

# MODELO MATEMÁTICO PARA A EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA DE AÇOS MICROLIGADOS AO VNb E AO VNbTi NA LAMINAÇÃO DE TUBOS SEM COSTURA<sup>1</sup>

Ricardo Nolasco de Carvalho<sup>2</sup>  
Marcelo Almeida Cunha Ferreira<sup>3</sup>  
Dagoberto Brandão Santos<sup>4</sup>  
Ronaldo Barbosa<sup>5</sup>

## Resumo

O objetivo deste trabalho é desenvolver um modelo matemático para a evolução da microestrutura em aços microligados ao VNb e VNbTi, durante a laminação contínua de tubos sem costura. Para isso, o ciclo termomecânico foi caracterizado em termos de suas principais variáveis. Em seguida, este ciclo foi simplificado para a simulação, devido às limitações do equipamento de torção a quente em reproduzir algumas deformações, velocidades de deformação e velocidades de resfriamento desenvolvidas industrialmente. A simulação por torção a quente foi conduzida em uma máquina servo-hidráulica controlada por computador equipada com um forno radiante. Amostras para microscopia óptica foram obtidas pela interrupção da simulação após determinadas etapas do processo. Os resultados da evolução da microestrutura na simulação por torção foram utilizados na seleção e ajuste das equações necessárias ao modelo. A comparação da evolução da microestrutura, obtidas em torção a quente e pelo modelo matemático, apresenta, em geral, uma boa correlação. A microestrutura final obtida na simulação é também idêntica àquela observada industrialmente.

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

## MATHEMATICAL MODEL FOR MICROSTRUCTURE EVOLUTION OF VNb AND VNbTi MICROALLOYED STEELS IN THE SEAMLESS TUBE ROLLING

### Abstract

The goal of this work is to develop a mathematical model for the microstructure evolution of VNb and VNbTi microalloyed steels, during the continuous seamless tube hot rolling. For this purpose, the thermomechanical cycle was characterized in terms of their main variables. Following, this cycle was simplified for hot torsion simulation, due to equipment limitations to reproduce some strain, strain rates and cooling rates industrially developed. The hot torsion simulation was conducted in a computer controlled servo-hydraulic machine equipped with a radiant furnace. Samples for optical microscopy were obtained from interruption of simulation after selected steps of process. The results of hot torsion simulation microstructure evolution were used to select and adjust the necessary equations. The comparison of microstructure evolution, from hot torsion and mathematical model, showed, in general, a good correlation. The final microstructure from simulation is also similar to that industrially observed.

**Ke ywords:** Hot torsion tests; Seamless tube rolling; Microstructure modeling.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil

<sup>2</sup> Engenheiro Mecânico, Mestre e Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Minas pela UFMG. Engenheiro Sênior da V & M do Brasil

<sup>3</sup> Engenheiro Metalurgista, Superintendente de Pesquisa e Desenvolvimento da V & M do Brasil

<sup>4</sup> Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, Mestre, Dr., Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG

<sup>5</sup> Membro da ABM, Engenheiro Mecânico, Mestre, Dr., Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG

## 1 INTRODUÇÃO

Ensaio de torção ou compressão a quente têm sido largamente utilizados para compreender os fenômenos metalúrgicos associados à conformação a quente dos aços. São também ferramentas importantes na avaliação da evolução da microestrutura em processos industriais. No início da década de 1990, Pussegoda et al.<sup>(1,2)</sup> usaram ensaios de torção a quente para simular o processo de laminação a quente de tubos sem costura. Estes autores propuseram um método de cálculo para os principais parâmetros metalúrgicos e um esquema simplificado foi usado para simular tal processo industrial.

Modelos matemáticos têm sido desenvolvidos por vários pesquisadores,<sup>(3-9)</sup> com o objetivo de acompanhar a evolução da microestrutura durante o processamento industrial. Tais modelos foram construídos utilizando-se equações disponíveis na literatura para aços ao carbono e microligados e foram aplicados na laminação de tiras, placas e arames. Mais recentemente alguns modelos foram desenvolvidos para descrever a evolução microestrutural durante a laminação de tubos sem costura de aços CMn, Nb e V-N.<sup>(10,11)</sup> Estes são semelhantes àqueles desenvolvidos por Siciliano e Jonas.<sup>(8)</sup> Entretanto, sua validação é feita pela evolução da microestrutura durante a simulação por torção a quente. Este trabalho tem por objetivo expandir o uso dessa combinação de técnicas, isto é, desenvolver um modelo matemático ajustado com resultados de simulação por torção a quente, para a laminação de tubos sem costura de aços VNb e VNbTi.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Os aços utilizados neste trabalho apresentam a mesma composição base do aço utilizado em trabalhos anteriores<sup>(11)</sup> e são apresentados na Tabela 1. A base destes aços contém V e N com o objetivo de melhorar o limite de escoamento principalmente pelo mecanismo de endurecimento por precipitação. A introdução de Nb e Ti teve a finalidade de controlar o tamanho de grão austenítico durante o aquecimento do bloco e da lupa, respectivamente, como é descrito posteriormente.

Tabela 1. Análise química (%).

Aço	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	V	Nb	Ti	N
VNb	0,16	1,54	0,015	0,003	0,45	0,18	0,17	0,06	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	0,06	0,20	0,014	0,12	0,038	0,017	0,0106

O processo analisado aqui é aquele normalmente utilizado para produzir tubos sem costura na bitola  $\varnothing 127 \times 13\text{mm}$  e compreende as etapas descritas a seguir. O bloco é aquecido a aproximadamente  $1.280^\circ\text{C}$  em forno com soleira rotativa (FB), seguido pela laminação em temperaturas elevadas em três equipamentos: laminador perfurador (LP), laminador redutor de lupas (LR) e laminador contínuo com mandril (LC). Em seguida, através de um leito de resfriamento (Leito I), a lupa é transferida para um forno intermediário (FI) que trabalha a  $940^\circ\text{C}$ , processada em um laminador estirador redutor (LE) e resfriado até uma temperatura próxima da ambiente em leito (Leito II).

Uma caracterização dos principais parâmetros metalúrgicos (deformação, velocidade de deformação e tempo entre passes) foi feita utilizando-se o mesmo 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. Velocidades de resfriamento médias de 1,8°C/s e 0,5°C/s foram tomadas para os leitos I e II, respectivamente. A velocidade de resfriamento no leito II é menor do que a do leito I devido ao fato de que a temperatura inicial é menor no primeiro caso e também devido ao calor gerado durante a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ . Dessa forma, foi obtido um ciclo termomecânico representativo do processo e, posteriormente, este ciclo foi simplificado para a simulação por torção a quente (Tabela 2).

**Tabela 2.** Ciclos termomecânicos para a simulação por torção a quente.

Equipamento	Passe	Etapa	$\epsilon$	$de/dt$ (1/s)	T (°C)	$t_{ep}$ (s)	Amostra
FB - Forno de blocos	-	1	-	-	1280°C / 30min	70	C10
LP - Laminador perfurador +	1	2	1,29	1,00	1220	40	
LR - Laminador redutor de lupas	5						
LC - Laminador contínuo	1	3	0,31	2,00	1130	0,48	
	2	4	0,24	2,00	1130	0,38	
	3 to 8	5	0,23	2,00	1130	165	C11
Leito I	-	6	-	-	830	600	C11B
FI - Forno intermediário	-	7	-	-	940	5	C12
LE - Laminador estirador redutor	1	8	0,06	1,00	915	0,20	
	2	9	0,06	1,00	915	0,20	
	3	10	0,05	1,00	915	0,20	
	4	11	0,05	1,00	915	0,20	
	5	12	0,05	1,00	915	0,20	
	6	13	0,05	1,00	915	0,20	
	7	14	0,05	1,00	915	0,20	
	8	15	0,05	1,00	915	0,20	
	9	16	0,05	1,00	915	0,20	
	10	17	0,05	1,00	915	1050	C13
Leito II	-	18	-	-	400	-	C14

As principais simplificações adotadas podem ser assim resumidas: a) utilização de uma velocidade de deformação constante para cada laminador e limitada a  $2s^{-1}$  e b) acúmulo de passes onde as deformações e intervalos entre passes foram considerados desprezíveis. Dessa forma, a simulação foi conduzida com a aplicação de 14 passes no total, no lugar dos 33 aplicados no ciclo industrial. A simulação consistiu então de: a) um único passe representando o laminador perfurador e o redutor de lupas, b) 3 passes para o laminador contínuo sendo que o terceiro acumulou as deformações do terceiro ao oitavo do ciclo industrial e, finalmente, c) 10 passes para o LE representando os 19 passes do ciclo industrial.

Utilizou-se nas simulações, uma máquina servo-hidráulica controlada por computador, equipada com um forno radiante. Amostras com  $\varnothing 6,3\text{mm}$  e 20mm de comprimento foram usadas nos testes. As simulações foram interrompidas após algumas etapas conforme indicado na Tabela 2. Nas amostras, assim obtidas, foram preparadas pistas longitudinais com no máximo 0,3mm de profundidade, para análise metalográfica. Essas superfícies foram atacadas com os reativos de *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.

Finalmente, foi desenvolvido um modelo matemático para descrever a evolução da microestrutura destes aços com base em equações selecionadas da literatura. As equações utilizadas permitem, para cada etapa do processo, decidir sobre o mecanismo de amaciamento atuante e calcular sua cinética, o tamanho de grão e a deformação residual. Os resultados da simulação foram usados para selecionar e ajustar o modelo como um todo. Finalmente, os resultados obtidos na simulação e no modelo matemático foram comparados com a microestrutura obtida no processo industrial.

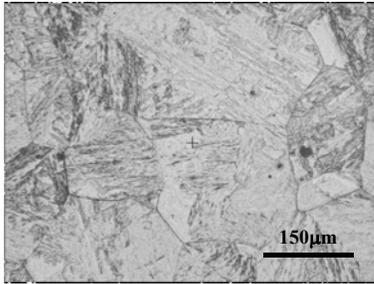
### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Simulação por Torção a Quente

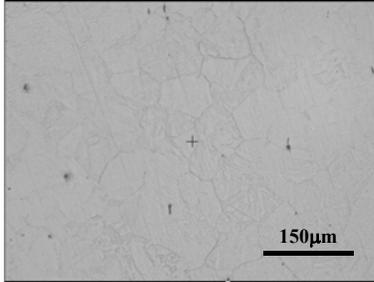
A Figura 1 apresenta o ciclo térmico, as curvas de fluxo para um ciclo completo e a evolução da microestrutura para a simulação do aço VNb. A Tabela 3 apresenta os resultados das medições de tamanho de grão para os dois aços. Na Figura 1 é possível observar, pela forma da primeira curva (LP + LR), a ocorrência de recristalização dinâmica. Por meio análise da derivada da taxa de encruamento em relação a tensão, proposta por Poliak e Jonas,<sup>(12)</sup> encontraram-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, foi possível estimar relações  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$  de 0,65 e 0,63 para os aços VNb e VNbTi, respectivamente. Esses valores estão ligeiramente abaixo do mínimo da faixa (0,67 - 0,80) citada por Sellars.<sup>(13)</sup> Entretanto, valores ainda menores foram encontrados por Siciliano e Jonas.<sup>(8)</sup> Estes últimos propõem uma relação  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$  dependente dos teores de Nb, Mn e Si, agrupados em um parâmetro chamado de nióbio efetivo,  $Nb_{ef}$ .

Outra observação importante é sobre o crescimento de grão. Após o enforamento do bloco no FB a 1.280°C por 30min, o tamanho de grão austenítico para o aço VNb foi de  $130 \pm 13,9\mu\text{m}$ . Esse valor é bastante inferior àquele previsto pelas equações para crescimento de grão de aços Nb.<sup>(14)</sup> Por outro lado, este resultado é bastante similar àqueles obtidos por Palmiere et al.<sup>(15)</sup> e Santos<sup>(16)</sup> para aços Nb. Entre o LC e o LE, o tamanho de grão austenítico manteve-se praticamente constante para o aço VNb e também para o aço VNbTi, como pode ser observado na Tabela 3. As curvas para previsão do crescimento em aços Nb desenvolvidas por Hodgson e Gibbs,<sup>(14)</sup> aplicadas ao ciclo térmico não se ajustaram bem a esses resultados. Um bom ajuste foi encontrado por uma equação com expoente 6 e um coeficiente para  $t_{cg}$  de  $8 \times 10^{24} \mu\text{m/s}$ .

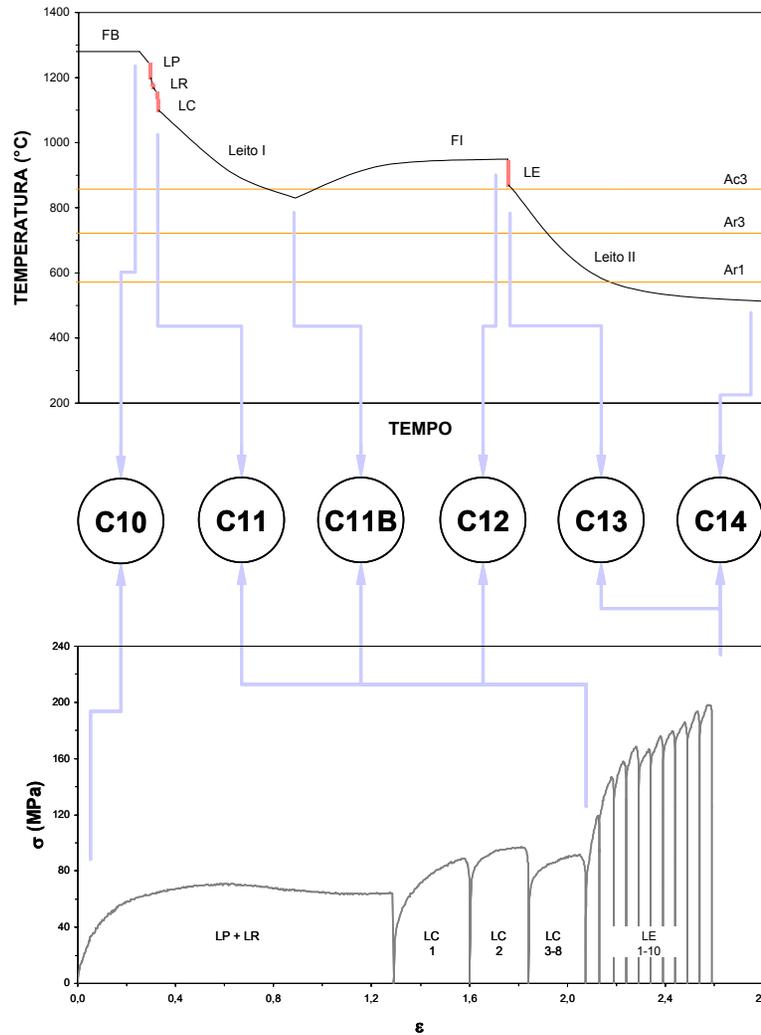
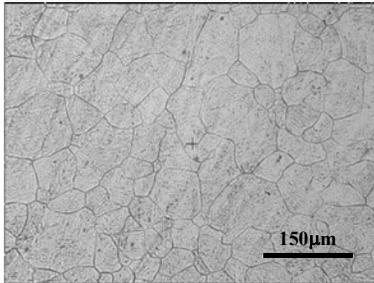
**C10. Depois do FB**



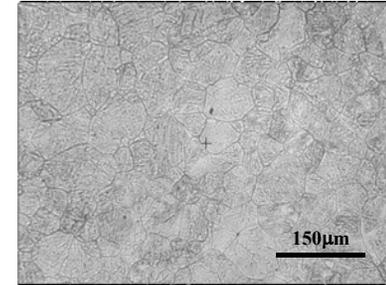
**C11. Depois do LC**



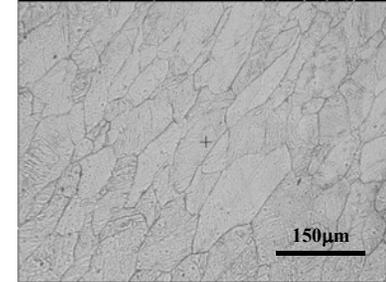
**C11B. Depois do Leito I**



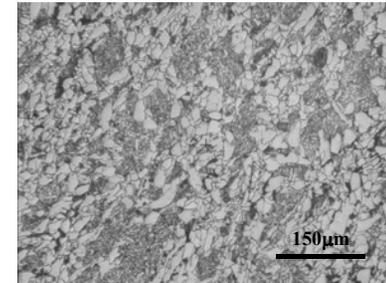
**C12. Depois do FI**



**C13. Depois do LE**



**C14. Depois do Leito II**



**Figura 1.** Evolução da microestrutura do aço VNb, obtida pela interrupção da simulação por torção após etapas selecionadas. Um ciclo térmico esquemático para o processo industrial e as curvas de fluxo para simulação indicam as etapas de onde foram obtidas as amostras.

### 3.1 Modelo Matemático

O modelo utiliza, como dados de entrada, a deformação, a velocidade de deformação, a temperatura e o tempo entre passes, medidos ou calculados conforme descrito anteriormente. Com base nesses parâmetros, foi construído um modelo para a evolução do tamanho de grão austenítico de maneira similar àquele desenvolvido previamente para Nb.<sup>(10)</sup> O modelo calcula o tamanho de grão austenítico médio na entrada de um dado passe usando, como dados de entrada, o tamanho de grão no início do passe anterior e os dados citados anteriormente. As equações selecionadas para descrever a evolução da microestrutura para os aços VNb e VNbTi são resumidas na Tabela 4. Esse conjunto de equações foi selecionado usando o modelo para aço Nb como referência e introduzindo, quando necessário, algumas modificações. A equação para  $\varepsilon_p$ , desenvolvida por Siciliano e Jonas para aços Nb (equação 1 na Tabela 4), forneceu um bom ajuste aos resultados observados no passe que representa LP + LR. Essa equação, juntamente com a relação  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$  de 0,65, foi selecionada para todo o processo.

A utilização das equações desenvolvidas por Roucoules<sup>(17)</sup> para aços Nb, na análise da evolução microestrutural dos aços VNb e VNbTi, pode ser justificada pelos resultados apresentados por Siwecki.<sup>(4)</sup> Este autor mostra que, para uma composição química básica de 0,11-0,14%C, ~1,5%Mn e ~0,4%Si, um aço Ti-V-Nb tem cinética de recristalização semelhante a um aço com 0,040% de Nb. Além disso, alguns aços utilizados por Siciliano apresentavam também o Ti na sua composição. Os aços estudados neste trabalho apresentam Si e Mn fora das faixas utilizadas por Siciliano e Jonas<sup>(8)</sup> de 0,01 a 0,23% Si e 0,35 – 1,33%Mn (os aços estudados aqui apresentam, respectivamente, ~0,45%Si e ~1,54%Mn). Mesmo assim, este modelo parece responder bem tanto para a cinética de recristalização estática quanto para o cálculo do tamanho de grão recristalizado.

Como citado anteriormente, as equações para crescimento de grão para Nb desenvolvidas por Hodgson e Gibbs<sup>(14)</sup> não são adequadas para os aços VNb e VNbTi. Uma equação modificada é adotada no neste trabalho (equação 6 da Tabela 4). Para o caso do aço VNb, esse comportamento pode ser atribuído à presença de 0,003% de Ti. De acordo com a literatura, somente 0,010% de Ti é necessário para o controle do crescimento de grão em temperaturas elevadas. Dessa forma o teor de Ti do aço estudado aqui seria mais significativo do que se pensava.

O tamanho de grão ferrítico após a transformação no leito II foi calculado usando as equações desenvolvidas por Sellars e Beynon<sup>(5)</sup> para aços ao Nb. O modelo calcula primeiramente o tamanho de grão ferrítico,  $d_\alpha^o$ , oriundo da austenita recristalizada,  $d_\gamma$ , em uma dada velocidade de resfriamento. Posteriormente, o efeito da deformação residual,  $\varepsilon_f$ , ou deformação acumulada final,  $\varepsilon_a$ , calculada pelo modelo, é incorporada ao cálculo.

Neste modelo, assim como em outro desenvolvido para um aço V-N, utilizou-se o método desenvolvido por Uranga et al.<sup>(9)</sup> para decidir sobre os mecanismos de amaciamento atuantes. Esses autores mostram que um mecanismo de amaciamento completamente independente da deformação somente é encontrado quando  $\varepsilon > \varepsilon_T$ , sendo  $\varepsilon_T \cong 1,7 \cdot \varepsilon_p$ . Dessa forma: 1) a recristalização metadinâmica é o único mecanismo atuante quando  $\varepsilon > \varepsilon_T$ , 2) a recristalização estática é o único mecanismo atuante quando  $\varepsilon < \varepsilon_c$  e 3) na faixa  $\varepsilon_c < \varepsilon < \varepsilon_T$ , recristalizações estática e metadinâmica atuam conjuntamente, sendo a fração recristalizada metadinamicamente final dada pela relação  $(\varepsilon - \varepsilon_c)/(\varepsilon_T - \varepsilon_c)$ . Embora o ciclo termomecânico para a bitola  $\varnothing 127 \times 13\text{mm}$  não apresente passes nesta última faixa,

o método é adotado neste trabalho já considerando outros casos onde se tornaria necessário.

**Tabela 3.** Tamanho de grão (em  $\mu\text{m}$ ) das amostras obtidas pela interrupção da simulação de torção nos pontos indicados na Tabela 2.

Aço	Após FB C10	Após LC C11	Antes FI C11B	Após FI C12	Após LE C13	Microestrutura final ( $d_\alpha$ ) C14
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
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

**Tabela 4.** Equações utilizadas no modelo matemático para os aços VNb e VNbTi.

Parâmetro	Equação	Ref.
$\varepsilon_c/\varepsilon_p = 0,65$ $\varepsilon_T/\varepsilon_p = 1,7$		Uranga et al <sup>(9)</sup>
$\varepsilon_a, \varepsilon_p$ e $\varepsilon_T$	$\varepsilon_p = ((1 + 20.Nb)/1,78) \cdot 2,8 \cdot 10^{-4} \cdot d_0^{0,5} \cdot \left[ \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{375.000}{R.T}\right) \right]^{0,17}$	(1) Siciliano e Jonas <sup>(8)</sup>
$\varepsilon_a < \varepsilon_c$	$t_{0,5}^{SRX} = (-5,24 + 550.[Nb]) \cdot 10^{-18} \cdot \varepsilon^{(-4,0+77.[Nb])} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left(\frac{330.000}{R.T}\right)$ com expoente Avrami n=1,0	(2) Roucoules <sup>(17)</sup>
$\varepsilon_a > \varepsilon_T$	$t_{0,5}^{MDRX} = 4,42 \cdot 10^{-7} \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,59} \exp\left(\frac{153.000}{R.T}\right)$ com expoente Avrami n=1,0	(3) Roucoules <sup>(17)</sup>
$\varepsilon_a < \varepsilon_c$	$d_{SRX} = 1,1 \cdot \varepsilon^{-0,67} \cdot d_0^{0,67}$	(4) Sellars <sup>(6)</sup>
$d_{rec}$	$\varepsilon_a > \varepsilon_T \quad d_{MDRX} = 1370 \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,13} \cdot \exp\left(\frac{-45.000}{R.T}\right)$	(5) Roucoules et al <sup>(18)</sup>
$d$	$d^6 = d_{rec}^6 + 8 \cdot 10^{24} \cdot (t_{ip} - t_{0,95}) \cdot \exp\left(\frac{-435.000}{R.T}\right)$ onde: $t_{0,95} = 4,32 \cdot t_{0,5}$	(6)
$d_\alpha$	$d_\alpha = d_\alpha^0 \cdot (1 - 0,45 \cdot \varepsilon_f^{1/2})$ onde: $d_\alpha^0 = 2,5 + 3,0 \cdot \dot{T}^{-1/2} + 20 \cdot \{1 - \exp(-1,5 \cdot 10^{-2} \cdot d_\gamma)\}$	(7) Sellars e Beynon <sup>(5)</sup>

A Tabela 5 apresenta os detalhes da evolução do tamanho de grão austenítico obtidos pelo modelo. O tamanho de grão ferrítico final é estimado em 11,4  $\mu\text{m}$ , conforme apresentado nesta tabela. Este resultado é maior do que os valores obtidos na simulação via ensaio de torção para o aço VNb (7,8  $\mu\text{m}$ ) e, para o aço VNbTi (8,2  $\mu\text{m}$ ). É também maior do que os valores obtidos em experimentos industriais, de 7,5  $\mu\text{m}$  e 8,2  $\mu\text{m}$  para os dois aços, respectivamente. Até a saída do forno intermediário, o modelo matemático mostra uma boa capacidade de previsão, indicando que se faz necessário um ajuste nas equações de Sellars e Beynon<sup>(5)</sup> para o tamanho de grão ferrítico final. Os fatores que afetam o tamanho de grão ferrítico são: o tamanho de grão austenítico final, a deformação acumulada, a velocidade de resfriamento e a composição química. As equações tratam dos três primeiros fatores mas para aços com  $C_{eq} < 0,45$ . Hodgson e Gibbs<sup>(14)</sup> identificaram a necessidade de ajuste na equação de  $d_{\alpha}^0$  para aços CMn e propuseram coeficientes diferentes para duas faixas de  $C_{eq}$ . Da mesma forma, os aços VNb e VNbTi apresentam  $C_{eq} > 0,50$  e, portanto, temperaturas de transformação mais baixas que as dos aços utilizados por Sellars e Beynon<sup>(5)</sup>. Isso mostra a necessidade de se ajustar tais equações.

**Tabela 5.** Evolução da microestrutura para o ciclo termomecânico utilizado na simulação por torção.

ENTRADA											
Equip. / passe	$d_0$ ( $\mu\text{m}$ )	T ( $^{\circ}\text{C}$ )	dg/dt (1/s)	$t_{ep}$ (s)	$\epsilon$						
LP + LR	1	130	1220	1,00	40,0	1,29					
	1	1130	1,00	0,48	0,31						
	2	1130	1,00	0,38	0,24						
LC	3 a 8	1130	1,00	-	0,23						
	Leito I + FI	-	-	165	-						
	1	915	1,00	0,20	0,06						
	2	915	1,00	0,20	0,06						
	3	915	1,00	0,20	0,05						
	4	915	1,00	0,20	0,05						
LE	5	915	1,00	0,20	0,05						
	6	915	1,00	0,20	0,05						
	7	915	1,00	0,20	0,05						
	8	915	1,00	0,20	0,05						
	9	915	1,00	0,20	0,05						
	10 + Leito II	915	1,00	-	0,05						

SAÍDA																										
Equip. / passe	$d_0$ ( $\mu\text{m}$ )	$\epsilon_s$	$\epsilon_c$	$\epsilon_p$	$\epsilon_r$	$\epsilon > \epsilon_c$	$\epsilon > \epsilon_r$	Mec.	$\epsilon_{0,5}$	$X_{dim}$	$t_{0,5}$ RE (s)	$t_{0,5}$ RMD (s)	X RE	X RMD	X RMD+RE	$d_{rec}$ se $X > 0,95$			d após $t_{ep}$			$d_f$ ( $\mu\text{m}$ )	Vel. Resfr. ( $^{\circ}\text{C/s}$ )	$d_{\alpha}^0$ ( $\mu\text{m}$ )	$d_{\alpha}$ ( $\mu\text{m}$ )	
LP + LR	1	130	1,29	0,34	0,53	0,90	S	S	RMD	0,28	1,00	-	0,10	-	1,00	-	-	36,6	-	-	57,6	-	-	57,6	-	-
	1	57,6	1130	1,00	0,48	0,31	N	N	RE	-	0,00	0,36	-	0,60	-	-	-	36,4	-	-	27,6	-	-	27,6	-	-
	2	27,6	1130	1,00	0,38	0,24	S	N	RMD+RE	0,25	0,20	0,12	0,22	0,88	0,70	0,81	-	20,0	29,0	23,7	17,2	20,5	18,6	18,6	-	-
LC	3 a 8	18,6	1130	1,00	-	0,23	S	N	RMD+RE	0,23	0,17	0,07	0,22	-	-	-	-	17,4	29,0	22,2	-	-	-	22,2	-	-
	Leito I + FI	22,2	-	-	-	165	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	47,0	-	-	47,0	-	-
	1	47,0	0,06	0,77	1,19	2,02	N	N	RE	-	0,00	2,7E+02	-	0,00	-	-	-	47,0	-	-	47,0	-	-	47,0	-	-
	2	47,0	0,12	0,77	1,19	2,02	N	N	RE	-	0,00	121,06	-	0,00	-	-	-	47,0	-	-	47,0	-	-	47,0	-	-
	3	47,0	0,17	0,77	1,19	2,02	N	N	RE	-	0,00	81,08	-	0,00	-	-	-	47,0	-	-	47,0	-	-	47,0	-	-
	4	47,0	0,22	0,77	1,19	2,02	N	N	RE	-	0,00	60,26	-	0,00	-	-	-	40,0	-	-	47,0	-	-	47,0	-	-
LE	5	47,0	0,27	0,77	1,19	2,02	N	N	RE	-	0,00	47,60	-	0,00	-	-	-	34,9	-	-	47,0	-	-	47,0	-	-
	6	47,0	0,32	0,77	1,19	2,02	N	N	RE	-	0,00	39,15	-	0,00	-	-	-	31,1	-	-	47,0	-	-	47,0	-	-
	7	47,0	0,37	0,77	1,19	2,02	N	N	RE	-	0,00	33,12	-	0,00	-	-	-	28,2	-	-	47,0	-	-	47,0	-	-
	8	47,0	0,42	0,77	1,19	2,02	N	N	RE	-	0,00	28,63	-	0,00	-	-	-	25,9	-	-	47,0	-	-	47,0	-	-
	9	47,0	0,47	0,77	1,19	2,02	N	N	RE	-	0,00	25,15	-	0,00	-	-	-	24,1	-	-	47,0	-	-	47,0	-	-
	10 + Leito II	47,0	0,52	0,77	1,19	2,02	N	N	RE	-	0,00	22,39	-	-	-	-	-	22,5	-	-	-	-	-	-	-	-
																						0,5	16,9	11,4		

## 4 CONCLUSÕES

A simulação por torção a quente foi utilizada no presente trabalho para analisar a evolução da microestrutura em aços VNb e VNbTi, submetidos a um ciclo termomecânico típico da laminação de tubos sem costura. Os dados industriais permitiram uma caracterização do processo em termos de suas principais variáveis tais como deformação, velocidade de deformação, temperatura e tempo entre passes para cada etapa. É desenvolvido um modelo para a evolução do tamanho de grão austenítico e cálculo do tamanho de grão ferrítico final. As equações necessárias para descrever essa evolução foram obtidas da literatura e ajustadas aos resultados da simulação em laboratório.

Como principais conclusões deste trabalho podem-se citar: 1) a laminação a quente de tubos sem costura para aços VNb e VNbTi pode ser simulada por torção a quente e modelada matematicamente usando equações adequadas, encontradas na literatura, para descrever os fenômenos de recristalização, crescimento de grão de grão e transformação, 2) as equações selecionadas para descrever essa evolução microestrutural produziram resultados similares quando comparados com aqueles obtidos nos ensaios de torção a quente, sendo necessário somente um ajuste na equação de crescimento de grão, 3) um ajuste ainda se faz necessário nas equações para cálculo do tamanho de grão ferrítico final, uma vez que a análise química dos aços estudados aqui apresentam diferenças significativas em relação àqueles apresentados na literatura e 4) a boa capacidade de previsão da evolução da microestrutura para o caso da laminação de tubos indica que modelos matemáticos usando equações da literatura ajustadas com os resultados de simulação por torção são válidos para efeito prático. Isso incentiva sua aplicação para situações além daquelas para as quais foi concebido inicialmente, isto é, para a 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 CNPq e à Fapemig pelo apoio financeiro dado ao pesquisador.

## REFERÊNCIAS

- 1 PUSSEGODA, L. N.; BARBOSA, R.; YUE, S.; JONAS, J. J.; HUNT, P. J. Laboratory simulation of seamless-tube rolling. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 25, n. 1, p. 69-90, 1991.
- 2 PUSSEGODA, L. N.; YUE, S.; JONAS, J. J. Effect of intermediate cooling on grain refinement and precipitation during rolling of seamless tubes. **Materials Science and Technology**, v. 7, n. 2, p. 129-136, 1991.
- 3 MACCAGNO, T. M.; JONAS, J. J.; HODGSON, P. D. Spreadsheet modelling of grain size evolution during rod rolling. **ISIJ International**, v. 36, n. 6, p. 720-728, 1996.
- 4 SIWECKI, T. Modelling of microstructure evolution during recrystallization controlled rolling. **ISIJ International**, v. 32, n. 3, p. 368-376, 1992.
- 5 Sellars, C. M. & Beynon, J. H. (1985). Microstructural development during hot rolling of titanium microalloyed steels. In *High Strength Low Alloy Steels, Proceedings of an International Conference* (pp. 142-150). Wollongong, Aust.

- 6 SELLARS, C. M. Modeling microstructural development during hot rolling. **Materials Science and Technology**, v. 6, p. 1072-1081, 1990.
- 7 BEYNON, J. H.; SELLARS, C. M. Modelling microstructure and its effects during multipass hot rolling. **ISIJ International**, v. 32, n. 3, p. 359-367, 1992.
- 8 SICILIANO, F. J.; JONAS, J. J. Mathematical modeling of the hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 31A, n. 2, p. 511-530, 2000.
- 9 URANGA, P.; FERNANDEZ, A. I.; LOPEZ, B.; RODRIGUEZ-IBABE, J. M. Transition between static and metadynamic recrystallization kinetics in coarse Nb microalloyed austenite. **Materials Science and Engineering A**, v. 345, n. 1-2, p. 319-327, 2003.
- 10 Carvalho, R. N., Ferreira, M. A. C., Santos, D. B., & Barbosa, R. (2005). Simulação do Processo de Fabricação de Tubos sem Costura através de Ensaio de Torção Simulation of Seamless-tube Rolling Process by Hot Torsion. In *42º Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos-Santos - Brasil*.
- 11 Carvalho, R. N., Ferreira, M. A. C., Santos, D. B., & Barbosa, R. (2007). Evolução da Microestrutura de um Aço Microligado ao V-N na Laminação Contínua de Tubos sem Costura. In *44º Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos- Campos do Jordão - Brasil*.
- 12 POLIAK, E. I.; JONAS, J. J. Initiation of dynamic recrystallization in constant strain rate hot deformation. **ISIJ International**, v. 43, n. 5, p. 684-691, 2003.
- 13 Sellars, C. M. in: Hot Working and Forming Processes, TMS, London, 1980, pp. 3-15. Apud Siciliano, Fulvio Jr; Jonas, John J. Mathematical modeling of the hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 31A, n. 2, p. 511-530, 2000.
- 14 HODGSON, P. D.; GIBBS, R. K. A mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled C-Mn and microalloyed of steels. **ISIJ International**, v. 32, n. 12, p. 1329-1338, 1992.
- 15 PALMIERE, E. J.; 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: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 25A, n. 2, p. 277-286, 1994.
- 16 SANTOS, D. B. **Refinamento de Grão Ferrítico através da Laminação Controlada com Deformações na Região ( $\gamma + \alpha$ )**. 1991. (Doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, 1991.
- 17 Roucoules, C. PhD Thesis, McGill University, Montreal, 1992. Apud Siciliano, Fulvio Jr; Jonas, John J. Mathematical modeling of the hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 31A, n. 2, p. 511-530, 2000.
- 18 Roucoules, C.; Yue, S.; Jonas, J. J Proc. Int. Conf. on Modeling of Metal Rolling Process, The Institute of Materials, London, 1993, pp.1329-1338. Apud Siciliano, Fulvio Jr; Jonas, John J. Mathematical modeling of the hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 31A, n. 2, p. 511-530, 2000.