

# EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA DE UM AÇO MICROLIGADO AO V-N NA LAMINAÇÃO CONTÍNUA 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

A evolução da microestrutura durante a laminação contínua de tubos sem costura num aço microligado ao V-N é apresentada neste trabalho. Esta evolução foi obtida através de simulação por torção a quente. A aplicação desta ferramenta depende de uma caracterização cuidadosa do ciclo termomecânico em termos de suas principais variáveis: deformação, velocidade de deformação, temperatura, tempo entre passes e velocidade de resfriamento. Posteriormente, uma simplificação no ciclo termomecânico foi feita, devido à inevitável limitação na capacidade de reproduzir os parâmetros industriais em máquinas de torção a quente. Desta forma, os ensaios de torção a quente foram adaptados e amostras foram obtidas através da interrupção do ciclo em etapas selecionadas. Essas amostras foram analisadas por microscopia ótica e um modelo matemático foi ajustado às medidas do tamanho de grão austenítico das amostras temperadas. A microestrutura final obtida por simulação e aquela prevista matematicamente apresentaram boa correlação com os resultados obtidos em escala industrial.

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

## MICROSTRUCTURE EVOLUTION OF A V-N MICROALLOYED STEEL IN A CONTINUOUS SEAMLESS TUBE HOT ROLLING

### Abstract

The microstructure evolution of a V-N steel during seamless tube rolling in a continuous mandrel mill was presented in this work. This evolution was obtained through hot torsion simulation. The use of this technique depends of a careful thermomechanical cycle characterization, in terms of its main metallurgical parameters: deformation, deformation rate, temperature, interpass time and cooling rate. After that, a simplification in the thermomechanical cycle was done, due to the unavoidable limited capacity of hot torsion machines to replicate industrial parameters. In this way, the hot torsion simulation was adapted and samples were obtained by interruption of cycle in selected steps. These samples were analyzed by optical microscopy and a mathematical model was adjusted to the austenite grain sizes measurement from the quenched samples. Both, simulated and mathematically predicted final microstructure showed good correlation whit industrial scale results.

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

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 44º Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 16 a 19 de outubro de 2007, Campos do Jordão – SP, Brasil.

<sup>2</sup> Engenheiro Mecânico, Mestre, Dr., 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 Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG

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

## 1 INTRODUÇÃO

A evolução microestrutural durante processos de conformação a quente é freqüentemente obtida por testes mecânicos ou por modelos matemáticos. No início da década de 90, Pussegoda et al.<sup>(1,2)</sup> usaram ensaios de torção à 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 o processo industrial. Por outro lado, vários trabalhos<sup>(3-9)</sup> foram dedicados ao desenvolvimento de modelos matemáticos, capazes de acompanhar a evolução da microestrutura durante o processamento em escala industrial. Estes 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.

Recentemente um modelo matemático para descrever a evolução microestrutural de um aço C-Mn durante a laminação de tubos sem costura foi desenvolvido.<sup>(10)</sup> Esse é semelhante àquele desenvolvido por Siciliano e Jonas<sup>(8)</sup> e utiliza, para sua validação, a evolução da microestrutura durante a simulação por torção a quente. Este trabalho tem por objetivo, expandir o uso dessa combinação de técnicas, isto é, modelo matemático desenvolvido e ajustado por resultados de simulação por torção a quente, para a laminação de tubos sem costura de um aço ao V-N. As equações básicas foram obtidas na literatura e ajustadas para o presente caso.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

A composição química do aço utilizado aqui é apresentada na tabela I. Este aço foi projetado para melhorar o limite de escoamento principalmente pelo mecanismo de endurecimento por precipitação.

Tabela 1. Análise química (%).

Aço	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	V	N
V-N	0,16	1,53	0,013	0,002	0,44	0,18	0,17	0,06	0,19	0,007	0,11	0,0127

A rota de processamento selecionada foi aquela usada para produzir tubos sem costura na bitola  $\varnothing 127 \times 13$ mm. Este processo compreende o aquecimento do bloco a aproximadamente  $1.280^{\circ}\text{C}$  em forno com soleira rotativa (FB), seguido pela laminação em temperaturas elevadas em 3 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  $940^{\circ}\text{C}$ , laminado em um estirador redutor (LE) e resfriado até uma temperatura próxima da ambiente em leito (Leito II).

Este processo foi caracterizado em termos de seus principais parâmetros metalúrgicos. Deformações, velocidades de deformação e tempos entre passes foram calculados pelo mesmo método descrito por Pussegoda et al.<sup>(11)</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  $1,8^{\circ}\text{C/s}$  e  $0,5^{\circ}\text{C/s}$  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, um ciclo termomecânico simplificado foi usando o modelo matemático desenvolvido previamente,<sup>(10)</sup> como referência. Este ciclo é apresentado na Tabela 2.

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

Equipamento	Passe	Etapa	$\epsilon$	$dg/dt$ (1/s)	T (°C)	$t_{sp}$ (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	C11
	2	4	0,24	2,00	1130	0,38	
	3 to 8	5	0,23	2,00	1130	165	
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	
Leito II	-	18	-	-	400	-	C14

Resumidamente, as principais simplificações adotadas foram: 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.

As simulações foram conduzidas em 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, pistas longitudinais com no máximo 0,3mm de profundidade, foram preparadas para análise metalográfica. Essas superfícies foram atacadas com Teepol e Nital 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.

As equações necessárias para descrever a evolução da microestrutura foram selecionadas da literatura e um modelo matemático completo foi desenvolvido. 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.

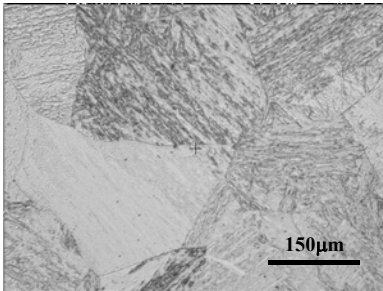
### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Simulação por Torção a Quente

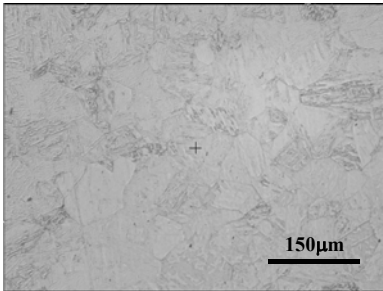
A Figura 1 apresenta esquematicamente o ciclo térmico, as curvas de fluxo para um ciclo completo e a evolução da microestrutura. Nesta figura é possível observar, através da forma da primeira curva (LP + LR), a ocorrência de recristalização dinâmica. Através da análise da derivada da taxa de encruamento em relação a tensão, proposta por Poliak e Jonas,<sup>(12)</sup> encontrou-se um valor médio para a deformação crítica para início da recristalização dinâmica,  $\varepsilon_c$ , de 0,42. Como a deformação de pico,  $\varepsilon_p$ , foi de 0,55 em média, a relação  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$  resultou em 0,76 para esta liga. Esse valor é um pouco menor do que aquele encontrado para aços ao C-Mn no trabalho anterior.<sup>(10)</sup> Isso pode ser explicado pelo efeito de elementos de liga (V, Cr, Ni, Mo e Cu) presentes no aço V-N, no aumento da deformação de pico e, conseqüentemente, na diminuição da relação  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$ . Como será mostrado nas seções seguintes, o aumento em  $\varepsilon_p$  provavelmente suprime a ocorrência de recristalização dinâmica nos 3 passes do LC e, dessa forma,  $\varepsilon_c$  não pôde ser determinado pelo método de Poliak.

Outra observação importante é sobre o crescimento de grão. Após o enformamento do bloco no FB a 1.280°C por 30 min, o tamanho de grão austenítico foi de  $123 \pm 24 \mu\text{m}$ . Esse valor é aproximadamente a metade daquele previsto pelas equações para crescimento de grão de aços C-Mn-(V)<sup>(13)</sup>. Por outro lado, este resultado é bastante similar àqueles obtidos por Palmiere et al.<sup>(14)</sup> e Santos<sup>(15)</sup> para aços ao Nb. Entre o LC e o LE, o tamanho de grão austenítico manteve-se praticamente constante. Valores de  $38 \pm 2 \mu\text{m}$ ,  $44 \pm 3 \mu\text{m}$  e  $35 \pm 2 \mu\text{m}$  foram encontrados após o LC, Leito I e FI, respectivamente. As curvas para previsão do crescimento em aços ao C-Mn e ao Nb desenvolvidas por Hodgson and Gibbs,<sup>(13)</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  $8 \times 10^{24} \mu\text{m/s}$ . É importante também ressaltar que a microestrutura após o LE está em processo de recristalização. Como essa amostra foi resfriada em água aproximadamente 5s após a deformação e as curvas de fluxo não apresentam indicações de amaciamento no último passe, pode-se assumir que um rápido processo de recristalização estática estava em curso durante tal resfriamento.

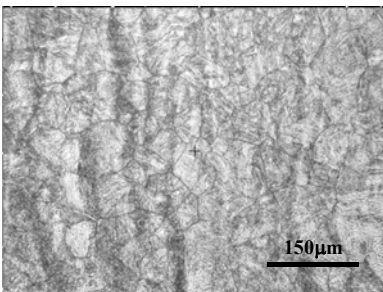
**C10.** Depois do FB



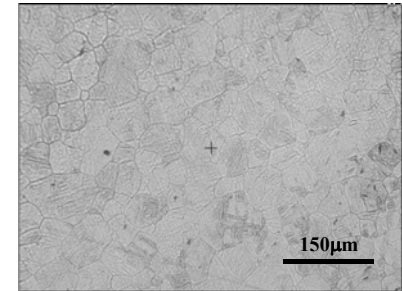
**C11.** Depois do LC



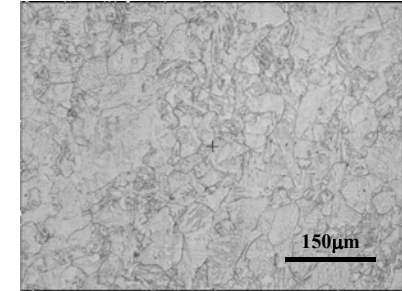
**C11B.** Depois do Leito I



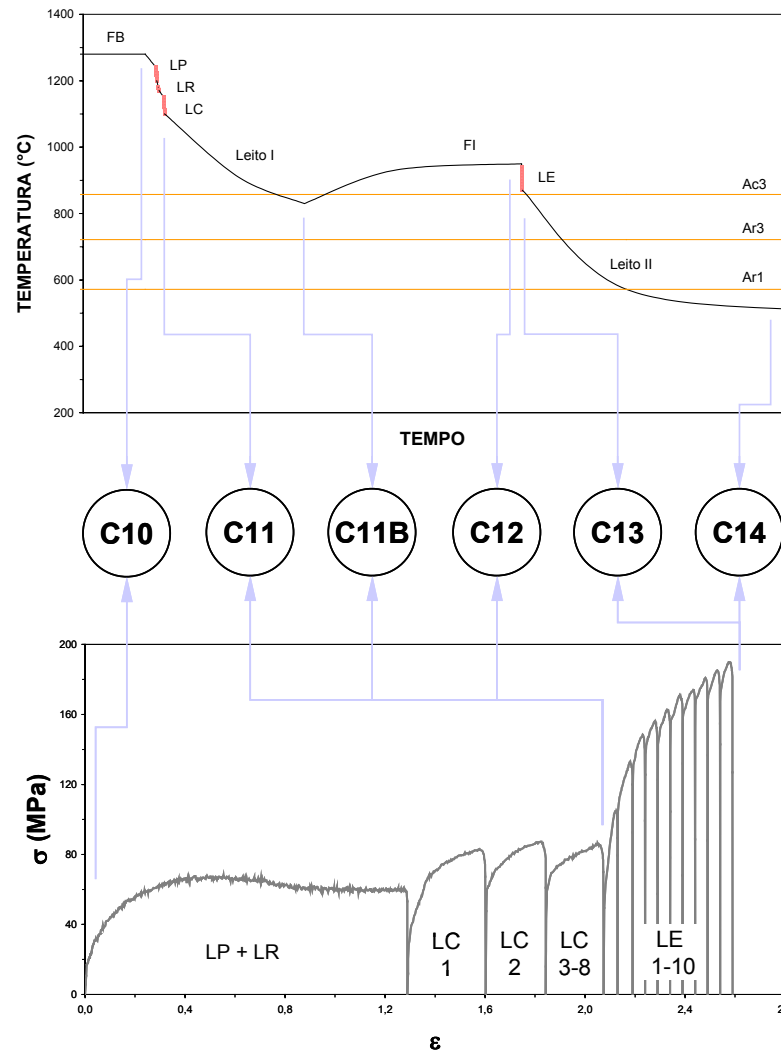
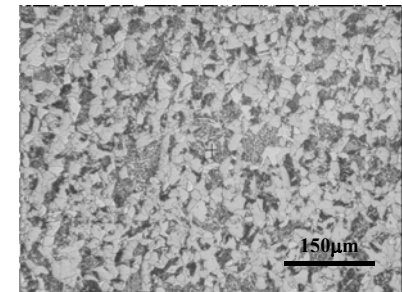
**C12.** Depois do FI



**C13.** Depois do LE



**C14.** Depois do Leito II



**Figura 1.** Evolução da microestrutura 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

Os dados de entrada para o modelo são: deformação, velocidade de deformação, temperatura e tempo entre passes, medidos ou calculados conforme descrito anteriormente. Com base nesses parâmetros, um modelo para a evolução do tamanho de grão austenítico foi construído de maneira similar àquele desenvolvido previamente para C-Mn.<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 em aço V-N são resumidas na Tabela 3. Esse conjunto de equações foi selecionado usando o modelo para C-Mn como referência e introduzindo, quando necessário, algumas modificações. A equação para  $\varepsilon_p$  desenvolvida por Medina e Lopes<sup>(16)</sup> para aços ao V (equação 1 na Tabela 3), forneceu um bom ajuste aos resultados observados no passe que representa LP + LR. Essa equação, juntamente com a relação  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$  de 0,76, foi selecionada para todo o processo. Como já citado anteriormente, a presença de alguns elementos (V, Cr, Ni, Mo e Cu) aumentaram a deformação de pico de tal modo que foi necessário adotar uma nova para  $\varepsilon_p$  literatura e uma nova relação  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$  com base nas medições realizadas na própria liga.

Foi observado também que a cinética de amaciamento ( $t_{0,5}$ ) para o aço V-N é um pouco mais lenta que para o C-Mn. Em temperaturas elevadas, acima da temperatura crítica para recristalização estática (SRCT), o efeito dos elementos de liga nesta cinética ocorre devido ao arraste de soluto. Uma avaliação desse efeito sobre o aço estudado aqui foi feita utilizando o modelo desenvolvido por Medina e Quispe, confirmando um pequeno retardo na cinética em relação à sua base C-Mn. Este retardo é semelhante ao da equação para aços ao Ti-V desenvolvida por Roberts et al<sup>(17)</sup> em relação ao da equação para C-Mn de Hodgson e Gibbs.<sup>(13)</sup> A equação de Roberts para  $t_{0,5}$  foi selecionada aqui juntamente com a equação para  $d_{rec}$  desenvolvida por Siwecki<sup>(4)</sup>, que usou essas equações em um modelo matemático para evolução da microestrutura na laminação de placas de aços Ti-V-N e Ti-V.

Como citado anteriormente, as equações para crescimento de grão para C-Mn e Nb desenvolvidas por Hodgson e Gibbs não são adequadas para a liga V-N. Uma equação modificada foi adotada aqui (equação 6 da Tabela 3). Esse comportamento pode ser atribuído à presença de 0,003% de Ti nesta liga industrial. 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 da liga estudada 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 Ti-V. 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.

**Tabela 3.** Equações utilizadas no modelo matemático para o aço V-N.

Parâmetro	Aço	Equação	Ref.
$\varepsilon_a, \varepsilon_p, \dot{\varepsilon}$ e $\varepsilon_T$	V	$\varepsilon_p = 5,9 \cdot 10^{-3} \cdot D^{0,20} \cdot Z^{0,174}$ $Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{248.000}{R.T}\right)$ $\varepsilon_c/\varepsilon_p = 0,76$ $\varepsilon_T/\varepsilon_p = 1,7$	(1) Medina e Lopez <sup>(16)</sup>
$t_{0,5}$	Ti-V	$\varepsilon_a < \varepsilon_c$ $t_{0,5}^{RE} = 5 \cdot 10^{-18} \cdot (\varepsilon - 0,058)^{-3,5} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left(\frac{280.000}{R.T}\right)$ com expoente Avrami n=1,7	(2) Roberts et al <sup>(17)</sup>
	C-Mn	$\varepsilon_a > \varepsilon_T$ $t_{0,5}^{RMD} = 0,4 \cdot Z^{-0,8} \exp\left(\frac{230.000}{R.T}\right)$ com expoente Avrami n=1,5 $Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{300.000}{R.T}\right)$	(3) Hodgson e Gibbs <sup>(13)</sup>
$d_{rec}$	Ti-V	$\varepsilon_a < \varepsilon_c$ $d_{RE} = -1,25 + 24,4 \cdot (V + Nb)^{-0,2} \cdot N^{-0,04} \cdot d_0^{0,25} \cdot \varepsilon^{-0,55} \cdot \left[\exp\left(\frac{350.000}{R.T}\right)\right]^{-0,07}$	(4) Siwecki <sup>(4)</sup>
	C-Mn	$\varepsilon_a > \varepsilon_T$ $d_{RMD} = 2,6 \cdot 10^4 \cdot \left(\dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{300.000}{R.T}\right)\right)^{-0,23}$	(5) Hodgson e Gibbs <sup>(13)</sup>
$d$	V-N	$d^6 = d_{rec}^6 + 8 \cdot 10^{24} \cdot (t_{ep} - t_{0,95}) \exp\left(\frac{-435.000}{R.T}\right)$ onde: $t_{0,95} = 4,32^{1/n} \cdot t_{0,5}$	(6)
$d_\alpha$	Ti-V	$d_\alpha = d_\alpha^0 \cdot (1 - 0,45 \cdot \varepsilon_f^{1/2})$ onde: $d_\alpha^0 = 3,0 + 1,4 \cdot \dot{T}^{-1/2} + 17 \cdot \{1 - \exp(-1,5 \cdot 10^{-2} \cdot d_\gamma)\}$	(7) Sellars e Beynon <sup>(5)</sup>

O método desenvolvido por Uranga et al.<sup>(18)</sup> para decidir sobre os mecanismos de amaciamento atuantes também foi utilizado aqui. Esses autores mostraram 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  $\varepsilon_c < \varepsilon < \varepsilon_T$ , recristalização 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 foi adotado neste trabalho já considerando outros casos onde se tornaria necessário.

A Tabela 4 mostra os detalhes da evolução do tamanho de grão austenítico obtidos pelo modelo. O tamanho de grão ferrítico final é estimado em  $8,5\mu\text{m}$ , conforme apresentado nesta tabela. Este resultado é bastante próximo ao valor obtido na simulação,  $8,1 \pm 0,6\mu\text{m}$  e, também, nos experimentos industriais,  $7,6 \pm 0,6\mu\text{m}$ . A boa capacidade de previsão do modelo para o caso da laminação de tubos indica que as equações e suposições adotadas são válidas 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.

#### 4 CONCLUSÕES

O presente trabalho analisou, por meio de simulação por torção a quente, a evolução da microestrutura para um aço ao V-N, submetido a um ciclo termomecânico típico da laminação de tubos sem costura. A análise dos dados de produção permitiu uma sistematização do processo em termos de suas principais variáveis tais como deformação, velocidade de deformação, temperatura e tempo entre passes para cada etapa do processo. Um modelo capaz de acompanhar a evolução do tamanho de grão austenítico e de prever o tamanho de grão ferrítico final, foi desenvolvido. As equações necessárias para descrever essa evolução foram obtidas da literatura e ajustadas aos dados experimentais.

As principais conclusões deste trabalho foram: 1) o processo de laminação a quente de tubos sem costura em aço V-N pôde ser simulado por torção a quente e modelado matematicamente usando equações adequadas para descrever os fenômenos de recristalização, crescimento de grão de grão e transformação, encontradas na literatura; 2) as equações selecionadas para descrever essa evolução microestrutural 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 e 3) o modelo matemático desenvolvido usando equações da literatura ajustadas com os resultados da simulação por torção, produziu um tamanho de grão ferrítico final bastante próximo ao medido em experimentos industriais.



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

ENTRADA						
Equipamento	Passe	$d_0$ ( $\mu\text{m}$ )	T ( $^{\circ}\text{C}$ )	$de/dt$ (1/s)	$t_{ep}$ (s)	$\epsilon$
LP + LR	1	123	1220	1,00	40,0	1,29
	1		1130	1,00	0,48	0,31
LC	2		1130	1,00	0,38	0,24
	3 a 8		1130	1,00	-	0,23
	Leito I + FI		-	-	770	
LE	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
	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

SAIDA																														
Equipamento	Passe	$d_0$ ( $\mu\text{m}$ )	$\epsilon_a$	$\epsilon_c$	$\epsilon_p$	$\epsilon_T$	$\epsilon > \epsilon_c$	$\epsilon > \epsilon_T$	Mec.	$\epsilon_{0,5}$	$X_{din}$	$t_{0,5}$ RE (s)	$t_{0,5}$ RMD (s)	X RE	X RMD	X RMD+RE	$d_{rec}$ se $X > 0,95$			$d$ após $t_{ep}$			$d_T$ ( $\mu\text{m}$ )	V. Resfr. ( $^{\circ}\text{C/s}$ )	$d^0 \alpha$ ( $\mu\text{m}$ )	$d\alpha$ ( $\mu\text{m}$ )				
																	RE	RMD	RMD+RE	RE	RMD	RMD+RE								
LP + LR	1	123	1,29	0,38	0,50	0,85	S	S	RMD	0,28	1,00	-	0,40	-	1,00	-	-	-	100,6	-	-	-	101,6	-	-	-	101,6			
LC	1	101,6	0,31	0,46	0,60	1,02	N	N	RE	-	0,00	0,17	0,40	0,99	-	-	-	-	32,1	-	-	-	32,3	-	-	-	32,3			
	2	32,3	0,24	0,36	0,48	0,81	N	N	RE	-	0,00	0,05	-	1,00	-	-	-	-	27,3	-	-	-	28,6	-	-	-	28,6			
	3 a 8	28,6	0,23	0,35	0,47	0,79	N	N	RE	-	0,00	0,05	-	-	-	-	-	-	27,4	-	-	-	-	-	-	-	27,4			
	Leito I + FI	27,4																				43,0	-	-	-	43,0				
LE	1	47,0	0,06	0,76	1,00	1,71	N	N	RE	-	0,00	6,2E+07	-	0,00	-	-	-	-	47,0	-	-	-	47,0	-	-	-	47,0			
	2	47,0	0,12	0,76	1,00	1,71	N	N	RE	-	0,00	373,73	-	0,00	-	-	-	-	30,5	-	-	-	47,0	-	-	-	47,0			
	3	47,0	0,17	0,76	1,00	1,71	N	N	RE	-	0,00	47,17	-	0,00	-	-	-	-	24,9	-	-	-	47,0	-	-	-	47,0			
	4	47,0	0,22	0,76	1,00	1,71	N	N	RE	-	0,00	12,96	-	0,00	-	-	-	-	21,5	-	-	-	47,0	-	-	-	47,0			
	5	47,0	0,27	0,76	1,00	1,71	N	N	RE	-	0,00	5,06	-	0,00	-	-	-	-	19,1	-	-	-	47,0	-	-	-	47,0			
	6	47,0	0,32	0,76	1,00	1,71	N	N	RE	-	0,00	2,41	-	0,00	-	-	-	-	17,2	-	-	-	47,0	-	-	-	47,0			
	7	47,0	0,37	0,76	1,00	1,71	N	N	RE	-	0,00	1,31	-	0,00	-	-	-	-	15,8	-	-	-	47,0	-	-	-	47,0			
	8	47,0	0,42	0,76	1,00	1,71	N	N	RE	-	0,00	0,78	-	0,02	-	-	-	-	14,7	-	-	-	45,3	-	-	-	45,3			
	9	45,3	0,46	0,76	1,00	1,69	N	N	RE	-	0,00	0,49	-	0,10	-	-	-	-	13,7	-	-	-	37,4	-	-	-	37,4			
	10 + Leito II	37,4	0,47	0,73	0,96	1,63	N	N	RE	-	0,00	0,32	-	-	-	-	-	-	13,0	-	-	-	-	-	-	-	-	0,5	12,3	8,5

## Agradecimentos

Os autores agradecem a V&M do Brasil pelo apoio financeiro a esta pesquisa.

## 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. Simulation of the Process of Hot Rolling of Seamless Tube. **Materials Science Forum**, v. 539-543, p. 4602-4607, 2007.
- 11 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.
- 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 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.
- 14 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.
- 15 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.

- 16 MEDINA, S. F.; 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**, v. 33, n. 5, p. 605-614, 1993.
- 17 Roberts, W., Sandberg, A., Siwecki, T., & Werlefors, T. (1984). PREDICTION OF MICROSTRUCTURE DEVELOPMENT DURING RECRYSTALLIZATION HOT ROLLING OF Ti-V STEELS. In *HSLA Steels, Technology and Applications, Conference Proceedings of International Conference on Technology and Applications of HSLA Steels* (pp. 67-84). Philadelphia, PA, USA: ASM, Metals Park, OH, USA.
- 18 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.