



SERVIÇO PÚBLICO FEDERAL
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
CAMPUS UNIVERSITÁRIO DE MARABÁ
FACULDADE DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

JÉSSICA SILVA DE ARAÚJO

PRENSAGEM ANGULAR DE LIGAS DE ALUMÍNIO

Marabá

2009

JÉSSICA SILVA DE ARAÚJO

PRENSAGEM ANGULAR DE LIGAS DE ALUMÍNIO

Trabalho de conclusão de curso apresentado para obtenção do grau de bacharel em Engenharia de Materiais, pela Faculdade de Engenharia de Materiais da Universidade Federal do Pará.
Orientador: Prof. Dr. André Luiz de Moraes Costa

Marabá

2009

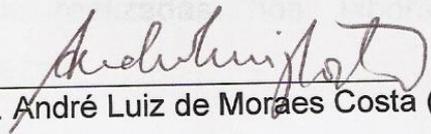
JÉSSICA SILVA DE ARAÚJO

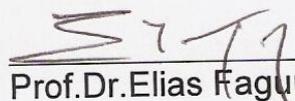
PRENSAGEM ANGULAR DE LIGAS DE ALUMÍNIO

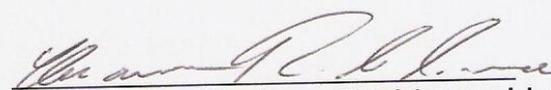
Trabalho de conclusão de curso apresentada para obtenção do grau de bacharel em Engenharia de Materiais, pela Faculdade de Engenharia de Materiais da Universidade Federal do Pará.

10 de abril de 2000

Banca Examinadora


Prof. Dr. André Luiz de Moraes Costa (orientador)


Prof. Dr. Elias Fagury Neto


Prof. M. Sc Clesianu Rodrigues Lima.

AGRADECIMENTOS

Ao meu esposo, Gilmar Ramos, pelo incentivo, paciência e compreensão em todos os momentos.

Aos meus pais, Valdenir Rodrigues e Maria Silvina, por todo o apoio e dedicação.

Às minhas amigas: Adriana Santos, Joina Amadeu, Raylla Ribeiro e Deliane Marinho por todo apoio durante os momentos mais difíceis dos cinco anos de curso.

Ao meu orientador, Prof. Dr. André Luiz de Moraes Costa, pela oportunidade e apoio com sugestões e discussões, que foram essenciais para a conclusão deste trabalho.

Aos discentes, Cristopher Brito e Lygia Policarpo, pela ajuda nas atividades realizadas nos laboratórios de preparação de amostra e microdureza.

Ao Conselho Nacional de Apoio à Pesquisa - CNPq, pela bolsa de Iniciação Científica.

À UFPA, através do programa institucional de bolsas de iniciação científica – PIBIC-UFPA.

As empresas Globe Metais S.A. e ALBRAS S.A., pela doação de Silício e Alumínio.

SUMÁRIO

RESUMO.....	5
ABSTRACT.....	6
LISTAS DE FIGURAS.....	7
INTRODUÇÃO.....	12
2 OBJETIVOS.....	13
3. REVISÃO DA LITERATURA.....	14
3.1. PRINCIPAIS TÉCNICAS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA	14
3.2. FATORES QUE INFLUENCIAM O ECAP.....	17
3.2.1. Influência dos ângulos entre os canais θ e de curvatura externa ϕ	18
3.2.2 Influencia das rotas de processamento por ECAP.....	19
3.2.3 Heterogeneidade de deformação.....	22
3.3 BANDAS DE DEFORMAÇÃO, TRANSIÇÃO E CISLHAMENTO ADIABÁTICO.....	25
3.4. PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL	26
3.5 PERSPECTIVAS TECNOLÓGICAS PARA O ECAP.....	27
4. MATERIAIS E METODOS.....	29
4.1. OBTENÇÃO DO MATERIAL PARA ECAP.....	30
4.2. MATRIZ DO ECAP.....	31
4.3. PROCESSAMENTO POR ECAP.....	32
4.4. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	33
4.5. MEDIDAS DE MICRODUREZA.....	34
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	35
5.1 ANÁLISE DA MACROESTRUTURA.....	37
5.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	43
5.3 MICRODUREZA.....	47
6. CONCLUSÃO.....	52
REFERÊNCIAS.....	53

RESUMO

A Prensagem Angular em Canais com Seção Transversal Constante (em inglês ECAP) é uma das técnicas de deformação plástica severa (SPD) que visa o refino de grãos através de uma grande deformação plástica, promovendo conseqüentemente o aumento da resistência mecânica do metal. Neste trabalho foram analisadas amostras de alumínio puro e a liga Al-3%Si com estruturas convencionais e direcionais, após um passe por ECAP. A macroestrutura revelou que as amostras com estruturas direcionais mostraram bandas de cisalhamento no interior dos grãos e macro-trincas na liga Al-3%Si direcional. Um modelo é apresentado para explicar as trincas observadas na liga Al-3%Si direcional. Ensaios de microdureza foram realizados, e todas as ligas aumentaram consideravelmente a microdureza após um passe de ECAP. Foram feitas análise de dureza em relação à estrutura das amostras. Os mapas de microdureza revelaram que todas as amostras, apresentaram menor microdureza na superfície inferior do corpo de prova. As amostras da liga Al-3%Si apresentaram uma maior homogeneidade.

Palavras-chave: ECAP, estrutura direcional, microdureza.

ABSTRACT

This work analyses the equal channel angular pressing (ECAP) of pure aluminum and Al-3%Si alloy with directional grain structure. After ECAP both the alloys presented shear bands inside the grains. Also it were observed cracks in Al-3%Si alloy. It is believed that these shear bands are due to the unsteady flow phenomena described by Segal Following this approach a model is presented to explain the observed shear bands and cracks.

Key-words: ECAP, directional structure, shear bands.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Ilustração das Principais técnicas de deformação plástica severa: a) (HPT), b) (ECAP).....	15
Figura 2	Ilustração esquemática do processamento por ECAP.....	16
Figura 3	Esquema de processamento de materiais por ARB.....	17
Figura 4	Ilustração esquemática das quatro matrizes usadas para valores de \ddot{O} de (a) 90° , (b) $112,5^\circ$, (c) 135° e (d) $157,5^\circ$	19
Figura 5	Gráfico da variação da tensão equivalente para $45^\circ < \ddot{O} < 180^\circ$ e $0 < \varnothing < 90^\circ$	19
Figura 6	As quatro rotas fundamentais do ECAP.....	20
Figura 7	Microestrutura do alumínio puro processado por EACI seguindo a rota B em: (a) 2, (b) 3 e (c) 4 passes.....	21
Figura 8	Gráfico da Variação do tamanho de grão em função do número de passes para rotas A e C.....	21
Figura 9	Mapas de microdureza nas amostras de Al Puro, antes do ECAP e após o 1, 2 e 3 passes.....	23
Figura 10	Mapas de microdureza nas amostras de Al 6061, antes do ECAP e após o 1, 2 e 3 passes.....	23
Figura 11	Perfil de microdureza do Al Puro antes e após o 1º e 4º.....	24
Figura 12	Modelo do refinamento dos grãos na região central do corpo de prova submetido à ECAP.....	24
Figura 13	Exemplos de implantes feitos de titânio nanoestruturado.....	27
Figura 14	Micrografia da micro-engrenagem a) vista lateral b) vista frontal.....	28

Figura 15	Acessórios utilizados na obtenção das ligas a) cadinho de carbetto de silício b) balança usada para pesagem dos materiais. C) forno elétrico utilizado na fusão das liga.....	29
Figura 16	Foto da Lingoteira bi-partida.....	30
Figura 17	A) Forno de solidificação unidirecional vertical ascendente, B) corte longitudinal do dispositivo de solidificação vertical C) Desenho Esquemático do forno de solidificação unidirecional.....	30
Figura 18	Fotos dos corpos de prova obtidos por solidificação unidirecional: a) Al puro, b) Al -3%Si.....	31
Figura 19	a) foto da placa contendo os canais de extrusão $\ddot{O} = 120^\circ$, b) foto da matriz do ECAP completa.....	32
Figura 20	Fotos mostrando etapas do processo ECAP.....	33
Figura 21	Foto do corpo de prova ilustrando a superfície onde foi realizado a microdureza.....	34
Figura 22	Ilustração da região onde foi realizado o segundo ensaio de microdureza...	34
Figura 23	Corpo de prova Al-3%Si durante o processamento.....	35
Figura 24	Corpo de prova Al-3%Si após o processamento.....	35
Figura 25	Corpo de prova de Al comercialmente puro durante o processamento.....	36
Figura 26	Corpo de prova de Al comercialmente puro após o processamento.....	36
Figura 27	Aspecto dos Corpos de prova: a) Al-3%Si direcional b) Al 3%Si Convencional.....	37
Figura 28	Macroestruturas da amostras antes do processamento por ECAP: a) Al-3%Si convencional antes do processamento e b) após o processamento.....	38
Figura 29	Aspecto da morfologia dos grãos antes do ECAP: a) Al Puro direcional, b) Al Puro convencional, c) Al 3% Si Direcional d) Al 3% Si Convencional.....	39

Figura 30	Imagens de microscopia ótica mostrando a estrutura dos grãos na liga Al-3%Si não-direcional após ECAP.....	40
Figura 31	Estrutura dos grãos na amostra de alumínio puro não-direcional em posições ao longo da curvatura do canal.....	41
Figura 32	Estrutura dos grãos das ligas solidificadas unidirecionalmente: a) e b) alumínio puro antes e após ECAP; c) e d) Al-3%Si antes e após ECAP.....	42
Figura 33	Esquema da propagação de trincas nos contornos frontais de grãos colunares direcionais em consequência do escoamento não estacionário (as bandas de cisalhamento estão em vermelho, o contorno de grão em azul).....	43
Figura 34	Microestrutura da liga Al-3%Si Convencional: a) antes e b) após o ECAP.....	44
Figura 35	Microestrutura da liga Al-3%Si Direcional: a) antes e b) após o ECAP.....	44
Figura 36	Micro-trinca presente na liga Al 3%Si - direcional antes do ECAP.....	45
Figura 37	Micrografia mostrando a presença de Si segregado nos espaçamentos interdendríticos presente na liga Al 3%Si - direcional após o ECAP.....	45
Figura 38	Micrografia mostrando contornos de grãos do Al Puro Direcional com algumas impurezas segregadas.....	46
Figura 39	Gráfico da tensão de cisalhamento para vários metais.....	48
Figura 40	Perfil de microdureza das ligas Al Puro Direcional e Convencional.....	49
Figura 41	Perfil de microdureza das ligas Al 3% Si Direcional e Convencional.....	49
Figura 42	Mapa de microdureza da liga Al 3%Si a) convencional e b) direcional....	50
Figura 43	Mapa de microdureza Al puro a) convencional e b) direcional.....	51

1. INTRODUÇÃO

O grande desafio da indústria metalúrgica mundial é aumentar a resistência mecânica das ligas metálicas mais comuns sem, no entanto, elevar demasiadamente o custo de fabricação. Este aumento da resistência mecânica é necessário para diminuir o peso dos equipamentos (principalmente veículos, o que diminui o consumo de energia durante a produção/utilização) e também para propiciar novos produtos e aplicações a partir destes materiais. Nos últimos 15 anos foram desenvolvidas técnicas de processamento termo-mecânico que refinam o tamanho de grão de ligas metálicas tradicionais até níveis nanométricos. Este refinamento estrutural eleva em até 10 vezes a resistência mecânica das ligas comuns. Uma das abordagens mais promissoras do ponto de vista da aplicação industrial é Prensagem Angular em Canais de Seção Transversal Constante ou (*Equal Channel Angular Pressing* - ECAP). O ECAP é uma das técnicas de deformação plástica severa (SPD). Estas técnicas visam o refino de grão através de uma grande deformação plástica, promovendo conseqüentemente o aumento da resistência mecânica do material, em acordo com a conhecida relação de Hall-Petch.

O ECAP é um processo de deformação por cisalhamento puro que consiste em fazer passar uma amostra de material de uma extremidade à outra de dois canais seqüenciais que se interceptam fazendo entre si um ângulo. Diferentemente do que ocorre com os processos de conformação tradicionais tais como trefilação, laminação e forjamento, onde as dimensões da peça são continuamente alteradas; durante o ECAP não há alteração na seção transversal da peça de maneira que a operação pode ser repetida várias vezes, obtendo-se dessa forma graus de deformação muito altos em materiais metálicos.

O processo ECAP foi proposto por Segal na década de 1980 e implementado pelo grupo de Valiev na Rússia no início dos anos 90. Desde então a técnica vem sendo bastante estudada, tanto pelo seu aspecto prático (redução de tamanho de grão e conseqüente aumento de resistência mecânica e tenacidade) como pela exploração de diversos aspectos fundamentais de plasticidade, recristalização e formação de textura.

2. OBJETIVOS

Objetivo geral: realizar o processo ECAP em ligas de alumínio solidificadas unidirecionalmente e convencionalmente.

Objetivos específicos:

- Caracterizar a macro e microestrutura do material antes e após o processamento;
- Avaliar as propriedades mecânicas do material processado

3. REVISÃO DA LITERATURA

3.1. PRINCIPAIS TÉCNICAS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA (SPD)

Segundo Valiev (2006), materiais com estrutura UFG (grãos ultra - finos) podem ser definidos como policristais que têm tamanho médio de grão abaixo de 1 μm . Para converter um sólido com grãos grosseiros em um material com grãos ultra - fino, é necessário impor uma tensão excepcionalmente alta para introduzir uma densidade alta de deslocações e para estas deslocações re-organizar para formar uma ordem de subseqüentemente de grão. Em prática, porém, procedimentos de conformação plástica convencionais, como extrusão ou laminação, possuem dificuldades em produzir estruturas de UFG por duas razões importantes. Primeiro, há uma limitação nas tensões globais que podem ser impostas porque estas técnicas incorporam reduções nas dimensões dos corpos de prova. Segundo, as tensões, impostas em processos convencionais não é suficiente para se produzir estruturas UFG, pois geralmente a trabalhabilidade de ligas metálicas a temperatura ambiente é relativamente baixa. Como consequência destas limitações, vários estudiosos se dedicaram no desenvolvimento de técnicas alternativas, baseado na aplicação de uma deformação plástica severa (SPD), onde são impostas tensões extremamente altas a baixas temperaturas sem ocorrer qualquer mudança concomitante nas dimensões das amostras.

Dentre os vários processos SPD a Torção de Alta Pressão (HPT) e o ECAP (FIGURA 1) são as técnicas pioneiras usadas para se obter estruturas de grãos ultra -finos (UFG) em ligas metálicas.

No processo HPT a amostra é posta entre bigornas e comprimida com uma pressão aplicada de vários GPa. Como resultado a amostra deformada não quebra, apesar das altas tensões de deformação. Amostras processadas por HPT são tipicamente simples discos com um diâmetro de 10 a 20 mm e uma espessura de 0,2 a 0,5 mm (VALIEV, 2002). O HPT foi inicialmente aplicado para refinamento de microestrutura em ligas metálicas, e há pouco tempo em combinações de semicondutores. A principal vantagem desta técnica é a possibilidade de ajustar a

tensão cumulativa, pressão aplicada e velocidade de deformação, o que faz do HPT uma técnica muito conveniente para investigação da influência de diferentes parâmetros na evolução da estrutura e propriedades durante SPD. A limitação do processo é que as amostras são de pequeno tamanho.

Em princípios de 1990 Valiev desenvolveu o primeiro experimento com ECAP, obtendo uma microestrutura de grãos submicrométrica. No ECAP realizado por Valiev os lingotes originais tinham seção transversal quadrada ou redonda e comprimento de 70 até 100 mm. O diâmetro da seção diagonal não excedeu 20 mm (VALIEV, 2002).

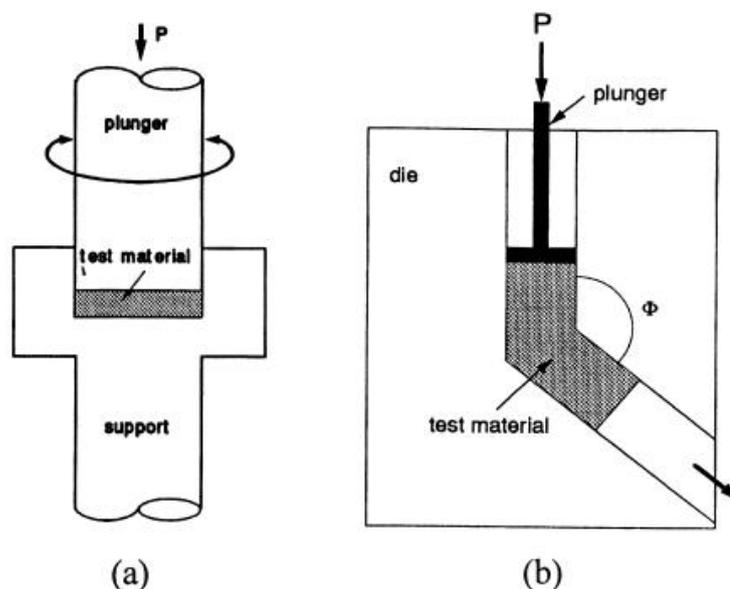


FIGURA 1. Principais técnicas de deformação plástica severa: a) Torção de alta pressão (HPT), b) Prensagem Angular de Canais Iguais (ECAP).

No ECAP o corpo de prova é forçado a passar por uma matriz constituída por 2 canais de seção transversal iguais e constantes que se interceptam formando um ângulo Φ como mostra a FIGURA 2. Durante o processo o material sofre cisalhamento na interseção entre os canais. O grau de deformação em cisalhamento ($\tilde{\epsilon}$) obtido pode ser calculado pela expressão desenvolvida por Iwahashi et al. (1996). A quantidade de deformação efetiva aplicada é função dos ângulos Φ e Ψ como determinado pela equação 1:

$$\gamma = 2 \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi \cos \epsilon \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) \quad (1)$$

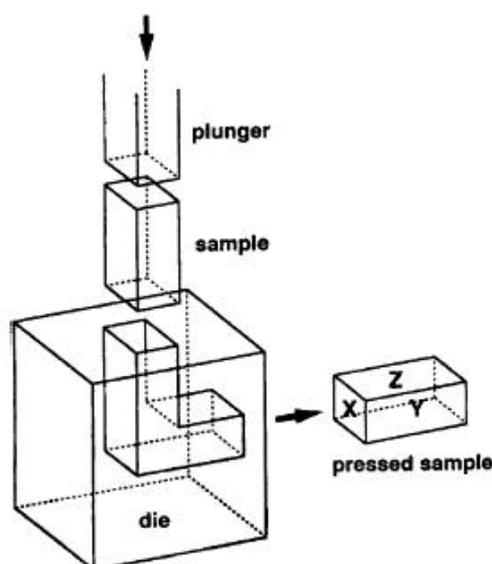


FIGURA 2. Ilustração esquemática do processamento por ECAP: o X, Y e Z são planos que denotam o plano transversal, o plano de fluxo e o plano longitudinal, respectivamente.

O processo de laminação acumulativa (*accumulative roll-bonding* – ARB) foi desenvolvido para conseguir altíssimas deformações em chapas metálicas. O processo, ilustrado na FIGURA 3 e consiste “na laminação sucessiva do metal, sob temperatura moderada, onde cada passe de laminação reduz pela metade a espessura da chapa e o passe subsequente é realizado sobre duas tiras superpostas da chapa obtida na laminação anterior” (COSTA et al. 2005). A repetição do procedimento introduz altas deformações cisalhantes em diversos metais e ligas e resulta em um significativo refino da estrutura, principalmente nas regiões subsuperficiais das amostras compostas. Observações preliminares da transformação estrutural durante o ARB mostraram a formação de uma estrutura lamelar para altas deformações indicando uma evolução microestrutural similar às conseguidas em processos convencionais de laminação. Segundo Costa et al. (2005) “dentre todas as técnicas de SPD, o ARB é a que apresenta o maior potencial para aplicações industriais”. O grande diferencial do ARB é a possibilidade de se

produzir amostras de grandes dimensões e não requerer fabricação de equipamentos especiais.

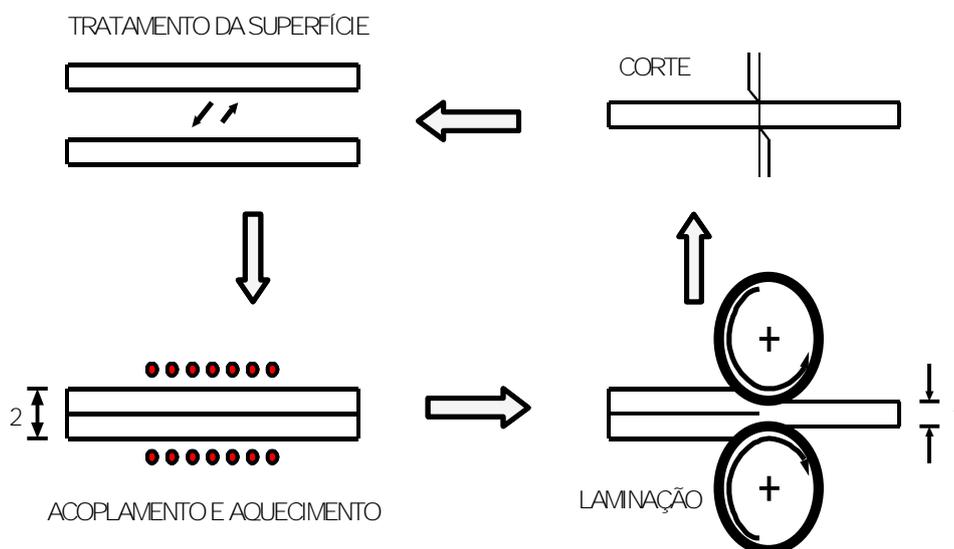


FIGURA 3: Esquema de processamento de materiais por ARB Costa et. al (2005)

3.2. FATORES QUE INFLUENCIAM O ECAP

Os principais fatores que influenciam o processo são: a magnitude de deformação, a distribuição da deformação e a temperatura. Os dois primeiros são afetados pelo número de passes, ângulo do canal, número e natureza da rotação entre passes, intensidade das forças de atrito, etc. O valor da deformação e o grau de heterogeneidade podem ser avaliados via modelagem do processo ECAP por meio da técnica de elementos finitos (FEM).

Quando são processados materiais usando ECAP, vários fatores diferentes influenciam a trabalhabilidade e as características de microestrutura dos corpos de prova a serem prensados (VALIEV, 2002). Estes fatores estão divididos em três categorias distintas. Primeiro, há fatores associados diretamente com a facilidade de realizar o ECAP, como os valores dos ângulos entre as duas partes do canal e o arco exterior de curvatura onde os canais se cruzam. Segundo, há fatores

experimentais relacionados aos regimes de processo, onde um pouco de controle pode ser exercido, por exemplo, a velocidade de prensagem e a temperatura da operação. A terceira categoria está relacionada com os processos determinados pelo operador, por exemplo, o processo de rota (se A, B_A, B_C ou C) e o número total de passes impostos na amostra.

3.2.1. Influência dos ângulos entre os canais \ddot{O} e de curvatura externa \emptyset

O ângulo entre os canais, \ddot{O} , é o fator experimental mais significativo, pois este determina a intensidade da tensão imposta em cada passe, e tem influência direta na natureza da microestrutura. Nakashima *et al.* (apud, Valiev e Langdon 2006) estudou o processamento do alumínio puro através da rota B com objetivo de avaliar a influência do ângulo \ddot{O} na microestrutura obtida. Diferentes matrizes foram utilizadas e estão esquematizadas na FIGURA 4. Os pesquisadores mostraram que após um passe a estrutura torna-se dividida em bandas de grãos alongados e que se encontram aproximadamente paralelas às faces superiores e inferiores da amostra extrudada. Eles também concluíram que para deformações $\varepsilon \sim 5$, os grãos se tornam equiaxiais, mas somente para matrizes com $\ddot{O} = 90^\circ$ pôde-se conseguir uma estrutura com altos ângulos de desorientação.

O ângulo de curvatura, \emptyset , denota o arco exterior onde as duas partes do canal se cruzam. Como mostrado na FIGURA 5, uma variação de \emptyset só afeta significativamente a intensidade da tensão aplicada para valores de $\ddot{O} < 90^\circ$.

Segundo Santos (2008) as dificuldades associadas à utilização de matrizes com $\ddot{O} = 90^\circ$ e $\emptyset = 0^\circ$ “são os altos valores de carga de processamento, que podem ocasionar fraturas em matrizes e punções, e, nas simulações por elementos finitos com materiais de baixa ductilidade, preenchimento incompleto de material na interseção entre os canais da matriz”.

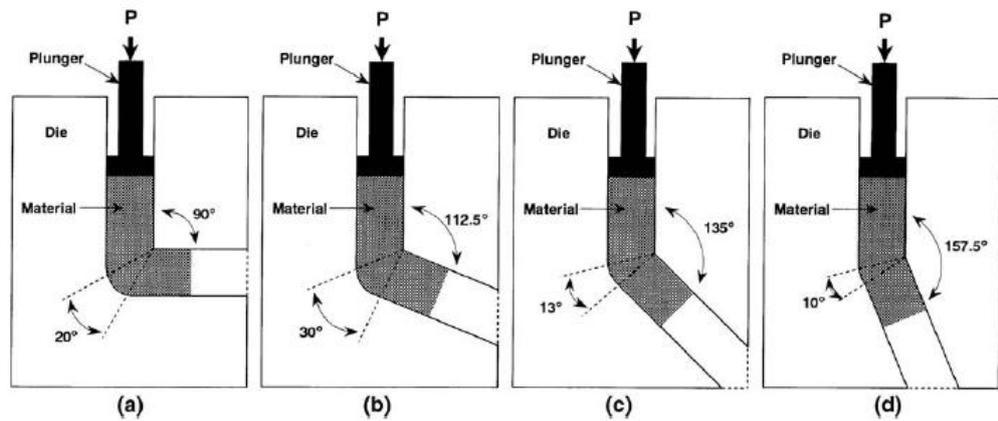


FIGURA 4. Ilustração esquemática das quatro matrizes usadas para valores de $\dot{\Omega}$ de (a) 90° , (b) $112,5^\circ$, (c) 135° e (d) $157,5^\circ$ Nakashima *et al.* (apud, Valiev e Langdon 2006).

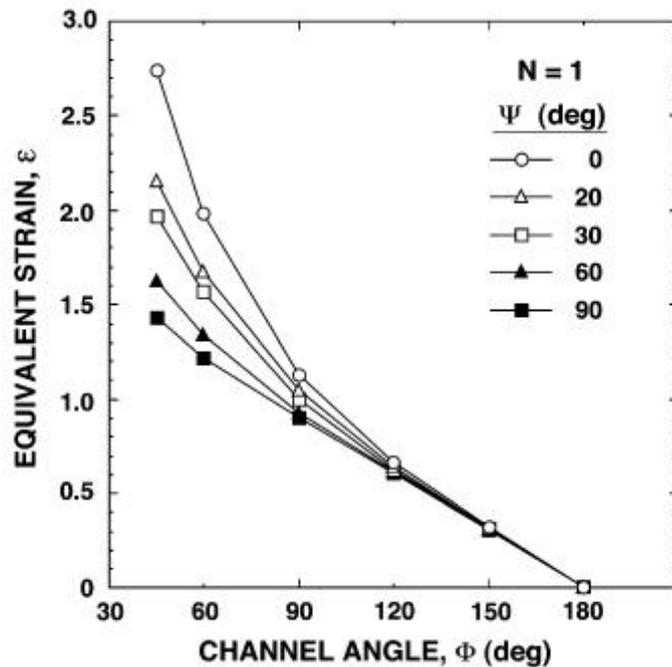


FIGURA 5. Gráfico da variação da tensão equivalente para $45^\circ < \dot{\Omega} < 180^\circ$ e $0 < \psi < 90^\circ$ (FURUNO, 2004)

3.2.2 Influencia das rotas de processamento por ECAP

Há quatro rotas básicas de processo no ECAP, estas introduzem sistemas de deslizamento diferentes durante a operação de forma que elas

conduzam para diferenças significativas nas microestruturas produzidas (LANGDON, 2007). As quatro rotas são resumidas esquematicamente na FIGURA 6.

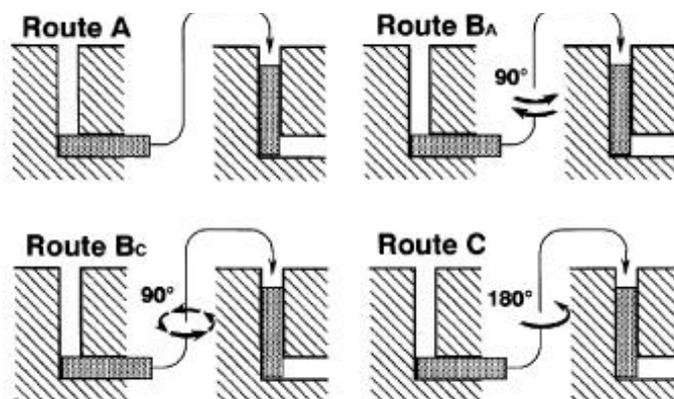


FIGURA 6 As quatro rotas fundamentais do ECAP (LANGDON, 2007).

- § Rota A \Rightarrow a amostra é extrudada sempre na mesma orientação, isto é, não se aplica rotação entre passes em torno de seu eixo longitudinal;
- § Rota B_A \Rightarrow a amostra é rotacionada de 90° em sentidos opostos alternados após cada um dos passes;
- § Rota B_C \Rightarrow a amostra é rotacionada de 90° sempre no mesmo sentido após cada um dos passes;
- § Rota C \Rightarrow a amostra é girada 180° após cada um dos passes

Iwahashi *et al* (1998) analisaram a microestrutura de diferentes seções de corpos de prova de alumínio puro processados através de rotas distintas em uma matriz com $\dot{\epsilon} = 90^\circ$. Os pesquisadores constataram que o tamanho dos grãos ou subgrãos foi maior no plano z do que no x e no y. Os menores grãos são observados no plano y, onde as bandas são mais claramente definidas. O processamento através das rotas A e C conduziu a microestruturas similares, exceto que, na primeira rota, as bandas de subgrãos são especialmente pronunciadas após 2 passes. Nestes casos, inspeções mostraram que houve uma quebra gradual das bandas de subgrãos com a deformação, mas elas continuaram visíveis após 4 passes. Para a rota B, as fotomicrografias mostram evidências de bandas de subgrãos após dois passes e estrutura de grãos razoavelmente equiaxiais após o terceiro e quarto passes como pode ser observado na FIGURA 7.

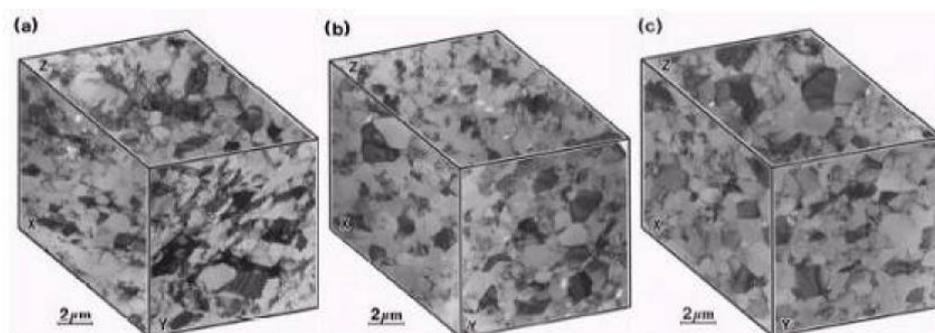


FIGURA 7: Microestrutura do alumínio puro processado por EACI seguindo a rota B em: (a) 2, (b) 3 e (c) 4 passes (Iwahashi *et al* (1998))

Khan *et al.* (apud Santos, 2008) processaram uma liga de alumínio AA 6063 à temperatura ambiente em uma matriz com $\ddot{O} = 120^\circ$ através das rotas A e C e mostraram que o tamanho de grão diminuiu com o aumento do número de passes, conforme mostrado na FIGURA 8, tendendo a se estabilizar. De acordo com os pesquisadores, a ação da deformação plástica no refino de grão foi mais eficiente no primeiro passe.

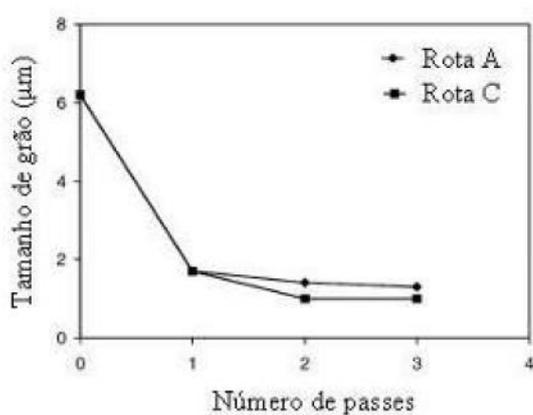


FIGURA 8: Gráfico da Variação do tamanho de grão em função do número de passes para rotas A e C

3.2.3 Heterogeneidade de deformação

Numerosas investigações mostraram que para alcançar uma microestrutura ultra-refinada, é necessário processar materiais por ECAP por vários passes; portanto, o desenvolvimento de homogeneidade em função do número de passes é um problema crítico para o processo de ECAP. Xu et al (2005) examinaram experimentalmente a distribuição da microdurezas no plano y de amostras de alumínio puro e a liga Al 6061 processadas por ECAP em vários passes. Eles construíram mapas de microdureza para o estudo da heterogeneidade de deformação reproduzidos nas FIGURAs 9 e 10. O aumento da dureza continua após cada passagem, isto ocorre devido à redução do tamanho de grão durante o processamento. Xu e Langdon (2007) afirmam que há uma redução do tamanho de grão de 1 mm para 1.3 μm depois de quatro passagens de ECAP.

Os pesquisadores concluíram que o Al Puro quando submetido ao ECAP sua microdureza depois que um passe aumenta significativamente em todo o corpo de prova e a distribuição, as medidas de microdureza é menos homogênea nas amostras processadas do que na amostra como recebida, foi observado que a região da superfície inferior do corpo de prova apresentava valores bem menores que o restante da amostra. Para a amostra com três passes há uma homogênea distribuição de valores da microdureza apenas uma região periférica muito estreita apresentou uma dureza mais baixa. A melhoria na homogeneidade com números crescentes de passes é devido à redução na extensão da área superfície inferior.

As amostras da liga Al 6061, apresentou valores de microdureza superior do Al Puro, a homogeneidade desta é conseguida após o terceiro passes, o diferencial desta liga em relação ao Al Puro é que a dureza da liga continua aumentando até a sexta passagem e homogeneidade nesta é mais acentuada, em um outro estudo Xu e Langdon (2007) concluíram que para o Al Puro adquirir homogeneidade este precisa ser submetido a mais passagens do que a liga 6061, uma explicação para esta característica seria que os elementos de liga retardariam a recuperação durante o processamento. Na FIGURA 11 é possível observar a distribuição de microdureza para o Al Puro antes do processamento e após o 1º e 4º passes.

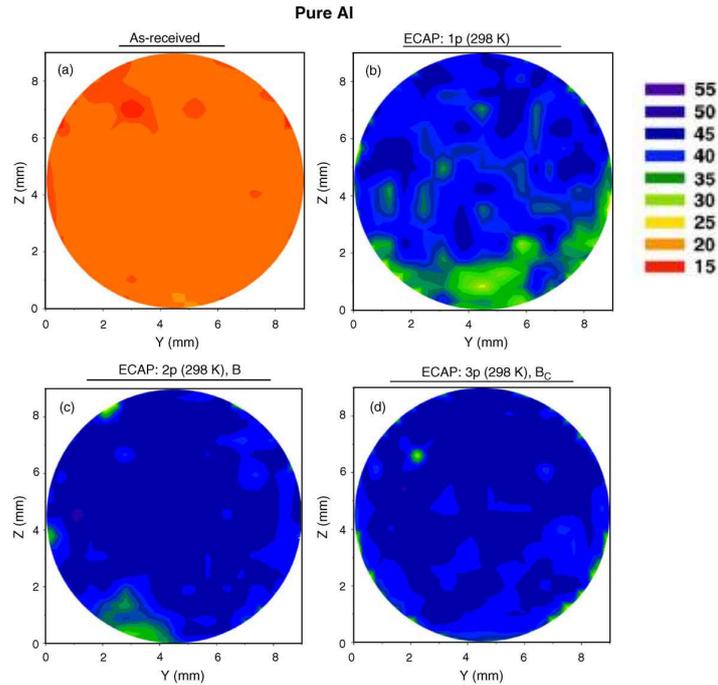


FIGURA 9: Mapas de microdureza nas amostras de Al Puro, antes do ECAP e após o 1, 2 e 3 passes Xu et al (2005)

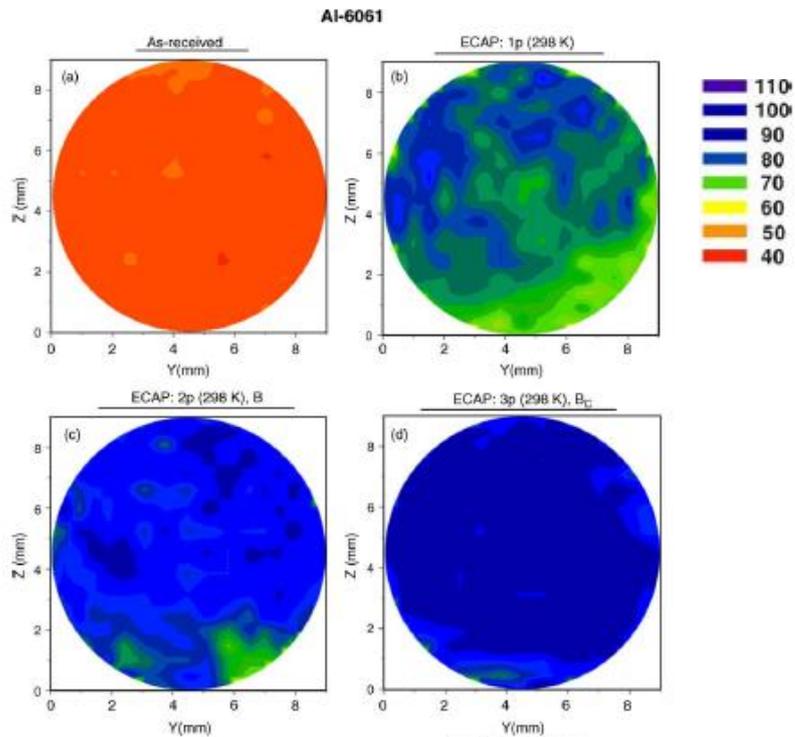


FIGURA 10: Mapas de microdureza nas amostras de Al 6061, antes do ECAP e após o 1, 2 e 3 passes Xu et al (2005)

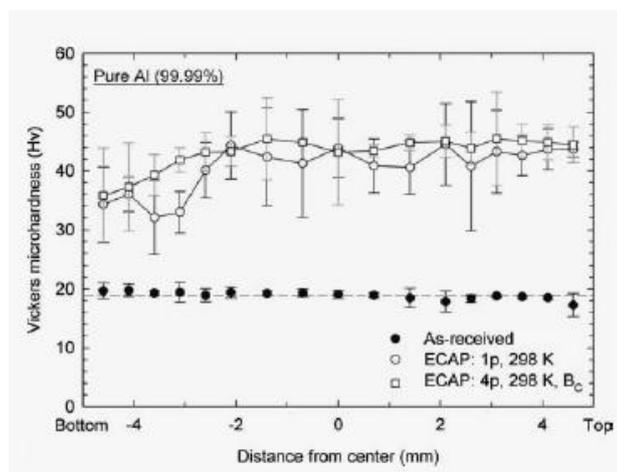


FIGURA 11: Perfil de microdureza do Al Puro antes e após o 1º e 4º passes Xu e Langdon (2007).

Através da observação do tamanho médio dos grãos após um passe e de 12 passes, Xu et al (2005) observaram que o tamanho médio dos grãos era estabelecido no primeiro passe. As observações da microestrutura, através da microscopia eletrônica de transmissão mostraram que os grãos tendem a se tornarem mais equiaxiais na região central do corpo de prova e os localizados na superfície inferior, onde a tensão é mais baixa, são mais alongados. Com a análise destas observações os pesquisadores propuseram um modelo do refinamento dos grãos do Al Puro submetido ao ECAP. A FIGURA 12 mostra o modelo para o refinamento dos grãos da região central do corpo de prova, usando a rota Bc e ângulo $\dot{\theta} = 90^\circ$ para o processado por ECAP.

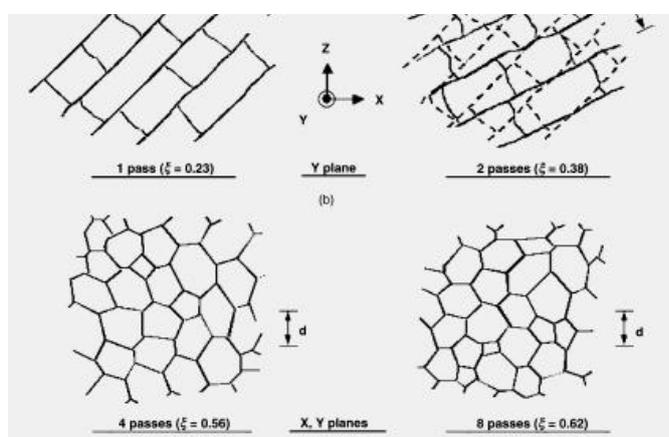


FIGURA 12: modelo do refinamento dos grãos na região central do corpo de prova submetido à ECAP Xu et al (2005).

3.3 BANDAS DE DEFORMAÇÃO, TRANSIÇÃO E CISALHAMENTO ADIABÁTICO.

Quando um metal sofre uma alta deformação, este possui regiões dentro das quais as orientações mudam pouco, mas que estão desorientadas (de alto ângulo) em relação às regiões vizinhas do mesmo cristal, estas regiões são denominadas bandas de deformação. NOVIKOV (1994) definiu banda de transição como:

(...) uma região de maior ou menor espessura, através da qual muda a orientação de uma banda para a banda vizinha, que é comumente denominada de banda de transição. A banda de transição entre bandas de deformação consiste, ela própria, de um conjunto de microbandas com contornos quase que paralelos.

Por definição, as bandas de cisalhamento adiabáticas são produtos de um processo bastante intenso e localizado de deformação plástica em tempos muito curtos, estas ao contrário das bandas de deformação, podem cruzar os contornos de grão. As bandas de cisalhamento têm espessura da ordem de 1 μm e consistem de microbandas que fazem contornos de pequeno ângulo. Segundo Novikov (1994), com a elevação do grau de deformação a frio aumenta a densidade de discordâncias e a concentração de lacunas, estas discordâncias aparecem na rede cristalina com desorientação localizada (banda de deformação, de transição e de cisalhamento), se a energia de falha de empilhamento for alta formam-se as microbandas e estruturas celulares.

Estas bandas têm recebido bastante atenção na literatura por causa da sua considerável importância tecnológica e principalmente pelo seu caráter como precursor de falhas catastróficas. Lins et al (2006) estudou a caracterização microestrutural destas bandas de cisalhamento em aço IF estabilizado ao titânio deformado por impacto, ele observou o surgimento de uma nova estrutura de grãos no interior das bandas, em maior ou menor fração volumétrica, dependendo da deformação cisalhante imposta. Em outro estudo com o IF deformado por ECAP nas rotas A e C, Silva et al (2008) observou a presença de bandas de cisalhamento no interior de alguns grãos que sofreram deformação localizada.

3.4. PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL

A solidificação se processa a partir da formação, no líquido, de núcleos sólidos os quais crescem em função das condições locais de resfriamento. Nos materiais policristalinos podem-se identificar três zonas macroestruturais distintas. A zona coquilhada é formada por uma camada de grãos cristalinos de orientações aleatórias. Em seguida tem-se a zona colunar onde os grãos são alongados e alinhados paralelamente à direção do fluxo de calor. A terceira zona é a equiaxial central que é constituída por uma região central de grãos cristalinos sem orientações preferenciais (PERES, 2005).

O mecanismo de constituição da zona colunar caracteriza-se pelo crescimento de grãos formados por um rápido resfriamento do líquido nos instantes iniciais da solidificação. É estimulado pela direcionalidade do fluxo de calor do sistema metal / molde através das paredes do molde e pela superfície livre do líquido. O crescimento do sólido passa a ser direcional originando a zona colunar, que é constituída de grãos com direções cristalográficas fortemente orientadas.

Para Peres (2005, p.8):

Em geral, são desejados em fundidos estruturas com pequenos grãos equiaxiais, porque eles melhoram alguns atributos de fundição como resistência mecânica a formação de trincas e porque melhoram a maioria das propriedades mecânicas e características do acabamento superficial. Quanto mais homogênea a estrutura, menor é a segregação e defeitos como a porosidade.

O processo de solidificação unidirecional consiste na fusão do metal, e quando a temperatura do metal líquido atinge um determinado valor, inicia-se o processo de solidificação através do acionamento de água (fluido refrigerante) na parte inferior do molde. Costa et al (2008, p.2) afirma que “a influência da força da gravidade sobre esse processo permite que o peso do próprio lingote exerça a função de favorecer o contato térmico com a base refrigerada”.

3.5 PERSPECTIVAS TECNOLÓGICAS PARA O ECAP

Um dos possíveis usos para ligas ultra-refinadas processadas por ECAP é como material para implantes. Ligas de titânio (principalmente Ti-Al-V) geralmente são consideradas quimicamente inertes, ou seja, biocompatíveis com o tecido humano e resistente à corrosão pelos fluidos do corpo humano. Porém, pequenas porcentagens de vanádio e alumínio na liga são potencialmente tóxicas. Uso contínuo pode conduzir a deterioração do implante. Uma solução para este problema é a utilização de titânio puro deformado por ECAP, pois com os grãos ultrafinos a resistência do titânio puro pode ser comparada a da liga. Latylh et al. (2006) utilizou o processamento por ECAP na fabricação de barras longas de titânio nanoestruturado para aplicação em implantes médicos. A FIGURA abaixo mostra alguns implantes feitos de titânio puro nanoestruturado.

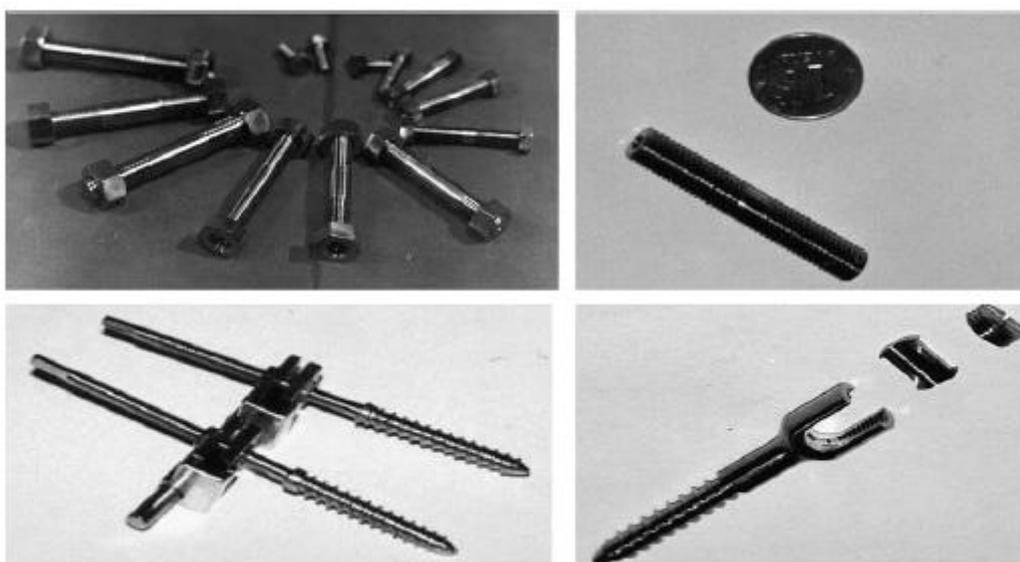


FIGURA 13: Exemplos de implantes feitos de titânio nanoestruturado Latylh et al. (2006).

Existem várias pesquisas sobre a aplicação da ECAP para a produção de componentes com grãos ultrafinos. Nagasekhar *et al.* (apud Santos, 2008) conseguiram processar tubos de titânio comercialmente puro utilizando uma matriz

com ângulo de interseção de 150° pelas rotas A e C. Os tubos possuíam 60mm de comprimento e espessura de 3mm. Após o processamento foi possível constatar uma redução do tamanho médio de grãos de 22 para $18\mu\text{m}$ após 3 passes, também não houve grandes diferenças entre o limite de resistência obtido por ECAP e o do processo de fabricação convencional de tubos por extrusão, mas os limites de escoamento e a dureza Vickers foram maiores para os tubos processados por ECAP.

O avanço da nanotecnologia está habilitando uma nova geração de dispositivos em miniaturas em uma gama extensiva de áreas de aplicações. Kim e Sa (2006) trabalharam com o desenvolvimento de micro-engrenagens utilizando o ECAP e a micro-extrusão em uma liga de magnésio AZ31. A combinação do ECAP com a micro-extrusão proporcionou uma melhor adequação da microestrutura, pois o ECAP refina os grãos enquanto que a extrusão restabelece a textura dos grãos. Após seis passes foi observado um aumento considerável na dureza do material, o que pode proporcionar a fabricação de micro-engrenagens com alta dureza. Foi observado que a dureza variou em relação à temperatura de processamento e posição da amostra, para temperaturas mais altas a dureza foi menor, em relação à posição os dentes das engrenagens apresentaram maior durezas em relação ao centro, isso pode ser observado tanto para baixas e altas temperaturas. A FIGURA 14 ilustra a micrografia de uma micro-engrenagens obtida pela combinação de ECAP e extrusão.

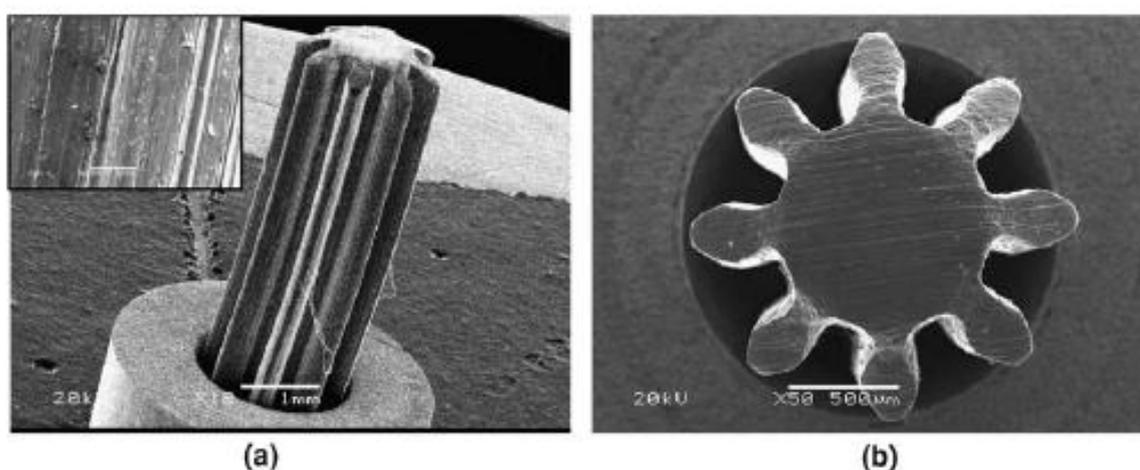


FIGURA 14: Micrografia da micro-engrenagem a) vista lateral b) vista frontal. Kim e Sa (2006)

4. MATERIAIS E METODOS

4.1. OBTENÇÃO DO MATERIAL PARA ECAP

As ligas utilizadas para o ECAP foram Alumínio comercialmente puro e Al-3%Si. O alumínio foi obtido a partir de lingotes cedidos pela ALBRAS S.A. e o silício a partir de pedaços cedidos pela empresa Globe Metais S.A.

Para obtenção dos corpos de prova de alumínio os lingotes foram cortados em pequenos pedaços, pesados e postos juntos em um cadinho de grafite e aquecidos até a fusão em um forno de resistência (FIGURA 15). O metal líquido foi vazado em uma lingoteira bi-partida de seção quadrada de aproximadamente 20 mm de lado (FIGURA 16 a). Para obtenção das amostras direcionais, o material foi re-fundido dentro da lingoteira em um forno de solidificação unidirecional vertical ascendente (FIGURAs 16 e 17), obtendo-se assim os corpos de prova mostrados na FIGURA 18.



a

b

c

FIGURA 15: Acessórios utilizados na obtenção das ligas a) cadinho de carbeto de silício b) balança usada para pesagem dos materiais. C)forno elétrico utilizado na fusão das liga

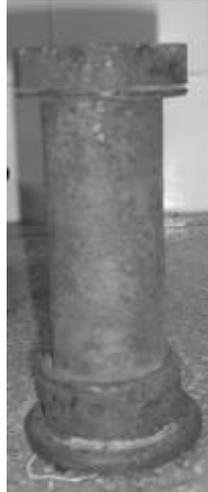
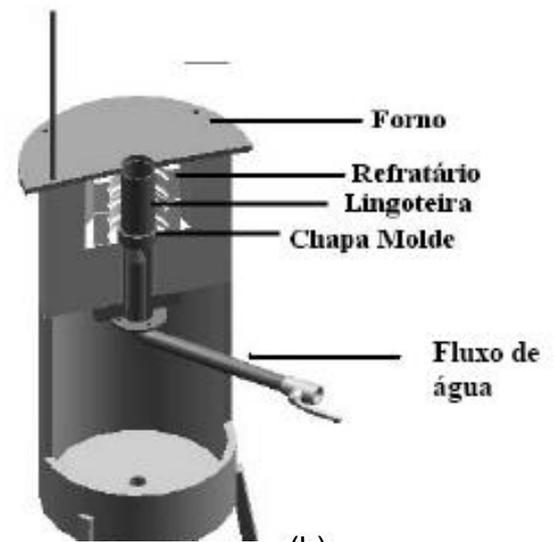


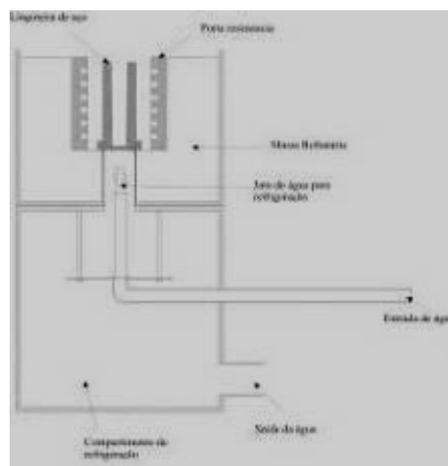
FIGURA 16. Foto da Lingoteira bi-partida.



(a)



(b)



(c)

FIGURA 17. a) Forno de solidificação unidirecional vertical ascendente, b) corte longitudinal do dispositivo de solidificação vertical c) Desenho Esquemático do forno de solidificação unidirecional. Siqueira, 2003 (apud Osório, 2004).

Para a obtenção da liga Al-3%Si foram utilizados pedaços com as seguintes quantidades de matérias – primas: Al = 718,2 g, Si = 22,2 g, Total 740,4 g. Os materiais misturados foram fundidos seguindo o mesmo procedimento descrito acima. Todos os corpos de prova foram cortados em duas partes para facilitar o processo do ECAP.

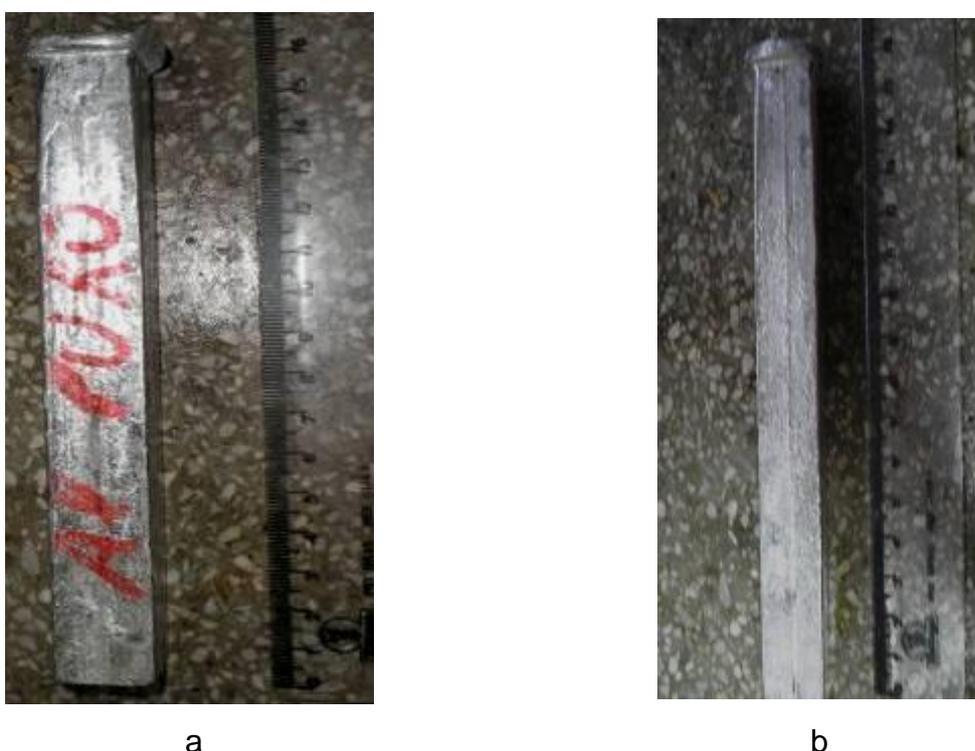


FIGURA 18. Fotos dos corpos de prova obtidos por solidificação unidirecional: a) Al puro, b) Al -3%Si.

4.2. MATRIZ DO ECAP

Para a realização do ensaio ECAP foi utilizada uma matriz em aço baixa-liga com tensão de escoamento de 300MPa (FIGURA 19). Esta matriz é constituída por quatro peças denominadas de A, B, C e D, sendo que a peça A é a que possui os canais de extrusão neste caso $\Phi = 120^\circ$. As peças são unidas por oito parafusos de aço com elevada resistência mecânica.

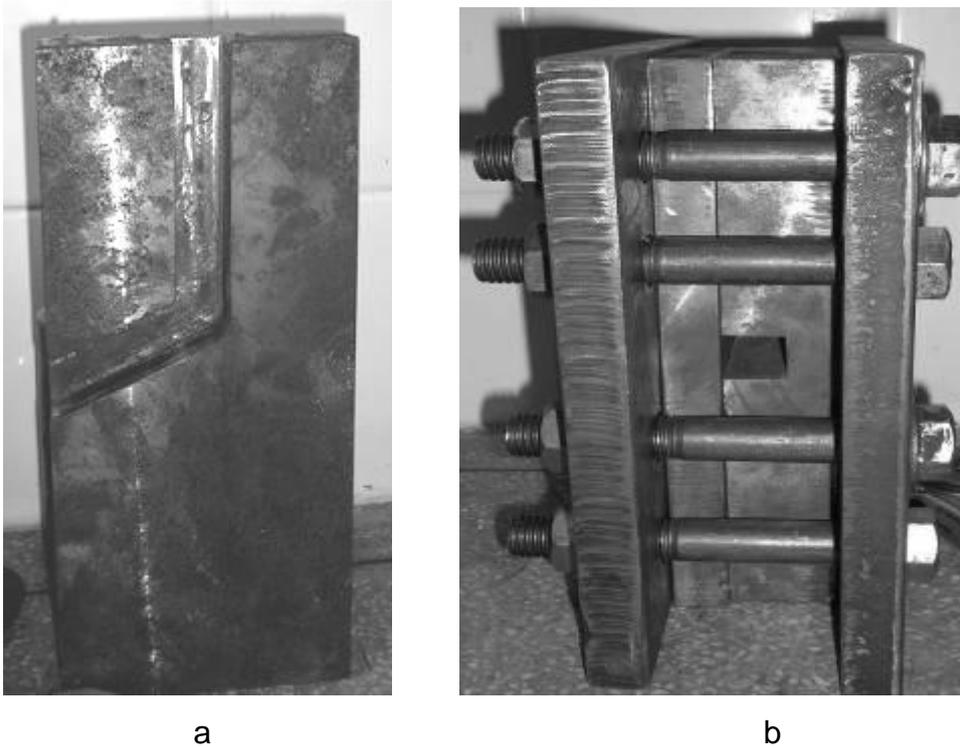


FIGURA 19. a) foto da placa contendo os canais de extrusão $\alpha = 120^\circ$, b) foto da matriz do ECAP completa.

4.3. PROCESSAMENTO POR ECAP

Os processamentos por EACP foram realizados numa prensa hidráulica com capacidade de 100 Ton à temperatura ambiente, utilizando graxa comum como lubrificante. Foi realizado apenas um passe de ECAP em todos os corpos de prova usando a placa com ângulo de 120° entre os canais com objetivo de facilitar o processo, pois com este ângulo a tensão necessária é menor. A FIGURA 20 mostra uma seqüência de fotos do processamento.

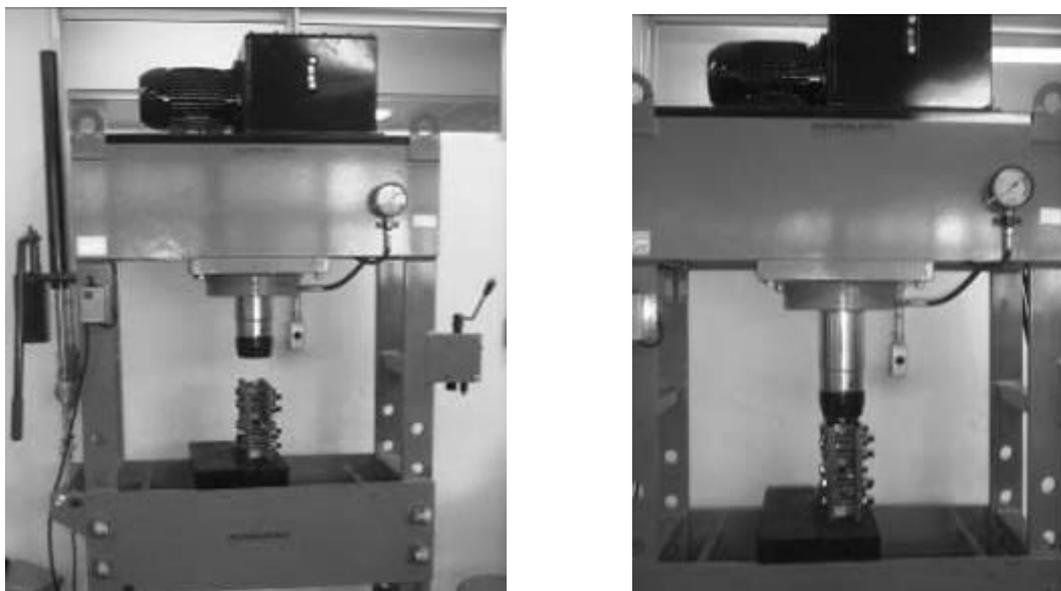


FIGURA 20. Fotos mostrando etapas do processo ECAP.

4.4. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Foram preparadas amostras do material processado por ECAP para análise micro e macroestrutural. Para análise macro foi feito lixamento em lixas 220, 320, 400, 600 seguido de polimento com alumina. A revelação da estrutura de grãos foi feita através de ataque químico com uma mistura de 4 ml HF, 6 ml HCL, 10 ml HNO₃ e 190 ml H₂O. Para a análise microestrutural as amostras foram lixadas nas lixas 220, 320, 400, 600 e 1200, seguido de polimento com pasta de diamante de 6µm, a revelação das microestruturas foram obtidas com um ataque eletrolítico utilizando uma corrente de 20 V. Observações da macro e microestrutura foram feitas em um microscópio ótico metalográfico com captação digital de imagens.

4.5. MEDIDAS DE MICRODUREZA

A fim de se avaliar as propriedades mecânicas dos materiais processados foram realizadas medidas de microdureza Vickers ao longo da direção y dos corpos de prova como indicado na FIGURA 21. Os testes foram feitos em um microdurômetro da marca TIME GROUP modelo MHV 2000, a carga utilizada foi de 300 gf e 15 segundos de tempo de aplicação. Para se ter uma média foram feitas três medidas na direção x para cada ponto em y . Um segundo ensaio de microdureza foi realizado, os corpos de prova foram cortadas conforme o esquema representado na FIGURA 22 para obtenção de mapas de microdureza, com o objetivo de analisar a heterogeneidade da microdureza após um passe de ECAP.

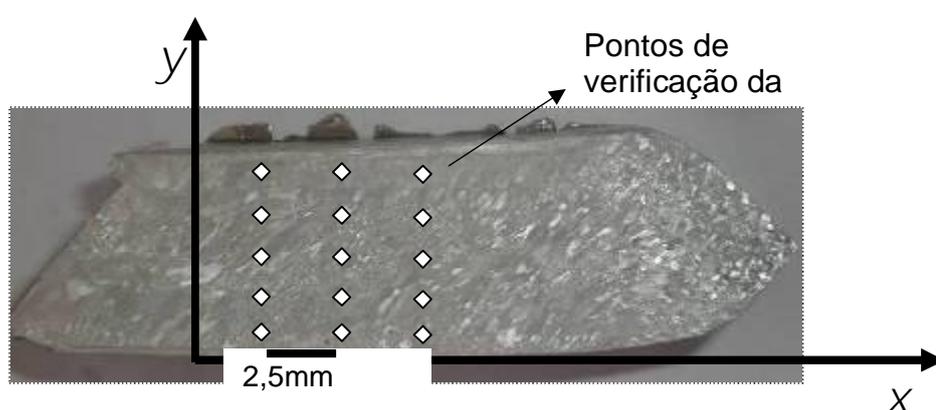


FIGURA 21. Foto do corpo de prova ilustrando a superfície onde foi realizado a microdureza

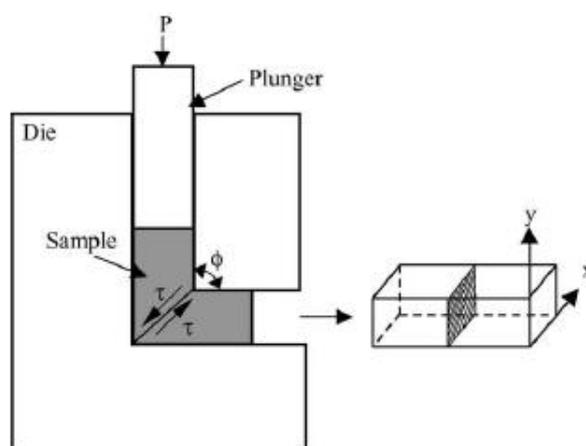


FIGURA 22. Ilustração da região onde foi realizado o segundo ensaio de microdureza

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

O processo ECAP foi realizado com relativo sucesso embora tenha ocorrido um afastamento entre as duas partes da matriz provocada pela tensão gerada nos canais durante o processamento. Este afastamento ocasionou um escoamento de material que gerou rebarbas nos corpos de prova como mostrado na FIGURA 23. No caso da liga Al-3%Si Direcional, os corpos de prova apresentaram fraturas na direção da deformação de cisalhamento imposta no processo (FIGURA 24).

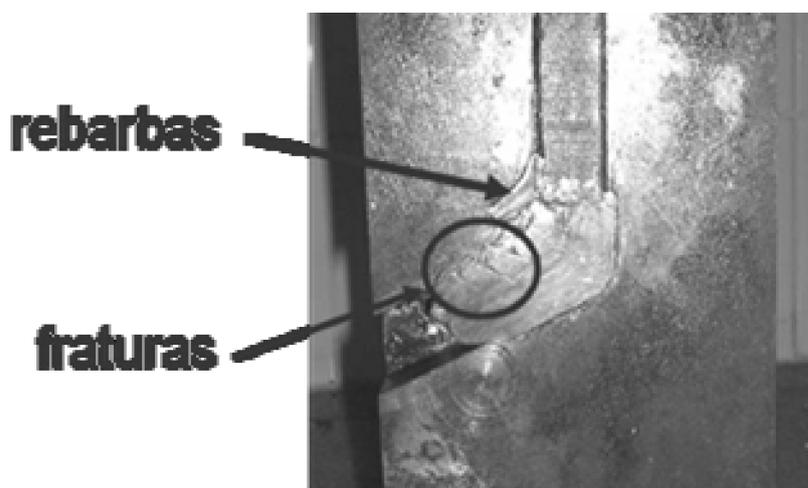


FIGURA 23. Corpo de prova Al-3%Si durante o processamento.

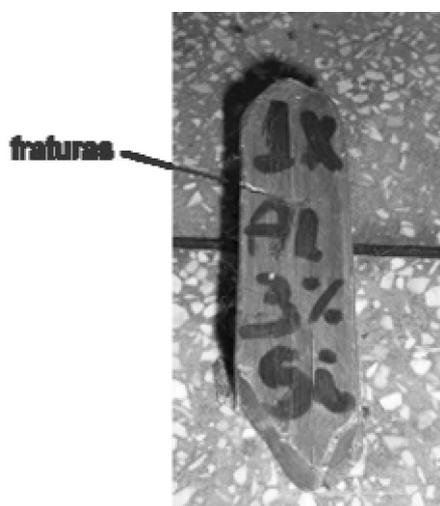


FIGURA 24. Corpo de prova Al-3%Si após o processamento.

No caso do alumínio Puro Direcional o material foi processado com facilidade e apresentou bom aspecto superficial (FIGURAs 25 e 26).

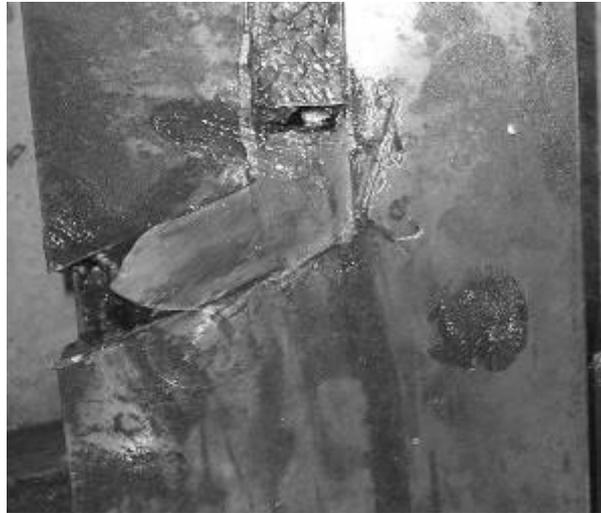


FIGURA 25. Corpo de prova de Al comercialmente puro durante o processamento.



FIGURA 26. Corpo de prova de Al comercialmente puro após o processamento.

Como o alumínio puro não apresentou fraturas, provavelmente a presença do Si tornou o material mais frágil. Entretanto, a existência de fraturas não foi relatada em trabalhos de ECAP de ligas Al-Si (VENKATESWARLU, 2006). Devidos às fraturas presentes no corpo de prova da liga Al-3%Si Direcional, foram preparados novos corpos de prova com estrutura convencional, sendo que estes

não apresentaram grandes dificuldades de processamento por ECAP e a quantidade de fraturas foi menor, como pode ser observado na FIGURA 27.

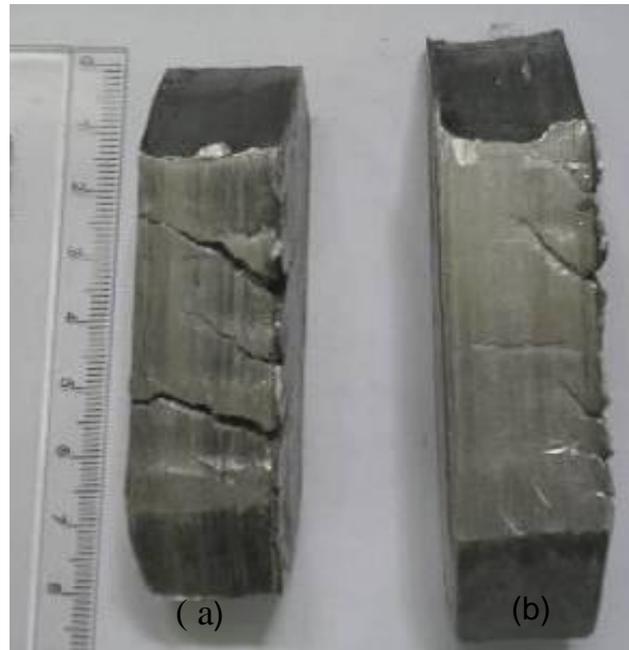


FIGURA 27. Aspecto dos Corpos de prova: a) Al-3%Si direcional b) Al 3%Si Convencional.

5.1 ANÁLISE DA MACROESTRUTURA

A macroestrutura da amostra Al-3%Si convencional antes do processamento apresentava grãos totalmente equiaxiais, a porcentagem de soluto, neste caso 3%, diminuiu quase que totalmente a zona colunar favorecendo o crescimento dos grãos equiaxiais (FIGURA 28 a). Estes após passarem pela região de cisalhamento se deformam principalmente os grãos localizados na superfície superior e no centro do corpo de prova (FIGURA 28 b).

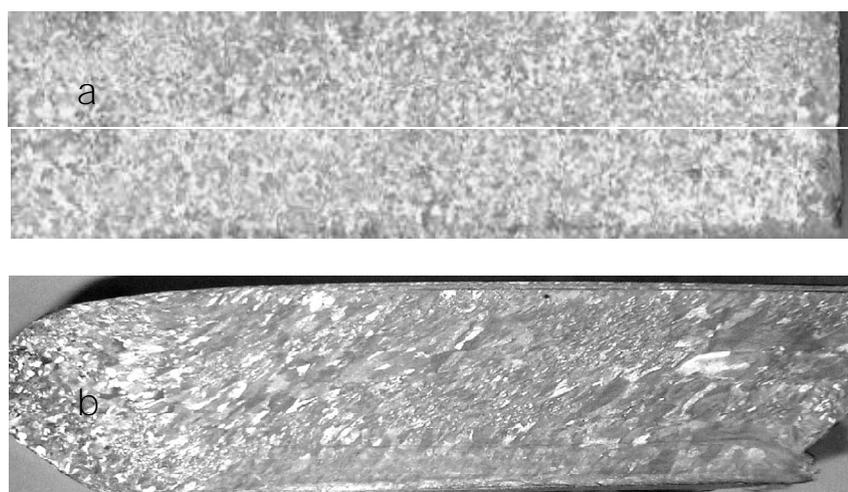


FIGURA 28. Macroestruturas da amostras antes do processamento por ECAP: a) Al-3%Si convencional antes do processamento e b) após o processamento.

A FIGURA 29 mostra a estrutura de grãos do alumínio puro obtido por solidificação direcional e convencional. Na primeira imagem é evidente a estrutura de grãos colunares grosseiros (FIGURA 29 a), enquanto na segunda a estrutura é composta de grãos equiaxiais também grosseiros (FIGURA 29 b), já a liga Al-3%Si apresenta à morfologia de seus grãos mais refinados, isto ocorre tanto para a amostra direcional (FIGURA 29 c) quanto para a convencional (FIGURA 29 d). Osório (2004) estudou as morfologias estruturais colunares e equiaxiais com grãos grosseiros e refinados do Al puro e concluiu que o aumento na taxa de crescimento ou na velocidade de solidificação resulta em uma estrutura de grãos mais refinados. Neste estudo, o refinamento da estrutura é atribuído à presença de soluto que agiu como um refinador dos grãos (GARCIA, 2007).

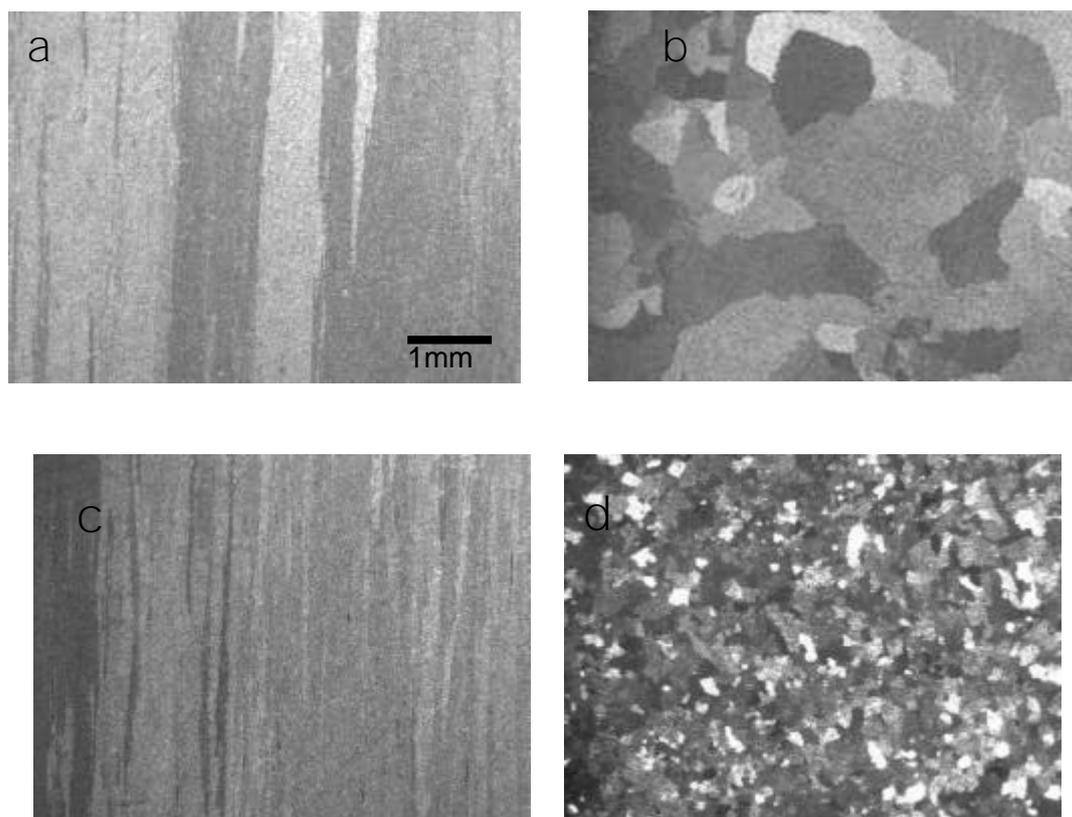


FIGURA 29. Aspecto da morfologia dos grãos antes do ECAP: a) Al Puro direcional, b) Al Puro convencional, c) Al 3% Si Direcional d) Al 3% Si Convencional.

A FIGURA 30 mostra a macroestrutura dos grãos da liga Al-3%Si convencional após processamento por ECAP. No início do processo a porção do corpo de prova que está à frente do plano de cisalhamento não sofre deformação e mantém os grãos com sua orientação original (neste caso aleatório). Quando a base inferior do corpo de prova toca a matriz, a deformação de cisalhamento começa e pode ser observada uma zona de transição. Após esta transição, os grãos são deformados por cisalhamento numa orientação bem definida (que depende do ângulo entre os canais).

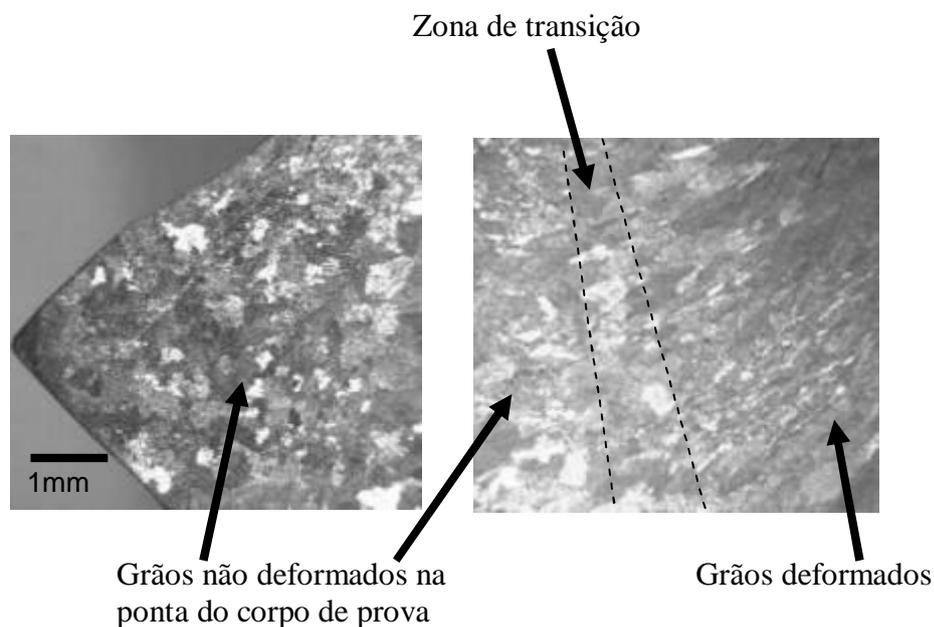


FIGURA 30: Imagens de microscopia ótica mostrando a estrutura dos grãos na liga Al-3%Si não-direcional após ECAP

A análise da macroestrutura do Al Puro Convencional durante o processamento ECAP revelou a presença de alguns grãos deformados antes de passar pela zona de deformação (indicados por A na FIGURA 31). Esta deformação ocorreu provavelmente pelo atrito na parede da matriz. Grãos antes da deformação (indicados por B) e grãos deformados após passarem pela curvatura (indicados por C) são também mostrados na FIGURA 30.

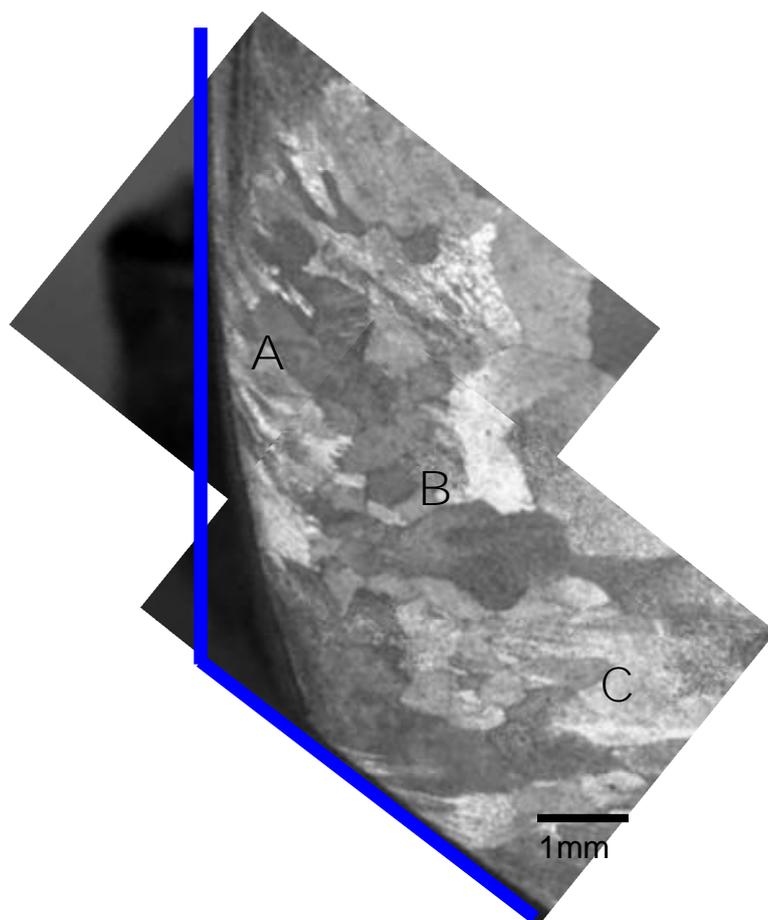


FIGURA 31 Estrutura dos grãos na amostra de alumínio puro não-direcional em posições ao longo da curvatura do canal.

As duas ligas com estrutura direcional apresentam bandas de cisalhamento alinhadas com a direção de cisalhamento (algumas delas são indicadas por setas FIGURA 32). Estas bandas de cisalhamento têm aproximadamente 50 μ m de espessura e se caracterizam pela alternância de regiões com maior e menor deformação. Este fenômeno é decorrência do chamado “escoamento não-estacionário” que tem, por seu lado, diversas causas. Segal (1999) postulou que o aquecimento adiabático pode levar a um escoamento não uniforme e conseqüente propagação de trincas.

O aquecimento adiabático é normalmente gerado quando o material perde a capacidade de encruamento e libera energia de deformação na forma de calor quando está na linha de cisalhamento. A região subsequente é aquecida e sofre alguma recuperação antes de passar na linha de cisalhamento. O processo então é repetido ao longo do comprimento do corpo de prova. Figueiredo et al (2005)

observaram a mesma formação de bandas em uma liga de Pb-Sn e concluíram que neste caso a rápida recristalização em temperatura ambiente atuava da mesma maneira que a recuperação devido ao aquecimento adiabático. Posteriormente Figueiredo et al. (2006) confirmaram estas observações através de simulação por elementos finitos.

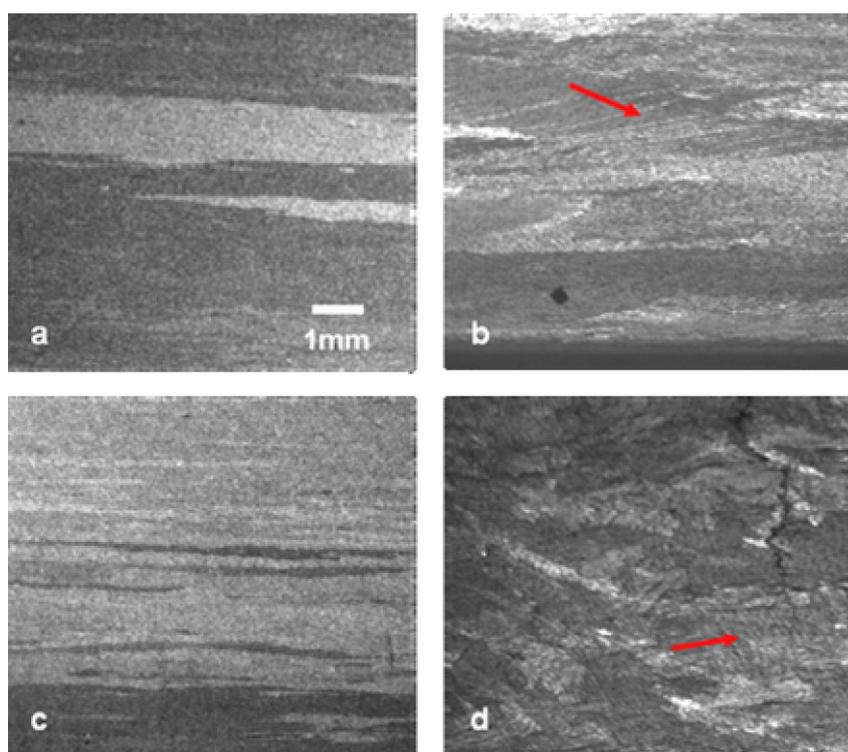


FIGURA 32. Estrutura dos grãos das ligas solidificadas unidirecionalmente: a) e b) alumínio puro antes e após ECAP; c) e d) Al-3%Si antes e após ECAP.

É interessante observar que, em geral, as bandas de cisalhamento são mais evidentes no terceiro ou quarto passe de ECAP (FIGUEIREDO, et al. 2005) enquanto no presente trabalho a estrutura direcional apresentou as bandas com apenas um passe de ECAP. Provavelmente, os contornos de grãos presentes nas estruturas convencionais devem absorver boa parte da energia de deformação de cisalhamento retardando o encruamento máximo. No caso das estruturas direcionais parte dos contornos dos grãos é quase perpendicular ao plano de cisalhamento e então a deformação fica confinada ao interior dos grãos gerando rápido encruamento e conseqüente aquecimento adiabático e escoamento localizado.

Adicionalmente, no caso da liga Al-3%Si os contornos de grãos são ricos em silício e quando a frente de um grão atinge o plano de cisalhamento a trinca pode se propagar rapidamente na direção de cisalhamento como mostra o esquema da FIGURA 33.

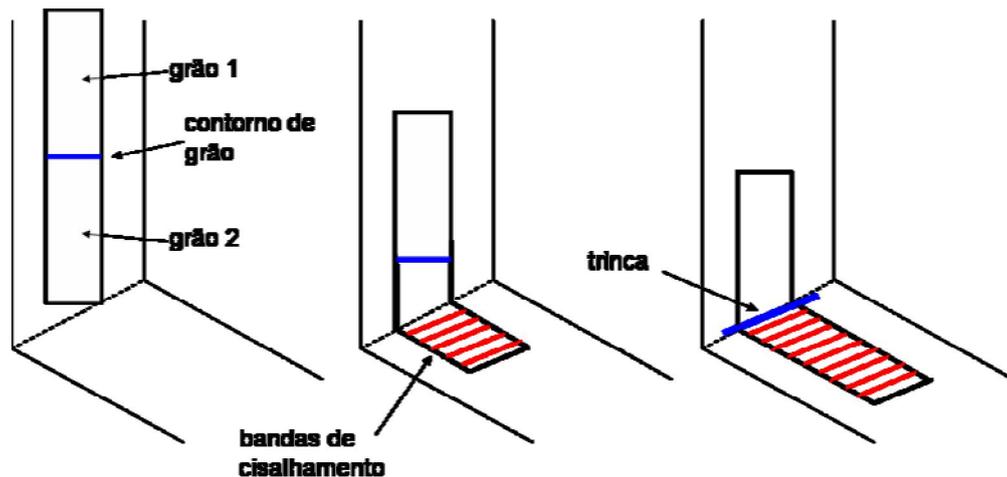


FIGURA 33. Esquema da propagação de trincas nos contornos frontais de grãos colunares direcionais em consequência do escoamento não estacionário (as bandas de cisalhamento estão em vermelho, o contorno de grão em azul).

5.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A liga Al-3%Si possui microestrutura dendrítica de alumínio com o silício praticamente puro segregado nos espaçamentos interdendríticos. O processamento ECAP deformou as dendritas de maneira que diminuiu a espessura dos braços dendríticos e aproximou as partículas de silício (FIGURAS 34 e 35).

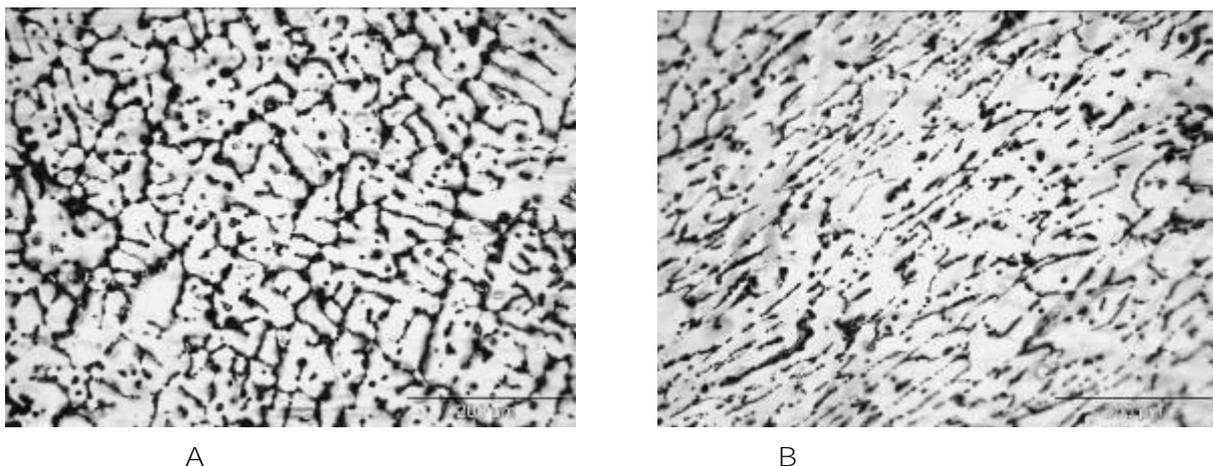


FIGURA 34. Microestrutura da liga Al-3%Si Convencional: a) antes e b) após o ECAP.

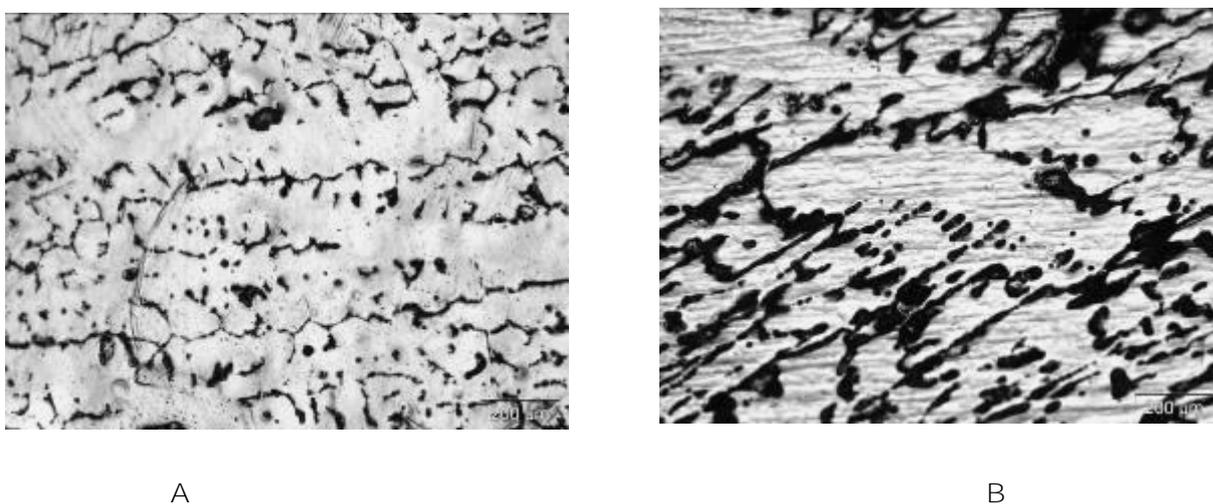


FIGURA 35. Microestrutura da liga Al-3%Si Direcional: a) antes e b) após o ECAP.

A análise da microestrutura da liga Al-3%Si direcional antes do ECAP mostrou a presença de micro-trincas interdendríticas (FIGURA 36). Estas micro-trincas podem ter evoluído para as trincas e fraturas observadas nas amostras após o processamento por ECAP. Um outro fator que pode ter contribuído para propagação das trincas durante o processamento foi à presença de silício puro segregado nos espaçamentos interdendríticos (FIGURA 37).

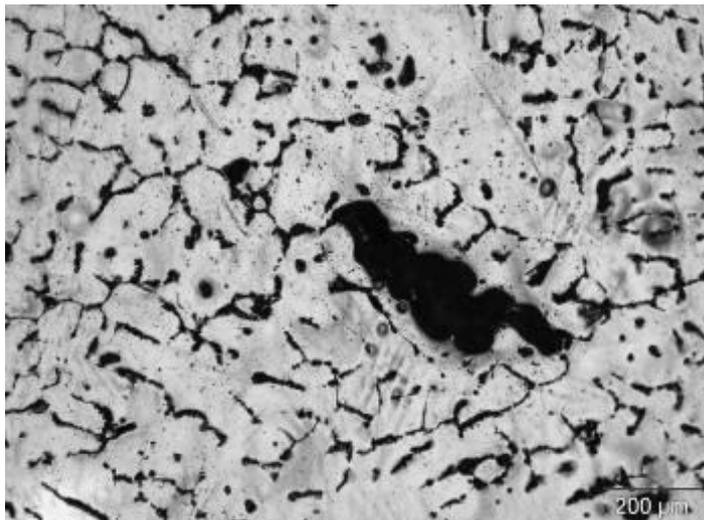


FIGURA 36. Micro-trinca presente na liga Al 3%Si - direcional antes do ECAP.

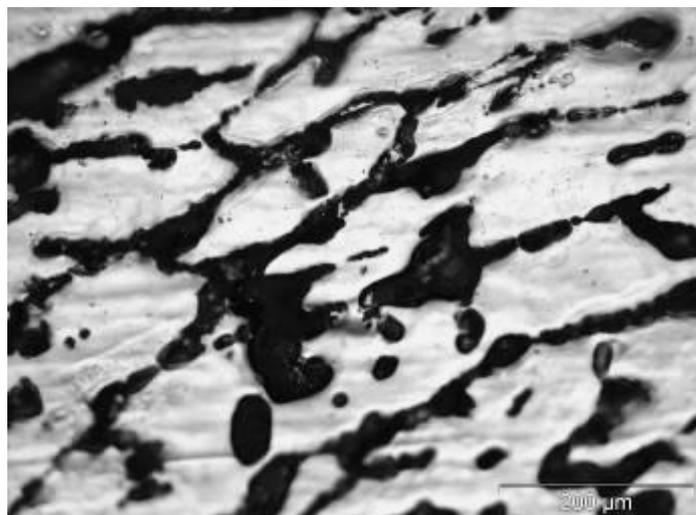


FIGURA 37. Micrografia mostrando a presença de Si segregado nos espaçamentos interdendríticos presente na liga Al 3%Si - direcional após o ECAP.

Para o Al Puro Convencional não processado foi possível observar algumas microsegregações de soluto nos contornos de grãos, como pode ser mostrado na FIGURA 38; esta contaminação ocorreu provavelmente no momento da fundição da liga, com a possível utilização de um cadinho ou lingoteira contaminada.

Segundo Garcia (2007), a microsegregação intergranular, nos casos mais genéricos de solidificação de peças fundidas, se refere ao crescimento de uma zona equiaxial, onde o contorno de grãos é a última região a solidificar. Ele também cita que este tipo de microsegregação pode provocar alguns problemas durante a conformação de lingotes laminados a altas temperaturas, já que as microsegregações nos contornos podem abrigar fases frágeis a altas temperaturas.

Durante o processamento ECAP dos corpos de prova de Al Puro que sofreram contaminação (apresentaram microsegregações intergranular) não houve o surgimento de trincas e nem de fraturas, já que a microsegregação se apresenta em pouca quantidade, além disso, o processo de conformação ocorreu em temperatura ambiente.

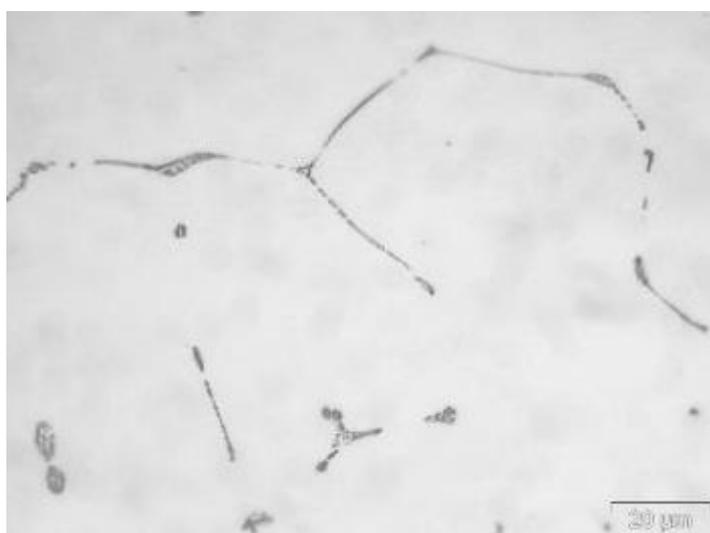


FIGURA 38: Micrografia mostrando contornos de grãos do Al Puro Convencional com algumas impurezas segregadas

5.3 MICRODUREZA

Foram realizados ensaios de microdureza nas amostras antes e depois do ECAP. A tabela 1 apresenta a média dos resultados obtidos neste ensaio. Todas as ligas que foram submetidas ao processamento por ECAP apresentaram um aumento de no mínimo 30% na microdureza, estes resultados são coerentes com os encontrados na literatura, como pode ser observado na FIGURA 11. As amostras com estrutura convencional, ou seja, com grãos totalmente equiaxiais, obtiveram maior dureza após o processamento em relação às direcionais. Isto significa que grãos equiaxiais quando submetidos ao processamento por ECAP sofre maior deformação do que os grãos colunares. Isto provavelmente está relacionado com o fato que é mais fácil ativar os sistemas de cisalhamento em grãos orientados aleatoriamente. O Al Puro, tanto o convencional quanto o direcional, obtiveram maior aumento na dureza após um passe.

A presença de elementos de liga em materiais submetidos ao ECAP pode favorecer a obtenção de grãos refinados. Alguns estudos fazem referência ao efeito da presença de elementos de ligas no refino dos grãos processados por ECAP, Figueiredo (apud, Santos, 2008) fez uma comparação entre os tamanhos de grãos obtidos para metais e ligas diferentes, e constatou que o refino de grão por ECAP é menos efetivo em materiais puros, ele conclui que nas ligas alumínio-magnésio, o soluto provocaria um efeito significativo na redução do tamanho dos grãos, já que ele agiria como inibidor da recuperação durante o processamento.

Tabela 1. Propriedades mecânicas das ligas de alumínio antes e depois do ECAP.

Microdureza (HV)	Al Puro	Al Puro	Al-3%Si	Al-3%Si
	Direcional	Convencional	Direcional	Convencional
Antes do ECAP	23	22	37	35
1 passe de ECAP	42	46	66	71
Aumento de dureza %	83	109	78	103

Gráficos de microdurezas foram construídos com objetivo de analisar o perfil de microdureza ao longo das amostras processadas por ECAP, cada ponto do gráfico representa uma média de três medidas. Os perfis de microdureza revelaram que Al Puro, tanto com estrutura direcional quanto convencional, possuem um comportamento de deformação semelhante (FIGURA 40), a deformação é mais efetiva nos primeiros pontos a partir da superfície superior, este comportamento também foi observado no perfil de microdureza realizado por Xu e Langdon (2007), no Al Puro convencional (FIGURA 11).

Stoica et al. (2005) analisou a zona de deformação de vários metais submetidos a ECAP, e construíram um gráfico da tensão de cisalhamento ao longo do corpo de prova (ver FIGURA 39); neste gráfico o comportamento do Al Puro, linha vermelha, é idêntico ao do Al puro convencional estudado por microdureza no presente estudo.

A liga Al-3%Si Direcional apresentou na metade do corpo de prova uma faixa de menor microdureza (FIGURA 41), este fato é mais uma evidência do “escoamento não-estacionário” caracterizado por uma alternância de níveis de deformação. Além disso, foi observado nesta faixa de menor microdureza, a presença de trincas e fraturas.

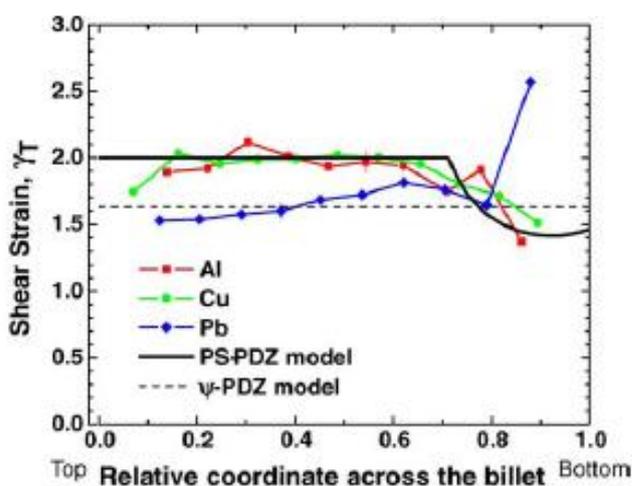


FIGURA 39: Gráfico da tensão de cisalhamento para vários metais Stoica et al.(2005).

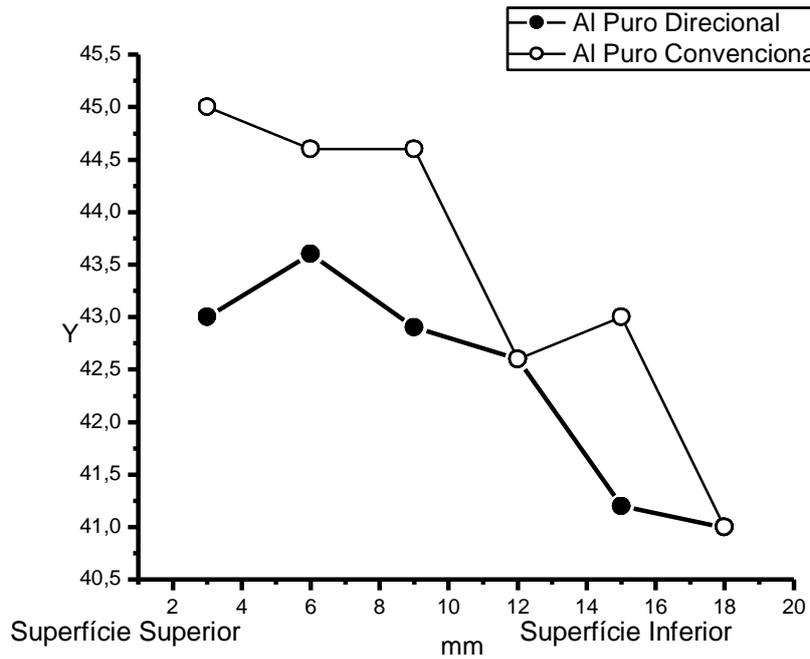


FIGURA 40: perfil de microdureza das ligas Al Puro Direcional e Convencional

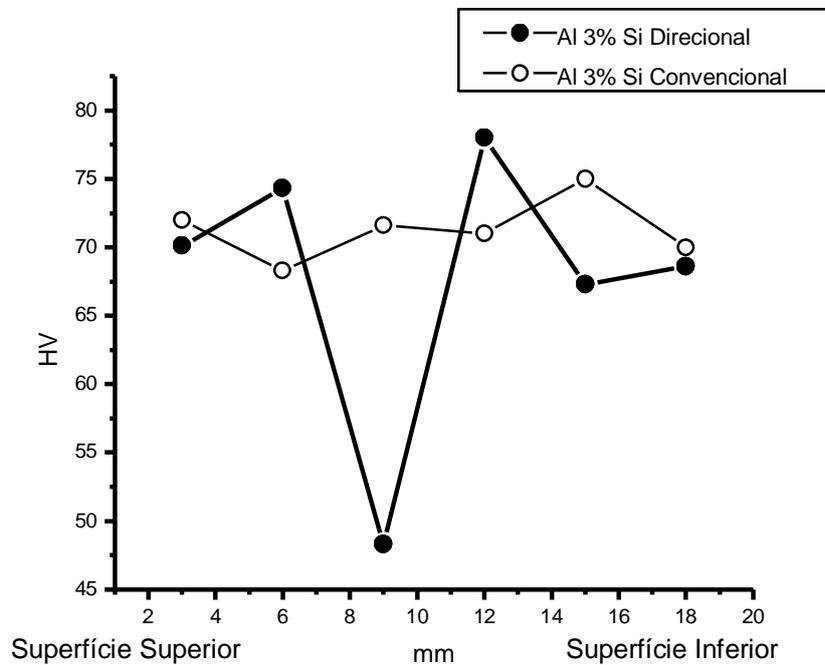


FIGURA 41: perfil de microdureza das ligas Al 3% Si Direcional e Convencional

Foram também construídos mapas de microdureza no plano transversal com o objetivo de analisar a heterogeneidade de deformação para um passe de ECAP. Como previsto na literatura, todas as amostras apresentaram menor microdureza na superfície inferior do corpo de prova. Um outro fator também comum a todas as amostras foi uma heterogeneidade de deformação, que segundo Xu et. Al (2005) é mais evidente no primeiro passe de ECAP.

As amostras da liga Al-3%Si apresentaram uma maior homogeneidade de deformação em comparação com as amostras de Al Puro. Este comportamento é coincidente com os experimentos desenvolvidos por Xu e Langdon (2007) com o Al Puro e a liga 6061; eles concluíram que para se obter uma estrutura homogênea os metais puros necessitam de mais passes do que as ligas. Com a análise do mapa da liga Al-3%Si Direcional é possível observar a faixa de menor dureza também observada no gráfico de perfil microdureza.

As amostras com estrutura direcional apresentaram uma maior homogeneidade de microdureza (FIGURAS 42 b e 43 b), já as com estruturas convencionais (FIGURAS 42 a e 43 a) mostraram uma maior variação, ou seja, faixas intercaladas de maiores e menores microdureza, enquanto que as direcionais são caracterizadas com poucas variações entre as regiões ao longo do corpo de prova.

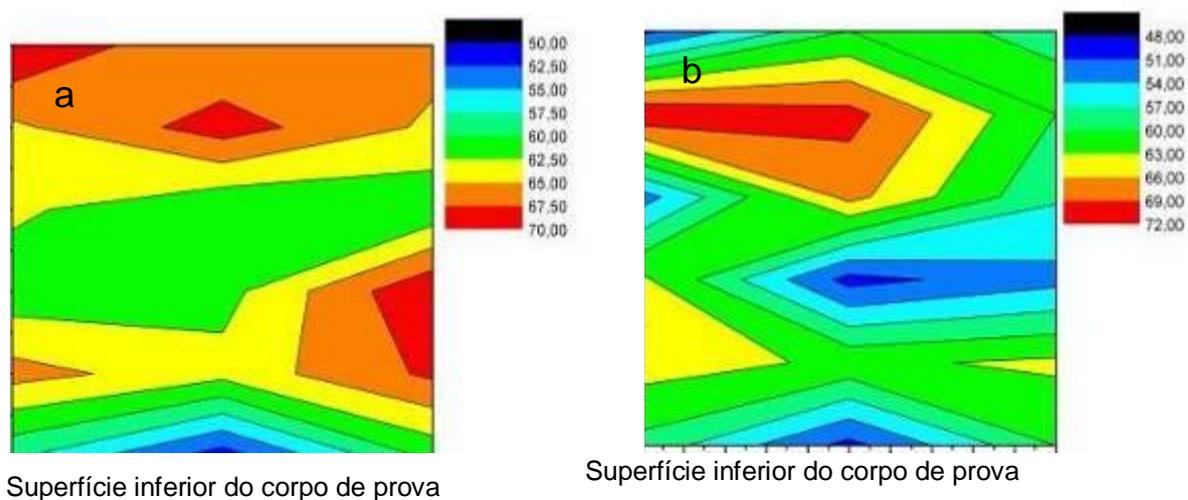


FIGURA 42: Mapa de microdureza da liga Al- 3%Si a) convencional e b) direcional

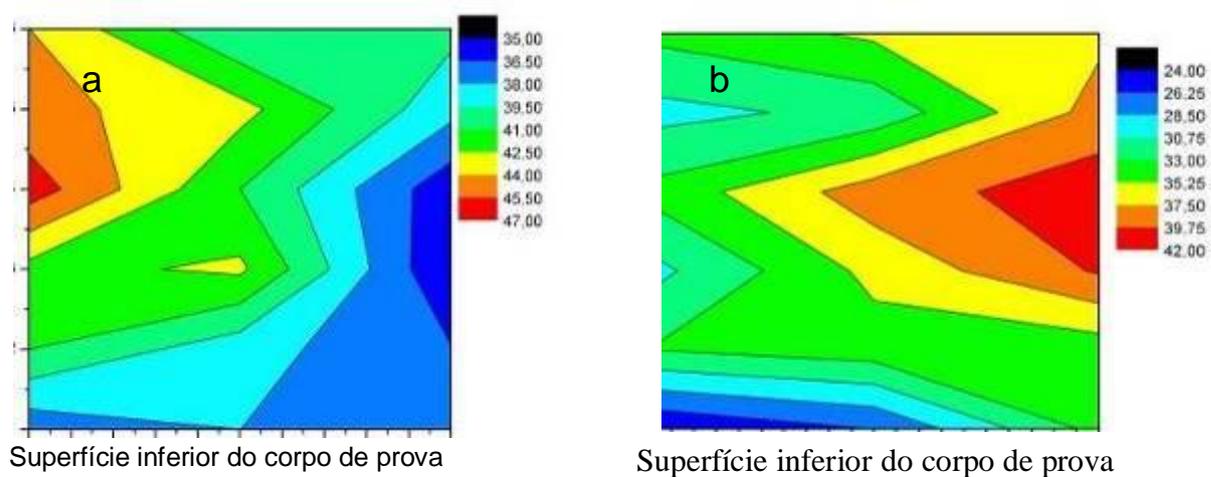


FIGURA 43: Mapa de microdureza do Al puro convencional a) convencional e b) direcional

6. CONCLUSÃO

Os procedimentos adotados no presente trabalho permitiram realizar um passe de ECAP em amostras de Al e Al-3%Si obtidas por solidificação Convencional e Direcional.

A macroestrutura das amostras antes do ECAP demonstrou que o Al Puro possui grãos mais grosseiros, tanto os convencionais quanto os direcionais, enquanto que a liga Al-3%Si apresentou grãos bem refinados.

Ao longo do processamento foi observado um afastamento entre as duas partes da matriz e formação de rebarbas no corpo de prova. Bandas de deformação foram encontradas no interior dos grãos colunares do corpo de prova do Al Puro direcional e Al-3%Si Direcional. É proposto que estas bandas estão associadas ao “escoamento não-estacionário”, e que provavelmente contribuíram para o surgimento de micro-trincas interdendríticas e fraturas na liga Al-3%Si Direcional. A microestrutura do Al Puro convencional revelou a presença de algumas microsegregações de soluto nos contornos de grãos.

A microdureza de todas as ligas aumentou consideravelmente após um passe de ECAP. As amostras com estrutura convencional, ou seja, com grãos totalmente equiaxiais, obtiveram maior dureza após o processamento em relação às direcionais. O Al Puro, tanto o convencional quanto o direcional, obtiveram maior aumento na dureza após um passe.

A análise dos mapas de microdureza revelou que todas as amostras apresentaram menor microdureza na superfície inferior do corpo de prova. As amostras da liga Al-3%Si apresentaram uma maior homogeneidade de deformação em comparação com as amostras de Al Puro. As amostras com estruturas direcionais apresentaram uma maior homogeneidade de microdureza.

REFERÊNCIAS

COSTA, A.L.M.; Reis, A.C.C.; Kestens, L.; Andrade, M.S.: Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, v.2, n.1, p. 64-69, jul./-set. 2005.

COSTA, G. B.; Lira, L. P.; Moreira, A. E. A.; Sá, F. A. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 18º, 2008, Porto de Galinhas. Anais. CD – ROM.

FIGUEIREDO, R. B.; Costa, A.L. M.; Andrade, M.S.; Aguilár, M.T.P.; Cetlin, P.R.: trabalho não publicado, 2005.

FIGUEIREDO, R. B.; Costa, A.L. M.; Andrade, M.S.; Aguilár, M.T.P.; Cetlin, P.R. In 60º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 25 a 28 de julho de 2005, Belo Horizonte – MG

FIGUEIREDO, R.B.; Aguilár, M.T.P.; Cetlin, P.R.: Materials Science and Engineering A, v.430, p.179–184, 2006.

FURUNO, K.; Akamatsu, H.; Oh-ishi, K.; Furukawa, M.; Horita, Z.; Langdon T.G. Acta Mater, v. 52, p. 2497, 2004.

GARCIA, Amauri. Solidificação: Fundamentos e Aplicações. 2ª Edição. Campinas, SP. Editora da Unicamp, 2007.

IWAHASHI, Y.; Wang, Y.; Horita, Z.; Nemoto, Z.; Langdon, T.G.: Scripta Mater., v. 35, p. 143 - 146, 1996.

IWAHASHI, Y. HORITA, Z. NEMOTO, M. LANGDON, T. G.: Acta Materialia. v. 46, p. 3317-3331, 1998.

KIM, W.J.; Sa, Y.K.: Scripta Materialia. v 54, p.1391–1395,2006.

LANGDON, T.G.: Materials Science and Engineering A, v 462, p.3 - 11, 2007.

LATYSH, V.; Krallics, G; Alexandrov, L.; Fodor, A: Current Applied Physics, v 6 p.262–266, 2006.

LINS, J.F.C.; Sandim, H.R.Z.; Raabe, D.; Vecchio K.S.: III Workshop sobre textura, p.47–60, São Paulo 2006.

NOVIKOV, Ilia. Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais. Tradução de Joel Regueira Teodósio. 1ª Edição, Rio de Janeiro: Editora UFRJ, 1994.

OSÓRIO, Wislei Riuper Ramos. Análise da influência dos parâmetros estruturais da solidificação de metais e ligas na resistência à corrosão. (Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica), UNICAMP, Campinas, 2004.

PERES, Manoel Diniz. Desenvolvimento da macroestrutura e da microestrutura na solidificação unidirecional transitória de ligas de Al – Si.(Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica), UNICAMP, Campinas, 2005.

SANTOS, Mateus oliveira. Processamento do cobre por EACI. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas). UFMG, Belo Horizonte, 2008.

SEGAL, V.M. Materials Science and Engineering A, v. 271, p. 322–333, 1999.

SEGAL, V.M.: Materials Science and Engineering A, v. 197, p. 157 - 164, 1995.

SILVA F. R.F.; Lins, J.F.C.; Medeiros, N.; Moreira, L.P.; Gouvea, J.P.: In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 18º, 2008, Porto de Galinhas. Anais. CD – ROM.

STOICA, G.M.; Fielden , D.E. McDaniels , R.; Liub, Y.; Huangb,B.; Liawa, P.K.; Xu, C.; Langdon T.G.: Materials Science and Engineering A, 410–411, p. 239–242, 2005

VALIEV, R.Z.; Alexandrov, I.V: Ann.chim. Sci. Mat, v. 27, p. 3 -14, 2002.

VALIEV, R.Z; Langdon, T.G.: Progress in Materials Science, v 51, p. 881–981, 2006.

VENKATESWARLU, K.; Das, G.; Pramanik, A.K.; Cheng Xu, Langdon, T.G.: Materials Science and Engineering A, v. 427, p.188–194, 2006.

XU, Cheng; Furukawa, Minoru.; Horita, Zenji.; Langdon, Terence G.: Materials Science and Engineering A v 398, p. 66–76, 2005.

XU, Cheng; Langdon, Terence G.: J Mater Sci, V 42, p.1542–1550, 2007.