

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE GRÃOS ULTRAFINOS FORMADOS NO INTERIOR DE BANDAS DE CISALHAMENTO ADIABÁTICAS NUM AÇO IF

J. F. C. Lins¹; H. R. Z. Sandim²; H.-J. Kestenbach³; K. S. Vecchio⁴; D. Raabe⁵
Av. dos Trabalhadores, 420 - Vila Santa Cecília, Volta Redonda – RJ, 27255-125,
jfclins@metal.eeimvr.uff.br

¹ Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda - Universidade Federal Fluminense

² Escola de Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo

³ Departamento de Engenharia de Materiais - Universidade Federal de São Carlos

⁴ University of California, San Diego, Materials Science and Engineering Program,

⁵ Max-Planck-Institut für Eisenforschung

RESUMO

O presente trabalho reporta os resultados da caracterização microestrutural e da textura cristalográfica realizada em bandas de cisalhamento adiabáticas induzidas num aço IF (Interstitial Free) estabilizado ao titânio. O material foi deformado via compressão dinâmica sob altas taxas de deformação ($> 5,0 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$) numa barra de impacto de Hopkinson. Os testes foram conduzidos a $-196 \text{ }^\circ\text{C}$ e $25 \text{ }^\circ\text{C}$. A caracterização microestrutural foi realizada com o auxílio da técnica de difração de elétrons retroespalhados de alta resolução (EBSD) para se observar em detalhes às regiões cisalhadas. O mecanismo de recristalização dinâmica rotacional pode explicar o surgimento de uma nova estrutura de grãos ultrafinos ($\sim 0,1 \text{ } \mu\text{m}$) no interior das bandas. A presença de subgrãos alongados e também de grãos perfeitamente alinhados em regiões que se assemelhavam a lamelas pré-existentes no interior da banda são evidências que corroboram a ocorrência deste mecanismo.

Palavras-chave: Aço IF, bandas de cisalhamento, EBSD, grãos ultrafinos, deformação plástica severa.

INTRODUÇÃO

Nos processos de conformação plástica sob altas taxas de deformação em que elevadas tensões cisalhantes são aplicadas se observa de uma forma geral um aumento na densidade de defeitos cristalinos e também de danos que modificam consideravelmente as propriedades dos materiais. Em condições de deformação plástica severa (DPS) tais como em operações de impacto balístico, usinagem, corte, soldagem de peças ou chapas por explosão alguns defeitos como as bandas de cisalhamento são frequentemente observadas. Estas bandas têm recebido bastante atenção na literatura por causa da sua considerável importância tecnológica e principalmente pelo seu caráter como precursor de falhas catastróficas⁽¹⁻³⁾. Elas são facilmente encontradas em regiões que sofreram um cisalhamento concentrado sob a forma de uma estrutura tipicamente lamelar. Este tipo de estrutura é característica de materiais bastante deformados. Outra característica marcante deste tipo de heterogeneidades de deformação é a sua independência em relação à orientação cristalográfica local. Estas heterogeneidades atravessam um grande número de grãos e tendem a se desenvolver mais facilmente em condições de deformação plástica adiabática sob elevadas taxas de deformação ($> 10^2 \text{ s}^{-1}$).

Por definição, as bandas de cisalhamento adiabáticas são produtos de um processo bastante intenso e localizado de deformação plástica em tempos muito curtos⁽³⁾. Neste tipo de processo, não há tempo suficiente para a dissipação do calor para as vizinhanças da região cisalhada, ocasionando, portanto, uma elevação de temperatura bastante localizada nestas heterogeneidades de deformação. A literatura sugere que este aquecimento localizado pode disparar o processo de recristalização no interior destas bandas⁽²⁾. Além dos aspectos ligados à recristalização, o estudo da evolução microestrutural das bandas de cisalhamento adiabáticas tem abordado com bastante ênfase os fenômenos de recuperação dinâmica, amorfização e transformação de fases em diversos materiais, tais como: cobre de alta pureza, ferro, metais refratários, as ligas de alumínio, cerâmicas e alguns tipos de aços ao carbono e ligados^(1,2).

As maclas de deformação constituem um tipo de defeito cristalino bidimensional e também podem surgir a partir da ação de tensões cisalhantes. Este mecanismo alternativo de deformação plástica ocorre em situações em que o

escorregamento dos planos atômicos é mais difícil de ser ativado. De uma forma geral, sua ocorrência é mais comum em materiais que apresentam poucos sistemas de escorregamento, alta simetria da estrutura cristalina ou durante a deformação plástica em baixas temperaturas e/ou em altas taxas de deformação. Em condições normais, são formadas principalmente em metais com estrutura hexagonal compacta (HC), em metais e ligas com estrutura cúbica de faces centradas (CFC) e de baixa energia de defeito de empilhamento e mais raramente em metais cúbicos de corpo centrado (CCC). A maclação ocorre em algumas direções específicas denominadas de direções de maclação. No caso dos metais CCC existe a predominância do processo ocorrer mais freqüentemente no plano {112}. Lins e seus colaboradores ⁽⁴⁾ também reportaram recentemente em detalhes a avaliação microestrutural de maclas mecânicas formadas no mesmo aço IF investigado neste presente trabalho.

Até o presente momento, não existem muitos relatos sobre o comportamento mecânico de aços IF comerciais deformados sob altas taxas de deformação e da ocorrência de competição microestrutural (recristalização versus recuperação) em bandas de cisalhamento adiabáticas forçadas neste material ⁽⁵⁾. Uma outra relevante justificativa é que a maioria das investigações que empregam DPS tem se limitado aos metais com estrutura CFC ⁽²⁾.

Neste trabalho procedeu-se a caracterização microestrutural de bandas de cisalhamento adiabáticas induzidas num aço IF deformado via compressão dinâmica sob condições controladas em duas temperaturas distintas -196 e 25 °C, respectivamente. O ensaio de compressão foi realizado com taxas de deformação superiores a $5 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$. A microestrutura do material foi observada com o auxílio das técnicas de MO, MEV e EBSD.

MATERIAIS E MÉTODOS

Material

O material utilizado neste trabalho foi uma placa de aço IF (*Interstitial Free*) estabilizado ao titânio. A placa foi fornecida 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 e os resultados da caracterização microestrutural e da textura cristalográfica encontram-se disponíveis em ⁽⁶⁾.

Tabela 1: Composição química do aço IF estabilizado ao titânio (%-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

Métodos

As amostras de aço IF foram submetidas a altas deformações cisalhantes via compressão dinâmica em duas temperaturas distintas: -196 e 25 °C. Os ensaios foram realizados numa barra de impacto de Hopkinson sob condições controladas no *Center of Excellence for Advanced Materials* (CEAM) na Universidade da Califórnia, *San Diego* (UCSD, USA). Cada corpo-de-prova era cilíndrico e possuía um formato de “chapéu” (Figura 1a). Esta geometria permitiu induzir a formação de bandas de cisalhamento adiabáticas durante o processo de deformação em uma região específica do espécime. A Figura 1b mostra um desenho esquemático da barra de impacto de Hopkinson utilizada no ensaio. Junto ao corpo-de-prova foi colocado um anel limitador (AL) de aço AISI 4340 cuja espessura de cerca de 6,5 mm determinou a deformação cisalhante (γ) introduzida no material. A Figura 1c mostra de forma esquemática a região do corpo-de-prova em que ocorre a concentração da deformação aplicada. A deformação cisalhante foi calculada, de forma aproximada, a partir da medição do deslocamento (δ) e da espessura da região cisalhada (ξ) com o auxílio da técnica de MO (Figura 1c). As medições foram confirmadas com a técnica de MEV no modo de elétrons retroespalhados. No caso dos ensaios a -196 °C, os corpos-de-prova foram mantidos imersos em nitrogênio líquido até que se atingisse a temperatura do teste. Para fins práticos, considera-se desprezível o aquecimento da amostra após a sua inserção na barra de impacto. Foram deformados 3 espécimes com taxas de deformação maiores que $5,0 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$. Para a confecção dos corpos-de-prova, a seção transversal da placa de aço IF foi submetida a um processo de usinagem mecânica nas mesmas dimensões que aparecem indicadas na Figura 1a. A Tabela 2 mostra a nomenclatura de cada conjunto de amostras em função da temperatura do ensaio (T) e da espessura do anel limitador (AL) usado no ensaio de impacto. Também são apresentados a duração de cada ensaio (t) e a respectiva taxa de deformação cisalhante ($\dot{\gamma}$).

As medidas de EBSD de alta resolução foram conduzidas num sistema composto por um microscópio eletrônico de varredura da JEOL modelo JSM-6500F com uma fonte de elétrons do tipo *field emission gun* (FEG) e a uma câmera CCD de ultra-alta resolução. O sistema encontrava-se instalado no *Max-Planck-Institut für Eisenforschung* – MPI-E (Düsseldorf, Alemanha). A análise de todos os dados foi realizada com o auxílio do software OIM 3.03 da TSL. As figuras de pólo e os mapas de orientação OIM (da língua inglesa, *Orientation Imaging Microscopy*) foram obtidos a partir das medidas de EBSD.

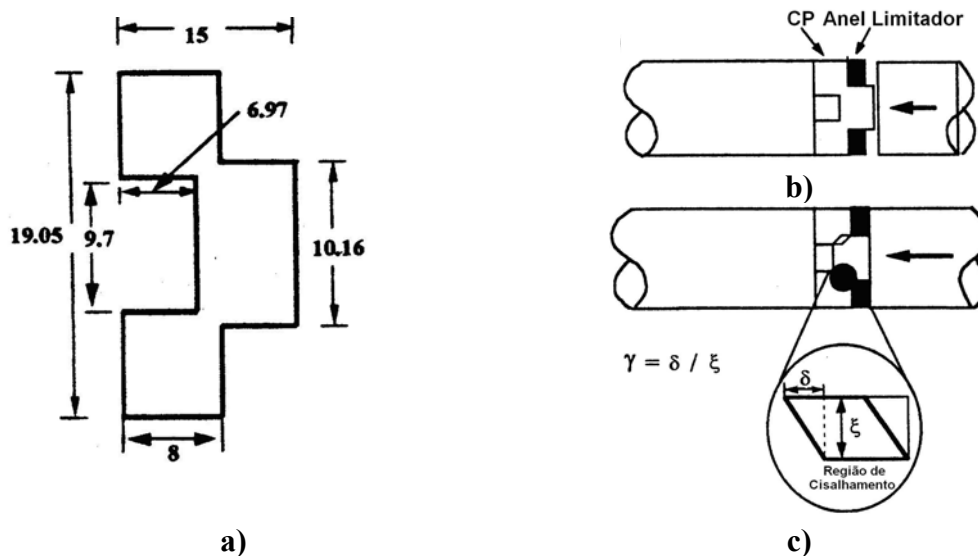


Figura 1: Diagrama esquemático do: a) corte da seção transversal do corpo-de-prova (CP) cilíndrico com formato de “chapéu” (dimensões em milímetros); b) ensaio de compressão dinâmica *via* a barra de impacto Hopkinson antes da deformação; c) ensaio de compressão dinâmica após o processo de deformação ⁽⁷⁾.

Tabela 2: Nomenclatura dos corpos-de-prova de aço IF e os parâmetros do ensaio de compressão dinâmica realizado numa barra de impacto de Hopkinson.

CP	AL [mm]	T [°C]	t [μs]	$\dot{\gamma}$ [10 ⁴ s ⁻¹]
A-1	6,50	25	35	6,0
A-2			25	5,2
B-1		-196	27	5,6

RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Tabela 3 mostra os resultados medidos para os corpos-de-prova dos grupos A e B. Vale ressaltar que a medida da largura da banda (ξ) foi realizada na posição correspondente a metade do seu comprimento. Adotou-se como comprimento médio

das bandas, a área útil entre as fissuras que foram observadas nas amostras testadas. Como se observou nas amostras, a largura da banda de cisalhamento não pode ser considerada constante em toda a sua extensão. Assim sendo, este método de determinação da largura não pode ser considerado muito rigoroso em razão de existir uma alta deformação localizada tanto na parte superior quanto inferior da amostra⁽⁹⁾. No entanto, a razão entre o deslocamento (δ) e a largura da banda (ξ) descreve bem o estado de tensões de cisalhamento puro na região⁽¹⁰⁾. Notou-se que com o decréscimo da temperatura de ensaio uma maior deformação cisalhante foi introduzida na amostra B1 em relação às encontradas no grupo A. Entretanto, a largura média das bandas não diminui na mesma proporção em relação à deformação introduzida no aço IF nas amostras A-1 e A-2 testadas a 25 °C. Este resultado obtido difere dos apresentados para o tântalo também testado a 25 °C com taxa de deformação de $3 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ ⁽⁷⁾. No caso do tântalo, foi observado que ξ aumentava com o aumento de γ de forma praticamente independente da temperatura do teste. Contudo, nenhuma informação a respeito da textura inicial do material e do seu tamanho de grão foi reportada por Pérez-Prado e seus colaboradores⁽⁷⁾. Uma possível explicação para o resultado aqui reportado se deve às altas taxas de deformação utilizadas nos testes ($> 5,0 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$) e também à ausência de uma forte textura inicial no material de partida com tamanho de grão em torno de 55 μm .

Tabela 3: Resultados do deslocamento (δ) e da largura da banda de cisalhamento (ξ) induzida nos corpos-de-prova pelo ensaio de compressão dinâmica e do cálculo da deformação cisalhante (γ).

CP	T [°C]	δ [mm]	ξ [μm]	$\gamma = \frac{\delta}{\xi}$
A-1	25	0,66	169,9	3,9
A-2		0,38	112,0	3,4
B-1	-196	0,74	92,4	8,0

De uma forma geral, a microestrutura da banda de cisalhamento induzida no material é formada por uma fina estrutura lamelar com espessura variando entre 0,15-0,50 μm . Sabe-se que alguns destes contornos lamelares possuem caráter de alto ângulo, podendo chegar a diferenças de orientação (Ψ) da ordem de 60° em metais de elevada energia de defeito de empilhamento (EDE)⁽¹²⁾. Por outro lado,

além das lamelas também foi observado um outro tipo de estrutura. Em virtude do contraste cristalográfico (*channeling contrast*) utilizado na obtenção das micrografias via MEV (imagens não apresentadas neste trabalho), pode-se afirmar que novos grãos com microestrutura ultrafina ($\sim 0,1 \mu\text{m}$) foram formados como resultados dos testes. Medidas de EBSD de alta resolução foram realizadas para comprovar esta afirmação junto às amostras investigadas. Além disso, observou-se também a presença de vazios esféricos, microtrincas e fissuras no interior e nas proximidades das bandas. Assim sendo, é plausível admitir que o processo de fratura nas regiões cisalhadas de todas as amostras ocorreu após a elevada concentração de tensões decorrentes da formação e passagem da banda.

O mapa de qualidade da imagem (IQ) do mapa de orientação (não apresentado neste trabalho) que mostra uma vista geral da região de cisalhada da amostra A-1 encontra-se na Figura 2a. Na parte superior do mapa, nota-se a presença de uns poucos pontos que não puderam ser indexados corretamente. Esta observação sugere que realmente a deformação plástica ocorreu de forma heterogênea e bastante localizada ao longo de toda a extensão da banda induzida. No entanto, estes pontos podem ser associados a artefatos oriundos da preparação metalográfica. Contudo, deve-se observar que estes pontos não aparecem de forma perceptível no restante do mapa. Assim sendo, é razoável admitir que em virtude da deformação ser severa e localizada esta seria a melhor hipótese para explicar a incorreta indexação de tais pontos de orientação. Esta informação é verificada de forma indiscutível em função dos tons de cinza que aparecem no mapa. Vale lembrar que, as regiões com maiores densidades de defeitos cristalinos são delineadas nas cores preta e cinza escuro. Já as áreas que exibem uma coloração em torno de um gradiente da tonalidade cinza-claro apresentam de forma qualitativa menores densidades de defeitos cristalinos. Os interiores dos grãos vizinhos da banda são exemplos de regiões que exibem uma baixa quantidade de defeitos em comparação à região da banda. As figuras de pólo $\{110\}$ que são mostradas na Figura 2b correspondem somente à região indicada área destacada na Figura 2a. Ao se observar estas figuras, nota-se claramente que a microtextura varia bastante ao longo do comprimento da banda com uma rotação de $[\bar{1}\bar{1}4]$ (área 1) em direção a $[4\bar{1}0]$ (área 3). Vale lembrar que a intensidade aleatória de orientação do material na

condição inicial ⁽⁶⁾ era bastante fraca (~3) em comparação aos valores exibidos ao longo da banda de cisalhamento (> 4,8).

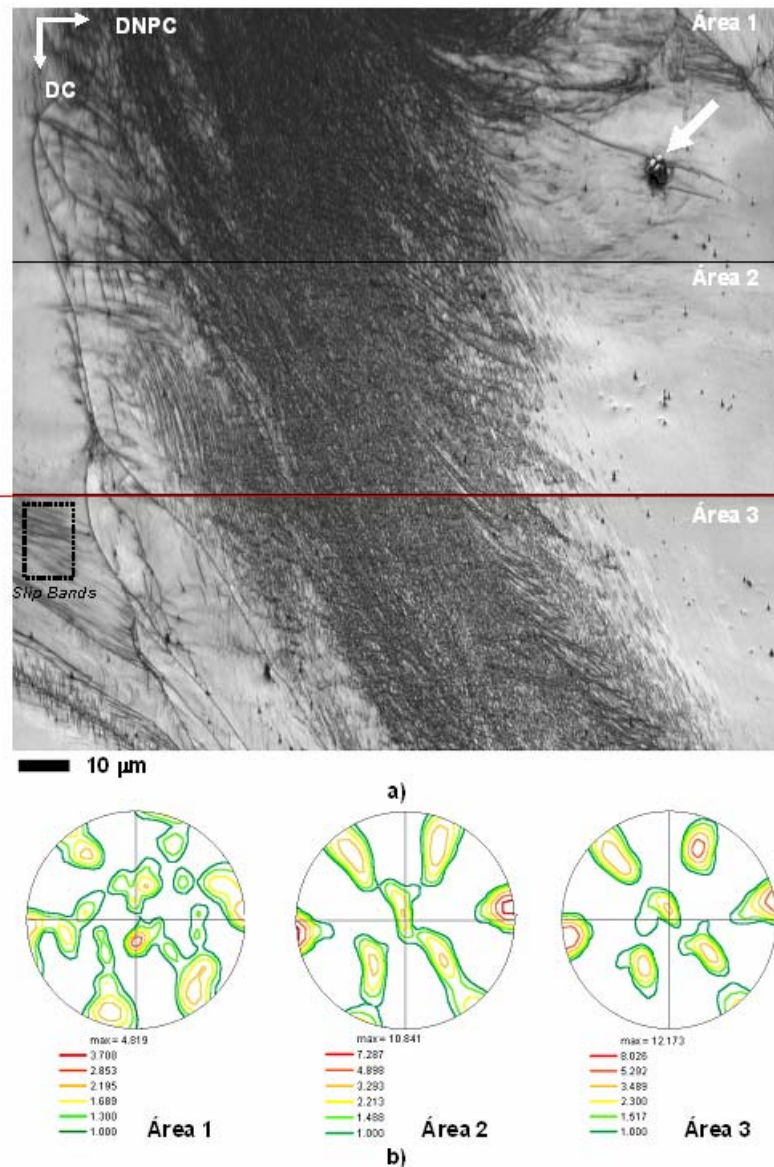


Figura 2: Mapa de qualidade da imagem (IQ) do mapa de orientação da varredura da amostra A-1 (a) e as figuras de pólo {110} referentes à região da banda de cisalhamento em cada uma das áreas acima indicadas no mapa IQ (b). A seta indica a presença de uma partícula de um carbonitreto de titânio.

A Figura 3a mostra uma vista geral da região de cisalhamento da amostra deformada a -196 °C (B-1). Este mapa foi obtido numa área de 98 x 146 (μm)² com um *step size* de 0,1 μm. Como era de se esperar, a fração volumétrica de maclas de deformação nesta amostra era maior do que no restante do grupo e também se nota que alguns conjuntos encontravam-se curvados na direção da passagem da banda.

Este mapeamento mostra a região de cisalhamento com alguns grãos que foram bastante fragmentados e também se nota algumas bandas de deslizamento próximas as maclas de deformação. Outro fato interessante é que a banda de cisalhamento induzida nesta amostra possui uma morfologia bastante regular em comparação com a outra região de cisalhamento apresentada anteriormente. O mapa IQ (Figura 3b) indica de forma indireta que realmente a deformação cisalhante foi bastante localizada nesta amostra e que a microestrutura no interior da banda é bastante fina. No respectivo mapa OIM, percebe-se a presença de contornos lamelares e principalmente de alguns grãos que recristalizaram em função das severas condições de compressão dinâmica. Neste mapa também se nota a presença de algumas regiões com subgrãos alongados em que não existem contornos de alto ângulo indicados. A banda de cisalhamento mostrada na Figura 3c encontra-se orientada em direção a $11^\circ[100]$. Vale lembrar que esta orientação não é similar às apresentadas anteriormente para as outras bandas analisadas e pode ser associada à restauração local dos defeitos cristalinos. Além disso, a presença de uma orientação cristalográfica diferente de uma textura de deformação em direção a $\langle 111 \rangle$ que é considerada pela literatura como final e estável após a passagem das bandas de cisalhamento adiabáticas pode confirmar a afirmação feita anteriormente.

Os resultados dos mapeamentos de orientação das amostras analisadas forneceram algumas fortes evidências da presença dos grãos no interior da banda de cisalhamento que nos permitem sugerir que o provável mecanismo atuante é o denominado "*recristalização dinâmica rotacional*". Meyers e os seus colaboradores em ⁽¹⁵⁾ utilizaram este mecanismo postulado por Derby ⁽¹⁶⁾ para tentar explicar via este modelo a recristalização observada no interior das bandas de cisalhamento induzidas em titânio e cobre via microscopia eletrônica de transmissão (MET). Segundo este mecanismo, durante o processo de deformação pode ocorrer um rearranjo das discordâncias (distribuídas de forma homogênea) originando uma estrutura de células de discordâncias alongadas. Este tipo de estrutura indica a ocorrência de um estágio de recuperação dinâmica prevista neste modelo. Em seguida, sugere-se que pelo o avanço da deformação ocorre uma fragmentação dos subgrãos alongados, criando-se micro-grãos devido à rotação dos contornos presentes. Esta rotação é assistida termicamente pela elevação local da temperatura. Recentemente, Meyers e os seus colaboradores ⁽¹⁷⁾ também

associaram este modelo a recristalização “dinâmica” encontrada em um aço inoxidável 304L.

Detalhes relevantes da microestrutura na região de cisalhamento das amostras do grupo A e B puderam ser identificados de forma clara e inequívoca por meio de um sistema de EBSD de alta resolução. Pode-se, portanto afirmar que os resultados apresentados são evidências experimentais relevantes em comparação com as disponíveis na literatura em ^(7,17).

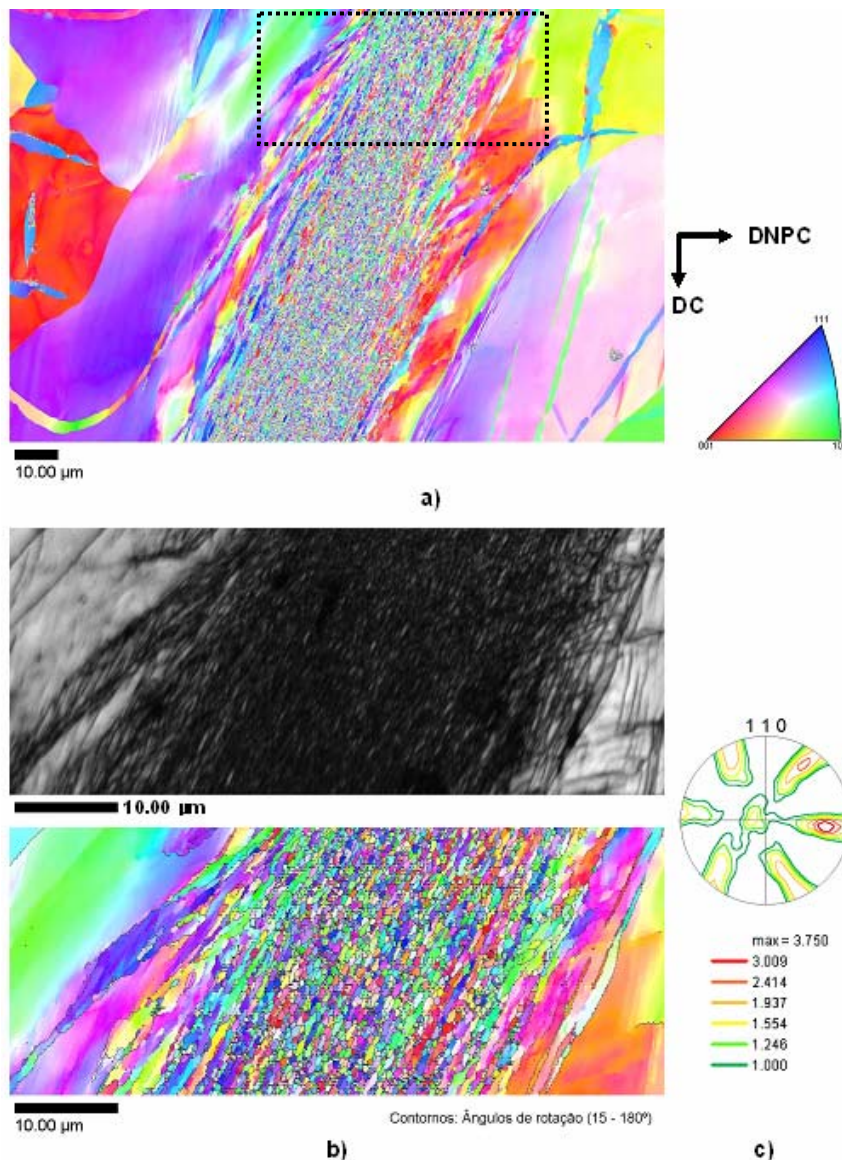


Figura 3: Resultados do mapeamento na região de cisalhamento da amostra B-1: a) OIM mostrando a vista geral; b) mapa IQ e a respectiva OIM referente ao interior da banda de cisalhamento adiabática com os ângulos de rotação dos contornos; c) figura de pólo {110} da banda mostrada em a).

CONCLUSÕES

Os ensaios de compressão dinâmica no aço IF promoveram o surgimento de uma nova estrutura de grãos no interior das bandas de cisalhamento adiabáticas dependendo da deformação cisalhante imposta ($\gamma = 8,0$). Este fenômeno foi observado somente na temperatura criogênica de ensaio ($-196\text{ }^{\circ}\text{C}$). A caracterização microestrutural possibilitou se encontrar fortes evidências para se concluir que o mecanismo de recristalização dinâmica rotacional pode ser indicado como o responsável pela nova estrutura de grãos ultrafinos no interior das bandas investigadas. Dentre estas evidências, pode-se destacar a presença de subgrãos alongados e também de grãos alinhados perfeitamente em regiões que se assemelhavam às lamelas.

AGRADECIMENTOS

À FAPESP pelo apoio financeiro na realização deste trabalho (Processo 01/14543-9) e ao Programa CAPES-DAAD.

REFERÊNCIAS

1. TIMOTHY, S.P., The structure of adiabatic shear bands in metals: A critical review. *Acta Metallurgica*, v.35, p. 301-306, 1987.
2. WRIGHT, T.W., *The physics and mathematics of the adiabatic shear bands*, Cambridge University Press, 2002.
3. ROGERS, H.C., Adiabatic plastic deformation. *Annual Review Materials Science*, v.9, p.283-311, 1979.
4. LINS, J.F.C., SANDIM, J.F.C., VECCHIO, K.S., Caracterização de maclas mecânicas num aço IF estabilizado ao titânio deformado sob impacto. In: XVI CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS DOS MATERIAIS, 2004, Porto Alegre-RS. Anais do XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, in CD-ROM, 2004.
5. LINS, J.F.C., SANDIM, H.R.Z., VECCHIO, K.S. and RAABE, D., An EBSD investigation on deformation-induced shear bands in Ti-bearing IF-steel under controlled shock-loading conditions, *Materials Science Forum*, v.495-497, n. 1, p. 393-398, 2005.
6. LINS, J.F.C., SANDIM, H. R. Z., Avaliação da textura de um aço IF estabilizado ao titânio laminado a quente no campo austenítico. In: II WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO, São Paulo - SP. Anais do II Workshop sobre Textura e Relações de Orientação, in CD-ROM, 2003.
7. PÉREZ-PRADO, M.T., HINES, J.A. and VECCHIO, K.S., Microstructural evolution in adiabatic shear bands in Ta and Ta-W alloys. *Acta Materialia*, v.49, p. 2905-2917, 2001.
8. RANDLE, V. and ENGLER, O., *Introduction to texture analysis*, The Netherlands: Gordon and Breach Science Publishers, 2000.

9. CHEN, Y.J., MEYERS, M.A. and NESTERENKO, V.F., Spontaneous and forced shear localization in high-strain-rate deformation of tantalum. **Materials Science and Engineering A**, v.268, p. 70-82, 1999.
10. ANDRADE, U., MEYERS, K., VECCHIO, K.S. and CHOKSHI, H., Dynamic recrystallization in high-strain, high-strain-rate plastic deformation of copper. **Acta Materialia**, v.42, p. 3183-3195, 1994.
11. HUMPHREYS, F.J. and HATHERLY, M. Recrystallization and related annealing phenomena. Pergamon, 1995.
12. HUGHES, D.A. and HANSEN, N., High angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms. **Acta Materialia**, v.45, n.9, p. 3871-3886, 1997.
13. LI, B.L., GODFREY, A., MENG, Q.C., LIU, Q. and N. HANSEN, Microstructural evolution of IF-steel during cold rolling. **Acta Materialia**, v.52, p. 1069-1081, 2004
14. BLUM, W. and McQUEEN, H.J., Dynamics of recovery and recrystallization, **Materials Science Forum**, v.217-222, p. 31-42, 1996.
15. MEYERS, M.A., NESTRENKO, V.F., LASALVIA, J.C., XU, Y.B. and XUE, Q., Observation and modeling of dynamic recrystallization in high-strain, high-strain rate deformation of metals. **Journal de Physique IV**, v.9, p. 51-56, 2000.
16. DERBY, B., The dependence of grain size on stress during dynamic recrystallisation. *Acta Metallurgica et Materialia*, v.39, p. 955-962, 1991.
17. MEYERS, M.A., XU, Y.B., XUE, Q., PÉREZ-PRADO, M.T. and MCNELLEY, T.R., Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel. **Acta Materialia**, v.51, p.1307-1325, 2003.

MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF ULTRAFINE GRAINS DEVELOPED WITHIN ADIABATIC SHEAR BANDS FORCED IN A INTERSTITIAL FREE STEEL

ABSTRACT

The present work reports the results of microstructural characterization and crystallographic texture done in adiabatic shear bands (ASB) forced in a titanium-stabilized IF steel. Dynamic compression tests were done at -196 and 25 °C under large strain rates ($> 5.0 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$) with the aid of a Split Hopkinson Bar. High-resolution electron backscattered diffraction (EBSD) was employed to investigate the shear regions in great detail. Dynamic rotational recrystallization is a plausible mechanism to explain the development of an ultrafine grains ($\sim 0.1 \mu\text{m}$) within ASB. The presence of elongated subgrains and grains perfectly aligned within regions resembling a former lamellar structure within bands supports the occurrence of such a mechanism.

Key-words: IF Steel, shear bands, EBSD, ultrafine grains, severe plastic deformation.