

# MODELOS MATEMÁTICOS PARA A EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA NA LAMINAÇÃO DE TUBOS SEM COSTURA

Ricardo Nolasco de Carvalho <sup>1</sup>

Marcelo Almeida Cunha Ferreira <sup>2</sup>

Dagoberto Brandão Santos <sup>3</sup>

Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa <sup>4</sup>

## Resumo

O objetivo deste trabalho é apresentar os recentes desenvolvimentos em modelagem matemática para a evolução da microestrutura de diversos tipos de aços, aplicados à laminação contínua de tubos sem costura. O desenvolvimento desses modelos depende de uma cuidadosa caracterização do ciclo termomecânico e da correta seleção e ajuste das equações que descrevem os diversos fenômenos metalúrgicos envolvidos. Os ajustes desses modelos são elaborados utilizando-se resultados obtidos em simulação por torção a quente. Para isso, os ciclos termomecânicos são simplificados considerando-se as limitações do equipamento em reproduzir algumas deformações, velocidades de deformação e velocidades de resfriamento desenvolvidas industrialmente. Amostras para microscopia óptica foram obtidas através da interrupção das simulações depois de determinadas etapas. Após ajuste de cada modelo com os resultados obtidos na simulação, as microestruturas finais são comparadas com aquelas obtidas em escala industrial. De modo geral, são observadas boas correlações.

**Palavras-chave:** Ensaio de torção a quente; Laminação; Tubo sem costura; Modelamento microestrutural.

## MATHEMATICAL MODELS FOR MICROSTRUCTURE EVOLUTION IN THE SEAMLESS TUBE ROLLING

## Abstract

The goal of this work is to present recent developments on mathematical modeling for microstructure evolution in different steel types, applied to a continuous rolling of seamless tubes. The development of these models depends on careful characterization of the thermomechanical cycle and/on correct selection and adjustment of equations which describes the several metallurgical phenomena involved on this process. The adjustments of these models are done using the results obtained in hot torsion simulations. For this, the thermomechanical cycles are simplified considering the equipment limitations in reproduce some strain, strain rates and cooling rates developed industrially. Samples for optical microscopy were obtained by interruption of simulations after selected steps of process. After adjustment of each model with results from simulation, the final microstructures are compared with those obtained in industrial scale. In general, good correlations are observed.

**Key words:** Hot torsion test; Rolling; Seamless tube; Microstructure modeling.

<sup>1</sup>Engenheiro Mecânico, Doutor, Engenheiro Sênior, V & M do Brasil. Av. Olinto Meireles, 65, Cep 30640-010, Belo Horizonte, MG, Brasil.

E-mail: nolasco@vmtubes.com.br

<sup>2</sup>Engenheiro Metalurgista, Superintendente de Pesquisa e Desenvolvimento, V & M do Brasil, Av. Olinto Meireles, 65, Cep 30640-010, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: marceo.ferreira@vmtubes.com.br

<sup>3</sup>Engenheiro Metalurgista, Membro da ABM, Dr. Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, Escola de Engenharia, Bloco 2, Departamento de Eng. Metalúrgica e de Materiais, Secretaria: sala 2233. Av. Antônio Carlos, 6627, Pampulha, Cep 31270-901, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: dsantos@demet.ufmg.br

<sup>4</sup>Engenheiro Mecânico, Doutor, Professor Associado, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, Escola de Engenharia, Bloco 2, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Secretaria: sala 2233, Av. Antônio Carlos, 6627, Pampulha, Cep 31270-901, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: rbarbosa@demet.ufmg.br

## I INTRODUÇÃO

Ensaio de torção ou compressão a quente são ferramentas importantes na avaliação da evolução da microestrutura em processos industriais. No início da década de 1990, Pussegoda et al.<sup>(1)</sup> e Pussegoda, Yue e Jonas<sup>(2)</sup> relatam ensaios de torção a quente para simular o processo de laminação a quente de tubos sem costura. Esses autores propõem um método de cálculo para os principais parâmetros metalúrgicos e empregam um esquema simplificado para simular tal processo industrial. Por outro lado, a evolução da microestrutura durante o processamento industrial tem sido também avaliada por modelos matemáticos desenvolvidos por vários pesquisadores.<sup>(3-9)</sup> Esses modelos utilizam equações disponíveis na literatura para os vários fenômenos metalúrgicos envolvidos e foram aplicados na laminação de tiras, placas e fio-máquina. De forma geral, validação é realizada pela comparação entre a microestrutura prevista pelo modelo e aquela obtida industrialmente no final do processo. Uma outra técnica de validação, desenvolvida por Siciliano e Jonas,<sup>(8)</sup> consiste em implementar no modelo o cálculo das tensões médias e compará-las com aquelas deduzidas a partir das cargas de laminação medidas industrialmente.

Nos modelos desenvolvidos recentemente para descrever a evolução microestrutural durante a laminação de tubos sem costura,<sup>(10-12)</sup> é proposto um outro processo de validação: os resultados de simulação por torção a quente são utilizados na seleção e ajuste das equações para os modelos que, posteriormente, são comparados com o processo industrial. Este trabalho apresenta o desenvolvimento desses modelos, focalizando os pontos onde os resultados da simulação são decisivos para se obter um bom ajuste.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Os aços utilizados nos desenvolvimentos desses modelos são apresentados na Tabela I. São aços normalmente utilizados na fabricação de componentes mecânicos e eixos para veículos de carga. Essas aplicações requerem, normalmente, propriedades mecânicas elevadas combinadas com boa tenacidade e boa soldabilidade, por vezes difíceis de serem obtidas em estado laminado. Por essa razão, determinados produtos são desenvolvidos utilizando-se o refino de grão e também o endurecimento por precipitação como principais mecanismos de endureci-

mento. No caso dos aços V, VNb e VNbTi, são adicionados teores elevados de vanádio e nitrogênio com o objetivo de aumentar o limite de escoamento principalmente pelo mecanismo de endurecimento por precipitação. As adições de nióbio e titânio têm o objetivo de controlar o tamanho de grão austenítico nos ciclos de aquecimento do bloco e da lupa durante a laminação.

O processo analisado neste trabalho é aquele normalmente utilizado para produzir tubos sem costura na bitola  $\varnothing 127$  mm e compreende as seguintes etapas:

- Aquecimento do bloco a  $\sim 1.280^{\circ}\text{C}$  em forno com soleira rotativa (FB);
- Laminação de desbaste no laminador perfurador (LP), laminador redutor de lupas (LR) e laminador contínuo com mandril (LC);
- Resfriamento intermediário (Leito I) realizado ao ar calmo;
- Reaquecimento da lupa em forno intermediário (FI) a  $\sim 940^{\circ}\text{C}$ ;
- Laminação de acabamento em laminador estirador redutor (LE);
- Resfriamento final ao ar calmo até uma temperatura próxima da ambiente (Leito II).

Esse processo está caracterizado em relação aos seus principais parâmetros metalúrgicos (deformação, velocidade de deformação e tempo entre passes) conforme o método descrito por Pussegoda et al.<sup>(1)</sup> O ciclo térmico foi determinado usando registros de pirômetros de processo e medições com pirômetro manual, na entrada e saída de cada equipamento. Dessa forma, é possível obter um ciclo termomecânico representativo do processo que, posteriormente, foi simplificado para a simulação por torção a quente. As principais simplificações envolvem utilização de uma velocidade de deformação constante para cada laminador e limitada a  $2\text{ s}^{-1}$  e o acúmulo de passes, onde as deformações e intervalos entre passes foram considerados desprezíveis. Cabe ressaltar ainda que a rota de processamento adotada como referência para o aço CMn é diferente daquela utilizada nos aços ao V (Tabela I). Com isso, os ciclos termomecânicos após as devidas simplificações apresentam também algumas diferenças, tais como: **1)** o acúmulo das deformações aplicadas pelo laminador perfurador (LP) e laminador redutor de lupas (LR) em um único passe e **2)** a deformação aplicada pelo laminador estirador redutor (LE). Essas simplificações são apresentadas de forma mais detalhada nos trabalhos anteriores.<sup>(10-12)</sup>

Tabela I. Análise química (%p)

Aço	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Cu	Al	V	Nb	Ti	N
CMn	0,20	1,44	0,012	0,004	0,24	-	0,12	-	0,026	-	-	0,001	0,0072
V	0,16	1,53	0,013	0,002	0,44	0,18	0,17	0,19	0,007	0,11	0,002	0,003	0,0127
VNb	0,16	1,54	0,015	0,003	0,45	0,18	0,17	0,19	0,006	0,12	0,037	0,004	0,0130
VNbTi	0,15	1,55	0,015	0,003	0,47	0,18	0,17	0,20	0,014	0,12	0,038	0,017	0,0106

As simulações foram realizadas em máquina servo-hidráulica controlada por computador, equipada com um forno radiante. Foram usadas nos testes amostras com  $\varnothing 6,3$  mm e 20 mm de comprimento. As simulações foram interrompidas, por meio de têmpera, após cada uma das seis etapas descritas anteriormente e, nas amostras assim obtidas, foram preparadas pistas longitudinais com no máximo 0,3 mm de profundidade, para análise metalográfica. Essas superfícies foram atacadas com teepol e nital 3% com o objetivo de revelar a evolução do tamanho de grão austenítico e a microestrutura final, respectivamente. O tamanho de grão de cada amostra foi determinado pela medição individual de 200 grãos em analisador de imagens.

Foram desenvolvidos três modelos matemáticos: um para o aço CMn, outro para o aço ao V e um terceiro para os aços com nióbio (VNB e VNBTi). Esses modelos descrevem a evolução da microestrutura com base em equações selecionadas da literatura, sendo que, para cada etapa do processo, decide-se sobre o mecanismo de amaciamento atuante e calculam-se a cinética, o tamanho de grão e a deformação residual. Os resultados das simulações são usados para selecionar e ajustar o modelo como um todo. Finalmente, os resultados obtidos na simulação e no modelo matemático são comparados com a microestrutura obtida no processo industrial.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Simulação por Torção a Quente

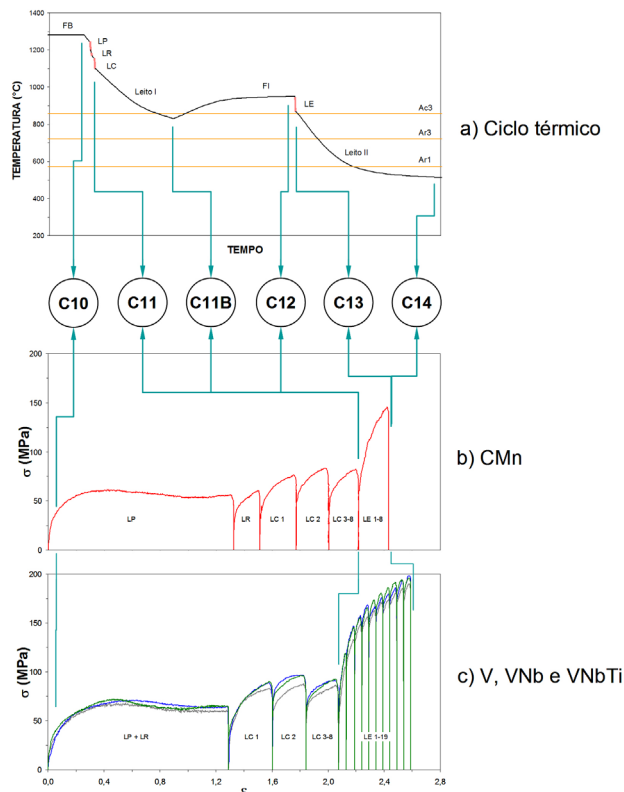
O ciclo térmico esquemático é apresentado na Figura 1, juntamente com as curvas de fluxo para um ciclo completo para os quatro aços estudados. Esta figura também apresenta os pontos, ao longo do processo de simulação, onde foram obtidas as amostras para análise metalográfica. Os resultados das medições de tamanho de grão realizadas nessas amostras são apresentados na Tabela 2. Nas curvas de fluxo apresentadas na Figura 1 é possível observar, pela forma da curva que representa o laminador perfurador, a ocorrência de recristalização dinâmica para todos os aços estudados. Por meio de análise da derivada da taxa de encruamento em relação a tensão, proposta por Poliak e Jonas,<sup>(13)</sup> encontram-se valores médios para a deformação crítica para início da recristalização dinâmica,  $\varepsilon_c$ . Juntamente com as deformações de pico,  $\varepsilon_p$ , determinadas diretamente nas curvas, é possível estimar relações  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$  de 0,78, 0,76, 0,65 e 0,63 para os aços CMn, V, VNB e VNBTi, respectivamente. Esses valores estão de acordo com a literatura para aços similares.<sup>(8,14)</sup>

Os tamanhos de grão medidos nos aços CMn e VNBTi, após a simulação do enformamento do bloco no FB a 1.280°C/30 min (Tabela 2), mostram um bom ajuste com as equações encontradas na literatura para os aços C-Mn-(V) e C-Mn-Ti.<sup>(15)</sup> Entretanto, para os aços V e

VNB os valores medidos são bastante inferiores àqueles previstos pelas equações para crescimento de grão de aços C-Mn-Nb desenvolvidas por Hodgson e Gibbs.<sup>(15)</sup> Mesmo assim, os resultados obtidos por Palmiere, Garcia e Deardo<sup>(16)</sup> e Santos<sup>(17)</sup> para aços Nb mostram-se similares aos obtidos pelo presente trabalho. Durante o tempo de transferência entre o LC e o LE, o tamanho de grão austenítico mantém-se praticamente constante para todos os aços estudados, como pode ser observado na Tabela 2.

#### 3.2 Modelagem Matemático

Foram construídos modelos para a evolução do tamanho de grão austenítico usando equações mostradas na Tabela 3. Essas equações são válidas para condições isotérmicas, portanto, o princípio de aditividade de Scheil levando-se em conta que as transformações foram realizadas em resfriamento contínuo. Esses conjuntos de equações são selecionados utilizando-se, como referências, os modelos desenvolvidos previamente por Siciliano e Jonas,<sup>(8)</sup> introduzindo-se, quando necessário, algumas modificações. As equações para  $\varepsilon_c$  ou  $\varepsilon_p$  desenvolvidas por Sellars<sup>(6)</sup> para aços CMn, Medina e Lopez,<sup>(18)</sup> para aços ao V, e por Siciliano e Jonas,<sup>(8)</sup> para aços ao Nb, ajustam-se



**Figura 1.** Ciclo térmico esquemático para os processos industriais (a) e as respectivas curvas de fluxo obtidas nas simulações dos aços CMn (b) e ligados ao V (c). Também são apresentadas as etapas de onde as amostras foram obtidas via interrupção do ciclo.

**Tabela 2.** Tamanho de grão (em  $\mu\text{m}$ ) das amostras obtidas pela interrupção da simulação de torção nos pontos indicados na Figura 1

Aço	Após FB C10	Após LC C11	Antes FI C11B	Após FI C12	Após LE C13	Microestrutura final ( $d_\alpha$ ) - C14	$d_\alpha$ , Linha industrial
CMn	244 $\pm$ 18,5	65 $\pm$ 5,2	-	62 $\pm$ 3,8	45 $\pm$ 4,5	21 $\pm$ 1,1	20 $\pm$ 2
V	123 $\pm$ 24,4	38 $\pm$ 1,9	44 $\pm$ 2,8	35 $\pm$ 2,3	34 $\pm$ 2,2	8,1 $\pm$ 0,60	8 $\pm$ 1
VNb	130 $\pm$ 13,9	47 $\pm$ 2,3	48 $\pm$ 3,0	43 $\pm$ 2,2	46 $\pm$ 2,5	7,8 $\pm$ 0,62	8 $\pm$ 1
VNbTi	51 $\pm$ 3,2	39 $\pm$ 1,7	45 $\pm$ 2,6	41 $\pm$ 2,2	45 $\pm$ 2,6	8,2 $\pm$ 0,68	8 $\pm$ 1

**Tabela 3.** Equações utilizadas nos modelos matemáticos

Aço	Equação	Referência
$\varepsilon_a$ $\varepsilon_p$ $\varepsilon_T$	$\varepsilon_c/\varepsilon_p = 0,78$ $\varepsilon_f/\varepsilon_p = 1,7$ $\varepsilon_c = 5,6 \cdot 10^{-4} \cdot d_0^{0,3} \cdot \left( \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{300.000}{R.T}\right) \right)^{0,17}$	(1) Uranga et al. <sup>(9)</sup> Sellars <sup>(6)</sup>
$t_{0,5}$	$\varepsilon_a < \varepsilon_c$ $t_{0,5}^{SRX} = 2,3 \cdot 10^{-15} \cdot \varepsilon^{-2,5} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left(\frac{230.000}{R.T}\right)$ $n=1,0$	(2) Hodgson e Gibbs <sup>(15)</sup> Siciliano e Jonas <sup>(8)</sup>
$t_{0,5}$	$\varepsilon_a > \varepsilon_T$ $t_{0,5}^{RMD} = 0,4 \cdot Z^{-0,8} \exp\left(\frac{230.000}{R.T}\right)$ $Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{300.000}{R.T}\right)$ $n=1,5$	(3) Hodgson e Gibbs <sup>(15)</sup>
CMn	$\varepsilon_a < \varepsilon_c$ $d_{SRX} = 343 \cdot \varepsilon^{-0,5} \cdot d_0^{0,4} \cdot \exp\left(\frac{-45.000}{R.T}\right)$	(4) Hodgson e Gibbs <sup>(15)</sup> Siciliano e Jonas <sup>(8)</sup>
$d_{rec}$	$\varepsilon_a > \varepsilon_T$ $d_{MDRX} = 2,6 \cdot 10^4 \cdot \left( \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{300.000}{R.T}\right) \right)^{-0,23}$	(5) Hodgson e Gibbs <sup>(15)</sup>
$d$	$d^7 = d_{rec}^7 + 1,45 \cdot 10^{26} \cdot (t_{ep} - t_{0,95}) \cdot \exp\left(\frac{-400.000}{R.T}\right)$ $t_{0,95} = 4,32^{1/n} \cdot t_{0,5}$	(6) Este trabalho
$d_\alpha$	$d_\alpha = d_\alpha^0 \cdot (1 - 0,45 \cdot \varepsilon_f^{1/2})$ $d_\alpha^0 = 1,4 + 5,0 \cdot \dot{T}^{-1/2} + 22 \cdot \{1 - \exp(-1,5 \cdot 10^{-2} \cdot d_\gamma)\}$	(7) Sellars e Beynon <sup>(5)</sup>
$\varepsilon_a$ $\varepsilon_p$ $\varepsilon_T$	$\varepsilon_c/\varepsilon_p = 0,76$ $\varepsilon_f/\varepsilon_p = 1,7$ $\varepsilon_p = 5,9 \cdot 10^{-3} \cdot D^{0,20} \cdot Z^{0,174}$ $Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{248.000}{R.T}\right)$	(8) Uranga et al. <sup>(9)</sup> Medina e Lopez <sup>(18)</sup>
$t_{0,5}$	$\varepsilon_a < \varepsilon_c$ $t_{0,5}^{RE} = 5 \cdot 10^{-18} \cdot (\varepsilon - 0,058)^{-3,5} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left(\frac{280.000}{R.T}\right)$ $n=1,7$	(9) Roberts et al. <sup>(20)</sup>
$t_{0,5}$	$\varepsilon_a > \varepsilon_T$ $t_{0,5}^{RMD} = 0,4 \cdot Z^{-0,8} \exp\left(\frac{230.000}{R.T}\right)$ $Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{300.000}{R.T}\right)$ $n=1,5$	(10) Hodgson e Gibbs <sup>(15)</sup>
V	$\varepsilon_a < \varepsilon_c$ $d_{RE} = -1,25 + 24,4 \cdot (V + Nb)^{-0,2} \cdot N^{-0,04} \cdot d_0^{0,25} \cdot \varepsilon^{-0,55} \cdot \left[ \exp\left(\frac{350.000}{R.T}\right) \right]^{-0,07}$	(11) Siwecki <sup>(4)</sup>
$d_{rec}$	$\varepsilon_a > \varepsilon_T$ $d_{RMD} = 2,6 \cdot 10^4 \cdot \left( \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{300.000}{R.T}\right) \right)^{-0,23}$	(12) Hodgson e Gibbs <sup>(15)</sup>
$d$	$d^6 = d_{rec}^6 + 8 \cdot 10^{24} \cdot (t_{ep} - t_{0,95}) \cdot \exp\left(\frac{-435.000}{R.T}\right)$ $t_{0,95} = 4,32^{1/n} \cdot t_{0,5}$	(13) Este trabalho
$d_\alpha$	$d_\alpha = d_\alpha^0 \cdot (1 - 0,45 \cdot \varepsilon_f^{1/2})$ $d_\alpha^0 = 3,0 + 1,4 \cdot \dot{T}^{-1/2} + 17 \cdot \{1 - \exp(-1,5 \cdot 10^{-2} \cdot d_\gamma)\}$	(14) Sellars e Beynon <sup>(5)</sup>

Tabela 3. Continuação...

Aço	Equação	Referência
$\varepsilon_a$ $\varepsilon_p$ $\varepsilon_T$	$\varepsilon_c/\varepsilon_p = 0,65 \quad \varepsilon_T/\varepsilon_p = 1,7$ $\varepsilon_p = \left( (1 + 20.Nb)/l,78 \right) \cdot 2,8 \cdot 10^{-4} \cdot d_0^{0,5} \cdot \left[ \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left( \frac{375.000}{R.T} \right) \right]^{0,17}$	(15) Uranga et al. <sup>(9)</sup> Siciliano e Jonas <sup>(8)</sup>
$\varepsilon_a < \varepsilon_c$	$t_{0,5}^{SRX} = (-5,24 + 550.[Nb]) \cdot 10^{-18} \cdot \varepsilon^{(-4,0+77.[Nb])} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left( \frac{330.000}{R.T} \right) \quad n=1,0$	(16) Roucoules <sup>(19)</sup>
$\varepsilon_a > \varepsilon_T$	$t_{0,5}^{MDRX} = 4,42 \cdot 10^{-7} \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,59} \exp\left( \frac{153.000}{R.T} \right) \quad n=1,0$	(17) Roucoules <sup>(19)</sup>
<b>VNb e VNbTi</b>		
$\varepsilon_a < \varepsilon_c$	$d_{SRX} = 1,1 \cdot \varepsilon^{-0,67} \cdot d_0^{0,67}$	(18) Sellars <sup>(6)</sup>
$\varepsilon_a > \varepsilon_T$	$d_{MDRX} = 1370 \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,13} \cdot \exp\left( \frac{-45.000}{R.T} \right)$	(19) Roucoules et al. <sup>(22)</sup>
$d$	$d^6 = d_{rec}^6 + 8 \cdot 10^{24} \cdot (t_{ip} - t_{0,95}) \cdot \exp\left( \frac{-435.000}{R.T} \right) \quad t_{0,95} = 4,32^{1/n} \cdot t_{0,5}$	(20) Este trabalho
$d_\alpha$	$d_\alpha^0 = d_\alpha^0 \cdot (1 - 0,45 \cdot \varepsilon_f^{1/2})$ $d_\alpha^0 = 2,5 + 3,0 \cdot \dot{T}^{-1/2} + 20 \cdot \left\{ 1 - \exp(-1,5 \cdot 10^{-2} \cdot d_v) \right\}$	(21) Sellars e Beynon <sup>(5)</sup>

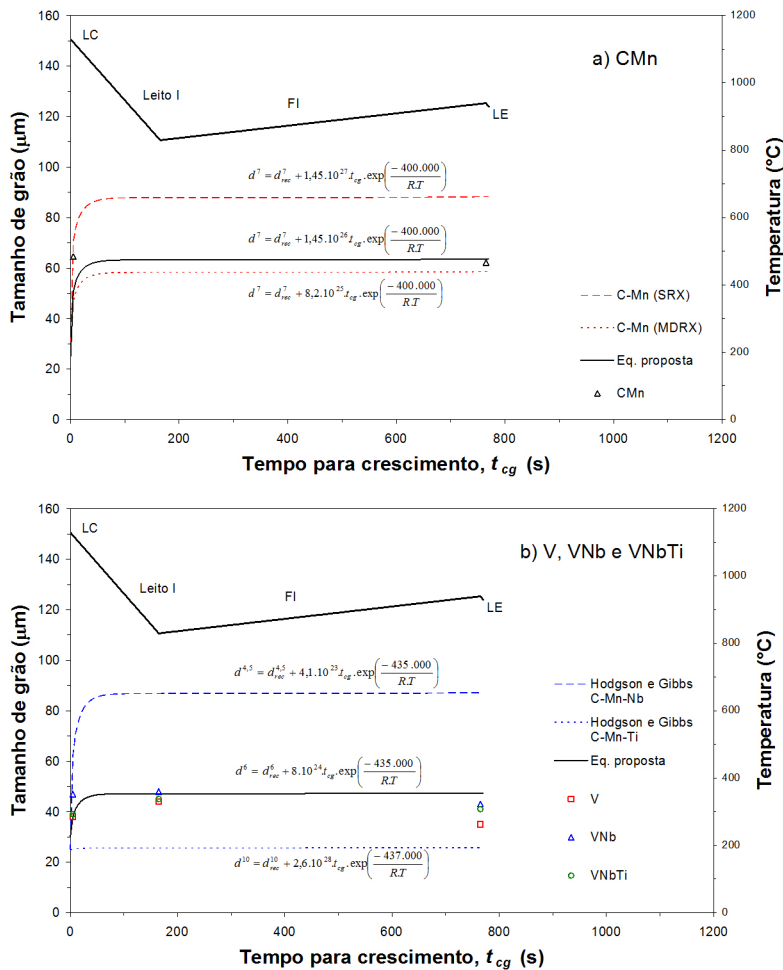
bem aos resultados observados no passe que representa o laminador perfurador. Essas equações, juntamente com as relações  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$  determinadas via ensaio de torção, são adotadas para todo o processo.

As equações para avaliação da cinética de amaciamento ( $t_{0,5}$ ) em aços CMn, e em aços ao Nb (VNb e VNbTi) são as mesmas utilizadas por Siciliano e Jonas<sup>(8)</sup> em seus respectivos modelos. Essas equações são desenvolvidas, respectivamente, por Hodgson e Gibbs<sup>(15)</sup> e por Roucoules.<sup>(19)</sup> Para aços ao V, entretanto, adota-se uma equação desenvolvida por Roberts et al.<sup>(20)</sup> e para aços ao Ti-V, que mostra uma cinética um pouco mais lenta que a do aço CMn, devido ao efeito arraste de soluto dos elementos de liga presentes no aço ao V. Uma comparação da cinética de amaciamento dos aços estudados neste trabalho é elaborada utilizando o modelo desenvolvido por Medina e Quispe,<sup>(21)</sup> confirmando um pequeno retardo na cinética do aço ao V em relação à sua base CMn. De forma semelhante, utiliza-se o mesmo critério para a seleção das equações para  $d_{rec}$ . Para os aços CMn e ao Nb (VNb e VNbTi) adotam-se as mesmas equações utilizadas por Siciliano e Jonas<sup>(8)</sup> em seus respectivos modelos. Já para o aço V seleciona-se a equação desenvolvida por Siwecki<sup>(4)</sup> para aços Ti-V-N e Ti-V.

A Figura 2 mostra a aplicação das equações encontradas na literatura<sup>(8,15)</sup> para crescimento de grão, durante o ciclo térmico entre o LC e o LE. As equações utilizadas por esses autores não se ajustam bem a esses resultados. Para o aço CMn (Figura 2a), Hodgson e Gibbs<sup>(15)</sup> já haviam observado que o crescimento de grão que ocorre após

recristalização metadinâmica é mais lento do que aquele após recristalização estática. Os resultados observados neste estudo ficam entre aqueles previstos pelas equações desenvolvidas para os dois casos e muito próximos aos valores previstos para o caso do crescimento a partir de uma microestrutura recristalizada metadinamicamente. Para os demais aços deste trabalho, as equações para crescimento de grão para C-Mn-Nb e C-Mn-Ti, desenvolvidas por Hodgson e Gibbs,<sup>(14)</sup> também não se mostram adequadas (Figura 2b). Para o caso dos aços V e VNb, esse comportamento pode ser atribuído à presença de 0,003 e 0,004% Ti. De acordo com a literatura,<sup>(4)</sup> somente 0,010% de Ti é necessário para o controle do crescimento de grão em temperaturas elevadas. Dessa forma, o teor de titânio desses aços não seria desprezível. Assim, ajustes nas equações tornam-se necessários e justificados para ambos os casos. As equações propostas são apresentadas na Figura 2 e na Tabela 3.

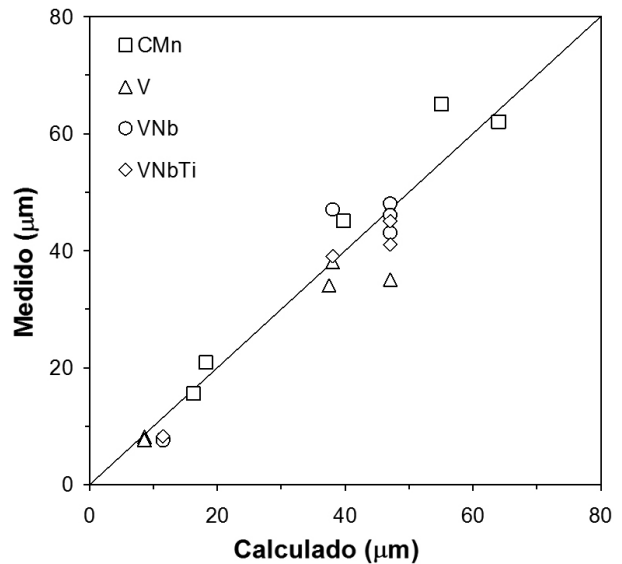
Nestes modelos, admite-se ainda a ocorrência de um mecanismo misto de recristalização. De acordo com Uranga et al.<sup>(9)</sup> somente é encontrado um mecanismo de amaciamento completamente independente da deformação quando  $\varepsilon > \varepsilon_T$ , sendo  $\varepsilon_T \cong 1,7 \cdot \varepsilon_p$ . Dessa forma: **1)** quando  $\varepsilon > \varepsilon_T$ , ocorre somente recristalização metadinâmica, **2)** quando  $\varepsilon < \varepsilon_c$  ocorre somente recristalização estática e **3)** quando  $\varepsilon_c < \varepsilon < \varepsilon_T$ , recristalizações estática e metadinâmica atuam conjuntamente, sendo a fração recristalizada metadinamicamente final dada pela relação  $(\varepsilon - \varepsilon_c)/(\varepsilon_T - \varepsilon_c)$ . Após a transformação no Leito II, o tamanho de grão ferrítico é calculado usando as



**Figura 2.** Crescimento de grão entre o LC e o LE. Na Figura 2 a RXE e RXMD significam recristalização estática e recristalização meta-dinâmica, respectivamente.

equações desenvolvidas por Sellars e Beynon.<sup>(5)</sup> Primeiramente, calcula-se o tamanho de grão ferrítico,  $d_{\alpha}^0$ , oriundo da austenita recristalizada,  $d_{\gamma}$ , em uma dada velocidade de resfriamento. Posteriormente, o efeito da deformação residual,  $\epsilon_r$ , ou deformação acumulada final,  $\epsilon_a$ , calculada pelo modelo, é incorporada ao cálculo.

A Figura 3 mostra uma comparação entre os valores calculados pelos modelos e aqueles medidos, tanto na simulação quanto nos experimentos industriais. De modo geral é observada uma boa correlação, embora alguns ajustes ainda se fazem necessários. O principal ajuste deve ser feito nas equações de Sellars e Beynon<sup>(5)</sup> para o tamanho de grão ferrítico final. Um dos fatores que afetam o tamanho de grão ferrítico, e não considerado nessas equações, é a composição química. As equações de Sellars e Beynon<sup>(5)</sup> são desenvolvidas para aços com  $C_{eq} < 0,45$  que apresentam temperatura de transformação mais elevadas que as dos aços estudados neste trabalho, que apresentam  $C_{eq} > 0,50$ . Hodgson e Gibbs<sup>(15)</sup> também detectam a necessidade de ajustes nessas equações e propõem coeficientes diferentes para duas faixas de  $C_{eq}$ .



**Figura 3.** Comparação entre valores previstos pelos modelos, medidos via simulação e medidos ao final do processo industrial.

## 4 CONCLUSÕES

A simulação por torção a quente mostra-se uma ferramenta importante na análise da evolução da microestrutura em ciclos termomecânicos típicos da laminação de tubos sem costura. O presente trabalho mostra o desenvolvimento de modelos matemáticos para a evolução microestrutural em aços CMn, V, VNb e VNbTi. A seleção das equações necessárias para descrever a evolução da microestrutura bem como o ajuste necessário em algumas delas são realizados utilizando-se os resultados obtidos na simulação. Uma comparação posterior da microestrutura final prevista pelo modelo com aquelas obtidos em escala

industrial evidencia uma boa correlação. Isso incentiva o desenvolvimento de modelos matemáticos deste tipo para outros processos de conformação, tais como laminação de tiras, placas e fios-máquina.

## Agradecimentos

Os autores agradecem à V&M do Brasil pelo apoio financeiro a esta pesquisa. RB também agradece ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico - CNPq e à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais – Fapemig, pelo apoio financeiro concedido ao pesquisador.

## REFERÊNCIAS

- 1 Pussegoda LN, Barbosa R, Yue S, Jonas JJ, Hunt PJ. Laboratory simulation of seamless-tube rolling. *Journal of Materials Processing Technology*. 1991;25:69-90, 1991. [http://dx.doi.org/10.1016/0924-0136\(91\)90103-L](http://dx.doi.org/10.1016/0924-0136(91)90103-L)
- 2 Pussegoda LN, Yue S, Jonas JJ. Effect of intermediate cooling on grain refinement and precipitation during rolling of seamless tubes. *Materials Science and Technology*. 1991;7:129-136. <http://dx.doi.org/10.1179/026708391790183015>
- 3 Maccagno TM, Jonas JJ, Hodgson PD. Spreadsheet modelling of grain size evolution during rod rolling. *ISIJ International*. 1996;36:720-728. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.36.720>
- 4 Siwecki T. Modelling of microstructure evolution during recrystallization controlled rolling. *ISIJ International*. 1992;32:368-376. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.32.368>
- 5 Sellars CM, Beynon JH. Microstructural development during hot rolling of titanium microalloyed steels. In: *High Strength Low Alloy Steels*; 1985; Wollongong, Austrália. Wollongong; 1985. p. 142-150.
- 6 Sellars CM. Modeling microstructural development during hot rolling. *Materials Science and Technology*. 1990;6:1072-1081. <http://dx.doi.org/10.1179/026708390790189966>
- 7 Beynon JH, Sellars CM. Modeling microstructure and its effects during multipass hot rolling. *ISIJ International*. 1992;32:359-367. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.32.359>
- 8 Siciliano FJ, Jonas JJ. Mathematical modeling of the hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2003;34:511-530.
- 9 Uranga P, Fernandez AI, Lopez B, Rodriguez-Ibabe, JM. Transition between static and metadynamic recrystallization kinetics in coarse Nb microalloyed austenite. *Materials Science and Engineering A*. 2003;345:319-327. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00510-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00510-5)
- 10 Carvalho RN, Ferreira MAC, Santos DB, Barbosa R. Evolução microestrutural na laminação a quente de tubos sem costura. In: *Anais do 61. Congresso Anual da ABM*; 2006; Rio de Janeiro, Brasil. São Paulo: ABM; 2006. p. 2545-2553.
- 11 Carvalho RN, Ferreira MAC, Santos DB, Barbosa R. Evolução da microestrutura de um aço microligado ao V-N na laminação contínua de tubos sem costura. In: *44. Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos*; 2007; Campos do Jordão, Brasil. São Paulo: ABM; 2007. p. 378-388.
- 12 Carvalho RN, Ferreira MAC, Santos DB, Barbosa R. Modelo matemático para a evolução da microestrutura de aços microligados ao VNb e ao VNbTi na laminação de tubos sem costura. In: *Anais do 63. Congresso Anual da ABM*; 2008; Santos, Brasil. São Paulo, ABM: 2008. [CD-ROM].
- 13 Poliak EI, Jonas JJ. Initiation of dynamic recrystallization in constant strain rate hot deformation. *ISIJ International*. 2003;43:684-691. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.43.684>
- 14 Sellars CM. The physical metallurgy of hot working. In: *Sellars CM, Davies, GJ. Hot working and forming processes. Proceedings of an International Conference on Hot Working and Forming Process*; 1979; Sheffield, England. London: The Metals Society; [s.d.]. p. 3-15.
- 15 Hodgson PD, Gibbs RK. A mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled C-Mn and microalloyed of steels. *ISIJ International*. 1992;32:1329-1338. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.32.1329>
- 16 Palmiere EJ, Garcia, C. I, Deardo, A. J. Compositional and microstructural changes which attend reheating and grain coarsening in steels containing niobium. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1994;25:277-286.
- 17 Santos DB. Refinamento de grão ferrítico através da laminação controlada com deformações na região ( $\gamma + \alpha$ ) [tese de doutorado]. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais; 1991.

- 18 Medina SF, Lopez V. Static recrystallization in austenite and its influence on microstructural changes in C-Mn steel and vanadium microalloyed steel at the hot strip mill. *ISIJ International*. 1993;33:605-614. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.33.605>
- 19 Roucoles C. Dynamic and metadynamic recrystallization in HSLA steels (PhD Thesis). Montreal: McGill University; 1992. Apud: Siciliano F, Jonas JJ. Mathematical modeling of the hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2000;31:511-530.
- 20 Roberts W, Sandberg A, Siwecki T, Werlefors T. Prediction of microstructure development during recrystallization hot rolling of Ti-V steels. In: *International Conference on Technology and Applications of HSLA Steels*; 1984; Philadelphia, USA. Metals Park: ASM; 1984. p. 67-84.
- 21 Medina SF, Quispe A. Improved model for static recrystallization kinetics of hot deformed austenite in low alloy and Nb/V microalloyed steels. *ISIJ International*. 2001;41:774-781. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.41.774>
- 22 Roucoules C, Yue S, Jonas JJ. Effect of dynamic and metadynamic recrystallization on rolling load and microstructure. In : *Proceedings of the 1<sup>st</sup> International Conference on Modeling of Metal Rolling Process*; 1993; London, England. London: The Institute of Materials; 1993. p. 1329-1338. Apud: Siciliano F, Jonas JJ. Mathematical modeling of the hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2000;31:511-530.

Recebido em: 05/05/2012

Aceito em: 28/08/2013