



Rem: Revista Escola de Minas

ISSN: 0370-4467

editor@rem.com.br

Escola de Minas

Brasil

Lins, Jefferson Fabrício Cardoso; Sandim, Hugo Ricardo Zschommler; Vecchio, Kenneth S.
Aspectos microestruturais da falha de um aço IF deformado via compressão dinâmica a -196°C

Rem: Revista Escola de Minas, vol. 62, núm. 2, abril-junio, 2009, pp. 167-173

Escola de Minas

Ouro Preto, Brasil

Disponível em: <http://www.redalyc.org/articulo.oa?id=56416736007>

- Como citar este artigo
- Número completo
- Mais artigos
- Home da revista no Redalyc

redalyc.org

Sistema de Informação Científica

Rede de Revistas Científicas da América Latina, Caribe, Espanha e Portugal

Projeto acadêmico sem fins lucrativos desenvolvido no âmbito da iniciativa Acesso Aberto

Aspectos microestruturais da falha de um aço IF deformado via compressão dinâmica a -196°C

(Microstructural aspects of failure of an IF steel deformed by dynamic compression at -196°C)

Jefferson Fabrício Cardoso Lins

*Professor Adjunto, Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais, EEIMVR/UFF, Volta Redonda - RJ
E-mail: jfclins@metal.eeimvr.uff.br*

Hugo Ricardo Zschommler Sandim

*Professor Doutor, Departamento de Engenharia de Materiais, EEL/USP, Lorena - SP.
E-mail: hsandim@demar.eel.usp.br*

Kenneth S. Vecchio

*Professor, Department of NanoEngineering, University of California, San Diego - UCSD
9500 Gilman Drive, San Diego, CA 92121-0448, La Jolla, USA. E-mail: kvecchio@ucsd.edu*

Resumo

O presente trabalho reporta os resultados da caracterização microestrutural realizada em bandas de cisalhamento adiabáticas induzidas num aço IF estabilizado ao titânio, visando a avaliar a formação e o crescimento de danos. O material foi deformado via compressão dinâmica sob altas taxas de deformação ($> 5,0 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$) numa barra de impacto de Hopkinson a -196°C . A observação detalhada das regiões de cisalhamento e das superfícies de fratura foi realizada via microscopia eletrônica de varredura (MEV). A recristalização dinâmica no interior das bandas de cisalhamento adiabáticas foi o evento precursor, que permitiu um caminho para a propagação das fissuras. Pode-se concluir que a fratura do material foi o resultado de um processo de clivagem dirigido por maclas de deformação e bandas de deslizamento.

Palavras-chave: Aço IF, compressão dinâmica, bandas de cisalhamento adiabáticas, recristalização dinâmica, maclas de deformação, fratura.

Abstract

The present work reports the results of microstructural characterization performed in adiabatic shear bands forced in titanium-stabilized IF steel to evaluate damage formation and growth. Dynamic compression tests were done at -196°C under large strain rates ($> 5.0 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$) with the aid of a Split Hopkinson Bar. Scanning electron microscopy (SEM) was employed to investigate the shear regions and the fracture surfaces in detail. The dynamic recrystallization within ASB was the precursor event and provided a path for crack propagation. It can be concluded that the failure of the material was the result of the cleavage process driven by the presence of deformation twins and slip bands.

Keywords: IF Steel, dynamic compression, adiabatic shear bands, dynamic recrystallization, deformation twins, fracture.

1. Introdução

Os primeiros estudos sobre o comportamento mecânico dos metais sob condições de carregamento de natureza dinâmica foram conduzidos por *John Hopkinson*, no ano de 1872, com o intuito de se medir a resistência dinâmica de fios metálicos. Nos dias atuais, esse tópico tem sido investigado pelo setor industrial, visando, principalmente, a aplicações militares e, também, ao controle de qualidade de materiais para aplicações automotivas e aeronáuticas. O potencial tecnológico envolvido nesse tema se concentra, basicamente, no estudo de diversas operações especiais, tais como ensaios balísticos, soldagem de peças ou chapas por explosão, deformação em temperaturas criogênicas e a conformação mecânica de alta velocidade (Rogers, 1979).

Os metais dúcteis, quando são submetidos a processos de deformação plástica severa, podem sofrer fratura repentina, sendo que tal fato ocorre quando duas ou mais partes de um corpo ficam sob a ação direta de tensões monotônicas ou cíclicas. O processo é governado pela acumulação e propagação de danos e se caracteriza por apresentar uma forte dependência, tanto do modo e da taxa de deformação aplicada, quanto da microestrutura (tamanho de grão, densidade de discordâncias, estrutura dos contornos / subcontornos e das fases e partículas presentes) do material.

A formação e a evolução microestrutural associada às bandas de cisalhamento adiabáticas exercem um importante papel durante o processo de falha de metais dúcteis sob condições dinâmicas de carregamento. As heterogeneidades de deformação aparecem como o resultado da ação de um estado de elevadas tensões heterogêneas em decorrência de uma instabilidade durante o processo de deformação plástica. De uma forma geral, essas bandas são geradas, principalmente, pelo escorregamento em regiões de máxima tensão macroscópica de cisalhamento e em planos em que a deformação ocorre mais facilmente. Por definição, as bandas de cisalhamento adiabáticas são produtos de um processo

bastante intenso e localizado de deformação plástica em tempos muito curtos (Timothy, 1987). Nesse tipo de processo, não há tempo suficiente para a dissipação do calor para as vizinhanças da região cisalhada, ocasionando, portanto, uma elevação de temperatura nesses locais. Essa elevação da temperatura pode disparar processos de recristalização e/ou recuperação dinâmica, amorfização e transformação de fases. A literatura reporta a ocorrência desses fenômenos no cobre, ferro, metais refratários, ligas de alumínio, cerâmicas e em alguns tipos de aços (Timothy, 1987). Nesse contexto, tais bandas são locais preferenciais para a nucleação, crescimento e coalescimento de danos, que, por consequência, podem causar a falha catastrófica de um metal dúctil, sem que ocorra um considerável processo de deformação plástica associado.

Nesse trabalho, foram avaliados a formação e o papel dos danos no processo de fratura de um aço IF (*Interstitial Free*) deformado via compressão dinâmica sob condições controladas a -196°C. Os testes foram realizados sob altas taxas de deformação ($> 5.10^4 \text{ s}^{-1}$) em corpos-de-prova especiais com formato de chapéu para induzir a formação de bandas de cisalhamento adiabáticas. A microestrutura e a superfície de fratura das amostras, após os ensaios, foram observadas com o auxílio da técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV).

2. Materiais e métodos

2.1 Material

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 em % em peso desse aço consiste em 0,003C, 0,19Mn, 0,027P, 0,005S, 0,011Si, 0,0025N, 0,005O, 0,049Al, 0,001Nb, 0,003V, 0,069Ti. 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 (Lins, 2007).

2.2 Métodos

As amostras de aço IF foram submetidas a altas taxas de deformação ($> 5.0.10^4 \text{ s}^{-1}$) via compressão dinâmica a -196°C. Os corpos-de-prova possuíam formato de “chapéu” e simetria cilíndrica (Figura 1a). Essa geometria especial permitiu induzir a formação de bandas de cisalhamento adiabáticas durante o processo de deformação numa região específica do espécime. Para a confecção dos cilindros, 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. Os espécimes 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. A Figura 1b mostra um desenho esquemático do arranjo experimental utilizado no ensaio. Antes de cada teste, era colocado junto ao corpo-de-prova um anel limitador (AL) de aço AISI 4340, cuja espessura variou de 3,0 a 6,5 mm. Esse anel determinou a deformação cisalhante (γ), que foi introduzida no material. A Figura 1b 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 razão entre o deslocamento (δ) da parte superior e inferior do corpo-de-prova e a espessura da região central da banda de cisalhamento adiabática (ξ) formada. A espessura foi medida com o auxílio da técnica de microscopia ótica (MO) de campo escuro e confirmada via MEV. A Tabela 1 mostra a nomenclatura de cada conjunto de amostras em função da espessura do anel limitador (AL), a duração de cada teste (t) e a respectiva taxa de deformação cisalhante ($\dot{\gamma}$).

3. Resultados e discussão

A Tabela 2 mostra os resultados do deslocamento dos corpos-de-prova testados e da espessura de cada banda de cisalhamento induzida. Vale ressaltar que a medida da largura da banda (ξ) foi realizada na posição correspondente à metade do seu comprimento. Adotou-se, como comprimento médio das bandas, a área útil entre as fissuras que foram observadas em todas as amostras testadas. A largura da banda de cisalhamento não deve ser considerada constante em toda a sua extensão, conforme mostra, em detalhes, a Figura 2. 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 (Chen, 1999). 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 cisalhada (Andrade, 1994).

Os resultados indicaram que, com o decréscimo da espessura do anel limitador, uma maior deformação cisalhante foi introduzida nas amostras. Além disso, deve-se ressaltar que a elevada deformação aplicada levou o material a fraturar parcialmente (amostra A-4) ou

Tabela 1 - Nomenclatura dos corpos-de-prova de aço IF e os respectivos parâmetros do ensaio de compressão dinâmica.

Corpo-de-prova	AL [mm]	T [°C]	t [μs]	$\dot{\gamma}$ [10^4 s^{-1}]
A-1	6,5	-196	27	5,64
A-2	6		56	5,88
A-3	5		107	4,76
A-4	4		132	6,61
A-5	3		150	6,3

Tabela 2 - Resultados do deslocamento (δ) e da largura da banda de cisalhamento (ξ) induzida nas amostras de aço IF estabilizado ao titânio pelo ensaio de compressão dinâmica e também do cálculo da deformação cisalhante (γ).

Corpo-de-Prova	T [°C]	δ [mm]	ξ [μm]	$\gamma = \frac{\delta}{\xi}$
A-1	-196	0,74	92,40	8,00
A-2		0,99	63,20	15,70
A-3		1,88	40,00	47,00
A-4		3,07	37,00*	83,00
A-5		---	---	---

* Amostra fraturada parcialmente; Amostra fraturada.

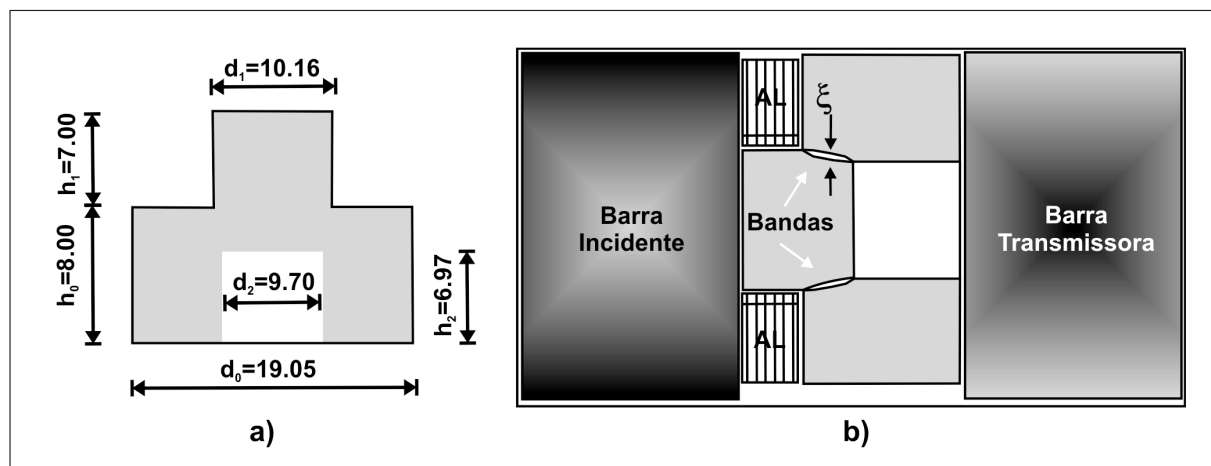


Figura 1 - Desenho esquemático do: a) corpo-de-prova cilíndrico do tipo chapéu referente a um corte da seção transversal (dimensões em milímetros); b) sistema simplificado de compressão dinâmica numa barra de impacto Hopkinson mostrando as bandas de cisalhamento formadas no corpo-de-prova durante o impacto.

totalmente (amostra A-5). Além disso, notou-se que a largura média das bandas (ξ) diminuía, enquanto que a deformação cisalhante (γ) introduzida aumentava. Esse resultado encontrado difere bastante dos apresentados para as amostras similares de tântalo com formato de chapéu que foram testadas a 25°C sob uma taxa de deformação da ordem de $3 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ (Pérez-Prado, 2001). No caso do tântalo, foi observado que ξ aumentava com o aumento de γ . Contudo nenhuma informação a respeito da textura inicial do material e do seu tamanho de grão foi reportada. Vale ressaltar que a rota industrial de fabricação desse material leva à formação de uma textura de recristalização do tipo $\{111\} \langle 112 \rangle$ após a etapa de recozimento (Raabe, 1992). Esses parâmetros microestruturais são considerados relevantes na extensão da localização de deformação num sólido. Além de as taxas de deformação ($> 5,0 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$) aplicadas nos testes conduzidos a -196°C serem consideravelmente maiores, pode-se sugerir que o comportamento diferenciado do aço IF também pode ser devido à ausência de uma forte textura inicial no material de partida, a uma distribuição de tamanho de grão relativamente grosseira ($55 \pm 6 \mu\text{m}$) e, principalmente, a menor energia de defeito de empilhamento (EDE) do material ($\sim 320 \text{ mJ/m}^2$) em comparação à exibida pelo tântalo ($\sim 1460 \text{ mJ/m}^2$). Por essas características, espera-se que a extensão da recuperação microestrutural do aço IF seja relativamente menor e que, por consequência, a localização de deformação seja bastante facilitada em comparação ao tântalo. De uma forma geral, foram induzidas bandas de cisalhamento no material levando à formação de uma série de danos, principalmente fissuras na parte superior e inferior das regiões cisalhadas.

A subestrutura encontrada no interior dessas bandas é formada por uma fina estrutura lamelar com espessura variando entre $0,15\text{-}0,40 \mu\text{m}$. Sabe-se que alguns desses contornos lamelares possuem caráter de alto ângulo, podendo chegar a diferenças de orientação (Ψ) da ordem de 60° em metais de elevada

EDE (Hughes, 1997). Por outro lado, além das lamelas, também foi observado um outro tipo de estrutura em todas as amostras analisadas. A Figura 3 apresenta um exemplo desse tipo de estrutura convivendo com as lamelas. Em virtude do contraste cristalográfico utilizado na obtenção dessa micrografia via MEV, pode-se afirmar que novos grãos com microestrutura ultrafina ($\sim 0,3 \mu\text{m}$) foram formados em toda a extensão da banda. Lins et al. (2007) apresentaram um estudo detalhado da caracterização microestrutural e da textura cristalográfica dessas bandas induzidas nesse mesmo aço IF. Foi, também, reportada a existência de novos grãos no interior de bandas de cisalhamento induzidas em testes conduzidos a -50°C e 25°C com taxas de deformação superiores a $2,8 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$ causando uma elevação local da temperatura. Essa elevação permitiu a ativação de um mecanismo de recristalização dinâmica denominado "*Progressive Subgrain Misorientation recrystallization*" (Hines, 1998) no interior dessas bandas. Assim sendo, pode-se concluir que, no caso do aço IF, a formação de grãos ultrafinos

nessas bandas independe da temperatura do ensaio.

Nas Figuras 2 e 4, nota-se, claramente, uma elevada concentração de danos como fissuras e cavidades nessas regiões de cisalhamento. Sabe-se que tais regiões podem ser consideradas como locais bastante prováveis de nucleação das trincas, que, por consequência, levou à formação das fissuras observadas no material. Esses danos foram observados, em maior ou menor extensão, em todas as amostras, dependendo da taxa de deformação aplicada e, por consequência, da elevada concentração de tensões decorrentes da formação e passagem da banda de cisalhamento. Além disso, a presença de vazios quase esféricos, de microtrincas e de fissuras no interior das bandas sugere, fortemente, que o processo de fratura se iniciou nessas regiões recristalizadas no interior das bandas de cisalhamento. A Figura 4 mostra fortes evidências microestruturais dessa afirmação, pois se observam, claramente, várias fissuras no interior da banda de cisalhamento. Sabe-se que es-

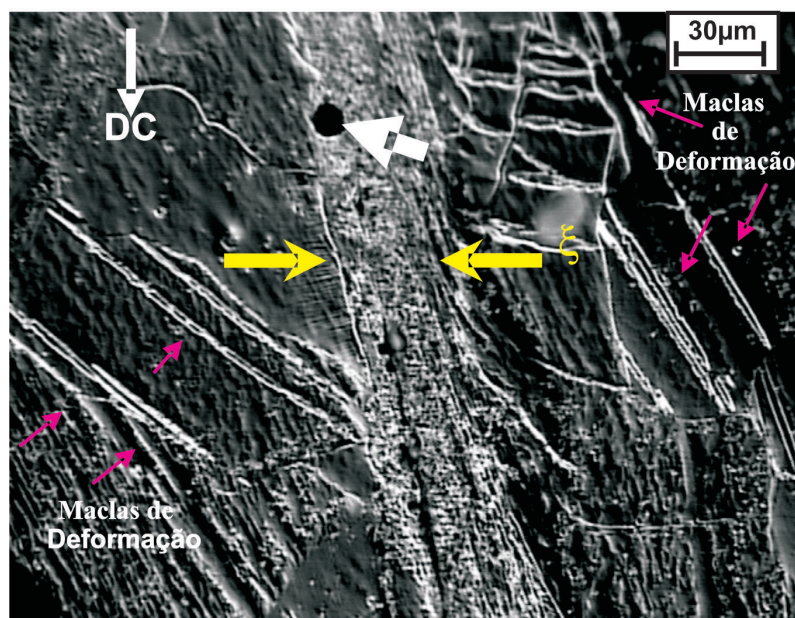


Figura 2 - Micrografia da amostra A-4 mostrando a região que foi medida para se determinar a espessura da banda de cisalhamento (ξ) formada. DC representa a direção de cisalhamento. MO - campo escuro. Notar que a seta branca indica uma cavidade quase esférica no interior da banda.

sas regiões se caracterizam por serem bastante macias em relação à subestrutura encontrada nas vizinhanças e que, também, desenvolveram uma textura de recristalização (Lins, 2007). Assim sendo, pode-se sugerir que essas características contribuíram, decisivamente, para as falhas (fissuras) e os danos (cavidades) observados nas regiões de cisalhamento. Além desses detalhes, também se nota uma elevada fração de maclas de deformação com morfologia lenticular nas regiões vizinhas à banda de cisalhamento adiabática. As maclas de deformação constituem um tipo de defeito cristalino bidimensional e, também, podem surgir a partir da ação de tensões cisalhantes sob altas taxas de deformação. Esse 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, as referidas maclas são formadas, principalmente, em metais com estrutura hexagonal compacta (HC), em metais e ligas com estrutura cúbica de faces centradas (CFC) e de baixa EDE e, mais raramente, em metais cúbicos de corpo centrado (CCC). O processo de deformação via escorregamento tem sido observado por vários autores somente como um evento independente e solitário. Já a maclação é sempre acompanhada ou precedida por microdeslizamento mesmo que esse escorregamento seja difícil de ser detectado (Christian, 1995). Nesse contexto, vários modelos foram propostos, visando a entender a formação de maclas de deformação em metais CCC a partir do deslizamento de discordâncias. De acordo com alguns modelos disponíveis na literatura, as reações de dissociação de discordâncias governam o processo de nucleação de maclas (Christian, 1995, Sleswyk, 1962). Lins et al. (2007) também reportaram, em detalhes, a avaliação microestrutural e da textura cristalográfica de maclas de deformação formadas nesse mesmo aço IF investigado.

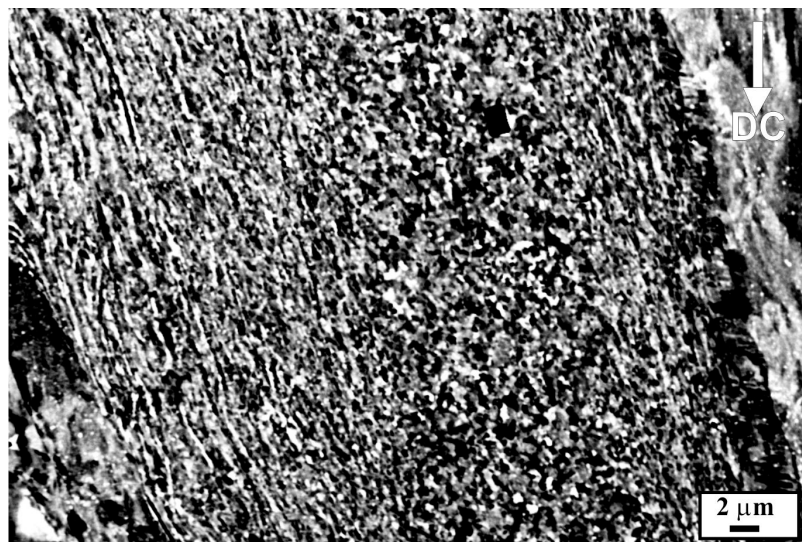


Figura 3 - Micrografia mostrando o interior da banda de cisalhamento adiabática induzida no corpo-de-prova A-2. Notar que, no lado esquerdo da micrografia, podem ser observados contornos lamelares que convivem com uma estrutura de grãos ultrafinos ($< 0,4\mu\text{m}$). MEV, imagem no modo de elétrons retroespalhados, 20 kV.

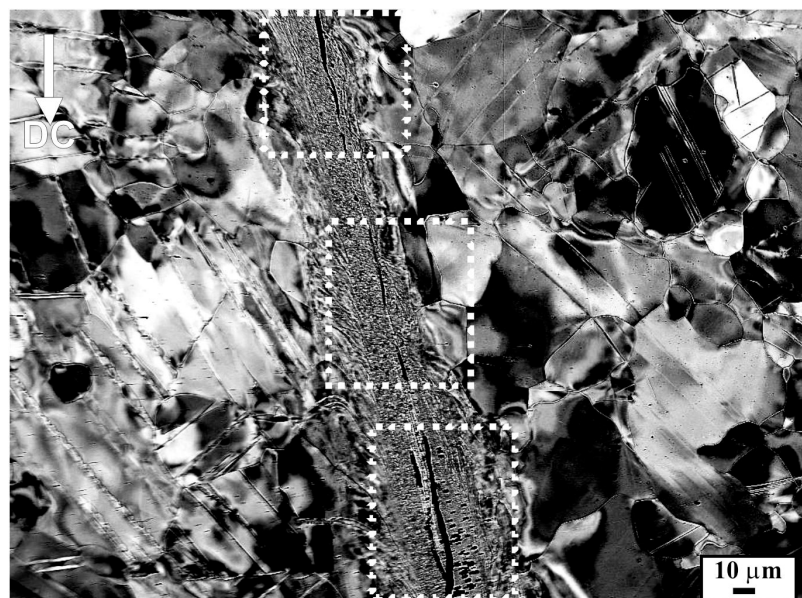


Figura 4 - Micrografia da banda de cisalhamento adiabática induzida no corpo-de-prova A-3. MEV, imagem no modo de elétrons retroespalhados, 20 kV. Notar que, as regiões marcadas nos retângulos brancos, indicam fissuras e cavidades no interior da banda.

As fractografias das amostras A-4 são mostradas na Figura 5. A vista geral da superfície de fratura da amostra (Figuras 5a) apresentou um aspecto bastante brilhante e facetado. Essas características indicam que o material sofreu

uma fratura tipicamente frágil. Analisando-se as fractografias, percebe-se que a fratura ocorreu via um processo de clivagem. A literatura reporta que o processo de clivagem em aços ferríticos apresenta seu início nas partículas de segun-

da fase durante a deformação. Essas partículas sofrem fratura durante o processo em função da ação dos campos elásticos de tensão associados às discordâncias empilhadas nos seus limites. Isto ocorre em função do elevado campo de tensões das discordâncias empilhadas ao redor dessas partículas durante a deformação plástica. Esses locais atuam como concentradores de tensões. Biggs e Pratt (1958) observaram que a fratura por clivagem, em um monocristal de ferro submetido a um ensaio de tração uniaxial a -183°C , também poderia se iniciar a partir de discordâncias empilhadas em contornos de macla e/ou bandas de deslizamento. Assim sendo, a taxa e o modo de deformação nos aços ferríticos são determinantes para o tipo de fratura que o material pode apresentar em função do mecanismo de deformação plástica ativado. Nas superfícies de fratura dos corpos-de-prova, observou-se a nítida presença de bandas de deslizamento e, principalmente, foi observada a presença de várias maclas de deformação. Outro detalhe importante é a mudança do plano de clivagem em várias regiões (marcadas em retângulos pretos) de cada superfície analisada. Nesses locais, não se percebe a presença de qualquer partícula de segunda fase. Vale ressaltar que essa afirmação é válida somente dentro dos limites de resolução da técnica de MEV, quando associada à espectroscopia de energia dispersiva (da língua inglesa, *energy dispersive spectroscopy* - EDS). Além disso, a caracterização microestrutural do material de partida também havia indicado uma pequena fração de partículas no aço IF de acordo com Lins, Sandim e Kestenbach (2007). Resultados similares foram apresentados para um aço ferrítico de baixo carbono ($0,03\%\text{C}$ em peso) testado por meio do tradicional ensaio de impacto Charpy a -196°C (Šmida, 2000). Diante das observações da literatura mencionadas anteriormente, pode-se sugerir que o processo de clivagem nas amostras deformadas por compressão dinâmica a -196°C foi iniciado, basicamente, pelas maclas de deformação em associação com a geração de bandas de deslizamento.

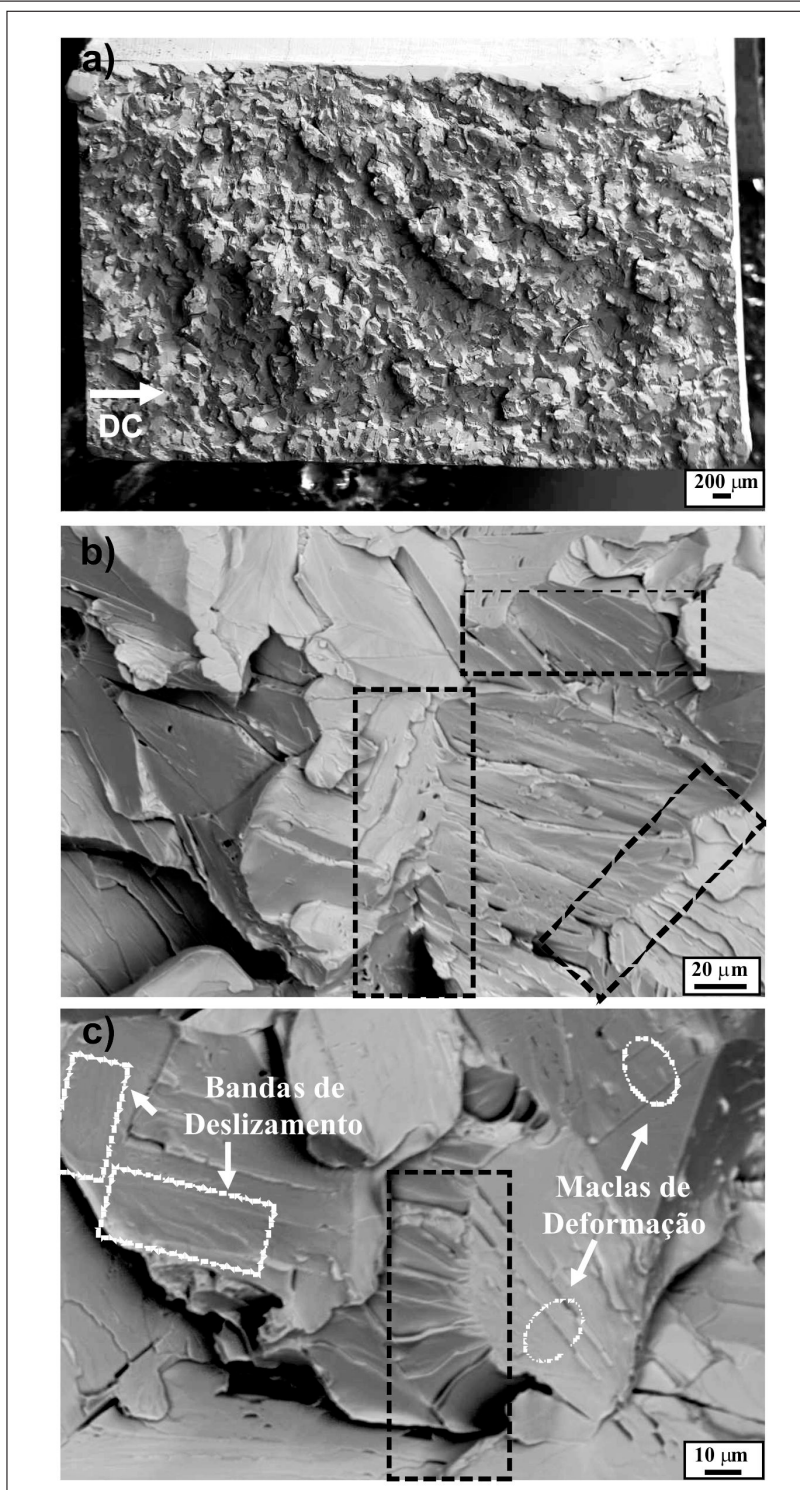


Figura 5 - Fractografia de uma parte do corpo-de-prova A-4 referente a: a) vista geral; b) e c) detalhe de a. DC refere-se à direção de cisalhamento. MEV - imagem no modo de elétrons secundários, 20 kV. Os retângulos pretos indicam áreas em que ocorreu uma mudança do plano de clivagem.

4. Conclusões

- 1) A morfologia das regiões cisalhadas de todas as amostras indica a ocorrência de fratura do tipo frágil no material nas condições de deformação plástica severa via compressão dinâmica.
- 2) Os danos, na microestrutura, se iniciaram, preferencialmente, nas regiões que sofreram recristalização dinâmica no interior das bandas de cisalhamento e se propagaram em direção às extremidades do corpo-de-prova."
- 3) O processo de recristalização disparado no interior das bandas de cisalhamento adiabáticas foi o evento precursor, que permitiu um caminho para a propagação das fissuras observadas nas regiões cisalhadas.
- 4) A fratura do material foi provocada por um processo de clivagem dirigido por maclas de deformação e, também, pelas bandas de deslizamento que foram observadas em toda a extensão do material.

5. Agradecimentos

À FAPESP pelo apoio financeiro e à Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) pela placa de aço IF-Ti para esse estudo.

6. Referências bibliográficas

- ANDRADE, U. et al. Dynamic recrystallization in high-strain, high-strain-rate plastic deformation of copper. *Acta Materialia*, v. 42, p. 3183-3195, 1994.
- BIGGS, W.D.; PRATT, P.L. The deformation and fracture of alpha-iron at low temperatures. *Acta Metallurgica*, v. 6, p. 694-703, 1958.
- CHEN, Y.J., MEYERS, M.A., 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.
- CHRISTIAN, J.W. MAHAJAN, S. Deformation twinning. *Progress in Materials Science*, v. 39, p. 1-157, 1995.
- HINES, J.A., VECCHIO, K.S., AHZI, S. A model for microstructure evolution in adiabatic shear bands. *Metallurgical Transactions A*, v.29, p.191-203, 1998.
- HUGHES, D.A., HANSEN, N. High angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms. *Acta Materialia*, v. 45, n. 9, p. 3871-3886, 1997.
- 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, p.6572 - 6577, 2007.
- LINS, J.F.C. et al. Microstructural investigation of adiabatic shear bands in an interstitial free steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 457, p. 205-218, 2007.
- PÉREZ-PRADO, M.T., HINES, J.A., VECCHIO, K.S. Microstructural evolution in adiabatic shear bands in Ta and Ta-W alloys. *Acta Materialia*, v. 49, p. 2905-2917, 2001.
- RAABE, D., LÜCKE, K. Annealing textures of BCC metals. *Scripta Metallurgica et Materialia*, v. 27, p. 1533-1538, 1992.
- SLEESWYK, A.W. Twinning and the origin of cleavage nuclei in α -iron. *Acta Metallurgica*, v. 10, p. 3803-812, 1962.
- ŠMIDA, T., BOŠANSKÝ, J. Deformation twinning and its possible influence on the ductile brittle transition temperature of ferritic steels. *Materials Science and Engineering A*, v. 287, p. 107-115, 2000.
- ROGERS, H.C. Adiabatic plastic deformation. *Annual Review Materials Science*, v. 9, p.283-311, 1979.
- TIMOTHY, S.P. The Structure of adiabatic shear bands in metals: a critical review. *Acta Metallurgica*, v. 35, p. 301-306, 1987.

Artigo recebido em 13/02/2008 e aprovado em 24/03/2009.

A REM tem novo endereço:
FUNDAÇÃO GORCEIX - REM
Rua Carlos Walter Marinho Campos, 57
Bairro: Vila Itacolomy
35400-000 - Ouro Preto - MG

www.rem.com.br