

ESTUDO DA DISTRIBUIÇÃO DE DEFORMAÇÃO NO COBRE PROCESSADO POR EXTRUSÃO ANGULAR EM CANAIS IGUAIS¹

Mateus Oliveira Santos²
Roberto Braga Figueiredo³
Maria Teresa Paulino Aguilár⁴
Paulo Roberto Cetlin⁵

Resumo

A Extrusão Angular em Canais Iguais (EACI) consiste em aplicar no material uma deformação intensa através da passagem forçada em canais que se interceptam e com seções transversais iguais. Neste trabalho, barras de cobre eletrolítico foram submetidas a um passe desta operação, com o objetivo de estudar a distribuição de deformação ao longo das seções transversal e longitudinal do corpo de prova. Após processadas, as amostras das referidas seções foram retiradas e preparadas metalograficamente para a revelação da microestrutura e ensaios de microdureza. Paralelamente, uma relação entre a microdureza Vickers (mHV) e a deformação efetiva (ϵ) para o metal foi determinada através de testes em amostras tracionadas. Com a equação ϵ - mHV e os perfis de microdureza, as distribuições de deformação das peças processadas por EACI foram obtidas. Os resultados mostraram que a EACI alterou profundamente a microestrutura do cobre e a deformação ao longo das seções não foi uniforme.

Palavras-chave: Deformação plástica intensa; EACI; Microdureza; Cobre

STRAIN DISTRIBUTION IN COPPER PROCESSED BY EQUAL CHANNEL ANGULAR EXTRUSION

Abstract

Equal Channel Angular Pressing (ECAP) involves the shearing of the material through two equal and intersecting channels. The present work analyses the strain distribution of copper billets submitted to a single ECAP pass. This was based on a microhardness-strain relationship, which was experimentally determined. The strain distributions were quite heterogeneous in the longitudinal section of the material, but relatively homogeneous in the cross section.

Key words: Severe plastic deformation; ECAP; Microhardness; Copper

¹ Contribuição técnica apresentada no 61º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ.

² Aluno de Graduação do Curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais. mateusoliveirasantos@yahoo.com.br

³ Mestre, Bolsista de Doutorado da CAPES/University of Southern Califórnia, EUA.

⁴ Dr., Professor Adjunto do Departamento de Engenharia de Materiais e Construção, Escola de Engenharia – UFMG, Belo Horizonte – MG

⁵ Dr., Professor Titular do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola de Engenharia – UFMG, Belo Horizonte – MG.

INTRODUÇÃO

Materiais com estrutura granular ultrafina têm atraído considerável interesse e estão intimamente relacionados com propriedades superiores. Atualmente o foco das atenções no desenvolvimento de materiais com grãos ultrafinos está direcionado nos procedimentos que envolvem processos de deformação plástica intensa (*severe plastic deformation – SPD*). Entre os processos de SPD podem ser citados a Torção Sob Elevada Pressão (*High Pressure Torsion – HPT*), o Forjamento Múltiplo (*Multiple Forging*), a União por Laminação Acumulativa (*Acumulative Roll Bonding – ARB*) e a Extrusão Angular em Canais Iguais (*Equal Channel Angular Pressing – ECAP*).⁽¹⁻³⁾

Materiais submetidos a processos de SPD se caracterizam por apresentar células de deslocações de tamanhos reduzidos e com paredes finas e altos ângulos de desorientação entre elas.⁽¹⁾ O mecanismo de formação da subestrutura de materiais submetidos a processos de deformação plástica intensa foi explicado por Valiev *et al*⁽¹⁾ da seguinte maneira: grandes deformações conduzem ao aumento no número de deslocações e à concentração delas nas paredes das células; em seguida, a espessura das paredes destas células diminui e isso é atribuído a um processo de recuperação que consiste na aniquilação de deslocações de sinais opostos, ficando assim apenas deslocações de mesmo sinal (para cada sistema de escorregamento) que são acumuladas nos contornos das células que, provavelmente, não são tão regulares como contornos de grão comuns e causam o aumento de tensões internas. O mecanismo descrito anteriormente está esquematizado na Figura 1. Outro processo possível implicaria na movimentação de deslocações ao longo dos contornos de grão e aniquilação preferencial nas junções triplas, conduzindo ao escorregamento dos contornos de grão.

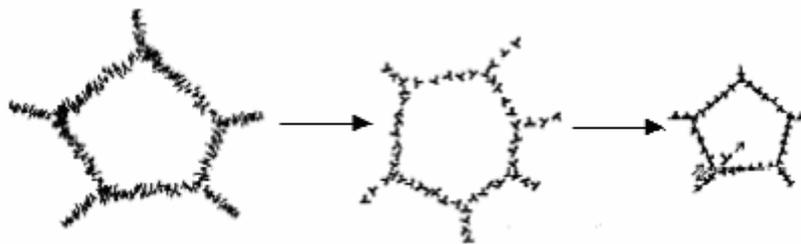


Figura 1. Modelo esquemático para a evolução da estrutura de deslocações em diferentes estágios de deformação em processos de deformação plástica intensa.⁽¹⁾

Os dois principais métodos de deformação plástica intensa que usam o cisalhamento simples são o ECAP e o HPT. Na prática o ECAP, ou EACI (extrusão angular em canais iguais), é um método de processamento atrativo devido à capacidade de produção de grandes volumes de material, que são potencialmente livres de porosidade residual.

Na EACI um corpo de prova é forçado a passar por uma matriz de canais de seção transversal constante causando, na interseção dos canais, um cisalhamento do material. As principais características da matriz, ilustrada na Figura 2, são a forma da seção do canal (circular, quadrado ou retangular), as dimensões dos canais, o ângulo entre eles (Φ) e o ângulo da curvatura externa da interseção entre eles (ψ).

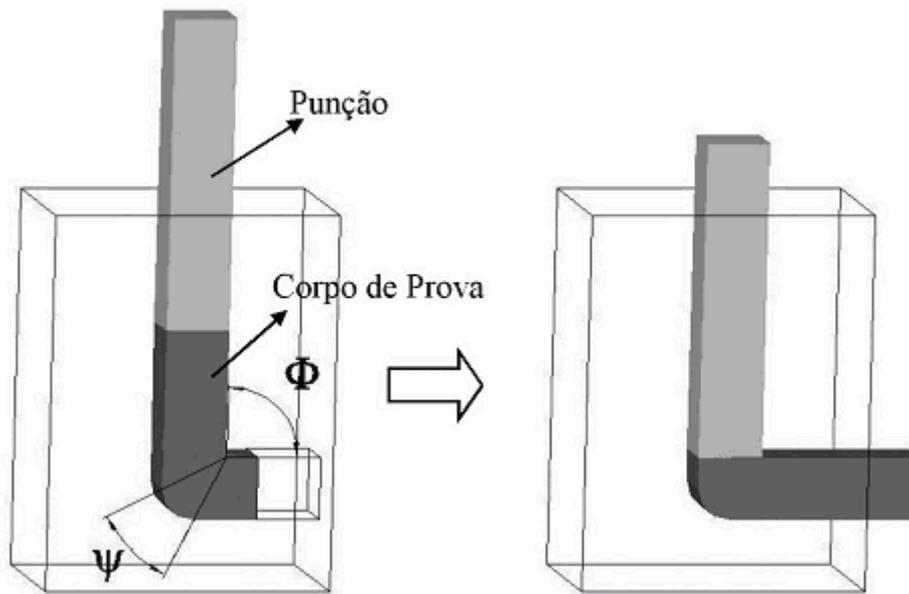


Figura 2. Representação esquemática do processo de ECAP.⁽⁴⁾

De acordo com estudos realizados por Park e Suh⁽⁵⁾ utilizando simulação por elementos finitos e experimentos com plasticina em matrizes com ângulos $\Phi=90^\circ$ e $\Psi=0^\circ$ e 90° mostrou-se que a distribuição de deformação não é homogênea ao longo da seção transversal do corpo de prova e depende da geometria da matriz. Foi considerado que o material tinha um comportamento plástico perfeito e atrito nulo. Os resultados obtidos mostraram que o material que escoou pela região externa da matriz com $\Psi=90^\circ$ sofreu uma deformação menor do que o material que escoou pela região interna. Os valores de deformação efetiva previstos, por simulações numéricas, em função da posição ao longo da seção longitudinal do corpo de prova diferiram dos valores de deformação efetiva calculados através da equação 1, desenvolvida por Iwahashi *et al.*⁽⁶⁾

$$\varepsilon_N = \frac{2N}{\sqrt{3}} \left(\cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) \right) \quad (1)$$

O objetivo deste trabalho é analisar experimentalmente a distribuição de deformação ao longo de uma amostra de cobre processada em um passe por extrusão angular em canais iguais.

MATERIAL E MÉTODOS

Barras de cobre eletrolítico foram utilizadas como corpos de prova para a EACI. Antes do processamento as amostras foram recozidas por uma hora e meia em um forno de mufla a 570°C e resfriadas lentamente. Para a realização da extrusão angular em canais iguais, foi utilizada uma matriz bipartida de aço ABNT 1045 com dois canais de seções transversais quadradas e arestas de 16mm, formando um ângulo de 90° entre si. O material foi colocado no canal e empurrado com a ajuda de punções de diferentes tamanhos. As Figuras 3 e 4 mostram detalhes da matriz utilizada.

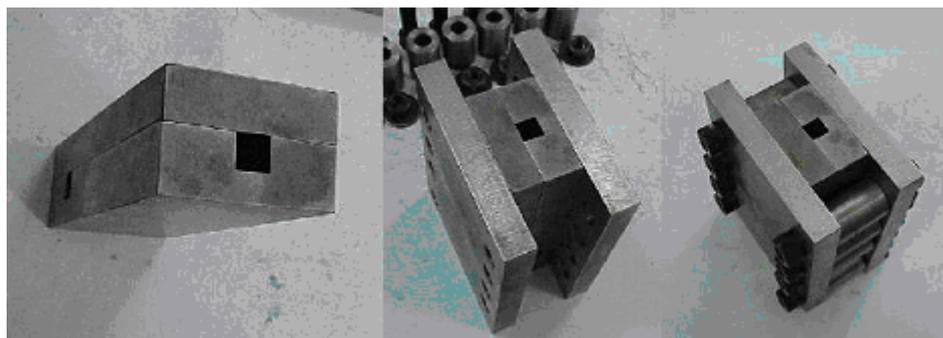


Figura 3. Etapas de montagem da matriz.

Os testes foram realizados em uma máquina de compressão Kratos com capacidade máxima de 50 toneladas, mostrada na Figura 4, à temperatura ambiente e com a utilização de um lubrificante de bissulfeto de molibdênio (Molykote). Várias interrupções foram necessárias para troca de punções e lubrificação.

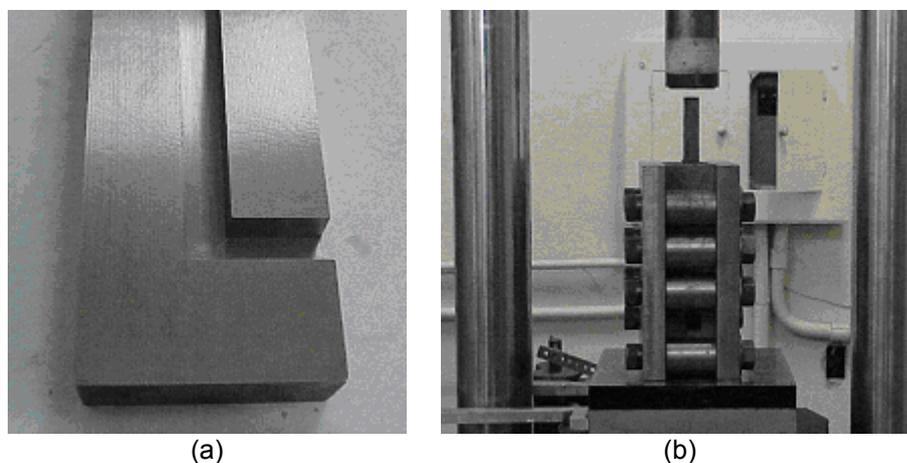


Figura 4. (a) Canal da matriz de EACI; (b) matriz posicionada na máquina Kratos.

A distribuição de deformação na amostra processada por EACI foi determinada a partir dos dados de deformação obtidos em um ensaio de tração. O esquema da Figura 5 mostra o procedimento de como foi conseguida a relação entre microdureza Vickers e deformação. Inicialmente, corpos de prova, com diâmetro de 10,0mm e comprimento útil de 40,0mm, foram preparados. Essas amostras também foram recozidas e resfriadas lentamente. A partir daí corpos de prova foram tracionados até a ruptura. Os ensaios de tração foram realizados a uma velocidade de 4mm/min em uma máquina Instron, modelo 5582, e controlador Merlin, com extensômetro eletrônico série 2630-100, com comprimento útil de 25,0mm. Após o ensaio, as seções transversais nas regiões próximas à estrição foram extraídas utilizando-se uma *cut off*, obtendo-se oito amostras de regiões deformadas até diferentes níveis. Estas amostras foram embutidas a frio, lixadas nas granulometrias 100, 240, 320, 400, 600 e 1000 e polidas em panos com pasta de diamante de 3 μ m e 1 μ m. Nestas amostras, foram feitas seis impressões em cada seção para se calcular o valor da microdureza. Estas foram realizadas em uma máquina Leitz-Wetzlar Nr 786 com carga de 300gf e tempo de aplicação da carga de 35 segundos. Após medidas as diagonais de cada impressão, calculou-se a média L das diagonais e cada valor, juntamente com a carga Q, foi substituído na equação 2 a fim de se obter o valor de microdureza Vickers em kgf/mm².

$$mHV = (1,8544Q) / L^2 \quad (2)$$

O valor de deformação de cada seção foi obtido medindo-se os diâmetros antes do ensaio e depois do ensaio. Para as medições dos diâmetros finais das seções transversais de cada amostra embutida, foi utilizado um projetor de perfil Mitutoyo, modelo PJ 311, com lente de aumento de 10 vezes. As amostras foram embutidas com resina translúcida com a finalidade fazer com que a luz incidente do projetor de perfil fosse bloqueada apenas pela amostra de cobre. Desta maneira, a medição do diâmetro da seção transversal foi feita pela sombra projetada em uma tela utilizando um micrômetro do próprio equipamento. A deformação em cada seção analisada foi calculada através da equação 3:

$$\varepsilon = \ln (A_i/A_f) \quad (3)$$

onde A_i é a área inicial e A_f é a área final, ambas das seções transversais dos corpos de prova. Com os valores de microdureza extraídos para diferentes deformações, o gráfico deformação x microdureza Vickers foi traçado e a relação entre elas determinada. Esta foi utilizada para quantificar a deformação a partir dos valores de microdureza Vickers obtidos das seções transversal e longitudinal da amostra e, em seguida, levantar a curva deformação x posição.

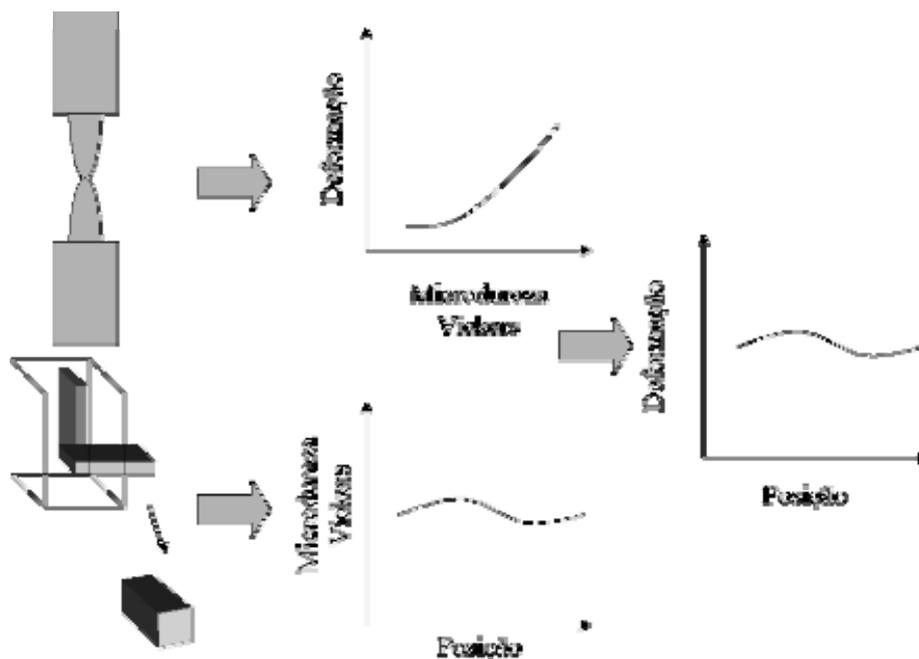


Figura 5. Esquema mostrando como foram obtidas as relações entre microdureza Vickers e deformação e desta em função da posição na amostra de EACI.

Para a caracterização microestrutural e ensaios de microdureza do cobre submetido a um passe de EACI, foram retiradas seções longitudinais e transversais do meio do corpo de prova, de uma região afastada daquela que fica em contato com o ângulo de curvatura da matriz. A Figura 6 mostra como as amostras foram retiradas. O ataque para a revelação da microestrutura foi feito com dicobre. O reagente foi aplicado suavemente com um algodão na superfície da amostra até ela ficar fosca. As fotomicrografias foram feitas utilizando-se um microscópio óptico.

Para a obtenção do perfil de microdureza, as impressões foram feitas nas seções transversal e longitudinal ao longo dos 16mm de altura da amostra, da margem inferior em direção à superior, com um espaçamento de 2mm entre as medidas. Este procedimento foi feito em triplicata e o valor de microdureza foi a média das três medidas realizadas em cada local.

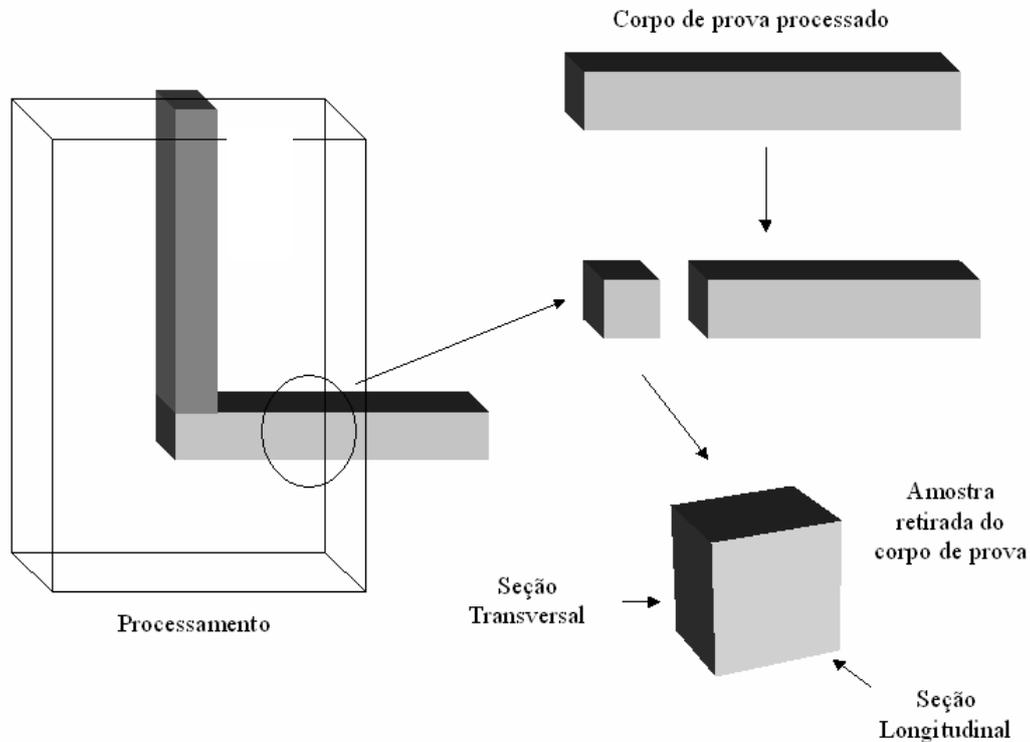


Figura 6. Esquema mostrando como foram retiradas as seções para as medições de microdureza.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

A partir dos dados de microdureza e de deformação foram levantadas as curvas da Figura 7 e do gráfico da Figura 7b, obteve-se a relação entre a microdureza Vickers e a deformação, representada pela equação 4.

$$\varepsilon = 2 \times 10^{-19} \text{mHV}^{8,891} \quad (4)$$

As fotomicrografias das seções transversal e longitudinal são mostradas nas Figuras 8 e 9, respectivamente:

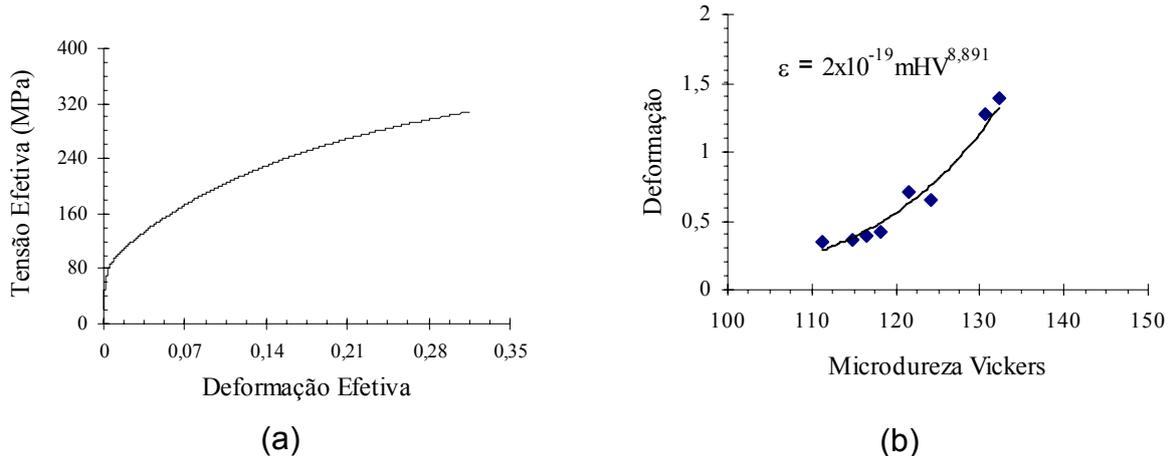


Figura 7. Curvas obtidas para o cobre recozido: (a) curva de fluxo; (b) deformação em função da microdureza Vickers.

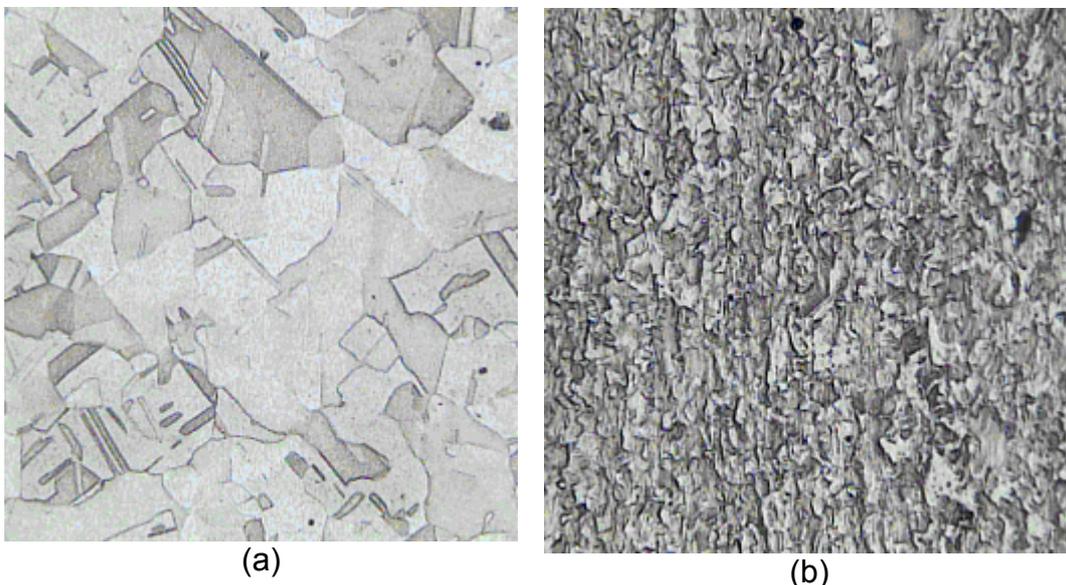
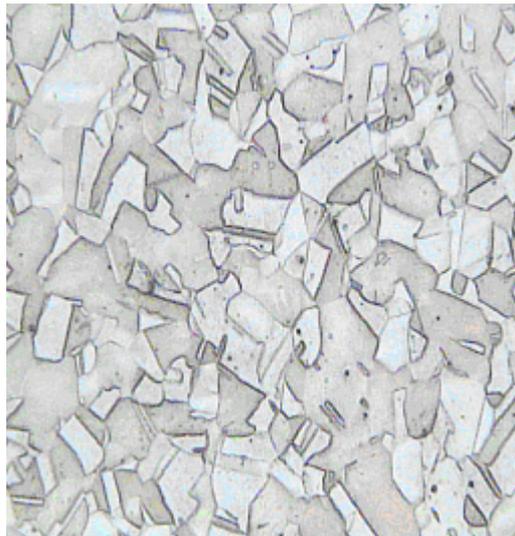


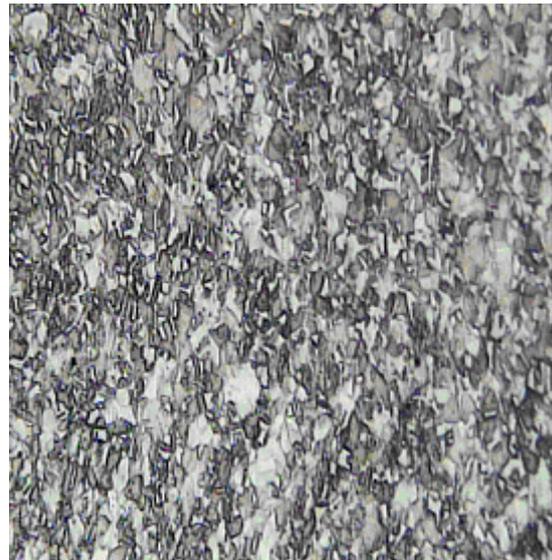
Figura 8. Fotomicrografias das seções transversais das amostras de cobre (a) recozido (b) após um passe de EACI (200x).

Na Figura 10 estão representados os perfis de microdureza Vickers em função da posição nas seções longitudinais e transversais da amostra. Nestas, além dos corpos de prova que foram submetidos a um passe de processamento, está determinado também o perfil do cobre recozido, para demonstrar o estado inicial das amostras trabalhadas.

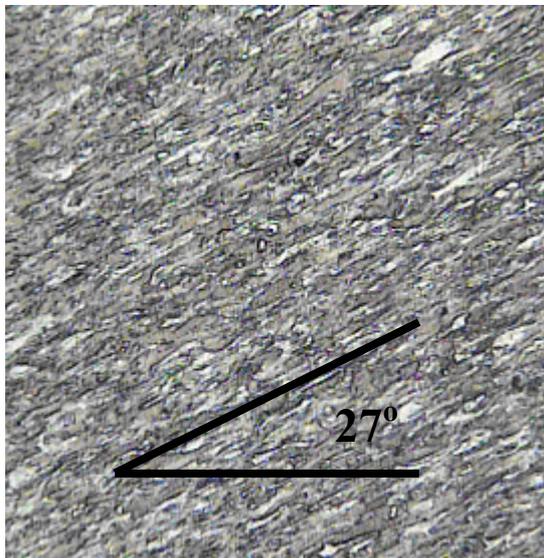
Em seguida, para o material processado, os valores de microdureza Vickers utilizados para determinar as curvas da Figura 10 foram inseridos na equação 4 e colocados em função da posição, relativa ao valor de microdureza. Com isso, tem-se os gráficos deformação x posição, mostrados na Figura 11.



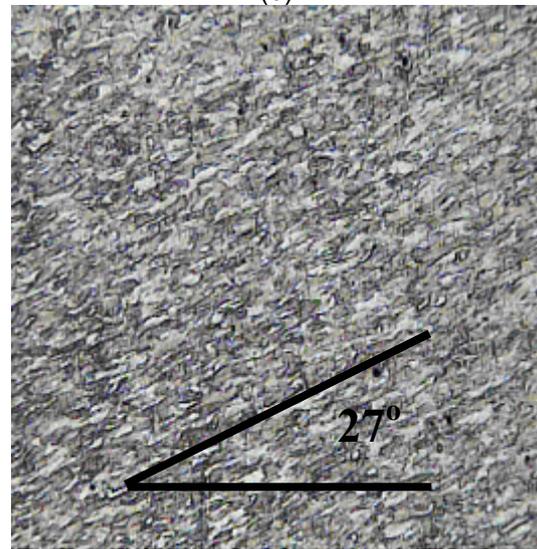
(a)



(b)

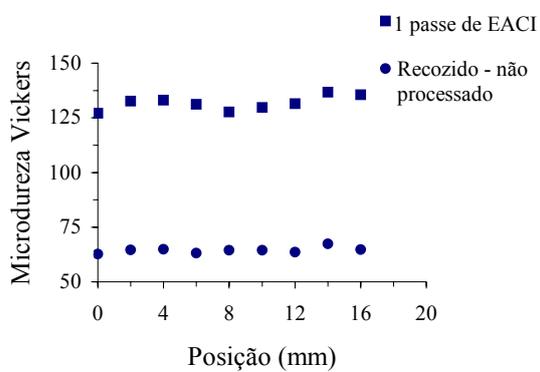


(c)

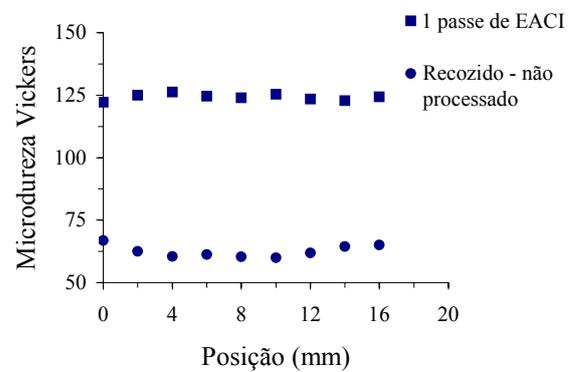


(d)

Figura 9. Fotomicrografias das seções transversais das amostras de cobre (a) recozido; (b) um passe de EACI, porção inferior; (c) um passe de EACI, porção mediana; (d) um passe de EACI, porção superior (200x).

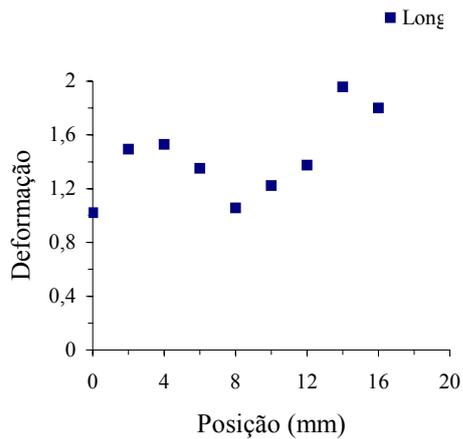


(a)

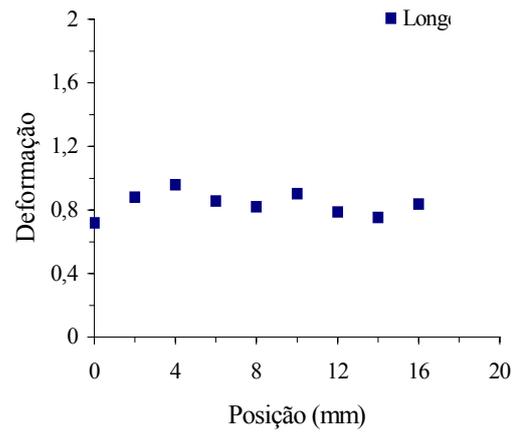


(b)

Figura 10. Variação da microdureza antes e após o processamento por EACI: (a) ao longo da seção longitudinal; (b) ao longo da seção transversal.



(a)



(b)

Figura 11. Deformação em diferentes pontos do corpo de prova processado em um passe de EACI: (a) ao longo da seção longitudinal; (b) ao longo da seção transversal.

A Figura 11 mostra que a distribuição de deformação do cobre processado por um passe de EACI é heterogênea, na seção longitudinal e aproximadamente homogênea na transversal. Deve ser ressaltado que o material localizado na parte inferior do corpo de prova apresentou valores de deformação menores do que aquele da parte superior.

CONCLUSÕES

O processamento por EACI alterou profundamente a microestrutura e aumentou os valores de microdureza Vickers do cobre em todas as seções observadas.

A distribuição de deformação no cobre processado foi mais uniforme na seção transversal do que na longitudinal.

A deformação da seção longitudinal é menor na extremidade inferior do que na superior. Na região entre estas extremidades, o comportamento não é uniforme, apresentando aumento brusco próximo ao plano de cisalhamento e leve queda seguida de grande elevação a distâncias maiores deste local.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq e à CAPES pelo apoio financeiro.

REFERÊNCIAS

- 1 VALIEV, R. Z., IVANISENKO, Y. V., RAUCH, E. F., BAUDELET, B. Structure And Deformation Behavior of ARMCO Iron Subjected to Severe Plastic Deformation. *Acta Materialia*, v. 44, p. 4705-4712, 1996.
- 2 VALIEV, R.Z., ISLAMGALIEV, R. K., ALEXANDROV, I. V. Bulk Nanostructured Materials From Severe Plastic Deformation. *Progress in Materials Science*, v. 45, p. 103-189, 2000.
- 3 COSTA, A. L. M., REIS, A. C. C., KESTENS, L., ANDRADE, M. S. Ultra Grain Refinement and Hardening of IF-Steel During Accumulative Roll-Bonding. *Materials Science & Engineering A*, v. 406, p. 279-285, 2005.
- 4 FIGUEIREDO, R. B. *Processamento de uma Liga Pb-4%Sb por Extrusão Angular em Canais Iguais*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2005. 118p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- 5 PARK, J. W., SUH, J. Y., Effect of Die Shape on the Deformation Behavior in Equal-Channel Angular Pressing. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 32A, p. 3007-3014, 2001.
- 6 IWAHASHI, Y., WANG, J., HORITA, Z., NEMOTO, M., LANGDON, T. G. Principle of Equal-Channel Angular Pressing for the Processing of Ultra-Fine Grained Materials, *Scripta Materialia*, v. 35, n. 2, p. 143-146, 1995.
- 7 HUANG, X., TSUJI, N., HANSEN, N., MINAMINO, Y., Microstructural Evolution During Accumulative Roll Bonding of Commercial Purity Aluminum. *Materials Science & Engineering A*, v. 340, p. 265-271, 2003.
- 8 SEGAL, V. M. Equal Channel Angular Extrusion: From Macromechanics to Structure Formation. *Materials Science and Engineering*, v. A271, p. 322-333, 1999.