

# EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA DE UM AÇO MICROLIGADO AO VNb 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

Este trabalho tem o objetivo de difundir a idéia de se desenvolver e ajustar modelos matemáticos através da evolução da microestrutura obtida na simulação por torção a quente. Alguns modelos foram desenvolvidos recentemente para laminação de tubos sem costura em aços CMn e V e este trabalho pretende estender a aplicação deste conceito para um aço microligado ao VNb, neste mesmo processo. Para este desenvolvimento foi necessário fazer uma caracterização do ciclo termomecânico, que serviu de base tanto para a simulação quanto para o modelo matemático. Após essa caracterização, o ciclo foi simplificado devido às limitações do equipamento de torção 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 através da interrupção da simulação após determinadas etapas do processo. A evolução da microestrutura na simulação por torção foi utilizada para selecionar e ajustar as equações necessárias ao modelo matemático. A comparação das microestruturas finais, obtidas em torção a quente e pelo modelo matemático, com aquelas obtidas em escala industrial mostrou, de modo geral, uma boa correlação.

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

## MICROSTRUCTURE EVOLUTION OF A VNb MICROALLOYED STEEL IN THE SEAMLESS TUBE ROLLING

This work has the goal of spread the idea of to develop and adjust mathematical models through the microstructure evolution provided by hot torsion simulation. Some models were developed recently for seamless tube rolling of CMn and V steels and this work intend to expand the application of this concept for a VNb microalloyed steel, in that same process. For this development was necessary to characterize the thermomechanical cycle, that was the base for both simulation and mathematical model. After that, the cycle was simplified due to limitations of hot torsion machine in reproduce some strain, strain rates and cooling rates developed industrially. The hot torsion simulation was conducted in a computer controlled servo-hydraulic machine equipped with a radiant furnace. Samples for optical microscopy were obtained through interruption of simulation cycle after selected steps. The microstructure evolution in the hot torsion simulation was used to select and adjust the necessary equations for mathematical model. The comparison between final microstructures, obtained from both hot torsion and mathematical model, and that from industrial scale showed, in general, a good agreement.

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

<sup>1</sup> *Contribuição técnica ao 45º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 21 a 24 de outubro de 2008, Ipojuca - Porto de Galinhas - PE*

<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

A simulação e o modelamento matemático são ferramentas bastante utilizadas no estudo de processos de conformação a quente. Os ensaios de torção ou compressão a quente são largamente utilizados para compreender os fenômenos metalúrgicos associados à conformação a quente dos aços, e constituem ferramentas importantes na avaliação da evolução da microestrutura em processos industriais, principalmente na indústria de planos. No que se refere à laminação de tubos sem costura, Pussegoda et al.<sup>(1,2)</sup> usaram ensaios de torção a quente na simulação deste processo. Estes autores propuseram um método de cálculo para os principais parâmetros metalúrgicos e um esquema simplificado foi usado para simular tal processo industrial.

Alguns modelos matemáticos foram construídos utilizando-se equações disponíveis na literatura para aços ao carbono e microligados.<sup>(3-6)</sup> Esses modelos permitem acompanhar a evolução da microestrutura durante o processamento industrial e foram aplicados na laminação de tiras, placas e arames. Mais recentemente, alguns modelos foram desenvolvidos para a laminação de tubos sem costura de aços CMn, Nb e VN.<sup>(7,8)</sup> Estes são semelhantes àqueles desenvolvidos por Siciliano e Jonas,<sup>(5)</sup> entretanto, sua validação é feita pela evolução da microestrutura durante a simulação por torção a quente. Este trabalho tem o objetivo de expandir o uso dessa combinação de técnicas, isto é, modelo matemático desenvolvido e ajustado com resultados de simulação para a laminação de tubos sem costura de um aço VNb.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foi utilizado um aço ao Nb, com a mesma composição base do aço VN utilizado em trabalho anterior.<sup>(8)</sup> Esses aços foram projetados para obter uma precipitação fina de V(CN) ao final do processo e, conseqüentemente, um aumento no limite de escoamento. A introdução do Nb teve a finalidade de controlar o tamanho de grão austenítico durante o reaquecimento da lupa no forno intermediário.

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

Neste trabalho, adotou-se o processo utilizado para produzir tubos sem costura na bitola  $\varnothing 127 \times 13\text{mm}$  e compreende as seguintes etapas. 1) aquecimento do bloco a aproximadamente  $1280^\circ\text{C}$  em forno com soleira rotativa (FB); 2) laminação em temperaturas elevadas (laminador perfurador, LP, laminador redutor de lupas, LR e laminador contínuo com mandril, LC); 3) resfriamento intermediário em leito (Leito I); 4) reaquecimento em forno intermediário (FI); 5) laminação de acabamento em laminador estirador redutor (LE) e 6) resfriamento final em leito (Leito II).

Os principais parâmetros metalúrgicos (deformação, velocidade de deformação e tempo entre passes) foram caracterizados utilizando-se o mesmo método descrito por Pussegoda et al.<sup>(1)</sup>. 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). As simplificações envolveram a utilização de uma velocidade de deformação constante para cada laminador e limitada a  $2s^{-1}$  e o 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.

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

Equipamento	Passo	Etapa	$\epsilon$	$d\epsilon/dt$ (1/s)	T (°C)	$t_{ep}$ (s)	Amostra
<b>FB - Forno de reaquecimento de blocos</b>	-	1	-	-	1280°C / 30min	70	C10
<b>LP Laminador perfurador</b>	1						
<b>+</b>	+	2	1,29	1,00	1220	40	
<b>LR Laminador redutor</b>	5						
	1	3	0,31	2,00	1130	0,48	
<b>LC - Laminador contínuo</b>	2	4	0,24	2,00	1130	0,38	
	3 a 8	5	0,23	2,00	1130	165	C11
<b>Leito I</b>	-	6	-	-	830	600	C11B
<b>FI - Forno de reaquecimento de lupas</b>	-	7	-	-	940	5	C12
	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	
<b>LE - Laminador estirador redutor</b>	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
<b>Leito II</b>	-	18	-	-	400	-	C14

As simulações foram conduzidas numa 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. Os ciclos foram interrompidos após algumas etapas, conforme indicado na tabela II. Pistas longitudinais para análise metalográfica foram preparadas nas amostras ensaiadas, com no máximo 0,3mm de profundidade. Essas superfícies foram atacadas com os reativos de teepol e nital 3% com o objetivo de revelar o 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 deste aço 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

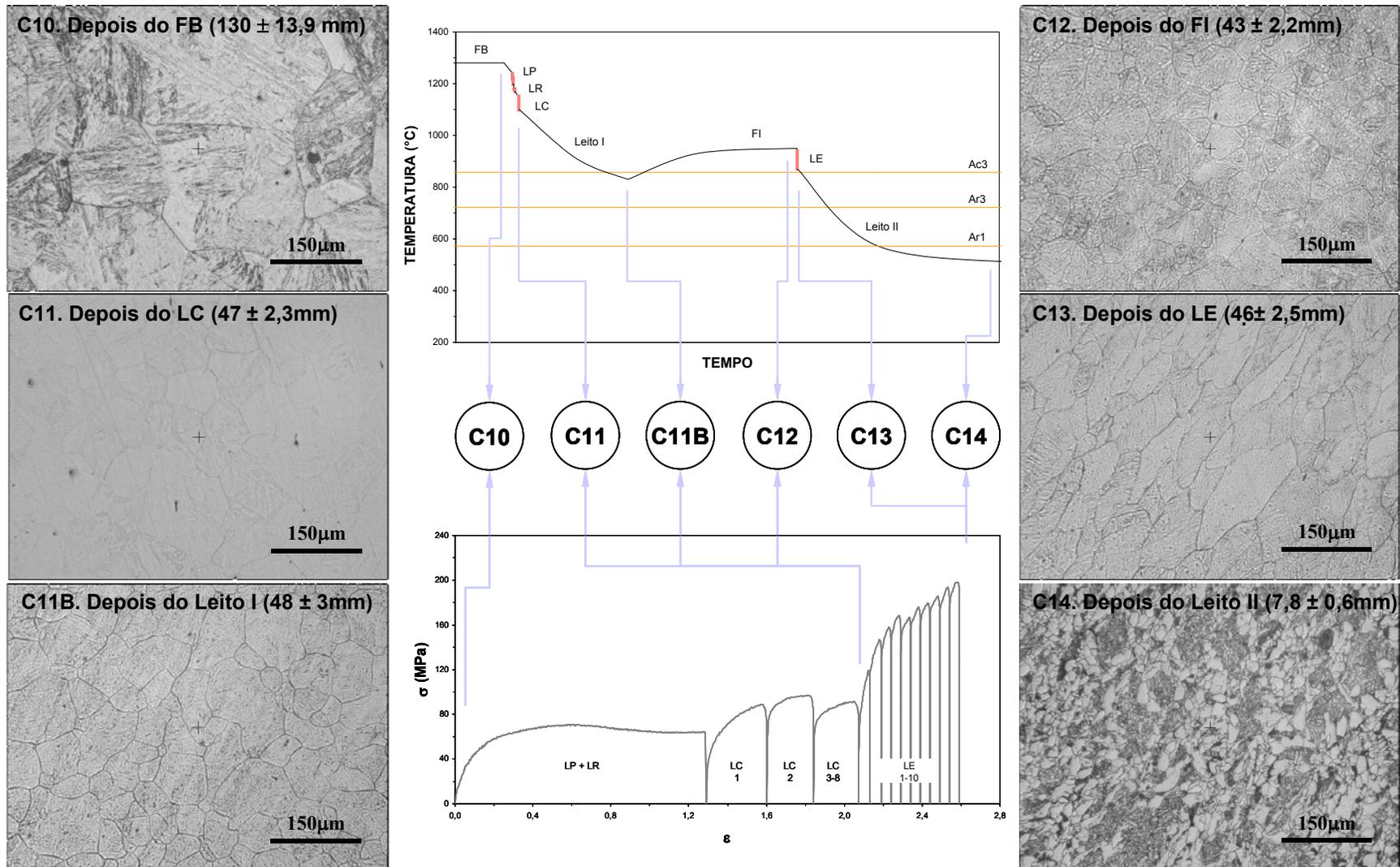
modelo matemático foram comparados com a microestrutura obtida no processo industrial.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 1 apresenta o ciclo térmico, as curvas de fluxo para um ciclo completo e a evolução da microestrutura para a simulação com os resultados das medições de tamanho de grão ao longo do processo. Uma relação  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$  de 0,65 foi determinada a partir da primeira curva (LP + LR), onde é evidente a ocorrência de recristalização dinâmica. Esse valor foi obtido pela medição direta da deformação de pico,  $\varepsilon_p$ , e por meio análise da derivada da taxa de encruamento em relação a tensão, proposta por Poliak e Jonas,<sup>(9)</sup> no caso da deformação crítica para início da recristalização dinâmica,  $\varepsilon_c$ . Esse valor está coerente com aqueles encontrados por Siciliano e Jonas<sup>(5)</sup> que propuseram uma relação  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$  dependente dos teores de Nb, Mn e Si, agrupados em um parâmetro chamado de nióbio efetivo,  $Nb_{ef}$ . Outro ponto importante é o crescimento de grão austenítico, que manteve-se praticamente constante entre LC e LE. As curvas para previsão do crescimento em aços Nb desenvolvidas por Hodgson e Gibbs,<sup>(10)</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  $8 \times 10^{24}$   $\mu\text{m/s}$ .

Um modelo matemático para a evolução do tamanho de grão austenítico foi desenvolvido de maneira similar àquele desenvolvido previamente para Nb<sup>(7)</sup>. Esse modelo calcula o tamanho de grão médio na entrada de um dado passe usando, como dados de entrada, o tamanho de grão no início do passe anterior e nos parâmetros de processo. As equações selecionadas para descrever a evolução da microestrutura são resumidas na tabela III. Esse conjunto de equações foi selecionado usando o modelo para aço Nb desenvolvido por Siciliano e Jonas<sup>(5)</sup> como referência e introduzindo, quando necessário, algumas modificações. A equação para  $\varepsilon_p$ , desenvolvida por Siciliano e Jonas<sup>(5)</sup> para aços Nb (equação 1 na Tabela 3), juntamente com a relação  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$  de 0,65, forneceram um bom ajuste aos resultados observados no passe que representa LP + LR e foram selecionadas para todo o processo.

A cinética de amaciamento foi avaliada pelas equações desenvolvidas por Roucoules<sup>(11)</sup> para aços Nb e o tamanho de grão recristalizado pelas mesmas equações adotadas por Siciliano e Jonas.<sup>(5)</sup> Como citado anteriormente, uma equação modificada é adotada neste trabalho (equação 6 da Tabela 4) é utilizada para calcular o crescimento de grão entre LC e LE. O tamanho de grão ferrítico após a transformação no leito II foi calculado usando as equações desenvolvidas por Sellars e Beynon<sup>(3)</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.



**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.

Neste modelo, assim como em outro desenvolvido para um aço V-N,<sup>(8)</sup> utilizou-se o método desenvolvido por Uranga et al.<sup>(6)</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  $(\varepsilon - \varepsilon_c) / (\varepsilon_T - \varepsilon_c)$ .

**Tabela 3.** Equações utilizadas no modelo matemático.

Parâmetro	Equação	Ref.
$\varepsilon_c / \varepsilon_p$ e $\varepsilon_T$	$\varepsilon_c / \varepsilon_p = 0,65$ $\varepsilon_T / \varepsilon_p = 1,7$	Uranga et al <sup>(6)</sup>
$\varepsilon_a, \varepsilon_p$ e $\varepsilon_T$	$\varepsilon_p = \left( (1 + 20 \cdot Nb) / 1,78 \right) \cdot 2,8 \cdot 10^{-4} \cdot d_0^{0,5} \cdot \left[ \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left( \frac{375.000}{R.T} \right) \right]^{0,17}$	(1) Siciliano e Jonas <sup>(5)</sup>
$\varepsilon_a < \varepsilon_c$	$t_{0,5}^{SRX} = (-5,24 + 550 \cdot [Nb]) \cdot 10^{-18} \cdot \varepsilon^{(-4,0+77 \cdot [Nb])} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left( \frac{330.000}{R.T} \right)$ com expoente Avrami n=1,0	(2) Roucoules <sup>(11)</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>(11)</sup>
$\varepsilon_a < \varepsilon_c$	$d_{SRX} = 1,1 \cdot \varepsilon^{-0,67} \cdot d_0^{0,67}$	(4) Sellars <sup>(4)</sup>
$\varepsilon_a > \varepsilon_T$	$d_{MDRX} = 1370 \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,13} \cdot \exp\left( \frac{-45.000}{R.T} \right)$	(5) Roucoules et al <sup>(12)</sup>
$d$	$d^6 = d_{rec}^6 + 8 \cdot 10^{24} \cdot (t_{ip} - t_{0,95}) \exp\left( \frac{-435.000}{R.T} \right)$ Onde: $t_{0,95} = 4,32 t_{0,5}$	(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>(3)</sup>

Os detalhes da evolução do tamanho de grão austenítico obtidos pelo modelo são apresentados na tabela IV. O tamanho de grão ferrítico final é estimado em 11,4 $\mu$ m, conforme apresentado nesta tabela IV. Este resultado é maior do que aquele obtido na simulação via ensaio de torção (7,8 $\mu$ m). É também maior do que o valor obtido em experimentos industriais, de 7,5 $\mu$ m. 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>(3)</sup> para o tamanho de grão ferrítico final. Hodgson e Gibbs<sup>(10)</sup> também 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, o aço VNb apresenta  $C_{eq}$  superior e, portanto, temperaturas de transformação mais baixas que as dos aços utilizados por Sellars e Beynon.<sup>(3)</sup> Isso mostra a necessidade de se ajustar tais equações.

**Tabela 4.** Evolução da microestrutura para o ciclo termomecânico utilizado na simulação por torção.

ENTRADA											
Equip. / passe	$d_0$ ( $\mu\text{m}$ )	T ( $^{\circ}\text{C}$ )	$de/dt$ (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	$d_0$ ( $\mu\text{m}$ )	$\epsilon_s$	$\epsilon_c$	$\epsilon_p$	$\epsilon_r$	$\epsilon > \epsilon_c$	$\epsilon > \epsilon_r$	Me.c.	$\epsilon_{0,5}$	$X_{din}$	$t_{0,5}$ 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. ( $^{\circ}\text{C/s}$ )	$d^{\circ}\alpha$ ( $\mu\text{m}$ )	$d\alpha$ ( $\mu\text{m}$ )		
																RE	RMD	RMD+RE	RE	RMD	RMD+RE						
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

Neste trabalho, os dados industriais foram utilizados para uma caracterização do processo em cada etapa. A evolução da microestrutura em um aço VNb, submetido a um ciclo termomecânico típico da laminação de tubos sem costura, foi analisada neste trabalho via simulação por torção à quente. Um modelo matemático foi desenvolvido para avaliar a evolução do tamanho de grão austenítico bem como o seu tamanho de grão ferrítico final. As equações necessárias para descrever os fenômenos de recristalização, crescimento de grão de grão e transformação, foram obtidas da literatura e ajustadas com os resultados da simulação em laboratório.

O modelo, assim desenvolvido, produziu resultados similares quando comparados com aqueles obtidos nos ensaios de torção a quente, sendo necessário somente um ajuste na equação de crescimento de grão. Um ajuste ainda se faz necessário nas equações para cálculo do tamanho de grão ferrítico final, uma vez que a análise química do aço aqui estudado apresenta diferenças significativas em relação àqueles apresentados na literatura. A boa capacidade de previsão obtida indica que modelos matemáticos usando equações da literatura, ajustadas com os resultados de simulação por torção, são válidos para efeito prático.

## 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 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 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.
- 4 SELLARS, C. M. Modeling microstructural development during hot rolling. **Materials Science and Technology**, v. 6, p. 1072-1081, 1990.
- 5 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.
- 6 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.
- 7 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 - Brazil: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Sao Paulo, 04605-030, Brazil.*
- 8 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 - Brazil: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Sao Paulo, 04605-030, Brazil.*
- 9 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.
- 10 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.
- 11 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.
- 12 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.