

APLICAÇÃO DE MODELO MATEMÁTICO PARA PREVISÃO DAS CARGAS DE LAMINAÇÃO A QUENTE DE AÇO MICROLIGADO AO NIÓBIO *

*Evaldo Diniz Dias¹
José Adilson de Castro²
Melina Gamis da Silva³
Alexandre Pimentel Sampaio⁴
Fabio de Oliveira Araújo⁵*

Resumo

Neste trabalho é proposto um modelo matemático baseado em equações de transporte para realização de previsões de parâmetros importantes para o processo de laminação a quente industrial, como força de laminação, temperatura da tira e evolução microestrutural. Neste modelo os campos de deformação e taxa de deformação são obtidos através da solução dos campos de velocidade e pressão. A distribuição de temperatura e a evolução microestrutural são conectadas às deformações e taxas de deformações através de equações constitutivas do material, permitindo assim determinar o campo de tensões e posteriormente a carga de laminação. A equação constitutiva do aço leva em consideração fenômenos microestruturais que frequentemente ocorrem durante a laminação a quente, como o trabalho de endurecimento, recuperação e recristalização. Os dados industriais obtidos em um laminador de acabamento com sete cadeiras de laminação foram comparados com as previsões numéricas para um aço ao Nióbio. A maior variação observada entre as forças de laminação industrial e as previstas pelo modelo matemático foi de 2,2%. Os resultados mostram que as previsões das forças de laminação são dependentes das relações constitutivas, que por sua vez, descrevem os efeitos da tensão, taxa de deformação e temperatura, com sua dependência da evolução microestrutural durante o processo de laminação a quente.

Palavras-chave: Laminação a quente; Simulação numérica; Método dos volumes finitos; Equações de transporte.

APPLICATION OF MATHEMATICAL MODEL FOR THE PREDICTION OF ROLL FORCE IN HOT STRIP ROLLING PROCESS OF NIOBIUM MICROALLOYED STEEL

Abstract

In this work a mathematical model based on transport equations for the accomplishment of predictions of important parameters for the industrial hot rolling process, such as rolling force, strip temperature and microstructural evolution, is proposed. In this model the strain and strain rate fields are obtained by solving the velocity and pressure fields. The temperature field and the microstructural evolution are coupled by using constitutive relations for the materials, allowing determining the stress field and subsequently the rolling load. The constitutive equation of steel takes into account microstructural phenomena that frequently occur during hot rolling, such as the work-hardening, recovery and recrystallization. The industrial data obtained in a seven-stand finishing mill, are compared with the numerical predictions for the Niobium steel. The largest variation observed between the industrial rolling forces and those predicted by the mathematical model was 2.2%. The results show that the

predictions of the rolling forces are dependent on the constitutive relations, which in turn, describe the effects of stress, strain rate and temperature, with their dependence on the microstructural evolution during the hot rolling process.

Keywords: Hot rolling; Numerical simulation; Finite volume method; Transport equations.

- 1 *Engenheiro Mecânico, Mestrando em Engenharia Metalúrgica, Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, Brasil.*
- 2 *Engenheiro Metalurgista, Ph.D, Professor Adjunto, Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, Brasil.*
- 3 *Engenheira Metalurgista, Mestre, Engenheira de Desenvolvimento, Centro de Pesquisas, Companhia Siderúrgica Nacional, Volta Redonda, Rio de Janeiro, Brasil.*
- 4 *Engenheiro Metalurgista, Mestre, Centro de Pesquisas, Companhia Siderúrgica Nacional, Volta Redonda, Rio de Janeiro, Brasil*
- 5 *Engenheiro Metalurgista, Especialista em laminação a quente, Companhia Siderúrgica Nacional, Volta Redonda, Rio de Janeiro, Brasil.*

INTRODUÇÃO

A análise dos processos de conformação dos metais como laminação a quente e forjamento tem sido dependente de vários parâmetros, incluindo condições de atrito, temperatura, taxa de deformação, entre outros. No entanto, a natureza não linear dos processos e a interação entre os fenômenos mecânicos, térmicos e metalúrgicos associados aos múltiplos passes, dificultam o modelamento e a sua solução [1]. Diferentes equacionamentos foram propostos para o modelamento do processo de laminação a quente, como os baseados nos trabalhos de Orowan [2] e Sims[3]. Devido ao nível de complexidade dos processos atuais, os modelos analíticos puros exigem frequentemente simplificações e suposições, o que inevitavelmente conduz a erros de modelo quando as condições de contornos não são completamente atendidas. Uma das alternativas para os modelos analíticos são a implementação do uso dos métodos de elementos finitos (FEM), volumes finitos (MVF) e o uso de redes neurais, que são capazes de realizar cálculos complicados sob restrições de processo em várias condições de deformação [4]. Em seu trabalho Castro e Moreira [5], apresentaram em detalhes uma formulação capaz de descrever o processo de deformação, baseada em equações de transporte acopladas ao modelamento de volumes finitos. No qual se estabeleceu a correlação entre a deformação de um sólido e o fluxo incompreensível de um fluido não Newtoniano. No presente trabalho as previsões determinadas através do modelamento numérico proposto por Castro e Moreira, serão comparadas as temperaturas superficiais e as cargas de laminação registradas na laminação a quente industrial de um aço ao nióbio, durante o processamento termomecânico em um trem acabador de sete passes.

2 Modelo Matemático

2.1. Modelo de equações de transporte

Nos processos de laminação a quente as propriedades finais dos materiais estão diretamente associadas a fatores como a temperatura do processo, taxa de deformação e a quantidade de deformação [6]. O modelamento computacional utilizado no desenvolvimento deste trabalho está baseado em equações de transporte e foi apresentado em seu trabalho por Castro e Moreira [5]. São adotados juntamente com o método dos volumes finitos uma formulação não-newtoniano e uma descrição Euleriana, onde os campos de tensão e as taxas de deformação são obtidos a partir da solução dos campos de temperatura, pressão e velocidade. Assumindo uma pequena quantidade de deformação elástica, a taxa de deformação total pode ser dividida em uma componente elástica ($\dot{\varepsilon}_{ij}^e$) e uma componente viscoplástica ($\dot{\varepsilon}_{ij}^{vp}$).

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^e + \dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} \quad (1)$$

No processo de laminação a quente a deformação elástica pode ser desprezada devido ser usualmente menor em comparação a deformação plástica. A taxa de deformação total pode ser definida pelo modelo viscoplástico de Perzyna, com a associação com a lei de escoamento.

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} = \gamma \langle \varphi(F) \rangle \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \quad (2)$$

Onde γ é o parâmetro de fluidez, σ_{ij} o tensor tensão de Cauchy e $\varphi(F) = 0$ quando $F < 0$ e $\varphi(F)$ para $F \geq 0$. Assumindo um comportamento isotrópico do material, assim F pode ser obtido através da Equação 3:

$$F = \sqrt{(3/2)S_{ij}S_{ij}} - \bar{\sigma} \quad (3)$$

Sendo $\bar{\sigma}$ a Tensão de escoamento do material. O comportamento de um fluido Newtoniano linear isotrópico correlaciona as tensões e as taxas de deformação viscoplástica, através da viscosidade (μ).

$$S_{ij} = 2\mu\dot{\varepsilon}_{ij} \quad (4)$$

As taxas de deformação são obtidas a partir do campo de velocidade V_i em um sistema cartesiano de coordenadas x_i (onde, $i = 1, 2, 3$).

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v_i}{\partial x_j} + \frac{\partial v_j}{\partial x_i} \right) \quad (5)$$

Definindo-se da velocidade de carregamento eficaz conjugado da tensão efetiva von Mises, obtemos a Equação 6:

$$\dot{\bar{\varepsilon}} = \sqrt{(2/3)\dot{\varepsilon}_{ij}\dot{\varepsilon}_{ij}} \quad (6)$$

Assumindo $\varphi(F)$ como uma função exponencial $(F)^n$ e um carregamento viscoplástico de condição estável, $(F)^n > 0$, a partir das equações 2, 5 e 6.

$$\mu = \frac{\bar{\sigma}}{3\dot{\bar{\varepsilon}}} \quad (7)$$

A viscosidade não-linear é calculada a partir do fluxo de tensão que, por sua vez, depende das tensões acumuladas e eficazes taxas de deformação, a temperatura e algumas variáveis internas definem a microestrutura do material. Assim o comportamento do material pode ser considerado rígido-viscoplástico igualmente um fluido não-newtoniano incompressível. O comportamento do material está altamente ligado a taxa de deformação e temperatura, assim a solução é resolver de forma simultânea a temperatura, velocidade e os campos de pressão. Para uma condição de fluxo de estado estacionário e assumindo uma deformação plástica incompressível, o movimento da tira e a temperatura são obtidas a partir das equações de transporte de conservação de energia, momento e massa. Estas equações são descritas em um referencial Euleriano, onde a temperatura é calculada a partir da solução da equação do balanço de energia.

$$\rho c_p \left(v_i \frac{\partial T}{\partial x_j} \right) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\frac{k}{c_p} \frac{\partial T}{\partial x_j} \right) + S_p + S_f \quad (8)$$

Onde, ρ é a densidade do aço, C_p é o calor específico, k é a condutividade térmica, u é o campo de velocidade e T é o campo de temperatura. S é o termo fonte, que

corresponde a todas as fontes de entrada ou perda de calor no processo. Sendo S_P a taxa de dissipação de energia por unidade de volume resultante do processo de deformação plástica.

$$S_P = (\eta/J) \int_V \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij} dV \quad (9)$$

Onde, η representa a fração do trabalho plástico que é transformada em calor, J representa o equivalente mecânico de calor e k representa a condutividade térmica. Na equação 10, S_F representa a taxa de dissipação de energia devido a fricção entre a tira e o cilindro.

$$S_F = \int_S \tau \|\Delta v\| dS \quad (10)$$

Na equação 10, $\tau = f (\bar{\sigma}/\sqrt{3})$ é a tensão de cisalhamento na interface. Onde f é coeficiente de atrito e $\|\Delta v\|$ é a norma da descontinuidade da velocidade. Assim a velocidade v e a pressão P são determinadas a partir da solução da Conservação do Momento:

$$\frac{\partial}{\partial x_j} (\rho v_j v_i) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\mu \frac{\partial T}{\partial x_j} \right) - \frac{\partial p}{\partial x_i} \quad (11)$$

Juntamente com a conservação da equação massa ou continuidade.

$$\frac{\partial v_i}{\partial x_i} = 0 \quad (12)$$

As equações de transporte são discretizadas utilizando o método dos volumes finitos para o caso 3D para um domínio não ortogonal, em conjunto com a técnica "Body Fitted Coordinate" [7]. O método será aplicado com objetivo de simular a evolução da temperatura da tira e as cargas de laminação a quente. Onde as previsões numéricas serão comparadas com os dados obtidos durante o processamento industrial de um aço ao nióbio.

2.2. Evolução Microestrutural

Tipicamente em aços deformados a alta temperatura pode-se observar a atuação dos mecanismos de endurecimento e restauração durante a trajetória de deformação. No início da deformação do material ocorre o aumento da densidade de discordância causando seu endurecimento. Com o aumento do nível de deformação plástica o corre também o balanceamento entre o surgimento e a aniquilação de discordâncias, assim o estado estacionário de tensão é alcançado. Este mecanismo de restauração é conhecido como recuperação dinâmica, a partir da atuação deste mecanismo obtém-se uma microestrutura considerada bem definida, que é a fonte dos núcleos da etapa de recristalização estática. Quando apenas a recuperação dinâmica é o único mecanismo de restauração ativo, o fluxo de tensão pode ser calculado através da equação a seguir.

$$\sigma_e = \sigma_0 + (\sigma_{ss} - \sigma_0) [1 - EXP(-C\varepsilon)^m] \quad (13)$$

Onde σ_0 é a tensão no ponto de zero deformação plástica, σ_{ss} é a tensão no estado estacionário, m é o expoente de encruamento e C é termo dependente da equação de Zener-Hollomon definida por:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (14)$$

Em que $\dot{\varepsilon}$ é a taxa de deformação, Q é a energia de ativação para deformação do material, R é a constante dos gases (8.31 J/K mol) e T é a temperatura absoluta para a deformação. Da mesma forma a tensão de fluxo σ_0 e a tensão do estado estacionário σ_{ss} , dependem das condições de deformação e podem ser generalizadas e definidas através da Equação 15.

$$\sigma_{Fs} = A_1 \text{Sinh}^{-1}(Z/A_2)^{A_3} \quad (15)$$

Os parâmetros A_n dependem do material e podem ser determinados através de ensaios de compressão a quente ou torção. Quando o processo de recuperação não é suficientemente capaz de diminuir a energia de ativação da deformação, o aumento da densidade de discordâncias pode produzir a nucleação e o crescimento de grãos recristalizados durante o processo de deformação a quente. Neste caso específico a curva do fluxo de tensão alcança o ponto máximo chamado de tensão de pico, que é acompanhado pelo amolecimento adicional conduzindo ao estado estacionário. O início da recristalização dinâmica é característica da ocorrência de uma deformação crítica (ε_c).

$$\varepsilon_c = a\varepsilon_p \quad (16)$$

Podendo ser estimada através da deformação relacionada com a tensão de pico dada por:

$$\varepsilon_p = Ad_0^p Z^q \quad (17)$$

Sendo d_0 o tamanho de grão inicial, a , A , p e q são parâmetros do material. A relação $\varepsilon_c / \varepsilon_p$ frequentemente adotada para aços ao nióbio é de 0.65 [8]. Em seu trabalho Siciliano [9] desenvolveu as equações 18 e 19, para estimar a relação $\varepsilon_c / \varepsilon_p$ para aços ao nióbio:

$$\frac{\varepsilon_c}{\varepsilon_p} = 0.8 - 13Nb_{eff} + 112Nb_{eff}^2 \quad (18)$$

$$Nb_{eff} = Nb - \frac{Mn}{120} + \frac{Si}{94} \quad (19)$$

Segundo Beynon e Sellars [10] o processo de amolecimento devido a recristalização dinâmica pode ser obtido pela equação 18.

$$\Delta\sigma = (\sigma_{ss} - \sigma'_{ss}) \left\{ 1 - \text{EXP} \left[-K \left(\frac{\varepsilon - a\varepsilon_p}{\varepsilon_p} \right)^m \right] \right\} \quad (20)$$

Onde os parâmetros K e m são específicos do material e σ'_{ss} é tensão do estado estacionário para grandes deformações definido na equação 20.

$$\bar{\sigma} = \sigma_e, \text{ se } \bar{\varepsilon} < \varepsilon_c \quad (21)$$

$$\bar{\sigma} = \sigma_e - \Delta\sigma, \text{ se } \bar{\varepsilon} \geq \varepsilon_c \quad (22)$$

O procedimento apropriado para determinação da taxa de deformação é realizado através da derivada do material em uma referência Euleriana escrita em termos de campo de velocidade e gradientes.

$$\dot{\bar{\varepsilon}} = \frac{D\bar{\varepsilon}}{Dt} = \frac{d\bar{\varepsilon}}{dt} + V \cdot \nabla \bar{\varepsilon} \quad (23)$$

Assim o termo que se refere a derivada de tempo desaparece por um fluxo de estado estacionário. Desta maneira a equação 23 pode ser reescrita como uma equação linear de primeira ordem, diferencial hiperbólica com um termo fonte para obtenção da deformação efetiva.

$$\rho \dot{\bar{\varepsilon}} = \nabla (\rho V \dot{\varepsilon}) \quad (24)$$

A energia armazenada durante a deformação também provoca alterações na microestrutura do material após a remoção da carga. A atuação dos mecanismos de restauração pode ser sucedida por crescimento de grãos, caso o tempo entre as deformações seja suficiente, como na etapa de desbaste do esboço de laminação. O processo de acabamento da tira é caracterizado pelo decréscimo do intervalo de tempo entre passe e o aumento das taxas de deformação a cada passe de laminação, dessa maneira, levando a recristalização dinâmica seguida por recristalização metadinâmica. Para que seja possível levar em consideração as áreas parcialmente recristalizadas, se faz necessário a correção da deformação efetiva, conforme equação 25.

$$\bar{\varepsilon} = \bar{\varepsilon}_N + (1 - X)\bar{\varepsilon}_{N-1} \quad (25)$$

Na equação 25 N é o passe atual, X é a fração volumétrica recristalizada após um período de tempo t.

$$X = 1 - \exp\left[-0.693 \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)\right] \quad (26)$$

Na equação 26, $t_{0.5}$ é o tempo necessário para 50% da matriz seja recristalizada. O tamanho de grão recristalizado d e $t_{0.5}$ para recristalização estática e recristalização metadinâmica podem ser obtidos através das equações a seguir [11].

$$t_{0.5}^{SDRX} = (-5,24 + 550[Nb])x 10^{-18} \varepsilon^{(-4 + 77Nb)} d_0^2 \exp\left[\frac{330\,000}{RT}\right] \quad (27)$$

$$d_{SRX} = 1,1 d_0^{0,67} \varepsilon^{-0,67} \quad (28)$$

$$t_{0.5}^{MDRX} = 4.42x10^{-7} \dot{\varepsilon}^{-0.59} \exp\left(\frac{153000}{RT}\right) \quad (29)$$

$$d_{MDRX} = 1370 \varepsilon^{-0,67} \exp\left(\frac{45000}{RT}\right) \quad (30)$$

Malha de Volumes Finitos e condições de contorno

A malha utilizada em simulações numéricas do processo de laminação a quente é apresentada na Figura 1, através de um sistema de coordenadas X_i ($i=1,2,3$).

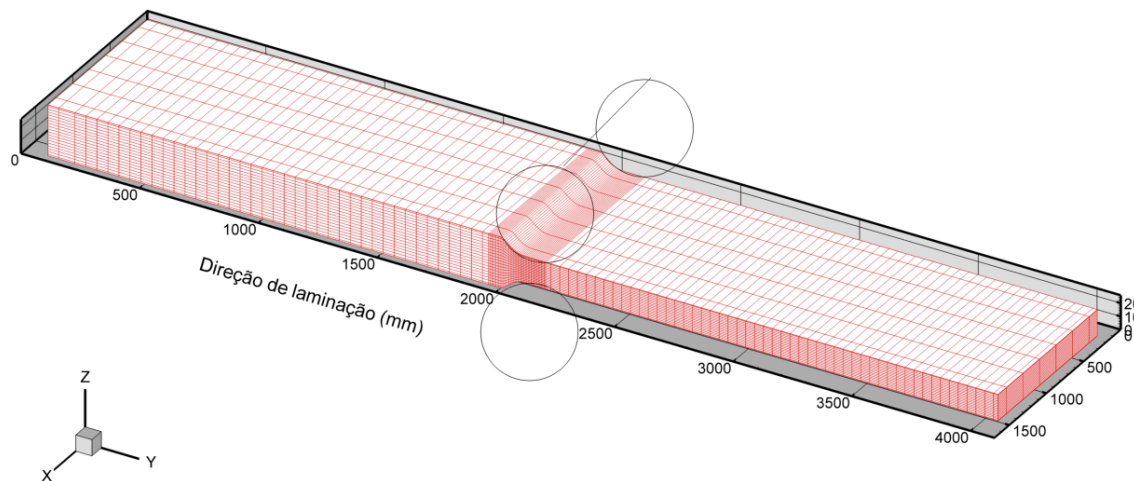


Figura 1- Elementos de malha de volumes finitos para o processo de laminação a quente para a cadeira F1 – detalhe do refinamento de malha na região da mordida[5].

Os mecanismos de transferência de calor, convecção e radiação podem ser definidos através da equação 31.

$$-K \left(\frac{\partial T}{\partial X_3} \right) = h(T - T_{\infty}) + \sigma \varepsilon (T^4 - T_{\infty}^4) \quad (31)$$

Onde, T_{∞} é a Temperatura ambiente, σ é a constante de Stefan-Boltzmann, h é o coeficiente de transmissão de calor por convecção ($12,5 \text{ kW/m}^2\text{K}$) e ε o Fator de emissividade 0,8. Na região de mordida do cilindro representada pela superfície C-D, a transferência de calor entre cilindro de trabalho/chapa, ocorre principalmente por meio de condução e pode ser obtida por:

$$-K \left(\frac{\partial T}{\partial n} \right) = h_{con} (T - T_{WR}) \quad (32)$$

Onde, n Representa o vetor de direção normal ao longo do contato do arco, h_{con} é o coeficiente de transmissão de calor no Roll-Gap e T_{WR} é a Temperatura do cilindro de trabalho. A temperatura de entrada e o campo de velocidade são considerados constantes para o primeiro passe de deformação enquanto que para os passes seguintes são obtidos como condições de saídas do passe imediatamente anterior.

3 Material e dados do laminador industrial

Para realização deste estudo foi analisado o processamento termomecânico realizado no trem acabador de em um laminador de tiras a quente industrial de um aço ao nióbio, cuja composição química é apresentada na Tabela 1. A temperatura superficial do esboço na entrada da primeira cadeira de laminação de acabamento é

de 1087,8 com espessura de 36,31mm. A espessura do esboço foi reduzida em sete passes de acabamento para 3,61mm.

Tabela 1 – Composição química do aço ao nióbio.

	C	Mn	P	Si	Al	N	Nb
Máximo	0,05	0,30	0,010	0,010	0,020	0,002	0,010
Mínimo	0,10	0,60	0,020	0,020	0,050	0,004	0,030

A Tabela 2 apresenta as relações constitutivas para um aço ao nióbio, determinadas através do método proposto por Barcelos [12]. O tamanho de grão inicial e a energia de ativação adotada foram respectivamente 375000 J/mol e 150 μ m. O parâmetro C foi determinado através do programa Solver utilizando a equação 31.

$$C = 10[(\sigma_{01} - \sigma_0)/(\sigma_{ss} - \sigma_0)]^2 \quad (33)$$

Tabela 2 – Relações constitutivas para o aço ao Nióbio.

σ_0				σ_{ss}			σ_{01}	
A_1	A_2	A_3	A_4	A_5	A_6	A_7	A_8	A_9
71,65	$4,9 \times 10^{13}$	0,13	80,99	$4,9 \times 10^{13}$	0,13	77,88	$4,9 \times 10^{13}$	0,13
σ'_{ss}				$\Delta\sigma$			ϵ_p	
A_{10}	A_{11}	A_{12}	K	m	a	A	p	q
31,15	$4,9 \times 10^{13}$	0,13	0,49	1,44	0,59	$5,6 \times 10^{-4}$	0,30	0,17

Tabela 3 – Dados do laminador industrial e coeficientes de transmissão de calor.

	F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7
Diâmetro do cilindro de trabalho (mm)	695,25	741,79	677,77	690,82	704,96	721,32	737,38
Espessura (mm)	19,94	12,72	8,75	6,42	4,95	4,05	3,61
Rotação do Cilindro (Rpm)	38,88	58,69	96,81	134,72	174,63	211,45	241,20
Coefficiente de troca de calor efetivo (W/m ² K)	600	14500	21800	29300	22200	18900	10500

4 Resultados e discussão

Nesta seção, resultados detalhados da evolução da região próxima à mordida e contato com o cilindro são mostrados em detalhes. Na Figura 2 a distribuição de temperaturas pode ser observada para a cadeira F1. É previsto um forte gradiente de temperaturas ao longo da região de deformação e resfriamento, com forte recalescência devido aos efeitos térmicos da deformação imposta ao material. Um perfil na região de deformação foi extraído e as variáveis temperatura, velocidade e tensões cisalhantes e normal são apresentadas nas Figuras 3 (a) e (b). São observados fortes gradientes de temperatura e velocidades ao longo da direção de laminação, em especial das variáveis internas na região de deformação, conforme evidenciado na Figura 3 (a) e (b). Na Figura 4 apresenta-se a distribuição espacial do tamanho do grão no interior da tira. O modelo prevê um crescimento do grão inicial até o início da deformação crítica, onde os mecanismos de recristalização são ativados e os grãos são reformados e uma nova etapa do crescimento é recomeçada evoluindo até o início da próxima etapa de deformação.

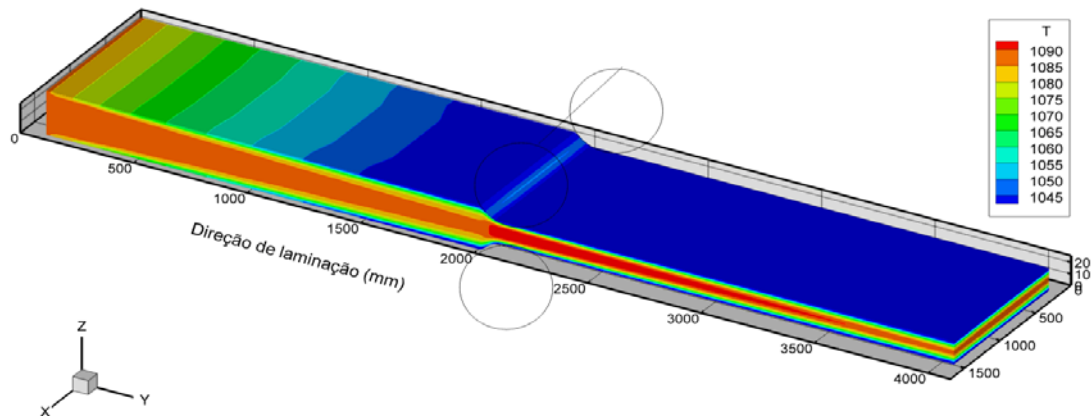


Figura 2 – Distribuição de temperatura em °C para o primeiro passe de acabamento F1.

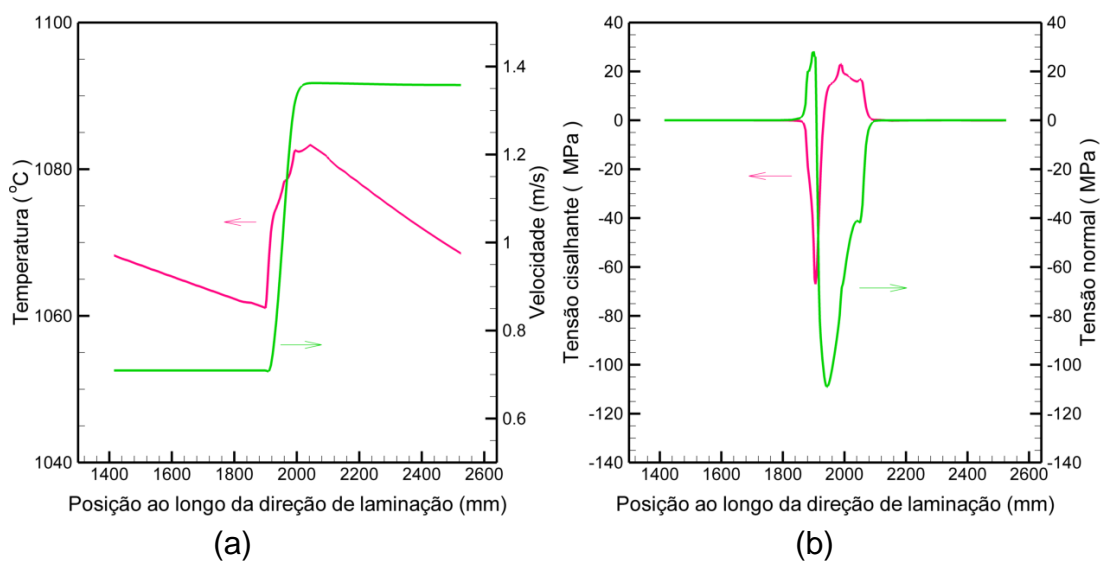


Figura 3 – Cadeira F1: (a) Previsão da distribuição de temperatura próximo da superfície da placa e velocidade tangencial. (b) previsão da tensão normal e tensão de cisalhamento.

Tabela 4 – Comparação entre os dados industriais e as previsões numéricas.

Cadeira de laminação	F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7
Força de laminação medida (ton.)	2614,25	2223,63	1828,88	1723,13	1803,25	1486,38	1427,00
Força de laminação calculada (ton.)	2554,99	2251,22	1819,35	1736,02	1806,47	1479,76	1409,00
Erro(%)	2,20	1,24	0,52	0,75	0,17	0,44	1,26
Temperatura entre cadeiras medida (°C)	935,34	935,03	933,94	931,04	924,69	915,48	902,90
Temperatura entre cadeiras calculada (°C)	1062,53	968,46	844,35	728,52	658,56	607,28	598,15
Erro (%)	13,50	3,57	9,59	21,75	28,78	33,66	33,75
Tamanho de grão austenítico (µm)	22,93	18,32	11,26	7,51	5,47	4,37	3,29

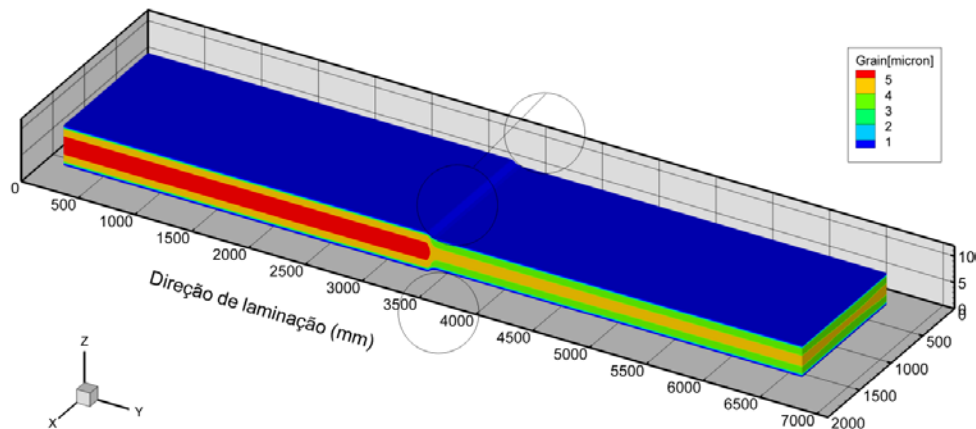


Figura 4 –Cadeira F7: Previsão de recristalização e formação de grãos dinamicamente.

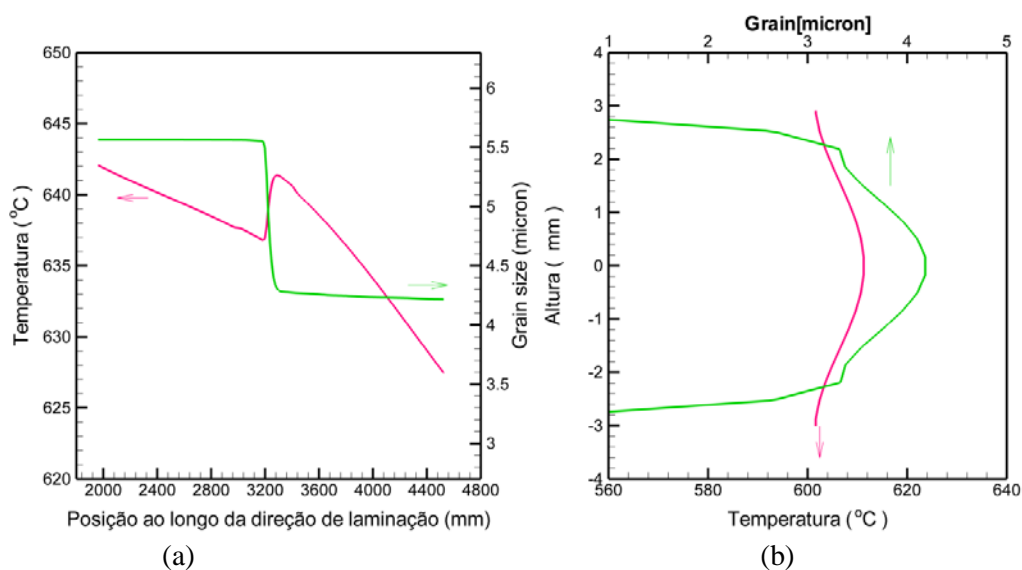


Figura 5 –Cadeira F7: Previsão de variáveis de laminação na região de deformação.

5 CONCLUSÃO

Com o auxílio de um modelo de volumes finitos é realizado a análise da laminação de acabamento de um aço microligado ao nióbio, levando-se em consideração as transformações microestruturais típicas para este aço durante a laminação a quente. No modelamento proposto as condições na secção de entrada são a temperatura medida na superfície do esboço e a velocidade de laminação para o primeiro passe. Desta forma os campos previstos de velocidade e temperatura de saída da primeira cadeira de laminação, são utilizados para o segundo passe e o procedimento é repetido até o último passe de acabamento. As cargas de laminação previstas através do modelo matemático proposto apresentou excelente concordância com os dados industriais, apresentado desvios menores que 2,5%. Entretanto, as previsões são altamente dependentes das relações constitutivas do material e dos coeficientes de transferência de calor. Também foi realizada a previsão da típica evolução microestrutural observada durante a laminação a quente.

6 Agradecimentos

A Universidade Federal Fluminense e ao PPGEM, pelo apoio e disponibilização do software de simulação e ao apoio da Companhia Siderúrgica Nacionalna realização desse trabalho.

7 REFERÊNCIAS

- 1 Kim S, Lee Y, Byon S. Study on Constitutive Relation of AISI 4140 Steel Subject to Large Strain at Elevated Temperatures. Journal of Materials Processing Technology, v. 140, n. 1-3, p. 84-89, 2003.
- 2 OROWAN E. The calculation of roll pressure in hot and cold rolling. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, v. 150, n. 4, p. 140-67, 1943.
- 3 SIMS RB, The calculation of roll force and torque in hot rolling mills. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, v. 168, n. 1, p. 191-214, June 1954.
- 4 Bagheripoor M, Bisadi H. Application of Artificial Neural Networks for The Prediction of Roll Force and Roll Torque in Hot Strip Rolling Process. Applied Mathematical Modelling, v. 37, n. 7, p. 4593-4607, 2013.
- 5 Moreira LP, Castro JA, Barbosa R, Silva AJ. A Finite-Volume Model For The SimulationOf The Hot Strip Rolling Process. 18th International Congress of Mechanical Engineering. 2005.
- 6 Nellippallil A, Rangaraj V, Allen J, Mistree F, Singh A, Gautham B. A Decision-Based Design Method to Explore the Solution Space for Microstructure After Cooling Stage to Realize the End Mechanical Properties of Hot Rolled Product. The Minerals, Metals & Materials Society 2017. 2018; 353-363.
- 7 Thompson, JF, Warsi ZUA, Mastin CW. Numerical Grid Generation, North Holland, New York, p. 454. 1985.
- 8 Alghamdi F. Mathematical Modeling of Mean Flow Stress (MFS) during Hot Strip Rolling for HSLA Steels [doctoral thesis]. Montreal: McGill University; 2003.
- 9 JuniorFS. Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels [doctoral thesis]. Montreal: McGill University, 1999.
- 10 Beynon JH,Sellars CM. 1992, "Modelling Microstructure and Its Effects During Multipass Hot Rolling",The Iron and Steel Institute of Japan, Vol. 32, No. 3, pp. 359-367.
- 11 Ferrer MH. Estudo das transformações de fase de aços trip ao Si-Mnmicroligados ao Nb [dissertação de Doutorado].São Paulo:Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2003.
- 12 Barcelos MV.Ensaio de Torção a Quente em Aço Estrutural [dissertação de mestrado].Espírito Santo: Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Espírito Santo; 2011.