

# CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO IF DEFORMADO A FRIO VIA ECAP<sup>1</sup>

*Fabiane Roberta Freitas da Silva<sup>2</sup>*

*Neil de Medeiros<sup>3</sup>*

*Jefferson Fabrício Cardoso Lins<sup>4</sup>*

*Luciano Pessanha Moreira<sup>5</sup>*

*Jayme Pereira de Gouvêa<sup>6</sup>*

## **Resumo**

Um tarugo de aço IF foi parcialmente deformado pela técnica de prensagem por canais equiangulares (Equal Channel Angular Pressing – ECAP) num único passe a temperatura ambiente. A partir da observação da sua microestrutura pode-se comprovar que houve um intenso refinamento dos grãos. Também foi observado que na sua microestrutura surgiram bandas de deformação regulares em função de processos de subdivisão dos grãos. O perfil de dureza na área deformada mostrou a existência de uma região de homogeneidade extensa em função da configuração do ferramental (raio de adoçamento) utilizado.

**Palavras-chave:** ECAP; Aço IF; Bandas de deformação; Deformação plástica severa.

## **MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF COLD DEFORMED IF STEEL BY ECAP**

### **Abstract**

An IF steel billet was partially deformed via equal channel angular pressing (ECAP) using a single pass at room temperature. Grain refinement was observed in microstructure after severe plastic deformation. Regular deformation bands arise in several grains as a result of grain fragmentation during the pressing. The hardness profile shows an extended homogeneity region within the deformed area due to the tooling (bend radius) employed.

**Key words:** ECAP; IF steel; Deformation bands; Severe plastic deformation.

<sup>1</sup> *Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil*

<sup>2</sup> *Discente de Mestrado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense. fabiane.roberta@gmail.com*

<sup>3</sup> *Discente de Doutorado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense. neil@metal.eeimvr.uff.br*

<sup>4</sup> *Professor Visitante do Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense. jfclins@metal.eeimvr.uff.br*

<sup>5</sup> *Professor Adjunto do Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense. luciano.moreira@metal.eeimvr.uff.br*

<sup>6</sup> *Professor Titular do Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense. jpg@metal.eeimvr.uff.br*

## 1 INTRODUÇÃO

O processamento de materiais por meio da aplicação de deformação plástica severa (DPS) tem por objetivo produzir um significativo refinamento de grão em materiais policristalinos visando obter grãos com microestrutura ultrafina e/ou nanocristalina. Uma das técnicas utilizadas para se refinar a microestrutura é a prensagem por canais equiangulares (*Equal Channel Angular Pressing* – ECAP). Esta técnica pode ser descrita como uma operação em que um tarugo lubrificado é forçado a escoar pelo interior de uma matriz entre dois canais idênticos de seção transversal constante pela ação de uma punção. Estes canais perfazem na maioria dos casos descritos na literatura ângulos entre 90° e 120°. <sup>(1)</sup> Nestas condições o material se move dentro dos canais como um corpo rígido e sofre deformação de natureza de cisalhamento simples à medida que passa pela zona de intersecção dos canais. <sup>(2)</sup>

A microestrutura de um metal sofre sucessivas mudanças 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. Simultaneamente, discordâncias são geradas continuamente durante a deformação e passam a interagir entre si levando à formação de subestruturas mais complexas. <sup>(3)</sup> Neste sentido a deformação plástica de materiais policristalinos envolve processos de acomodação macro e microscópica que afetam a evolução microestrutural. <sup>(4)</sup> Macroscopicamente, os grãos grosseiros subdividem-se em diferentes componentes cristalográficos, por exemplo, pela rotação do cristal e formação de bandas de deformação e de cisalhamento.

Em condições de DPS (elevadas deformações e/ou altas taxas) via ECAP também pode ocorrer uma concentração de deslizamento no interior de bandas de cisalhamento e/ou deformação para localmente se facilitar o escoamento plástico do metal. Este processo gera contornos de alto ângulo adicionais causados pela rotação do material. Além disso, nas ligas em que o deslizamento, por alguma razão, é restrito pode ser observado o desenvolvimento de contornos com elevada diferença de orientação por um processo alternativo de maclação mecânica. <sup>(5)</sup>

Embora os princípios gerais mencionados anteriormente sejam aceitos, ainda existem na literatura dúvidas a respeito do desenvolvimento das estruturas de deformação quando as faixas de deformação plástica mudam da convencional para severas. Além disso, pode-se também esperar que toda a evolução microestrutural e principalmente a taxa de refinamento dos grãos seja modificada com simples alterações nas condições de processamento dos materiais já investigados.

O objetivo do presente trabalho é verificar a evolução microestrutural e o comportamento mecânico com o auxílio de medidas de dureza Vickers num tarugo de aço IF estabilizado ao titânio após um teste interrompido via ECAP. A escolha desse material se deve em função do grande interesse industrial deste material para aplicações em operações de estampagem profunda de peças para a indústria automotiva.

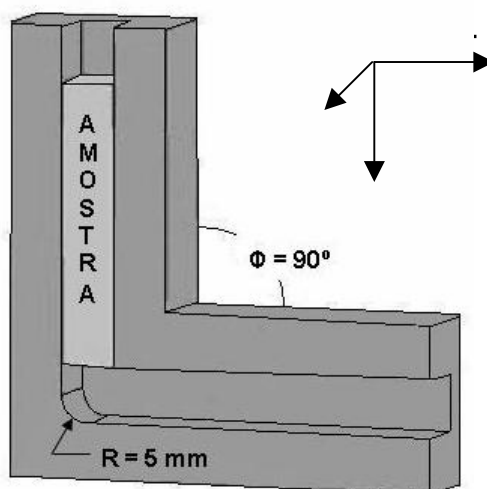
## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

O aço IF estabilizado ao titânio foi fornecido na forma de chapa pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) e possuía uma largura de 250 mm, comprimento de 300 mm e espessura de 38 mm. A composição química deste aço encontra-se na Tabela 1. O histórico detalhado do processamento industrial do material juntamente com os resultados da caracterização microestrutural e da textura cristalográfica foi reportado anteriormente por Lins, Sandim e Kestenbach. <sup>(6)</sup>

**Tabela 1:** Composição química do aço IF-Ti (teores em %-peso).

C	Mn	P	S	Si	N	O
0,003	0,190	0,027	0,005	0,011	0,0025	0,005
Ni	Cr	Mo	Al	Nb	V	Ti
0,004	0,002	0,002	0,049	0,001	0,003	0,069

Para a realização do processo ECAP foi utilizada uma matriz bipartida fabricada em aço ferramenta H-13 com dois canais de seções transversais retangulares idênticos formando um ângulo  $\Phi$  igual a  $90^\circ$  entre si. A Figura 1 mostra de forma esquemática uma parte da matriz em que a intersecção entre os dois canais mostra a presença de um raio de adoçamento de 5 mm.<sup>(7)</sup> Esta configuração tem por objetivo facilitar o processo de prensagem. Antes da deformação, o canal e o tarugo foram lubrificadas com um aerossol a base de  $\text{MoS}_2$ . O ensaio foi realizado a temperatura ambiente e o tarugo possuía dimensões de 10 x 10 x 70 mm. A punção para a realização da operação de prensagem foi fixada numa máquina de testes universal Wolpert com capacidade máxima de carga de 200 kN. O ensaio ocorreu sob taxa de deformação constante ( $\sim 10^{-2}/\text{s}$ ) e foi interrompido após um deslocamento do corpo-de-prova de 35 mm. Este procedimento foi adotado com o objetivo de se observar em detalhes a região em que o processo de cisalhamento simples começa a ocorrer e os seus efeitos na microestrutura.



**Figura 1.** Desenho esquemático de uma seção da matriz ECAP bipartida mostrando o ângulo entre os canais ( $\Phi$ ) e o raio de adoçamento (R). DP é a direção de prensagem, DN é a direção normal e DT é a direção transversal.<sup>(7)</sup>

A preparação metalográfica das amostras de aço IF foi realizada seguindo os procedimentos tradicionais. A microestrutura do material foi revelada após a imersão das amostras numa solução do reagente Vilella. O reagente foi mantido resfriado num banho de gelo durante o ataque químico.

A captura das imagens das micrografias foi realizada com o auxílio de um microscópio óptico Leitz modelo Metallovert. O equipamento possui uma câmara analógica Evolution LC Color (Media Cybernetics™) acoplada e conectada a um analisador de imagens com o *software* Image – Pro Plus®. Também foi realizada

uma análise topográfica da superfície do tarugo após a deformação com o auxílio da técnica de microscopia eletrônica de varredura no Laboratório de Microscopia Eletrônica (LME) do Departamento de Engenharia de Lorena (DEMAR) da Escola de Engenharia de Lorena (EEL) da Universidade de São Paulo (USP).

As medidas de dureza foram realizadas na seção longitudinal do tarugo utilizando-se um durômetro Heckert equipado com um penetrador Vickers e aplicando-se uma carga de 5 kg durante 20 s. Foram feitas impressões ao longo do eixo central da seção longitudinal (isto é, o plano definido pelas direções DP-DT). Cada teste foi realizado adotando-se um intervalo de 2 mm. Vale ressaltar que poucos trabalhos reportam a variação de dureza nas seções longitudinais das amostras processadas via ECAP. Devido às distorções sofridas pelo tarugo no final da região deformada, a extremidade do material foi descartada durante a realização dos testes de dureza.

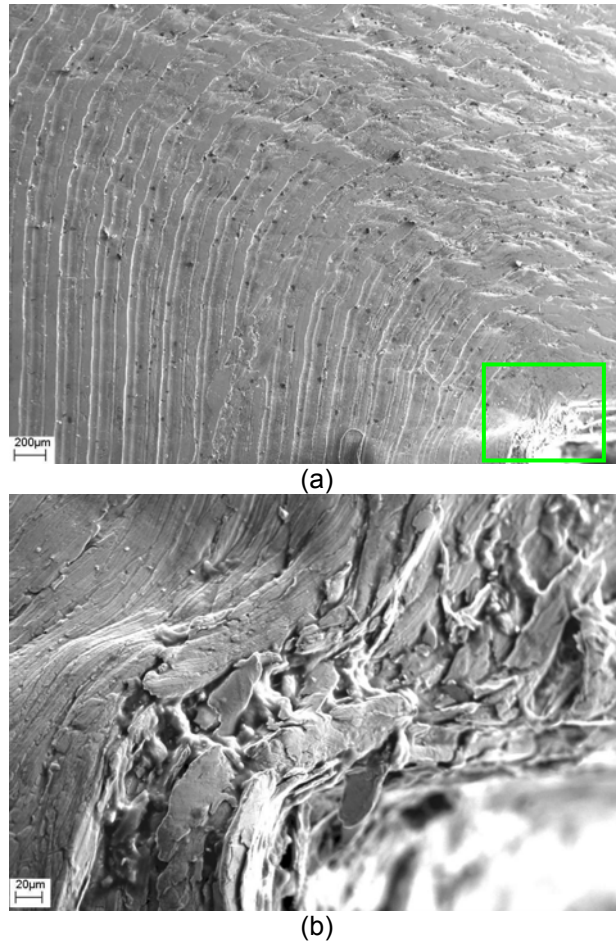
### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

No momento de interrupção do processo ECAP em que a amostra foi deslocada até 50% do seu comprimento inicial, a carga máxima de prensagem alcançou 70 kN. Para o deslocamento completo a carga atinge ao redor de 100 kN (resultado não apresentado neste trabalho). Medeiros et al.<sup>(8)</sup> sugerem que os valores de força de prensagem calculados via simulação computacional especificamente para o aço IF devem estar situados entre 100 kN e 120 kN dependendo das condições de atrito. Observa-se ainda que o formato da borda deformada após a prensagem do tarugo era bastante semelhante aos reportados na literatura.<sup>(8,9)</sup> Vale lembrar que o material que foi forçado a escoar para o segundo canal acumulou uma deformação plástica efetiva entre 0,81 e 0,97. Estes valores foram determinados numericamente com o auxílio do método dos elementos finitos aplicado a um modelo tridimensional desenvolvido anteriormente por Medeiros e seus colaboradores em<sup>(7)</sup>. Neste mesmo trabalho, os autores também realizaram uma validação experimental dos resultados encontrados na simulação.

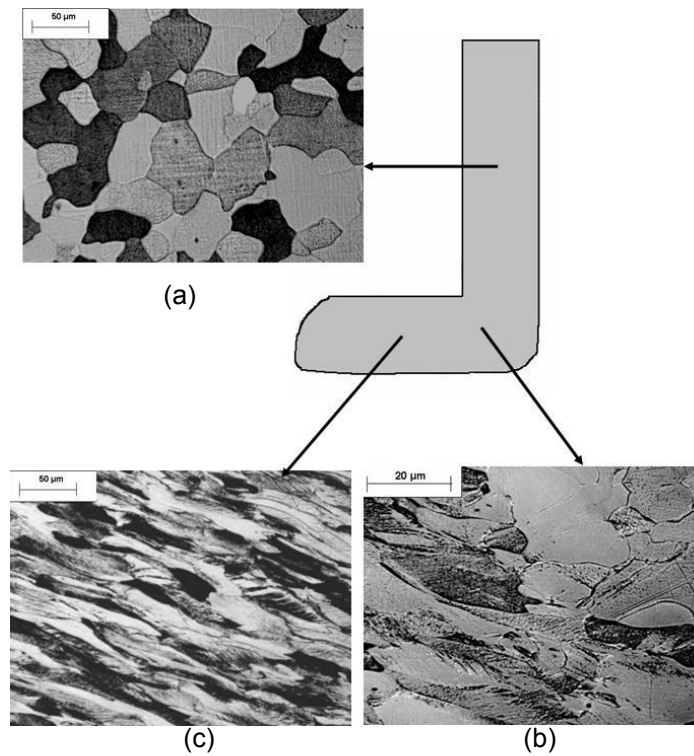
A Figura 2a mostra uma micrografia referente à região de cisalhamento em que os efeitos do raio de adoçamento podem ser melhor visualizados na superfície do material (canto superior esquerdo). Nota-se que a região próxima ao adoçamento da ferramenta promoveu um processo de deformação mais homogêneo em comparação com a vizinha em que existe um canto vivo a 90°. Nota-se também a ocorrência de um grande curvamento das linhas de fresamento ainda presentes na superfície do material. Este efeito se torna mais nítido à medida que o material cruza a zona de cisalhamento. Já a Figura 2b apresenta a região que ficou em contato com o canto vivo da matriz de ECAP. Nota-se nesta região que a superfície da borda do tarugo sofreu danos e que também exhibe algumas fissuras e descontinuidades de material. No canto superior esquerdo desta figura, pode-se notar uma zona de transição de compressão plana para cisalhamento simples em que o material sofre níveis elevados e bastante heterogêneos de deformação plástica. Esta zona possui um aspecto de uma onda e foi formada em função de uma reação do corpo rígido (matriz) frente à sollicitação mecânica imposta pela ação da punção sobre o tarugo em deslocamento transiente. Até o presente momento não existe na literatura nenhum registro documentado sobre a existência deste tipo de zona de transição e o seu efeito num aço IF estabilizado ao titânio.

A placa do material usado neste trabalho possuía uma microestrutura que pode ser descrita, de forma simplificada, como sendo uma matriz ferrítica (ferrita poligonal) com algumas poucas partículas de segunda fase. Este aço foi laminado a quente no

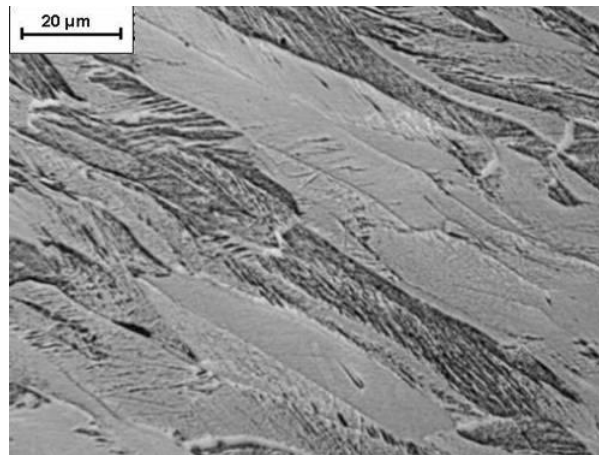
campo austenítico ( $\cong 1070$  °C) em múltiplos passes. Em seguida, a chapa sofreu um resfriamento ao ar. A deformação verdadeira total desta etapa intermediária de laminação foi de 2,2. O tamanho de grão inicial era da ordem de  $55 \pm 6$   $\mu\text{m}$  com dureza de  $98 \pm 13$  Vickers.<sup>(6)</sup> As Figuras 3a e 3b mostram as microestruturas do material de partida e da região em que ocorre o cisalhamento simples, respectivamente. A microestrutura final do aço IF após a passagem pela zona de deformação é apresentada na Figura 3c e possui um tamanho de grão refinado de aproximadamente  $9,7 \pm 1,9$   $\mu\text{m}$ . Vale ressaltar que este valor pode ser considerado apenas com uma aproximação do valor real em função da limitada resolução espacial da técnica de MO. Contudo, nota-se claramente que os grãos (inicialmente grosseiros) ao passarem pela região de cisalhamento sofreram um processo severo de curvamento dos seus contornos e por conseqüente um refinamento de tamanho de grão considerável com apenas um passe. Este processo de curvamento ocorre em função das grandes rotações da lática a fim de se acomodar as elevadas tensões cisalhantes impostas durante a prensagem. Neste processo de acomodação da deformação plástica os grãos são submetidos a um intenso processo de subdivisão. Este processo resulta no refinamento da estrutura e baseia-se principalmente na geração de uma elevada fração de contornos de alto ângulo. Esta geração é o resultado de dois mecanismos que operam simultaneamente. O primeiro é a extensão de contornos pré-existentes. Já o segundo refere-se à geração de novos contornos de alto ângulo pela fragmentação dos grãos. A fragmentação é totalmente dependente da orientação cristalográfica inicial do material. Este processo é considerado pela literatura como sendo bastante similar a evolução observada para os metais com estrutura cúbica de corpo centrado e também de faces centrada laminados a frio até grandes deformações.<sup>(4,10)</sup> Além de grãos achatados e vários contornos que aparecem bastante delineados tanto na Figura 3b quanto na Figura 3c, pode-se também observar uma estrutura dentro de alguns grãos. Para se verificar a existência destes elementos dentro da subestrutura do material foram ampliadas algumas regiões conforme mostra a Figura 4a. Nesta micrografia indica de forma bastante clara que estas subestruturas são bandas de deformação regulares e estão sempre contidas dentro das fronteiras dos contornos de grão. Estas bandas são formadas entre partes diferentes de um grão que sofreram rotações diferentes durante a deformação devido à ação de diferentes sistemas de deslizamento<sup>(11)</sup> e também ficam confinadas no interior do grão. As bandas encontradas no presente trabalho são idênticas àquelas encontradas por Barnett e Jonas<sup>(12)</sup> para o aço IF laminado entre 25°C e 700°C. Essas bandas apresentam uma inclinação em torno de 30° em relação à direção de prensagem (Figura 4b). Estas bandas regulares também foram reportadas por Kuhlmann-Wilsdorf<sup>(13)</sup> para monocristais de ferro puro deformados via compressão. Outro tipo de heterogeneidade de deformação que também pode ocorrer em metais altamente deformados são as bandas de cisalhamento. São características destas bandas a sua independência em relação à orientação cristalográfica local e o fato de não ficarem contidas dentro de apenas um grão, e sim de atravessar vários deles. O ensaio realizado no presente trabalho propicia condições para o aparecimento de bandas de cisalhamento. Porém não foi possível verificar a sua presença na microestrutura do material.



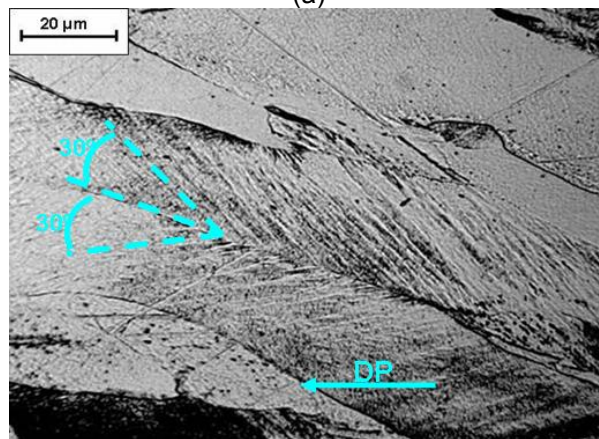
**Figura 2.** Micrografia mostrando a superfície do tarugo referente ao material posicionado junto à zona de cisalhamento (a) e (b) detalhe da região delimitada pelo retângulo verde mostrado em (a).



**Figura 3.** Micrografias mostrando a microestrutura do aço IF em fases distintas do processo ECAP: (a) região não-deformada (material de partida); (b) região da zona de cisalhamento; (c) região deformada.



(a)



(b)

**Figura 4.** Micrografia do aço IF evidenciando a presença de bandas de deformação: (a) vista geral; (b) detalhe mostrando uma região em que dois grãos vizinhos exibem bandas de deformação perfazendo ângulos de  $30^\circ$  entre si.

A literatura reporta que o maior nível de encruamento que pode ocorrer num processo ECAP é função principalmente da deformação aplicada logo no primeiro passe.<sup>(14-18)</sup> Por esta razão, torna-se importante conhecer o perfil de dureza ao longo do material prensado. Além disso, as medidas de dureza representam de forma indireta a energia armazenada num material. A Figura 5 apresenta os resultados da medição de dureza no aço IF. Nota-se que a região de homogeneidade situa-se a partir de 10 mm da borda deformada até a vizinhança próxima ao final da zona de cisalhamento. Esta informação é importante, pois na maioria dos casos os materiais investigados sofrem no mínimo 2 passes de prensagem e as regiões severamente deformadas (bordas) devem ser descartadas a fim de se produzir materiais bastante homogêneos em termos de microestrutura final. Pode-se atribuir esta região bastante homogênea a presença do raio de adoçamento na matriz bipartida utilizada neste trabalho.

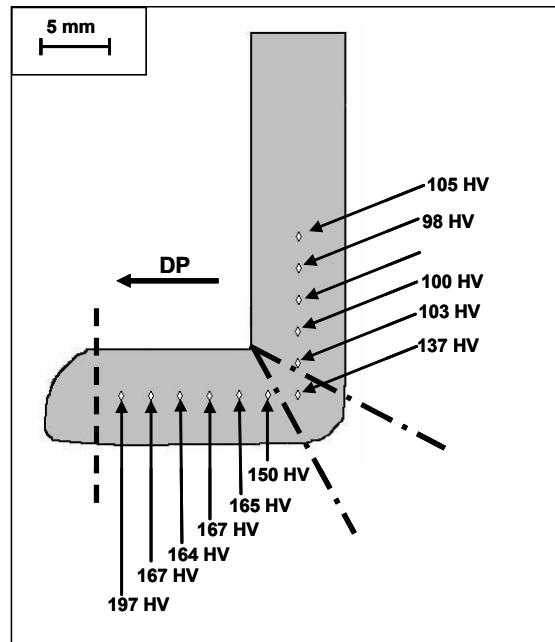


Figura 5. Ensaio de dureza realizado no tarugo após deformação.

## 5 CONCLUSÕES

A evolução da microestrutura foi observada em detalhes a partir de um ensaio de prensagem em canais equiangulares aplicado num tarugo de aço IF por meio de um teste cujo deslocamento foi limitado a 50%. A microestrutura final do aço IF exibiu grãos bastante finos em relação ao material de partida. Do ponto de vista sub-micrométrico foram observadas várias bandas de deformação regulares subdividindo os cristais. Pode-se concluir ainda que a existência de um raio de adoçamento permitiu a observação de uma extensa região de homogeneidade. Esta região apresentou valores de energia armazenada praticamente constante.

## Agradecimentos

À CAPES pelo apoio financeiro.

## REFERÊNCIAS

- 1 SAIYI, I.; GAZDER, A. A.; BEYERLEIN, I. J.; DAVIES, C. H. J.; PERELOMA, E. V. Microstructure and texture evolution during equal channel angular extrusion of interstitial-free steel: Effects of die angle and processing route. *Acta Materialia*, v. 55, n. 3, p. 1017-1032, 2007.
- 2 SEGAL, V. M. Materials processing by simple shear. *Materials Science and Engineering A*, v. 197, n. 2, p.157-164, 1995.
- 3 HUMPHREYS, F.J.; HATHERLY, M. Recrystallization and related annealing phenomena. *Materials Science and Engineering: A*, v. 224. n. 1-2, p. 221-222, 1997.
- 4 HANSEN, N. Cold deformation microstructures. *Material Science and Technology*, v. 6, p.1039-1047, 1990.
- 5 LANGDON, T. G. The principles of grain refinement in equal-channel angular pressing. *Materials Science and Engineering: A*, v. 462, n. 1-2, p. 3-11, 2007.



- 6 LINS, J. F. C.; SANDIM, H. R. Z.; KESTENBACH, H. J. Microstructural and textural characterization of a hot-rolled IF steel. *Journal of Materials Science*, v. 42, n. 16, p. 6572-6577, 2007.
- 7 MEDEIROS, N.; MOREIRA, L. P.; LINS, J. F. C.; SOUZA, M. C.; SILVA, F. R. F.; GOUVÊA, J. P. A numerical and experimental analysis of aluminium AA1100 deformed by different ECAP routes. In: 19th Congress of Mechanical Engineering, 2007, Brasília.
- 8 MEDEIROS, N.; LINS, J. F. C.; MOREIRA, L. P.; GOUVÊA, J. P. The role of the friction during the equal channel angular pressing of an IF-steel billet. *Materials Science and Engineering: A*, In press, Available online 11 January 2008.
- 9 LI, S.; GAZDER, A. A.; BEYERLEIN, I. J.; DAVIES, C. H. J.; PERELOMA, E. V. Microstructure and texture evolution during equal channel angular extrusion of interstitial-free steel: Effects of die angle and processing route. *Acta Materialia*, v. 55, n. 3, p. 1017-1032, 2007.
- 10 HANSEN, N., Deformation microstructures. *Scripta Metallurgica et Materialia*, v. 27, p.1447-1452, 1992.
- 11 KREISLER, A.; DOHERTY, R. D. Structure of well defined deformation bands and formation of recrystallization nuclei in aluminium. *Metal Science Journal*, v. 12, p. 551-560, 1978.
- 12 BARNETT, M. R.; JONAS, J. J. Influence of ferrite rolling temperature on microstructure and texture in deformed low C and IF steels. *ISIJ international*, v. 37, n. 7, p. 697-705, 1997.
- 13 KUHLMANN-WILSDORF, D. "Regular" deformation bands (DBs) and the LEDS hypothesis. *Acta Materialia*, v. 47, n. 6, p. 1697-1712, 1999.
- 14 PRELL, M.; XU, C.; LANGDON, T. G. The evolution of homogeneity on longitudinal sections during processing by ECAP. *Materials Science and Engineering A*, In Press, Corrected Proof, Available online 14 August 2007.
- 15 SHIN, D.H.; SEO, C. W.; KIM, J.; PARK, K. T.; CHOO, W. Y. Microstructures and mechanical properties of equal-channel angular pressed low carbon steel. *Scripta Materialia*, v. 42, n. 7, p. 695-699, 2000.
- 16 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, n. 5, p. 1589-1599, 1998.
- 17 FURUKAWA, M.; HORITA, Z.; NEMOTO, M.; VALIEV, R. Z.; LANGDON, T. G. Microhardness measurements and the Hall-Petch relationship in an Al-Mg alloy with submicrometer grain size. *Acta Materialia*, v. 44, n. 11, p. 4619-4629, 1996.
- 18 LEO, P.; CERRI, E.; DE MARCO, P. P.; ROVEN, H. J. Properties and deformation behaviour of severe plastic deformed aluminium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 182, n. 1-3, p. 207-214, 2007.