

LAMINAÇÃO DE PERFIS ESTRUTURAIS COM CONTROLE DE MICROESTRUTURA VISANDO PRODUTOS COM ALTO DESEMPENHO

Emanuelle Garcia Reis²
Ronaldo Barbosa³

Resumo

Os parâmetros termomecânicos têm uma grande influência na cinética dos fenômenos de amaciamento dos aços e, conseqüentemente, na morfologia e tamanho de grãos durante e após a deformação. Os mecanismos estáticos e dinâmicos de refino de grão atuantes na laminação a quente variam em função da temperatura de laminação, da deformação aplicada, dos tempos entre passes e da composição química. O objetivo deste trabalho é desenvolver um modelo matemático via planilha eletrônica Excel para se prever a evolução da microestrutura durante e após laminação a quente de perfis estruturais. Inicialmente, foi feita uma caracterização do processo de conformação de perfis para um determinado produto, englobando as principais variáveis, tais como, deformação, taxa de deformação, temperatura, tempo entre passes, dentre outras. Em seguida, corridas industriais foram realizadas em caráter experimental para obtenção de um conjunto de dados de entrada, ou de dados para alimentação do modelo matemático. Finalmente, o modelo foi validado comparando-se suas previsões com os resultados obtidos diretamente da laminação industrial.

Palavras-chave: Laminação de perfis estruturais; Modelamento microestrutural.

ROLLING OF STRUCTURAL BEAM WITH MICROSTRUCTURE CONTROL REACHING HIGH PERFORMANCE PRODUCTS

Abstract

Thermomechanical parameters have great influence on the kinetics of softening in steels and, consequently, on the grain morphology and sizes during and after deformation. Static and dynamic grain refining mechanisms acting during hot rolling vary as a function of rolling temperature, the applied deformation, the interpass times and chemical compositions. The goal of this work was to build a mathematical model via Excel type spreadsheet able to predict microstructure evolution during and after the hot rolling beam. Initially, characterization of the forming process for a given product was carried out taking into account the main process variables such as strain, strain rate, temperature and interpass times, among others. Then, industry trials were performed to obtain an entry data set to feed the mathematical model. Finally, the model was validated by comparing its predictions with results obtained directly from industry runs.

Key words: Structural beam rolling; Microstructure modeling.

¹ *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*

² *Engenheira Civil, Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas pela UFMG. Engenheira Sênior da Gerdau Açominas. Membro da ABM.*

³ *Engenheiro Mecânico, Mestre, Dr., Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG*

1 INTRODUÇÃO

Pesquisas sobre a metalurgia associada aos processos de conformação a quente, têm sido desenvolvidas e aplicadas nos últimos anos às laminações de placas, tiras, barras e fios-máquina. Estas pesquisas demonstraram ser possível acompanhar a microestrutura resultante de cada parte do processo, para um dado laminador, através de modelos matemáticos. Dividindo-se o processo em eventos metalúrgicos individuais que ocorrem durante a laminação, e combinando esses eventos numa correta seqüência ditada pela metalurgia do processo, é possível modelar o processo matemática ou fisicamente obtendo maior entendimento do mesmo e, conseqüentemente, ampliando possibilidades de otimização do mesmo via, por exemplo, alterações na composição química, rota de processo ou recursos do laminador. Além dessas vantagens, outros benefícios podem também ser obtidos através dessa metodologia, tais como:

- 1) redução de custo, aumento na produtividade e redução no tempo investido em experimentos industriais;⁽¹²⁾
- 2) previsão de variáveis que não podem ou são difíceis de serem medidas, tais como as ligadas à evolução microestrutural durante a laminação, isto é, o tamanho de grão austenítico e ferrítico e tempo inicial da precipitação;
- 3) melhor entendimento dos efeitos das interações entre fenômenos térmicos, mecânicos e microestruturais,
- 4) possibilidade de melhorias da qualidade dos produtos através de previsões e controles de processo *on-line*;⁽¹²⁾
- 5) possibilidade de maior flexibilidade e melhores desempenhos de processo de laminação.

Os parâmetros termomecânicos têm uma grande influência nos processos restaurativos dos aços e, conseqüentemente, na morfologia e tamanho de grãos durante e após a deformação. Os parâmetros termomecânicos durante a laminação de perfis possuem algumas peculiaridades quando comparados aos que se apresentam na literatura nas laminações de produtos planos e outros como as de fio-máquina. As principais diferenças são: 1) a deformação, a taxa de deformação e as temperaturas de laminação são geralmente mais baixas do que as observadas num laminador de tiras a quente (LTQ) ou acabador de fio-máquina, e 2) o resfriamento ocorre ao ar, ao contrário do resfriamento forçado na mesa de saída de um LTQ.

Este estudo pretende, portanto, modelar a evolução microestrutural em uma laminação de perfis, seguindo uma metodologia já consagrada na literatura. Espera-se ao final desta pesquisa, obter ferramenta de simulação que possibilitará otimização de determinados parâmetros de processo, a serem definidos ao longo do próprio estudo.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Uma seqüência, como listada abaixo, será utilizada na metodologia para a bitola W360x64:

- Coleta de dados na linha de laminação;
- Modelo matemático, via Excel, do processo de laminação;
- Metalografia de amostras intermediárias e finais do flange e da alma;
- Comparação entre os resultados experimentais e previsão do modelo matemático;

O aço escolhido para o estudo é o ASTM A 572 Gr 50 (Tabela 1), mostra a composição química para este aço amostrado na bitola W360x64. Onde todos os números em % do peso exceto onde citado o termo “Ceq”, que significa carbono equivalente.

Tabela 1. Composição química para o aço ASTM A 572 Gr 50.

Elemento	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	Al [%]	Nb [%]	N [ppm]	Ceq [%]
Mínimo	0,15	1,00	0,15			0,020		0,32
Visado	0,16	1,05	0,20	0,012		0,025		0,34
Máximo	0,17	1,10	0,25	0,030	0,025	0,030	50	0,36

Na viga acabada, os ensaios metalográficos serão realizados em amostras retiradas tanto na alma quanto nos flanges. No total foram seis corpos de prova para realização destes ensaios. O ensaio metalográfico será via microscópio ótico, obtendo os seguintes valores:

- Tamanho de grão ferrítico;
- Percentual de ferrita;
- Percentual de perlita.

Todas as amostras foram retiradas na seção longitudinal à direção de laminação, embutidas em baquelita, lixadas, polidas e atacadas obedecendo aos procedimentos normais de preparação de amostras metalográficas. As amostras das vigas acabadas foram submetidas a ataque químico com o reativo nital 3%, durante aproximadamente 10 s para a revelação da microestrutura (ferrita e perlita). Utilizou-se o reativo picral 4%, durante aproximadamente 20 s para a realização da análise quantitativa dos constituintes.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os principais parâmetros que definem um ciclo termomecânico na laminação a quente, isto é, a temperatura, a deformação, a taxa de deformação e o tempo entre passes podem ser medidos, como é o caso da temperatura, em determinados pontos do processo, ou calculados a partir de outros parâmetros tais como as dimensões do perfil e as rotações dos cilindros numa determinada cadeira ou passe do laminador. No caso particular deste trabalho, as temperaturas serão medidas através de pirômetros situados ao longo da linha de laminação. Um valor médio, entre várias medições, será utilizado no modelo matemático. A taxa de resfriamento aproximadas, no leito de resfriamento, para a alma foi de 1,0°C/s e do flange 2,0°C/s, e essas medições foram obtidas através de um pirômetro manual.

3.1 Modelo Microestrutural

O desenvolvimento desses modelos matemáticos tem sido estudado por vários pesquisadores^(1- 12) seja para laminação de placas, de tiras a quente, de barras e de fio-máquina em aços C-Mn e microligados, sendo que todos relatam ótimos resultados em termos de previsões. A maioria deles descreve os aspectos térmicos, mecânicos e metalúrgicos que ocorrem durante uma laminação e quais são os efeitos cada uma desses aspectos exercem sobre os mecanismos de amaciamento e de endurecimento durante a laminação.

Um modelo para previsão da evolução microestrutural foi construído com base no que foi apresentado na literatura. O cálculo do tamanho de grão ferrítico final foi realizado conforme se mostra no fluxograma simplificado da Figura 1. Todos os cálculos foram realizados em planilha eletrônica do tipo Microsoft Excel, com o objetivo de se obter um tamanho de grão após cada passe de laminação, com base nos resultados do passe anterior, e desta forma, determinar o tamanho de grão final após a laminação de acabamento. Considerou-se para efeito destes cálculos de tamanho de grão que o aço se encontra totalmente recristalizado caso $X \geq 95\%$. Além disso, considerou-se que não haveria 100% de transferência de deformação de um passe ao próximo passe caso $X \leq 95\%$. Todas as fórmulas utilizadas para se obter os tamanhos de grão final encontram-se listadas na Tabela 2 para aços ao Nb. Detalhes da lógica utilizada na montagem do fluxograma Figura 1 são dados a seguir.

Foram considerados como dados de entrada o tamanho de grão austenítico inicial (d_0), a temperatura do passe de laminação (T), a deformação equivalente aplicada no passe (ε), a taxa de deformação neste passe ($d\varepsilon/dt$) e o tempo entre passes (t_{ep}). Em seguida, foram calculadas a deformação crítica para início de recristalização dinâmica (ε_c) e assim foi possível estabelecer qual seria o mecanismo de amaciamento que ocorreria no intervalo de tempo entre passes, isto é, se recristalização estática (SRX) ou se recristalização metadinâmica (MRX).

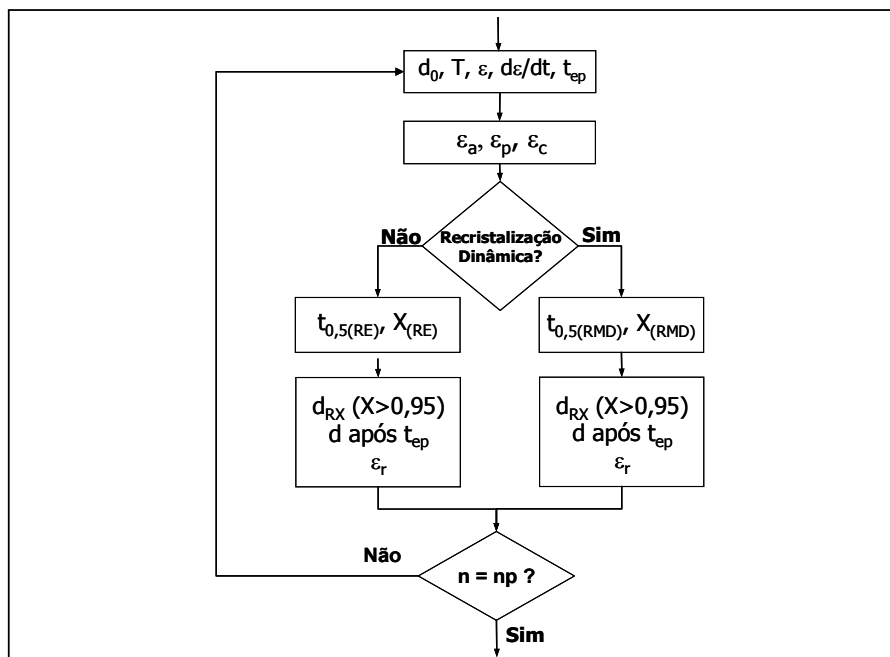


Figura 1. Fluxograma indicando o procedimento de cálculo do tamanho de grão.

Em função do tipo de recristalização que deveria ocorrer no intervalo de tempo entre passes, foram realizados cálculos dos tempos necessários para ocorrência de 50% de recristalização ($t_{0,5}$), das frações recristalizadas (X) e dos tamanhos de grãos recristalizados (d_{RX}). No caso destes últimos, duas seriam as possibilidades: ou a fração recristalizada atingiria um valor igual ou maior que 95% ou, do contrário, essa fração seria menor que esse valor, sendo que 5% foi aqui considerado como uma fração igual à nula. No primeiro caso, duas hipóteses ainda seriam checadas necessariamente, isto é, se o tempo decorrido para se obter 95% de recristalização seria menor que o tempo decorrido no intervalo entre passes ou não. Caso fosse menor, os grãos recristalizados teriam ainda algum tempo para crescerem antes que

o passe subsequente fosse aplicado. Assim sendo, um tamanho de grão austenítico seria calculado levando-se em conta este crescimento (d após t_{ep}). No caso contrário, não só não haveria possibilidade de crescimento de grão no intervalo de tempo entre passes como também o valor da fração recristalizada seria necessariamente igual ou menor que 95%. No evento em que esta fração recristalizada fosse menor que 95%, uma deformação residual, ou seja, uma parcela da deformação aplicada no passe em questão, proporcional a $(1 - X)$ desta deformação, seria acumulada com a deformação do passe seguinte. Neste caso também um tamanho de grão médio, ponderado pelos valores de X e de $(1 - X)$ era calculado e repassado ao passe seguinte.

Finalmente, o algoritmo realizaria seu último teste, ou seja, se o número do passe em questão haveria chegado ao não ao número total de passes da seqüência de passes de laminação. Caso negativo, um novo laço de cálculos seria realizado. Caso positivo, os dados de tamanho de grão austenítico (d_γ) e da deformação residual acumulada na austenita (ε_a) seriam usados, juntamente com dados da composição química e da taxa de resfriamento (\dot{T}) na região de transformação de fases para se obter o tamanho de grão ferrítico final (d_α) previsto pelo modelo desenvolvido por Sellars e Beynon.⁽⁵⁾ As equações utilizadas encontram-se na Tabela 2 para aços ao Nb:

Tabela 2. Equações disponíveis na literatura para descrever a cinética.

Parâmetro	Equação	Ref.
ε_p ; ε_p ε_p	$\varepsilon_p = \left(\frac{1 + 20.[Nb]}{1,78} \right) \cdot 2,8 \cdot 10^{-4} \cdot d_0^{0,5} \cdot \left[\dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{375000}{R.T} \right) \right]^{0,17}$	Roucoules ⁽¹⁰⁾
$\varepsilon_c / \varepsilon_p$	$\varepsilon_c / \varepsilon_p = 0,8 - 13.Nb_{eff} + 112.(Nb_{eff})^2$	
	$Nb_{eff} = [Nb] - \frac{[Mn]}{120} + \frac{[Si]}{94}$	
ε_a	$\varepsilon_{ai+1} = \varepsilon_{i+1} + (1 - X_i) \cdot \varepsilon_i$	Maccagno et al. ^(1, 7)
$t_{0,5}$	$t_{0,5}^{SRX} = (-5,24 + 550.[Nb]) \cdot 10^{-18} \cdot \varepsilon^{(-4 + 77.[Nb])} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left(\frac{330000}{R.T} \right)$	Hodgson et al. ⁽²⁾
	$t_{0,5}^{MDRX} = 4,42 \cdot 10^{-7} \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,59} \cdot \exp\left(\frac{153000}{R.T} \right)$	Roucoules ⁽¹⁰⁾
d_{RX}	$d_{SRX} = 1,1 \cdot \varepsilon^{-0,67} \cdot d_0^{0,67} \quad \text{para } T > 950^\circ\text{C}$	Beynon et al. ^(3, 9, 11)
	$d^{MDRX} = 1370 \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,13} \cdot \exp\left(\frac{-45000}{R.T} \right)$	Roucoules ⁽¹⁰⁾
d após t_{ep}	$d^{4,5} = d_0^{4,5} + 4,1 \cdot 10^{23} \cdot t_{ep} \cdot \exp\left(\frac{-435000}{R.T} \right)$	Hodgson et al. ⁽²⁾
d_α	$d_\alpha^0 = 2,5 + 3,0 \cdot \dot{T}^{-1/2} + 20 \cdot \left[1 - \exp\left(-1,5 \cdot 10^{-2} \cdot d_\gamma \right) \right]$	Sellars e Beynon ⁽⁵⁾
	$d_\alpha = d_\alpha^0 \cdot (1 - 0,45 \cdot \sqrt{\varepsilon_r})$	

As temperaturas críticas podem ser calculadas de uma maneira simples como função da composição química dos aços microligados. O valor de T_{nr} é calculado através da seguinte equação⁽¹³⁻¹⁶⁾:

$$T_{nr} = 897 + 464.C + (6445.Nb - 644.\sqrt{Nb}) + (732.V - 230.\sqrt{V}) + 890.Ti + 363.Al - 357.Si$$

O cálculo de Ar3 pode ser feito em função da composição química através da equação a seguir ⁽¹³⁻¹⁶⁾:

$$Ar3 = 910 - 310.C - 80.Mn - 20.Cu - 15.Cr - 55.Ni - 80.Mo + 0,35.(t - 8)$$

t é a espessura da placa laminada em mm, para t entre 8 e 30mm.

As tabelas 3 a 5 mostram resultados obtidos do modelo quando aplicado à seqüência de passes para produção de viga com uma bitola W360x64 e para aços ao Nb. O valor de Tnr calculada foi de 961°C e a da Ar3 de 776°C. A Tabela3 mostra especificamente os resultados no caso da deformação no laminador desbastador.

Tabela 3. Resultados obtidos da aplicação do modelo microestrutural na etapa de redução no Laminador desbastador.

Eq.	Pass e	d ₀ (µm)	T (°C)	d _e /dt _e ⁰ (s ⁻¹)	t _{ep} (s)	ε	ε _a	ε _p	ε _c	RD ?	t _{0,5} (s)	X	d _{rec} se X>0,95		d após t _{ep}		d _f (µm)
													RMD	RE	RMD	RE	
LAMINADOR DESBASTADOR	1	200,0	1.106	0,2	13,6	0,03	0,03	0,67	0,40	N	1982,7	0,00	200,0	200,0	200,0	200,0	200,0
	2	200,0	1.122	2,7	12,9	0,24	0,27	0,97	0,58	N	11,8	0,53	24,8	91,9	54,8	83,6	83,6
	3	83,6	1.146	3,6	21,2	0,28	0,41	0,60	0,36	S	0,1	1,00	25,6	39,0	95,9	96,2	95,9
	4	95,9	1.131	0,6	16,8	0,02	0,02	0,49	0,30	N	493,8	0,02	95,9	95,9	95,9	95,9	95,9
	5	95,9	1.134	3,6	12,3	0,18	0,20	0,67	0,40	N	3,8	0,89	24,8	67,9	22,4	59,4	59,4
	6	59,4	1.158	3,8	18,8	0,17	0,19	0,49	0,29	N	1,0	1,00	26,1	50,8	100,0	101,0	101,0
	7	101,0	1.122	0,5	19,7	0,02	0,02	0,52	0,31	N	657,3	0,02	101,0	101,0	101,0	101,0	101,0
	8	101,0	1.132	5,1	13,6	0,11	0,13	0,74	0,44	N	11,4	0,56	23,5	95,5	30,4	63,6	63,6
	9	63,6	1.148	2,0	89,8	0,03	0,09	0,47	0,28	N	7,8	1,00	63,6	63,6	134,7	134,7	134,7

Vê-se que há uma alternância na aplicação de passes leves, passes 1, 4, 7 e 9, com passes relativamente pesados ou médios. A deformação no passe 1 é muito pequena, mas as dos passes 2 e 3 produziram recristalização estática parcial e foram compostas de tal modo a produzir recristalização dinâmica no passe 3. Isto pode ter produzido uma certa independência do tamanho de grão austenítico ao final do desbaste do tamanho de grão inicial da austenita deixando o forno de reaquecimento. Este ponto será discutido com mais detalhes adiante. Entretanto, por esta razão, o tamanho de grão austenítico inicial foi escolhido arbitrariamente como 200 µm.

Observa-se ainda que o tempo de transferência entre desbastador e acabador é longo, aproximadamente 90s. Isto provavelmente fez com que a estrutura entrando no acabamento estivesse 100% recristalizada, apesar de o último passe dado no desbastador ter sido muito pequeno, uma deformação de apenas 0,09.

A Tabela 4 mostra uma aplicação do modelo microestrutural para a etapa de redução no grupo tandem para alma do material. Assim como no caso do laminador desbastador, devido às baixas reduções por passe neste laminador, não houve ocorrência de recristalização dinâmica e o amaciamento ocorreu através de mecanismos estáticos. A partir do quinto passe a temperatura de laminação encontra-se abaixo de Tnr, sendo assim considerou-se a fração recristalizada igual a zero. Logo, após o quinto passe o material não recristalizou, provocando um panqueamento da austenita e um encruamento da alma. Esse resultado pode ser observado nas metalografias mostradas na Figura 2b mais adiante no texto.

Tabela 4 Aplicação do modelo microestrutural para a etapa de redução no grupo tandem para a alma do material.

ALMA																				
Eq.	Pass e	d ₀ (μm)	T (°C)	ds/dt ε ⁰ (s ⁻¹)	t _{ep} (s)	ε	ε _a	ε _p	ε _c	RD ?	t _{0,5} (s)	X	d _{rec} se X>0,95		d após t _{ep}		d _f (μm)	Tx. Resf. (°C/s)	d _α ⁰ (μm)	d _α (μm)
													RMD	RE	RMD	RE				
GRUPO TANDEM	1	134,7	1.063	7,7	5,4	0,12	0,12	1,21	0,72	N	98,9	0,04	18,2	120,5	125,2	126,5	126,5			
	2	126,5	1.085	10,2	15,6	0,13	0,25	1,12	0,67	N	12,1	0,59	18,8	71,4	30,7	56,6	56,6			
	3	56,6	1.090	10,4	5,2	0,15	0,25	0,74	0,44	N	2,1	0,81	19,0	41,4	16,4	33,4	33,4			
	4	33,4	1.016	15,3	17,8	0,15	0,19	0,83	0,50	N	7,0	0,83	14,4	33,4	12,2	27,0	27,0			
	5	27,0	992	16,3	5,7	0,14	0,17	0,85	0,51	N	10,1	0,32	13,2	27,0	15,3	18,4	18,4			
	6	18,4	960	20,4	19,0	0,13	0,25	0,85	0,51	N	4,8	0,00	11,5	18,4	18,4	18,4	18,4			
	7	18,4	958	21,2	5,2	0,13	0,38	0,86	0,52	N	2,2	0,00	11,3	14,7	18,4	18,4	18,4			
	8	18,4	949	25,7	21,9	0,12	0,50	0,94	0,56	N	1,5	0,00	10,7	12,2	18,4	18,4	18,4			
	9	18,4	915	20,4	6,5	0,11	0,62	1,08	0,64	N	2,6	0,00	9,7	10,7	18,4	18,4	18,4			
	10	18,4	855	26,2	25,6	0,10	0,72	1,58	0,95	N	11,1	0,00	7,4	9,7	18,4	18,4	18,4			
	11	18,4	848	16,6	6,2	0,09	0,81	1,53	0,91	N	10,8	0,00	7,6	8,9	18,4	18,4	18,4			
	12	18,4	808	18,4	28,0	0,08	0,89	2,00	1,20	N	32,8	0,00	6,3	8,4	18,4	18,4	18,4			
	13	18,4	784	15,5	5,7	0,07	0,96	2,29	1,37	N	65,2	0,00	5,7	8,0	18,4	18,4	18,4			
	14	18,4	720	14,8	-	0,05	1,00	3,62	2,16	N	666,1	-	4,1	7,7	-	-	-	1,0	10,3	5,7

Como a temperatura no passe acabador, isto é, no último passe do grupo tandem, é de aproximadamente 720°C, e com uma taxa de resfriamento de 1°C/s, obteve-se um tamanho de grão ferrítico após a transformação de 5,7 μm. Portanto houve um refino de grão de 135 μm para 5,7 μm é o que se prevê com o presente modelo.

Tabela 5. Aplicação do modelo microestrutural para a etapa de redução no grupo tandem para o flange do material.

FLANGE																				
Eq.	Pass e	d ₀ (μm)	T (°C)	ds/dt ε ⁰ (s ⁻¹)	t _{ep} (s)	ε	ε _a	ε _p	ε _c	RD ?	t _{0,5} (s)	X	d _{rec} se X>0,95		d após t _{ep}		d _f (μm)	Tx. Resf. (°C/s)	d _α ⁰ (μm)	d _α (μm)
													RMD	RE	RMD	RE				
GRUPO TANDEM	1	134,7	1.068	4,0	5,4	0,05	0,05	1,06	0,63	N	506,4	0,01	134,7	134,7	134,7	134,7	134,7			
	2	134,7	1.075	8,9	15,6	0,17	0,22	1,18	0,70	N	22,6	0,38	18,6	81,5	57,0	74,3	74,3			
	3	74,3	1.077	9,1	5,2	0,18	0,31	0,87	0,52	N	3,1	0,69	18,6	42,9	18,6	33,3	33,3			
	4	33,3	1.077	13,6	17,8	0,17	0,27	0,62	0,37	N	0,8	1,00	17,7	27,6	60,7	61,0	61,0			
	5	61,0	1.088	14,7	5,7	0,17	0,17	0,82	0,49	N	5,9	0,48	18,1	56,8	23,1	37,8	37,8			
	6	37,8	1.118	18,8	19,0	0,17	0,25	0,59	0,35	N	0,5	1,00	19,1	31,6	79,4	79,6	79,6			
	7	79,6	1.086	20,1	5,2	0,16	0,16	0,99	0,59	N	11,5	0,27	17,3	69,8	45,5	54,6	54,6			
	8	54,6	1.099	24,9	21,9	0,15	0,27	0,81	0,48	N	1,4	1,00	17,4	38,4	73,0	73,8	73,8			
	9	73,8	1.053	20,0	6,5	0,14	0,14	1,10	0,66	N	26,7	0,16	15,6	72,4	54,0	58,7	58,7			
	10	58,7	1.037	26,9	25,6	0,13	0,25	1,11	0,66	N	7,3	0,91	14,3	42,1	13,1	37,6	37,6			
	11	37,6	1.013	17,4	6,2	0,12	0,15	0,92	0,55	N	16,6	0,23	14,0	37,6	24,4	27,7	27,7			
	12	27,7	980	19,5	28,0	0,11	0,22	0,94	0,56	N	8,6	0,89	12,4	27,7	11,0	24,1	24,1			
	13	24,1	950	17,8	5,7	0,10	0,12	1,00	0,60	N	49,2	0,00	11,3	24,1	24,1	24,1	24,1			
	14	24,1	890	19,0	-	0,08	0,21	1,40	0,84	N	87,8	-	8,9	24,1	-	-	-	2,0	10,7	8,5

A Tabela 5 mostra uma aplicação do modelo microestrutural para a etapa de redução no grupo tandem para o flange do material. As deformações por passe variam de 0,18, a maior delas, até 0,05, a menor. Essas deformações são relativamente pequenas não provocando ocorrência de recristalização dinâmica em nenhum dos passes do processo. Como resultado, recristalização estática foi o

mecanismo predominante no processo embora este somente tivesse levado a 100% de recristalização após alguns passes intermediários. Este é o caso dos passes 4, 6 e 8. No caso desta seqüência em particular, passes aplicados após o passe de número 8 apenas resultaram em recristalização estática parcial. Essas combinações de recristalização estática parcial e temperaturas baixas levaram ao acúmulo de uma deformação após passe 14 igual a 0,21. Trata-se de encruamento modesto e que talvez não fosse importante no refino de grão ferrítico via paqueamento. Assim, a laminação do flange se dá com no regime de recristalização parcial e com modesta transferência de deformação acumulada para a etapa de transformação de fases. Como conseqüência, o modelo matemático prevê a formação de grãos de ferrita de 8,5 μm após laminação no último passe, dado a aproximadamente 890°C, caso a taxa de resfriamento seja 2°C/s, conforme medido na linha de laminação.

3.2 Microestruturas Previstas e Medidas

Com a finalidade de se validar o modelo matemático, laminações experimentais foram realizadas de tal modo que as microestruturas de alma e do flange da viga pudessem ser medidas ao final do processo e comparadas com os resultados relatados acima. A Tabela 6 mostra essa comparação. Além disso, são indicados também nesta mesma Tabela os percentuais medidos de ferrita e de perlita das amostras laminadas.

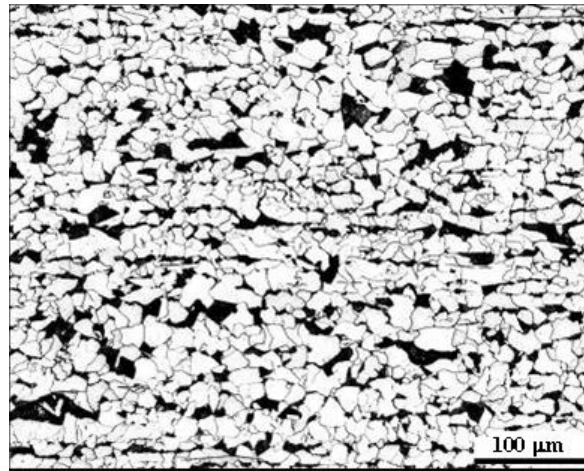
Tabela 6. Resultados metalográficos da experiência industrial.

Bitola [mm]	Aço	Local	Posição na Peça	$d\alpha$ [μm]		Percentual de Constituintes [%]	
				Medido	Previsto	Ferrita	Perlita
W360x64	ASTM A 572 Gr50	Flange	Início	6,4	8,5	80,8	19,2
			Meio	8,0		80,2	19,8
			Fim	8,4		81,2	18,8
		Alma	Início	5,5	81,5	18,5	
			Meio	6,4	5,7	79,6	20,4
			Fim	5,4	78,9	21,1	

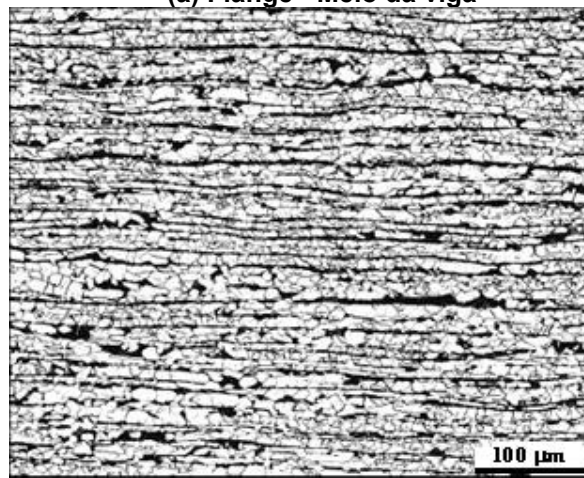
No caso do flange, o valor médio real de tamanho de grão ferrítico é 7,6 μm , isto é, muito próximo do valor previsto de 8,5 μm . Se for retirado o valor de 6,4 μm , a média seria de 8,2 μm , portanto praticamente idêntica ao previsto.

Para a alma, 5,8 μm equivale à média real para um valor previsto de 5,7 μm . O modelo matemático utilizado possui algumas simplificações, mas mesmo assim os resultados dão uma boa previsão do tamanho de grão ferrítico médio mostrando que os valores medidos se encontram muito próximos dos valores previstos, indicando que o modelo matemático pode ser usado como uma boa estimativa.

As microestruturas são constituídas de ferrita e perlita, típicas para este tipo de aço. A Figura 2a mostra as microestruturas do flange da viga acabada. A temperatura de acabamento é de aproximadamente 890°C e o material é resfriado ao ar. Os nódulos de perlita se localizam em geral nos contornos de grão da ferrita.



(a) Flange - Meio da viga



(b) Alma - Meio da viga

Figura 2. Microestrutura do aço ASTM A572 Gr 50 – W360x64. Ataque: nital 3%, 200X. (a) Posição referente ao meio da viga para o flange e (b) Posição referente ao meio da viga para a alma.

A Figura 2b mostra os aspectos microestruturas da alma da viga acabada. A temperatura de acabamento é de aproximadamente 720°C e o material é resfriado ao ar. A temperatura de transformação austenita – ferrita calculada foi de 776°C. Portanto, podemos dizer que houve um panquecamento da austenita e um encruamento da ferrita, pois o material laminou abaixo de Ar3. Como esperado, as amostras da alma se apresentam com uma granulação mista e ligeiramente deformada pelo processo de laminação.

4 CONCLUSÕES

O modelo de microestrutura desenvolvido neste trabalho fornece uma previsão adequada da evolução do tamanho de grão da austenita durante o processo de laminação a quente e também do tamanho de grão ferrítico final. Além disso, o modelo, ainda que muito simplificado, fornece uma orientação quanto aos mecanismos de amaciamento envolvidos ao longo do processo termomecânico.

O presente estudo também mostra que a recristalização estática ocorre na maioria dos passes na laminação de perfis, principalmente devido às baixas reduções e altos tempos entre passes.

O presente modelo matemático mostrou que é possível se obter previsões razoáveis dos valores de limite de escoamento e de resistência, produzindo estimativas próximas dos valores reais. Ademais, o modelo indicou que, no caso da laminação da alma, algum encruamento estaria ocorrendo, como mais tarde pode ser verificado na simulação física via torção a quente.

Finalmente, pode-se concluir que, com a utilização da metodologia aqui proposta e utilizada nesta dissertação, isto é, simulação numérica e física, é possível modelar alterações no processo de laminação e na composição química dos aços, visando aumentos de produtividade, melhorias nas propriedades mecânicas, reduções de custo e de tempo investido no desenvolvimento utilizado a linha industrial.

Agradecimentos

Os autores agradecem a Gerdau Açominas pelo apoio financeiro a esta pesquisa. Um dos autores, RB, agradece também o financiamento por ele recebido pela FAPEMIG, CNPq e CAPES.

REFERÊNCIAS

- 1 MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J., HODGSON, P. D. Spreadsheet Modelling of Grain Size Evolution during Rod Rolling. *ISIJ International*, vol. 36, nº 6, pp. 720-728, jan. 1996.
- 2 HODGSON, P. D., GIBBS, R. K. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels. *ISIJ International*, vol. 32, nº 12, pp. 1329-1338, set. 1992.
- 3 BEYNON, J. H., SELLARS, M. Modelling Microstructure and Effects during Multipass Hot Rolling. *ISIJ International*, vol. 32, nº 3, pp. 359-367, nov. 1991.
- 4 SELLARS, C. M. Modeling Microstructural Development During Hot Rolling. *Material Science and Technology*, v. 6, p. 1072-1081, 1990.
- 5 SELLARS, C. M., BEYNON, J. H. **Microstructural Development During Hot Rolling of Titanium Microalloyed Steels**. In: HIGH STRENGTH LOW ALLOY STEEL, 1984, Wollongong, Australia. Port Kembala, Australia: South Coast Printers, 1984. pp. 142-150.
- 6 SICILIANO JR, F., MINAMI, K., MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J.: Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress, Fractional Softening and Grain Size During the Hot Strip Rolling of C-Mn Steels. *ISIJ International*, vol. 36, nº 12, pp. 1500-1506, set. 1996.
- 7 MINAMI, K., SICILIANO JR, F., MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J.: Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress During the Hot Strip Rolling of Nb Steels. *ISIJ International*, vol. 36, nº 12, pp. 1507-1515, set. 1996.

- 8 SICILIANO JR, F., KIRIHATA, A., MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J.: Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress During the Hot Strip Rolling of Multiply-alloyed Carbon Steels. *ISIJ International*, vol. 38, nº 2, pp. 187-195, out. 1998.
- 9 SICILINO. Jr. **Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels**. Montreal, Canada: Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, 1999. 165pp. (PhD Thesis and Metallurgical Engineering).
- 10 ROUCOULES. Christine. **Dynamic and Metadynamic Recrystallization in HSLA Steels**. Montreal, Canada: Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, 1992. 269pp. (PhD Thesis and Metallurgical Engineering).
- 11 PIETRZYK, M., ROUCOULES, C., HODGSON, P.D. Modelling the Thermomechanical and Microstructural Evolution During Rolling of a Nb HSLA Steel. *ISIJ International*, vol. 35, nº 05, pp. 531-541, fev. 1995.
- 12 KWON, O. A Technology for the Prediction and Control of Microstructural Changes and Mechanical Properties in Steel. *ISIJ International*, vol. 32, nº 03, pp. 350-358, dez. 1991.
- 13 BARBOSA, R. A. N. M., BORATTO, F.J. M., SANTOS, D. B., **Fundamentos da Laminação Controlada**. Belo Horizonte: Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, 1989. 325p.
- 14 OUCHI, C.; SAMPEI, T.; KOZASU, I. The effect of hot rolling condition and chemical composition on the onset temperature of γ transformation after hot rolling. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, vol. 22, nº 03, pp. 214-222, 1982.
- 15 TAMURA, I.; SEKINE, H.; TANAKA, T. et al. **Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels**. London: Butterworths & Co (publishers) Ltd, 1988. pp. 248.
- 16 Borato, F., Barbosa, R., Yue, S., & Jonas, J. J. (1988). Effect of chemical composition on the critical temperature of microalloyed steels. In (pp. 383-390). *ISIJ International*, Tokyo, Japan.