

Tema: Nanotecnologia

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E DA TEXTURA CRISTALORÁFICA DA LIGA AL AA 1070 PENSADA EM CANAIS EQUIANGULARES A FRIO VIA ROTA A*

Rachel Santos Mendes¹

Christien Guisard Hauegen²

Manuela Fontana³

Gabriel Gonçalves Pessoa de Castro⁴

Jefferson Fabrício Cardoso Lins⁵

Resumo

O objetivo deste trabalho foi analisar o refinamento da liga Al AA1070 deformada via ECAP (*Equal Channel Angular Pressing*) pela rota A em dois passes consecutivos. O material foi prensado a frio e a deformação verdadeira acumulada foi de 2,38. A caracterização microestrutural foi realizada com o auxílio da técnica de MEV. E a evolução da textura foi analisada através da técnica EBSD. A avaliação do comportamento mecânico da amostra foi realizada através do ensaio de microdureza de *Vickers*. Os resultados mostraram uma intensa redução no tamanho de grão após o 1º passe, seguido de um decréscimo considerável no 2º passe. A orientação encontrada na textura inicial evoluiu de $\{1\ 1\ 0\} \langle \bar{7}\ \bar{10} \rangle$ para $\{5\ 13\ 1\} \langle \bar{16}\ \bar{7}\ 11 \rangle$ após o 2º passe. O comportamento mecânico apresentou um estado estacionário entre o 1º e 2º passe devido à ocorrência do fenômeno de recuperação dinâmica. Concluiu-se que um refinamento considerável foi obtido.

Palavras-chave: ECAP; Alumínio; Microestrutura; Textura cristalográfica.

MICROSTRUCTURAL AND CRYSTALLOGRAPHIC TEXTURE CHARACTERIZATION OF AA1070 AL ALLOY DEFORMED BY EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING VIA ROUTE A

Abstract

The objective of this study was to analyze the refinement of AA1070 Al alloy deformed via ECAP by route A in two consecutive passes. The material was cold-pressed and the true strain accumulated was 2.38. The microstructural characterization was performed with the aid of SEM technique. The evolution of texture was analyzed by EBSD technique. The evaluation of the mechanical behavior was performed using the Vickers hardness test. The results showed a marked decrease in grain size after the 1st pass, followed by a considerable decrease in the 2nd pass. The orientation found in the initial texture has evolved from $\{1\ 1\ 0\} \langle \bar{7}\ \bar{10} \rangle$ to $\{5\ 13\ 1\} \langle \bar{16}\ \bar{7}\ 11 \rangle$ after the 2nd pass. The mechanical behavior showed a steady state between the 1st and 2nd pass due to the occurrence of the phenomenon of dynamic recovery. It was concluded that a considerable refinement was obtained.

Keywords: ECAP; Aluminium; Microstructure; Crystallographic texture.

¹ Eng. de Produção, Mestranda, Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica - PPGEM, Universidade Federal Fluminense (UFF), Volta Redonda, RJ, Brasil.

² Eng. Metalúrgico, Mestrando, PPGEM, UFF, Volta Redonda, RJ, Brasil.

³ Eng. Metalúrgica, M.Sc., Doutoranda, PPGEM, UFF, Volta Redonda, RJ, Brasil.

⁴ Eng. Mecânico, Mestrando, PPGEM, UFF, Volta Redonda, RJ, Brasil.

⁵ Eng. Químico, D.Sc., Coordenador PPGEM, UFF, Volta Redonda, RJ, Brasil.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A técnica de ECAP consiste em forçar um tarugo a escoar entre dois canais que possuem seções transversais iguais, contidos no interior de uma matriz rígida. À medida que o material passa por dentro dos canais, este sofre deformação plástica de natureza cisalhante simples desenvolvendo uma nova microestrutura e textura cristalográfica. Além de uma combinação singular de propriedades físicas e mecânicas. A principal vantagem do processo de ECAP é que o material pode ser deformado sem que haja a diminuição de sua seção transversal, além de melhorar as propriedades mecânicas, produzir grãos extremamente finos e uma variedade de texturas. Este processo pode ser conduzido por quatro rotas: A, B_A, B_C e C. A rota A não envolve nenhuma rotação da amostra entre os passes de deformação. A rota B_A, por sua vez, envolve rotações alternativas de 90°, nos sentidos horário e anti-horário em relação à direção de prensagem. A rota B_C envolve rotações de 90° no mesmo sentido entre cada prensagem. E por fim, a rota C envolve rotações de 180° entre cada passe [1]. Uma vez que a área da seção transversal se mantém inalterada é possível realizar repetidas deformações até que estas se acumulem em altos níveis. Esta repetição permite que sistemas de deslizamento sejam ativados em cada passe através da rotação da amostra nos diferentes ângulos associados a cada rota [2]. *Kim* e seus colaboradores [3] compararam a evolução microestrutural e sua influência nas propriedades mecânicas do alumínio comercialmente puro (99,5%) processado via rotas A e C. Observaram que o tamanho do grão da amostra foi reduzido drasticamente após o primeiro passe de deformação e seguido de um decréscimo gradual no segundo passe. Puderam concluir que, a rota de processamento exerce maior influência no formato final dos grãos do que no tamanho médio dos mesmos. Notaram também que o limite de escoamento da deformação cisalhante aumenta com a diminuição do tamanho do grão, porém esse aumento só é significativo após o primeiro passe. A partir do segundo passe esse crescimento é gradual, o que permitiu concluir que o limite de escoamento da deformação cisalhante do alumínio comercialmente puro após dois passes de deformação é quatro vezes maior comparado ao valor do material de partida.

O contrário foi observado por *Cao et al* [4] que investigaram o mesmo material prensado via mesmas rotas e concluíram que somente a partir do décimo passe uma quantidade significativa de grãos ultrafinos é notada. E que mesmo após 10 passes, heterogeneidades significativas são encontradas em regiões da microestrutura em que não houve refinamento dos grãos. Conclui-se que a grande questão a ser estudada é quanto ao efeito de cada rota no material assim como o número de passes necessário para produzir uma microestrutura ultrafina e homogênea. Neste contexto, o objetivo deste trabalho é analisar o refinamento de um material grosseiro submetido ao ECAP através da rota A em dois passes de deformação. O processo de deformação foi a frio e a deformação verdadeira acumulada alcançou $\epsilon_2 = 2,38$. A investigação do refinamento da liga Al AA1070 consistiu na caracterização microestrutural, da textura cristalográfica e de seu comportamento mecânico. A caracterização microestrutural foi realizada com o auxílio da técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV). E a evolução da textura foi analisada através da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD). A avaliação do comportamento mecânico da amostra foi realizada através do ensaio de microdureza de *Vickers*, a fim de quantificar a energia armazenada no material após cada passe de deformação.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

As amostras são provenientes de uma liga Al AA 1070, em forma de uma placa fornecida pela empresa Novelis do Brasil Ltda. A Tabela 1 mostra a composição química nominal da placa de Al AA1070 que será utilizada no presente trabalho. Uma chapa foi lingotada para a confecção da placa de 610 mm de espessura e em seguida, desbastada via laminação a quente até a espessura de 32 mm e sua temperatura de saída foi estimada como sendo acima de 380°C.

Tabela 1: Composição química liga de alumínio AA1070 (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

Para a realização do processo de ECAP foi utilizada uma matriz bipartida de aço ferramenta H13 com dois canais idênticos com dimensões de 10 x 10 mm formando um ângulo (Φ) igual a 90° entre si. Antes da deformação, o canal e o tarugo foram lubrificados com uma graxa a base de sulfonato de cálcio. O punção de aço prata ao tungstênio foi fixado em uma máquina de ensaios universal EMIC DL-60 com capacidade máxima de carga de 600 KN. Os tarugos, de dimensões de 10 x 10 x 70 mm, foram prensados à velocidade de até 5 mm/s através da rota A em dois passes de deformação, à temperatura ambiente. A deformação acumulada alcançou o valor de $\epsilon_2=2,38$. O raio de adoçamento dos canais é de 5 mm ($R\approx 37^\circ$) a fim de facilitar o fluxo do tarugo entre os canais e reduzir a carga de prensagem. A Figura 1 apresenta de maneira esquemática a parte da matriz em que ocorre interseção entre os dois canais com a presença de um raio de adoçamento [5].

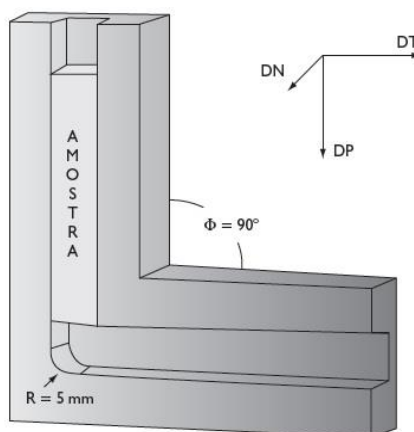


Figura 1: Desenho esquemático de uma seção da matriz ECAP bipartida mostrando o ângulo entre os canais (Φ) e raio de adoçamento (R). DP - direção de prensagem, DN - direção normal e DT - direção transversal. [5]

As amostras dos tarugos foram cortadas com dimensões aproximadas de 10 x 10 x 05 mm, em uma cortadeira de baixa velocidade com disco diamantado. As seguintes granulometrias de SiC, 1000, 1200 e 2400 foram utilizadas no posterior lixamento das amostras. Por fim, o polimento foi realizado no equipamento ElectroMet® 4 da Buehler, empregando-se uma solução composta por 59 partes de CH₄O (metanol), 35 partes de C₂H₄(OH)₂ (etileno-glicol) e 6 partes de HClO₄ (ácido perclórico) (em volume). A diferença de potencial aplicada foi de 80 V por 90 s, à temperatura média de 21°C.

* Contribuição técnica ao 69^o Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14^o ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



As microestruturas das amostras foram observadas em sua seção transversal, plano DN-DT, com auxílio de um microscópio eletrônico de varredura, operado no modo de elétrons retroespalhados e secundários, a uma tensão de aceleração de 10 kV, com um detector de estado-sólido de quatro quadrantes. As medidas de tamanho de grão, microtextura e macrotextura foram realizadas com o auxílio da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e o sistema do modelo Pegasus MX4i da marca EDAX, com câmera de alta velocidade modelo HIRAKI, integrado ao MEV. Os dados gerados foram analisados e interpretados por meio de função de distribuição de orientação e mapas de qualidade da imagem. A tensão de aceleração foi de 15 kV e o aparelho foi operado com corrente do feixe de elétrons da ordem de 1 nA, com um passo de varredura (step size) variando de 2 a 0,5 μm . As informações geradas por essas varreduras foram integradas e processadas pelo software OIM 5.3 da EDAX. Vale ressaltar que os contornos de baixo ângulo ($2^\circ < \psi < 15^\circ$) foram marcados na cor branca e os de alto ângulo ($\psi > 15^\circ$) na cor preta. E que a medida da diferença de orientação dos contornos nos mapas a partir de 2° é devido à limitação angular do software do EBSD.

O ensaio mecânico de dureza de *Vickers* foi realizado na seção transversal das amostras, utilizando um microdurômetro de modelo HVM-2T da Shimadzu. As impressões *Vickers* foram realizadas a uma carga de 100 gf durante 30 s. Foram realizadas 225 medidas em cada amostra. Cada teste foi realizado adotando-se um intervalo de 2,5 mm.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Caracterização da Microestrutura e da Textura Cristalográfica

A caracterização do material de partida, previamente laminado a quente, foi realizada a partir da análise de uma área com tamanho de 544,85 x 238,9 (μm^2) e com um *step size* de 2 μm , Figura 2. Observa-se uma microestrutura com grãos grosseiros e com morfologia e tamanhos irregulares. O material apresentou um tamanho de grão inicial médio de $15,8 \pm 14,9 \mu\text{m}$. É possível também notar a presença de grãos anormais e subestruturas advindas dos fenômenos de restauração ocorridos durante o processamento termomecânico. O material apresentou uma fração de 73% de contornos de baixo ângulo.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

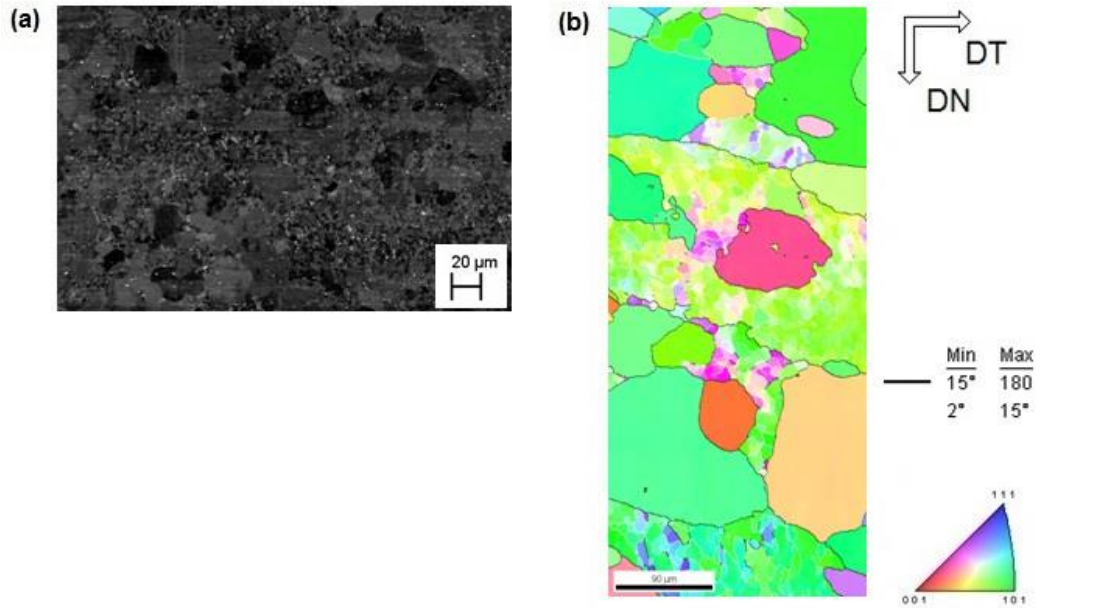


Figura 2: a) Micrografia da seção transversal do material de partida. MEV – imagem no modo de elétrons retroespalhados, 10kV.; (b) Mapa de orientação referente à seção transversal do material de partida. (MEV-EBSD= 20kV). DN e DT referem-se às direções normal e transversal respectivamente.

Para caracterização do material após o primeiro passe de deformação foi analisada uma área com um tamanho de 165,31 x 155,17 (μm²) e com um *step size* de 1 μm. A micrografia e o mapa de orientação do material após o primeiro passe de deformação podem ser vistas na Figura 3.

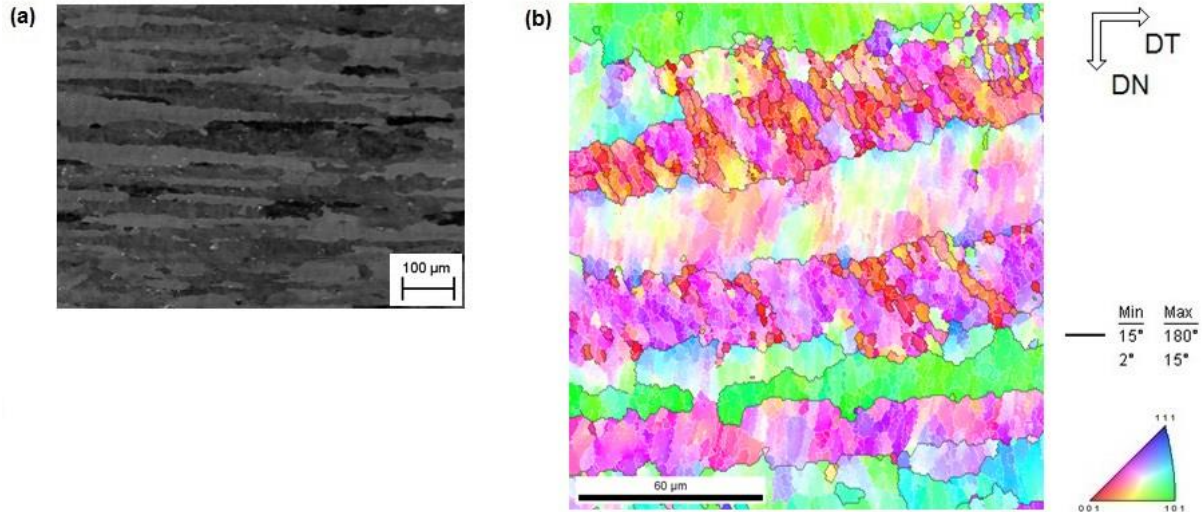


Figura 3: (a) Micrografia da seção transversal da amostra do tarugo após o primeiro passe. MEV – imagem no modo de elétrons retroespalhados, 10kV.; (b) Mapa de orientação referente à seção transversal da amostra do tarugo após o primeiro passe. (MEV-EBSD= 20kV). DN e DT referem-se às direções normal e transversal respectivamente.

A micrografia apresentada na Figura 3(a) permite verificar a existência de componentes com diferentes orientações. Ademais os contornos de grãos aparentam estar paralelos à direção transversal. Porém na figura 3(b) é possível notar que estes contornos apresentam protusões. Essa característica pode ser explicada devido ao fato de os grãos vizinhos apresentarem orientações iniciais diferentes e estes ao passarem pela zona de cisalhamento sofrem rotações. Assim,

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

geram-se essas protusões a fim de acomodar a deformação. A comparação das Figuras 2(b), 3(b) permitiu notar de maneira instantânea uma redução no tamanho do grão. Após o primeiro passe de deformação, o grão sofreu uma redução significativa em relação ao seu tamanho médio para $5,22 \pm 5,07 \mu\text{m}$, o que caracteriza uma redução de aproximadamente 70% no tamanho médio inicial do grão. O material submetido ao primeiro passe de deformação apresentou uma microestrutura composta, principalmente, de uma estrutura bandeada constituída de grãos alongados. Nota-se ainda que, alguns desses grãos apresentam uma distribuição de cores que caracteriza a presença de subestruturas, com caráter de baixo ângulo, gerados pelo processo de subdivisão. Para este passe o material apresentou uma fração de contornos de baixo ângulo correspondente a 74%. A Figura 4 apresenta a micrografia e o mapa de orientação do material após o segundo passe de deformação. A área analisada foi de $137,90 \times 100,13 (\mu\text{m}^2)$ com um *step size* de $0,5 \mu\text{m}$.

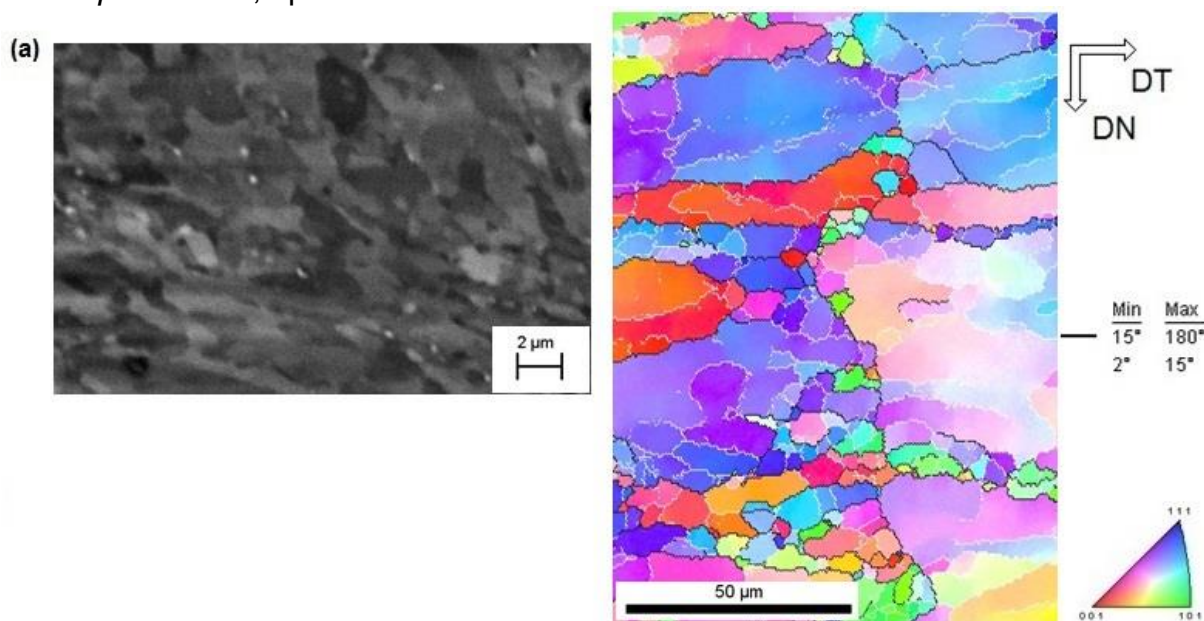


Figura 4: (a) Micrografia da seção transversal da amostra do tarugo após o segundo passe. MEV – imagem no modo de elétrons retroespalhados, 10kV.; (b) Mapa de orientação referente à seção transversal da amostra do tarugo após o segundo passe. (MEV-EBSD= 15kV). DN e DT referem-se às direções normal e transversal respectivamente

Para o material submetido ao segundo passe de deformação, o refinamento não foi tão proeminente. O material apresentou tamanho médio de grão de $3,40 \pm 3,81 \mu\text{m}$, o que representa uma redução a mais de 35%. Além disso, foi notável a mudança no formato dos grãos. Uma microestrutura composta por grãos alongados continuou a ser observada no material submetido ao segundo passe de deformação, porém com uma maior quantidade de subgrãos. Ademais, foi possível observar um aumento na fração de contornos de alto ângulo, para 49%. Essas mudanças em relação à quantidade de subestruturas e subgrãos estão previstas na literatura segundo a evolução da microestrutura durante a deformação, que relata a ocorrência de mudanças sucessivas na microestrutura de um metal durante a deformação plástica. A primeira e mais óbvia é a mudança no formato dos grãos, que se tornam mais alongados, acompanhada de um considerável aumento na área total dos contornos de grão. Ao mesmo tempo discordâncias são geradas continuamente durante a deformação e passam a interagir entre si levando à formação de subestruturas mais

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

complexas. Essas subestruturas são formadas por arranjos de discordâncias que tendem a se agrupar em células ou subgrãos, a fim de acomodar as crescentes tensões geradas e também as crescentes diferenças de orientação entre cristais. A estrutura é de células de discordâncias, quando o contorno de baixo ângulo é difuso. E esta evolui para uma estrutura de subgrão quando o contorno se torna bem definido [6]. Comportamento semelhante já foi relatado por Iwahashi et al [7] ao analisarem o refinamento um alumínio de alta pureza deformado via ECAP através das rotas A e C. Observaram que após o primeiro passe obteve-se uma microestrutura homogênea constituída de bandas paralelas de subgrãos com formato alongado, separados por contornos de baixo ângulo. Com a repetição dos passes, esses contornos evoluíram para contornos de alto ângulo. A investigação da evolução microestrutural durante dois passes de deformação permitiu concluir que os principais mecanismos responsáveis pela redução do tamanho de grão foram a fragmentação e rotação dos grãos, de acordo com o modelo de refinamento de grãos proposto por *Langdon* [8], ainda que este modelo não relacione a formação de subgrãos. Os resultados encontrados neste trabalho referentes à evolução da microestrutura se confirmam quando comparados com aqueles existentes na literatura. Nesses trabalhos também foi observado que o tamanho do grão da amostra se reduziu drasticamente após o primeiro passe de deformação, seguido de um decréscimo gradual no segundo passe. Além do aumento da fração de contornos de alto ângulo também associado com o aumento do número de passes [3,9,10]. A avaliação da evolução da textura cristalográfica foi realizada através das funções distribuição de orientação, as ODFs, apresentadas na Figura 5, que representam os cortes nos quais foram alcançados níveis mais altos de intensidade, $f(g)$. A Tabela 2 fornece as orientações e intensidade das componentes de textura identificadas na liga.

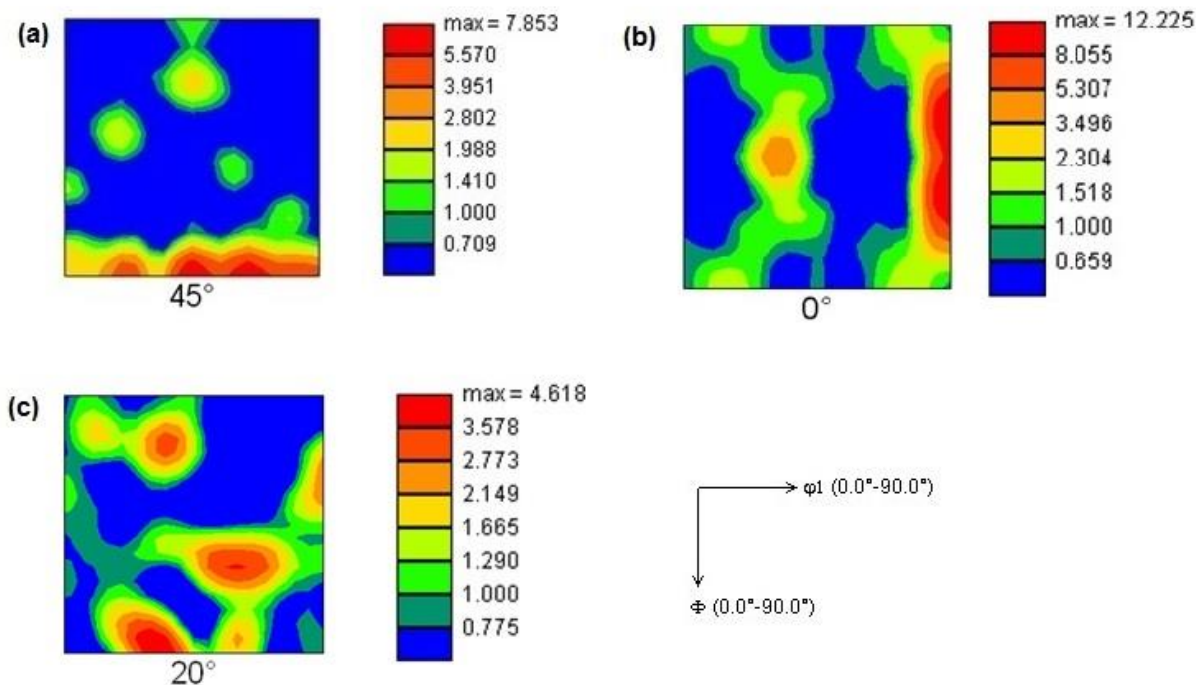


Figura 5: ODF do material deformado via ECAP: a) Material de partida; b) primeiro passe; c) segundo passe.

* Contribuição técnica ao 69^o Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14^o ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

Tabela 2: Orientações e intensidades das componentes de textura identificadas na seção transversal das amostras da liga Al AA1070 após cada passe do processamento via ECAP.

Passo	Orientação	f(g)
Material de partida	$\{1\ 1\ 0\} \langle 7\ \bar{7}\ 10 \rangle$	7,8
1º passo	$\{0\ 9\ 13\} \langle 0\ \bar{13}\ 9 \rangle$	12,2
2º passo	$(5\ 13\ 1) [16\ \bar{7}\ 11]$	4,4

É possível observar na Figura 5(a), componentes entre Goss $\{011\} \langle 100 \rangle$ e Brass $\{011\} \langle 211 \rangle$ nesta região do material de partida. E isso está de acordo com a literatura [11] onde se reporta que em metais com estrutura cúbica FCC, como o caso do alumínio, as orientações mais importantes são as fibras α e β . E ainda que para baixos níveis de deformação, observam-se componentes da fibra α , que vai da orientação Goss para a orientação Brass. Nota-se na Tabela 2 que a intensidade das componentes de textura aumenta após o primeiro passo e depois sofre um decréscimo considerável após o segundo passo. Na literatura este mesmo comportamento foi relatado por *Kawasaki* e seus colaboradores [10] ao investigarem um alumínio de alta pureza. Concluíram que a textura evolui com o número de passos de tal maneira que uma forte textura é encontrada após o primeiro passo e esta se torna cada vez mais fraca com o aumento dos mesmos.

3.2 Evolução da Microdureza

O comportamento mecânico do material foi avaliado através de medidas de dureza de *Vickers*. O material de partida apresentou dureza média de $31,0 \pm 1,9$ *Vickers*. O valor da dureza apresentou um aumento substancial, após o primeiro passo, alcançando uma média de $45,2 \pm 3,9$ *Vickers*. E após o segundo passo de deformação o valor da dureza média foi de $48,6 \pm 2,0$ *Vickers*. A Figura 6 mostra a evolução da dureza graficamente e os mapas de dureza são apresentados na Figura 7. Nota-se que do primeiro para o segundo passo praticamente não houve alteração significativa, considerando-se os desvios, caracterizando um estado estacionário. O aumento proeminente observado após o primeiro passo se justifica ao fato de o refinamento de grão ter ocorrido de maneira mais intensa neste passo.

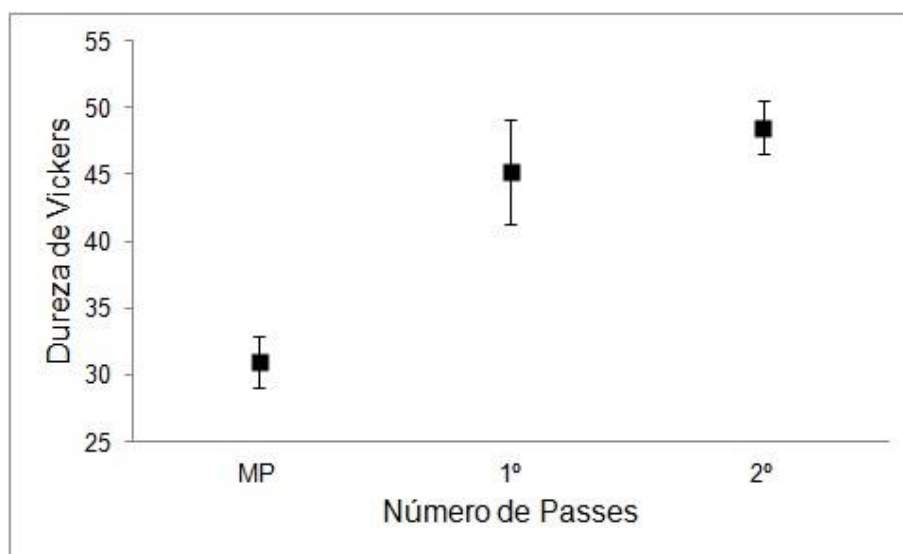


Figura 6: Gráfico de dureza do material de partida e do material após cada passo de ECAP.

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

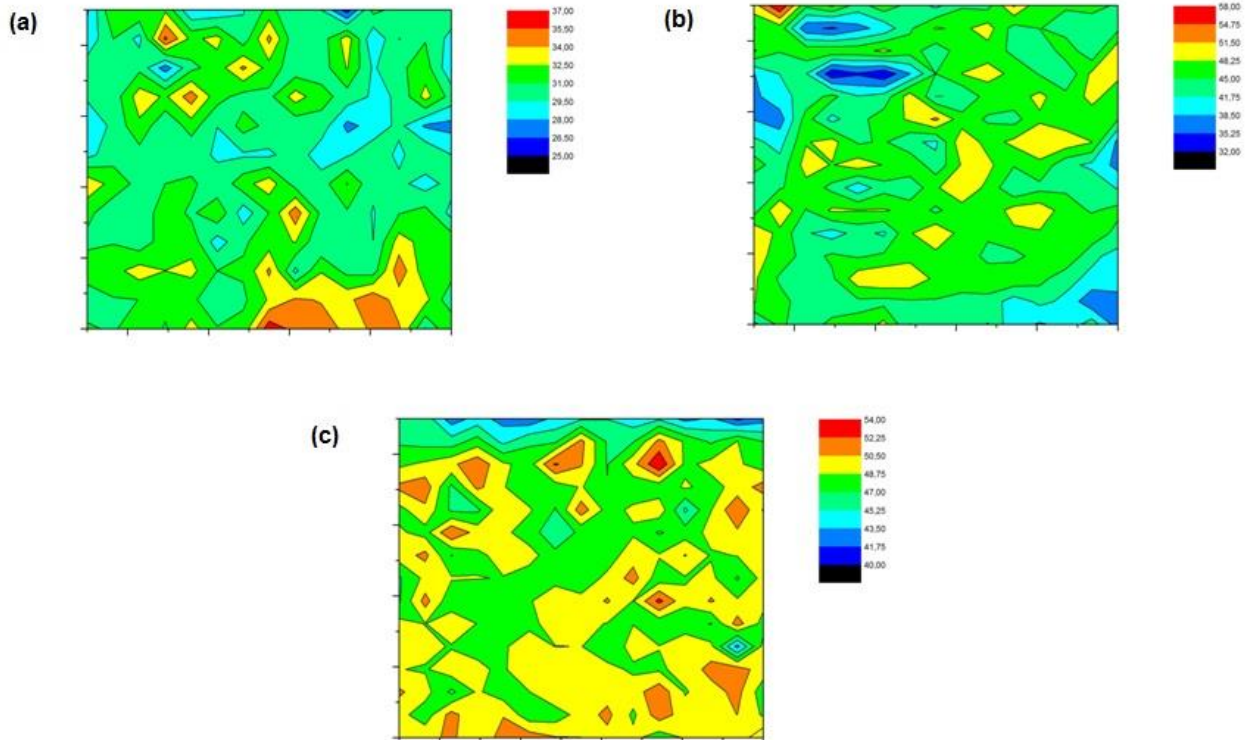


Figura 7: Mapas de dureza da liga Al AA 1070 deformada via ECAP. (a) Material de partida; (b) primeiro passe; (c) segundo passe.

Comportamento similar foi encontrado por *Iwahashi* e seus colaboradores em [7], que ao analisarem o comportamento de uma liga de alumínio de alta pureza deformada via ECAP através das rotas A e C, notaram que ambas as rotas levam a um aumento significativo da dureza após o primeiro passe. Subsequentemente, a dureza aumentou levemente até o terceiro passe e depois houve um decréscimo gradual da mesma com os passes seguintes. Resultado semelhante também foi encontrado por *Saravanan et al* [12] ao investigar uma liga de alumínio com diferente nível de pureza, concluíram que o processo de ECAP leva a um aumento considerável na dureza após o primeiro passe e se mantém a uma taxa baixa até o sexto passe. Deste momento em diante apesar do aumento no número de passes os valores da dureza decrescem. O estado estacionário dos valores da dureza encontrado durante o processamento via ECAP é explicado pela ocorrência de recuperação dinâmica, uma vez que a recuperação permite que a quantidade de defeitos gerados durante a deformação seja compensada pela quantidade de defeitos eliminados pela movimentação das discordâncias [13].

4 CONCLUSÃO

Os resultados obtidos permitiram concluir que o material de partida, previamente laminado a quente, apresentou características dos fenômenos de restauração, o que facilitou a ocorrência do fenômeno de recuperação dinâmica observado no material deformado. Um intenso refinamento na microestrutura do material foi observado após os passes de deformação, permitindo a conclusão de que os principais mecanismos responsáveis pelo refinamento do grão foram os processos de subdivisão através da rotação e fragmentação dos grãos. Os resultados da análise

* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

da textura cristalográfica mostraram que a intensidade das componentes de textura aumenta após o primeiro passe e depois sofre um decréscimo considerável após o segundo passe. O comportamento mecânico foi avaliado por meio de medidas de dureza *Vickers*. O valor da dureza apresentou um aumento substancial após o primeiro passe de deformação. Do primeiro para o segundo passe praticamente não houve alteração significativa, considerando-se os desvios, caracterizando um estado estacionário explicado pela ocorrência de recuperação dinâmica durante o processamento via ECAP.

Agradecimentos

À CAPES, FAPERJ e CNPq pelo auxílio financeiro concedido.

REFERÊNCIAS

- 1 Segal VM. Materials processing by simple shear. *Materials Science and Engineering: A*. 1995; 197(2): 157-164.
- 2 Valiev RZ, Langdon TG. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. *Progress in Materials Science*, 2006; 51(7):881-981.
- 3 Kim KJ, Yang DY, Yoon JW. Microstructural evolution and its effect on mechanical properties of commercially pure aluminum deformed by ECAE (Equal Channel Angular Extrusion) via routes A and C. *Materials Science and Engineering: A*. 2010; 527: 7927-7930.
- 4 Cao WQ, Godfrey A, Liu Q. EBSD investigation of microstructure and texture evolution during equal channel angular pressing of aluminium. *Materials Science and Engineering: A*, 2003; 361(1): 9-14.
- 5 Silva FRF, et al. Evolução microestrutural de um aço IF prensado em canais equiangulares. *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*. 2009; 5(4).
- 6 Sandim HRZ. Heterogeneidades de Deformação: Uma visão microscópica. In: A.P. Tschiptschin AF. *Textura e relações de orientação: Deformação plástica, Recristalização, Crescimento de Grão*. 01 ed. São Paulo: EPUSP, 2001; 01: 11-21.
- 7 Iwahashi, Y et al. An investigation of microstructural evolution during equal-channel angular pressing. *Acta Materialia*. 1997; 45(11): 4733-4741.
- 8 Langdon TG. The processing of ultrafine-grained materials through the application of severe plastic deformation. *Journal of Materials Science*. 2007; 42(10): 3388-3397.
- 9 Tolaminejad B, Dehghani K. Microstructural characterization and mechanical properties of nanostructured AA1070 aluminum after equal channel angular extrusion. *Materials & Design*. 2012; 34: 285-292.
- 10 Kawasaki M, Horita Z, Langdon TG. Microstructural evolution in high purity aluminum processed by ECAP. *Materials Science and Engineering: A*. 2009; 524(1): 143-150.
- 11 Engler O, Randle V. *Introduction to texture analysis: microtexture, microtexture, and orientation mapping*. CRC press, 2010.
- 12 Saravanan M, et al. Equal channel angular pressing of pure aluminium- an analysis. *Bulletin of Materials Science*. 2006; 29(7): 679.
- 13 Rezende MC. *Caracterização Microestrutural e da Textura Cristalográfica de uma liga de alumínio AA 1070 deformada via Prensagem em canais equiangulares [Dissertação de mestrado]*. Volta Redonda: Universidade Federal Fluminense; 2011.

* *Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.*