = 90^\circ$ . Ainda assim, os valores máximos de deformação continuaram abaixo do previsto pela Equação 1 (SEGAL, 1995).



Figura 34: Vista macroscópica da grade deformada dos tarugos processados em matrizes de  $2\phi = 90^{\circ}$  (a) e 120° (b) para o caso de pouco atrito (BOWEN *et al.*, 2000).



Figura 35: Traços das grades deformadas na região do cotovelo dos tarugos extrudados parcialmente em matriz de  $2\phi = 90^{\circ}$  com (a) pouco atrito e (b) muito atrito (BOWEN *et al.*, 2000).



Figura 35: Traços das malhas deformadas da região do cotovelo dos tarugos extrudados parcialmente.  $2\phi = 120^{\circ}$  com (c) pouco atrito e (d) muito atrito (BOWEN *et al.*, 2000).

Os resultados obtidos na simulação por MEF mostraram basicamente o mesmo comportamento daqueles observados nas análises experimentais, no sentido de que a zona de deformação é menor e o cisalhamento é mais uniforme com o aumento do coeficiente de atrito. No entanto, apresentaram valores para a deformação máxima constante maiores que os medidos na fase experimental, e os efeitos da variação do atrito na superfície externa foram menos severos do que os observados experimentalmente. Estes efeitos podem ser atribuídos a uma escolha inapropriada dos coeficientes de atrito ou às simplificações impostas no modelo em MEF. Num exame mais detalhado da malha perto da superfície inferior das amostras deformadas, onde existe uma deformação menor devido ao dobramento, parece que os elementos da malha foram esticados ao passarem pela zona de deformação e depois comprimidos novamente na saída. Este efeito foi mais notável para a condição de baixo atrito, na qual o grau de dobramento é maior. A amostra processada na matriz de  $2\phi = 120^\circ$ , sob baixo atrito, exibiu uma deformação por tração significativa na zona de deformação, o que indica que a seção inferior do tarugo é esticada devido ao dobramento do tarugo, quando este não é suficientemente comprimido. A parte inferior do cotovelo da amostra fica então submetida a uma tensão de tração redundante assim como a uma deformação por cisalhamento muito menor. Seguindo em direção à parte superior do cotovelo do tarugo, a componente da deformação por tração é reduzida e a da deformação por cisalhamento cresce até que haja uma deformação por tração negligenciável na região onde a deformação por cisalhamento se torna uniforme. Com a matriz de  $2\phi = 90^\circ$ , a deformação muito alta torna difícil a visualização das linhas da malha, dificultando as medições. Apesar disto, pôde-se perceber que as deformações por tração desenvolvidas aparecem mais localizadas e estão mais pronunciadas para o caso com pouco atrito.



Figura 36: Distorção das malhas na simulação em MEF por BOWEN *et al.* (2000) para uma matriz de  $2\phi = 120^{\circ}$  com (a)  $\mu = 0,001$  e (b)  $\mu = 0,5$ .

## Influência do Material

As propriedades mecânicas dos materiais processados estão diretamente relacionadas com a quantidade de deformação aos quais estarão submetidos no processo EAC. Dois casos são considerados nesses estudos: materiais plásticos perfeitos (ou quase perfeitos) e materiais que apresentam encruamento. Tais materiais apresentam comportamentos diferentes ao serem processados, principalmente no que tange ao ângulo de curvatura formado quando o tarugo está passando pela junção dos dois canais.

O ângulo do cotovelo  $\psi$  usado para a previsão da deformação na Equação 2, deveria ser essencialmente o ângulo de curvatura do tarugo e não o ângulo do cotovelo do canal da matriz devido à formação de um espaço deixado entre o tarugo e a matriz, a qual é dependente das características do material processado. Em outras palavras, o ângulo do cotovelo do tarugo é igual ao do canal da matriz se o tarugo preencher completamente o canal, mas, na prática, o ângulo do cotovelo do tarugo é maior do que o do canal devido ao espaço que fica entre os dois. Assim, a deformação calculada pela Equação 2 fica superestimada se houver a formação de um espaço vazio entre o tarugo e a matriz.

Recentemente, foi observada (KIM *et al.*, 2000) a formação deste vazio durante o processamento da liga 1100Al. Porém, em alguns aços 4340 não se observou a formação de um espaço vazio na região do cotovelo. Uma inspeção cuidadosa da diferença de propriedades dos materiais e condições de deformação nos dois casos (presença versus ausência do vazio no cotovelo) revela que o comportamento de encruamento dos materiais apresenta-se como um dos fatores mais importantes para a formação do espaço vazio na região do cotovelo durante o processamento EAC. Nos casos do 1100Al e do aço 4340 sob taxas de deformação

altas, e para as quais há um maior endurecimento por deformação, espaços vazios maiores foram formados quando comparados com a plasticina e aço 4340 sob baixas taxas de deformação (apresentam menores taxas de endurecimento por deformação).

Verifica-se assim que o comportamento de preenchimento do canal da matriz é bem diferente para materiais plásticos perfeitos e materiais encruáveis por deformação. O espaço vazio formado entre a matriz e o tarugo aumenta com o aumento do coeficiente de encruamento *n* nos materiais que apresentam endurecimento por deformação, reduzindo, na média, a quantidade de deformação plástica induzida. Ainda, o endurecimento por deformação leva a uma distribuição mais heterogênea da deformação, o que leva a um gradiente de dureza ao longo da espessura do tarugo. Tal heterogeneidade e formação de vazio entre matriz e tarugo podem ser evitadas ou amenizadas empregando-se uma pressão contrária, de modo que ambas as partes inicial e final do tarugo se movam com a mesma velocidade (ALKORTA e SEVILLANO, 2003).

Alguns trabalhos (KIM et al., 2000) foram realizados com MEF para verificar a influência do material no escoamento durante o processo EAC (Figura 37). Nestes trabalhos, empregou-se  $2\phi = 90^\circ$  e  $\psi = 0^\circ$  e dois tipos de material, sendo uma liga 6061AI-T6 usada como um material aproximadamente não encruável, ou seja, plástico quase perfeito, e uma liga 1100Al como um material que apresenta encruamento por deformação. O encruamento por deformação da liga 6061AI-T6 é negligenciável comparado com o da liga 1100Al. Os resultados observados mostraram o seguinte: no que se refere ao preenchimento do cotovelo do canal pelo tarugo, percebe-se que o comportamento apresentado pelos dois materiais foi bem diferente. O espaço vazio formado entre canal e tarugo apresentou-se bem grande para o 1100Al e relativamente pequeno para o 6061AI-T6. Espera-se que este vazio desapareça completamente para materiais plásticos perfeitos com a taxa de encruamento igual à zero. Embora o ângulo de curvatura do cotovelo do canal fosse de 0º, os ângulos de curvatura gerados no cotovelo do tarugo foram de 51º para o 1100Al e 22º para o 6061AI-T6 devido ao vazio formado entre tarugo e matriz. Portanto, pôde-se concluir que um ângulo de cotovelo agudo não é essencial para a formação de altas deformações porque o tarugo não segue exatamente o formato do cotovelo do canal. Também foi observado que a geometria do espaço gerado entre canal e tarugo não é simétrica. O vazio tem maior comprimento ao longo do canal de entrada do que do canal de saída, o que pode ser atribuído à assimetria da deformação e às condições de carregamento com respeito ao plano central de cisalhamento.



Figura 37: Resultados das análises em MEF realizadas por KIM *et al.* (2000) para (a) liga 1100Al, a qual apresenta encruamento por deformação e (b) liga 6061Al-T6, a qual apresenta comportamento plástico quase-perfeito.

A distribuição de tensão efetiva para o material plástico quase perfeito mostrou que as linhas de tensão ficaram mais paralelas à seção transversal à direção de carregamento do tarugo. Por outro lado, as linhas de tensão para o material endurecível por deformação apareceram menos uniformes e curvas. Para a liga 6061AI-T6, verificou-se que o tarugo é deformado enquanto sob a pressão do punção e o cotovelo do canal é preenchido pelo tarugo. Já para a liga 1100Al, a parte superior do tarugo dentro da zona de deformação, a qual recebe deformação mais severa, fica mais dura do que a parte inferior. Esta parte do tarugo, que recebe menos deformação, e portanto menos encruada que a parte interna, pode escoar mais rápido para o canal de saída. A superfície superior do tarugo do material encruável por deformação atravessa uma distância menor. Assim, a superfície inferior do tarugo de um material encruável mostra menor deformação por cisalhamento guando comparado a um material plástico quase perfeito. Para ambos os materiais, a região inferior do tarugo apresentou menor deformação devido à formação do vazio no cotovelo. A deformação efetiva do tarugo de 1100Al foi menor comparativamente ao material 6061AI-T6, exceto na região superior. Pôde-se perceber que a formação do espaço vazio no cotovelo do canal reduz a deformação na região externa do tarugo, aumenta a deformação na região interna e eventualmente diminui a deformação média. Portanto, a distribuição de deformação com vazios maiores no cotovelo se torna menos homogênea. Os cálculos de deformação média efetiva através da Equação 2 (SEGAL, 1995) e levando em consideração o volume dos tarugos mostraram os valores de 0,9541 e 1,046 para o 1100Al e o 6061Al-T6 respectivamente. Considerando-se os valores de  $\psi$  aqueles reais observados nos

tarugos, ou seja,  $\psi = 51^{\circ}$  e  $\psi = 22^{\circ}$ , os valores de deformação obtidos foram, respectivamente, 0,9815 e 1,067. Estes valores mostraram-se em conformidade com os valores obtidos por MEF. A Figura 38 apresenta a distribuição de deformação ao longo da espessura do tarugo nas análises em MEF.



Figura 38: Distribuição da deformação ao longo da espessura do tarugo na região do cotovelo para a liga 1100AI, a qual apresenta encruamento por deformação e para a liga 6061AI-T6, a qual apresenta comportamento plástico quase-perfeito (KIM *et al.*, 2000).

Assim, as propriedades do material tais como dureza, resistência, tamanho de grão ou célula e densidade de discordâncias seriam diferentes dos valores esperados pela consideração apenas da geometria da matriz. Uma vez que o espaço vazio gerado no cotovelo do canal depende do comportamento de encruamento do material, a geometria ótima de matriz pode ser diferente dependendo do material processado. Embora seja esperado que o maior vazio seja formado para o material com maior grau de endurecimento por deformação no primeiro passe, o seu tamanho diminui com o número de passes, uma vez que a taxa de encruamento decresce com o crescimento da deformação total.

#### Influência da Velocidade de Deformação

A maioria dos dados da literatura indicam que a velocidade de aplicação da carga no processo EAC tem pouca ou nenhuma influência na deformação. Entretanto, alguns autores apontam que a velocidade de aplicação da carga tem efeito significativo na deformação, principalmente quando aliada às propriedades do material processado.

Trabalhos realizados (KAMACHI *et al.*, 2003) nas velocidades de carregamento de 0,2, 1,0 e 18 mm/s com tarugos de Al e Cu-30%Zn mostraram, essencialmente, resultados idênticos quanto à deformação para as amostras de Al nas duas velocidades mais altas de 1,0 e 18 mm/s. As amostras de Cu nas velocidades de 0,2 e 18 mm/s também apresentaram resultados parecidos entre si. Isto levou à conclusão de que a velocidade de aplicação da carga não tem influência significativa nas características de cisalhamento em EAC, pelo menos nas velocidades entre 0,2 e 18 mm/s. A inspeção qualitativa das amostras por microscopia ótica também sugeriu que a velocidade de carregamento tem pouco ou nenhum efeito no cisalhamento dos elementos.

Outros trabalhos também relataram conclusões similares. BERBON *et al.* (1999) verificaram que o equilíbrio do tamanho de grão produzido por EAC também é independente da velocidade de aplicação da carga quando se utilizou Al puro e uma liga Al-1%Mg em velocidades entre 0,01 e 10 mm/s.

Já SEMIATIN *et al.* (1999), quando verificaram a influência do encruamento na deformação em aço 4340, notaram que a formação do vazio entre matriz e tarugo é dependente da velocidade do punção. Por exemplo: o vazio não foi formado em velocidades menores que 2,5 mm/s, mas foi formado na velocidade de 25 mm/s. Isto indica que, não somente o tipo de material, mas também as condições de deformação afetam a formação do espaço vazio entre tarugo e canal. Assim, as diferenças de comportamento em deformação entre os materiais estão relacionadas ao coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação (*m*) que cada material apresenta.

# 3. MATERIAIS E MÉTODOS

## **3.1 MATERIAIS**

Foram realizados ensaios com quatro materiais metálicos diferentes, a saber: Chumbo comercialmente puro, Latão 70-30, Alumínio comercialmente puro e Aço Livre de Intersticiais (LI).

Os materiais foram adquiridos em forma de blocos e as composições químicas foram especificadas pelos respectivos fabricantes, as quais encontram-se relacionadas nas Tabelas 3, 4, 5 e 6 abaixo.

Tabela 3: Composição química do Chumbo.

Elemento	Pb	Ag	Bi	Cu	Fe	Zn	Outros
% Peso	99,9400	0,0015	0,0500	0,0015	0,0020	0,0010	0,0020

Tabela 4: Composição química do Latão 70-30.

Elemento	Cu	Zn	Pb	Fe
% Peso	68,5 - 71,5	28,38 - 31,38	0,07	0,05

Tabela 5: Composição química do Alumínio.

Elemento	AI	Si	Fe	Zn	Ga	Outros
% Peso	99,90	0,05	0,06	0,03	0,03	0,02

Tabela 6: Composição química do aço LI.

Elemento	Fe	С	Mn	Al	Si	Р	S	Ν	Ti
% Peso	0,7560	0,0048	0,1560	0,0039	0,0100	0,0080	0,0042	0,0021	0,0550

## 3.1.1 Tratamento Térmico dos Materiais

Os metais citados acima foram submetidos a tratamentos térmicos para normalização antes da confecção das amostras, com exceção do chumbo, pois este apresenta baixa temperatura de fusão, sendo as amostras deste material confeccionadas pelo processo de fundição, não cabendo, portanto, um tratamento térmico prévio. O bloco de aço LI teve que passar por um processo de laminação a quente para redução de sua espessura, sendo depois submetido ao tratamento térmico nas seguintes condições: temperatura de 900°C durante 30 minutos seguido de resfriamento ao ar por 15 minutos, reaquecimento na mesma temperatura e mesmo tempo seguido de resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

Para o latão 7030 as condições do tratamento térmico foram: temperatura de 530°C durante 45 minutos e resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

O alumínio seguiu as condições de temperatura de 400°C durante 40 minutos e resfriamento ao ar.

#### 3.1.2 Caracterização dos Materiais após Tratamento Térmico

Alguns ensaios mecânicos como dureza e tração foram realizados para obtenção de tais propriedades dos materiais. O aço LI também foi caracterizado microestruturalmente, com obtenção de seu tamanho médio de grão.

#### Ensaio de Dureza

Uma pequena amostra de cada material, com exceção do chumbo, foi retirada para realização dos ensaios de dureza.

Para as amostras de latão 70-30 e aço LI realizaram-se ensaios de dureza *Vickers*, em durômetro marca *WPM*, com carga de 10 kg, seguindo-se as condições de ensaio recomendadas. Para o alumínio foram realizadas medidas de dureza *Brinell*, com carga de 15,625 kg e diâmetro da esfera de 2,5 mm. Foram efetuadas medidas das duas diagonais da impressão gerada, calculando-se a média das duas e associando-se o devido valor de dureza tabelado. Foram obtidos 6 valores de dureza para cada material. Calculou-se então a média desses 6 valores para obtenção do valor médio de dureza.

### Ensaio de Tração

O aço LI também foi submetido a um ensaio de tração para uma caracterização mais ampla, uma vez que seria o material a ser utilizado nos ensaios preliminares que definiriam a metodologia de processamento. Para tal, foi utilizado um corpo de prova cilíndrico com diâmetro de 6,16 mm e comprimento útil de 32 mm. A base de medida de comprimento (I<sub>0</sub>) considerada foi de 25 mm. O ensaio foi realizado à temperatura ambiente, em máquina Instron, com velocidade do travessão de 2

mm/min.

Foram calculados o limite de escoamento convencional (0,2%), o limite de resistência, o alongamento percentual, a redução de área percentual, o coeficiente de encruamento *n* e o gráfico tensão-deformação. O aplicativo *Mathcad* foi utilizado como ferramenta de auxílio para estes cálculos e obtenção dos gráficos.

#### Caracterização Microestrutural

A microestrutura do aço LI foi observada em microscópio ótico OLYMPUS BX60M. Uma amostra foi embutida em resina epóxi e teve seu plano de topo preparado metalograficamente para a observação microestrutural. Uma outra amostra não foi embutida, uma vez que foi utilizada para observação dos planos correspondentes a sua espessura e altura. A observação dos 3 planos ortogonais foi feita com o objetivo de verificar a homogeneidade microestrutural do material comorecebido.

A preparação metalográfica das superfícies das amostras seguiu o procedimento convencional, conforme descrito abaixo.

1 – Lixamento: disco magnético MD Piano 120 lubrificado com água  $\rightarrow$  disco magnético MD Aleggro com solução de pasta de diamante 7 µm  $\rightarrow$  lixa d'água 1000  $\rightarrow$  lixa d'água 2400.

2 – Polimento: panos com solução de pasta de diamante 7  $\mu$ m  $\rightarrow$  3  $\mu$ m  $\rightarrow$  1  $\mu$ m  $\rightarrow$  1/<sub>4</sub>  $\mu$ m, sendo todos os panos lubrificados com álcool.

3 – Ataque químico: solução de Ácido Nítrico (Nital) a 2%, na qual as amostras foram submersas durante 30 segundos. Foram realizadas também tentativas de ataque com Nital 5% ou Tiossulfato de Sódio de acordo com recomendações da literatura, as quais mostraram-se inadequadas para revelar a microestrutura desse material nas condições de tratamento térmico descritas no subitem anterior.

O tamanho médio de grão foi determinado efetuando-se a contagem dos grãos através do Método do Intercepto Linear Médio, de acordo com a equação abaixo:

$$d = \frac{L}{N_i}, \text{onde:}$$
(4)

*d* = interdepto linear médio;

L = comprimento da linha de teste;

 $N_i$  = número de contornos interceptados pela linha de teste.

Foram efetuadas 5 contagens de 100 interceptos no sentido de laminação e no sentido transversal ao sentido de laminação.

## 3.2 MÉTODOS

## 3.2.1 Descrição das Matrizes

Duas matrizes foram utilizadas para realização dos ensaios: uma de  $2\phi = 90^{\circ}$  e outra de  $2\phi = 140^{\circ}$ , ambas com  $\psi = 0^{\circ}$ . Os canais de entrada e saída possuíam seções quadradas de dimensões laterais iguais a 12,95 x 12,55 mm, sendo que o canal de entrada tinha comprimento igual a 86,6 mm e o canal de saída, 74,5 mm.

O material utilizado para confecção das matrizes foi um aço ferramenta D2, de dureza igual a 60 Rockwell C, apropriado para a aplicação em questão e cuja composição química encontra-se apresentada na Tabela 7.

Tabela 7: Composição química do aço D2.

Elemento	С	Cr	Мо	Fe
% Peso	1,50	12,00	1,00	85,50

As matrizes eram do tipo matriz bi-partida, formadas por dois blocos, confeccionados por processos de usinagem e abertura do canal por eletroerosão. O canal foi submetido a processo de acabamento superficial (polimento) visando minimizar feitos do atrito. Os blocos das matrizes nos quais foram confeccionados os canais podem ser visos na Figura 39. Cada par de blocos foi fechado com auxílio de uma guia e parafusos localizados de forma a não interferir nas tensões geradas durante o processamento, conforme pode observado na Figura 40. Os parafusos também foram confeccionados de um aço com resistência suficiente para suportar as tensões desenvolvidas durante o ensaio.



Figura 39: Blocos das matrizes nos quais os canais foram abertos - (a)  $2\phi = 90^{\circ} e$  (b)  $2\phi = 140^{\circ}$ .



Figura 40: Análise de tensões na matriz obtida por MEF (PEREIRA et al., 2001).

## 3.2.2 Descrição dos Tarugos

Os tarugos foram confeccionados com dimensões bem próximas às dos canais das matrizes, sendo elas: 12,8 x 12,5 x 70,0 mm.

A confecção dos tarugos de chumbo se deu através do processo de fundição, para o qual o próprio canal da matriz de  $2\phi = 90^{\circ}$  foi utilizado como molde. A matriz foi montada e um dos tarugos de aço LI serviu para fechar o canal de saída. Um tarugo de alumínio foi cortado ao meio no sentido longitudinal e foi inserido no canal de entrada da matriz para que o espaço restante para a moldagem ficasse com a espessura de dimensão aproximada de 6,25 mm, ou seja, metade da espessura dos outros tarugos. Em seguida, o chumbo foi levado ao forno à temperatura de 680°C e deixado lá até fundir. O chumbo fundido foi então despejado dentro do canal da matriz e deixado até a sua solidificação completa. Após a solidificação, a matriz foi aberta para retirada do tarugo moldado.

Em uma das faces de alguns desses tarugos foram feitas ranhuras com graminho, gerando uma grade de quadrados de 3 x 3 mm. Tal procedimento foi efetuado para que fosse possível a observação do caminho de deformação por cisalhamento durante o processamento EAC.

Os tarugos de latão 70-30, alumínio e aço LI foram confeccionados através de cortes, (no caso do aço LI os cortes foram efetuados na direção de laminação), processos de usinagem e acabamento por retífica. Um dos tarugos de latão também foi submetido a um lixamento fino.

## 3.2.3 Ensaios Preliminares: Aplicação de EAC em Aço LI

Ensaios preliminares foram realizados com o objetivo de padronizar uma metodologia de ensaio que servisse para todos os materiais. Para tal, o aço LI, por ser o material mais duro, menos dúctil e portanto, o mais difícil de se processar, foi escolhido para os ensaios preliminares de EAC.

#### Metodologia para o 1º Ensaio

O primeiro ensaio EAC com aço LI foi realizado no laboratório do ITUC da PUC-Rio. A matriz empregada foi a de  $2\phi = 90^{\circ}$ . Para aplicação da carga foi utilizada uma máquina de ensaios universal. O alinhamento da matriz na máquina foi feito de forma manual, com o auxílio de réguas. Para garantir um melhor aperto dos parafusos, foram colocadas duas barras laterais, garantindo assim um bom fechamento. A montagem da matriz pode ser vista na Figura 41.



Figura 41: Montagem da matriz de  $2\phi = 90^{\circ}$  para realização dos ensaios.

Um punção com dimensões bem próximas às do canal da matriz e cabeça cilíndrica, que já havia sido utilizado em aplicações similares (PEREIRA *et al.*, 2001), foi empregado para transmitir a carga para o tarugo, forçando este a passar pela dobra do canal , o qual havia sido previamente lubrificado com Dissulfito de Molibdênio (Molykote) para minimizar o atrito. A velocidade de aplicação da carga foi de 1 mm/min.

Neste ensaio surgiram dificuldades relacionadas ao alinhamento da matriz e ao punção, pois, quando do carregamento, o sistema apresentou instabilidade

(desalinhamento lateral da mesa) e ocorreu flambagem do punção. Desta forma, tornou-se necessário realizar um ensaio de dureza no punção para verificar a sua adequação a aplicação em questão. Tal ensaio empregou o método *Rockwell* em durômetro de marca *WPM*, com o qual foram efetuadas medidas de dureza em regiões da haste (meio e ponta) e cabeça do punção.

## Metodologia para o 2º Ensaio

A partir das dificuldades encontradas na realização do 1º ensaio preliminar com aço LI, tornou-se necessário confeccionar novos punções.

Para garantir total segurança contra flambagem optou-se por utilizar 2 punções: um pequeno, que iniciaria o processo, e outro maior que finalizaria o ensaio. Foram efetuados os cálculos para dimensionamento dos novos punções, onde se empregou a Equação 5, a qual relaciona a carga crítica para flambagem com a altura do punção.

$$Pcr = \frac{2\pi^2 EI}{4l^2}, \text{ onde:}$$
(5)

*Pcr* = carga crítica para flambagem;

$$E = módulo de Young;$$

*I* = momento de inércia = 
$$\frac{bh^3}{12}$$

Além da confecção de novos punções, percebeu-se também a necessidade de reformulação de todo sistema empregado para realizar o processamento EAC. Visando evitar qualquer desalinhamento ou flambagem do punção, um novo projeto foi proposto consistindo do emprego de uma guia para o punção e do arredondamento da cabeça do mesmo, com a utilização de uma placa para adaptação ao êmbolo de aplicação de carga da máquina.

O 2º ensaio com Aço LI foi então realizado na COPPE-UFRJ, no Laboratório de Engenharia Civil, com o auxílio de uma máquina servo-controlada *Shimadzu* para aplicação da carga. A mesma matriz utilizada no 1º ensaio foi empregada aqui, só que desta vez com todo o novo sistema citado acima, assim como também com os novos punções e um novo tarugo de aço LI.

l = comprimento da haste.

O ensaio também foi realizado à temperatura ambiente e com velocidade de aplicação da carga de 1 mm/min, sendo o canal lubrificado com Molykote como no 1º ensaio.

Nesse ensaio surgiram dificuldades com relação à matriz, a qual apresentou fratura durante o ensaio.

#### Ensaios Não Destrutivos nas Matrizes

Devido às dificuldades surgidas nos ensaios preliminares com aço LI tornou-se necessário averiguar a possibilidade da existência de defeitos nas matrizes. Assim, foram realizados ensaios não destrutivos nas duas matrizes de  $2\phi = 90^\circ$  e 140°.

Para averiguar a existência de defeitos superficiais efetuou-se o ensaio de líquido penetrante e para verificar a existência de defeitos internos realizou-se o ensaio de ultra-som. Tais ensaios foram realizados no Laboratório de Ensaios Não Destrutivos da COPPE-UFRJ.

#### 3.2.4 Aplicação de EAC em Chumbo

Os ensaios em EAC com chumbo foram realizados na COPPE-UFRJ, no laboratório de Propriedades Mecânicas e no Instituto de Macromoléculas.

Realizaram-se ensaios com as matrizes de  $2\phi = 90^{\circ}$  e  $2\phi = 140^{\circ}$ , utilizando-se o novo sistema projetado com guia citado no subitem 3.2.3.2. Todos os ensaios foram também realizados à temperatura ambiente e os canais lubrificados com Molykote. A velocidade de aplicação da carga foi variada para observação de sua influência na deformação plástica. Foram empregadas velocidades de 0,5, 1,6, 5 e 50 mm/min.

Dois tarugos foram introduzidos juntos no canal (estes tarugos possuíam metade da espessura do canal) com as faces gradeadas voltadas para dentro, evitando assim, que o contato com a matriz durante o processamento eliminasse as marcas das grades.

#### 3.2.5 Aplicação de EAC em Latão 70-30

Os ensaios foram realizados na COPPE-UFRJ, no Laboratório de Engenharia Civil, em latão sem e com tratamento térmico para normalização.

Utilizou-se a matriz de  $2\phi = 140^{\circ}$  e a carga foi aplicada através de uma máquina servo-controlada *Shimadzu*. O dispositivo empregado foi o mesmo citado para os ensaios com chumbo; a lubrificação também foi feita com Molykote; a

velocidade de aplicação da carga foi de 1 mm/min, e a temperatura ambiente.

3.2.6 Aplicação de EAC em Alumínio

Os ensaios com alumínio foram realizados também na COPPE-UFRJ, no Laboratório de Engenharia Civil.

As condições de ensaio foram as mesmas empregadas para os ensaios com latão 70-30.

## 3.2.7 Carga Teórica para Processamento EAC

Para critério de comparação com as cargas atingidas durante os ensaios, efetuaram-se os cálculos da carga teórica necessária para o processamento dos materiais. Tais cálculos tiveram como base as equações propostas por SEGAL (1995 e 1999). Foram calculadas as cargas para os dois casos propostos por SEGAL (1999): o caso ideal, ou seja, um escoamento perfeito, sem interferência do atrito, e o caso real, o qual inclui o efeito do atrito, o que faz com que as cargas atingidas durante o processamento sejam mais altas do que as do caso ideal.

As equações propostas por SEGAL (1995 e 1999) estão, respectivamente para o caso sem e com atrito, descritas a seguir.

$$p = 2k \cot \phi \tag{6}$$

$$p = 2k[\cot\eta + 2(\eta - \phi)] + \tau[sen\eta(sen\eta + \cos\eta)]^{-1} + 2\tau \frac{L}{H}$$
(7)

onde:

k = tensão de cisalhamento do material =  $\frac{I}{\sqrt{3}}\sigma_0$ , no qual  $\sigma_0$  = limite de escoamento (DIETER, 1981);

$$\eta = \frac{\pi}{2} - \frac{l}{2} \arccos\left(\frac{\tau}{k}\right);$$

 $\tau$  = tensão de atrito;

$$\frac{L}{H}$$
 = relação comprimento–largura do canal de entrada.

## 4. RESULTADOS

# 4.1 PROPRIEDADES DOS MATERIAIS APÓS TRATAMENTO TÉRMICO

## Dureza

As médias dos valores obtidos nos ensaios de dureza do latão 70-30, alumínio e aço LI foram de, respectivamente, 88,500 HV, 25,583 HB e 70,425 HV.

## Tração

As propriedades obtidas a partir do ensaio de tração realizado em corpo de prova de aço LI encontram-se listadas a seguir.

Limite de escoamento convencional (0,2%) = 135 MPa;

Limite de resistência = 253 MPa;

Alongamento percentual = 60%;

Redução de área percentual = 94,5%

Coeficiente de encruamento n = 0,268.

Os gráficos tensão de engenharia x deformação de engenharia e tensão verdadeira x deformação verdadeira podem ser observados nas Figuras 42 (a) e (b).



Figura 42(a): Curva tensão de engenharia x deformação de engenharia.



Figura 42(b): Curva tensão verdadeira x deformação verdadeira.

# Microestrutura e Tamanho Médio de Grão

A Figura 43 (a, b e c) apresenta a microestrutura do aço LI após tratamento térmico para normalização.



Figura 43(a): Microestrutura do aço LI - plano de altura da amostra.



Figura 43(b): Microestrutura do aço LI - plano de espessura da amostra.



Figura 43(c): Microestrutura do aço LI - plano de topo da amostra.

Como pode ser observado, o material apresentou uma distribuição de grãos equiaxiais relativamente homogênea.

O valor do tamanho médio de grão, obtido na contagem de grãos, foi de aproximadamente 130  $\mu$ m.

## 4.2 ENSAIOS PRELIMINARES

Na realização do 1º ensaio preliminar com aço LI surgiram algumas dificuldades que impossibilitaram a continuidade do mesmo. Quando a carga aplicada atingia 12 toneladas foi observada a ocorrência de deformação plástica no punção, tornando-o inadequado para utilização em EAC. Desta forma, o ensaio teve que ser interrompido e a matriz teve que ser aberta para retirada do punção e do tarugo. Até esta etapa nenhum escoamento por cisalhamento foi observado, apenas deformação plástica por compressão, ou seja, uma redução na altura e aumento na espessura. A deformação plástica no punção foi identificada como o fenômeno da flambagem.

A Figura 44 apresenta o punção deformado plasticamente após flambagem.





Figura 44: Punção flambado após tentativa de realização do 1º ensaio preliminar.

### 4.2.1 Dureza do Punção

As regiões da haste do punção apresentaram os seguintes valores de dureza: meio da haste = 99,6 HRB; ponta da haste = 99,7 HRB. A cabeça do punção apresentou o valor de 100 HRB.

Como pode ser notado, o punção apresentou distribuição homogênea de dureza, com o valor aproximado de 100 HRB = 241 HV. Tal valor, de acordo com a equação  $\sigma_{\text{UTS}}$  = 3,45HB (DIETER, 1981), a qual relaciona propriedades de tração com propriedades de dureza, indica um limite de resistência de aproximadamente 831 MPa, o que é o equivalente a uma carga de 13,5 toneladas.

## 4.2.2 Projeto de Novos Punções

A carga crítica para flambagem do punção foi calculada com auxílio da Equação 5, chegando-se ao valor de 9,6 toneladas.

O dimensionamento para um novo punção seguiu a proposta de utilização de dois punções guiados: um com altura da haste igual a 50 mm, o qual iniciaria o processamento, e outro com altura da haste igual a 90 mm, o qual continuaria o ensaio até o fim. A carga crítica para flambagem do punção menor com guia foi calculada em 211,3 toneladas e do maior, em 65,2 toneladas, garantindo total segurança contra problemas de flambagem. A Figura 45 mostra o projeto dos dois novos punções.




# 4.2.3 Projeto de Novo Sistema

O novo sistema proposto consistiu em adaptar uma forma na qual os punções pudessem ser guiados. Assim, o sistema consistiu basicamente na adaptação de um tubo guia à matriz.

Um esquema do novo sistema confeccionado para ser utilizado nos ensaios encontra-se na Figura 46 (a) e (b), seguindo-se uma descrição dos componentes do respectivo sistema.



Figura 46(a): Desenho esquemático do novo sistema projetado – corte frontal.



Figura 46(b): Desenho esquemático do novo sistema projetado – corte lateral.

## Componentes do Novo Sistema

(1) - Matriz com canal de ângulo de dobramento de  $2\phi = 90^{\circ}$ , cujas dimensões são 12,8 x 12,5 x 86,6 mm.

(2) - Tubo flangeado de diâmetro externo de 82 mm, diâmetro interno de 62 mm e altura de 115 mm. Este tubo tem a função de segurar o rolamento "4". Ele é fixado através de parafusos que o ligam às barras "5".

(3) - Punção, cuja função consiste em empurrar o tarugo "6", forçando-o passar pelo canal da matriz. O punção, por sua vez, é pressionado por uma prensa hidráulica. As dimensões do punção são aproximadamente as mesmas do canal da matriz. O diâmetro de sua cabeça possui a mesma dimensão do diâmetro interno do rolamento "4".

(4) - Rolamento de diâmetro externo de 62 mm e diâmetro interno de 40 mm. A sua função consiste em guiar o punção "3', evitando um possível desalinhamento e conseqüente flambagem do punção.

(5) - Barras de fixação, presas à matriz, cuja função consiste em permitir que o tubo flangeado "2" possa ser fixado de forma centralizada em relação ao canal da matriz.

(6) - Tarugo de dimensões 12,8 x 12,5 x 65 mm, confeccionado de aço LI, o qual é empurrado pelo punção "3", sendo forçado a passar pelo canal da matriz, sofrendo um dobramento, contudo sem ter a sua espessura reduzida.

(7) - Canal de saída, por onde o tarugo "6" é forçado a sair.

(8) - Parafusos de fechamento da matriz.

4.2.4 Aplicação de EAC em Aço LI

Ocorreu fratura da matriz com a carga de 20 toneladas. Verificou-se que com esta carga o tarugo ainda não havia começado a escoar pelo canal, havia apenas aumentado sua seção transversal de 12,8 x 12,4 mm para 14,4 X 13,3 mm, com conseqüente diminuição da altura devido à compressão sofrida. Um fenômeno importante observado foi a ocorrência de extrusão inversa, conforme pode ser visto na Figura 47, em conseqüência da separação dos blocos da matriz na fratura, o que gerou um espaço para o escoamento do material em torno do punção.

Fotos da matriz fraturada podem ser vistas na Figura 48.



Figura 47: Extrusão inversa no tarugo de aço LI.



Figura 48: Fotos da matriz fraturada.

4.2.5 Inspeção das Matrizes por Ensaios Não-Destrutivos

O ensaio de líquido penetrante não detectou a presença de defeitos superficiais em nenhuma das matrizes (90° e 140°).

O ensaio de ultra-som também não detectou a presença de defeitos internos em nenhuma das matrizes (90° e 140°).

# 4.3 APLICAÇÃO DE EAC EM CHUMBO

Os resultados dos ensaios com chumbo estão descritos abaixo. Nem todos os ensaios foram conduzidos até a extrusão completa do tarugo, possibilitando a observação do comportamento de deformação em etapas distintas do processo EAC. A matriz e velocidade de aplicação da carga encontram-se especificadas para cada ensaio, seguidas das figuras que apresentam cada resultado e do gráfico de registro de carga x deslocamento do punção. As outras condições de ensaio não mencionadas aqui foram as mesmas para todos e encontram-se descritas no Capítulo 3.

Ensaio 1: matriz de  $2\phi$  = 90°, velocidade de aplicação da carga de 5 mm/min. Interrompido quando o material apenas começava a escoar pelo canal (Figura 49).



Figura 49: Tarugo de Chumbo começando a escoar pela dobra do canal de  $2\phi = 90^{\circ}$ .

Ensaios 2: matriz de  $2\phi$  = 140°, velocidade de aplicação da carga de 5 mm/min, escoamento parcial (Figura 50).





Figura 50: Tarugo de chumbo parcialmente extrudado e registro de carga – canal de  $2\phi = 140^{\circ}$ , v = 5 mm/min.

Ensaio 3: matriz de  $2\phi$  = 140°, velocidade de aplicação da carga de 5 mm/min, escoamento completo (Figura 51).





Figura 51: Tarugo de chumbo completamente extrudado e registro de carga - canal de  $2\phi = 140^{\circ}$ , v = 5 mm/min.

Ensaio 4: matriz de  $2\phi$  = 140°, velocidade de aplicação da carga de 0,5 mm/min, escoamento parcial (Figura 52).



Figura 52: Tarugo de chumbo parcialmente extrudado e registro de carga - canal de  $2\phi = 140^{\circ}$ , v = 0,5 mm/min.

Ensaio 5: matriz de  $2\phi$  = 140°, velocidade de aplicação da carga de 50 mm/min, escoamento parcial (Figura 53).





Figura 53: Tarugo de chumbo parcialmente extrudado e registro de carga - canal de  $2\phi = 140^{\circ}$ , v = 50 mm/min.

Ensaio 6: matriz de  $2\phi$  = 140°, velocidade de aplicação da carga de 1,6 mm/min, escoamento completo (Figura 54).





Figura 54: Tarugo de Chumbo completamente extrudado e registro de carga - canal de  $2\phi = 140^{\circ}$ , v = 1,6 mm/min.

Ensaio 7: matriz de  $2\phi$  = 90°, velocidade de aplicação da carga de 5 mm/min, escoamento parcial (Figuras 55 e 56). A Figura 55(b) permite visualizar melhor as linhas de deformação geradas neste ensaio.



Figura 55: (a) tarugo de chumbo parcialmente extrudado, (b) linhas de deformação -canal de  $2\phi = 90^{\circ}$ , v = 5 mm/min.



Figura 56: Registro de carga - canal de  $2\phi = 90^{\circ}$ , v = 5 mm/min.

# 4.4 APLICAÇÃO DE EAC EM LATÃO 70-30

Os ensaios com latão 70-30 foram interrompidos após parte do processamento. No ensaio realizado com latão como-recebido, sem tratamento térmico, pôde ser observada a formação de trinca no tarugo numa região logo após a dobra do canal. Já o latão submetido ao recozimento para normalização apresentou tendência à formação de trinca na região da dobra do canal. As Figuras 57 e 58 (a) e (b) apresentam as regiões citadas acima e registro de carga dos ensaios.



Figura 57: Ensaio com latão 70-30 como-recebido – (a) região onde ocorreu trinca (b) registro de carga.



Figura 58: Ensaio com latão 70-30 recozido - (a) tarugo parcialmente processado e (b) registro de carga.

# 4.5 APLICAÇÃO DE EAC EM ALUMÍNIO

O tarugo de Alumínio escoou até a metade, quando o ensaio teve que ser interrompido devido à abertura da matriz pelo escoamento do material pelas laterais. Observou-se também a tendência à extrusão inversa assim como no ensaio com aço LI. O alumínio apresentou também aderência à matriz.

A Figura 59 apresenta o tarugo parcialmente processado dentro do canal da matriz e a Figura 60 apresenta a aderência do material à matriz e os pedaços de material que escoou por entre os dois blocos da matriz.



Figura 59: Tarugo de alumínio puro parcialmente processado – escoamento lateral.





Figura 60: Tarugo de alumínio puro parcialmente processado – material aderido à matriz e material que escoou entre as paredes da matriz.

O comportamento da carga necessária para processamento do alumínio encontra-se descrito através do gráfico na Figura 61. A carga máxima atingida foi de 106 kN. Esta carga foi relativa a um processamento parcial.





# 4.6 CARGA TEÓRICA PARA PROCESSAMENTO EAC

A Tabela 12 apresenta as cargas teóricas necessárias para o processamento EAC de acordo com as equações propostas por SEGAL (1999), descritas no subitem 3.2.7 do capítulo anterior, e as cargas registradas na prática dos ensaios realizados durante esta pesquisa para cada material e condições de ensaio empregados.

Material / 2¢ / v (mm/min)	Carga teórica sem atrito (kN)	Carga teórica com atrito (kN)	Carga registrada (kN)	Observações
Chumbo / 90° / 5	1,02	7,88	27	ensaio parcial
Chumbo / 140º / 1.6	0,37	6,99	15	ensaio completo
Chumbo / 140° / 50	0,37	6,99	8	ensaio parcial
Chumbo / 140º / 0.5	0,37	6,99	12	ensaio parcial
Chumbo / 140° / 5	0,37	6,99	15	ensaio completo
Chumbo / 140º / 5	0,37	6,99	15	ensaio parcial
Latão / 140º / 1	5,56	105,258	135	ensaio parcial
Alumínio / 140º / 1	1,85	35,08	106	ensaio parcial
Aço LI / 90º / 1	24,84	193,52	196	material não escoou

Tabela 12: Cargas teóricas e práticas no processamento EAC.

## 5. DISCUSSÃO

## 5.1 APLICAÇÃO DE EAC EM CHUMBO

#### 5.1.1 Matriz com Canal de $2\phi=140^{\circ}$

Nos ensaios realizados em matriz com canal de 26 =140° foram observados alguns aspectos interessantes. De acordo com as Figuras 50 a 54 do Capítulo 4 é possível verificar que a ponta do tarugo apresenta comportamento de deformação diferente do restante do corpo do tarugo. As linhas de deformação por cisalhamento nessa região apresentam menor inclinação, onde se observa também um fenômeno de diminuição de espessura e encurvamento dessa região. Tal fenômeno pode ser explicado pelo caminho que a ponta do tarugo percorre ao iniciar-se a compressão e processo de cisalhamento que se segue. Como no canal de 2<sub>0</sub>=140° o lado externo da ponta do tarugo inicia o contato com a base do canal, na etapa inicial de compressão é este lado que dobra primeiro. O lado interno da ponta do tarugo somente sofrerá deformação depois que uma determinada parte já começou a dobrar. Desta forma, neste estágio, durante o qual a parte externa da ponta escoa e a interna não, a espessura desta região fica menor que a do restante do tarugo. Na continuação do ensaio, observa-se que a curvatura provocada pela diminuição de espessura do tarugo faz com que a ponta do tarugo se choque com a parede interna do canal. A partir deste momento o tarugo começa a escoar com uma maior uniformidade. Este fato pode ser verificado a partir de mudanças de inclinação das linhas da grade marcada no tarugo, as quais apresentam-se mais paralelas e mais inclinadas. Sendo assim, a região da ponta do tarugo não apresenta as mesmas características de deformação do restante do corpo, não podendo ser caracterizada como a verdadeira deformação gerada em EAC. Portanto, as análises de deformação em virtude do processo EAC não devem ser efetuadas na ponta do tarugo (região transiente).

A Figura 62 demonstra esquematicamente o caminho que a ponta do tarugo faz durante o ensaio EAC.



Figura 62: Esquemático do estágio inicial e intermediário do processamento EAC em matriz de  $2\phi = 140^{\circ}$ .

O efeito observado na ponta do tarugo pode ser identificado nas curvas carga x deformação dos gráficos das Figuras 50 a 54. Verifica-se que, em determinado momento, o nível de carga sobe mais lentamente ou até mesmo permanece constante, caracterizando o estágio em que o escoamento está acontecendo apenas na parte externa da ponta do tarugo. A Figura 63(a) apresenta o gráfico carga x deslocamento gerado no ensaio 5 e a Figura 63(b) apresenta a variação da deformação cisalhante com a distância da ponta do tarugo processado para o mesmo ensaio. A deformação cisalhante pode ser calculada em função do ângulo γ de inclinação das linhas de deformação através da expressão  $\varepsilon = tg(\gamma/2)$  (DIETER, 1981). Observa-se que ela não é uniforme ao longo do tarugo, apresentando-se crescente ao longo do mesmo e que após a passagem da ponta do tarugo ela aumenta significativamente, tendendo ao valor nominal calculado pela Equação 2 (linha cheia no gráfico da Figura 63(b)). Aparentemente, existe um transiente das condições de deformação, o qual pode ser observado nos gráficos da Figura 63. Observa-se que o final do primeiro patamar dos valores de carga e de deformação cisalhante está associado ao final da passagem da região da ponta da amostra na posição entre 15 e 20 mm. Tais aspectos foram observados em todos os ensaios, servindo o ensaio 5 apenas como exemplo para critérios de discussão dos resultados.



Figura 63: (a) carga registrada x deslocamento do punção e (b) deformação cisalhante x posição do tarugo – matriz de  $2\phi = 140^{\circ}$ .

Um outro aspecto importante observado nos ensaios com chumbo em matriz de 2 $\phi$ =140° foi a influência da velocidade de aplicação da carga. A aplicação de velocidade alta provoca o aquecimento adiabático, levando à diminuição do nível de carga para o processamento. Com velocidade muito baixa também se observa que a carga necessária para a extrusão é menor do que em velocidades intermediarias. Tal fato se dá devido à lentidão do processo que permite que as discordâncias tenham tempo de se rearranjarem e assim o material apresenta um encruamento muito pequeno não necessitando de cargas muito altas para escoar. Em velocidades intermediárias (1,6 e 5 mm/min) as cargas registradas foram mais altas, pois nestas velocidades o material encrua mais, pois não há temperatura nem tempo suficiente para permitir o deslocamento das discordâncias, havendo assim necessidade de aplicação de cargas mais altas para que o material se deforme.

5.1.2 Matriz com Canal de  $2\phi = 90^{\circ}$ .

A observação cuidadosa da Figura 49 permite analisar o estágio inicial do processamento EAC em chumbo em canal de  $2\phi$ =90. Verifica-se que na região do cotovelo externo as linhas da grade apresentam-se bem juntas, caracterizando uma compressão maior dos planos desta região. Uma observação mais detalhada permite ver que nos planos começam a cisalhar nesta região para que o tarugo possa escoar pelo canal. Um aspecto muito interessante é que a ponta externa do tarugo não consegue dobrar, ficando retida no cotovelo externo do canal, enquanto que o plano logo acima cisalha e escoa. As Figuras 64 (a) e (b) mostram um detalhe da região

externa do cotovelo do canal nos estágios inicial e intermediário do processo, onde é possível observar o início do cisalhamento (a) e o fragmento de material cisalhado (b).



Figura 64: Região externa do cotovelo em matriz de  $2\phi = 90^{\circ}$  - (a) estágio inicial e (b) estágio final.

A distribuição de deformação pode ser observada na Figura 55(b). Verifica-se que esta distribuição não é uniforme, havendo também um efeito de ponta, na qual a deformação é menor (linhas da grade menos inclinadas). No entanto, para este caso, não se observa a diminuição de espessura e/ou encurvamento de determinada região do tarugo como para o caso do canal de  $2\phi=140^\circ$ , pois com  $2\phi=90^\circ$ , a base do tarugo fica completamente apoiada no canal de saída.

# 5.2 APLICAÇÃO DE EAC EM LATÃO

Os ensaios com latão apresentaram as mesmas características do ensaio com chumbo no que diz respeito ao efeito na ponta do tarugo. Devido à geometria do canal da matriz empregado nesses ensaios (2 $\phi$ =140°), os tarugos apresentaram uma ligeira diminuição de espessura em uma determinada região da ponta (ver Figura 58). O tarugo não recozido apresentou uma trinca numa região logo após a passagem pelo cotovelo interno como pode ser observado na Figura 57. Tal fenômeno se deu também devido à geometria do canal, que faz com que a ponta externa do tarugo escoe primeiro, sendo a região interna da ponta forçada contra a parede superior do canal. A partir daí, o tarugo é então forçado a se desdobrar, o que acaba por gerar uma trinca devido ao forte campo de tração presente nesta região neste momento. Já o latão submetido ao recozimento apresentou tendência à formação de trinca na região do cotovelo interno. Como pode ser observado nos registros de carga destes ensaios, o latão recozido requereu mais carga para seu processamento, o que sugere que este se encontrava mais duro que o latão como-recebido. Tal incoerência pode ser devido a algum problema no tratamento térmico para recozimento, o qual acabou

por gerar maior dureza no material. Assim, o latão recozido apresentou tendência à formação de trinca na região do cotovelo, pois se encontrava mais duro e não foi capaz de deformar-se plasticamente sem trincar no momento da dobra. Já o latão como-recebido agüentou passar pela dobra do cotovelo, mas não resistiu às forças de tração geradas pelo efeito geométrico logo após a passagem pelo mesmo.

#### 5.3 APLICAÇÃO DE EAC EM ALUMÍNIO

O alumínio apresentou um comportamento peculiar em relação aos outros materiais. Além de apresentar o fenômeno de extrusão reversa devido à pequena folga entre punção e canal, este material apresentou também atrito por aderência. Com o aumento das cargas de compressão devido ao atrito, o tarugo passou a exercer uma força normal às paredes do canal, suficiente para promover uma pequena abertura da matriz, permitindo assim o escoamento lateral do material.

As superfícies reais dos materiais possuem elevações e depressões que são grandes quando comparadas em uma escala atômica. Desta forma, quando duas superfícies são colocadas em contato, elas se tocam onde os pontos de elevações, ou asperezas, entram em contato. Quando uma superfície sólida em um par que desliza em contato é muito mais dura do que a outra, (como no caso do contato matriz-tarugo de alumínio), as asperezas da superfície mais dura penetram na superfície mais mole, deslocando um determinado volume de metal proporcional ao percurso total de deslizamento e à área da seção reta das asperezas. Tal fato é conhecido como aragem (DIETER, 1981). Além da aragem, um outro aspecto importante a ser considerado é o pickup, que consiste na transferência de material do tarugo para a matriz. Neste processo, o tarugo é forçado a penetrar nos rebaixos da superfície da matriz, quando então um movimento tangencial posterior cisalha o metal mais macio, o qual se projeta para o interior dos vazios superficiais do canal da matriz, resultando em absorção de material pela matriz. Quando as cargas de compressão são elevadas ocorre uma soldagem a frio entre tarugo e matriz. Quando um pedaço de material se desprende da superfície do tarugo, deixa exposta uma porção limpa de metal que é ainda mais susceptível à colagem a frio. Assim, quando se inicia a absorção de material desprendido (*pickup*), ela geralmente se torna progressivamente pior, levando ao colamento (galling e seizure), como ocorreu com o alumínio, conforme pode ser visto na Figura 60 do Capítulo 4. É importante observar que guando isto acontece, a deformação geralmente prossegue por cisalhamento sob a interface. A constrição plástica que acompanha a deformação das asperezas faz com que a ligação na interface tarugo/matriz seja mais forte do que a resistência ao cisalhamento do material numa zona subsuperficial (DIETER, 1981). Isto torna as cargas de

compressão para escoamento do material no canal, muito mais altas do que se a lubrificação fosse tal que não permitisse a colagem a frio, pois o material passa a deslizar através do seu próprio cisalhamento, e a carga de compressão passa a ser a carga necessária para o escoamento por cisalhamento do material. Como se pode perceber, tais aspectos do atrito são aditivos (aragem + pickup + colagem), tendo uma contribuição bastante significativa no aumento das cargas. Desta forma, confirma-se o fato de que a lubrificação é um fator importante no processo EAC, porém, a literatura não descreve com detalhes as formas de lubrificação utilizadas.

## 5.4 APLICAÇÃO DE EAC EM AÇO LI

O primeiro ensaio, realizado com a matriz de ângulo 26=90°, apresentou a ocorrência de um evento que impossibilitou a sua continuidade: a flambagem do punção. Observação mais detalhada possibilitou encontrar três causas distintas, mas que, no entanto, apareceram conjuntas, para a ocorrência do fenômeno. Primeiro, observou-se que o alinhamento do conjunto matriz-tarugo-punção em relação ao êmbolo de aplicação de carga da máquina não estava adequado. Além disso, a base de fixação da matriz permitia deslocamentos laterais. Entretanto é necessário para que a carga seja aplicada centralizada com relação ao eixo do canal de entrada. Caso contrário, o punção estará sujeito aos efeitos da flambagem. Em segundo lugar, a partir dos cálculos realizados relativos à flambagem daquele conjunto, mais especificamente à forma como o punção transmitia a carga, mostraram que o punção realmente não suportaria elasticamente a carga aplicada. O registro de carga aplicada, no momento em que se observou a deformação do punção, era de 12 toneladas e os cálculos mostraram que a carga para o início da flambagem seria alcançada em 9,6 toneladas (carga crítica para flambagem). Para resolver tal problema, foi elaborado o projeto apresentado na Figura 46. Em essência, consistiu na utilização de uma guia para o punção e diminuição da altura da sua haste. Assim, seria necessária a utilização de 2 punções, sendo um menor para atuar no primeiro estágio e outro maior para ser utilizado no segundo estágio de deformação. Nesta segunda etapa, parte da haste já se encontraria dentro do canal, o que faria o comprimento útil para flambagem também menor, impedindo a ocorrência da mesma.

Um outro aspecto diz respeito às propriedades do material utilizado para fabricação do punção, mais precisamente às propriedades adquiridas com o tratamento térmico posterior à sua fabricação. Tal tratamento deveria ser efetuado para propiciar a resistência mecânica suficiente para a aplicação em questão. No entanto, ao serem efetuadas medidas de dureza no punção, verificou-se que o valor estava muito abaixo do esperado (em relação às cargas teóricas para o

processamento do material nessa matriz). Por outro lado, com os desalinhamentos do conjunto, caso não houvesse a flambagem do punção, haveria riscos de fratura da própria matriz.

Como pode se perceber, qualquer uma das causas descritas acima, isoladamente, levaria à flambagem do punção. No entanto, foi observada a presença das três causas conjuntamente. Estas, foram corrigidas com a fabricação de dois novos punções, juntamente com a montagem de um novo conjunto, utilizando um rolamento guia acoplado à matriz (Figuras 45 e 46).

Duas hipóteses podem justificar a fratura da matriz de 90° ocorrida na tentativa de realização do 2° ensaio: geração de algum defeito no 1° ensaio ou impossibilidade de processamento à temperatura ambiente. No primeiro caso, a flambagem do punção fez com este se deformasse e não transmitisse a carga de forma homogênea, fazendo com que uma determinada região da matriz suportasse mais carga do que o restante. Tal acontecimento pode ter gerado algum ponto de fragilização que possibilitou o início da trinca, com conseqüente propagação com o aumento da carga. No segundo caso, pode-se inferir que o material encruou muito, elevando de forma demasiada as cargas de compressão, ultrapassando a resistência da matriz. Além disto, as tensões normais às paredes do canal, geradas por conta da compressão do tarugo, também foram tais que propiciaram a fratura da matriz.

Uma análise da superfície de fratura (Figura 48) evidencia o local de iniciação de fratura, que coincide com a região de maior concentração de tensões (análises por MEF, Figura 40). A superfície de fratura tinha aspecto liso, indicando uma propagação de modo frágil.

Quanto à extrusão reversa apresentada pelo tarugo, pode-se afirmar que esta foi uma forma de "escape" do material, a qual foi possível devido as dimensões do punção estarem ligeiramente menores do que as do canal, e também porque a matriz foi abrindo com a propagação da trinca, gerando uma folga ainda maior entre punção e canal. Este "caminho" para o escoamento do material se caracterizou como um caminho mais fácil do que a deformação por cisalhamento dos planos que o material deveria sofrer para escoar pelo canal de saída da matriz. Resumidamente, pôde-se perceber que o material sofreu dois tipos de deformação: compressão inicial, onde se verificou que o tarugo aumentou suas dimensões transversais de 12,8 x 12,5 mm para 13 x 12,7 mm, que eram as dimensões do canal, sendo que a parte inferior do tarugo, a qual encontrava-se na direção do canal de saída, ou seja, não estava limitada pelas paredes do canal por todos os lados, apresentou a respectiva dimensão aumentada para 13,5 mm. A altura do tarugo diminuiu de 70 mm para 60 mm. A segunda deformação sofrida foi a extrusão reversa, na qual o material escoou para cima pela

folga entre punção e canal. A deformação de compressão sofrida pelo tarugo de LI pode ser vista na Figura 65.



Figura 65 – Tarugo de LI antes e depois da compressão.

A carga atingida neste ensaio foi muito alta em comparação com dados observados na literatura e boa parte dela pode ser atribuída aos fatores atrito e encruamento, os quais serão discutidos no próximo item.

# 5.5 CARGAS DE COMPRESSÃO TEÓRICAS X PRÁTICAS

Todos os materiais empregados neste trabalho apresentaram um registro de carga maior que o calculado com auxílio da Equação 6 proposta por SEGAL (1999) (ver Tabela 12). Verificou-se que o atrito é um fator muito importante a ser observado no processamento EAC, principalmente ao se processar alumínio, devido as suas características peculiares apresentadas no item 5.3. Empregando-se a Equação 7, o atrito é levado em conta e, para o caso desta pesquisa, os valores de carga foram calculados adotando-se a pior situação, ou seja, atrito máximo, quando a tensão de atrito é igual á tensão de cisalhamento. No entanto, notou-se que, ainda assim, as cargas registradas nos ensaios foram mais altas do que as cargas calculadas. Deste modo, percebe-se que algum outro fator além da geometria do canal e do atrito tem forte influência nas cargas de compressão. Tal fator pode ser atribuído ás características intrínsecas do material, principalmente no que diz respeito ao grau de encruamento. De acordo com PÉREZ (2004) este parâmetro constitui algo primordial que afeta o processo EAC. Em suas análises por MEF, PÉREZ (2004) constatou a necessidade de se aplicar forças maiores para processar o material (Al5083) além das necessárias para superar as condições de atrito alto, a qual ele atribuiu ao encruamento que o material sofria ao ser processado, pois mesmo atribuindo estas condições de atrito, a carga atingida na prática era ainda maior. Um outro fator que

pode contribuir para estas diferenças é o fato de que, de acordo com SHAN *et al.* (2002), a tensão utilizada nessas equações, deve ser algo entre o limite de escoamento e o limite de resistência e não o limite de escoamento, o que gera resultados subestimados, uma vez que a tensão de escoamento durante o processo é muito difícil de ser medida. Além disso, as tensões utilizadas para cálculo da carga são tensões de engenharia. As tensões verdadeiras provavelmente são maiores.

No caso específico deste trabalho, além do atrito e do encruamento, outros fatores contribuíram para o aumento da carga de compressão. Como já visto, o tarugo de LI sofreu extrusão reversa e o de alumínio, além desta, também um escoamento lateral. Estes fatores geraram tensões adicionais nas paredes do canal da matriz, as quais tiveram que ser vencidas para que o material deslizasse em direção ao canal de saída. O escoamento lateral, que provocou ligeira abertura da matriz no ensaio com alumínio, gerou também tensões nas respectivas paredes da matriz, contribuindo assim, para o aumento da carga de compressão. Desta forma, tem-se que o processo envolveu tensões de escoamento do material, de encruamento do mesmo, de atrito nos canais de entrada (com aumento devido à extrusão reversa) e de saída e nas paredes de abertura da matriz, tensão normal nas paredes do canal e nas paredes de abertura da matriz, tensão normal nas paredes do canal e nas paredes de abertura da matriz por onde o material escoou.

Deste modo, resumem-se os principais aspectos experimentais a serem observados no processamento EAC como o atrito / lubrificação, alinhamento / modo de carregamento, características do material a ser processado e geometria da matriz (modo de fechamento, ângulos  $2\phi \in \psi$ ), sendo os três primeiros mais determinantes na carga de compressão e o último, na deformação.

# 6. CONCLUSÃO

### 6.1 AÇO LI

Para processamento do aço LI são necessárias altas cargas de compressão, incompatíveis com as características da máquina e do material da matriz. A possibilidade de processamento deste material à temperatura ambiente está condicionada à redução da influência do atrito através de modificações da superfície da matriz e da lubrificação.

## 6.2 ALUMÍNIO

O alumínio apresenta alto grau de atrito por aderência, devendo ser adotadas medidas especiais de lubrificação para o processamento deste material.

## 6.3 LATÃO 70-30

O latão 70-30, por ser um material com coeficiente de encruamento alto, quando comparado ao alumínio e ao chumbo, apresenta a possibilidade de formação de trincas na região da dobra do canal. Para resolver tal dificuldade, a aplicação de compressão no canal de saída vem a ser uma boa opção.

#### 6.4 CHUMBO

O chumbo pode ser processado em EAC com facilidade, pois apresenta baixo coeficiente de encruamento, além de baixos limite de escoamento e temperatura de fusão. Sua utilização prestou-se ao estudo de aspectos como a distribuição da deformação e a evolução da carga. A partir dos ensaios realizados com o chumbo também foi possível concluir a existência de um transiente das condições de deformação e de uma relação entre os níveis de carga e deformação cisalhante, a qual tende ao valor nominal após a passagem da ponta do tarugo. Tal aspecto provavelmente estende-se também aos outros materiais metálicos estudados aqui.

# 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALEXANDROV, I. V., VALIEV, R. Z., 2001, "Developing of SPD Processing and Enhanced Properties in Bulk Nanostructured Metals", *Scripta Materialia*, v. 44, pp. 1605 – 1608.
- ALKORTA, J., SEVILLANO, J. G., 2003, "A Comparison of FEM and Upper-Bound Type Analysis of Equal-Channel Angular Pressing (ECAP)", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 141, pp. 313 – 318.
- BERBON, P. B., et al., 1999, "Influence of Pressing Speed on Microstructural Development in Equal-Channel Angular Pressing", *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 30A, n. 8, pp. 1989 – 1998.
- BOWEN, J. R., et al., 2000, "Analysis of the Billet Deformation Behaviour in Equal Channel Angular Extrusion", *Materials Science and Engineering*, v. A287, pp. 87 99.
- CORNWELL, L. R., et al., 1996, "The Equal Channel Angular Extrusion Process for Materials Processing", *Materials Characterization*, v. 37, pp. 295 – 300.
- DIETER, G. E., 1981, *Metalurgia Mecânica*, 2ª edição, Rio de Janeiro, Guanabara Koogan.
- DIMITROV, O., 2002, "Nominal and Effective Strains in Severe Plastic Deformation Process", *Annales de Chimie Science des Matériaux*, v. 27, n. 3, pp. 15 24.
- DUPUY, L., RAUCH, E. F., 2002, "Deformation Paths Related to Equal Channel Angular Extrusion", *Materials Science and Engineering*, v. A337, pp. 241 247.
- FERRASSE, S., et al., 1997, "Microstructure and Properties of Copper and Aluminum Alloy 3003 Heavily Worked by Equal Channel Angular Extrusion", *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 28A, n. 4, pp. 1047 – 1057.
- FURUKAWA, M., et al., 2002, "The Use of Severe Plastic Deformation for Microstructural Control", *Materials Science and Engineering*, v. A324, pp. 82 – 89.

- FURUKAWA, M., et al., 1998, "The Shearing Characteristics Associated with Equal-Channel Angular Pressing", *Materials Science and Engineering*, v. A257, n. 2, pp. 328 – 332;
- GHOLINIA, A., PRANGNELL, P. B., MARKUSHEV, M. V., 2000, "The Effect of Strain Path on the Development of Deformation Structures in Severely Deformed Aluminium Alloys Processed by ECAE", *Acta Materialia*, v. 48, pp. 1115 – 1130.
- HAN, B. Q., YUE, S., 2003, "Processing of Ultrafine Ferrite Steels", Journal of Materials Processing Technology, v. 136, pp. 100 – 104.
- HORITA, Z., FUJINAMI, T., LANGDON, T. G., 2001, "The Potential for Scaling ECAP: Effect of Sample Size on Grain Refinement and Mechanical Properties", *Materials Science and Engineering*, v. A318, pp. 34 – 41.
- IWAHASHI, Y., et al., 1998, "Microstructural Characteristics of Ultrafine-Grained Aluminum Produced Using Equal-Channel Angular Pressing", *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 29A, n. 9, pp. 2245 – 2252.
- IWAHASHI, Y., et al, 1998, "The Process of Grain Refinement in Equal-Channel Angular Pressing", *Acta Materialia*, v. 46, n. 9, pp. 3317 3331.
- IWAHASHI, Y., et al., 1997, "An Investigation of Microstructural Evolution During Equal-Channel Angular Pressing", *Acta Materialia*, v. 45, n. 11, pp. 4733 4741.
- IWAHASHI, Y., et al., 1996, "Principle of Equal-Channel Angular Pressing for the Processing of Ultra-Fine Grained Materials", *Scripta Materialia*, v. 35, n. 2, pp. 143 – 146.
- KAMACHI, M., et al., 2003, "Equal-Channel Angular Pressing Using Plate Samples", *Materials Science and Engineering*, v. A361, pp. 258 – 266.
- KAMACHI, M., et al., 2003, "A Model Investigation of the Shearing Characteristics in Equal-Channel Angular Pressing", *Materials Science and Engineering*, v. A347, pp. 223 – 230.

- KHAN, Z. A., CHAKKINGAL, U., VENUGOPAL, P., 2003, "Analysis of Forming Loads, Microstructure Development and Mechanical Property Evolution During Equal Channel Angular Extrusion of a Commercial Grade Aluminum Alloy", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 135, pp. 59 – 67.
- KIM, H. S., SEO, M. H., HONG, S.I., 2002, "Finite Element Analysis of Equal Channel Angular Pressing of Strain Rate Sensitive Metals", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 130 – 131, pp. 497 – 503.
- KIM, H. S., SEO, M. H., HONG, S. I., 2001, "Plastic Deformation Analysis of Metals During Equal Channel Angular Pressing", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 113, pp. 622 – 626.
- KIM, H. S., SEO, M. H., HONG, S. I., 2000, "On the Die Corner Gap Formation in Equal Channel Angular Pressing", *Materials Science and Engineering*, v. A291, pp. 86 – 90.
- KOMURA, S., et al., 2001, "Optimizing the Procedure of Equal-Channel Angular Pressing for Maximum Superplasticity", *Materials Science and Engineering*, v. A297, pp. 111 – 118.
- LANGDON, T. G., et al, 1998, "Using Intense Plastic Straining for High-Strain-Rate Superplasticity", *Journal of Materials*, pp. 41 45.
- LEE, J. C., SEOK, H. K., SUH, J. Y., 2002, "Microstructural Evolutions of the Al Strip Prepared by Cold Rolling and Continuous Equal Channel Angular Pressing", *Acta Materialia*, v. 50, n. 16, pp. 4005 – 4019.
- LIU, Z. Y., et al., 1998, "The Effect of Cumulative Large Plastic Strain on the Structure and Properties of a Cu-Zn Alloy", *Materials Science and Engineering*, v. A242, n. 1 – 2, pp. 137 – 140.
- NAKASHIMA, K., et al., 2000, "Development of a Multi-Pass Facility for Equal-Channel Angular Pressing to High Total Strains", *Materials Science and Engineering*, v. A281, pp. 82 – 87.

- NAKASHIMA, K., et al., 1998, "Influence of Channel Angle on the Development of Ultrafine Grains in Equal-Channel Angular Pressing", *Acta Materialia*, v. 46, n. 5, pp. 1589 1599.
- NEMOTO, M., et al., 1999, "Microstructural Evolution for Superplasticity Using Equal-Channel Angular Pressing". In: *Proceedings of the 2nd International Conference 'Towards Innovation in Superplasticity'*, v. 304 – 306, pp. 59 – 66, Kobe City, Japan.
- OH-ISHI, K., et al., 1998, "Optimizing the Rotation Conditions for Grain Refinement in Equal-Channel Angular Pressing", *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 29A, n. 7, pp. 2011 2013.
- OH, S. J., KANG, S. B., 2003, "Analysis of the Billet Deformation During Equal Channel Angular Pressing", *Materials Science and Engineering*, v. A343, pp. 107 – 115.
- PARK, J. W., SUH, J. Y., 2001, "Effect of Die Shape on the Deformation Behavior in Equal-Channel Angular Pressing", *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 32A, n. 12, pp. 3007 – 3014.
- PEREIRA, L. C., et al., 2001, "Utilização da Extrusão Angular em Canal (EAC) Como Etapa Preparatória nos Processos de Laminação". In: Anais do 38º Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos, v. 1, pp. 577 – 586, São Paulo.
- PÉREZ, C. J., 2004, "On the Correct Selection of the Channel Die in ECAP Processes", *Scripta Materialia*, v. 50, pp. 387 393.
- PÉREZ, C. J., BERLANGA, C., PÉREZ-ILZARBE, J., 2003, "Processing of Aluminium Alloys by Equal Channel Angular Drawing at Room Temperatura", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 143 – 144, pp. 105 – 111.
- PRANGNELL, P. B., GHOLINIA, A., MARKUSHEV, M. V., 2000, "The Effect of Strain Path on the Rate of Formation of High Angle Grain Boundaries During ECAE". In: *Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation*, v. 80, *Nato Science Patnership Sub-Series 3*, Kluwer Academic Publishers, pp. 65 – 71.

- PRANGNELL, P. B., HARRIS, C., ROBERTS, S. M., 1997, "Finite Element Modelling of Equal Channel Angular Extrusion", *Scripta Materialia*, v. 37, n. 7, pp. 983 – 989.
- RAAB, G. I., VALIEV, R. Z., 2000, "Use of Strong Deformations in Structure Formation", *Metal Science and Heat Treatment*, v. 42, n. 9 10, pp. 361 365.
- SEGAL, V. M., 2003, "Slip Line Solutions, Deformation Mode and Loading History During Equal Channel Angular Extrusion", *Materials Science and Engineering*, v. A345, pp. 36 – 46.
- SEGAL, V. M., 1999, "Equal Channel Angular Extrusion: From Macromechanics to Structure Formation", *Materials Science and Engineering*, v. A271, pp. 322 333.
- SEGAL, V. M., 1995, "Materials Processing by Simple Shear", *Materials Science and Engineering*, v. A197, pp. 157 164.
- SEMIATIN, S. L., DELO, D. P., SHELL, E. B., 2000, "The Effect of Material Properties and Tooling Design on Deformation and Fracture During Equal Channel Angular Extrusion", *Acta Materialia*, v. 48, pp. 1841 – 1851.
- SEMIATIN, S. L., et al., 1999, "Workability of Commercial-Purity Titanium and 4340 Steel During Equal Channel Angular Extrusion at Cold-Working Temperatures", *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 30A, n. 5, pp. 1425 – 1435.
- SHAN, A., MOON, I. G., PARK, J. W., 2002, "Estimation of Friction During Equal Channel Angular (ECA) Pressing of Aluminum Alloys", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 122, pp. 255 – 259.
- SRINIVASAN, R., 2001, "Computer Simulation of the Equichannel Angular Extrusion (ECAE) Process", *Scripta Materialia*, v. 44, pp. 91 96.
- STOLYAROV, V. V., et al, 2001, "Microstructure and Properties of Pure Ti Processed by ECAP and Cold Extrusion", *Materials Science and Engineering*, v. A303, n. 1 – 2, pp. 82 – 89.

- SUH, J. Y., et al., 2001, "Finite Element Analysis of Material Flow in Equal Channel Angular Pressing", *Scripta Materialia*, v. 44, pp. 677 681.
- TSUJI, N., et al., 2003, "ARB (Accumulative Roll-Bonding) and Other New Techniques to Produce Bulk Ultrafine Grained Materials", *Advanced Engineering Materials*, v. 5, n. 5, pp. 338 344.
- VALIEV, R. Z., ALEXANDROV, I. V., 2002, "Development of Severe Plastic Deformation Techniques for the Fabrication of Bulk Nanostructured Materials", *Annales de Chimie Science des Matériaux*, v. 27, n. 3, pp. 3 -14.
- VALIEV, R. Z., ISLAMGALIEV, R. K., ALEXANDROV, I. V., 2000, "Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation", *Progress in Materials Science*, v. 45, n. 2, pp. 103 – 189.
- WU, Y., BAKER, I., 1997, "An Experimental Study of Equal Channel Angular Extrusion", *Scripta Materialia*, v. 37, n. 4, pp. 437 442.
- XU, C., LANGDON, T. G., 2003, "Influence of a Round Corner Die on Flow Homogeneity in ECA Pressing", *Scripta Materialia*, v. 48, pp. 1 – 4.
- YANG, Y. L., LEE, S., 2003, "Finite Element Analysis of Strain Conditions After Equal Channel Angular Extrusion", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 140, pp. 583 – 587.
- ZHERNAKOV, V. S., et al., 2001, "A Numerical Modelling and Investigations of Flow Stress and Grain Refinement During Equal-Channel Angular Pressing", *Scripta Materialia*, v. 44, pp. 1765 – 1769.
- ZHU, Y. T., LOWE, T. C., 2000, "Observations and Issues on Mechanisms of Grain Refinement During ECAP Process", *Materials Science and Engineering*, v. A291, pp. 46 – 53.