

# CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E DA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA DA LIGA AIAA1070 DEFORMADA A FRIO VIA Prensagem em Canais Equiangulares<sup>1</sup>

Monica Costa Rezende<sup>2</sup>  
André Luiz de Andrade Abrantes<sup>2</sup>  
Christien Guisard Hauegen<sup>3</sup>  
Jefferson Fabrício Cardoso Lins<sup>4</sup>

## Resumo

O objetivo deste trabalho foi promover o refinamento da microestrutura da liga de alumínio de pureza comercial AIAA1070, a qual foi submetida a DPS. O material foi prensado em canais equiangulares – ECAP. A amostra foi submetida a cinco passes pela rota Bc. O processamento ocorreu à temperatura ambiente e alcançou  $\epsilon = 5,95$ . MEV e EBSD foram utilizados para analisar a evolução da microestrutura e da textura cristalográfica do material após cautelosa preparação metalográfica. Medidas de dureza Vickers foram realizadas para determinar a dureza após cada etapa de processamento. Após a deformação severa o material apresentou grãos ultrafinos exibindo textura com componentes de cisalhamento e a dureza se elevou consideravelmente. Com estes resultados pode-se concluir que os processos de subdivisão de grãos e recristalização dinâmica foram os responsáveis pelas alterações microestruturais e conseqüentemente na textura e no comportamento mecânico do material.

**Palavras-chave:** Liga AIAA1070; DPS; ECAP; Refinamento microestrutural.

## MICROSTRUCTURE'S AND TEXTURE'S CHARACTERIZATION OF THE AIAA1070 ALLOY COLD DEFORMED BY EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING

### Abstract

The objective was to promote the refinement of the microstructure of aluminum alloy Al AA1070 commercial purity, which was submitted to SPD. The material was pressed into channels equiangular - ECAP. The sample was subjected to five passes by route Bc. The processing occurred at room temperature and reached  $\epsilon = 5.95$ . SEM and EBSD were used to analyze the evolution of the microstructure and crystallographic texture of the material after a careful metallographic preparation. Vickers hardness measurements were performed to determine the hardness after each processing step. After severe deformation the material presented showing ultrafine grain texture hardness and shear components rose considerably. With these results we can conclude that the processes of grain subdivision and dynamic recrystallization were responsible for the microstructural changes and consequently in texture and mechanical behavior of the material.

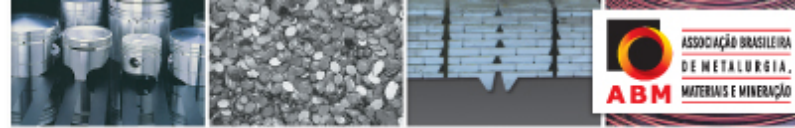
**Key words:** AIAA1070 alloy; SPD; ECAP; Microstructure refinement.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 12º Seminário de Metais Não-ferrosos, 31 de outubro a 1 de novembro de 2011, São Paulo, SP.

<sup>2</sup> Alunos de Pós-graduação, mestrado – (UFF).

<sup>3</sup> Aluno de iniciação científica - (UFF).

<sup>4</sup> Professor Adjunto – (UFF).



## 1 INTRODUÇÃO

Os produtos de alumínio e suas ligas podem ser fabricados por meio de fundição e pelos diversos processos de conformação mecânica. No alumínio comercialmente puro, principalmente, procura-se elevar a resistência mecânica e a dureza pelo refinamento microestrutural, uma vez que estas ligas têm baixa concentração de impurezas. Nos últimos anos, materiais com grãos ultrafinos (entre 0,1  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ ) e até nanocristalinos ( $< 0,1 \mu\text{m}$ ) vêm sendo produzidos por meio de deformação plástica severa (DPS).<sup>(1-12)</sup> Esta técnica é capaz de provocar um intenso refinamento na microestrutura proporcionando combinações únicas de propriedades como nenhum outro processo de conformação mecânica. Considerada uma técnica não convencional de produção a DPS utiliza-se da aplicação repetitiva ou sequencial de deformação sob altas pressões, da ordem de GPa, e pode alcançar elevados valores de deformação plástica verdadeira acumulada,  $\epsilon \geq 4$ . Mesmo já sendo utilizada há anos, foi somente na década de 1970 que se desenvolveu uma perspectiva científica moderna. Um dos processos de DPS que se destaca é a prensagem em canais equiangulares (ECAP - *Equal Channel Angular Pressing*), introduzida por Segal.<sup>(1)</sup>

O processo ECAP consiste em uma operação de prensagem em que um tarugo previamente lubrificado é forçado a escoar repedidas vezes através de uma matriz contendo dois canais de igual seção transversal e que interceptam um ângulo  $\Phi$ . Após prensagem o material não sofre significativas mudanças dimensionais na seção transversal. A deformação simples cisalhante ocorre no plano de interseção entre os canais equiangulares. Recentemente, mais de 3.000 publicações foram baseadas no ECAP e diversas pesquisas têm apresentado resultados promissores no processamento de alumínio de alta pureza ou comercialmente puro.<sup>(2-11)</sup> Langdom<sup>(2)</sup> desenvolveu um modelo de refinamento de grãos para materiais processados via ECAP em diferentes rotas. Mas apesar de muitos trabalhos reportarem a evolução microestrutural de materiais processados via ECAP, o mecanismo exato de refinamento de grãos ainda não foi completamente abordado para algumas ligas. De uma forma geral, este mecanismo envolve a subdivisão progressiva dos grãos através da rotação do reticulado cristalino e da mobilidade dos contornos. Contudo, há citações na literatura de refinamento de grão em alumínio de pureza comercial processado via ECAP à temperatura ambiente causado principalmente por recristalização dinâmica.<sup>(3,4)</sup> E mesmo o alumínio sendo um dos materiais mais estudados no processo ECAP, ainda não se encontram disponíveis na literatura estudos referentes à liga Al AA1070.

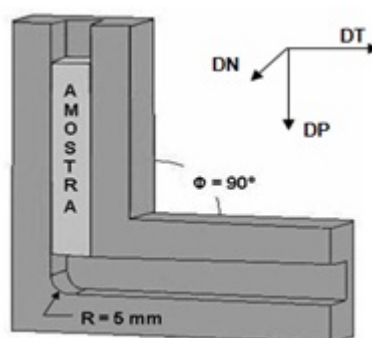
Nesse contexto, pretende-se com o presente estudo investigar em detalhes os mecanismos responsáveis pelo refinamento microestrutural e os aspectos relacionados à evolução da textura cristalográfica do alumínio de pureza comercial processado via ECAP. Para melhor aproximar à aplicação industrial, não foi realizado tratamento térmico de homogeneização no material do presente estudo. Foi utilizado neste processamento a rota Bc, e a amostra foi submetida a cinco passes, à temperatura ambiente. Para caracterizar a microestrutura foi utilizado microscópio eletrônico de varredura (MEV). A orientação inicial dos grãos e a textura cristalográfica desenvolvida a cada passe durante o processamento em deformação severa foram determinadas com o auxílio da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD - *Electron Backscattered Diffraction*). A dureza Vickers foi medida no material de partida e no material após cada passe de ECAP.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

A liga de alumínio Al AA1070 utilizada neste trabalho foi gentilmente doada pela empresa Novelis do Brasil Ltda., a composição química encontra-se na Tabela 1. O material foi lingotado para a confecção de uma placa de 610 mm de espessura que em seguida foi desbastada via laminação a quente até a espessura de 32 mm, atingindo  $\epsilon = 2,95$ . A temperatura de saída da placa foi estimada acima de 380°C. Para prensagem via ECAP foram cortados vários tarugos com dimensão de 10 mm x 10 mm x 70 mm da placa laminada a quente. O sistema utilizado para prensagem foi composto por uma máquina de ensaios Wolpert-Amsler, modelo 20 TUZ, de capacidade de 200 kN e de uma matriz bipartida de aço ferramenta H-13, instalado no laboratório de ensaios mecânicos da UFF. O ângulo  $\Phi$  entre os canais foi igual a 90° (Figura 1). Os tarugos foram prensados à velocidade de até 5 mm/s em cinco passes utilizando a rota Bc, à temperatura ambiente. Nesta rota a amostra é rotacionada 90° no sentido anti-horário a cada passe. Para lubrificação dos tarugos foi usado um spray à base de MoS<sub>2</sub>.

**Tabela 1.** Composição química da liga de alumínio AIAA1070 (teores expressos em % em peso)

Mn	Mg	Si	Pb	Fe	Ti	Cu	Ga	Al
-	-	0,07	0,002	0,18	0,02	-	0,001	99,72



**Figura 1.** Desenho esquemático da matriz apresentando o ângulo entre os canais ( $\Phi$ ).

As amostras foram preparadas seguindo-se os procedimentos convencionais de metalografia. A Figura 1 mostra a notação das direções usadas como referencial neste trabalho, sendo: DP a direção de prensagem, DT direção transversal e DN direção normal. No material de partida a direção de laminação foi chamada de DL. As microestruturas de todas as amostras foram observadas junto a um microscópio eletrônico de varredura (MEV), do modelo EVO MA10 da fabricante Zeiss com filamento de LaB<sub>6</sub> instalado no Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica (LMME) da UFF. O microscópio foi operado no modo de elétrons retroespalhados e secundários, tensão de aceleração 10 kV, com um detector de estado-sólido de quatro quadrantes.

As medidas de tamanho de grão, mesotextura e macrotextura foram realizadas com o auxílio da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD - *Electron Backscatter Diffraction*). O sistema de EBSD utiliza o software OIM da TSL/EDAX e conta com uma câmera de ultra-alta resolução da marca HIKARI. Os dados gerados foram analisados e interpretados por meio de função de distribuição de orientação - FDO. Para os cálculos da FDO foi utilizado o método de Bunge com expansão máxima igual a 21. Na técnica de EBSD a amostra foi inclinada a 70° em relação à

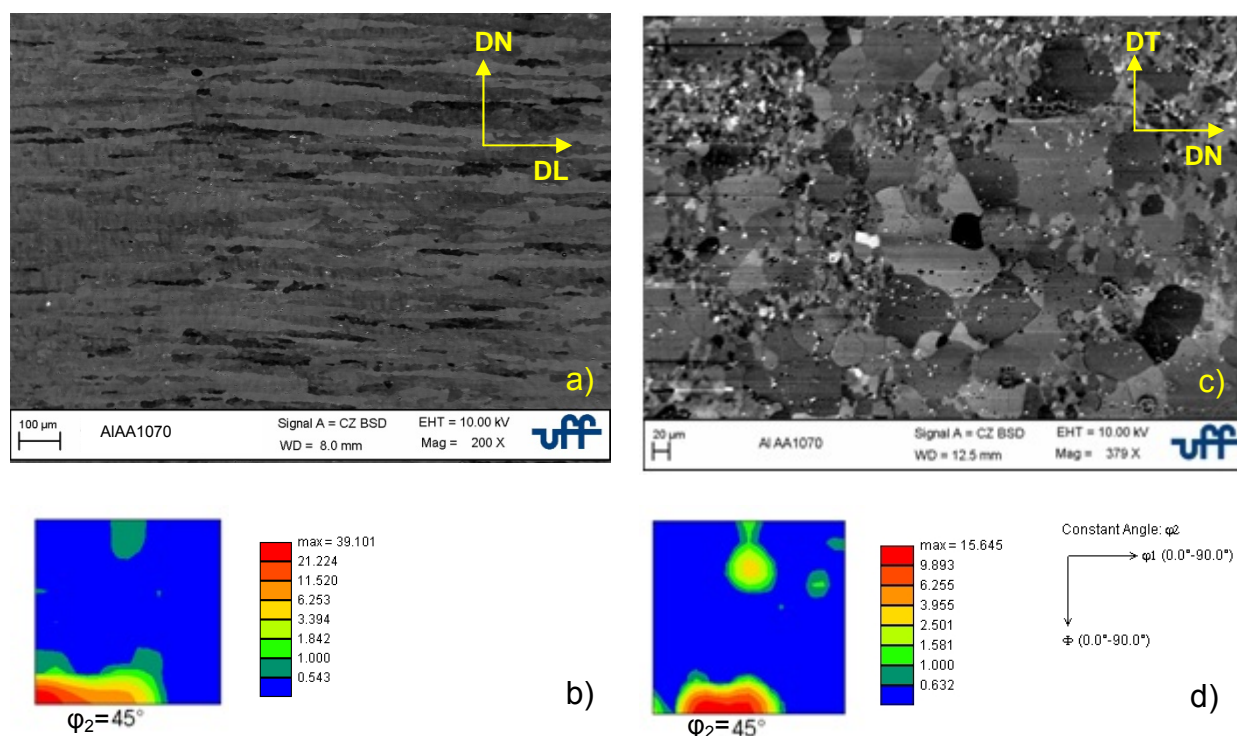
base do microscópio. O *step size* variou de 2  $\mu\text{m}$  a 0,05  $\mu\text{m}$ , dependendo da morfologia dos elementos da subestrutura presentes. Para obtenção dos resultados de macrotextura, mesotextura e distribuição de tamanho médio de grão foram utilizados mapas com contagem superior a 2.000 grãos.

As medidas de dureza foram feitas em um microdurômetro da Shimadzu modelo HVM - 2T. O equipamento realizou impressões com carga de 50 gf durante 20 s. Foram feitas 225 medidas em cada amostra, na seção transversal.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

O material de partida apresentou uma microestrutura característica do processo de laminação a quente, composta por grãos alongados e alinhados paralelamente à direção de laminação, quando analisada a seção longitudinal (Figura 2a). Na seção transversal (Figura 2b) é possível observar que os grãos têm morfologia e tamanhos irregulares. A estrutura apresenta-se parcialmente recristalizada. Nota-se também formação de subestrutura com elevada fração de contornos com caráter de baixo ângulo, aproximadamente 55%. Esta característica indica que o material sofreu recuperação dinâmica durante o processamento termomecânico. Logo, pode-se verificar que ocorreu uma competição microestrutural entre os dois fenômenos de restauração. O tamanho médio de grão foi da ordem de  $14,65 \mu\text{m} \pm 19,1 \mu\text{m}$ . A textura cristalográfica também correspondeu ao processo de laminação a quente,

sendo encontrada a Goss girado como componente preferencial  $\{011\} \langle 0\bar{1}1 \rangle$ , e com intensidades mais fracas as componentes Cubo  $\{001\} \langle 110 \rangle$  e S  $\{123\} \langle 634 \rangle$ .



**Figura 2.** Micrografia apresentando a microestrutura do material de partida e as FDOs: (a) e (b) seção longitudinal; (c) e (d) seção transversal. (MEV – Imagens de elétrons retroespalhados 10 kV).

O material após o primeiro passe via ECAP apresenta uma microestrutura bandeada (Figuras 3a e 3b). As bandas medem perto de 4,5-45  $\mu\text{m}$ . A microestrutura está de acordo com o modelo de refinamento de grãos para materiais processados via





ECAP proposto por Langdom.<sup>(2)</sup> Langdom reporta que são criadas bandas de subgrãos a cada passe, medindo uma distância “d” de largura, e que sofrem rotações entre passes. No interior da bandas observou-se intensa formação de contornos de baixo ângulo, aproximadamente 81%. A formação de subestrutura é explicada pela deformação severa, em que é gerada uma alta densidade de discordâncias. Para Langdom,<sup>(2)</sup> estas discordâncias se rearranjam e se aniquilam para formar estruturas com a intenção de minimizar energia. Este fato leva a considerar a ocorrência de recuperação dinâmica durante o processamento. Vale ressaltar que o alumínio possui alta energia de defeito de empilhamento (EDE), esta característica favorece o processo de recuperação dinâmica durante a deformação. O tamanho médio de grão após o primeiro passe foi igual a  $3,06 \mu\text{m} \pm 3,93 \mu\text{m}$ .

No segundo passe a microestrutura refere-se à região de cisalhamento e apresenta-se bastante heterogênea. Observam-se grãos com morfologia e tamanho irregulares. Nota-se também que as bandas tendem a se dissolver na matriz. Houve uma redução relevante na fração de contornos de baixo ângulo quando comparado ao primeiro passe, atingindo aproximadamente 43%. O tamanho de grão após o segundo passe atingiu próximo a  $1,38 \mu\text{m} \pm 1,04 \mu\text{m}$ .

Após o terceiro passe observam-se grãos com formato alongado e exibindo formação de subestrutura (Figura 3c). A fração de contornos de baixo ângulo se elevou para aproximadamente 53%. Observa-se que a distribuição de orientação dos contornos se comporta de forma cíclica. Este fato é atribuído à configuração da rota Bc. Nesta rota ocorrem sucessivas rotações de  $90^\circ$  na amostra a cada passe. Esta configuração proporciona um processo redundante de deformação, pois o deslizamento do primeiro passe é substituído pelo deslizamento do terceiro e o deslizamento do segundo passe é substituído pelo deslizamento do quarto. Os passes ímpares vão ativar sistemas de deslizamento que favorecerão a formação de contornos de baixo ângulo, contrariamente aos passes pares. Esta característica interfere no refinamento de grãos, uma vez que este está diretamente ligado às alterações impostas na quantidade de contornos. O tamanho médio de grão após o terceiro passe foi igual a  $1,93 \mu\text{m} \pm 1,85 \mu\text{m}$ .

No quarto passe observa-se que os grãos tendem ao formato equiaxial. Este resultado está de acordo com o modelo de refinamento de grãos descrito por Langdom, onde prevê que após o quarto passe os grãos processados na rota Bc adquirem formato equiaxial. Na rota Bc, devido às rotações da amostra, as bandas se interceptam e esta particularidade permite que grãos muito finos surjam a partir destas interseções. Neste estágio do processamento, pode-se afirmar que a interseção ou cruzamento entre as bandas de subgrãos, assim nomeadas por Langdom,<sup>(2)</sup> foi um dos mecanismos responsáveis pela fragmentação e formação de grãos ultrafinos.

No quinto passe (Figura 3d), observa-se nitidamente nucleação junto aos contornos de grão. Mesmo o processamento via ECAP ter ocorrido à temperatura ambiente sabe-se que a temperatura para ocorrer a recristalização é tanto menor quanto maior for o nível de deformação, pois maior será a energia armazenada no material. Pode-se destacar também o calor gerado pelo atrito durante a operação de prensagem, confirmado pelos estudos de Yamaguchi et al.<sup>(11)</sup> A associação destes fatores podem ter disparado o processo de recristalização dinâmica no material severamente deformado. Suwas et al.,<sup>(3)</sup> estudando evolução da microtextura em alumínio de pureza comercial, constataram que o processo de refinamento de grãos ocorreu por recristalização dinâmica. Este mecanismo também foi observado por Ferrasse et al.,<sup>(4)</sup> analisando alumínio comercialmente puro. Na microestrutura após



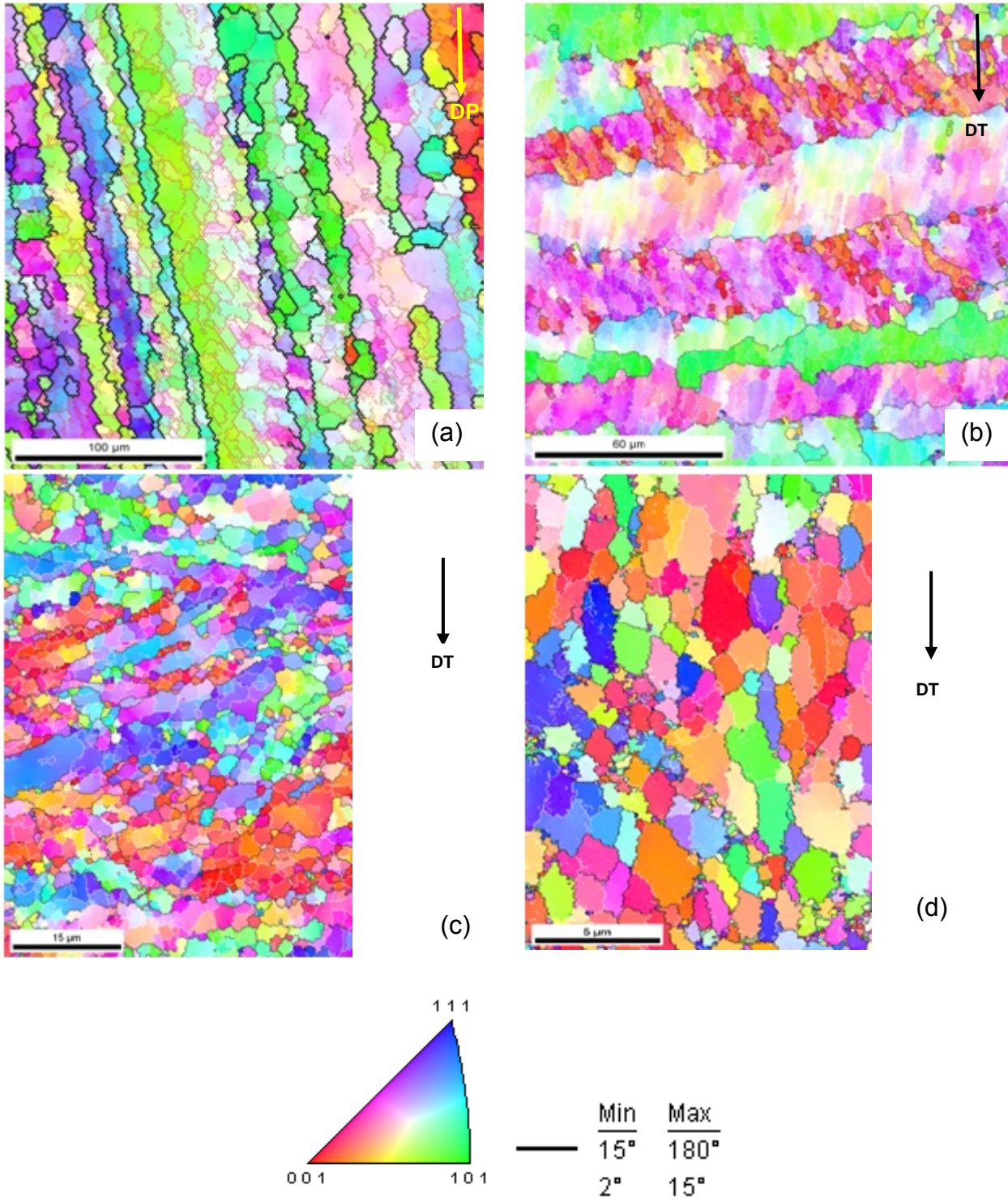
o quinto passe observam-se que grãos recristalizados convivem com subgrãos. A fração de contornos de baixo ângulo foi igual a 42%. É comum no processo ECAP, mesmo após o quinto passe, encontrar elevada quantidade de contornos de baixo ângulo. Kawasaki, Horita e Langdon<sup>(5)</sup> encontraram uma fração de contornos de baixo ângulo remanescente mesmo após diversos passes. Este fato é explicado pela contínua introdução de discordâncias no processamento através das repetidas passagens pelos canais. A ocorrência de recuperação dinâmica durante o processamento favorece o rearranjo das discordâncias e a formação destes contornos. O tamanho médio de grão foi igual a  $1,10 \mu\text{m} \pm 0,91 \mu\text{m}$ , sendo o mesmo de Kawasaki, Horita e Langdon<sup>(5)</sup> que realizaram recozimento previamente ao ECAP. Os resultados nos levam a concluir que o refinamento microestrutural ocorreu de forma bastante eficiente, e está de acordo com os resultados obtidos por outros autores. Trabalhos na literatura sobre alumínio de alta pureza reportam que após o quarto passe na rota Bc foram encontrados tamanhos médios de grão de  $1,2 \mu\text{m}$ <sup>(6)</sup> e  $1,3 \mu\text{m}$ .<sup>(5,7,8)</sup> Chang, Yoon e Kim,<sup>(9)</sup> no entanto, estudando alumínio comercialmente puro (99,90% Al), encontraram tamanho médio de grão de  $0,8 \mu\text{m}$ .

A textura encontrada também foi de acordo com dados disponíveis na literatura. O alumínio processado via ECAP geralmente desenvolve orientações de textura ao longo das fibras de cisalhamento, fibra A  $\{111\}\langle uvw \rangle$  e fibra B  $\{hkl\}\langle 110 \rangle$ .<sup>(10)</sup> Os resultados obtidos mostram que o material apresentou algumas variantes destas componentes (Tabela 2). Um aspecto importante a considerar é o aparecimento da componente Cubo após o quarto passe indicando a ocorrência de recristalização dinâmica.

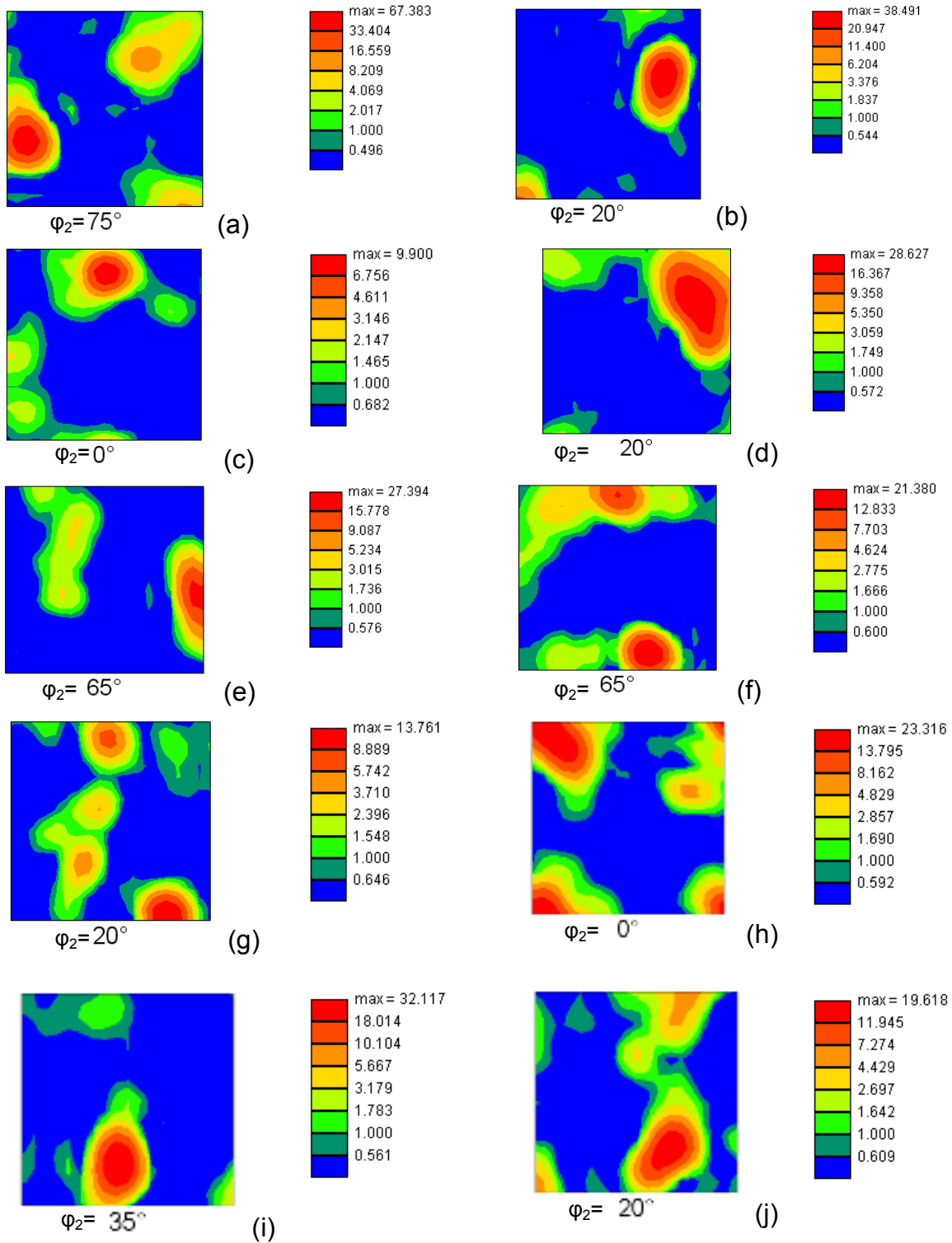
Na Figura 4 é possível observar também a distribuição da intensidade de textura. Nota-se que a intensidade foi mais alta após o primeiro passe. Nos passes seguintes a intensidade reduziu aproximadamente 50%. Outro detalhe que merece destaque é que a intensidade apresentou comportamento cíclico, assim como a evolução microestrutural. Nos passes em que se observou maior fração volumétrica de contornos de baixo ângulo a intensidade de textura foi mais alta. Esta característica confirma que a textura cristalográfica é intimamente ligada à evolução microestrutural.

Ferrasse et al.<sup>(4)</sup> citam que o ECAP é uma técnica efetiva para controlar a intensidade de textura e a orientação, comparando aos processos convencionais. Os dois parâmetros principais para este controle são número de passes e a rota de deformação. Observaram que a textura do alumínio comercialmente puro processado via ECAP na rota Bc após o primeiro passe é muito intensa na orientação  $\{212\}\langle 241 \rangle$ . Comparando este resultado com o resultado obtido neste trabalho verifica-se que estão de acordo, pois em ambos foram encontradas variantes da fibra A após o primeiro passe. Suwas et al.<sup>(3)</sup> estudaram a evolução da textura em alumínio de pureza comercial em todas as rotas do ECAP, constataram que a textura inicial é muito forte, alcançando intensidade 50, semelhante aos resultados encontrados neste estudo. Os autores utilizaram para o cálculo das FDOs o método de Bunge com expansão máxima igual a 22, bem próxima à expansão utilizada nesta pesquisa, 21. Contudo um aspecto discorda, pois reportam que mesmo após o quinto passe a textura permanece intensa.





**Figura 3.** Micrografias da liga AIAA1070 processada via ECAP: a),b) 1°; c) 3°; d) 5° passe.



**Figura 4.** FDO da liga AIAA1070 deformado via ECAP: (a) 1° passe DP; (b) 1° passe DT; (c) 2° passe DP; (d) 2° passe DT; (e) 3° passe DP; (f) 3° passe DT; (g) 4° passe DP; (h) 4° passe DT; (i) 5° passe DP; e (j) 5° passe DT.



**Tabela 2.** Direções e intensidades das componentes de textura identificadas na liga AIAA1070 após processamento via ECAP

Passo	Seção de prensagem	Seção transversal	f(g)
1°	$\{311\}\langle 1\bar{3}0\rangle$	$\{1\ 5\ 11\}\langle 0\ 11\ 5\rangle$	53,0
2°	$\{013\}\langle 2\bar{3}1\rangle$	$\{3\ 6\ 11\}\langle 1\ 27\ 5\rangle$	19,3
3°	$\{211\}\langle \bar{1}\bar{1}3\rangle$	$\{001\}\langle \bar{1}\bar{2}0\rangle$ $\{210\}\langle 1\bar{2}3\rangle$	24,4
4°	$\{130\}\langle 001\rangle$	$\{001\}\langle 110\rangle$	18,5
5°	$\{231\}\langle \bar{1}\bar{1}1\rangle$	$\{1\bar{1}3\}\langle \bar{1}\bar{1}2\rangle$	26,0

As medidas de dureza Vickers mostraram que o processo ECAP proporcionou aumento da dureza. De acordo com os resultados obtidos verifica-se um forte aumento da dureza no primeiro passo, fato este explicado pela intensa alteração microestrutural que o material apresentou ao sofrer a deformação severa. O material de partida apresentou dureza média de 27,8 Vickers. Após o primeiro passo este valor quase dobrou, alcançando 48,2 Vickers, em média. Nota-se que do primeiro para os demais passos praticamente não houve alteração significativa, considerando-se os desvios. Isto está relacionado ao refinamento de grão que ocorreu mais intensamente no primeiro passo, nos demais passos a redução não foi tão pronunciada. A Figura 5 mostra mais claramente a evolução da dureza graficamente, sendo que alguns pontos merecem destaque. Primeiramente, a dureza do primeiro ao quarto passo praticamente se mantém, ou seja, observa-se um estado estacionário durante o processamento via ECAP. Segundo, após o quinto passo, nota-se uma ligeira queda da dureza (amolecimento). Esta observação pode estar relacionada à ocorrência mais intensa de recuperação dinâmica, que após o quinto passo foi suficiente para influenciar o comportamento mecânico. Terceiro, os passos pares apresentaram maior desvio padrão que os passos ímpares. Este comportamento característico entre passos influenciado pela evolução microestrutural foi observado na distribuição da orientação dos contornos e na intensidade de textura.

Os mapas de dureza são apresentados na Figura 6. Nota-se em todos os mapas pontos localizados de alta dureza. Este fato é atribuído à heterogeneidade da estrutura, em que se observou grãos recristalizados e grãos com formação de subestrutura, de diferentes tamanhos. No quinto passo nota-se que a dureza decresceu próximo à borda inferior, porém, este tipo de heterogeneidade na distribuição da dureza também foi observada em Kawasaki, Horita e Langdon<sup>(5)</sup> e Yamaguchi et al.<sup>(11)</sup> Comparando-se os resultados obtidos com dados disponíveis na literatura conclui-se que as medidas de dureza estão de acordo com as medidas de dureza encontradas em outros trabalhos. Qiao, Starink e Gao<sup>(12)</sup> analisando a liga AIAA1050 após primeiro passo no ECAP constataram que no centro da amostra a dureza foi de  $48 \pm 1,4$  HV. No entanto, eles encontraram valores menores quando mediram próximo à superfície. Segundo os autores este fato está ligado à distribuição da deformação ao longo da amostra, na qual no centro da amostra segue modelo de cisalhamento simples e na superfície é mais complexo, devido à influência do atrito e a proximidade com a interseção dos canais. Esta desigualdade leva a uma heterogeneidade na microestrutura do material processado via ECAP.

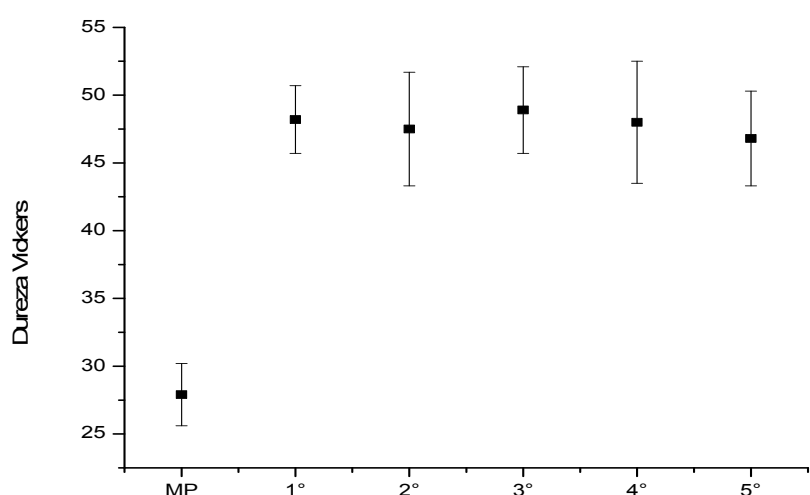


Figura 5. Gráfico de dureza do material de partida e do material após cada passe de ECAP.

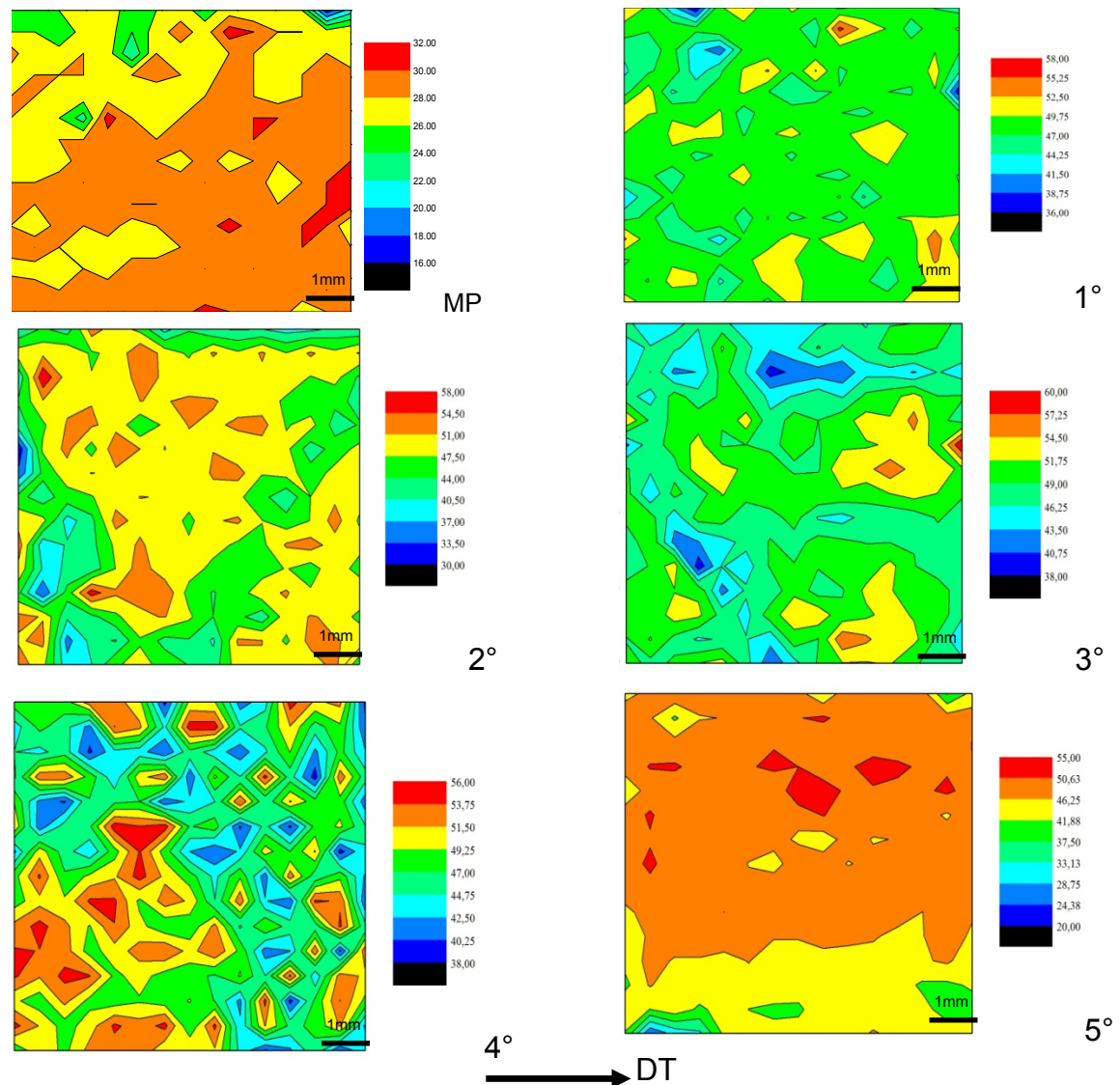


Figura 6. Mapas de dureza do material de partida e do material após cada passe via ECAP.

## 4 CONCLUSÃO

O material de partida, laminado a quente, apresentou competição microestrutural entre recuperação e recristalização dinâmica. O refinamento microestrutural após o processamento via ECAP foi realizado eficientemente. A partir dos resultados obtidos pode-se concluir que os mecanismos responsáveis pela redução do tamanho de grão foram os processos de subdivisão por meio de fragmentação e rotação de grãos e recristalização dinâmica nos contornos. A textura cristalográfica do material deformado severamente apresentou principalmente componentes de cisalhamento. Este tipo de textura foi decorrente da deformação cisalhante simples que ocorre na interseção entre os canais. A alteração microestrutural influenciou o comportamento mecânico. A dureza aumentou consideravelmente após o primeiro passe e nos passes seguintes se observou um estado estacionário. Após o quinto passe a dureza sofreu uma ligeira queda por ter se atenuado o processo de recuperação dinâmica.

## Agradecimentos

Agradecimentos são devidos à empresa Novelis do Brasil Ltda. pela doação do material e a Faperj e CNPq pelo incentivo financeiro.

## REFERÊNCIAS

- 1 SEGAL, V.M., Engineering and commercialization of equal channel angular extrusion. *Materials Science and Engineering A*, v. 386, p. 269-276, 2004.
- 2 LANGDOM, T.G., The Principles of grain refinement in equal-channel angular pressing. *Materials Science and Engineering A*, v. 462, p. 3-11, 2007.
- 3 SUWAS, S., MASSION, R.A., TÓTH, L.S., FUNDENBERGER, J.J., BEAUSIR, B., Evolution of texture during equal channel extrusion of commercially pure aluminum: Experiments and Simulations. *Materials Science and Engineering A*, v. 520, p. 134-146, 2009.
- 4 FERRASE, S., SEGAL, V.M., KALIDINDI, S.R., ALFORD, F., Texture evolution during equal channel extrusion. Part I. Effect of route, number of passes and initial texture. *Materials Science and Engineering A*, v. 368, p. 28-40, 2004.
- 5 KAWASAKI, M, HORITA, Z., LANGDON, T.G., Microstructural evolution in high purity aluminum processed by ECAP. *Materials Science and Engineering A*, v 524, p. 143-150, 2009.
- 6 TERHUNE, S. D., SWISHER, D.L., OH-ISHI, K., HORITA, Z., LANGDON, T. G., MCNELLEY, T.R., An Investigation of Microstructures and Grain-Boundary Evolution during ECA Pressing of Pure Aluminum, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 33, p. 2173, 2002.
- 7 XU, C., FURUKAWA, M., HORITA, Z., LANGDON, T.G., The evolution of homogeneity and grain refinement during equal-channel angular pressing: A model for grain refinement in ECAP. *Materials Science and Engineering A*, v. 398, p. 66-76, 2005.
- 8 NAKASHIMA, K., HORITA, Z., NEMOTO, M., LANGDON, T. G., Influence of channel angle on the development of ultrafine grains in equal-channel angular pressing. *Acta Materialia*, v 46, p. 1589-1599, 1998.
- 9 CHANG, J.Y, YOON, J.S., KIM, G.H., Development of submicron sized grain during cyclic equal channel angular pressing. *Scripta Materialia*, v. 45, p. 347-354, 2001.
- 10 ZHILYAEV, D.L., OH-ISHI, RAAB, G.I, MCNELLEY, T.R., Influence of ECAP processing parameters on texture and microstructure of commercially pure aluminum. *Materials Science and Engineering A*, v. 441, p. 245-252, 2006.





- 11 YAMAGUCHI, D., HORITA, Z., NEMOTO, M., LANGDON, T.G., Significance of adiabatic heating in equal channel angular pressing. Scripta Materialia, v. 41, p. 791-796, 1999.
- 12 QIAO, X.G., STARINK, M.J., GAO, N., Hardness inhomogeneity and local strengthening mechanism of an AA1050 aluminium alloy after one pass of equal channel angular pressing. Materials Science and Engineering A, v. 513-514, p. 52-58, 2009.