

MODELAMENTO E QUANTIFICAÇÃO DA RELAÇÃO PROPRIEDADES X MICROESTRUTURA NOS AÇOS ESTRUTURAIS LAMINADOS A QUENTE DA COSIPA ¹

Willy Ank de Moraes²
Herbert Christian Borges³
Francisco Acácio Perez⁴

Resumo

A previsão das propriedades mecânicas dos aços é uma possibilidade muito atraente, tanto para produtores quanto para os usuários deste material. Este trabalho ilustra o desenvolvimento de um modelo prático para a predição de propriedades mecânicas em aços planos com base apenas na sua estrutura e composição química. Os parâmetros do processo de fabricação não são variáveis neste modelo, já que está sendo admitido que o aço seja sempre processado nas mesmas condições. A praticidade do modelo desenvolvido tem sido explorada no controle de qualidade na COSIPA desde a fase do desenvolvimento de novos produtos até à análise de desvios ocorridos em processo.

Palavras-chave: Aço; Microestrutura; Modelamento; Resistência mecânica.

MODELLING AND QUANTIFICATION OF STRUCTURE-PROPERTY RELATIONSHIPS IN HOT ROLLED STRUCTURAL STEEL PRODUCED BY COSIPA

Abstract

The prevision of the mechanical properties of steels is a very attractive possibility, so much for producers as for users. This work describes the development of a practical model for estimating mechanical properties in plane steels based just in its structure and chemical composition. The production parameters are not considered in this model, since it is being admitting that the modeled steel is always processed in the same conditions. The developed model is very practical and useful and it has been explored in COSIPA for quality control: from the development of new products to analysis of process deviations.

Key words: Steel; Rolled steel; Modelling; Mechanical strength.

¹ Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.

² Doutorando, Mestre em Eng^a Met. e de Materiais, Eng^o Metalurgista, Téc. em Metalurgia. Analista de Produtos (Desenvolvimento de Novos Produtos) da COSIPA; Prof. do Depto. de Engenharia Mecânica da UNISANTA (willymoraes@cosipa.com.br; willyank@unisanta.br).

³ Mestrando em Eng^a Metalúrgica. Analista de Produtos (Assistência Técnica) da COSIPA (herbertborges@cosipa.com.br).

⁴ Mestre em Eng^a Met. e de Materiais, Analista de Produtos (Controle Integrado e Especificação) da COSIPA (franciscoperez@cosipa.com.br).

INTRODUÇÃO

A previsão das propriedades mecânicas dos aços é uma possibilidade muito atraente, tanto para produtores quanto para os usuários deste material. Neste sentido diversos modelos de previsão das propriedades mecânicas dos aços têm sido apresentados ao longo do tempo:^[1-4] alguns mais gerais e outros mais específicos. Em sua revisão, Pickering^[5] resume estes tipos de modelos conforme a equação (1):

$$\sigma_{ys} = \sigma_i + \sigma_s + \sigma_p + \sigma_d + \sigma_{ss} + \sigma_t + k_y d^{-1/2} \quad (1)$$

Onde os valores de cada σ consideram um determinado fator no limite de escoamento (σ_{ys}): **i** tensão de oposição à movimentação de discordâncias; **s** endurecimento por solução sólida; **p** endurecimento por precipitação; **d** endurecimento pela geração de discordâncias; **ss** é a inteiração entre as discordâncias, **t** é a textura cristalográfica e **d** o tamanho de grão. Cada efeito pode ser considerado de uma forma diferente e por um modelo em particular.

Adicionalmente, cada família de aços apresentará um determinado tipo de microestrutura, podendo ser, por exemplo: ferrítica, austenítica, ferrita-perlita, bainítica, martensítica, ferrita-martensita, etc. A forma e a precisão do modelo dependem da correta interpretação do tipo e da morfologia da microestrutura presente e das demais variáveis do aço a ser modelado. Portanto, na criação e aplicação de um modelo deve-se estabelecer o tipo de material a ser analisado através de suas características microestruturais e dos parâmetros disponíveis, informações estas que serão utilizadas na alimentação do modelo.^[5]

Entretanto, os processos industriais apresentam flutuações naturais que invalidam parcialmente as considerações de cálculo, causam dispersão nos parâmetros empregados e produzem variações microestruturais, reduzindo a precisão e limitando a utilização prática destes modelos.^[6] Modelamentos mais sofisticados comumente empregam dados gerados automaticamente pela automatização do processo produtivo de modo a fazer correções *on-line* dos resultados obtidos. Sistemas deste tipo^[7,8] têm sido desenvolvidos nestes últimos anos pelos fabricantes de equipamentos (laminadores, máquinas de lingotamento contínuo, etc.) de modo a não só prever as propriedades dos materiais, mas também visando a liberação de produtos com garantia de propriedades, sem a necessidade de ensaios.

Porém a maioria dos equipamentos atualmente instalados não possui uma integração dos sistemas de automatização com modelos eficientes para a determinação das propriedades mecânicas no produto. Por outro lado, existem modelos que não utilizam dados das condições de produção em tempo real, e sim resultados de caracterização do material. Apesar de terem menor precisão, estes modelos são bastante difundidos na literatura^[4,5] e podem, inclusive, ser encontrados em *softwares* já desenvolvidos e comercializados.^[9]

A finalidade deste trabalho é descrever o desenvolvimento de um modelo matemático, baseado em parâmetros microestruturais e na composição química, aplicável aos aços laminados a quente da COSIPA. Também será demonstrada a sua aplicabilidade em situações práticas de interesse da empresa, tais como:

- especificação de novos produtos ou adequação de produtos a clientes;
- determinação da aplicabilidade de corridas e/ou placas disponíveis;
- identificar materiais cuja defasagem nas propriedades indiquem condições anormais de processamento;

- diminuição dos custos de produção de aços;
- evolução da produção de laminados a quente a partir da instalação de novos equipamentos.

MATERIAIS E MÉTODOS

Os produtos da COSIPA são testados conforme os ensaios requisitados segundo os requisitos das normas de qualidade dos aços, além disso, durante a etapa de desenvolvimento, ensaios de caracterização mais sofisticados são realizados. Assim, para estes aços estão disponíveis dados mais detalhados de caracterização, tais como: composição química do produto, tamanho de grão ferrítico (TGF), quantidade de 2ª fase perlítica e propriedades mecânicas. A Tabela 1 ilustra um exemplo de dados disponíveis em algumas amostras analisadas.

Tabela 1 – Exemplo de resultados obtidos na avaliação de alguns aços.

TIPO DE AÇO	%Ceq	%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Al	%(Nb+V+Ti)	%Cu	LE (MPa)	LR (MPa)	TGF (µm)	%Perlita
A	0,36	0,16	1,16	0,017	0,003	0,21	0,032	0,017	0,01	414	563	8,0	27%
B	0,35	0,15	1,21	0,018	0,007	0,16	0,029	0,003	0,00	386	517	8,0	27%
C	0,22	0,11	0,65	0,015	0,006	0,06	0,037	0,017	0,00	416	500	8,0	16%
D	0,05	0,02	0,17	0,016	0,006	0,01	0,035	0,003	0,01	264	328	13,5	1%
E	0,22	0,10	0,42	0,034	0,005	1,10	0,032	0,005	0,10	394	529	10,5	12%
F	0,60	0,45	0,75	0,016	0,005	0,15	0,050	0,004	0,01	350	630	10,5	70%

A Figura 1 ilustra microestruturas de dois aços investigados neste trabalho. Estas análises foram realizadas para a determinação do tamanho de grão ferrítico, pelo método comparativo ASTM E112, através da observação de amostras atacadas com nital (Figuras 1a e 1c). Amostras atacadas com picral foram utilizadas para determinação do volume de perlita nestes materiais. Este método de avaliação é bem conhecido e têm sido utilizado em outros trabalhos deste gênero.^[10]

Inicialmente, tais dados foram analisados conforme oito modelos disponíveis na literatura,^[1-5] de modo a verificar para cada categoria de aços qual seria o modelo mais adequado. Alguns exemplos de modelos utilizados estão ilustrados pelas equações (2), (3) e (4), de acordo com Grozier e Bucher,^[4] Irvine e Pickering^[5] e Bofors,^[3] respectivamente:

$$\sigma_{ys} = 91,7 + 40,7(\%Mn) + 70,4(\%Si) + 1,5(\%Perlita) + 521,776(1/\sqrt{d}) \quad (2)$$

$$\sigma_{ys} = 91,7 + 32,4(\%Mn) + 84,1(\%Si) + 84,1(\%Cu) + 13,7(\%Mo) - 31(\%Cr) + 4,345(\%N_{free}) + 1,5(\%Perlita) + 521,776(1/\sqrt{d}) \quad (3)$$

$$\sigma_{UTS} = 265 + 549(Cp) \quad / \quad Cp = f(\%C, \%Mn, \%P, \%Si, \%Cr, \%Ni) \quad (4)$$

Onde d é o tamanho de grão em microns (µm) e %Perlita é a fração volumétrica percentual da 2ª fase.

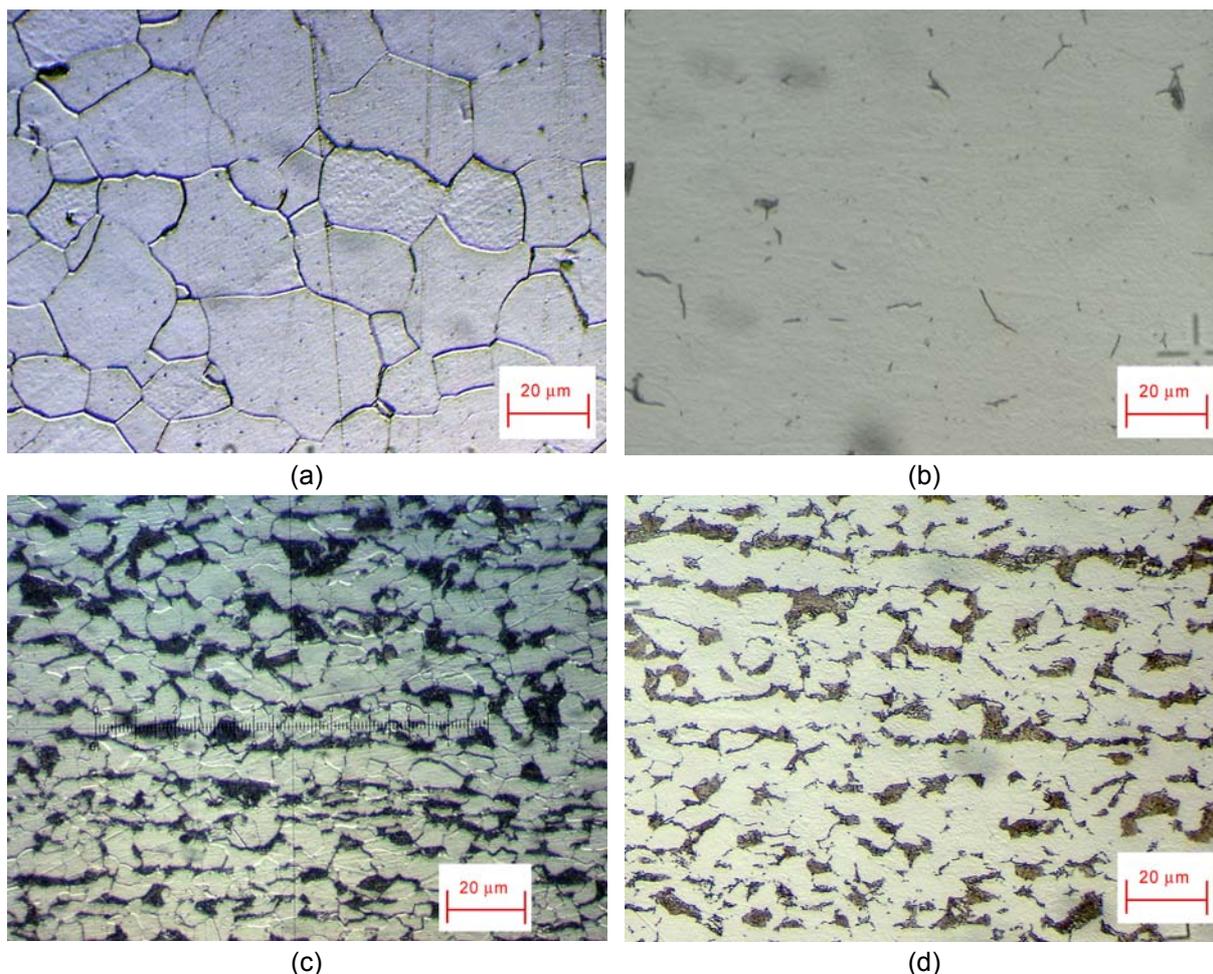


Figura 1 – Exemplos de microestruturas analisadas. Aço “D” atacado com (a) Nital e (b) Picral. Aço “A” atacado com (c) Nital e (d) Picral. Todas as imagens foram ampliadas opticamente a 500X.

Cada um dos 8 modelos foram aplicados para estimar o limite de escoamento e o limite de resistência para seis categorias de aços: “baixo” ($C_{eq} < 0,20\%$), “médio” ($0,10 \leq C_{eq} \leq 0,40$) e “alto” carbono ($C_{eq} > 0,45\%$), sendo microligado ($Nb+Ti+V \geq 0,015\%$) ou não. Esta separação em categorias foi feita para reunir os aços em grupos que não apresentam importantes variações dos parâmetros e laminação. O carbono equivalente foi calculado segundo a fórmula do *International Institute of Welding* (IIW). Os resultados destas análises estão resumidos na Tabela 2. Os grupos de aços investigados que apresentaram uma acuracidade melhor do que 95% também estão indicados nesta tabela para cada um dos oito modelos citados.

Dois modelos que apresentaram bons resultados para o limite de escoamento de aços de “médio” carbono sem microligantes ($0,10 \leq C_{eq} \leq 0,40$ e $Nb+Ti+V < 0,02\%$) foram os modelos baseados na equação (2), segundo Grozier e Bucher,^[4] e pela equação (3), de acordo com Irvine e Pickering.^[5] Estes aços, que são tipicamente estruturais, apresentam endurecimento por solução sólida, por segunda fase e pelo tamanho de grão ferrítico (TGF).

Tabela 2 – Resultados obtidos na aplicação de alguns modelos (“ok” indica acuracidade acima de 95%).

Limite de Escoamento						Limite de Resistência						Modelo
B. Ceq	M. Ceq	A. Ceq	B.Mic.	M.Mic	A. Mic	B. Ceq	M. Ceq	A. Ceq	B.Mic.	M.Mic	A. Mic	
	ok					ok				ok		A [4]
	ok											B [5]
ok												C [1]
												D [2]
												E [2]
	ok		ok	ok								F [2]
							ok	ok				G* [4]
												H [3]

* - Regressão baseada no carbono equivalente (Ceq segundo fórmula do IIW).

Como ambos os modelos utilizam a fração volumétrica de perlita, tornou-se necessário utilizar os dados de caracterização, exemplificados na Tabela 1, para obter uma equação que correlaciona a composição química com o percentual de perlita. Após alguns testes, concluiu-se que a melhor forma de estimar a quantidade de perlita é através de um função quadrática do carbono equivalente, conforme mostrado na Figura 2 e equação (5).

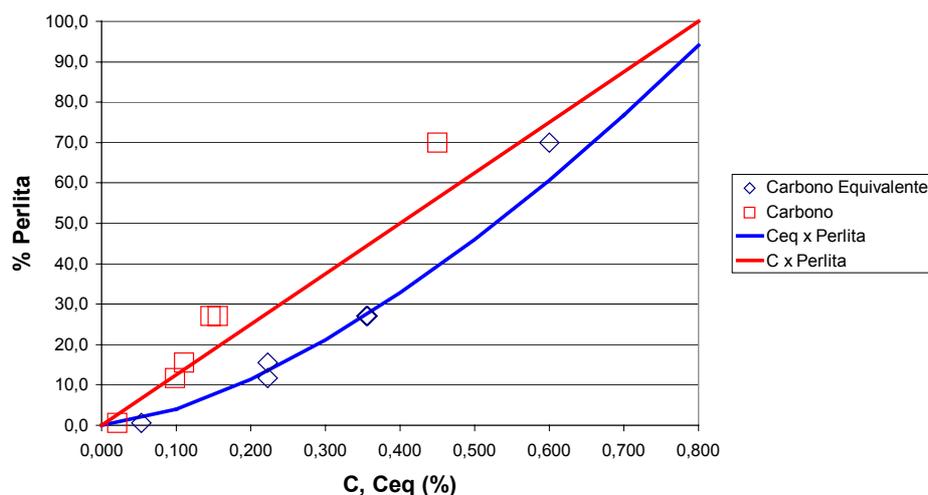


Figura 2 – Resultados da previsão da fração volumétrica da Perlita em função do carbono equivalente.

$$\% \text{ Perlita} = A \times (\% \text{Ceq})^n \quad (5)$$

Onde A e n são parâmetros obtidos por regressão, conforme ilustrado pela figura 2.

Os resultados de composição química (corridas) e de propriedades mecânicas obtidos no grupo de aços “médio” carbono e sem microligantes foram levantados ao longo de cinco anos. Estes dados foram interpretados por um modelo baseado na equação de Grozier e Bucher [4], no qual foi considerado:

- a composição química da corrida,
- a fração volumétrica de perlita calculada pela equação (5)
- e o tamanho de grão ferrítico fixo e igual a 8µm,

O gráfico da Figura 3 ilustra o erro obtido na estimativa do limite de escoamento, em relação aos valores de liberação que foram efetivamente medidos. Neste gráfico pode-se notar que o erro médio varia com a espessura da seguinte forma:

- subestimativa da resistência para pequenas espessuras (erro < 0);
- sobrestimativa da resistência para espessuras maiores (erro > 0).

Uma explicação para a ocorrência deste erro foi a utilização de um valor fixo para o tamanho de grão ferrítico ($TGF=8\mu\text{m}$). Sabe-se que quanto mais fino é um produto de um laminador contínuo (a quente), maior tende a ser o grau de trabalho termomecânico realizado durante a etapa de laminação final do material.^[5,7] Esta maior quantidade de trabalho, com alguma dependência da espessura do esboço no início da laminação final,^[11] tende a induzir a um maior refinamento do tamanho de grão no produto final.

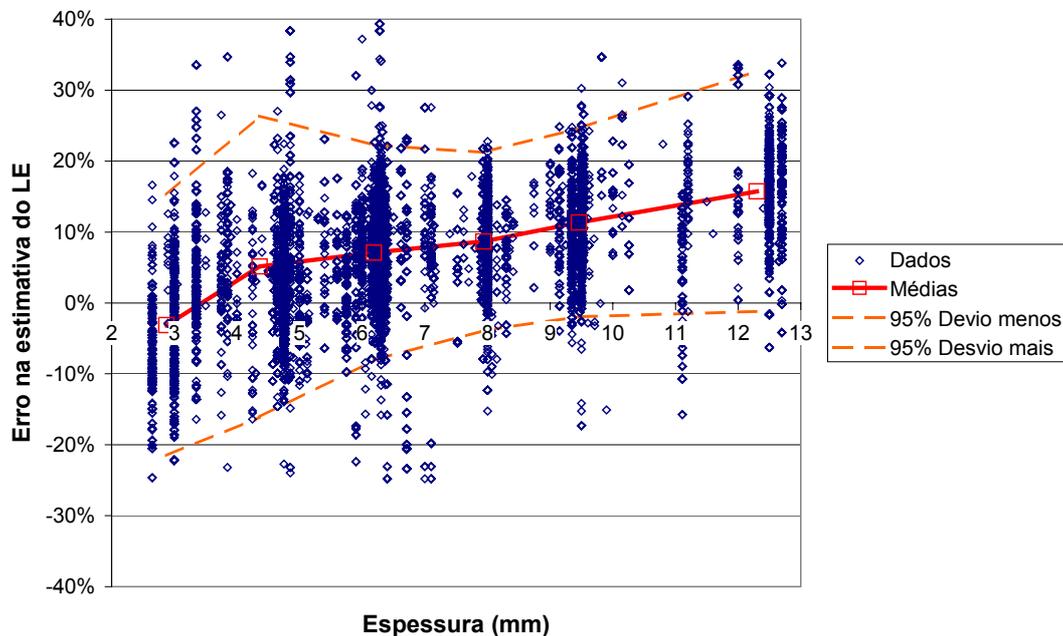


Figura 3 – Erro na estimativa do limite de escoamento (LE) aplicando um modelo baseado na equação de Grozier e Bucher em função da espessura. Tamanho de grão fixo ($8\mu\text{m}$).

Assim, utilizando os resultados encontrados, pode ser feito um cálculo reverso para obter uma função que descreve o tamanho de grão ferrítico em função da espessura do material de modo a eliminar o erro médio mostrado no gráfico da Figura 3. Esta relação foi determinada com base nos valores que o tamanho de grão ferrítico deve assumir conforme descritos pelo gráfico da Figura 4.

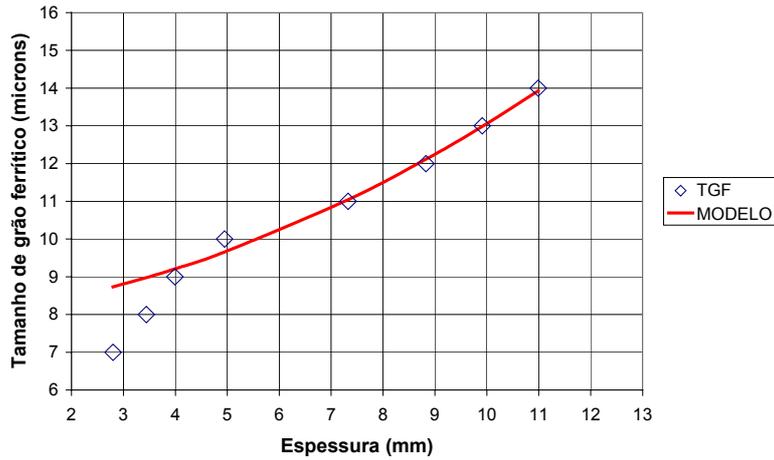


Figura 4 – Valores do tamanho de grão ferrítico (TGF) necessários para eliminar o erro na estimativa do limite de escoamento pelo modelo baseado na equação de Grozier e Bucher. A linha mostra o modelamento de parte dos valores de TGF em função da espessura.

Os dados mostrados na Figura 4 podem ser modelados por meio de uma equação polinomial simples até uma espessura de 4mm com um erro médio menor do que 5% (equação 6). Em espessuras menores, uma correção exponencial deve multiplicar o termo de endurecimento pelo tamanho de grão para corrigir o efeito das pequenas espessuras (equação 7). Esta correção está ilustrada no gráfico da figura 5 e na equação exponencial (7):

$$\text{TGF} = A + B \times \text{espessura} + C \times (\text{espessura})^2 \quad (6)$$

$$\text{Efeito} = D + E \times \exp[F / (\text{espessura})^G] \quad (7)$$

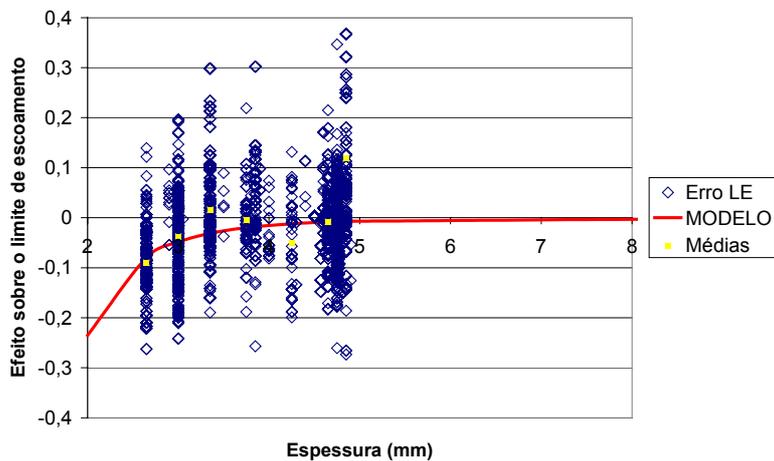


Figura 5 – Correção exponencial da estimativa do tamanho de grão ferrítico (TGF) para pequenas espessuras ($e < 5\text{mm}$).

RESULTADOS

Carregando as equações (6) e (7) no modelo baseado na equação (2) formulada por Grozier e Bucher,^[4] obtêm-se o resultado encontrado conforme ilustrado no gráfico da Figura 6. Neste gráfico pode-se observar que o erro médio do modelo final obtido é praticamente nulo e que os desvios em torno deste erro são de 5,6% em média do valor real do limite de escoamento do aço modelado.

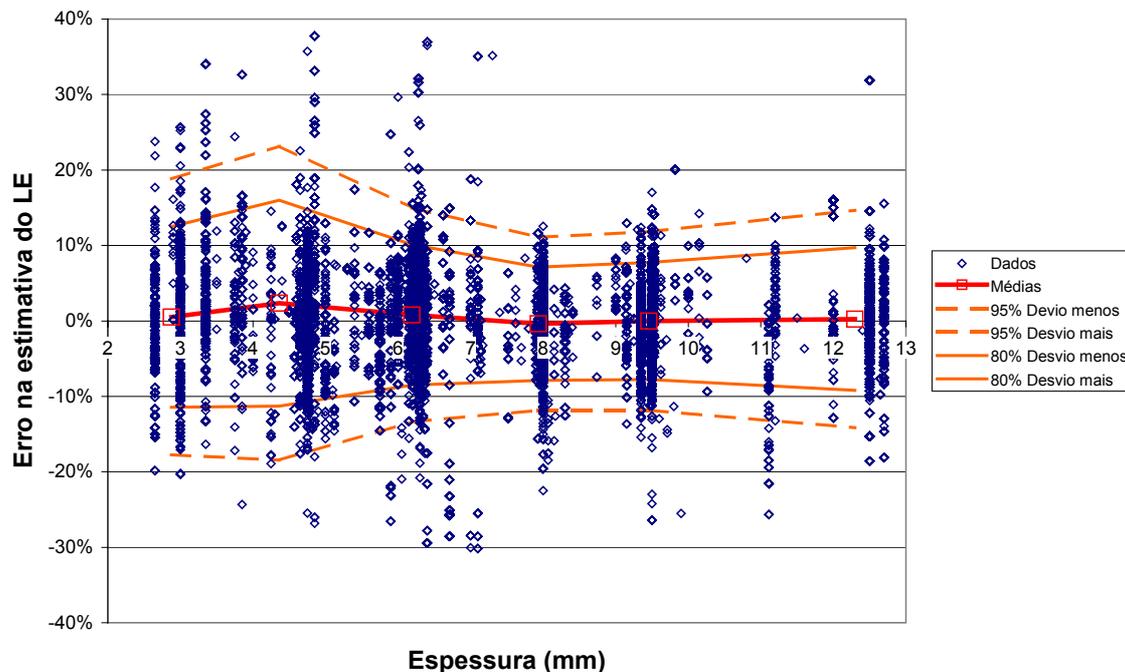


Figura 6 - Erro na estimativa do limite de escoamento (LE) aplicando o modelo baseado na equação de Grozier e Bucher em função da espessura. Tamanho de grão calculado reversivamente.

Aplicando o mesmo procedimento para o modelo baseado na equação (3) de Irvine e Pickering,^[5] obtêm-se o resultado mostrado pelo gráfico da figura 7. Da mesma forma que no caso do modelo baseado na equação (2) de Grozier e Bucher, o erro médio do modelo final obtido é praticamente nulo. Neste caso os desvios em torno deste erro são praticamente iguais e valem 5,5% em média do valor real do limite de escoamento do aço modelado.

Conforme mostrado pela Tabela 2, há a possibilidade de modelar o limite de resistência através de uma regressão em função no carbono equivalente (Ceq) do aço, definido pela equação (8) do *International Institute of Welding* (IIW):^[4]

$$\%Ceq = \%C + \%Mn/6 + (\%Mo + \%Cr + \%V)/5 + (\%Ni + \%Cu)/15 \quad (8)$$

Os resultados obtidos com o modelamento com base no Ceq, utilizando o mesmo procedimento descrito anteriormente, estão ilustrados pelo gráfico da figura 8. Neste modelo também está sendo levado em consideração a variação causada pela espessura do material sobre as propriedades mecânicas. Da mesma forma que nos casos anteriores, o erro médio do modelo é praticamente nulo, porém os desvios em torno deste erro são menores: 3,0%.

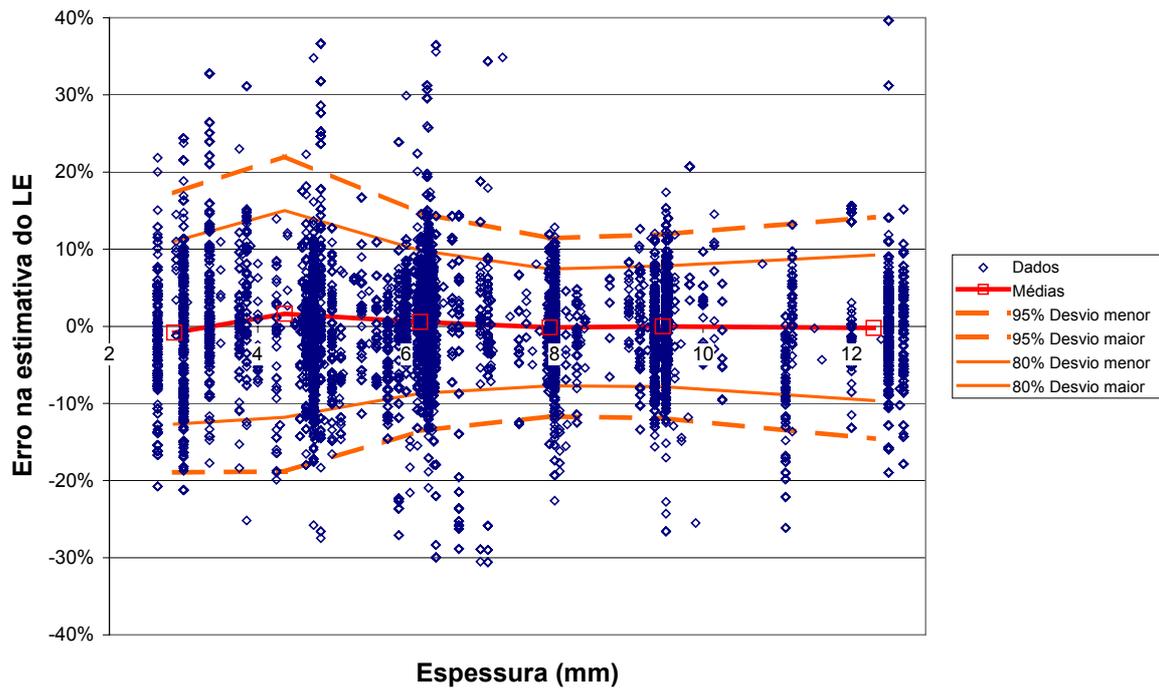


Figura 7 - Erro na estimativa do limite de escoamento (LE) aplicando o modelo baseado na equação de Irvine e Pickering em função da espessura. Tamanho de grão calculado reversivamente.

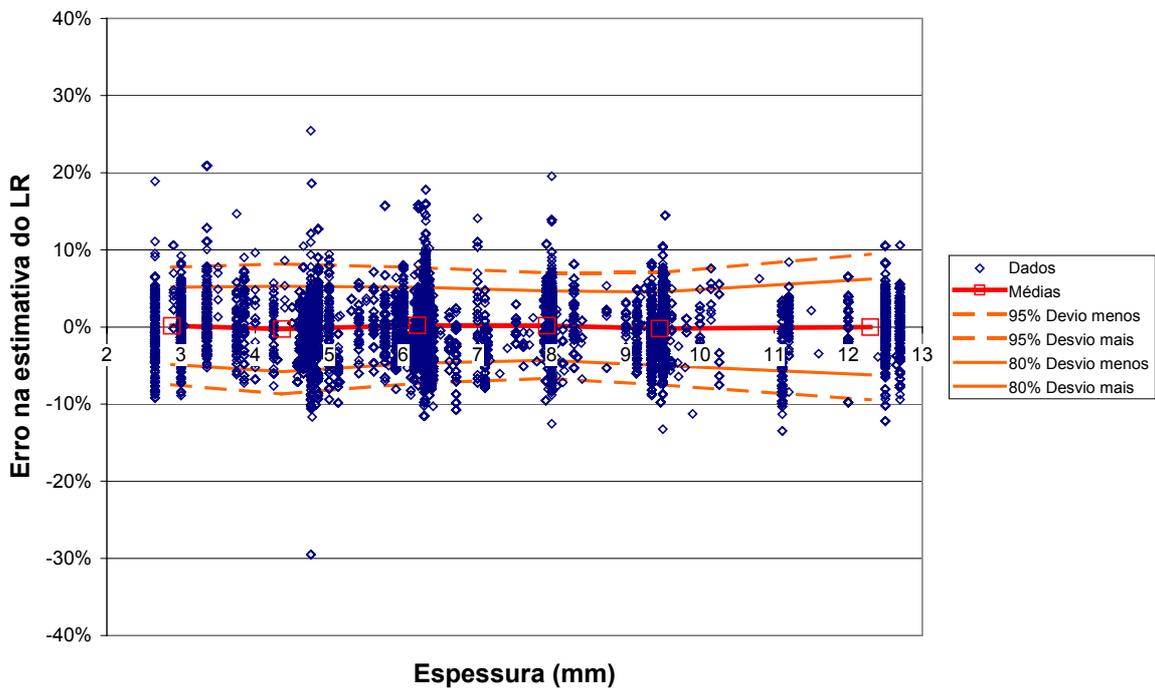


Figura 8 - Erro na estimativa do limite de resistência (LR) aplicando uma regressão em função no carbono equivalente.

DISCUSSÃO

Os resultados obtidos, tanto para o limite de escoamento quanto para o limite de resistência, foram obtidos com base na aplicação de equações que consideram:

- a composição química – considerando o endurecimento por solução sólida devido a cada um dos elementos de liga presentes no aço (C, P, Mn, Si, Cr, etc.);
- a presença de perlita – estimando o endurecimento pela presença de 2ª fase mais resistente;
- o tamanho de grão ferrítico – quantifica o endurecimento pela presença de maior ou menor quantidade de contornos de grão (barreiras para movimentação de discordâncias).

Os modelos desenvolvidos não consideram o efeito do endurecimento por precipitação de carbonitretos, especialmente os carbonitretos oriundos dos elementos microligantes: Nb(CN), V(CN) e Ti(CN). Apesar disso, os modelos consideram indiretamente a presença de precipitados finos de AlN e Fe₃C, presentes em pequenas quantidades na fase ferrítica dos aços estruturais analisados.

Uma das principais considerações para a aplicabilidade destes modelos é a homogeneidade nas variáveis de produção dos aços selecionados, tais como, espessura do esboço de entrada (grau de redução total), esquema de passes de redução (maior no início, homogêneo ou maior no final do trem de laminação), temperaturas de laminação, etc. Estas variáveis são reconhecidamente influenciadoras da microestrutura do aço e conseqüentemente de suas propriedades mecânicas,^[10,11] mas não precisaram ser explicitadas nos modelamentos devido à constância destas no aços cujos resultados foram analisados.

As medições feitas para determinação do tamanho de grão ferrítico (TGF), informado na Tabela 1, foram feitas por metalografia quantitativa e considerando o grão como sendo uma figura poligonal. Porém a geometria do grão pode variar entre um grão equiaxial (Figura 1a) a ligeiramente alongado (Figura 1c). Além disso, os valores de TGF também variam ao longo da espessura das amostras, o que levou à adoção de um valor médio para cada amostra de aço. Finalmente, existe uma certa dispersão do tamanho dos grãos em relação ao valor médio, como pode ser melhor notada pela microestrutura mostrada na Figura 1a. Tanto a aproximação da geometria do grão, quanto a variação do TGF, ao longo da espessura, induzem a erros na determinação do correto e representativo valor deste parâmetro. Na prática, o valor mais adequado para o TGF é exatamente àquele que define a resistência do material, conforme apontado pela famosa equação de Hall-Petch e por outros modelos, como os utilizados neste trabalho.^[1-5] Assim, pode-se admitir que os valores de TGF utilizados internamente nos modelos são mais realísticos do que as medições laboratoriais, ao menos sob o ponto de vista de efetividade dos resultados alcançados.

O efeito da diminuição do tamanho de grão, ilustrado pela regressão (equação 6) mostrada no gráfico da Figura 4 é compreensível, como já explicado. Porém, o efeito para espessuras muito baixas ($e < 4,0\text{mm}$), ilustrada no gráfico da Figura 5 e quantificado pela equação (7), não é tão claro. Análises metalográficas em materiais mais finos indicam que este efeito na redução da espessura pode não estar apenas diretamente ligado à maior diminuição do tamanho de grão, mas também à alteração da morfologia da agregado perlítico. Materiais muito finos tendem a ter os grãos perlíticos interconectados, alterando o peso do mecanismo de endurecimento por 2ª

fase em relação ao material mais espesso, que possui estes grãos mais isolados. Por outro lado, justamente a maior interconexão da perlita também diminui o tamanho de grão ferrítico. Por estas razões, este efeito nos materiais de menor espessura é complexo e ainda deverá ser investigado com maior detalhamento.

A composição química considerada é a mesma obtida durante a chamada “análise de panela” ou “análise da corrida”. Neste caso, uma amostra é retirada da última etapa da fabricação do aço líquido, pois a mesma é considerada como a mais representativa da corrida como um todo. Porém cada corrida de aço na COSIPA representa 150ton de material e os resultados de composição química utilizados nos modelamentos não necessariamente representam os mesmos teores dos elementos químicos nas amostra, podendo haver algumas variações. O ideal seria utilizar os valores da composição química do produto, ou seja, da análise química da amostra da qual são obtidos as propriedades mecânicas. Entretanto, a maioria dos resultados disponíveis são decorrentes da análise da corrida, o que introduz um pequeno aumento na dispersão dos resultados, mas que não impede a aplicabilidade dos modelos.

Os valores de propriedades mecânicas (limite de escoamento e de resistência) são normalmente obtidos pelo ensaio de corpos de prova (CP's) orientados na direção transversal da laminação do material. Existem algumas normas de qualidade que requisitam ensaios na direção longitudinal, o que também é uma pequena fonte de dispersões. Porém o material estrutural da COSIPA, aqui modelado, apresenta uma boa homogeneidade de propriedades mecânicas em ambas as direções, o que reduz o efeito da direcionalidade dos ensaios.

As propriedades mecânicas do material também variam ao longo do comprimento do material laminado.^[6] Como a maioria dos dados utilizados nos modelos é oriunda de amostras retiradas das extremidades dos materiais, admite-se que os resultados são melhores aplicados para esta região das bobinas laminadas a quente.

CONCLUSÕES

Os resultados mostrados indicam um potencial de uso de modelos matemáticos que quantificam os mecanismos de endurecimento para estimar as propriedades mecânicas de materiais laminados a quente. Apesar das possíveis fontes de erros e dispersões nos resultados obtidos, conforme discutidas anteriormente, os resultados fornecidos pelos modelos são suficientemente precisos para permitir a sua aplicação prática na COSIPA.

Agradecimentos

Os autores gostariam de expressar o seu agradecimento ao pessoal do centro de testes, especialmente aos colegas Benedito Dias Chivites e Luiz Antônio de Almeida, que auxiliaram na seleção e preparação de amostras especiais para este estudo. Agradecimentos também aos colegas do laboratório central da COSIPA, especialmente aos laboratoristas Carlos Augusto Saraiva DeMaria e Paulo Leandro Silva Marinho, que realizaram as caracterizações dos materiais analisados.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 Irvine, K. J., and Pickering, F. B., Low-Carbon Steels With Ferrite-Pearlite Structures, Journal of the Iron and Steel Institute, Vol. 201, Nov., 1963, pp 944-960. In: BAIN, E. and PAXTON, H.W.; Alloying elements in steel. American Society for Metals: Metals Park, 3th printing, 1966.
- 2 F. B. PICKERING. Towards Improved Toughness and Ductility. Climax Molybdenum Co. Symp., Kyoto, p.9, 1973. In: PICKERING, F.B.; Chapter 3 - Low-carbon mild steels. Physical metallurgy and the design of steels. Applied Science Publishers: London, reprinted 1983.
- 3 THELNIG, K.E. Chapter 5 - Heat treatment - General. Steel and Its Heat Treatment - Second Edition; Butterworths: London, pp. 207-318, 1984. In: TOTTEN, G.E.; FUNATANI, K.; XIE, L., Handbook of Metallurgical Process Design, Marcel Dekker, Inc. New York, 2004.
- 4 BODNAR, R. L.; FLETCHER, F. B.; MANOHAR, M.; The Physical Metallurgy of Normalized Plate Steels. MS&T Conference Proceedings, New Orleans, pp. 89-109, 2004.
- 5 PICKERING, F.B.; Chapter 2 - Structure-property relationships in steels, pp.50-94. In: CAHN, R.W.; HAASEN, P.; KRAMER, E.J. Materials Science and Technology-Vol.7 Constitution and Properties of Steels, Wiley-VCH, Weinheim Germany, 2005.
- 6 MORAIS, W.A.; Modelamento do grau de acréscimo no limite de escoamento na produção de tubos ERW/HFIW. Revista Tubo & Companhia, pp.6-12, n.11, 2006.
- 7 ANDORFER, J., et al. A survey of two years experience with VAI-Q-Strip: an on-line system for controlling the mechanical properties of hot rolled strip In: International conference on new developments in metallurgical process technology, 1999, Dusseldorf, METEC CONGRESS. Proceedings. Dusseldorf, p.248-252, 1999.
- 8 HILGENHÖNER, E.H., et al. New technologies in continuous slab casting: benefits from using Cyberlink Technology and Twin Divider Technology In: 34^o Seminário de fusão, refino e solidificação dos metais da ABM, Belo Horizonte. Anais, p.417-426, 2003.
- 9 TARIN, P; PÉREZ, J.; SteCal 3.0 - Low-alloy steels: their properties and how to obtain them. A program to predict the properties and behavior of steel. ASM International, 2004. 1 CD.
- 10 GUINDANI, A.; VENTURINI, R.; MAPELLI, C.; Induced strain aging in HSLA steels produced by Arvedi technology as a function of the coiling temperature. La Revue de Métallurgie-CIT, pp. 565-570, dez., 2006.
- 11 MARTINS, J.B., et al. Desenvolvimento de aço para estampagem extra profunda laminado a quente na CST. 62^o Congresso Anual da ABM – Seminário “Desenvolvimento de Produtos Metálicos Ferrosos”, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória. **Anais**. São Paulo: ABM, 2007. 1 CD.