

LAMINAÇÃO A QUENTE DE AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO EM LAMINADOR STECKEL: CARACTERIZAÇÃO TERMOMECÂNICA E MICROESTRUTURAL E MODELAGEM MATEMÁTICA DA EVOLUÇÃO DA FRAÇÃO RECRISTALIZADA DE FERRITA

Willy Schuwarden Júnior ¹

Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa ²

Resumo

Neste trabalho são realizadas uma caracterização termomecânica, uma caracterização da microestrutura e a modelagem matemática da fração recristalizada de ferrita em processo de laminação a quente em laminador do tipo Steckel. O modelo proposto é capaz de prever razoavelmente o observado na laminação a quente, isto é, há 100% de recristalização da ferrita após desbaste e apenas recristalização parcial após acabamento.

Palavras-chave: Modelagem matemática; Laminador Steckel; Recristalização; Aço inoxidável ferrítico.

HOT ROLLING OF A FERRITIC STAINLESS STEEL IN A STECKEL MILL: THERMOMECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION AND MATHEMATICAL MODELLING OF THE EVOLUTION OF RECRYSTALLIZED VOLUME FRACTION OF FERRITE

Abstract

A thermomechanical and a microstructure characterization and a mathematical model of the evolution of the recrystallized volume fraction of ferrite in hot rolling in a Steckel mill have been carried out here. The proposed model is able to reasonably predict the observed in hot rolling, that is, there is 100% recrystallization of ferrite after roughing and partial recrystallization only after finishing.

Key words: Mathematical modeling; Steckel mill; Recrystallization; Ferritic stainless steel.

¹Engenheiro Mecânico, MSc, Consultor técnico de Laminação de Planos, Steckel, Gerdau-Açominas, Rod. MG-443, Km 7, Fazenda do Cadete, Cep 36420-000, Ouro Branco, MG, Brasil. E-mail: willy.schuwarden@gerdau.com.br

²Engenheiro Mecânico, Doutor, Professor Associado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, Av. Antônio Carlos, 6627, Bloco 2, Secretaria: sala 2233, Pampulha, Cep 31270-901, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: rbarbosa@demet.ufmg.br

I INTRODUÇÃO

Aplicações de laminados a frio de aço inoxidável ferrítico AISI 430, doravante mencionado como aço 430, exigem boa estampabilidade e excelente acabamento superficial representado por alto brilho e ausência de estrias.⁽¹⁾ A estampabilidade desses materiais depende essencialmente da textura após recozimento final e esta é fortemente influenciada pela textura herdada da laminação a quente.⁽²⁾ Daí a importância de se conhecer como a recristalização (maior fragmentação) da microestrutura evolui ao longo do processo industrial de laminação a quente.

O processo de recristalização em aços inoxidáveis ferríticos tem sido simulado em situações industriais em laboratório.^(3,4) Neste estudo de caso, mostra-se que à temperatura de 960°C, era atingida a recristalização completa (>70%), mas essa era também obstruída pelo encontro de novos grãos recristalizando com a fase gama e também pelo recuperação eficaz nesses aços. Alguns autores usaram laminadores de laboratório para simular algumas condições próximas das industriais.⁽⁵⁻⁷⁾ Mas são ainda raros os trabalhos publicados que se referem a condições de laminações de fato industriais.⁽²⁾

O presente trabalho pretende acompanhar a microestrutura obtida na saída do desbaste e na saída do acabamento de uma tira laminada a quente de aço 430. Os objetivos são: a) caracterizar o processo de laminação a quente de um aço 430 em termos de suas variáveis termomecânicas, quais sejam: temperatura, deformação, taxa de deformação e tempo entre passes; b) determinar a fração recristalizada após laminação de desbaste e de acabamento, no laminado tipo Steckel; c) obter equações para cálculo da fração recristalizada de ferrita após desbaste e acabamento na laminação a quente e d) comparar as previsões de fração recristalizada com os resultados obtidos na laminação industrial de tiras a quente em pontos definidos ao longo do comprimento e da espessura da tira.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O aço AISI 430 utilizado neste trabalho, retirado diretamente da linha de laminação a quente da APERAM, possui a composição química média com 0,05% C, 0,39% Mn, 0,35% Si, 16,17% Cr e 0,05% N (valores em %p).

Esses aços apresentam-se com 100% de ferrita à temperatura ambiente. Às temperaturas de laminação, entretanto, a microestrutura é do tipo *duplex*, com ferrita e austenita presentes em proporções que variam com a temperatura. A Figura 1 mostra as fases presentes em equilíbrio, de acordo com cálculos usando o software Thermo-Calc®.

Como se verifica, as frações volumétricas de austenita e de ferrita em equilíbrio variam com a temperatura. Prevê-se 30% de austenita no início da laminação

de desbaste a 1.130°C. Já no início do acabamento, a 1.000°C, esse percentual sobe para 50% chegando a 55% nos passes finais, à temperatura da ordem de 930°C.

Um dos objetivos do trabalho é caracterizar o processo de laminação em termos das variáveis termomecânicas relevantes. Para obtê-las, foram realizadas medidas na linha de laminação das espessuras de entrada e de saída da peça laminada em cada passe, bem como das taxas de giro dos cilindros de trabalho, das temperaturas e dos tempos entre deformações.

Foram retiradas amostras diretamente da linha de laminação industrial em dois pontos: ao final do desbaste e após acabamento, na tira laminada a quente. Essas amostras foram utilizadas em metalografias realizadas via microscopia óptica e microscopia de varredura.

A metalografia óptica foi realizada preparando-se as amostras via polimento usual e ataque utilizando Vilella, com 95 mL de álcool etílico, 1 g de ácido pícrico e 5 mL de HCl. As amostras foram atacadas por imersão à temperatura ambiente por 120 s. A fração volumétrica de ferrita recristalizada foi medida utilizando-se o método de contagem de pontos, de acordo com as normas ASTM E562-89⁽⁸⁾ e ISO 9042.⁽⁹⁾

Foi realizada metalografia óptica com luz polarizada polindo as amostras, como no caso da microscopia óptica, e acrescentando uma última etapa de polimento em solução de sílica coloidal de granulometria de 0,04 µm por 1 min. Em seguida, fez-se uma depassivação da superfície polida com a aplicação de algodão umedecido contendo uma solução de 100 mL de água destilada, 2 mL de ácido acético e 2 gotas de alumina coloidal por 1 min. O ataque foi realizado a uma temperatura de 75°C por 1 min e 45 s em uma solução de 110 mL de H₂O, 12 mL de H₂SO₄, 4 mL de HF e 5 gotas de HNO₃.

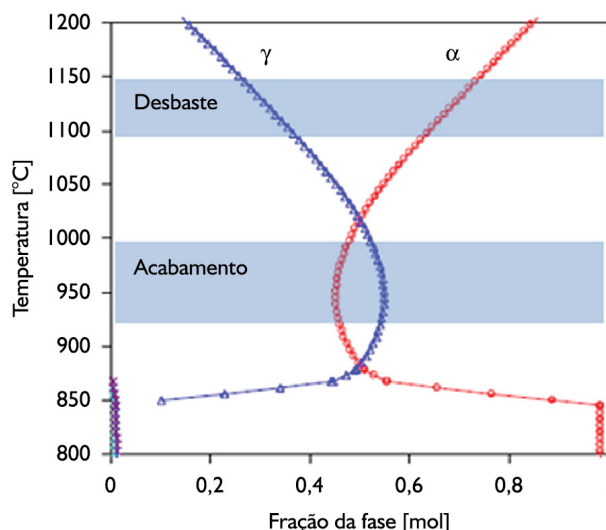


Figura 1. Diagrama de equilíbrio do aço 430 calculado pelo Thermo-Calc®. As faixas indicam temperaturas nas laminações de desbaste e acabamento.

Foi realizada análise por microscopia eletrônica de varredura em amostras lixadas e polidas como no caso da microscopia óptica acrescentando um polimento em pano Op-Chem e placa de vidro. Utilizou-se uma solução contendo 30 mL de sílica coloidal e 10 mL de DP azul. As amostras preparadas para medidas de EBSD foram analisadas em microscópio Philips com um sistema TSL acoplado. A quantificação das fases presentes foi realizada com os recursos do software OIM. As imagens foram geradas com passo de 1 μm , sendo que o tamanho médio das imagens geradas foram de 344 $\mu\text{m} \times 2.116 \mu\text{m}$ e em torno de 730 mil pontos.

Para quantificar a fração de ferrita não recristalizada, a fração de ferrita recristalizada e fração de martensita, os parâmetros do software OIMTM foram ajustados conforme apresentado na Tabela 1. Com esses parâmetros, foram criados três procedimentos diferentes para a obtenção dos mapas de EBSD: um para a fração de ferrita recristalizada, outro para a fração de ferrita não recristalizada e um terceiro para a fração de martensita das amostras.

As frações recristalizadas ao final do desbaste e do acabamento foram previstas utilizando equações para se descrever a fração recristalizada como função dos parâmetros termomecânicos, conforme se descreve na seção seguinte.

3 RESULTADOS

3.1 Características do Processo de Laminação em Laminador do Tipo Steckel

Foram obtidos dados de temperatura, tempos entre passes e temperaturas de laminação diretamente

dos registros do laminador. A Figura 2 mostra um dos registros utilizados, no caso da laminação no laminador Steckel.⁽¹⁰⁾

Os tempos entre passes nos laminadores tipo Steckel seguem um padrão complexo. Na ponta da tira, os tempos entre passes são maiores após os passes à frente, e menores após os passes a ré. Na cauda da tira, ocorre o contrário. Os tempos entre passes em um ponto de referência situado numa extremidade da tira variam muito mais quando comparados com outro situado na metade do comprimento laminado. A Figura 3 mostra uma comparação para tempos entre passes da ponta, cauda e corpo da tira na laminação de desbaste e na laminação de acabamento no Steckel.

A Tabela 2 apresenta um resumo das medidas das variáveis termomecânicas de processo de laminação a quente, no caso dos passes iniciais e finais do desbaste e do acabamento.

3.2 Características da Microestrutura Durante a Laminação

A Figura 4 mostra fotomicrografias de amostras retiradas de bobinas laminadas a quente. As micrografias referem-se a posições situadas na seção transversal da chapa no plano que contém as direções de laminação e normal ao plano da chapa. As metalografias foram realizadas em amostras localizadas neste plano em posições próximas da superfície, isto é, distando menos de 0,25 mm da superfície, a 1/4 da espessura, ou seja, em posições distando 0,75 mm da superfície e no centro da espessura da tira, na posição distando 1,5 mm da espessura.

Tabela 1. Parâmetros utilizados no software OIMTM para quantificação de fases

Fase	Espalhamento (<i>spread</i>)	Tamanho de grão
Ferrita recristalizada	<2,5	>4 pixels
Ferrita não recristalizada	>2,5	
Martensita		<4 pixels

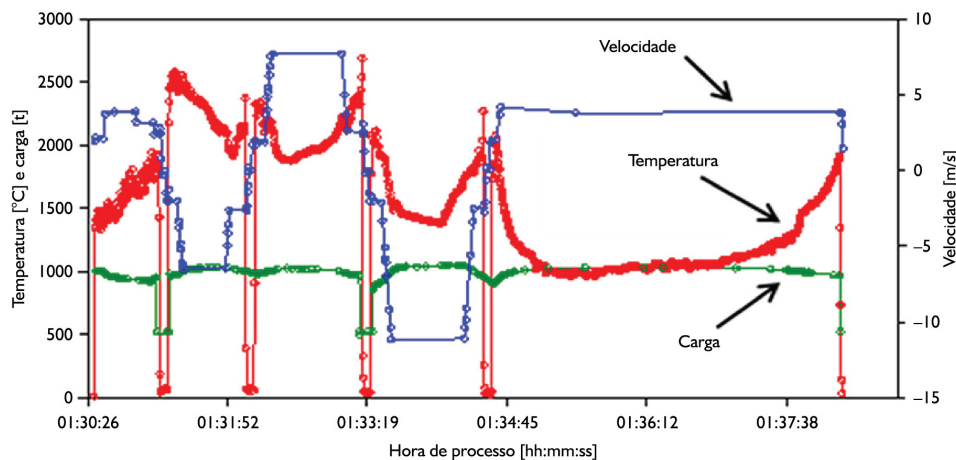


Figura 2. Registro de dados passes de acabamento no Steckel para tira de 3,10 mm \times 1.060 mm.

Tabela 2. Plano de reduções de passes selecionados na laminação de desbaste, D1 e D9 e de acabamento, F1 e F5

Passo	h_i (mm)	h_f (mm)	ϵ_{eq} (%)	T (°C)
D1	200,0	177,0	14,0	1.150
D9	44,6	28,3	52,0	1.090
F1	28,3	19,6	43,0	990
F5	4,2	3,1	35,0	930

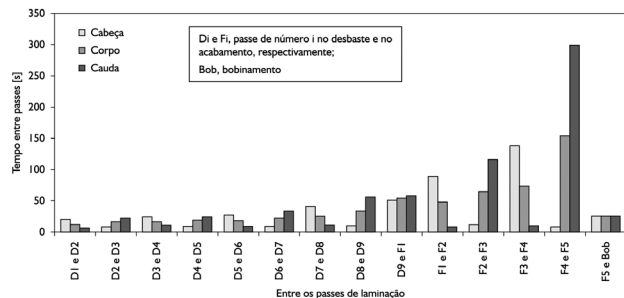


Figura 3. Comparação do tempo entre passes da ponta, cauda e corpo da tira na laminação de desbaste e laminação de acabamento.

As amostras 4a, b e c foram atacadas com reagente Vilella produzindo graus de cinza que indicavam, quando examinadas em aumento apropriado, se os grãos se encontravam com subestrutura em seu interior ou não. Grãos onde foi identificada a presença de subgrãos foram considerados como sendo deformados e, portanto, não recristalizados. Grãos sem a presença de subestrutura foram considerados recristalizados. Em alguns casos de difícil avaliação, foram realizados ataques com reagentes produzindo uma superfície colorida e observação ao microscópio com luz polarizada, conforme se mostra nas Figuras 4d, 4e e 4f.

Em casos em que havia dúvidas mais persistentes quanto se o grão estaria ou não recristalizado, foram realizadas imagens por EBSD. Dessa forma, as medições de frações recristalizadas foram obtidas do conjunto de observações utilizando as técnicas de metalografia óptica usando-se dois tipos de ataque químico, um deles, como mencionado, usando luz polarizada para se distinguir grãos recristalizados de grãos não recristalizados, e por imagens obtidas pela técnica EBSD. A Figura 5 mostra um exemplo de imagens obtidas por EBSD típicas das utilizadas nas medidas das frações recristalizadas e frações de fases presentes.

3.3 Cálculo da Fração Recristalizada

O modelo para cálculo da fração recristalizada de ferrita após cada passe de laminação supõe uma evolução conforme a lei de Avrami (Equação 1).^(4,10)

$$X_{REX} = 1 - \exp \left[-\ln 2 \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^{1,4} \right] \quad (1)$$

Foi inicialmente obtida uma equação para cálculo do tempo para ocorrência de 50% de recristalização estática, $t_{0,5}$, por similaridade àquelas sugeridas na literatura para o caso de austenita.⁽¹¹⁾ Verificou-se, entretanto, que uma equação do tipo da Equação 2 apresentava previsões mais realistas, no caso de aços inoxidáveis ferríticos, ou seja,

$$t_{0,5} = 0,124 \epsilon^{-1,3} Z^{-1,14} D^{0,001} \exp \left(\frac{Q_{rex}}{RT} \right) \quad (2)$$

onde $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q_{def}/RT)$ e $Q_{def} = 50$ kJ/mol, D é o tamanho de grão e Q_{rex} é uma energia de ativação, igual a 50 kJ/mol, para o processo de recristalização. A deformação e a temperatura são variáveis importantes no cálculo de $t_{0,5}$. O tamanho de grão, por outro lado, tem pouca influência no valor de t_{50} .

3.4 Comparação entre Valores Medidos na Laminação e Previstos pelo Modelo

Com base nas Equações 1 e 2, desenvolveu-se um modelo matemático para prever a evolução da fração recristalizada de ferrita. As variáveis do processo de laminação utilizadas pelo modelo são obtidas a partir de registros do modelo matemático de *setup* do laminador de tiras a quente da Aperam. Essas variáveis são: valores de diâmetro dos cilindros de trabalho do laminador desbastador e do laminador acabador, temperatura de desenformamento, temperatura medida na tesoura de pontas antes da entrada da tira no laminador acabador, plano de reduções com espessura, velocidade média e temperatura média de cada passe de laminação, tempos de cada passe e tempos entre passes de laminação. As equações do modelo foram codificadas usando-se planilha eletrônica Microsoft® Excel®. Usa-se o modelo no cálculo da fração recristalizada em três diferentes pontos ao longo da espessura da tira e em três diferentes pontos ao longo do comprimento da tira.

As Tabelas 3 e 4 mostram comparações entre frações recristalizadas de ferrita medida e calculada no caso do esboço, isto é, após laminação de desbaste e no caso de tiras, isto é, após laminação de acabamento, respectivamente.

4 DISCUSSÃO

4.1 Técnica Experimental para Medição de Fração Recristalizada na Ferrita

Embora muitas informações qualitativas e quantitativas possam ser retiradas das imagens mostradas na Figura 4, em alguns casos e conquanto se lograram indexações de imagens por si só complexas pela presença de

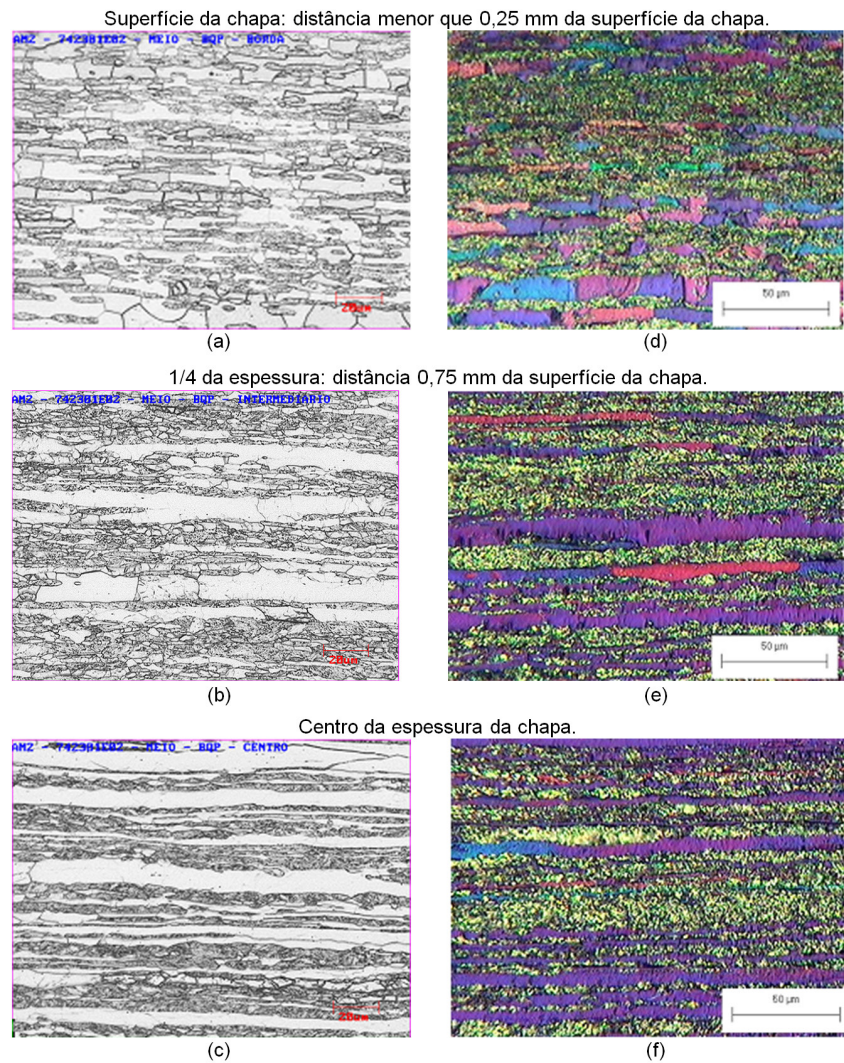


Figura 4. Fotomicrografias mostrando microestruturas próximas à superfície (a, d), 1/4 (4b, 4e) e centro da espessura (4c, 4f) de amostras laminadas e atacadas com reagente Vilella (4a, 4b e 4c) e regentes que colorem a superfície da amostra, quando examinadas sob luz polarizada (4d, 4e e 4f).

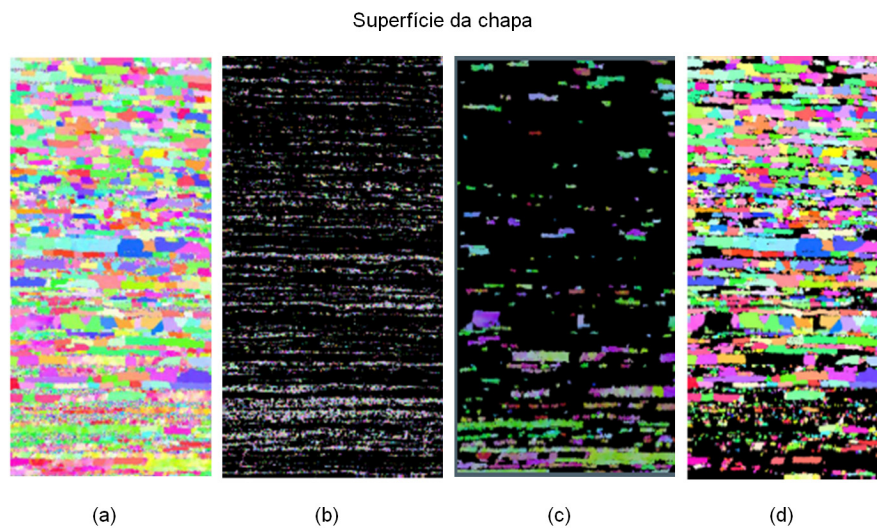


Figura 5. Exemplo de mapa gerado por EBSD com passo de 1 μm : a) mapa completo; b) 15,0% de martensita; c) 16,6% de ferrita não recristalizada; d) 68,4% de ferrita recristalizada.

Tabela 3. Fração recristalizada de ferrita medida e calculada: esboço

Posição na espessura	Cabeça do esboço		Cauda do esboço	
	Modelo	Medido	Modelo	Medido
Superfície	1,000	0,954	1,000	0,948
Intermediário	1,000	0,955	0,998	0,949
Centro	1,000	0,797	0,980	0,800

Tabela 4. Fração recristalizada de ferrita medida e calculada: tiras

Posição na espessura	Cabeça da tira		Corpo da tira		Cauda da tira	
	Modelo	Medido	Modelo	Medido	Modelo	Medido
Superfície	0,961	-ND	0,716	0,805	0,716	0,651
Intermediário	0,859	-ND	0,415	0,361	0,415	0,310
Centro	0,754	-ND	0,293	0,287	0,293	0,692

ferrita deformada/ recristalizada e martensita, o valor da fração recristalizada de ferrita pode ser obtido com maior precisão utilizando-se imagens geradas via EBSD. Entretanto, isto nem sempre foi possível e, ao final, os valores de frações recristalizadas relatadas aqui foram obtidas de um agregado de medições em amostras preparadas nas três maneiras diferentes citadas neste trabalho.

O erro na avaliação da fração recristalizada está no fato de que algumas vezes é muito difícil saber se o grão pode ser considerado recristalizado ou não. Isto depende em larga escala da qualidade da revelação da microestrutura. A utilização de um número maior de campos pode reduzir o erro nas medições e, sempre que possível, é o que foi realizado. Entretanto, deve-se mencionar que são obtidos erros médios de até 10% a 20% dos valores medidos, o que não é desprezível. Conclui-se que a técnica de medição de fração recristalizada de ferrita é crítica e deve ser melhorada continuamente. Dessa forma, poderiam ser validados modelos com mais segurança e precisão.

4.2 Comparação entre Valores Previstos pelo Modelo e Valores Medidos

As Tabelas 3 e 4 apresentam comparações entre valores previstos e medidos no caso de microestruturas de esboço e de tira, respectivamente. Mesmo levando em conta erros da ordem de 10% a 20% nos valores medidos de fração recristalizada de ferrita, as diferenças entre valores medidos e previstos não são tão grandes, exceto para o caso dos números referentes à posição de cauda de tira e centro de espessura. Nesta posição, mediu-se uma fração de aproximadamente 70% enquanto o valor previsto era de apenas 30%. Exceto este caso, como mencionado, há uma concordância razoável entre valores medidos e previstos.

De certo modo isto pode ter ocorrido por duas razões: em primeiro lugar, os pontos ao longo da linha de laminação de onde as amostras foram retiradas são apenas dois, isto é, ao final do desbaste ou ao final do acabamento.

Não é possível retirar amostras na laminação industrial em passes intermediários quer seja no desbaste ou no acabamento. As Tabelas 3 e 4 mostram então, essencialmente, que o aço 430 aqui estudado sai do esboço com praticamente 100% de recristalização e sai do Steckel com recristalização parcial. Estes resultados estão em concordância com as previsões do modelo e talvez sejam as conclusões mais importantes deste trabalho quais sejam: **a)** há 100% de recristalização da ferrita após desbaste e apenas recristalização parcial após acabamento e **b)** que o modelo proposto pode prever essas duas situações. Uma terceira conclusão é que, em função das incertezas inerentes nas medidas de frações recristalizadas, somente deveria ser considerado um refinamento maior do modelo após melhoria significativa na técnica de medição de fração recristalizada.

5 CONCLUSÕES

O ciclo termomecânico da laminação via Steckel é complexo pelas diferenças de tempos e temperatura entre cabeça, corpo e cauda da tira. O aço 430 apresenta recristalização parcial de ferrita após deformação no Steckel, o que acrescenta a dificuldade de se abordar o assunto de maneira mais simplificada. Entretanto, o modelo apresentado neste trabalho, como uma primeira aproximação, já foi capaz de prever tendências nas mesmas direções das observadas na linha de laminação. Dessa coincidência de tendências é que se originam as principais conclusões deste trabalho:

- a) há 100% de recristalização da ferrita após desbaste e apenas recristalização parcial após acabamento sendo que o modelo proposto pode prever essas duas situações;
- b) há grande dificuldade na determinação precisa da fração recristalizada de ferrita recristalizada ou não em função do tipo de microestrutura e por isto foram utilizadas três tipos diferentes de técnicas de observação da microestrutura neste trabalho. Portanto, em função das incertezas

inerentes nas medidas de frações recristalizadas, somente deveria ser considerado um refinamento maior do modelo após melhoria significativa na técnica de medição de fração recristalizada.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Aperam, empresa na qual um dos autores, Willy Schuwarten Junior, trabalhava à época da execução deste trabalho pelo apoio financeiro

ao projeto. Os autores também agradecem ao Dr. Ricardo Nolasco de Carvalho da V&M Tubes do Brasil pelos cálculos com software ThermoCalc, ao sr. Nilton José Lucinda de Oliveira e à Dra. Margareth Spangler Andrade do Cetec-MG, pela colaboração com as fotomicrografias com uso de luz polarizada. Finalmente, um dos autores, RB, agradece ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico/CNPq e à Fundação de Amparo e Pesquisa do Estado de Minas Gerais/Fapemig pelo suporte financeiro.

REFERÊNCIAS

- 1 Mola J, Jung I, Park J, Chae D, Cooman BC. Ridging control in transformable ferritic stainless steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2012;43:228-244. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-011-0824-7>
- 2 Fargas G, Akdut N, Anglada M, Mateo A. Microstructural evolution during industrial rolling of a duplex stainless steel. *ISIJ International*. 2008;48:1596-1602. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.48.1596>
- 3 Hinton JS, Beynon JH. A laboratory Steckel mill simulation. *Steel Research International*. 2008;79:278-286.
- 4 Hinton JS, Beynon JH. Restoration processes during hot rolling in the δ -ferrite and austenite dual phase region of AISI430 ferritic stainless steel. *ISIJ International*. 2007;47:1465-1474. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.47.1465>
- 5 Gao F, Liu Z, Liu H, Wang G. Influence of finish rolling temperatures on the microstructure and texture evolution in the ferritic stainless steels. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2011;24:343-350.
- 6 Cavazos JL, Gomez I, Guerrero-Mata MP. Stabilisation of ferritic stainless steels with Zr and Ti additions. *Materials Science and Technology*. 2011;27:530-536.
- 7 Kimura K, Takesita T, Yamamoto A, Harase J. Hot recrystallization behavior of SUS 430 stainless steel. *Nippon Steel Technical Report*. 1996;(71):11-16.
- 8 ASTM International. E562-11 Standard Test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken, PA; 2003.
- 9 International Organization for Standardization. ISO 9042:1988. Steels: manual point counting method for statistically estimating the volume fraction of a constituent with a point grid. Geneva; 2010.
- 10 Schuwarten Junior W. Caracterização e modelagem matemática da fração recristalizada de ferrita no aço inoxidável ferrítico AISI 430 durante o processo de deformação a quente em laminador Steckel [Dissertação de Mestrado]. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais; 2007.
- 11 Maccagno TM, Jonas JJ, Hodgson PD. Spreadsheet modelling of grain size evolution during rod rolling. *ISIJ*. 1996;36:720-728. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.36.720>

Recebido em: 05/05/2012

Aceito em: 28/08/2013