

EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA DE AÇOS MICROLIGADOS AO VNb E AO VNbTi NA LAMINAÇÃO CONTÍNUA DE TUBOS SEM COSTURA

Ricardo Nolasco de Carvalho ¹
 Marcelo Almeida Cunha Ferreira ²
 Dagoberto Brandão Santos ³
 Ronaldo Barbosa ⁴

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 é caracterizado em termos de suas principais variáveis. Em seguida, este ciclo é 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 é conduzida em uma máquina servo-hidráulica controlada por computador equipada com um forno radiante. Amostras para microscopia óptica foram obtidas pela interrupção da simulação depois de determinadas etapas do processo. Os resultados da evolução da microestrutura na simulação por torção são 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 no material industrial.

Palavras-chave: Torção a quente; Laminação contínua; Tubos; Modelamento microestrutural.

MICROSTRUCTURE EVOLUTION OF VNb AND VNbTi MICROALLOYED STEELS DURING HOT ROLLING OF SEAMLESS TUBES

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 is characterized in terms of their main variables. Following, this cycle is simplified for hot torsion simulation, due to equipment limitations to reproduce some strain, strain rates and cooling rates industrially developed. The hot torsion simulation is 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 are used to select and adjust the necessary equations. The comparison of microstructure evolution, from hot torsion and mathematical model, shows, in general, a good correlation. The final microstructure from simulation is also similar to that industrially observed.

Key words: Hot torsion; Continuous rolling; Tubes; Microstructure modeling.

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.*^(1,2) usaram ensaios de torção a quente para simular o processo de laminação a quente de tubos sem costura. Esses autores propuseram um método de cálculo para os principais parâmetros metalúrgicos e um esquema simplificado foi usado para simular tal processo industrial.

¹Engenheiro Mecânico, Mestre e Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Minas pela UFMG. Engenheiro Sênior da V & M do Brasil. Av. Olinto Meireles, 65, Cep 30640-010, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: nolasco@vmtubes.com.br.

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

³Membro da ABM. Engenheiro Metalurgista, Mestre, Dr., Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG. Av. Antônio Carlos, 6627, Campus da UFMG-Pampulha, Cep 31.270-901, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: dsantos@demet.ufmg.br.

⁴Membro da ABM, Engenheiro Mecânico, Mestre, PhD., Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG. Av. Antônio Carlos, 6627, Campus da UFMG-Pampulha, Cep 31270-901, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: rbarbosa@demet.ufmg.br.

Modelos matemáticos têm sido desenvolvidos por vários pesquisadores,⁽³⁻⁹⁾ com o objetivo de acompanhar a evolução da microestrutura durante o processamento. Tais modelos utilizam equações disponíveis na literatura para aços ao carbono e microligados e foram aplicados na laminação de tiras, placas e arames. Um resumo das características desses modelos pode ser encontrada em Carvalho.⁽¹⁰⁾ Mais recentemente alguns modelos foram publicados para a laminação de tubos sem costura em aços CMn, Nb e VN.^(11,12) Estes são semelhantes aos desenvolvidos por Siciliano e Jonas⁽⁶⁾, entretanto, são validados pela evolução da microestrutura obtida durante a simulação por torção a quente. Este trabalho tem por objetivo expandir o uso dessa combinação de técnicas para aços VNb e VNbTi.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Os aços utilizados neste trabalho apresentam a mesma composição base do aço utilizado em trabalho anterior⁽¹²⁾ e são apresentados na Tabela 1. A base desses aços contém V e N com o objetivo de melhorar o limite de escoamento principalmente pelo mecanismo de endurecimento por precipitação. O processo analisado aqui é aquele normalmente utilizado para produzir tubos sem costura na bitola $\varnothing 127$ mm x 13 mm e compreende as etapas descritas a seguir. O bloco é aquecido a aproximadamente 1.280 °C em forno com soleira rotativa (FB), seguido pela laminação em temperaturas elevadas nos laminadores: perfurador (LP), redutor

de lupas (LR) e contínuo (LC). Em seguida, através de um leito de resfriamento (Leito I), a lupa é transferida para um forno intermediário (FI), que trabalha a 940 °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.⁽¹⁾ 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. 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 adotadas e suas justificativas podem ser encontradas em trabalho anterior⁽¹²⁾ e resumidas na utilização de uma velocidade de deformação constante para cada laminador limitada a 2s⁻¹ e no acúmulo de passes em que as deformações e intervalos entre passes foram considerados desprezíveis.

Tabela 1. Análise química (% em peso)

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

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

Equipamento	Passo	Etapas	ϵ	$d\epsilon/dt$ (1/s)	T (°C)	t_{ep} (s)	Amostra
FB – Forno de reaquecimento de blocos	-	1	-	-	1.280°C / 30 min	70	C10
LP – Laminador perfurador	1						
+	+	2	1,29	1	1.220	40	
LR - Laminador redutor	5						
	1	3	0,31	2	1.130	0,48	
LC – Laminador contínuo	2	4	0,24	2	1.130	0,38	
	3 a 8	5	0,23	2	1.130	165	C11
Leito I	-	6	-	-	830	600	C11B
FI – Forno de reaquecimento de lupas	-	7	-	-	940	5	C12
	1	8	0,06	1	915	0,2	
	2	9	0,06	1	915	0,2	
	3	10	0,05	1	915	0,2	
	4	11	0,05	1	915	0,2	
LE – Laminador estirador redutor	5	12	0,05	1	915	0,2	
	6	13	0,05	1	915	0,2	
	7	14	0,05	1	915	0,2	
	8	15	0,05	1	915	0,2	
	9	16	0,05	1	915	0,2	
	10	17	0,05	1	915	1050	C13
Leito II	-	18	-	-	400	-	C14

Utilizou-se nas simulações, uma máquina MTS-810, servo-hidráulica, controlada por computador e equipada com um forno radiante. Amostras com $\epsilon_6,3$ mm e 20 mm 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 0,3 mm 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 Analysis Pro da Olympus.

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 equações e ajustar o modelo como um todo. Os resultados obtidos na simulação e no modelo matemático foram então 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. A deformação crítica para recristalização dinâmica, ϵ_c , foi determinada para cada aço, pela análise da

derivada da taxa de encruamento em relação a tensão, proposta por Poliak e Jonas.⁽¹³⁾ Juntamente com a deformação de pico, ϵ_p , medida diretamente nas curvas, é possível estimar relações ϵ_c/ϵ_p de 0,65 e 0,63 para os aços VNb e VNbTi, respectivamente. Estes valores estão ligeiramente abaixo do mínimo da faixa (0,67-0,80) citada por Sellars.⁽¹⁴⁾ Entretanto, valores ainda menores são encontrados por Siciliano e Jonas⁽⁸⁾ que propõem uma relação ϵ_c/ϵ_p dependente dos teores de Nb, Mn e Si, agrupados em um parâmetro chamado de nióbio efetivo, Nb_{ef} .

Após o enformamento do bloco no FB a 1.280°C por 30 min, o tamanho de grão austenítico foi de 130 μm para o aço VNb e 51 μm para o VNbTi. Essa diferença se deve ao maior teor de Ti neste último. O valor de 130 μm observado para o aço VNb é bastante inferior àquele previsto pelas equações para crescimento de grão de aços Nb.⁽¹⁵⁾ Por outro lado, este resultado é bastante similar àqueles obtidos por Palmiere, Garcia e DeArdo⁽¹⁶⁾ e Santos⁽¹⁷⁾ 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,⁽¹⁵⁾ aplicadas ao ciclo térmico, não se ajustam bem aos resultados da simulação. Um bom ajuste é encontrado por uma equação com expoente 6 e um coeficiente para t_{cg} de $8 \times 10^{24} \mu\text{m/s}$.

3.2 Modelo Matemático

Com base nos parâmetros metalúrgicos determinados anteriormente, foi construído um modelo para a evolução do tamanho de grão austenítico de maneira similar àquele desenvolvido previamente para Nb.⁽¹¹⁾ 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. Este conjunto de equações foi selecionado usando o modelo para aço Nb como referência e introduzindo, quando necessário, algumas modificações. A equação para ϵ_p , desenvolvida por Siciliano e Jonas para aços Nb (Equação 1 na Tabela 4), fornece um bom ajuste aos resultados observados na simulação. Essa equação, juntamente com a relação ϵ_c/ϵ_p de 0,65, é selecionada para todo o processo.

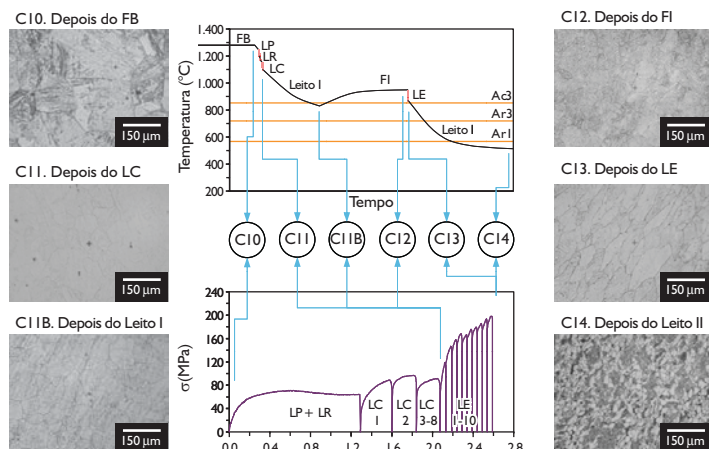


Figura 1. Evolução da microestrutura do aço VNb, obtida pela interrupção da simulação por torção após etapas selecionadas. Um ciclo térmico esquemático para o processo industrial e as curvas de fluxo para simulação indicam as etapas de onde foram obtidas as amostras.

Tabela 3. Tamanho de grão (em μm) 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	130,0 \pm 13,9	47,0 \pm 2,3	48,0 \pm 3,0	43,0 \pm 2,2	46,0 \pm 2,5	7,80 \pm 0,62
VNbTi	51,0 \pm 3,2	39,0 \pm 1,7	45,0 \pm 2,6	41,0 \pm 2,2	45,0 \pm 2,6	8,20 \pm 0,68

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

Parâmetro	Equação	Ref.
$\varepsilon_a, \varepsilon_p$ e ε_T	$\varepsilon_f/\varepsilon_p = 0,65$ $\varepsilon_T/\varepsilon_p = 1,7$ $\varepsilon_p = \left((1 + 20 \cdot \text{Nb}) / 1,78 \right) \cdot 2,8 \cdot 10^{-4} \cdot d_0^{0,5} \cdot \left[\dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{375.000}{R.T} \right) \right]^{0,17}$	(1) Uranga et al ⁽⁹⁾ Siciliano e Jonas ⁽⁸⁾
$t_{0,5}$	$\varepsilon_a < \varepsilon_c$ $t_{0,5}^{\text{SRX}} = (-5,24 + 550 \cdot [\text{Nb}]) \cdot 10^{-18} \cdot e^{(-4,0+77 \cdot [\text{Nb}])} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left(\frac{330.000}{R.T} \right)$ $n = 1,0$	(2) Roucoules ⁽¹⁸⁾
	$\varepsilon_a > \varepsilon_T$ $t_{0,5}^{\text{MDRX}} = 4,42 \cdot 10^{-7} \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,59} \exp\left(\frac{153.000}{R.T} \right)$ $n = 1,0$	(3) Roucoules ⁽¹⁸⁾
d_{rec}	$\varepsilon_a < \varepsilon_c$ $d_{\text{SRX}} = 1,1 \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,67} \cdot d_0^{0,67}$	(4) Sellars ⁽⁶⁾
	$\varepsilon_a > \varepsilon_T$ $d_{\text{MDRX}} = 1370 \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,13} \cdot \exp\left(\frac{-45.000}{R.T} \right)$	(5) Roucoules et al ⁽¹⁹⁾
d	$d^6 = d_{\text{rec}}^6 + 8 \cdot 10^{24} \cdot (t_{\text{ip}} - t_{0,95}) \cdot \exp\left(\frac{-435.000}{R.T} \right)$ $t_{0,95} = 4,32 \cdot t_{0,5}$	(6) Carvalho ⁽¹⁰⁾
$d\alpha$	$d_\alpha = d_\alpha^0 \cdot (1 - 0,45 \cdot \varepsilon_f^{1/2})$ onde: $d_\alpha^0 = 2,5 + 3,0 \cdot \dot{T}^{-1/2} + 20 \cdot \left\{ 1 - \exp(-1,5 \cdot 10^{-2} \cdot d_g) \right\}$	(7) Sellars e Beynon ⁽⁵⁾

A utilização das equações desenvolvidas por Roucoules⁽¹⁸⁾ para aços Nb, na análise da evolução microestrutural dos aços VNb e VNbTi, pode ser justificada pelos resultados apresentados por Siwecki.⁽⁴⁾ 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. 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⁽¹⁴⁾ 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% Ti é necessário para o controle do crescimento de grão em temperaturas elevadas.

O tamanho de grão ferrítico após a transformação no leito II foi calculado usando as equações desenvolvidas por Sellars e Beynon⁽⁵⁾ para aços ao Nb. O modelo calcula primeiramente o tamanho de grão ferrítico, d_α , oriundo da austenita recristalizada, d_α^0 , em uma dada velocidade de resfriamento. Posteriormente, o efeito da deformação residual, ε_f , ou deformação acumulada final, ε_a , calculada pelo modelo, é incorporada ao cálculo.

Neste modelo, assim como em outro desenvolvido para um aço VN, utilizou-se o método desenvolvido por Uranga et al.⁽⁹⁾ 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 $\varepsilon_T \equiv 1,7 \cdot \varepsilon_p$. Dessa forma pode-se colocar: 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 $(\varepsilon - \varepsilon_c) / (\varepsilon_T - \varepsilon_c)$.

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 μm , 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 μm) e, para o aço VNbTi (8,2 μm). É também maior do que os valores obtidos em experimentos industriais, de 7,5 μm e 8,2 μm para estes dois aços, respectivamente. Até

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

Entrada

Equip./passe	d_0 (μm)	T ($^{\circ}\text{C}$)	de/dt (1/s)	t_{ep} (s)	ϵ
LP + LR	1	1.220	1,00	40,00	1,29
LC	1	1.130	1,00	0,48	0,31
	2	1.130	1,00	0,38	0,24
	3 a 8	1.130	1,00	-	0,23
Leito I + FI					
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

Saída

Equip./passe	d_0 (μm)	ϵ_a	ϵ_c	ϵ_p	ϵ_t	$\epsilon > \epsilon_c$	$\epsilon > \epsilon_t$	$\epsilon > \epsilon_c$	$\epsilon > \epsilon_t$	Mec.	$\epsilon_{0,5}$	X_{dn}	t_{RE} (s)	t_{RMD} (s)	$t_{0,5}$ (s)	X_{RE}	X_{RMD}	X_{RE+RMD}	X_{RMD}	X_{RE+RMD}	d_{rec}	$d_{se X > 0,95}$	d após t_{ep}			d_y (μm)	Vel. Rsfr. ($^{\circ}\text{C/s}$)	$d^{0\alpha}$ (μm)	$d\alpha$ (μm)	
																							RE	RMD	RE + RMD					
LP + LR	1	130	1,29	0,34	0,53	0,90	S	S	S	RMD	0,28	1,00	-	0,10	-	1,00	-	-	-	-	-	36,6	-	57,6	-	57,6	-	-	-	
LC	1	57,6	1,130	1,00	0,48	0,31	N	N	N	RE	-	0,00	0,36	-	0,60	-	-	-	-	-	-	36,4	-	27,6	-	27,6	-	-	-	
	2	27,6	1,130	1,00	0,38	0,24	S	N	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	18,6	-	-	-	-	
	3	18,6	1,130	1,00	-	0,23	S	N	N	RMD + RE	0,23	0,17	0,07	0,22	-	-	-	17,4	29,0	22,2	-	-	-	-	22,2	-	-	-	-	
Leito I + FI																														
LE	1	47,0	0,06	0,77	1,19	2,02	N	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	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	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	N	RE	-	0,00	60,26	-	0,00	-	-	-	-	-	-	40,0	-	47,0	-	47,0	-	-	-	-
	5	47,0	0,27	0,77	1,19	2,02	N	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	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	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	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	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	N	RE	-	0,00	22,39	-	0,00	-	-	-	-	-	-	22,5	-	47,0	-	47,0	-	0,5	16,9	11,4

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⁽⁵⁾ 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⁽¹⁵⁾ identificam a necessidade de ajuste na equação de d_{α}^0 para aços CMn e propõem 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,⁽⁵⁾ Isso mostra a necessidade de se ajustar tais equações.

4 CONCLUSÕES

A simulação por torção a quente é 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 seus principais parâmetros metalúrgicos. 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 são obtidas da literatura e ajustadas aos resultados da simulação em laboratório.

Como principais conclusões deste trabalho podem-se citar:

- 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;

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. 129-36, 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, 1996.
- 4 SIWECKI, T. Modelling of microstructure evolution during recrystallization controlled rolling. *ISIJ International*, v. 32, n. 3, p. 368-76, 1992.
- 5 SELLARS, C. M.; BEYNON, J. H. Microstructural development during hot rolling of titanium microalloyed steels. In: HIGH STRENGTH LOW ALLOY STEELS, 1985, Wollongong. *Proceedings...* Wollongong: [s.n.], 1985. p. 142-50.
- 6 SELLARS, C. M. Modeling microstructural development during hot rolling. *Materials Science and Technology*, v. 6, p. 1072-81, 1990.
- 7 BEYNON, J. H.; SELLARS, C. M. Modeling microstructure and its effects during multipass hot rolling. *ISIJ International*, v. 32, n. 3, p. 359-67, 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. 511-30, 2000.

- as equações selecionadas para descrever essa evolução microestrutural produzem 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 dos aços estudados aqui apresenta diferenças significativas em relação àqueles apresentados na literatura; e
- 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 ao pesquisador.

- 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. 319-27, 2003.
- 10 CARVALHO, R. N. *Aspectos da precipitação e da recristalização na laminação contínua de tubos sem costura*. 2007. 210 p. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.
- 11 CARVALHO, R. N.; FERREIRA, M. A. C.; SANTOS, D. B.; BARBOSA, R. Simulação do processo de fabricação de tubos sem costura através de ensaios de torção. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO - PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 42., 2005, Santos. SP. *Anais...* São Paulo: ABM, 2005. p. 372-82.
- 12 CARVALHO, R. N.; FERREIRA, M. A. C.; SANTOS, D. B.; BARBOSA, R. Evolução da microestrutura de um aço microligado ao V-N na laminação contínua de tubos sem costura. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO - PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 44., 2007, Campos do Jordão. *Anais...* São Paulo: ABM, 2007., p. 378-88.
- 13 POLIAK, E. I.; JONAS, J. J. Initiation of dynamic recrystallization in constant strain rate hot deformation. *ISIJ International*, v. 43, n. 5, p. 684-91, 2003.
- 14 SELLARS, C. M. Physical metallurgy of hot working. WORKING AND FORMING PROCESSES, 1979, Sheffield. *Proceedings...* London: Metals Society, 1980. p.3-15 Apud SICILIANO, F.; 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. 511-30, 2000.
- 15 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. 1329-338, 1992.
- 16 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*, v. 25A, n. 2, p. 277-86, 1994.
- 17 SANTOS, D. B. *Refinamento de grão ferrítico através da laminação controlada com deformações na região ($\gamma + \alpha$)*. 1991. 252 p. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 1991.
- 18 ROUCOULES, C. *Dynamic and metadynamic recrystallization in HSLA steels*. 1992. Thesis (PhD) – McGill University, Montreal, 1992 Apud SICILIANO, F.; 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.
- 19 ROUCOULES, C.; YUE, S.; JONAS, J. J. Effect of dynamic and metadynamic recrystallization on rolling load and microstructure. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON MODELING OF METAL ROLLING PROCESS, 1993, London. *Proceedings...* London: The Institute of Materials, 1993. p. 1329-38 Apud SICILIANO, F.; 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. 511-30, 2000.

Recebido em: 6/11/2008

Aceito em: 3/09/2009

Proveniente de: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 63., 2008, Santos, SP. São Paulo: ABM, 2008.