

EVOLUÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS NO AÇO MICROLIGADO LAMINADO A QUENTE¹

Geovane Martins Castro²
Ronaldo Barbosa³

Resumo

Os parâmetros termomecânicos têm uma grande influência na cinética dos fenômenos de amaciamento dos aços e, conseqüentemente, na morfologia e tamanho dos grãos durante e após a deformação. Os mecanismos dinâmicos de refino de grão atuantes variaram em função da temperatura de deformação aplicada e da composição química do aço. Foi possível modelar a evolução microestrutural em aços microligados e prever as propriedades mecânicas finais da BQ, a partir da composição química e dos planos de passes de desbaste e acabamento. Houve um acerto entre os valores calculados pelo modelo e os valores reais obtidos através da caracterização da BQ e pelo ensaio de torção (T_{nr}), para as posições de cabeça da tira (início da BQ) e meio. Foi detectada uma diferença entre os valores calculados e reais para a posição de final da tira (cauda da BQ) e na utilização da temperatura de reaquecimento de 1420°C. O modelo tornou-se uma importante “ferramenta” de trabalho, desenvolvida a partir da compreensão dos fundamentos da Metalurgia Física da Deformação a Quente. O grande desafio é modelar o inox ferrítico, pois é necessário criar equações para tratar a textura.

Palavras-chave: Aço microligado; Tamanho de grão; Propriedades mecânicas.

GRAIN SIZE AND MECHANICAL PROPERTIES EVOLUTION IN HOT-ROLLED STRIP MICROALLOYED STEEL

Abstract

Thermomechanical parameters have a great influence in the restoration processes of the steels and, consequently, in the grain morphology and size during and after the deformation. Different dynamic mechanisms of grain refinement were obtained as a function of the deformation temperature and chemical composition. According to grain size evolution in microalloyed steel, it was possible to model and to foresee mechanical properties of the coil, from the chemical composition and the rolling schedules (pass). The calculated values were validated. No significant difference between head and half (length) of the coil was found. One difference was observed between the calculated and real value for measures made at the end of the coil. The microstructural model became an important “work of tool” which was developed after better understanding the Physical Metallurgy’s fundamentals. The great challenge is to model ferritic stainless steels once it’s necessary to developed equations considering texture.

Key words: Microalloyed steel; Grain size; Mechanical properties.

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

² Membro da ABM, Mestre, Pesquisador do Centro de Pesquisa da ACESITA.

³ Membro da ABM, Doutor, Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG.

1 INTRODUÇÃO

Quando os materiais cristalinos são deformados em temperaturas elevadas, o acúmulo de deslocações é continuamente aniquilado por dois fenômenos restaurativos distintos.⁽¹⁾ Em materiais com alta energia de falha de empilhamento (EFE), como é o caso da ferrita, o fenômeno atuante é a recuperação, que propicia a eliminação de pares de deslocações e a formação de sub-grãos. Neste caso a densidade de deslocações é decrescida mediante a eliminação de deslocações em eventos individuais. Já nos materiais que apresentam baixa EFE, como é o caso da austenita, a densidade de deslocações aumenta para níveis elevados com a deformação. Eventualmente, as diferenças locais de densidades de deslocações são altas o bastante para permitir a nucleação de novos grãos. Essa nucleação promove a eliminação de um grande número de deslocações por meio da migração de contornos de grão de alto ângulo, em eventos coletivos, sendo denominada de recristalização. Se o amaciamento ocorre simultaneamente com a deformação, que é função da tensão aplicada, atuam os mecanismos dinâmicos de amaciamento. Caso contrário, na ausência de tensão, atuam os mecanismos estáticos.^(2,3)

Como a deformação a quente dos aços microligados na maioria das vezes se processa na fase austenítica, é gerado um intenso refinamento de grãos.⁽³⁾ O aumento de energia livre causado pela introdução de novos contornos de grãos é compensado pela diminuição de energia devido à eliminação dos defeitos cristalinos. Os grãos recristalizados dinamicamente param de crescer e permanecem pequenos, pois o potencial termodinâmico vai sendo igualado com o restante da matriz deformada através das deslocações geradas. A recristalização metadinâmica consiste no crescimento de núcleos gerados durante a deformação a quente após o descarregamento. É um tipo de recristalização que inicia dinamicamente e cresce estaticamente após o término da deformação.⁽²⁾

O objetivo é produzir aços de baixa liga com excelente resistência, ductilidade, tenacidade e soldabilidade. Sendo assim, é necessário obter uma microestrutura com grãos finos. Procura-se, então, acumular as deformações nos passes finais através da adição de elementos microligantes, tais como o nióbio e o titânio. A recristalização estática é atrasada ou suprimida, gerando um acúmulo de deformação e alta taxa de nucleação. O acúmulo de deformação na fase austenítica gera uma maior quantidade de sítios para a transformação ferrítica, propiciando assim um maior refino de grão. Além disso, quando o nióbio se encontra em solução sólida durante a transformação de fase, ele segrega nos contornos e reduz a taxa de crescimento da ferrita. A temperatura abaixo da qual ocorre o acúmulo de deformação na fase austenítica é denominada como T_{nr} (temperatura de não recristalização).^(2,4)

Para prever a evolução do tamanho de grão durante o processo de laminação de tiras a quente, diversos autores tem desenvolvido modelos matemáticos utilizando os recursos de planilhas eletrônicas do tipo Excel e equações que reproduzem a cinética de amaciamento dos aços durante o processo de deformação a quente.^(1,5-7)

É possível determinar, a partir da literatura e com base nos parâmetros básicos que governam a deformação a quente, se determinado mecanismo (recristalização, precipitação etc) ocorre ou não. Uma vez definida a sua ocorrência, a literatura prevê modelos para acompanhar a evolução microestrutural e, conseqüentemente, a resistência a quente e as propriedades mecânicas finais do produto.

O objetivo deste trabalho é apresentar o modelo matemático desenvolvido a partir dos dados disponíveis na literatura e de informações coletadas no processo de laminação a quente do aço microligado da Acesita, denominado como P608L/LNE38 e P607L/S460.

2 MATERIAL E MÉTODOS

A composição química média das corridas de aços microligados utilizadas no estudo, produzidas em escala industrial, é mostrado na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química média das corridas utilizadas no estudo.

Tipo de aço	Composição química do aço (%massa)			
	carbono	manganês	nióbio	titânio
Microligados P607L e P608L	0,078	0,98	0,052	0,082

Foram coletadas amostras de esboço cuja espessura variou 26 a 28 mm. Trata-se do produto do laminador desbastador. Corpos de prova de torção a quente foram confeccionados a partir das amostras da corrida 600243J, que possui 0,07% de carbono, 0,84% de manganês, 0,034% de nióbio e 0,07% de titânio.

Foram coletadas amostras de bobinas laminadas a quente – BQ, nas posições de início (cabeça), meio (em relação ao comprimento) e fim (cauda). Corpos de provas foram confeccionados para a realização de ensaios de tração e dureza. A caracterização microestrutural foi realizada através de microscopia óptica e eletrônica de varredura – MEV – fabricação PHILIPS.

A dimensão das bobinas utilizadas nesta pesquisa foi 6,30x1200 mm.

Os ensaios foram realizados nos laboratórios do Centro de Pesquisas da Acesita.

A seqüência de reduções utilizada na simulação teve como base a média dos dados reais de processo das bobinas produzidas em setembro e outubro de 2006 na laminação a quente da Acesita.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Seqüências de Passes

A Tabela 2 mostra a seqüência de passes e dos dados de entrada para o modelo.

Tabela 2 – Média do quarto central das bobinas laminadas a quente

Temperatura desenformamento (°C)	Passe	Laminador	Esp [mm]	t _{ep} [s]	R [mm]	v [rad.s ⁻¹]	v [m.s ⁻¹]	T [°C]
1240	Saída forno		200	62				
	R1	Desbastador quádro reversível	174,63	13	457	5	2,2	1170
	R2		147,88	14	457	8	3,6	1165
	R3		124,20	17	457	9	3,9	1160
	R4		98,49	17	457	9	4,0	1150
	R5		74,00	22	457	8	3,7	1138
	R6		48,71	26	457	7	3,3	1125
	R7		28,00	13	457	7	3,3	1110
	S1	Acabador quádruo reversível tipo Steckel	18,10	31	349	20	7,1	972
	S2		12,90	43	349	21	7,3	968
	S3		9,90	51	349	21	7,3	962
	S4		7,60	75	349	24	8,2	955
	S5		6,30	33	349	8	2,7	950

Nota: Considerado o tamanho de grão inicial de 100µm (entrada passe R1).

Os dados contidos na tabela acima são as entradas. Este procedimento foi repetido para as posições de cabeça e cauda das BQ's na laminação a quente, e para as temperaturas de desenformamento de 1240°C e 1420°C.

O termo “Esp [mm]” corresponde à espessura da tira num determinado passe. O termo “t_{ep} [s]” corresponde ao tempo entre passes. Os termos “v[rad.s⁻¹]” e “v [m.s⁻¹]” correspondem à velocidade de laminação. O termo “T [°C]” corresponde à temperatura de laminação.

3.2 Equações

Foram utilizadas equações disponíveis na literatura conforme os itens a seguir:^(1,2,4-7)

a) Temperatura de não recristalização:

$$T_{nr} = 897 + 464C + (6445 \cdot Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732 \cdot V - 230\sqrt{V}) + 890 \cdot Ti + 363 \cdot Al - 357 \cdot Si \dots (1)$$

b) Cálculo do parâmetro de Zener-Hollomon:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right)$$

$$Q_{def} = 400 \text{ kJ/mol} \quad (2)$$

c) Cálculo da deformação crítica:

Para T > T_{nr}, utilizado a fórmula do aço C-Mn:

$$\epsilon_c = 5,6 \cdot 10^{-4} \cdot d_0^{0,3} \cdot [\epsilon^0 \cdot \exp(300000 / R \cdot T)]^{-0,17}$$

Para T < T_{nr}, utilizado 1,5* C-Mn:

$$\epsilon_c = 1,5 \cdot 5,6 \cdot 10^{-4} \cdot d_0^{0,3} \cdot [\epsilon^0 \cdot \exp(300000 / R \cdot T)]^{-0,17} \quad (3)$$

d) Cálculo da deformação de pico:

$$\epsilon_p = \epsilon_c / 0,8 \quad (4)$$

Para que a recristalização dinâmica ocorra, é necessário que uma deformação crítica seja alcançada. Normalmente, essa deformação é equivalente a 80% da deformação do pico de tensão, podendo ser determinada a partir da curva do gráfico conforme a Figura 1.

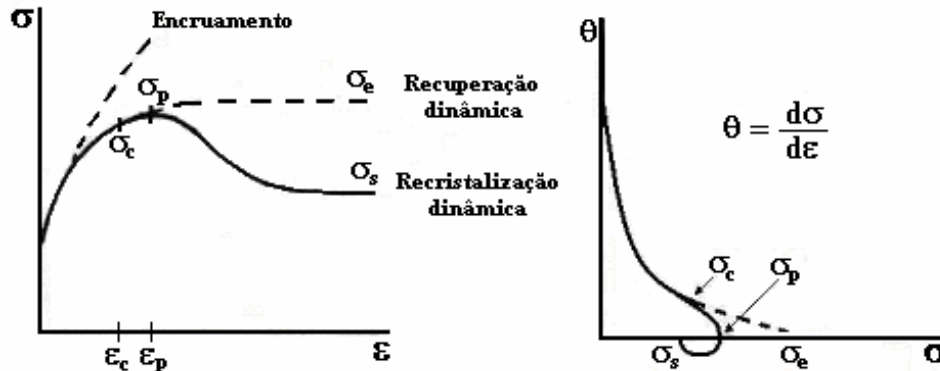


Figura 1: Curvas tensão "x" deformação.

e) Cálculo da deformação acumulada:

$$\varepsilon_a = \varepsilon + K_{acc} (1 - X) * \varepsilon_{n-1}$$

$$K_{acc} = 0,5 \quad (5)$$

f) Amaciamento:

Se $\varepsilon_a < \varepsilon_c$:

$$t_{0,5}^{SRX} = (-5,24 + 550*[Nb]) * 10^{-18} * \varepsilon^{(-4,0 + 77*[Nb])} * d_0^2 * \exp(330000/RT) \quad (6)$$

$$t_{0,95}^{SRX} = 4,32 * t_{0,5}^{SRX} \quad (7)$$

$$X = 1 - \exp\{-0,693 * (t / t_{0,5})\} \quad (8)$$

$$d_{SRX} = 1,1 * \varepsilon^{-0,67} * d_0^{0,67} \quad (9)$$

Se $\varepsilon_a > \varepsilon_c$:

$$t_{0,5}^{MDRX} = 4,42 * 10^{-7} * \varepsilon^{0-0,59} * \exp(153000/RT) \quad (10)$$

$$t_{0,95}^{MDRX} = 2,65 * t_{0,5}^{MDRX} \quad (11)$$

$$X = 1 - \exp\{-0,693 * (t / t_{0,5})^{1,5}\} \quad (12)$$

$$d_{MDRX} = 1370 * \varepsilon^{0-0,13} * \exp(-45000/RT) \quad (13)$$

$$d^{4,5} = d_{MDRX}^{4,5} + 4,1 * 10^{23} * t_{ip} * \exp(-435000/RT) \quad (14)$$

g) Cálculo do diâmetro médio de grão para uma determinada fração recristalizada:

$$d = d_{rex} * X^{4/3} + d_0 (1 - X)^2 \quad (15)$$

h) Cálculo do tamanho de grão ferrítico oriundo da austenita recristalizada:

$$d_\alpha^0 = a + b * T^{0-1/2} + c \{1 - \exp(-1,5 * 10^{-2} * d_\gamma)\} \quad (16)$$

T^0 = velocidade de resfriamento

d_γ = tamanho de grão austenítico

$a = 2,5$ / $b = 3,0$ / $c = 20$

i) Cálculo da tensão em estado estacionário:

$$\sigma_{ss} = 4,2 \{ \varepsilon^0 * \exp(375000 / RT) \}^{0,09} \quad (17)$$

j) Cálculo da tensão média de escoamento, equação de Misaka: (18)

$$\sigma_M = \exp[0,126 - 1,75 * C + 0,594 * C^2 + (2851 + 2968 * C - 1120 * C^2) / T] * \varepsilon^{0,21} * \varepsilon^0^{0,13}$$

C = teor de carbono

k) Correção da tensão média de escoamento em função da concentração de Nb, Mn e Ti:

$$MFS^* = \sigma_M(0,768 + 0,51*[Nb] + 0,137*[Mn] + 4,21*[Ti]) \quad (19)$$

l) Cálculo da deformação para 50% de recristalização:

$$\varepsilon_{0,5} = 1,144 * 10^{-3} * d_o^{0,25} * \varepsilon^{0,05} \exp(6420 / T) \quad (20)$$

m) Cálculo da fração amaciada dinamicamente:

$$X_{dyn} = 1 - \exp[-0,693((\varepsilon - \varepsilon_c) / \varepsilon_{0,5})^2] \quad (21)$$

n) Cálculo da MFS:

$$MFS = MFS^* * (1 - X_{dyn}) + 1,14 * \sigma_{ss} * X_{dyn} \quad (22)$$

o) Cálculo da contribuição do Nb nas propriedades mecânicas:

$$\sigma_p = 2500 * Nb \quad (23)$$

p) Cálculo do limite de escoamento:

$$Le = 62,6 + 26,1 * Mn + 60,2 * Si + 759 * P + 212,9 * Cu + 3286 * N + \sigma_p + 19,7 * d_\alpha^{-0,5} \quad (24)$$

q) Cálculo do limite de resistência:

$$Rt = 164,9 + 634,7 * C + 53,6 * Mn + 99,7 * Si + 651,9 * P + 472,6 * Ni + 3339,4 * N + \sigma_p + 11 * d_\alpha^{-0,5} \quad (25)$$

3.3 Tempo entre Passes

Num laminador acabador tipo *Steckel* o tempo entre passes depende do comprimento da bobina e da velocidade de laminação. Para um ponto situado na ponta da tira, os tempos entre passes são maiores após os passes a frente e menores após os passes a ré. Considerando um ponto situado na cauda da tira, os tempos entre passes são menores após os passes a frente e maiores após os passes a ré.

No cálculo do tempo entre passes, foi adicionando o tempo de reversão ao tempo entre deformações.

3.4 Algoritmo Básico

O algoritmo é mostrado na Figura 3.

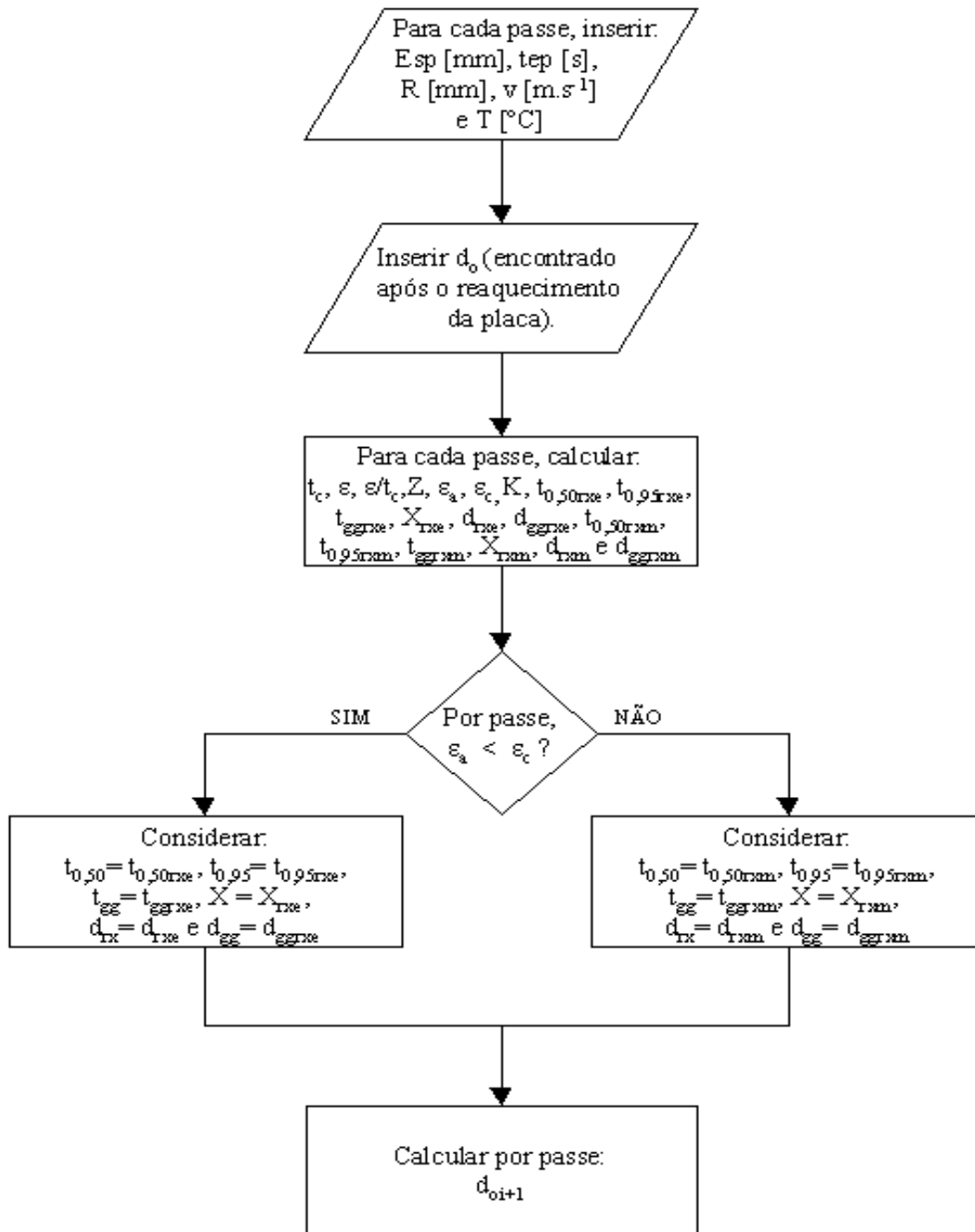


Figura 3: Fluxograma de cálculo – algoritmo.

3.5 Saídas do Modelo

As saídas (resultados por passe) são mostradas nas tabelas 3 a 6.

Tabela 3: Saídas do modelo.

d_0 [μm]	t_c [s]	ϵ	ϵ/t [s^{-1}]	Z [s^{-1}]	Precipitação	Recristalização	
				2	função (Tnr)		
100,0	0,050	0,157	3,14	9,63E+14	Não	Sim	Estática
83,3	0,030	0,192	6,32	2,18E+15	Não	Sim	Estática
64,3	0,027	0,202	7,55	2,93E+15	Não	Sim	Dinâmica
98,8	0,027	0,268	9,84	4,82E+15	Não	Sim	Dinâmica
93,3	0,028	0,330	11,68	7,64E+15	Não	Sim	Dinâmica
92,2	0,032	0,483	14,87	1,33E+16	Não	Sim	Dinâmica
88,6	0,029	0,640	21,96	2,86E+16	Não	Sim	Dinâmica
69,8	0,008	0,504	60,72	3,75E+18	Sim	Acum def	Não há
18,3	0,006	0,391	67,35	4,71E+18	Sim	Acum def	Não há
18,3	0,004	0,306	69,33	5,86E+18	Sim	Acum def	Não há
18,3	0,003	0,305	88,75	9,36E+18	Sim	Acum def	Não há
18,3	0,008	0,217	27,32	3,38E+18	Sim	Acum def	Não há

Tabela 4: Saídas do modelo.

ϵ_a	ϵ_c	ϵ_p	$\epsilon_a > \epsilon_c$	ϵ_a^*	$\epsilon_a^* > \epsilon_c$	$t_{0,5\text{SRX}}$ [s]	$t_{0,95\text{SRX}}$ [s]	t_{ggSRX} [s]	X_{SRX}	d_{SRX} [μm]
5	3	4		função (Tnr)		6	7		8	9
0,157	0,19	0,24	N	0,157	N	0,365	1,576	11,4	1,00	83,3
0,192	0,21	0,26	N	0,192	N	0,259	1,118	12,9	1,00	64,3
0,202	0,20	0,25	S	0,202	S	0,167	0,721	16,3	1,00	52,4
0,268	0,24	0,31	S	0,268	S	0,431	1,862	15,1	1,00	57,7
0,330	0,26	0,32	S	0,330	S	0,452	1,951	20,0	1,00	48,3
0,483	0,28	0,35	S	0,483	S	0,499	2,154	23,8	1,00	37,1
0,640	0,31	0,38	S	0,640	S	0,566	2,446	10,9	1,00	30,0
0,504	0,83	1,04	N	0,504	N	0,000	0,000	0,0	0,00	30,0
0,643	0,58	0,72	S	1,147	S	0,000	0,000	0,0	0,00	30,0
0,501	0,59	0,74	N	1,648	S	0,000	0,000	0,0	0,00	30,0
0,458	0,64	0,80	N	2,107	S	0,000	0,000	0,0	0,00	30,0
0,369	0,53	0,67	N	2,476	S	0,000	0,000	0,0	0,00	30,0

Tabela 5: Saídas do modelo.

$t_{0,5\text{MDRX}}$ [s]	$t_{0,95\text{MDRX}}$ [s]	t_{ggMDRX} [s]	X_{MDRX}	d_{MDRX} [μm]	d_{cgMDRX} [μm]	d_{ggRX} [μm]	X
10	11		12	13	14	f(SRX ou MDRX)	
0,078	0,207	12,8	1,00	27,693	98,3	83,3	1,00
0,054	0,143	13,9	1,00	24,957	97,3	64,3	1,00
0,051	0,135	16,9	1,00	24,066	98,8	98,8	1,00
0,048	0,126	16,9	1,00	22,644	93,3	93,3	1,00
0,048	0,128	21,9	1,00	21,439	92,2	92,2	1,00
0,047	0,125	25,9	1,00	20,049	88,6	88,6	1,00
0,043	0,114	13,2	1,00	18,273	69,8	69,8	1,00
0,000	0,000	0,0	0,00	18,273	18,3	18,3	0,00
0,000	0,000	0,0	0,00	18,273	18,3	18,3	0,00
0,000	0,000	0,0	0,00	18,273	18,3	18,3	0,00
0,000	0,000	0,0	0,00	18,273	18,3	18,3	0,00
0,000	0,000	0,0	0,00	18,273	18,3	18,3	0,00

Tabela 6: Saídas do modelo.

d médio [μm]	Velocidade resfriamento BQ ($^{\circ}\text{C/s}$)	d_{α} [μm]	σ_{ss} [kgf/mm^2]	σ_M [kgf/mm^2] MFS	$\sigma_M^{Nb,Ti,Mn}$ [kgf/mm^2] MFS*	$\epsilon_{0,5}$	X_{dyn}	MFS	σ_p [Mpa]	Le [Mpa]	Rt [Mpa]
15		16	17	18	19	20	21	22	23	24	25
83,3			78	5	7	0,328	0,0	7			
64,3			84	7	6	0,329	0,0	6			
98,8			86	7	6	0,316	0,0	6			
93,3			90	9	7	0,368	0,0	7			
92,2			93	10	8	0,380	0,0	10			
88,6			98	14	10	0,401	0,2	27			
69,8			105	19	14	0,425	0,3	51			
18,3			159	33	26	0,705	0,1	48			
18,3			162	30	23	0,515	0,6	115			
18,3			165	26	20	0,529	0,9	177			
18,3			172	29	22	0,552	1,0	195			
18,3	12,0	8,2	157	15	12	0,531	1,0	178	131	487	592

3.6 Análise e Comparação dos Dados Reais e os Calculados pelo Modelo

As Tabelas 7 a 10 mostram uma comparação entre os dados calculados pelo modelo e os dados reais obtidos através da caracterização das bobinas.

Tabela 7: Meio da BQ de aço microligado reauecido a 1240 $^{\circ}\text{C}$

Característica	Calculado pelo modelo	Média real
Grão austenítico	18 microns	12 microns
Grão ferrítico	8,2 microns	8 microns
Le	487	461
Rt	592	570

Tabela 8: Ponta interna da BQ de aço microligado reauecido a 1240 $^{\circ}\text{C}$

Característica	Calculado pelo modelo	Média real
Grão austenítico	19 microns	
Grão ferrítico	8,1 microns	8 microns
Le	488	478
Rt	593	592

Tabela 9: Ponta externa da BQ de aço microligado reauecido a 1240 $^{\circ}\text{C}$

Característica	Calculado pelo modelo	Média real
Grão austenítico	18 microns	
Grão ferrítico	8,2 microns	10 microns
Le	486	427
Rt	592	542

Tabela 10: Meio da BQ de aço microligado reauecido a 1420 $^{\circ}\text{C}$

Característica	Calculado pelo modelo	Média real
Grão austenítico	21 microns	
Grão ferrítico	8,7 microns	10 microns
Le	480	514
Rt	588	594

A Figura 4 foi obtida através do ensaio de torção a quente.

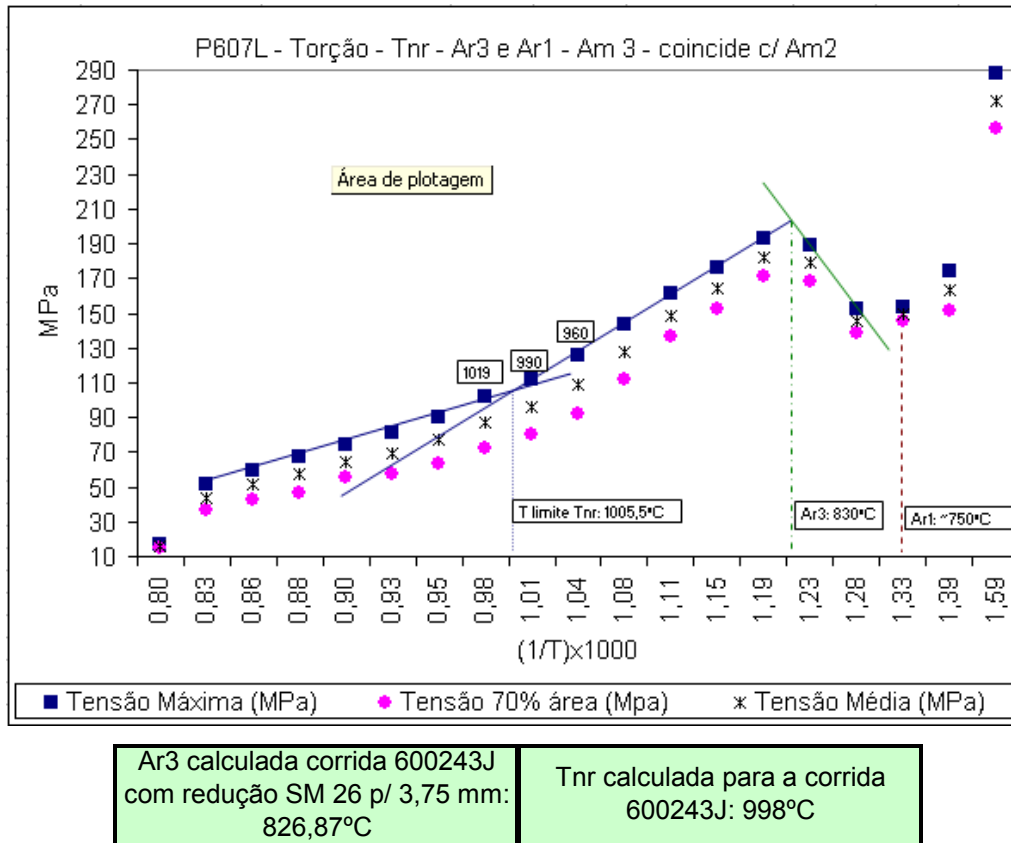


Figura 4: Comparação entre os valores calculados e os obtidos através do ensaio de torção a quente.

A Figura 5 mostra a evolução do tamanho de grão austenítico e da “mean flow stress” (MFS) por passe de laminação a quente de desbaste e acabamento, previsto no modelo para a região central da BQ (meio – média do quarto central).

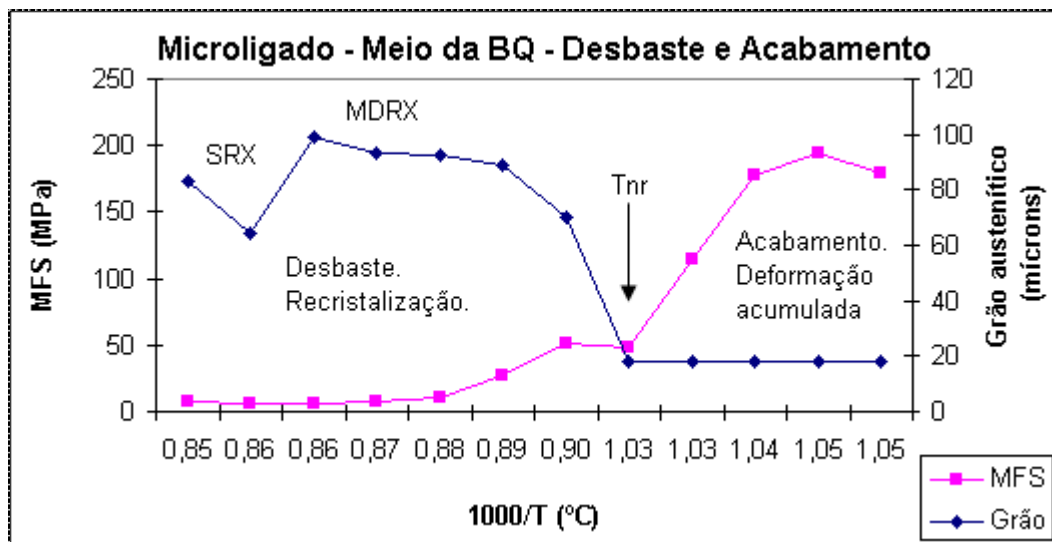


Figura 5: Evolução da tensão de fluxo e do tamanho de grão austenítico no aço microligado laminado a quente, posição central (meio) da BQ.

4 CONCLUSÕES

Foi possível modelar a evolução microestrutural em aços microligados no processo de laminação a quente, e prever as propriedades mecânicas finais da BQ, a partir da composição química e dos planos de passes de desbaste e acabamento. Houve um acerto entre os valores calculados pelo modelo e os valores reais obtidos através da caracterização da BQ e pelo ensaio de torção, para as posições de cabeça da tira (início da BQ) e meio. Foi detectada uma diferença entre os valores calculados e reais para a posição de final da tira (cauda da BQ) e na utilização da temperatura de reaquecimento de 1.420°C.

O modelo tornou-se uma importante “ferramenta” de trabalho, desenvolvida a partir da compreensão dos fundamentos da Metalurgia Física da Deformação a Quente.

É possível simular alterações no processo de laminação e na composição química dos aços, visando o aumento de produtividade, a melhoria das propriedades mecânicas e da microestrutura.

A melhoria e a continuidade deste trabalho envolve a conversão da MFS em carga de laminação e o desenvolvimento de equações ainda não disponíveis na literatura para tratar as seguintes questões:

- Solubilização do Ti[C,N] e o seu efeito no endurecimento.
- Cinética de precipitação (início, fim, coalescimento).
- Efeito da velocidade de resfriamento.

O grande desafio é modelar o inox ferrítico, pois é necessário criar equações para tratar a textura.

REFERÊNCIAS

- 1 SAKAI, T.; JONAS, J. J. Dynamic recrystallization: mechanical and microstructural considerations. **Acta Metallurgica**, v. 32, n. 2, p. 189-209, 1984.
- 2 PADILHA, A. F., SICILIANO Jr, F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. **ABM**, São Paulo, 1996.
- 3 FERREIRA, J. L., MELO, T. M. F., RIOS, P. R. Efeitos de Parâmetros Termomecânicos na Ocorrência de Mecanismos Dinâmicos de Refino de Grão em Aços C-Mn e C-Mn-Nb. **43º Seminário de Laminação da ABM**. Curitiba – PR. 2006.
- 4 WUSATOWSKI, Z. Fundamentals of Rolling, Oxford: Pergamon Press, 1969, p. 266.
- 5 MACCAGNO, T.M., JONAS, J.J., HODGSON, P.D. Spreadsheet modelling of grain size evolution during rod rolling. **ISIJ International**. v.36, n.6, p720-728. 1996.
- 6 SICILIANO Jr, F., MINAMI, K., MACCAGNO, T., 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**, V. 36, n 12, p1500-1506. 1996.
- 7 KIRAHATA, A., SICILIANO Jr, F., MACCAGNO, T., JONAS, J.J. Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress during the Hot Strip Rolling of Multiply-alloyed Medium Carbon Steels. **ISIJ International**, V. 38, n 2, p187-195. 1997.