

## EVOLUÇÃO DA TEXTURA DE RECRISTALIZAÇÃO DURANTE O RECOZIMENTO DE UM AÇO IF MICROLIGADO COM TI<sup>1</sup>

*João Rodrigues de Barros Neto<sup>2</sup>  
 Francisco Stayne de Arruda Ribeiro<sup>3</sup>  
 Hamilton Ferreira Gomes de Abreu<sup>4</sup>*

### Resumo

Os aços IF (IntertitialFree) na forma de chapas finas destinam-se principalmente à produção de peças pelo processo de estampagem. A textura ideal para esse material seria a fibra DN ((111)<uvw>), sendo a textura de Cubo Girado ({001}<110>) indesejável para esse processo. Para adquirir essa fibra o material é laminado a quente e a frio, respectivamente, e tratado termicamente (recozimento), favorecendo o aparecimento dessa textura através da recristalização dos grãos. O objetivo desse trabalho foi avaliar a evolução da textura de laminação a frio com a temperatura durante o aquecimento. Foi utilizada a técnica de difração de raio-x para medição das figuras de polos e calculada a função distribuição de orientação cristalográfica (FDOC) usando o software Labotex. Foram usadas amostras de chapas (14x25 mm) de aço IF microligado com Ti, laminadas a frio com 70% de redução. As mesmas foram retiradas em diversas temperaturas durante o aquecimento. As amostras foram reduzidas a meia espessura (~0,5 mm), lixadas e atacadas com solução de 95% de H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> e 5% de HF. Observou-se que a elevação da temperatura elimina a componente Cubo Girado e aumenta a intensidade da fibra DN. A evolução da microestrutura também foi analisada e comparada com a evolução da textura.

**Palavras-chaves:** Aços IF; Estampagem; Textura; FDOC.

### EVOLUTION OF RECRYSTALLIZATION TEXTURE DURING ANNEALING OF A TI MICROALLOYED IF STEEL

#### Abstract

IF steels (IntertitialFree) in the form of thin plates are intended mainly for the production of parts by embossing process. The ideal texture for this material would be fiber DN ((111) <uvw>), so the texture Turned Cube ({001} <110>) is undesirable for this process. To acquire this fiber the material is hot rolled and cold, respectively, and heat treated (annealed), favoring the appearance of this texture by recrystallization of the grains. The aim of this study was to evaluate the texture cold rolling with temperature during heating. It was used the technique of X-ray diffraction for measuring pole figures and calculating the crystallographic orientation distribution function (FDOC) using the software Labotex. The samples used were plates (14x25 mm) IF steel microalloyed with Ti, cold rolled with 70% reduction. Measurements were taken at different temperatures during heating. The samples were reduced to half thickness (~ 0.5 mm), abraded and etched with a 95% solution of H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> and 5% HF. It was observed that the temperature rise eliminates the component rotated and hub increases the strength of the fiber DN. The evolution of the microstructure was also analyzed and compared with the evolution of the texture.

**Key words:** IF steels; Stamping; Texture; FDOC.

<sup>1</sup> *Contribuição técnica ao 68º Congresso Anual da ABM - Internacional, 30 de julho a 2 de agosto de 2013, Belo Horizonte, MG, Brasil.*

<sup>2</sup> *Engenheiro Metalurgico, Mestrando em Ciências e Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil.*

<sup>3</sup> *Estudante de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil.*

<sup>4</sup> *Engenheiro Naval, Professor Associado, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil.*

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços IF (*Interstitial Free* – Livre de Interstícios) na forma de chapas finas são amplamente utilizados na indústria automobilística, devido sua alta capacidade de conformabilidade, sendo esta a característica ideal para os processos de estampagem de peças e componentes de geometrias complexas. A conformabilidade está ligada diretamente a vários fatores, sendo um dos principais a textura cristalográfica. A textura cristalográfica é a tendência da orientação dos grãos seguirem uma orientação cristalográfica em relação a um sistema de referência,<sup>(1)</sup> ou seja, é uma condição na qual a distribuição de orientações dos grãos não é aleatória.<sup>(2)</sup> Isso pode ser causado por tratamentos termomecânicos (processos de conformação) e tratamentos térmicos.

No caso dos aços IF esta textura seria quando grande parte dos grãos estivessem orientados de acordo com a fibra DN ( $\{111\}\langle uvw \rangle$ ).<sup>(3)</sup> De acordo com Kestens,<sup>(4)</sup> para maximizar a conformabilidade, as componentes  $\{111\}\langle 110 \rangle$ ,  $\{111\}\langle 123 \rangle$  e  $\{111\}\langle 112 \rangle$  da fibra DN são as ideais para o processo de estampagem, porque essa textura fornece a orientação adequada para o sistema de deslizamento, de modo que a resistência na direção da espessura seja maior do que a do plano da chapa.

Para adquirir essa característica a chapa de aço IF é laminada a quente e a frio, respectivamente, passando pelo tratamento térmico de recozimento, onde ocorre a formação dessa textura por meio da recristalização dos grãos. Além disso, um importante fator para se ter conhecimento é a textura de laminação a frio (ou textura de deformação), pois através dela podemos levantar teorias sobre a evolução da recristalização.

As texturas de laminação a frio dos materiais CCC (cúbico de corpo centrado), que incluem os aços IF, se caracterizam por apresentarem suas orientações principais, localizadas na componente Cubo Girado ( $\{001\}\langle 110 \rangle$ ), e em duas fibras:  $\{111\}\langle uvw \rangle$ , que ocorre em regiões que armazenam alta energia de deformação, e  $\{hkl\}\langle 110 \rangle$ , que aparece em áreas com menor energia de deformação.<sup>(5)</sup> A primeira é chamada de fibra DN por ter várias componentes com as normais dos planos  $\{111\}$  paralelas à Direção Normal ao plano da chapa. A segunda é chamada de fibra DL por ter várias orientações com as direções  $\langle 110 \rangle$  paralelas à Direção de Laminação.<sup>(6)</sup>

As mudanças microestruturais que ocorrem durante o recozimento de um metal deformado a frio acontecem de maneira a diminuir a energia armazenada na deformação plástica. Essa diminuição de energia se dá por mecanismos de rearranjo e eliminação de defeitos cristalinos (lacunas e discordâncias).<sup>(2)</sup> Todavia, para que esses mecanismos ocorram, o material necessita ser aquecido a elevadas temperaturas, pois os mesmos são termicamente ativados. Durante esse fenômeno há uma recuperação parcial das propriedades mecânicas voltando aos valores originais (antes da deformação plástica), mas não há mudanças nos contornos de grão da microestrutura, ou seja, a microestrutura permanece com seus grãos alongados na direção de laminação.

Um segundo fenômeno que ocorre durante o recozimento é a recristalização. Neste fenômeno há absorção de lacunas e discordâncias pela migração de contornos de alto ângulo e redução da área total de contornos de grão.<sup>(2)</sup> A recristalização pode ser definida como a eliminação de defeitos cristalinos através da migração de contornos de alto ângulo, ou seja, há formação de novos grãos com menor densidade de defeitos cristalinos (lacunas e discordâncias) e ocorre a substituição da microestrutura deformada (grãos alongados) por uma nova microestrutura (grãos

equiaxiais). Em materiais deformados a frio, como em chapas de aço IF para estampagem, a textura de recristalização depende fortemente do grau de deformação aplicada.<sup>(6)</sup> Na literatura existem duas teorias para explicar a formação da textura de recristalização em materiais deformados a frio:<sup>(7)</sup>

- a Teoria da Nucleação Orientada assume que os contornos de grãos agem como sítios preferenciais para a nucleação dependendo da orientação: a nucleação pode ocorrer através de subgrãos coalescentes dentro dos grãos com uma alta energia armazenada e altos ângulos relativos entre os subgrãos, além disso, pode ocorrer através de deformações induzidas por migração de contornos de grãos entre grão de baixa energia armazenada, favorecendo a nucleação de grãos de baixa energia armazenada. No que diz respeito a laminação a frio de aços de baixo carbono, no primeiro mecanismo, acredita-se favorecer a nucleação de grãos com a textura (111)<uvw> (isto é, contém um alta energia armazenada), enquanto o segundo favoreceria a nucleação de grãos com textura (100)<uvw> (isto é, com baixa energia armazenada); e
- a Teoria do Crescimento Seletivo envolve o rápido aumento do tamanho do núcleo caracterizado por um ângulo particular com a respectiva matriz deformada, onde os contornos de baixo ângulo têm menos mobilidade do que contornos de alto ângulo.

A grande maioria dos trabalhos encontrados na literatura afirma que a teoria que prevalece para explicar a recristalização em aços IF-Ti é a Teoria da Nucleação Orientada.<sup>(5-8)</sup>

Devido à influência da temperatura no fenômeno de recristalização, este trabalho tem o objetivo de avaliar a evolução da textura de laminação a frio com a temperatura durante o aquecimento no tratamento térmico de recozimento.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

O material utilizado no presente trabalho foi um aço IF estabilizado com Ti (IF-Ti), cedido por uma Indústria siderúrgica, CSN – Companhia Siderúrgica Nacional. A composição química do aço IF é dada na Tabela 1.

**Tabela 1.** Composição química do Aço IF usado neste trabalho.

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ti	B
0,004	1,13	0,02	0,054	0,009	0,050	0,002	0,003	0,055	0,0017

As amostras do material foram fornecidas na forma de chapas finas com espessura de 1 mm. As chapas foram submetidas aos processos de laminação a frio e recozimento. Na laminação a frio as chapas de aço IF estabilizados com Ti sofreram redução de 70% na sua espessura e posterior recozimento, que segue o seguinte ciclo.

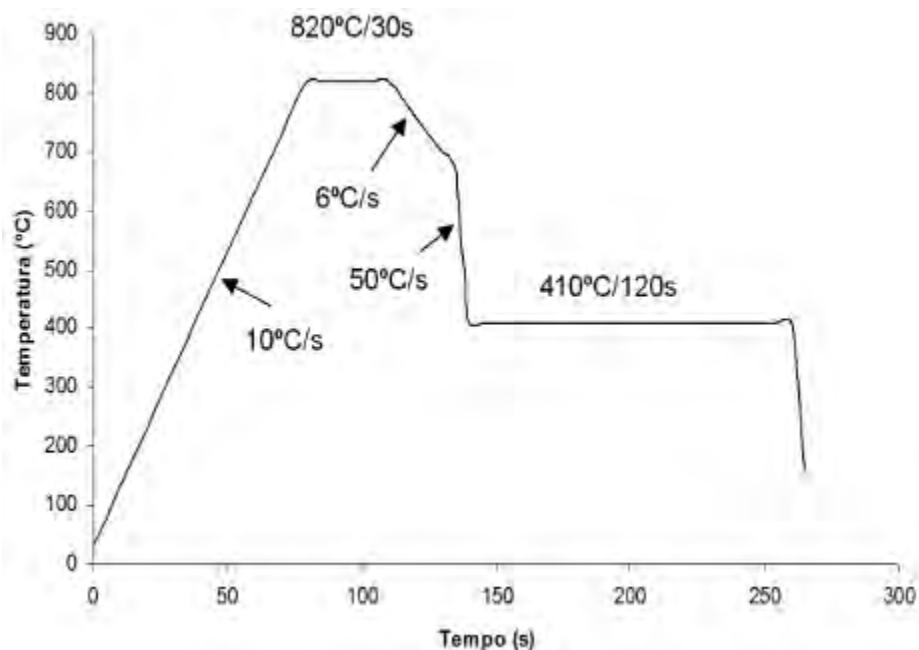


Figura 1. Ciclo de recozimento contínuo do aço IF-Ti.

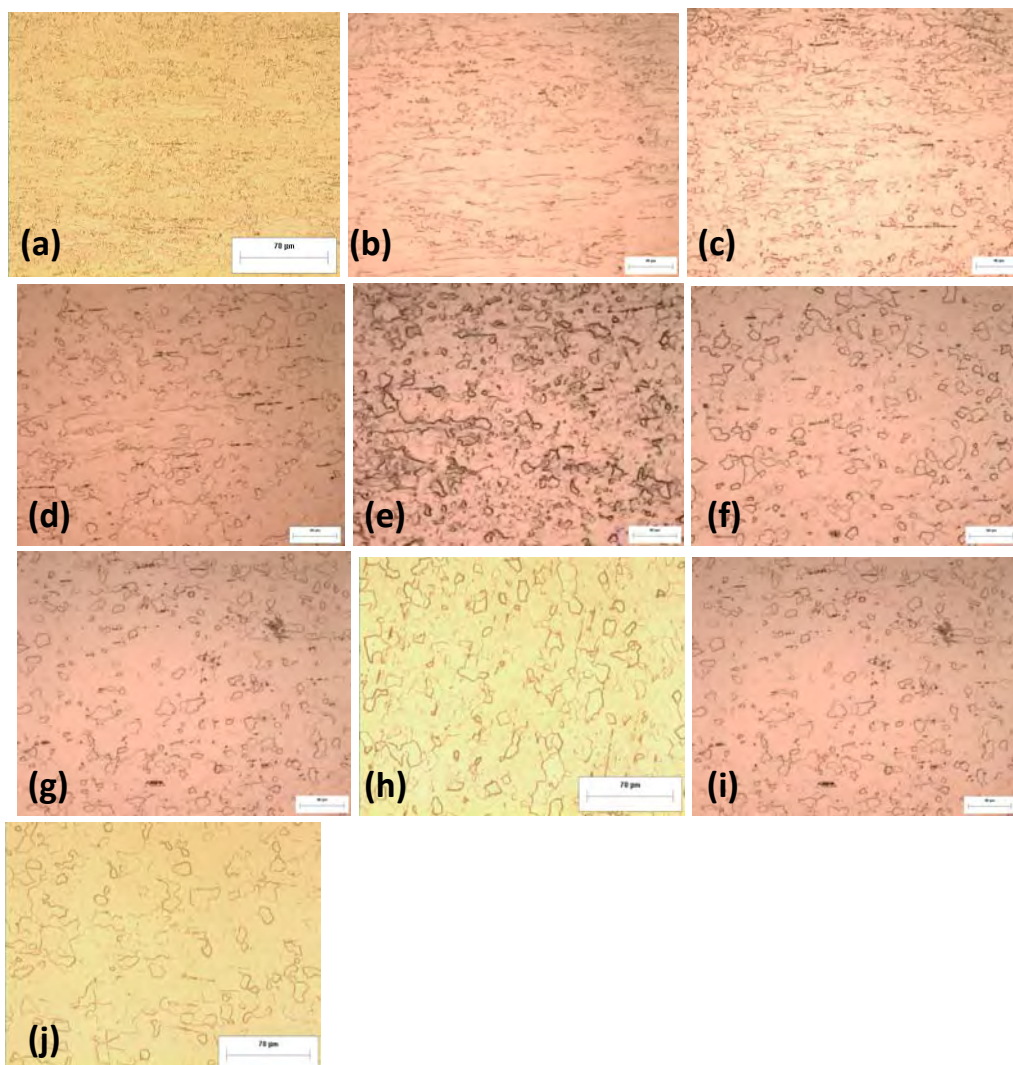
Durante o recozimento foram retiradas amostras nas temperaturas de 730, 740, 750, 760, 770, 780, 800, 810, 820°C para verificar a mudança da textura em função da temperatura. Para a medição das figuras de polos foram usadas amostras de 14 x 25 mm, reduzidas a meia espessura (~ 0,5 mm), lixadas com lixas de granulometria de 100 a 600 e logo após atacadas com solução de 95% peróxido de hidrogênio e 5% de Ácido Fluorídrico, para a retirada das tensões causada pelo lixamento. A medida de textura foi realizada utilizando a técnica de difração de raios-X, utilizando um difratômetro de raios-X da marca PHILLIPS X’PET, com radiação de cobalto. As análises de texturas foram realizadas através da FDOC, calculada a partir das figuras de pólo obtidas pela difração de raios-X. Para o cálculo das FDOC’s utilizou-se o software Labotex® que utiliza o método ADC.

Para os registros das micrografias, as amostras foram preparadas através da metalografia e posteriormente registradas, utilizou-se o Microscópio Ótico Digital (marca OLYMPUS – modelo BX51M) contendo câmera digital conectada a um computador, com aumentos de 500X.

### 3 RESULTADOS

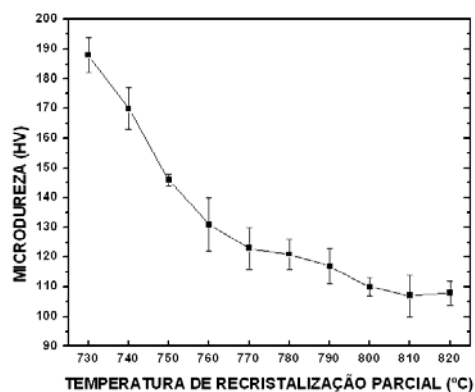
#### 3.1 Análise Microestrutural

A Figura 2 mostra a evolução da microestrutura durante o aquecimento no tratamento térmico de recozimento. As micrografias apresentam microestruturas basicamente de grãos ferríticos, não constatando presença de outras fases, independente da temperatura em que foram retiradas.



**Figura 2.** Evolução da microestrutura com o aumento da temperatura durante o aquecimento do recozimento. As micrografias estão dispostas de acordo com a temperatura que foram retiradas (a) 730°C, (b) 740°C, (c) 750°C, (d) 760°C, (e) 770°C, (f) 780°C, (g) 790°C, (h) 800°C, (i) 810°C e (j) 820°C.

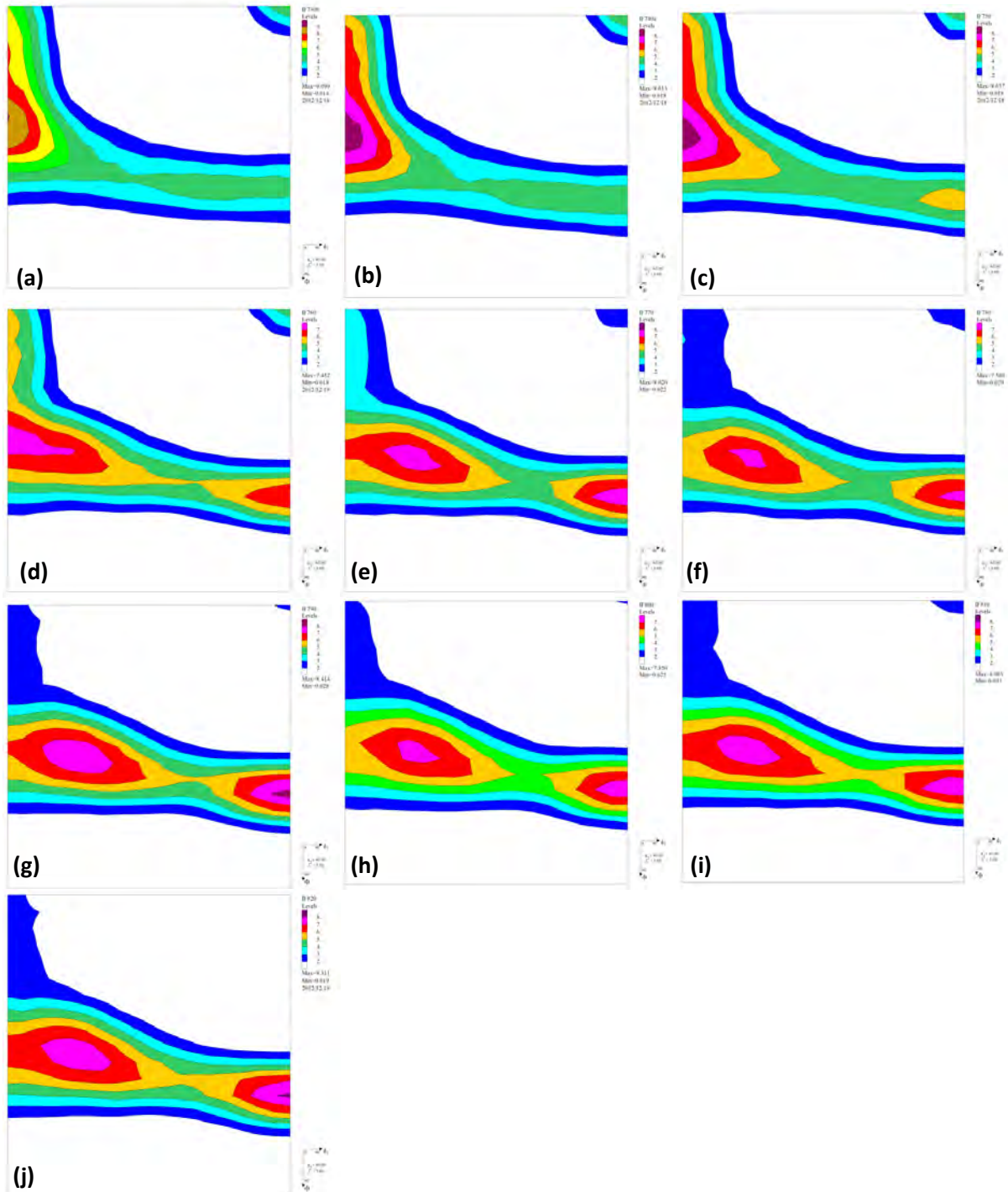
Além das micrografias, pode-se avaliar a evolução da recristalização através da medida da microdureza Vickers (Figura 3). Os valores da microdureza foram "plotados" em relação à temperatura que foram retiradas durante o aquecimento, tendo o objetivo de se acompanhar o processo de recristalização.



**Figura 3.** Evolução da microdureza em função da temperatura que a amostra foi retirada durante o aquecimento no recozimento do material.

### 3.2 Análise da Textura

Na Figura 4 são mostradas as FDOC's calculadas a partir das figuras de pólo, medidas na difração de raios-X. Foram usadas as figuras de pólos: dos planos de difração (110), (200) e (211).

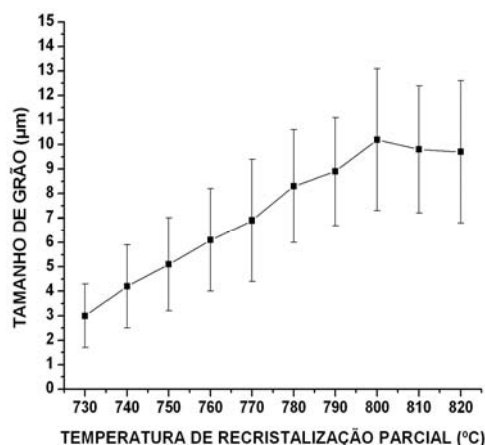


**Figura 1.** Evolução da textura com o aumento da temperatura durante o aquecimento do recozimento. As FDOC's estão dispostas de acordo com a temperatura que foram retiradas: (a) 730°C, (b) 740°C, (c) 750°C, (d) 760°C, (e) 770°C, (f) 780°C, (g) 790°C, (h) 800°C, (i) 810°C e (j) 820°C.

## 4 DISCUSSÃO

### 4.1 ANÁLISES MICROESTRUTURAL

Com o aumento da temperatura, observa-se a substituição dos grãos alongados, devido à deformação plástica, por uma nova estrutura de grãos equiaxiais. Esse fato deve-se ao fenômeno de recristalização (Figura 2), ou seja, pode-se observar a evolução da recristalização de acordo com as micrografias e o aumento do tamanho dos grãos recristalizados (Figura 5).



**Figura 2.** Relação do tamanho de grão de recristalizado com a temperatura.

Na Figura 1a (temperatura de 730°C) há o surgimento de pequenos grãos recristalizados, onde os mesmos nucleiam nas bandas de cisalhamento, assim como afirmado por Capdevila et al.<sup>(9)</sup> Na Figura 1f (temperatura de 780°C), pode-se observar que não há mais presença de grãos alongados, ou seja, a microestrutura constitui-se de grãos equiaxiais, mas não se pode afirmar que o material está completamente recristalizado, pois na microestrutura do material ainda pode haver a presença de subgrãos e grão deformados, que não podem ser observados por essa técnica de análise.

Ao observar-se a relação da microdureza com a temperatura, verificou-se que a dureza cai de maneira progressiva até 800°C, mostrando o avanço da recristalização durante o aquecimento. Em 800°C tanto a microdureza quanto o tamanho de grão se mantêm praticamente constantes, dando indício que nesta temperatura o material está completamente recristalizado. Todavia, precisa-se de mais informações para afirmar esse fato.

### 4.2 Análises da Textura

De acordo com os resultados apresentados na Figura 4, com o aumento da temperatura, pode-se observar o desaparecimento da fibra DL e da componente Cubo Girado<sup>(3)</sup>, que são prejudiciais à conformabilidade do material<sup>(10)</sup> e o fortalecimento da fibra DN, favorável a conformabilidade. Juntamente a esse fato, há um aparecimento de direções preferenciais  $\{111\}\langle 231 \rangle$  e  $\{111\}\langle 112 \rangle$ .

Ao aumentar a temperatura de 730°C para 740°C (figuras 4.a e 4.b), praticamente não houve alterações nas FDOC's, mantendo-se as intensidades das fibras DL (sendo a componente  $(223)\langle 110 \rangle$  mais intensa), DN (não apresentando componentes preferenciais) e na componente Cubo Girado. A FDOC calculada para

a amostra retirada na temperatura de 750°C (Figura 4.c) mantém as mesmas características das temperaturas anteriores (as intensidades das fibras DL e DN e da componente Cubo Girado se mantêm), diferenciando no surgimento de uma componente preferencial na fibra DN ( $\{111\}\langle 112\rangle$ ), podendo ser associada ao aumento do número de grãos nucleados (Figura 2c) com essa componente. Pois, de acordo com Nagataki e Hosoya,<sup>(7)</sup> os grãos com a orientação  $\{111\}\langle 112\rangle$  possuem preferência na nucleação, principalmente na matriz deformada de orientação  $\{111\}\langle 112\rangle$ .

Na FDOC calculada da amostra retirada em 760°C (Figura 4d) há a diminuição da intensidade da fibra DL (caindo de 6 para 5), mas a componente  $\{111\}\langle 110\rangle$  se manteve com um alto valor, igual a 7. A componente Cubo Girado manteve-se sem qualquer alteração na sua intensidade, significando que até nesta temperatura os grãos deformados, contendo esta componente, não foram afetados ou estão surgindo grãos recristalizados com essa orientação, pois de acordo com Barnett,<sup>(11)</sup> nos contornos de grãos deformados, com orientação de Cubo Girado, há o favorecimento na nucleação de grãos com a mesma orientação. A fibra DN apresentou um aumento na sua intensidade como um todo, ocorrendo a elevação da intensidade da componente preferencial  $\{111\}\langle 112\rangle$  de forma mais intensa, podendo estar relacionada à nucleação e crescimento dos grãos com essa componente, na qual está consumindo principalmente os grãos de orientação pertencente a fibra DL.<sup>(11)</sup>

Ao calcular a FDOC da amostra retirada na temperatura de 770°C (Figura 4e) pode-se observar que a fibra DL continua o seu desaparecimento, ou seja, reduzindo ainda mais a sua intensidade, passando de 5 para 3. Apenas permanecendo a componente  $\{111\}\langle 110\rangle$  com alta intensidade, mas teve uma leve queda de 7 para 6. Isso significa dizer que esta orientação pertence tanto aos grãos deformados quanto a alguns grãos recristalizados.<sup>(12)</sup> A componente Cubo Girado teve uma forte diminuição em sua intensidade, caindo de 4 para 2, significando que muitos dos grãos com essa orientação foram consumidos. Já a intensidade da fibra DN continua a aumentar e a componente  $\{111\}\langle 112\rangle$  teve um aumento na sua intensidade, passando de 6 para 7, assim, com afirmado anteriormente, este aumento está associado ao surgimento de novos grãos recristalizados com essa orientação. Entretanto, nesta temperatura também se observa o surgimento de uma nova componente preferencial  $\{111\}\langle 231\rangle$  na fibra DN. Ou seja, ao elevar-se a temperatura de 760°C para 770°C, ela se torna forte o suficiente para aparecer como uma orientação preferencial, evidenciando que muitos dos novos grãos recristalizados possuem essa orientação. Pode-se entender que esses grãos estão consumindo os grãos deformados que pertencem à componente Cubo Girado e à fibra DL. Portanto, grande parte dos grãos pertencentes à orientação Cubo Girado faz parte da matriz deformada.

Observando a FDOC calculada para a amostra retirada a 780°C (Figura 4f), verifica-se que a fibra DL reduziu a sua intensidade de forma drástica comparada as FDOC's das amostras com temperaturas inferiores, mantendo-se apenas a componente  $\{111\}\langle 110\rangle$  com intensidade elevada, mas continua a diminuir passando de 6 para 5. Isto significa que os grãos deformados com essa orientação estão desaparecendo em decorrência do aparecimento de novos grãos recristalizados contendo outras orientações.<sup>(11)</sup> A componente Cubo Girado permanece com a mesma intensidade da temperatura anterior (770°C). Verificando a fibra DN, nota-se que não ocorrem mudanças significativas em relação à amostra retirada a 770°C, continuando a



mesma intensidade da fibra<sup>(4)</sup> e permanecendo as componentes preferenciais  $\{111\}\langle 112\rangle$  e  $\{111\}\langle 231\rangle$  (ambas com intensidade de 7).

Ao comparar os resultados das FDOC's, vistos até o momento, com as micrografias (Figura 2a a Figura 2f) estes resultados estão coerentes, pois de acordo com Wang,<sup>(13)</sup> a fibra DL e a componente Cubo Girado ambas intensas são típicas do estado deformado e a fibra DN com as componentes preferencias mencionadas é típica textura de recristalização em aços IF-Ti.<sup>(7,13)</sup> Todavia, não significa que em 780°C o material está completamente recristalizado, podendo haver grãos deformados ou subgrãos com as mesmas orientações da fibra DN. Comparando as FDOC's das amostras retirada a 790°C (Figura 4g) e a 780°C (Figura 4f), em relação à fibra DL, houve algumas mudanças, como a componente  $\{111\}\langle 110\rangle$  que teve um aumento na sua intensidade passando de 5 para 6, voltando ao estado encontrado na temperatura de 770°C. Esse fato pode ser explicado pelo aumento do tamanho dos grãos recristalizados com essa orientação (Figura 5). A componente Cubo Girado permanece com a mesma intensidade, mas a fibra DN continua o seu processo de aumento na intensidade, significando que os grãos recristalizados estão crescendo (Figuras 5 e 3) e consumindo grãos deformados remanescentes ou subgrãos que não possuem orientação pertencente a essa fibra. Destaca-se o aumento da intensidade na componente  $\{111\}\langle 112\rangle$  de 7 para 8, mostrando que essa componente se torna mais intensa a medida que a recristalização avança.<sup>(14,15)</sup> Além da permanência da componente preferencial  $\{111\}\langle 231\rangle$  com mesma intensidade.

Conforme citado anteriormente, a partir da amostra retirada a 800°C, o tamanho grão (Figura 5) e a dureza (Figura 3) se mantêm constante, ou seja, nas amostras retiradas em 810 e 820°C tanto os tamanhos de grãos recristalizados quanto a dureza se mantêm praticamente constantes. Sendo indício que nesta temperatura o material estaria completamente recristalizado.

Ao observarmos as FDOC's dessas amostras, 800, 810 e 820°C, respectivamente as Figuras 4h, 4i e 4j, verifica-se que a fibra DL não se altera, permanecendo, com a intensidade baixa, em torno de 2. Mesmo fato foi verificado na componente Cubo Girado, ou seja, os grãos pertencentes a essa orientação surgiram durante a recristalização. Na fibra DN verifica-se que a sua intensidade se mantêm constante (igual a 5), mas ao elevar a temperatura de 790°C para 800°C a intensidade da componente  $\{111\}\langle 112\rangle$  cai de 8 para 7, se mantendo ao longo das três temperaturas. Sendo a mesma intensidade da componente preferencial  $\{111\}\langle 231\rangle$ .

## 5 CONCLUSÃO

À medida que eleva a temperatura, elimina a componente Cubo Girado ( $\{001\}\langle 110\rangle$ ) e a fibra DL e aumenta a intensidade da fibra DN.

Assim, como encontrado na literatura, a textura de recristalização de um aço IF-Ti deformado a frio, 75% de redução é dado pela fibra DN com as seguintes componentes preferenciais  $\{111\}\langle 110\rangle$ ,  $\{111\}\langle 112\rangle$  e  $\{111\}\langle 231\rangle$ . E a variação da textura durante o recozimento é compatível com as mudanças nas micrografias, na dureza e no tamanho de grão recristalizado.

Em relação a textura, em 800°C o material possui a textura ideal para os processos de conformação, por exemplo, a estampagem.

Do ponto de vista das micrografias, da dureza, do tamanho de grão e da textura, medida com a difração de raios-X, a completa recristalização acontece em 800°C, mas para uma afirmação mais embasada necessitaria de um numero maior de

informações, podendo ser encontrada, por exemplo, por EBSD – Electron Backscatter Diffraction.

## Agradecimentos

Os autores agradecem ao Laboratório de Caracterização de Materiais - LACAM E ao Senai CETAFR (Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial - Centro de Tecnologia Alexandre Figueira Rodrigues) por disponibilizarem suas dependências para a realização deste trabalho e à CAPES e CNPq pelo apoio financeiro.

## REFERÊNCIAS

- 1 RANDLE, V.; ENGLER, O.. *Introduction to Texture Analysis: Macrotexture, Microtexture and Orientation Mapping*. 1ª Edição. Amsterdam : Gordon and Breach Science, 2000.
- 2 PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. JR. *Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grãos e Textura*. 3ª Edição. São Paulo, ABM, 2005. pp. 29-42.
- 3 BANERJEE, K.. Physical Metallurgy and Drawability of Extra Deep Drawing and Interstitial Free Steels. [A. do livro] Yuriy Perlovich, et al., et al. *Recrystallization*. s.l. : Intech, 2012.
- 4 KESTENS, L., ET AL., ET AL. Textures and Microstructures. *Textures and Microstructures*. 1996, Vols. 26-27, pp. 321-335.
- 5 PADILHA, A. F., et al., et al. Controle de microestrutura e da textura de chapas de aço baixo carbono para estampagem. In: Alberto M. Jorge Jr, et al., et al. *Textura e relações de Orientação: deformação plástica, recristalização e crescimento de grão*. São Paulo : TWA Studio Gráfica, 2003.
- 6 VIANA, C.S. DA C. E PAULA, A. DOS S. Texturas de deformação. In: Angelo Machado Padilha, et al., et al. *Textura e Relações de Orientação: deformação plástica, recrsitalização e crescimento de grão*. São Paulo : TWA Studio Gráfico, 2003, pp. 45-47.
- 7 NAGATAKI, Y.; HOSOYA, Y.. Origin of the Recrystallization Texture Formation in an Interstitial Free Steel. *ISIJ International*,. 1996, Vol. 36, pp. 451-460.
- 8 MAGNUSSON, H.; JENSEN, D. J. E HUTCHINSSON, B.. Growth rates for different texture components during recrystallization of if steel. *Scripta Materialia*. 2001, Vol. 44, pp. 435-441.
- 9 CAPDEVILA, C., et al., Influence of microalloying elements on recrystallization texture of warm-rolled interstitial free. *Materials Transactions*. 2010, Vol. 51, 4, pp. 625-634.
- 10 NAKAMICHI, H.; HUMPHREYS, F. J.; BROUGH, I. Recrystallization phenomena in an IF steel observed by in situ EBSD experiments. *Journal of Microscopy*. 2008, Vol. 230, 3, pp. 464-471.
- 11 BARNETT, M. R.; KESTENS, L. Formation of {111}<110> and {111}<112> Textures in Cold Rolled and Annealed IF Sheet Steel. *ISIJ International*. 1999, Vol. 39, pp. 923-929.
- 12 URABE, T.; JONAS, J. J. Modeling Texture Change during the Recrystallization of an IF Steel. *ISIJ International*. 1994, Vol. 34, 5, pp. 435-442.
- 13 WANG, Z. et al., et al. Recrystallization Texture Characteristic and Drawability of a warm rolled and cold rolled interstitial-free steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2006, Vol. 15, pp. 646-650.
- 14 HUTCHINSON, W. B. Nucleation of recrystallization. *Scripta. Met*. 1992, Vol. 27, pp. 1471-1475.
- 15 HASHIMOTO, N.; YOSHINA, N.; SENUMA, T. Texture Fvolution of IF Steel Due to Recrystallization. *ISIJ International*. 1998, Vol. 38, 6, pp. 617-624.