

1 EXPERIMENTOS DE EXTRUSÃO EM CANAL ANGULAR, SOBRE AMOSTRAS DE Al-4%Cu: MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA MECÂNICA¹

Lídia Regina Garcia Gonçalves²
Vitor Luiz Sordi³
Maurizio Ferrante⁴

Resumo

O presente trabalho relata experimentos de extrusão em canal angular (ECA) realizados sobre uma liga binária Al-4Cu. As deformações foram efetuadas em matriz provida de dois canais de seção quadrada que se interceptam fazendo um ângulo de 120°. Com esse arranjo e seguindo a Rota A obteve-se uma deformação equivalente de von Mises igual a 0,667 em cada passe. As amostras foram recozidas, resfriadas lentamente no forno e submetidas a 5 passes (5X) de ECA. Observações por metalografia ótica mostraram que há um forte alinhamento microestrutural já a partir do primeiro passe; em seguida notam-se evidências de fratura de grãos ao longo de planos que fazem cerca de 30° com o mencionado alinhamento. Medidas de dureza indicam que esta aumenta monotonicamente com o número de passes aplicados e diferenças entre durezas superficial e interna sugerem que a deformação é bastante heterogênea. Foram feitos ensaios de tração que evidenciaram aumento contínuo da resistência mecânica com a deformação ECA enquanto o alongamento exibe ligeira melhora. Exame de superfícies de fratura mostra comportamento predominantemente dúctil e existência de vazios na amostra inicial (0X); a população desses defeitos se reduz à medida que prossegue a deformação, até desaparecer por completo com o último passe. Finalmente, quatro exemplares da amostra 4X foram recozidos durante 1 h entre 200 e 400°C, visando determinar a temperatura de recristalização. Medidas de microdureza indicam ser provável que esse fenômeno inicie a 200 - 250°C.

Palavras-chave: Extrusão em canal angular; ECA; Al-4%Cu; Resistência mecânica.

EQUAL CHANNEL ANGULAR EXTRUSION EXPERIMENTS IN A AL-4%CU ALLOY: MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL STRENGTH

Abstract

This work reports on equal channel angular extrusion experiments (ECAE) performed on an Al-4%Cu alloy. Deformation was carried out using a die provided with two square section channels intersecting at an angle of 120°. With this arrangement and by following route A an equivalent von Mises strain per pass equal to 0,667 was obtained. The samples were annealed, furnace cooled, and in sequence five ECAE passes were applied. Optical microscopy showed a definite microstructural alignment from the first pass; it was also observed that grains appear to fracture along slip planes making approximately 30° with the aforementioned alignment direction. Hardness measurements showed a continuous increase with the pass number, whilst microhardness data suggested heterogeneous strain of the samples. Tensile tests showed that mechanical strength increases continuously with the ECAE passes; ductility increases as well, albeit slightly. The observation of fracture surfaces revealed a high quantity of voids in the non-deformed sample (0X); however the population of such defects is reduced by deformation until by the last pass it is practically non-existent. Fracture mode appears to be mainly ductile. Finally, samples 4X were subjected to 1 h recrystallization anneals at four different temperatures between 200 and 400°C in order to determine the temperature of occurrence of that phenomenon. Microhardness measurements indicate that recrystallization initiates between 200 and 250°C.

Key words: Equal channel; ECAE; Al-4%Cu; Mechanical strength.

¹ Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ

² Aluna do Curso de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos - UFSCar

³ Engenheiro mecânico e doutor; professor do Departamento de Engenharia de Materiais - DEMa, da UFSCar

⁴ Engenheiro metalurgista e PhD; professor do DEMa / UFSCar

1 INTRODUÇÃO

A extrusão em canal angular (ECA) é um processo novo que tem a particularidade de impor grandes deformações a amostras metálicas, e que consiste na passagem do material por dois canais seqüenciais, que fazem entre si um ângulo de 120 ou 90°. Por não alterar a seção transversal da amostra, esse procedimento pode ser repetido inúmeras vezes (normalmente 5 ou 6), aumentando a cada passe o grau de deformação equivalente que assim pode alcançar valores de 15 ou mais. A hiper-deformação do material se dá por cisalhamento puro e ocorre na passagem pelo ângulo, transferindo-se de uma extremidade à outra da amostra.

Este processo foi recentemente desenvolvido na Rússia por V.M. Segal⁽¹⁾ e está sendo estudado intensamente, 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. Os estudos atuais concentram-se na determinação da evolução microestrutural resultante da extrusão,⁽²⁻⁴⁾ na influência da rotação das amostras entre um e outro passe e nas conseqüências da hiper-deformação sobre as propriedades mecânicas e a resistência à propagação de trincas.^(5,6) Outras investigações tratam do efeito de recozimentos de recristalização ou deformação em alta temperatura sobre as propriedades mecânicas, a microestrutura e textura,^(7,8) além de tamanho e estabilidade da estrutura de grãos,⁽⁹⁾ e cinética de precipitação de segundas fases.^(10,11)

Finalmente, há evidências de que os fenômenos que ocorrem durante a deformação são independentes do tamanho da amostra. Essa importante informação foi obtida por Yamagushi e outros⁽¹²⁾ com 6 passes de ECA sobre tarugos de Al 1100 com diâmetros diferentes (6, 10 e 40 mm), tendo-se verificado que todos atingiram a mesma tensão de escoamento. Em seqüência, observações por microscopia eletrônica de transmissão mostraram que o tamanho de grão das três amostras era virtualmente idêntico. Infere-se desse experimento que a deformação por ECA pode ser praticada em escala industrial, constituindo-se no único processo capaz de aumentar ao mesmo tempo a resistência mecânica e a ductilidade, via redução do tamanho de grão.

Existem vários métodos para causar deformações plásticas severas: (i) forjamento em múltiplos estágios; (ii) torção em alta pressão, e (iii) processo ECA. O grau de deformação em cisalhamento (γ) obtido no terceiro método calcula-se pela expressão desenvolvida por Iwahashi:⁽¹³⁾

$$\gamma = [2 \operatorname{ctg} (\Phi/2 + \Psi/2) + \Psi (\operatorname{cosec} \Phi/2 + \Psi/2)]$$

ϕ e ψ são respectivamente o ângulo que os canais fazem entre si e o de curvatura da junção, ou 'cotovelo'. Em deformação multipasse por ECA costuma-se controlar a orientação da amostra com respeito à matriz; existem três modos diferentes de operar:

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

Essas diferentes modalidades de extrusão influenciam o tamanho de grão e a homogeneidade de deformação. Por exemplo, diversos autores reportam que a rota A

é a mais eficiente na obtenção de um pequeno tamanho de grão, seguindo-se as rotas B e C^(14,15) que, porém produzem deformação mais homogênea. A esse respeito, Langdon e colaboradores concluíram que a rota B_C (C = rotação no sentido horário entre passes sucessivos) gera deformação muito homogênea e fino tamanho de grão em metais CFC e HC.⁽¹⁶⁾

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

2.1 Material, Amostras e Equipamento

O estudo foi executado sobre uma liga binária Al-4Cu produzida em forno a indução a partir de Al 99,7% e Cu eletrolítico. De lingotes de 5 kg foram extraídas amostras em forma de paralelepípedo com 14 x 14 x 70 mm³. As deformações ECA foram efetuadas em matriz construída em aço H13 provida de canal com as características: (i) $\Phi = 120^\circ$; (ii) $\Psi = 32^\circ$; (iii) comprimento 75 + 50 = 125 mm. A Figura 1 mostra a matriz e uma seqüência de amostras deformadas.

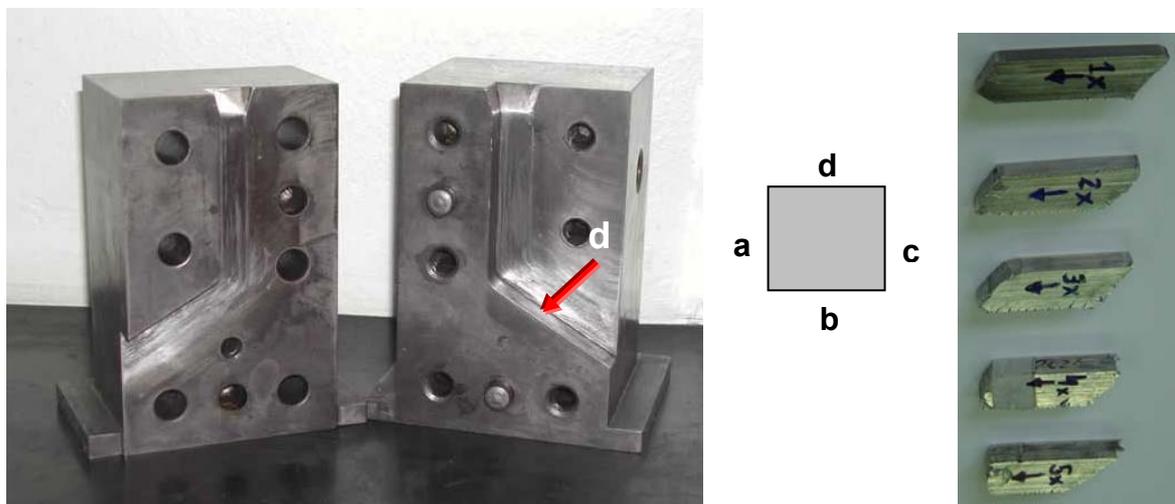


Figura 1. Foto da matriz e de uma seqüência de amostras deformadas 1X, 2X, 3X, 4X e 5X. O quadrado representa a seção transversal da amostra e identifica as faces, localizando-as com respeito à matriz.

2.2 Extrusão e Tratamentos Térmicos

Antes da deformação as amostras foram homogeneizadas a 525°C durante 24 h e resfriadas lentamente no forno de modo a formar as fases de equilíbrio Al- α + Al₂Cu. A matriz foi posicionada em uma máquina universal de tração/compressão INSTRON 5500R operando em velocidade constante de 5 mm min⁻¹. Os experimentos seguiram sempre a rota A e utilizaram como lubrificante uma pasta de Mo₂S. Foram registradas as curvas Força *versus* deslocamento do punção.

2.3 Metalografia e Ensaio Mecânicos

Seções transversais das amostras deformadas foram observadas por microscopia ótica. Medidas de dureza Brinell (62,5 kgf) foram efetuadas a meio comprimento das amostras, tanto na superfície como em seu interior. Os ensaios de tração utilizaram a mesma máquina INSTRON e foram efetuados sobre corpos de prova tipo gravata com comprimento útil e seção iguais a 13 mm e 6 x 2 mm², extraídos das a-

mostras via usinagem por eletro-erosão. Para cada condição foram ensaiados de 2 a 3 corpos de prova. Por fim, as superfícies de fratura foram observadas por microscopia eletrônica de varredura.

2.4 Tratamentos Térmicos de Recozimento

Amostras deformadas 4X foram submetidas a recozimento a 200, 250, 300 e 400°C, todos com 1 h de duração, seguindo-se medidas de dureza Brinell.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Utilizando a equação (1) a deformação equivalente de von Mises foi calculada como igual a 0,67 por passe; portanto no 5º passe alcançou 3,33. A Figura 2 mostra curvas Força - deslocamento para uma série de experimentos envolvendo quatro passes de uma mesma amostra. As micrografias das amostras 1X e 4X estão na Figura 3 (um detalhe da segunda amostra foi ampliado cerca de 2 X). As microestruturas mostram claramente que há uma rotação da direção de deformação, e o detalhe ilustra evidências de partição dos grãos na amostra 4X, ocorrência essa ausente em amostras menos deformadas. Essa ocorrência pode indicar fratura dos grãos ao longo de planos de escorregamento, que fazem $\approx 30^\circ$ com a direção do alinhamento microestrutural. A Figura 4 mostra a evolução da dureza em função do número de passes. Observa-se que as durezas das superfícies a e c (aqui colocados como médias, pois tem valores muito próximos) são praticamente iguais às de um plano no interior das amostras (que lhes é paralelo), mas maiores do que as durezas dos planos b e d (também com valores muito próximos). Embora ainda não seja possível explicar essas observações, elas indicam razoável heterogeneidade de deformação.

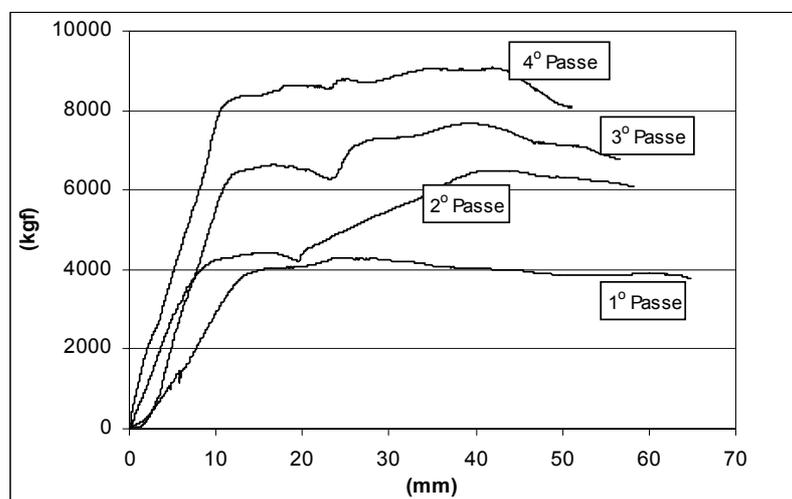


Figura 2. Curvas Força-deslocamento para uma seqüência de quatro passes em uma amostra de Al-4%Cu.

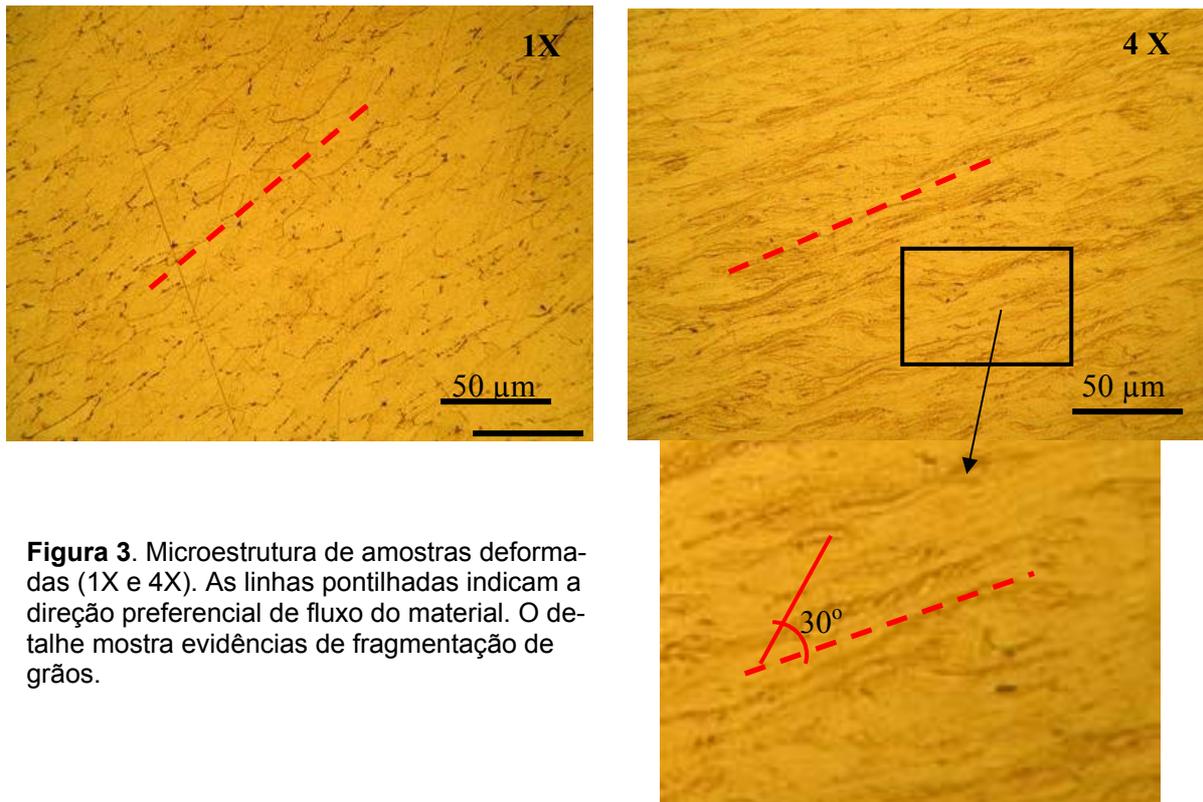


Figura 3. Microestrutura de amostras deformadas (1X e 4X). As linhas pontilhadas indicam a direção preferencial de fluxo do material. O detalhe mostra evidências de fragmentação de grãos.

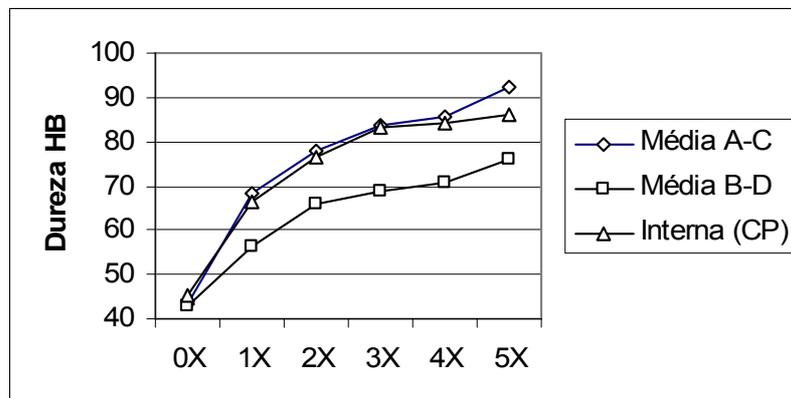


Figura 4. Gráfico da variação da dureza Brinell de amostras de Al-4%Cu em função do número de passes, medida sobre as superfícies externas: a-c e b-d e em um plano interno das amostras, que é paralelo à superfície a.

O resultado dos ensaios de tração está nas Figuras 5 e 6 e na Tabela 1. As curvas tensão-deformação foram incluídas para melhor ilustrar as conclusões obtidas no estudo fractográfico, que serão comentadas adiante. Dos resultados do ensaio podem ser extraídos os seguintes comentários: (i) houve apreciável aumento da resistência mecânica que medida em termos de $\sigma_{0,2}$ quase quadruplicou; (ii) os valores de alongamento são bastante baixos, mas melhoram levemente com a deformação; (iii) o formato atípico da parte final de algumas das curvas de tensão-deformação indica que houve alguma resistência à propagação da fratura; (iv) essas irregularidades são praticamente inexistentes nas amostras 4X e 5X

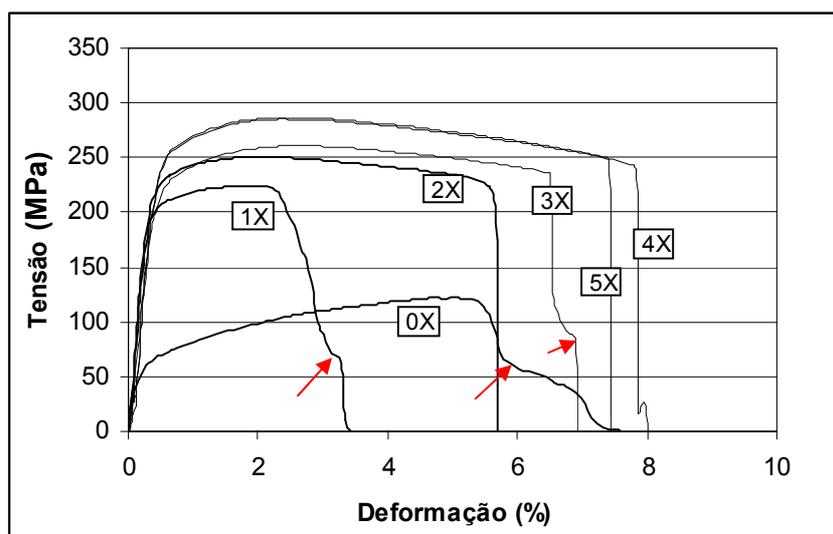


Figura 5. Curvas tensão-deformação das amostras ensaiadas. Algumas das irregularidades estão assinaladas.

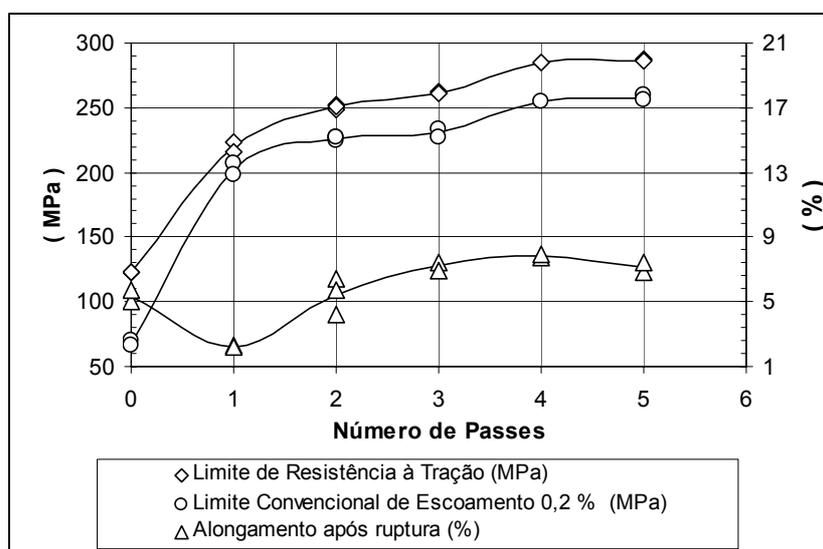


Figura 6. Resultados do ensaio de tração: tensão de escoamento, limite de resistência e alongamento.

Tabela 1. Valores Médios das Propriedades Mecânicas em Tração

Amostra	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	σ_u (MPa)	σ_R (MPa)	A (%)
0X	68	122	76	5,4
1X	202	220	215	2,3
2X	226	250	216	5,4
3X	231	261	227	7,2
4X	255	285	242	7,8
5X	257	287	247	7,1

As micrografias das superfícies de fratura estão na Figura 7. Na amostra inicial (0X) há uma grande população de vazios oriundos do processo de fundição (dos quais a micrografia 7-a ilustra um exemplo), o que explica seu baixo desempenho mecânico, principalmente alongamento. Com a deformação ECA, porém, as propriedades de resistência aumentam, o mesmo acontecendo com o alongamento (faz exceção a

amostra 1X), o que vai contra o senso comum da razão inversa das propriedades de resistência e de ductilidade. A concomitante melhoria de resistência mecânica e alongamento pode ser explicada pela diminuição do tamanho de grão, mas também pelo fechamento dos defeitos, ver Figuras 7b-d que exemplificam feições típicas das superfícies de fratura das amostras 1X, 3X e 5X. A presença de vazios pode explicar as anomalias das curvas tensão-deformação: interações trinca-vazios, resultando em retardo na progressão da fratura. Finalmente, as micrografias mostram que a maior proporção das superfícies de fratura é do tipo dúctil.

À primeira vista as propriedades mecânicas obtidas pela liga Al-4%Cu deformada não parecem muito altas, quando comparadas com as de uma liga comercial semelhante, a AA2024-T4, por exemplo, que exibe $\sigma_{0,2}$ e alongamento iguais a 325 MPa e 20%, respectivamente. No entanto, a liga em estudo seria mais corretamente comparada com uma liga para fundição, por exemplo, a AA295 (Al-0,8Si-4,5Cu), que na condição T6 alcança $\sigma_{0,2}$ igual a 165 MPa alongamento de apenas 5%.

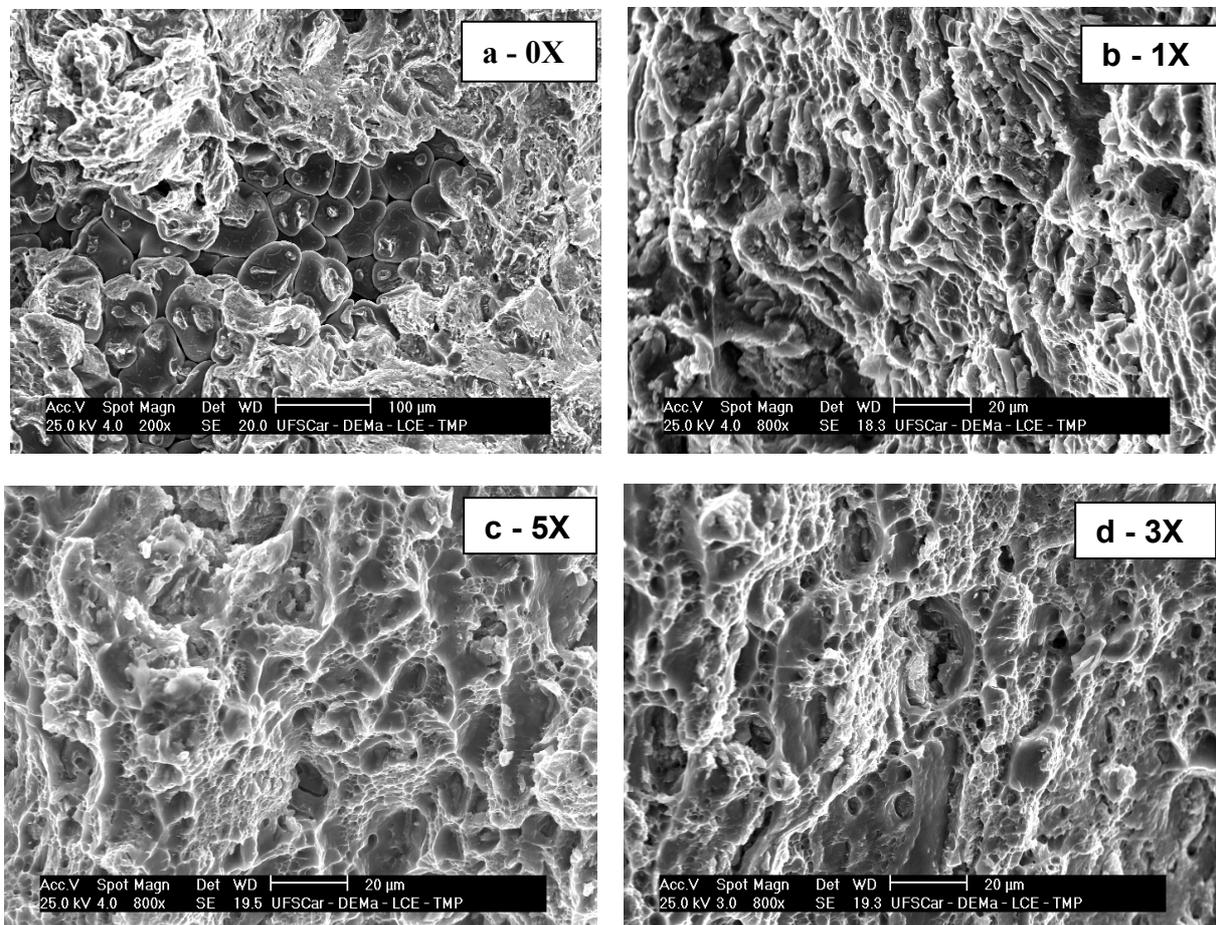


Figura 7. Micrografias eletrônicas de varredura das superfícies de fratura.

Naturalmente, como será visto adiante o recozimento de recristalização vai diminuir a dureza e, assume-se, também a resistência mecânica; porém deve ser ressaltado que o material aqui estudado foi recozido e resfriado lentamente. Segue daí que a supersaturação de Cu deve ter sido utilizada quase integralmente na precipitação de grandes partículas de Al_2Cu que não exercem efeito de endurecimento algum. Assim, condicionamento diferente do material de partida, por exemplo, solubilização seguida imediatamente por deformação ECA e recozimento, deveria associar os be-

nefícios da hiper-deformação com os do endurecimento por precipitação e alívio de tensões.

Quanto ao efeito da temperatura de recozimento pós-ECA, a Figura 8 mostra resultados de medidas de dureza realizadas sobre amostras 4X recozidas durante 1 h em quatro temperaturas diferentes. A queda de dureza a partir de 200°C indica a ocorrência de recristalização, que aparentemente se completa a 300°C.

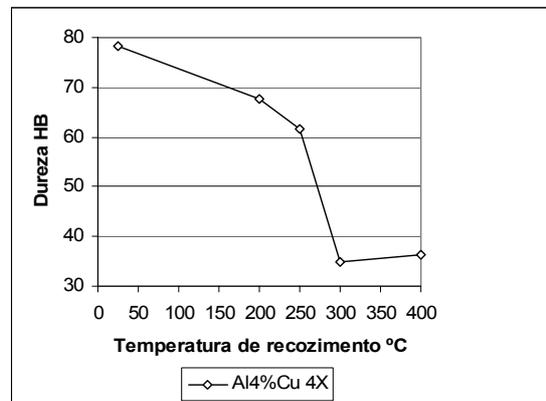


Figura 8. Variação da dureza da amostra 4X em função da temperatura de recozimento, mantida por 1 h.

CONCLUSÕES

1. A deformação plástica obtida pelo processo ECA causa grande aumento de dureza em amostras de Al-4Cu. Diferenças nos valores obtidos na superfície e no interior das amostras indicam razoável grau de heterogeneidade de deformação.
2. A hiper-deformação causa alinhamento da microestrutura e há evidências de fratura de grãos ao longo de planos de deslizamento, que aparentemente estão inclinados 30° com relação à direção do mencionado alinhamento.
3. A tensão de escoamento e o limite de resistência são drasticamente aumentados com o número de passes ECA; concomitantemente, o alongamento sofre uma pequena melhoria.
4. O material estudado possui uma grande quantidade de vazios oriundos do processo de fundição, que certamente prejudicaram a resistência mecânica e o alongamento. Quando comparadas com as da liga de fundição que mais se assemelha em composição (AA329), porém, as propriedades obtidas pela hiper-deformação são excelentes.
5. As superfícies de fratura confirmam a heterogeneidade de deformação entre planos internos e centrais, e a predominância de fratura dúctil.
6. O início da recristalização da estrutura deformada ocorre entre 200 e 250° C (1 h), assim como indicado pela diminuição de dureza.

REFERÊNCIAS

- 1 Segal, V.M. Materials processing by simple shear. *Mat. Sci. and Eng*, v. A197, p. 157 - 164, 1995.
- 2 Yu, C.Y. Sun, P.L. Kao, P.W. Chang C.P. Evolution of microstructure during annealing of a severely deformed aluminum. *Mat. Sci. and Eng*. v. A366, p. 310 - 317, 2004.
- 3 Bowen, J.R. Gholinia, A. Roberts, S.M. Prangnell, P.B. Analysis of the billet deformation behaviour in equal channel angular extrusion. *Mat. Sci. Eng.*, v. A287 p. 87 - 99, 2000.
- 4 Gholinia, A. Prangnell, P.B. Markushev, M.V. The effect of strain path on the development of deformation structures in severely deformed aluminium alloys processed by ECAE. *Acta materialia* v. 48, p. 1115 - 1130, 2000.
- 5 Markushev, M.V. Yu, M. Murashkin, M. Structure and mechanical properties of commercial Al-Mg 1560 alloy after equal-channel angular extrusion and annealing. *Mat. Sci. Eng.*, v. A367, p. 234 - 242, 2004.
- 6 Pérez, C.J. L. Berlanga, C. Ilzarbe, J.P. Processing of aluminium alloys by equal channel angular drawing at room temperature. *Mat. Proc. technology*, v. 143-144, p. 105 - 111, 2003.
- 7 Wang, Y.Y. Sun, P.L. Kao, P.W. Chang, C.P. Effect of deformation temperature on the microstructure developed in commercial purity aluminum processed by equal channel angular extrusion. *Scripta Materialia*, v. 50, p. 613 - 617, 2004.
- 8 Pithan, C. Hashimoto, T. Kawazoe, M. Nagahora, J. Higashi, K. Microstructure and texture evolution in ECAE processed A5056. *Mat. Sci. Eng.*, v. A280, p. 62 - 68, 2000.
- 9 Ferry, M. Hamilton, N.E. Humphreys, F.J. Continuous and discontinuous grain coarsening in a fine-grained particle-containing Al-Sc alloy. *Acta materialia*, v. 53 p. 1097 - 1109, 2005.
- 10 Oh-ishi, K. Ashi, Y. Sadakata, A. Kaneko, K. Horita, Z., Langdon, T.G. Microstructural control of an Al-Mg-Si alloy using equal-channel angular pressing. *Mat. Sci. Forum*, v. 394-402, p. 333 -338, 2002.
- 11 Cai, M. Field, D.P. Lorimer, G.W. A systematic comparison of static and dynamic ageing of two Al-Mg-Si alloys. *Mat. Sci. Eng.*, v. A373, p. 65 - 71, 2004.
- 12 Yamagushi, D. Horita, Z. Fujinami, T. Nemoto, M. Langdon, T.G. Factors affecting grain refinement in equal-channel angular pressing. *Mat. Sci. Forum*, v. 331-337, p. 607 - 612 , 2000.
- 13 Iwahashi, Y. Wang, Y. Horita, Z. Nemoto, Z. Langdon, T.G. Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials. *Scripta Materialia*, v. 35, p. 143 - 146, 1996.
- 14 Luis Pérez, C.J. On the correct selection of the channel die in ECAP processes. *Scripta Materialia*, v. 50, p. 387 - 393, 2004.
- 15 Beyerlein, I.J. Lebensohn, R.A. Tomé, C.N. Modeling texture and microstructural evolution in the equal-channel angular extrusion press. *Mat. Sci. Eng.*, v. A346 p. 122 - 138, 2003.
- 16 Langdon, T.G. Furukawa, M. Nemoto, M. Horita, Z. Organo, J. Using equal channel angular pressing for refining grain size. *Metall.* v. 52, p. 30 - 33 , 2000.