

EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DE UM AÇO IF PENSADO EM CANAIS EQUIANGULARES

Fabiane Roberta Freitas da Silva ¹

Jefferson Fabrício Cardoso Lins ²

Neil de Medeiros ³

Luciano Pessanha Moreira ⁴

Jayne Pereira de Gouvêa ⁵

Resumo

Um tarugo de aço IF foi 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: Prensagem; Aços IF; Deformação; Deformação plástica.

MICROSTRUCTURAL EVOLUTION OF AN IF STEEL DEFORMED BY EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING

Abstract

An IF steel billet was deformed via equal channel angular pressing (ECAP) using a single pass at room temperature. Grain refinement was observed in the 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: Pressing; IF steel; Deformation; Plastic deformation.

I 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 principais 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 na qual um tarugo bastante lubrificado é forçado pela ação de um punção a escoar entre dois canais idênticos de seção transversal constante no interior de uma matriz de elevada rigidez. Estes canais perfazem na maioria dos casos ângulos entre 90° e 120°. ⁽¹⁾ 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. ⁽²⁾

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

¹Eng. Metalúrgica, M.Sc., Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal Fluminense, Avenida dos Trabalhadores 420, Cep 27255-125, Volta Redonda, RJ, Brasil. E-mail: fabiane.roberta@gmail.com

²Eng. Químico, D.Sc., Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal Fluminense, Avenida dos Trabalhadores 420, Cep 27255-125, Volta Redonda, RJ, Brasil. E-mail: jfclins@metal.eeimvr.uff.br

³Eng. Químico, D.Sc., Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal Fluminense, Avenida dos Trabalhadores 420, Cep 27255-125, Volta Redonda, RJ, Brasil. E-mail: neil@metal.eeimvr.uff.br

⁴Eng. Mecânico, D.Sc., Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal Fluminense, Avenida dos Trabalhadores 420, Cep 27255-125, Volta Redonda, RJ, Brasil. E-mail: luciano.moreira@metal.eeimvr.uff.br

⁵Eng. Mecânico, D.Sc., Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal Fluminense, Avenida dos Trabalhadores 420, Cep 27255-125, Volta Redonda, RJ, Brasil. E-mail: jpg@metal.eeimvr.uff.br

si levando à formação de subestruturas mais complexas.⁽³⁾ Neste sentido a deformação plástica de materiais policristalinos envolve processos de acomodação macro e microscópica que afetam a evolução microestrutural.⁽⁴⁾ Macroscopicamente, os grãos grossieiros 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 via ECAP também pode ocorrer uma concentração de deslizamentos 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. 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, em que apenas uma porção da extensão do tarugo foi forçada a passar pelos canais. A escolha desse material se deve em função do grande interesse industrial para aplicações em operações de embutimento profundo de peças para a indústria automotiva. Além disso, a aplicação de um ensaio interrompido também teve o objetivo de se avaliar as severas rotações dos grãos ao cruzarem a zona de deformação cisalhante.

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 I. 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.⁽⁵⁾

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 (Φ) igual a 90° entre si. A Figura 1 apresenta 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.⁽⁶⁾ 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 MoS_2 . O ensaio foi realizado a temperatura ambiente e o tarugo possuía dimensões de $10 \times 10 \times 70$ mm. O punção para a realização da operação de prensagem foi fixado 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, ou seja, apenas uma porção referente à metade do tarugo foi prensada. Este procedimento foi adotado com o objetivo de se observar em detalhes à região em que o processo de cisalhamento simples começa a ocorrer e os seus efeitos na microestrutura.

Tabela I. 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

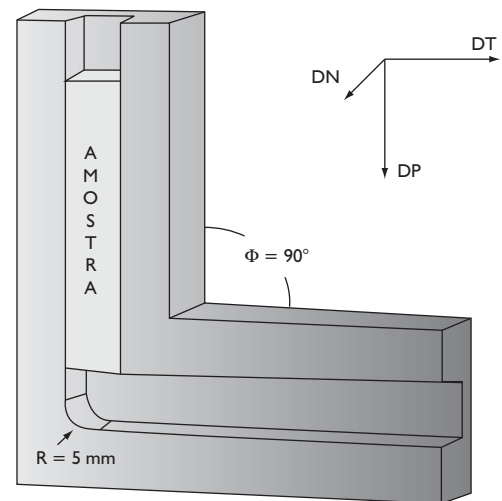


Figura 1. Desenho esquemático de uma seção da matriz ECAP bipartida mostrando o ângulo entre os canais (Φ) e o raio de adoçamento (R). DP é a direção de prensagem, DN é a direção normal e DT é a direção transversal.⁽⁶⁾

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 de reagente Vilella. O reagente foi mantido resfriado num banho de gelo durante o ataque químico. A caracterização microestrutural foi realizada com o auxílio das técnicas de microscopia ótica (MO) e também de microscopia eletrônica de varredura (MEV).

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 cerca de 2 mm.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

No momento de interrupção do processo ECAP em que a amostra foi deformada até 50% do seu comprimento inicial, a carga máxima de prensagem alcançou 70 kN. Medeiros et al.⁽⁷⁾ sugerem que os valores de força de prensagem calculados via simulação computacional especificamente para o aço IF, utilizando-se uma matriz com $\Phi = 90^\circ$, devem estar situados entre 60 kN e 120 kN dependendo das condições de atrito. Foram verificados experimentalmente os valores de carga de prensagem durante os ensaios em que uma passagem completa do tarugo foi conduzida e obteve-se resultados entre 80 kN e 100 kN para o primeiro passe.⁽⁸⁾ Os valores para a carga obtida em torno de 80 kN, se mostrou bastante próxima ao valor proposto por Medeiros et al.⁽⁷⁾ para um coeficiente de atrito (μ) de 0,05, coeficiente este que foi obtido por simulação computacional. Vale lembrar que o material que foi forçado a escoar para o segundo canal acumulou uma deformação plástica verdadeira entre 0,81 e 0,97. Estes valores foram determinados numericamente com o auxílio do método dos elementos finitos aplicado a um modelo desenvolvido por Medeiros et al.⁽⁶⁾

A Figura 2a mostra uma micrografia referente à região de cisalhamento em que os efeitos do raio de adoçamento podem ser 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 região vizinha em que existe um canto vivo a 90° . Nota-se também a ocorrência de um grande curvamento das linhas remanescentes do processo de retificação inicial do tarugo 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 do punção sobre o tarugo em deslocamento transiente.

A placa do material usado neste trabalho possuía uma microestrutura que pode ser descrita, de forma simplificada, como sendo composta de ferrita poligonal. O tamanho de grão inicial era da ordem de $55 \pm 6 \mu\text{m}$ com dureza de 98 ± 13 Vickers.⁽⁵⁾ As

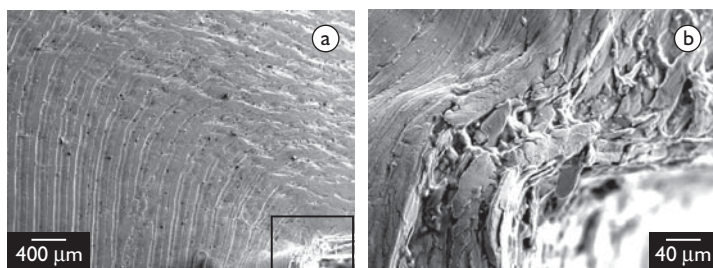


Figura 2. a) Micrografia mostrando a superfície do tarugo referente ao material posicionado junto à zona de cisalhamento; e b) detalhe da região delimitada pelo retângulo preto mostrado em (a). MEV, 20kV.

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 $9,7 \pm 1,9 \mu\text{m}$. 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 microestrutura a fim de se acomodar as elevadas tensões cisalhantes impostas durante a prensagem. Também vale a pena mencionar que a microestrutura observada naquela região de transição também se encontrava bastante refinada. De uma forma geral, nos processos 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 de contornos 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 laminadas a frio até grandes deformações.^(4,9) Além de grãos achatados e vários contornos que aparecem bastante delineados tanto na Figura 3b quanto na Figura 3c, pode-se também observar subestruturas dentro de alguns grãos. A Figura 4a mostra de forma bastante clara que estas subestruturas se tratam de bandas de deformação regulares contidas dentro das fronteiras do contorno de grão. Estas bandas, também reportadas em detalhes por Kuhlmann-Wilsdorf⁽¹⁰⁾ para monocristais de ferro puro deformados via compressão, são formadas entre partes diferentes de um grão que sofreram rotações diferentes durante a deformação devido à ação de diferentes sistemas de deslizamento.⁽¹¹⁾ 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. Na Figura 4b foram observadas estruturas dentro de alguns grãos, subestruturas estas conhecidas como *in-grain shear bands*. Estas bandas de cisalhamento foram observadas por Barnett e Jonas⁽¹²⁾ num aço IF laminado entre 25°C e 700°C. Ainda na Figura 4b também foi possível observar em detalhes regiões onde ocorreu um intenso refinamento da microestrutura e grãos que sofreram deformação localizada e mostravam em seu interior bandas sem uma disposição espacial definida. Essas bandas apresentavam um formato particular, com a aparência de uma espinha de peixe. Esse tipo de formação foi observado anteriormente por Vanderschueren, Yoshinaga e Koyama⁽¹³⁾ em um aço IF estabilizado ao titânio que sofreu laminação a frio. Neste trabalho, os autores reportaram que não foi possível medir as grandes diferenças de orientação encontradas em tais regiões bastante fragmentadas com o auxílio da técnica de difração de elétrons retroespalhados em razão das elevadas densidades de discordâncias presentes nestas regiões.

A literatura reporta que o maior nível de encruamento que pode ocorrer num processo ECAP é função principalmente da deformação aplicada logo após o primeiro passe.^(14,15) 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 no material. Em

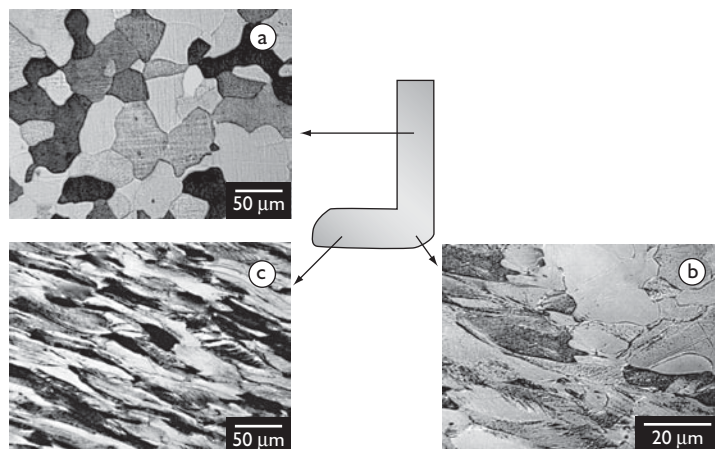


Figura 3. Micrografias mostrando a microestrutura do aço IF em fases distintas do processo ECAP: a) região não-deformada (material de partida); b) região da zona de cisalhamento; c) região deformada.

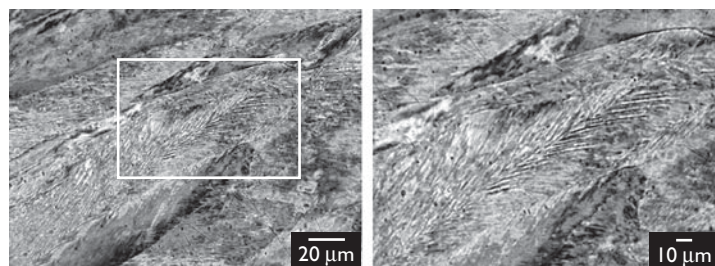


Figura 4. a) Micrografia mostrando a microestrutura do aço IF após sofrer o primeiro passe de deformação por ECAP; e b) ampliação da região central da Figura 4a. Notar a presença de uma estrutura do tipo espinha de peixe.

razão das distorções sofridas pelo tarugo no final da região deformada, as extremidades do material foram descartadas durante a realização das impressões Vickers. A Figura 5 apresenta os resultados da medição de dureza no tarugo. Nota-se que a região de homogeneidade situa-se a partir de 10 mm da borda deformada até a região da zona de cisalhamento. A literatura reporta na maioria dos casos, que os materiais deformados via ECAP investigados sofrem no mínimo 2 passes de prensagem e que as regiões severamente deformadas (bordas) devem ser descartadas a fim de se produzir materiais bastante homogêneos em termos de microestrutura final. Dessa maneira, estes resultados indicam de forma quantitativa as áreas que devem ser descartadas para o prosseguimento do processamento de um aço IF. Pode-se atribuir a esta região bastante homogênea (em termos de dureza) ao efeito da presença do raio de adoçamento na matriz bipartida utilizada neste trabalho.

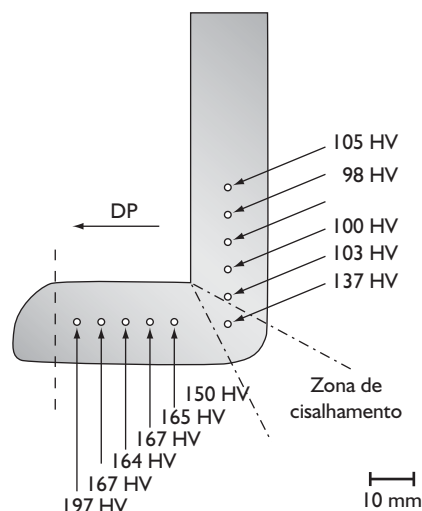


Figura 5. Resultados do perfil de dureza ao longo do tarugo de aço IF nas regiões referentes ao material de partida (porção superior), a zona de cisalhamento (região central) e a área prensada (porção horizontal).

4 CONCLUSÕES

A evolução da microestrutura de um aço IF estabilizado ao titânio foi observada em detalhes a partir de um ensaio de prensagem em canais equiangulares aplicado num tarugo por meio de um teste interrompido. Neste ensaio parcial, apenas 50% do corpo de prova foi deformado. Uma zona de transição formada após a deformação do material também foi observada na

porção do corpo-de-prova que foi mantida em contato com o raio interno (sem adoçamento). Pode-se concluir que a existência desta zona seja uma reação do corpo rígido (tarugo) pela ação da punção durante o escoamento plástico. A microestrutura final do material exibiu grãos bastantes finos em relação ao material de partida e também nesta região de transição. Do ponto de vista submicro-métrico foram observadas várias bandas regulares de deformação subdividindo os cristais, bem como a presença de subestruturas conhecidas como bandas de cisalhamento contidas dentro dos grãos (*in-grain shear bands*). Também foram observados grãos que sofreram deformação localizada contendo em seu interior bandas sem uma disposição espacial definida, com a aparência de uma

espinha de peixe (*fish bone*). Pode-se concluir que a existência de um raio de adoçamento permitiu a formação de uma extensa região de homogeneidade com valores de dureza praticamente constante e da ordem de 55% superior ao material de partida.

Agradecimentos

À Capes e FAPERJ (Processo E-26/110.143/2009) 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. 1017-32, Feb. 2007.
- 2 SEGAL, V.M. Materials processing by simple shear. **Materials Science and Engineering A**, v. 197, n. 2, p.157-64, Jul. 1995.
- 3 HUMPHREYS, F.J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. Oxford, U.K.: Pergamon, 1995.
- 4 HANSEN, N. Cold deformation microstructures. **Material Science and Technology**, v. 11, n. 6, p.1039-47, 1990.
- 5 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. 6572-7, 2007.
- 6 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: CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING (COBEM), 19., 2007, Brasília. **Anais...** Rio de Janeiro: ABCM, 2007. 1 CD, p. 1-8.
- 7 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**, v. 489, p. 363-72, Aug. 2008.
- 8 SILVA, F.R.F. **Caracterização microestrutural e verificação experimental da simulação computacional das rotas A e C do processo ECAP para o aço IF**. 2008. 72 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) – Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda da Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2009.
- 9 HANSEN, N., Deformation microstructures. **Scripta Metallurgica et Materialia**, v. 27, n. 11, p.1447-52, Dec. 1992.
- 10 KUHLMANN-WILSDORF, D. Overview No. 131 “Regular” deformation bands (DBs) and the LEDS hypothesis. **Acta Materialia**, v. 47, n. 6, p. 1697-712, Apr. 1999.
- 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. 551-60, 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 VANDERSCHUEREN, D.; YOSHINAGA, N.; KOYAMA, K. Recrystallization of Ti IF Steel Investigated with Electron Back-scattering Pattern (EBSP). **ISIJ International**, v. 36, n. 8, p. 1046-54, 1996.
- 14 PRELL, M.; XU, C.; LANGDON, T. G. The evolution of homogeneity on longitudinal sections during processing by ECAP. **Materials Science and Engineering A**, v. 480, p. 449-55, May 2008.
- 15 SHIN, D.H.; SEO, C.W.; KIM, J.; PARK, K.T.; CHOO, W.Y. The evolution of homogeneity on longitudinal sections during processing by ECAP. **Scripta Materialia**, v. 42, n. 7, p. 695-9, Nov. 1999.

Recebido em: 30/07/2008

Aceito em: 18/02/2009

Proveniente de: CONGRESSO ANUAL DA ABM - INTERNACIONAL, 63., 2008, Santos, SP São Paulo: ABM, 2008