

## DESENVOLVIMENTO DE VERGALHÃO EM ROLO MICROLIGADO DE ALTA RESISTÊNCIA\*

Roney Eduardo Lino<sup>1</sup>  
Felipe Gabriel Oliveira<sup>1</sup>  
Letícia Barbosa Silva<sup>1</sup>  
Luciano de Castro Reis<sup>1</sup>  
Ermani Lima<sup>1</sup>  
Joaquim Costa<sup>1</sup>  
Ronaldo Barbosa<sup>2</sup>

### Resumo

As ocorrências recentes de terremotos em diversos países têm incentivado o desenvolvimento de vergalhão com características sísmicas, ou seja, que apresente elevada resistência mecânica sem que a ductilidade seja deteriorada. Este trabalho propôs uma abordagem investigativa dos principais fenômenos metalúrgicos atuantes no processo de laminação a quente de vergalhão em rolo Ø20 mm. Foi utilizado um modelo matemático de evolução microestrutural com equações capazes de prever a quantidade de elementos microligantes ao longo do processo, a cinética de precipitação e o comportamento do tamanho de grão austenítico durante todo o tempo de laminação. Os resultados industriais de microestrutura e propriedades mecânicas convergiram com os resultados previstos pelo modelo. Com combinação do modelo matemático com testes industriais foi possível obter vergalhão com limite de escoamento superior a 600 MPa e alongamento de 15 %.

**Palavras-chave:** Vergalhão de alta resistência; Aços longos microligados; Processo termomecânico

### DEVELOPMENT OF HIGH STRENGTH MICROALLOYED COILED REBAR

#### Abstract

Recent earthquakes in several countries have encouraged the development of rebar with seismic characteristics, that is, high mechanical resistance without the ductility being deteriorated. This work proposes an investigative approach of the main metallurgical phenomena active in the hot rolling process of Ø20 mm coil rebar. A mathematical model for microstructure evolution was used to predict the amount of microalloying elements which were either precipitated or in solution during the course of the process, the kinetics of precipitation and the behavior of the austenitic grain size during rolling. Industry trials were run according to guidelines given by the proposed model. Industry results of microstructure and mechanical properties converged to results predicted by the model. Combination of metallurgical modeling with industry trials resulted in yield strength in rebars with excess of 600 MPa and elongation 15 %.

**Keywords:** High strength rebar; Microalloyed long steels; Thermomechanical process

<sup>1</sup> Engenheiros metalurgistas, Eng. de Produto da ArcelorMittal Monlevade, João Monlevade, MG.

<sup>2</sup> Engenheiro mecânico, Dr. Professor do departamento de Eng. Metalúrgica da UFMG, BH, MG.

## 1 INTRODUÇÃO

O Mercado mundial de construção civil pesada tem crescido fortemente nos últimos anos, o que tem provocado um grande aumento na demanda de vergalhão de bitola grossa de alta resistência, em alguns casos aliado à alta ductilidade que garante propriedades sísmicas à estrutura. Frente às dificuldades industriais em se obter bobinas de vergalhão de grandes diâmetros via processo de resfriamento acelerado após o último passe de laminação, projetos de liga propondo o desenvolvimento de aços microligados para fabricação de vergalhão soldável tem se tornado uma importante alternativa para a consolidação desse produto no mercado.

Entretanto, poucos esforços ainda foram direcionados para estudos relacionados à metalurgia a quente de laminação de produtos longos microligados de bitolas grossas. Em tais processos, podem-se destacar algumas peculiaridades, tais como limitação na temperatura máxima dos fornos de reaquecimento, altos graus de deformação por passe, baixos tempos entre passes, elevadas taxas de deformação, e taxas de resfriamento limitadas, tanto durante quanto após a laminação. Assim, na laminação a quente de tais produtos, surgem-se naturalmente algumas questões voltadas ao processo de solubilização e precipitação de partículas de carbonitretos na austenita, dos mecanismos de recristalização atuantes na microestrutura durante todo o processo de conformação, e qual a microestrutura que chega na transformação de fase em função de diferentes tipos de tratamentos termomecânicos. Uma alternativa de refinamento da microestrutura vem da laminação controlada clássica, onde objetiva-se uma redução na temperatura do esboço na etapa de acabamento, de maneira que os baixos tempos entre passes impeçam a recristalização estática e permitam o acúmulo de deformação por passe, levando a uma estrutura panquecada para a transformação de fases. Outra opção de refinamento da microestrutura é através de sucessivos ciclos de recristalização estática e metadinâmica à temperaturas de laminação não tão reduzidas, o que também pode produzir uma austenita recristalizada final refinada que pode gerar grãos ferríticos finos.

Este trabalho tem o objetivo desenvolver um vergalhão em rolo Ø20 mm via processo de laminação a quente, que apresente limite de escoamento superior a 600 MPa e alongamento total mínimo de 12 %.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1 DESCRIÇÃO DO PROCESSO INDUSTRIAL

#### Descrição do layout do laminador

O processo industrial em estudo consiste na laminação a quente de bobinas de vergalhão de alta resistência e elevada ductilidade. O processo se inicia com a etapa de reaquecimento de tarugos. O forno de reaquecimento é do tipo soleira caminhante ("Walking Beam") e aquece os tarugos de seção quadrada de 155x155 mm da temperatura ambiente até a temperatura de laminação, que pode chegar até 1200 °C. Na saída do forno de reaquecimento o descarepador remove a carepa gerada no processo de reaquecimento através de jatos de spray de água de alta pressão contra as 4 superfícies do tarugo. A linha de laminação Stelmor® possui 6 cadeiras no trem desbastador, 10 cadeiras no trem intermediário, 2 cadeiras no trem pré-acabador e 10 cadeiras no bloco acabador. A configuração adotada para laminar o vergalhão Ø20 mm é composta de 18 passes de conformação, sendo

aplicados 6 passes de deformação no trem desbastador, 8 passes no trem intermediário, 2 passes no trem pré-acabador e 2 passes no bloco acabador. As cadeiras possuem configuração de canais oval-redondo alternadas a partir da 3ª cadeira. Em vários pontos da laminação estão distribuídos os formadores de laço para controle de tração entre as cadeiras, além de pirômetros e caixas d'água intermediárias para controle da temperatura de laminação. Caixas d'água estão posicionadas antes e após o bloco acabador para controle de temperatura de entrada e saída do bloco. O resfriamento após a formação de espiras na linha Stelmor® ocorre sobre uma esteira de rolos e é assessorado por ventiladores para promover resfriamento forçado e tampas para proporcionar resfriamento lento, tendo como objetivo resfriar as espiras a taxas de resfriamento adequadas para garantir as propriedades físicas e metalúrgicas apropriadas para a aplicação posterior do produto. Neste processo são consideradas importantes as variáveis termomecânicas temperatura, deformação, taxa de deformação e tempo entre passes. A temperatura e o tempo entre passes são variáveis medidas diretamente no processo. A deformação e a taxa de deformação são calculadas a partir da geometria dos passes.

### Cálculo da deformação equivalente por passe

O método aqui descrito é o do cálculo da deformação utilizando retângulos equivalentes conforme detalhado na referência de LEE et al.<sup>1</sup>. Neste método obtêm-se retângulos de áreas equivalentes às áreas de entrada e de saída da peça sendo laminada. Assim, a área de entrada de um redondo,  $A_i$ , como mostrado na Figura 1 deve ser equivalente, para fins de cálculo de deformações, à área de um retângulo de lados  $w_i$  e  $H_i$ , largura e altura, respectivamente. Isto é,  $A_i = w_i H_i$ . Da mesma forma, à saída do canal do passe, a área  $A_p$  deverá ser tal que  $A_p = w_p H_p$ .

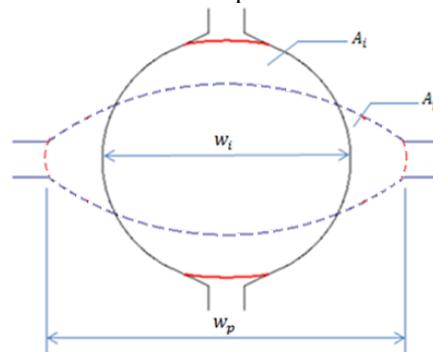


Figura 1 – Representação de sequência de passe redondo para oval, onde  $w_i$  e  $w_p$  são as larguras máximas de entrada e saída no passe e  $A_i$  e  $A_p$  são as áreas das seções transversais na entrada e saída do passe, respectivamente.

No caso da sequência redondo-oval, a área de entrada é conhecida, ou seja,  $A_i = (\pi/4)d_i^2$ , onde  $d_i$  é o diâmetro da barra na entrada do canal. A largura  $w_i$ , por definição sempre a dimensão perpendicular à direção de compressão, será neste caso igual a  $d_i$ . Logo, o valor de  $H_i$  será:

$$H_i = \frac{(\pi/4)d_i^2}{d_i} = (\pi/4)d_i \quad (1)$$

À saída, a largura da peça é  $w_p$ , que deve ser medida diretamente no canal do passe, ou seja, é a largura real da peça. A área  $A_p$  deve ser conhecida de tal modo que:

$$H_p = \frac{A_p}{w_p} \quad (2)$$

A deformação utilizada nos cálculos a serem realizados neste trabalho é a deformação equivalente de von Mises. Logo deformação equivalente no passe é dada por<sup>1</sup>:

$$\bar{\epsilon}_p = \frac{\sqrt{2}}{3} \left\{ \left[ \ln \left( \frac{w_i}{w_p} \right) \right]^2 + \left[ \ln \left( \frac{H_i}{H_p} \right) \right]^2 + \left[ \ln \left( \frac{w_i}{w_p} \right) \ln \left( \frac{H_i}{H_p} \right) \right] \right\}^{1/2} \quad (3)$$

## 2.2 DESCRIÇÃO DO MODELO MATEMÁTICO

A modelagem matemática da evolução microestrutural é uma ferramenta amplamente utilizada para previsão de refinamento de microestrutura e propriedades mecânicas finais<sup>2-6</sup>. Para a construção de um modelo matemático atualizado capaz de prever a evolução da microestrutura durante a laminação a quente de vergalhões, foram selecionadas uma série de equações que descrevem eventos metalúrgicos individuais em cada passe, e essas foram agrupadas em uma sequência lógica de maneira que a partir dos principais parâmetros de entrada do processo o modelo pudesse fornecer uma saída representativa das condições microestruturais e mecânicas das ligas. As equações utilizadas no modelo matemático estão apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1 – Equações que descrevem os eventos metalúrgicos considerados no modelo de evolução microestrutural.

Evento	Fórmula	Eq.	Referência
Recristalização estática	$t_{0,5}^{RE} = 9,92 \times 10^{-11} d_0 \epsilon^{-5,6} d_0^{-0,15} \dot{\epsilon}^{-0,53} \exp \left( \frac{180.000}{RT} \right) \exp \left( \left[ \frac{275.000}{T} - 185 \right] Nb \right)$ $X_{ppt} = 0: n = 28 \exp \left( -\frac{36.000}{RT} \right)$ e $X_{ppt} = 1: n = 155 \exp \left( -\frac{56.485}{RT} \right)$	1	(FERNÁNDEZ, et al., 2000)
		2	(MEDINA, et al., 2001) (PEREDA, et al., 2008)
Deformação crítica	$\epsilon_c = \epsilon_p (0,8 - 13Nb_{eff} + 112Nb_{eff}^2)$ $\epsilon_p = \left( (1 + 20Nb) / 1,78 \right) 2,8 \times 10^{-4} d_0^{0,5} \left( \dot{\epsilon} \exp \left( \frac{375.000}{RT} \right) \right)^{0,17}$ $Nb_{eff} = Nb - Mn/120 + Si/94$	3	(MINAMI, et al., 1996)
		4	(SICILIANO, et al., 2000)
		5	
Parâmetro de Zener-Hollomon	$Z = \dot{\epsilon} \exp \left( \frac{Q_{def}}{RT} \right), Q_{def} = 375 \text{ kJ mol}^{-1}$	6	(ROUCOULES, et al., 1993)
Recristalização dinâmica	$\epsilon_{0,5} = 1,144 \times 10^{-3} d_0^{0,25} \dot{\epsilon}^{0,05} \exp \left( \frac{6.420}{T} \right)$ e $\sigma_{ss} = 4,2Z^{0,09}$ $X_{DIN} = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0,5}} \right)^2 \right]$	7	(SENUMA, et al., 1984)
		8	
Recristalização metadinâmica	$t_{0,5}^{RMD} = 4,42 \times 10^{-7} \dot{\epsilon}^{-0,59} \exp \left( \frac{153.000}{RT} \right)$ e $n = 1,0$	9	(ROUCOULES, et al., 1993)
Grão recristalizado	$d_{RE} = 1,4 d_0^{0,56} / \epsilon$ e $d_{RMD} = 1,37 \times 10^3 Z^{-0,13}$ $d_{DIN} = (14,24 + 271,9[Nb]) \left( \frac{Z}{5 \times 10^{15}} \right)^{-0,13}$	10	(ROUCOULES, et al., 1993)
		11	(ABAD, et al., 2001) (MA, et al., 2007)
Crescimento de grão	$d^{6,0} = d_{rec}^{6,0} + 8,0 \times 10^{24} t_{CC} \exp \left( -\frac{435.000}{RT} \right)$ para aços ao V $d^{6,4} = d_{rec}^{6,4} + 3,04 \times 10^{45} t_{CC} \exp \left( -\frac{984.500}{RT} \right)$ para aços ao Nb	12	(CARVALHO, 2007)
		13	(URANGA, et al., 2016)
Precipitação	$t_{0,05p} = A \epsilon^{-\beta} d_0^{0,5} Z^{-0,2} \exp \left( \frac{Q_{dif}}{RT} \right) \exp \left( \frac{B}{T^3 (\ln k_s)^2} \right)$ $A, B = f(k_s)$ e $\beta, Q_{dif} = f(\text{comp. química})$	14	(MEDINA, et al., 2014)
		15	

O modelo considera a possibilidade de formação de precipitados induzidos por deformação tanto do tipo Nb(C,N) quanto VN, ambos apresentando capacidade de inibir a recristalização estática, e, para isso, foram utilizadas as equações de precipitação induzida deformação desenvolvidas por MEDINA et al.<sup>22</sup>. As equações utilizadas para cálculo de início de precipitação induzida por precipitação foram estabelecidas em condições isotérmicas. Entretanto, os processos de laminação a quente usualmente ocorrem em condições de resfriamento contínuo. Para tais condições, os vários autores<sup>4, 21, 23, 24</sup> aplicaram os princípios de aditividade de SCHEIL (1935)<sup>25</sup>. A precipitação induzida por deformação é um fenômeno que envolve nucleação e crescimento, o que permite que sua evolução seja modelada através de equação do tipo Avrami:

$$X_{ppt} = 1 - \exp\left(\ln(0.95) \left(\frac{t}{t_{0,05p}}\right)^{n_p}\right) \quad (4)$$

Onde  $X_{ppt}$  é a fração precipitada para um tempo  $t$ ,  $n_p$  é o expoente de Avrami para precipitação e  $t_{0,05p}$  é o tempo para início da precipitação induzida por deformação. MEDINA et al.<sup>22</sup> sugerem valor de  $n_p$  igual a 1,54 para precipitação de carbonitretos de nióbio e de 2,05 para precipitação de nitretos de vanádio. Uma vez iniciada a precipitação induzida por deformação ( $X_{ppt} > 0,05$ ), a fração precipitada deve ser soma à fração do instante anterior, até que a cinética de precipitação se complete ( $X_{ppt} > 0,95$ ). Visto que  $t_{0,05p}$  varia em função da temperatura, aplicadas condições de resfriamento contínuo, a curva de Avrami se desloca cada vez mais para a direita, ou seja, para tempos mais longos onde se torna mais difícil o avanço da precipitação. Com objetivo de compensar esse deslocamento da curva cinética de precipitação com a temperatura, PEREDA et al.<sup>15</sup> propuseram uma derivação da “regra de aditividade”, sendo aplicado o conceito de “tempo equivalente”, um tempo corrigido para uma temperatura diferente mas fração precipitada constante. Considerando que a fração precipitada acumulada no final de um intervalo de temperatura  $T_i$  seja  $X_i$ , a fração precipitada ao final do intervalo de temperatura subsequente  $T_{i+1}$  é calculada, primeiramente, determinando o “tempo equivalente” ( $t_{eq}$ ) necessário para se atingir o valor da fração precipitada do intervalo anterior  $X_i$  na temperatura  $T_{i+1}$ . Dessa forma, a fração precipitada no intervalo  $T_{i+1}$  pode ser calculada como:

$$X_{i+1}^{ppt}(\Delta t) = X_{i+1}^{ppt}(\Delta t + t_{i+1}^{eq}) + X_{i+1}^{ppt}(t_{i+1}^{eq}) \quad (5)$$

Onde  $t_{eq}$  pode ser obtido através de:

$$t_{i+1}^{eq} = t_{i+1}^{0,05p} \left( \frac{\ln(1 - X_i^{ppt})}{\ln(0,95)} \right)^{(1/n_p)} \quad (6)$$

Assim, a fração precipitada é calculada e somada a cada intervalo de tempo, e se completa quando a soma atinge 0,95 e o processo de recristalização estática é retomado. Da mesma forma, o modelo considera o conceito de “tempo equivalente” proposto por PEREDA et al. (2008)<sup>15</sup> para as cinéticas de recristalização que ocorrem após a aplicação dos passes de deformação:

$$X_{i+1}^{\text{rec}}(\Delta t) = X_{i+1}^{\text{rec}}(\Delta t + t_{i+1}^{\text{eq}}) + X_{i+1}^{\text{rec}}(t_{i+1}^{\text{eq}}) \quad (7)$$

Onde  $t_{\text{eq}}$  a cada instante pode ser obtido através de:

$$t_{i+1}^{\text{eq}} = t_{i+1}^{0,5} \left( \frac{\ln(1-X_{i+1}^{\text{rec}})}{\ln(0.5)} \right)^{(1/n)} \quad (8)$$

### 3 RESULTADOS

#### Condições de laminação utilizadas nos testes industriais

A composição química do aço microligado ao Nb e V está apresentada na Tabela 2, onde o carbono equivalente máximo de 0,55 % foi objetivado para garantir boa soldabilidade:

Tabela 2 – Composição química da liga utilizada nesse estudo.

%C	%Mn	%Si	%Al	%Cr	%S	%P	%N	%V	%Nb	C <sub>eq</sub>
0,3	1,2	0,4	0,03	0,1	0,01	0,01	0,0130	0,11	0,02	0,53

Considerando as possíveis condições de processamento termomecânico do laminador a quente descrito anteriormente, foram propostas 6 variações de condições de processo que estão apresentadas na Tabela 3. Essas condições foram escolhidas para que o efeito da temperatura na evolução da microestrutura ao longo do processo pudesse ser avaliado. As condições de #1 a #3 consideraram temperatura de reaquecimento de 1100 °C, sendo que a #2 é a mesma da #1, porém com taxa de resfriamento mais alta durante a transformação de fases, 10 °C/s, e a #3 é a mesma da #1 exceto por considerar temperaturas mais baixas entre as cadeiras 13 e 18 em função da aplicação de resfriamento acelerado. As condições de #4 a #6 consideraram temperatura de reaquecimento 100 °C acima da condição #1 (1200 °C). Similar aos casos #2 e #3, a condição #5 foi conduzida com taxa de resfriamento mais alta durante a transformação e a #6 com resfriamento acelerado entre as cadeiras 13 e 18.

Tabela 3 – Variações das condições termomecânicas usadas na modelagem matemática.

Condição	Temperature de reaquecimento	Resfriamento acelerado entre passes 13 e 18	Taxa de resfr. no Stemor
#1	1100 °C	-	5 °C/s
#2	1100 °C	-	10 °C/s
#3	1100 °C	SIM	10 °C/s
#4	1200 °C	-	5 °C/s
#5	1200 °C	-	10 °C/s
#6	1200 °C	SIM	10 °C/s

Nas condições de #1 a #3, onde a temperatura de reaquecimento foi de 1100 °C, a temperatura entre os passes 1 e 12 variou entre 1087 e 998 °C. Nas condições #1 e #2, a temperatura entre os passes 13 e 18 variou entre 993 e 971 °C, e na condição #3, em função da utilização do resfriamento acelerado à água sobre a barra, a temperatura nesses passes foi mais baixa, e variou entre 963 e 905 °C. Nas

condições de #4 a #6, onde a temperatura de reaquecimento foi de 1200 °C, a temperatura entre os passes 1 e 12 variou entre 1187 e 1098 °C. Nas condições #4 e #5, a temperatura entre os passes 13 e 18 variou entre 1093 e 1070 °C, e na condição #6, assim como na condição #3 onde foi considerado resfriamento acelerado, a temperatura de deformação nesses passes variou entre 1063 e 1048 °C.

As deformações equivalentes utilizadas em todas as condições foram as mesmas; menores para os passes 12, 16 e 18, (0,29, 0,28 e 0,32 respectivamente) e maiores às dos passes 5, 7 e 8 (0,66, 0,62 e 0,63 respectivamente). A deformação média de todos os passes foi de 0,49. Cada condição foi laminada em taxa de deformação igual. A taxa de deformação aumentou de passe a passe, iniciando em 1 s<sup>-1</sup> no passe 1 e terminando em torno de 130 s<sup>-1</sup> nos passes 17 e 18. Consequentemente, os tempos entre passes foram maiores nos primeiros passes e menores no final. Os tempos de transição da barra entre o desbaste, primeiro intermediário, segundo intermediário, pré-acabador e acabador são mais longos, o que possibilita um maior amaciamento do material nesses intervalos. O tempo após o último passe e o início de transformação de fases foi o mais longo do processo.

### **Resultados do modelo matemático por as condições de testes industriais**

Um importante resultado fornecido pelo modelo para todas as condições industriais é o %Nb em solução sólida na austenita em função do tempo de processamento. Após o reaquecimento, o modelo prevê dissolução total de V (0,110 %Vss) em todas as condições. Entretanto, o modelo considera dissolução total de Nb (0,017 %Nbss) para temperatura de reaquecimento de 1200°C, e dissolução parcial de Nb (0,010 %Nbss) a 1100°C. Em relação à precipitação de Nb(C,N), é esperado que precipitados serão formados a partir do passe 4 para as condições #1 a #3, a partir do 14 para a condição #6, e somente após último passe nas condições #4 e #5. A precipitação de VN na austenita é prevista de ocorrer somente entre o último passe e o início da transformação de fases. Para as condições de #1 a #3, o modelo prevê %Nb e %V em solução sólida na austenita no início da transformação iguais a 0,004 e 0,085 %, respectivamente. Para as condições #4 a #6, os valores previstos de %Nb e %V em solução sólida na austenita são 0,007 e 0,080 %, respectivamente. A Figura 2 mostra a evolução do %Nb para as condições #3 e #6 em função do tempo de laminação. Nota-se que a redução do %Nb em solução sólida na austenita, consequentemente o início do processo de precipitação induzida por deformação, diminui mais tardiamente na condição #6, e que os %Nb em solução sólida na condição #3 são sempre menores que os da condição #6, conforme descrito anteriormente.

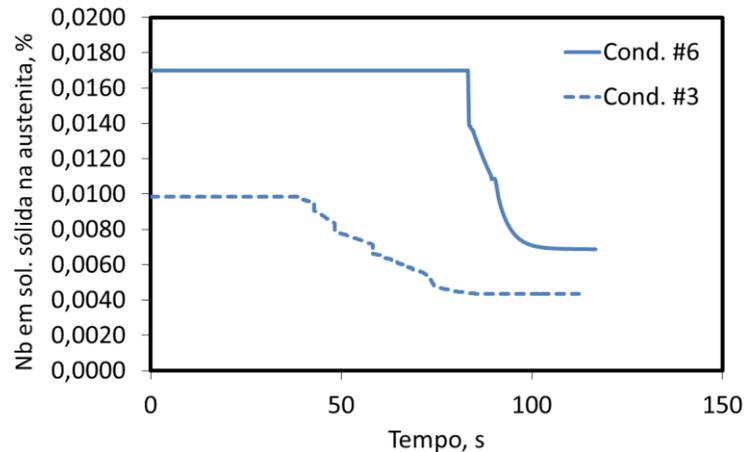


Figura 2 – Evolução do %Nb em solução sólida na austenita previsto para testes industriais nas condições #3 e #6 em função do tempo de laminação.

O modelo também prevê o tamanho de grão austenítico médio (TGA) em função do tempo de processamento, como visto, por exemplo, na Figura 3 para as condições #3 e #6. O tamanho de grão inicial considerado como 200  $\mu\text{m}$  e foi reduzido progressivamente durante a laminação. As temperaturas de processamento para condição #6 são maiores que para a condição #3, assim as cinéticas de recristalização e crescimento de grão foram maiores para a primeira condição que para a segunda, e conseqüentemente os tamanhos de grão foram maiores para a condição #6 que para a condição #3. A precipitação induzida por deformação inicia no passe 14 para a condição #6 e assim o tamanho de grão é substancialmente reduzido para essa tora de processamento e, no final, o tamanho grão final é bastante similar ao obtido na condição #3. A Tabela 4 mostra o tamanho de grão final estimado para as 6 rotas de processamento, assim como as propriedades mecânicas previstas no vergalhão.

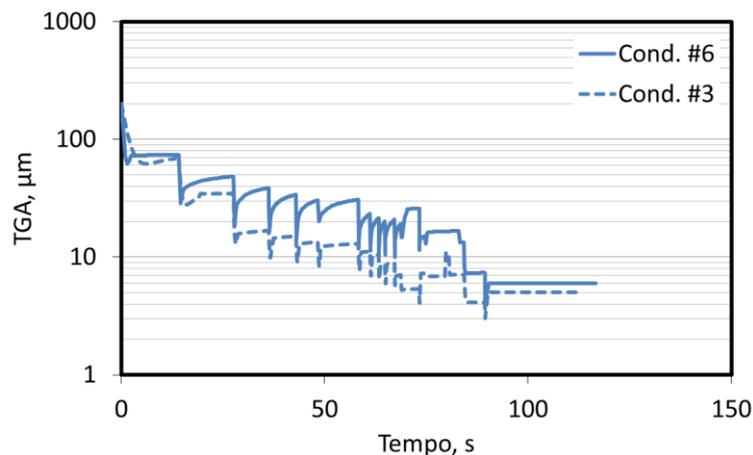


Figura 3 – Tamanho de grão austenítico médio (TGA) previsto pelo modelo em função do tempo de processamento.

Tabela 4 – Tamanhos de grão e propriedades mecânicas obtidos após laminação a quente.

Condição	TGA, $\mu\text{m}$	TGF, $\mu\text{m}$	$\sigma_{\text{ppt}}$ , MPa	Rm, MPa	Re, MPa
#1	7	6	172	611	831
#2	6	5	189	637	853
#3	5	5	192	652	863
#4	15	8	157	556	794
#5	14	7	189	600	832
#6	6	5	198	650	864

Pode-se observar que as condições que apresentaram menores valores de tamanho de grão previstos foram as #2, #3 e #6. As condições #2, #3 e #6 apresentaram, como indicado, tamanho de grão mais fino, todos iguais a 5  $\mu\text{m}$ . visto que o TGA entrando na transformação nesses casos foram também mais finos. O tamanho de grão ferrítico (TGF) foi calculado a partir do TGA, conforme método proposto por SELLARS e BEYNON<sup>26</sup>. O aumento de resistência por precipitação,  $\sigma_{\text{ppt}}$ , foi calculado a partir das equações propostas por HODGSON e GIBBS<sup>2</sup>. Essas equações predizem aumento na resistência proporcional aos percentuais de Nb, V e N remanescentes em solução sólida na austenita logo antes do início da transformação de fases. Os autores acima mencionados também propuseram equações para previsão de limite de escoamento (Re) e limite de resistência (Rm) em função da composição química, volume precipitado e TGF. Como o objetivo desse trabalho é maximizar Re, as rotas de processamento mais indicadas para aumento de Re, como indicado pelas previsões, foram as condições #3 e #6, com valores da ordem de 650 MPa.

#### Resultados dos testes industriais

Considerando previstos pelo modelo matemática, os testes industriais foram conduzidos de acordo com a condição #6. Apesar da condição #3 ter previsto resultados de propriedades mecânicas similares, as temperaturas mais elevadas da condição #6 proporcionam maior estabilidade no processo de laminação a quente de vergalhão Ø20 mm, principalmente em relação aos quesitos dimensionais do rolo. A Tabela 5 mostra as propriedades mecânicas obtidas para a barra. O limite de escoamento encontrado foi de 620 MPa, ou seja, 30 MPa inferior ao valor previsto pelo modelo. O limite de resistência medido foi de 850 MPa, neste caso mais próximo do valor indicado pelo modelo de 864 MPa. Assim, o valor da razão elástica foi de 1,4. O alongamento total medido foi de 20 %, e o alongamento uniforme de 15 %. Tais valores de resistência e ductilidade são todos compatíveis com as principais especificações com requisitos de vergalhões sísmicos.

Tabela 5 – Propriedades mecânicas de tração das amostras de vergalhão.

Re, MPa	Rm, MPa	Rm/Re	Alongamento total, %	Alongamento uniforme, %
620	850	1,4	20	15

## 4 DISCUSSÃO

Um projeto de liga bem sucedido passa pela definição adequada dos elementos químicos e da escolha otimizada das condições de laminação a quente. O carbono, por suas características de átomo intersticial e pelas fases que forma, é usualmente

o elemento mais utilizado para aumento de resistência em ligas de aço. Entretanto, a maioria das especificações atuais de aços de alta resistência para vergalhão exige que um valor de carbono equivalente máximo para que as propriedades de soldabilidade sejam garantidas, normalmente  $C_{eq} < 0,55\%$ . A liga utilizada nesse trabalho foi escolhida através da seleção de elementos químicos propiciam uma microestrutura com presença de fases apropriadas (C, Mn e Cr), grãos refinados (Nb) e com presença de finas partículas de precipitados que pudessem contribuir significativamente para o aumento de resistência (Nb, V e N), obviamente sem que deixasse de ser observado o custo. As temperaturas de solubilização de Nb(C,N) e VN calculadas pelo modelo foram de 1150 e 1077°C, respectivamente. Logo, a temperatura de encharque de 1200 °C da condição escolhida para a realização dos testes industriais (condi. #6) foi suficiente para deixar todos os elementos microligantes em solução sólida na austenita antes da laminação. Uma vez que as deformações por passe na laminação a quente de longos é elevada e a deformação crítica estimada para condições de processo de cada passe é baixa, o modelo matemático prevê início de recristalização dinâmica em todos os passes, exceto no passe #15. Do passe #1 até o passe #14, o modelo indica recristalização completa entre passes, predominantemente com característica mista (RE+RMD). Após o passe #14, o modelo sugere início de precipitação de Nb(C,N) induzida por deformação, que se finaliza após o último passe, no tempo entre o fim da laminação e a transformação de fases. Ainda assim, foi utilizado um desenho de liga com Nb em que parte desse elemento também pudesse precipitar na transformação de fases, na ferrita, aumentando dessa forma o limite de escoamento, como já mencionado. A precipitação na austenita restringe a recristalização estática entre os passes #15 e #17, sendo o único mecanismo de amaciamento nesse período a recristalização metadinâmica. No intervalo de tempo após a laminação e a transformação de fases, o modelo também prevê precipitação completa de VN. Após as precipitações, os percentuais esperados de Nb e V em solução sólida na austenita logo antes da transformação de fases são de 0,007 e 0,084 %, respectivamente. Essas quantidades de microligantes remanescentes são importantes, pois apresentam grande potencial de aumento de resistência pela formação de finos precipitados na ferrita. Assim, o aumento de resistência nessa liga, calculado em função dos teores de Nb e V remanescentes, foi de 198 MPa, que representa 30 % do limite de escoamento do material.

Uma alternativa de projeto de liga seria a mesma liga base, mas sem adição de V, somente o emprego de Nb como microligante. Considerando o processamento dessa liga alternativa nas mesmas condições da corrida industrial produzida, mesmo que todo teor de V da liga utilizada nesse trabalho fosse substituído por Nb, o aumento de resistência pelos principais mecanismos de endurecimento não seriam suficientes, e a liga provavelmente não atingiria 500 MPa de limite de escoamento, bem distante do valor objetivado do 600 MPa. Para esse caso, o modelo prevê precipitação induzida por deformação entre os passes #2 e #4, logo a inibição da recristalização estática aconteceria somente durante o processamento nesses passes. Dessa forma, o refino de grão esperado seria da mesma ordem do obtido na liga com baixo teor de Nb. A quantidade de Nb em solução sólida na austenita prevista logo antes da transformação de fases é de 0,019 %, que corresponde a um aumento de resistência por precipitação de somente 47 MPa.

Outra alternativa seria a mesma liga base, porém se adição de Nb mas com adição de V como microligante. Nas mesmas condições de processamento da corrida industrial, seria necessária uma adição de 0,190 %V para atingir o mesmo nível de

resistência que a liga escolhida nesse trabalho, o que de certo modo inviabiliza o uso dessa solução, como se explica logo abaixo. O modelo matemático preve um tamanho de grão ferrítico de  $7\mu\text{m}$ , maior que os  $5\mu\text{m}$  previstos na liga com V+Nb. Esse aumento de tamanho de grão ferrítico corresponde a uma redução de  $\sim 40$  MPa no limite de escoamento. Estima-se uma precipitação parcial de 88 % de VN no tempo disponível entre o fim da laminação e o início da transformação de fases. O percentual de V solução sólida na austenita esperado logo antes da transformação de fases é de 0,163 %, que levaria a um aumento de resistência por precipitação de 235 MPa. Essa liga, apesar de conseguir atingir a especificação esperada para esse produto, leva a um custo de liga demasiadamente elevada se comparado à liga com adição de Nb+V, o que torna a liga com somente adição de V pouco competitiva.

## 5 CONCLUSÃO

Esse trabalho propôs uma abordagem investigativa dos principais fenômenos metalúrgicos ativos no processo de laminação a quente de vergalhão em rolo  $\varnothing 20$  mm. Um modelo matemático de evolução microestrutural foi utilizado para prever a quantidade de elementos microligantes os quais foram ou precipitados ou que permaneceram em solução no decorrer do processo, a cinética de precipitação e o comportamento do tamanho de grão austenítico durante a laminação. Foram realizados testes industriais de acordo com a referência dada pelo modelo proposto. Os resultados industriais de microestrutura e propriedades mecânicas resultaram na produção de vergalhões com limite de escoamento superior a 600 MPa e alongamento de 15 %.

## Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPQ e a ArcelorMittal Monlevade pelo suporte a esse trabalho.

## REFERÊNCIAS

1. Lee, Y. Calculating Model of Mean Strain in Rod Rolling Process. *ISIJ International*. 1999, vol. 39, pp. 961.
2. Hodgson, P. D. and Gibbs, R. K. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels. *ISIJ International*. Nº 12, September 1992, vol. 32, pp. 1329.
3. Maccagno, T. M., Jonas, J. J. and Hodgson, P. D. Spreadsheet Modelling of Grain Size Evolution During Rod Rolling. *ISIJ International*. Nº6, 1996, vol. 36, pp. 720.
4. Siciliano, F. And Jonas, J. J. *Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels*. Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University. Montreal : Canada, 1999. pp. 165, Phd Thesis Of Met. Engineering.
5. Carvalho, R. N., et al., et al. Evolução da Microestrutura de Aços Microligados ao Vnb e ao VNbTi na Laminação Contínua de tubos de Costura. *Tecnol. Metal. Mater. Miner.* Jul-Set De 2009, vol. 6, pp. 41.
6. Uranga, P., et al., et al. Application of Practical Modeling of Microalloyed Steels for Improved Metallurgy, Productivity and Cost Reduction in Hot Strip Mill Applications. *Proceedings of AISTech 2016 Conference*. May 16-19, 2016, pp. 1769.
7. Gibbs, R. K., Hodgson, P. D. and Parker, B. A. [Ed.] T. Chandra. *Recrystallization* 90. 1990, pp. 585.

8. Uranga, P., et al. Transition Between Static and Metadynamic Recrystallization Kinetics in Coarse Nb Microalloyed Austenite. *Materials Science and Engineering A*. 1-2, 2003, vol. 345, pp. 319.
9. Medina, S. F. and Quispe, A. Improved Model for Static Recrystallization Kinetics of Hot Deformed Austenite in Low Alloy and Nb/V Microalloyed Steels. *ISIJ International*. 7, 2001, vol. 41, pp. 774.
10. Cho, S. H., Kang, K. B. and Jonas, J. J. The Dynamic, Static and Metadynamic Recrystallization of a Nb-Microalloyed Steel. *ISIJ Int.* 1, 2001, vol. 41, pp. 63.
11. Minami, K., et al. Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress During the Hot Strip Rolling of Nb Steels. *ISIJ International*. N°12, Sept. 1996, vol. 36, pp. 1507.
12. Siciliano, F. *Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels*. Department of Mining and Metallurgical Engineering, Mcgill University. Montreal: Canada, 1999. pp. 165, Phd Thesis Of Metallurgical Engineering.
13. Jonas, J. J. The Hot Strip Mill as an Experimental Tool. *ISIJ International*. 8, 2000, vol. 40, pp. 731.
14. Fernández, A. I., et al. Static Recrystallization Behaviour of a Wide Range of Austenite Grain Sizes in Microalloyed Steels. *ISIJ Int.* 9, 2000, vol. 40, pp. 893.
15. Pereda, B., Rodriguez-Ibabe, J. M. And López, B. Improved Model of Kinetics of Strain Induced Precipitation and Microstructure Evolution of Nb Microalloyed Steels During Multipass Rolling. *ISIJ Int.* 2008, vol. 48, 10ed, pp. 1457-1466. Issn 1347.
16. Siciliano, F. and Jonas, J. J. A Mathematical Modeling of Hot Strip Rolling of Microalloyed Nb, Multiply-Alloyed Cr-Mo, and Plain C-Mn Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2, 2000, vol. 31a, pp. 511.
17. Roucoules, C., Yue, S. And Jonas, J. J. Effect of Dynamic and Metadynamic Recrystallization on Rolling Load and Microstructure. *Proceedings In: 1st International Conference On Modelling of Metal Rolling Process*. 1993, pp. 165.
18. Senuma, T. et al. *Tetsuto-Hagané*. 1984, vol. 70, pp. 2112.
19. Abad, R., et al. Interaction Between Recrystallization and Precipitation During Multipass Rolling in a Low Carbon Niobium Microalloyed Steel. *ISIJ International*. 11, 2001, vol. 41, pp. 1373.
20. Ma, L. Q., et al. Modeling of Dynamic Recrystallization and Flow Stress of Nb-Bearing Steels. *Multidiscipline Modeling In Mat. And Str.* 1, 2007, vol. 3, pp. 27.
21. Carvalho, R. N. *Aspectos da Precipitação e da Recristalização na Laminação Contínua de Tubos Sem Costura*. Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG. Belo Horizonte, 2007. Doctor Thesis.
22. Medina, S. F., Quispe, A. And Gomez, M. Model for Strain-Induced Precipitation Kinetics in Microalloyed Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. March 2014, vol. 45A, pp. 1524.
23. Park, S. H. *Modelling and Measurement of the Continuous-Cooling-Precipitation Kinetics of Nb(C,N) in HSLA Steels*. Department of Mining and Metallurgical Engineering, MCGill University. Montreal, Canada, 1991. pp. 208, Doctor Of Philosophy Thesis.
24. Reis, E. G. *Modelo Matemático para Previsão das Propriedades Mecânicas na Laminação a Quente de Perfis Estruturais*. Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG. Belo Horizonte , 2007. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas.
25. Scheil, E. *Arch. Eisenhüttenwes.* 12, 1935, pp. 565.
26. Sellars, C. M. And Beynon, J. H. Microstructural Development During Hot Rolling of Titanium Microalloyed Steels. [Ed.] D. P. Dunne And T. Chandra. *In: Conference on High Strength Low Alloy Steels*. 1984, pp. 142.