

**ESTUDO TRAÇA RELAÇÕES ENTRE MICROESTRUTURA E  
PROPRIEDADES MECÂNICAS EM AÇOS ESTRUTURAIS**

Antonio Augusto Gorni

Analista de Processos da Gerência de Suporte Técnico da Laminação a Quente da  
Companhia Siderúrgica Paulista – COSIPA

Editor Técnico das Revistas **Corte e Conformação de Metais** e **Plástico Industrial**

Trabalho apresentado no 5º Congresso de Corte e Conformação de Metais,  
Aranda Eventos, São Paulo, Outubro de 2009.

## **RESUMO**

Há uma relação bastante significativa entre as microestruturas e propriedades mecânicas dos aços, particularmente os do tipo estrutural. A compreensão e quantificação dos efeitos microestruturais sobre as propriedades mecânicas é o caminho para o desenvolvimento de produtos cada vez mais otimizados. Dessa forma pode-se atender de maneira cada vez mais econômica aos requisitos cada vez mais severos impostos pelos seus usuários.

## - INTRODUÇÃO

As enormes pressões econômicas, ambientais e políticas que caracterizam o mundo moderno refletem-se na área dos materiais numa busca constante por alternativas que ofereçam baixo custo, boas propriedades de engenharia, construção leve e fácil manufatura. Portanto, não é à toa que nas últimas décadas verificou-se uma progressiva aplicação de conceitos metalúrgicos na concepção e processamento das ligas metálicas no sentido de se otimizar esses materiais e garantir sua posição privilegiada como materiais de engenharia, em especial na indústria automobilística, cuja enorme escala é garantia de alta lucratividade.

A otimização de ligas metálicas – particularmente aços, tema deste trabalho – requer um conhecimento aprofundado sobre seus mecanismos microestruturais de endurecimento. O princípio básico por trás desses mecanismos consiste em dificultar ao máximo a mobilidade das discordâncias presentes na estrutura cristalina do metal, já que são justamente esses defeitos que fazem com que a resistência mecânica dos materiais reais seja menos de 10% do valor que seria teoricamente possível.

A resistência mecânica de um aço estrutural corresponde à somatória das contribuições dos diversos mecanismos de endurecimento atuantes em sua microestrutura. Os principais tipos são [1]:

- Resistência básica dos átomos de ferro;
- Endurecimento por solução sólida proporcionado pelos elementos de liga solubilizados (C, N, P, Mn, Si, Cr, Mo, etc.);
- Endurecimento por refino do tamanho de grão;
- Endurecimento por precipitação de compostos intermetálicos;
- Endurecimento por segunda fase.
- Endurecimento por discordâncias.

A contribuição desses mecanismos de endurecimento varia conforme o tipo de aço considerado. Todos eles elevam as propriedades mecânicas determinadas sob condições estáticas, ou seja, as que são medidas sob baixas velocidades de deformação, como é o caso dos limites de escoamento e resistência, levantados através de ensaios de tração. Infelizmente, a maioria dos mecanismos de endurecimento tende a degradar as propriedades mecânicas determinadas sob condições dinâmicas, ou seja, as medidas sob altas velocidades de deformação, como a tenacidade ou capacidade que o material tem para resistir à nucleação e avanço de uma trinca – por exemplo, a energia absorvida durante um ensaio de impacto Charpy ou a temperatura de transição entre fratura dúctil e frágil.

O *endurecimento por solução sólida* decorre da presença de átomos de elementos de liga solubilizados no reticulado do elemento solvente – no caso, o Fe. Com exceção do P, todos os demais provocam dilatação no reticulado. A intensidade de seu efeito no endurecimento é função dos seguintes fatores:

- Diferença de tamanho entre os átomos de soluto e o de solvente;
- Perturbações na estrutura eletrônica, que podem estar presentes em termos da diferença no módulo de cisalhamento entre o soluto e solvente;
- Concentração do soluto.

Do ponto de vista prático o efeito do endurecimento por solução sólida é diretamente proporcional ao teor em peso do soluto. A tabela 1 mostra o efeito de endurecimento por solução sólida de diversos elementos de liga comumente presentes no aço.

Elemento	P	Sn	Cu	Mo	Cr	Ni
Fator [MPa/% peso]	680	124	39	12	0	-31

Tabela 1: Coeficientes de endurecimento por solução sólida para vários elementos de liga normalmente presentes nos aços [1].

O *endurecimento por refino de tamanho de grão*  $\Delta\sigma_{tg}$  é quantificado pela já consagrada equação de Hall-Petch, sendo proporcional ao inverso da raiz quadrada do diâmetro médio dos grãos:

$$\Delta\sigma_{tg} = \frac{k_{tg}}{\sqrt{d}}$$

onde  $k_{TG}$  é uma constante que depende da liga e  $d$  é seu tamanho de grão.

Este é o único mecanismo de endurecimento que aumenta tanto a resistência mecânica como a tenacidade dos metais. Por esse motivo o refino de grão geralmente é o primeiro mecanismo de endurecimento cogitado ao se definir processos metalúrgicos de conformação e tratamento térmico de aços estruturais.

O *endurecimento por precipitação*  $\Delta\sigma_{ppt}$  é muito comum nos aços microligados, em função das partículas extremamente finas que se precipitam na ferrita durante o resfriamento lento desses aços após laminação a quente ou tratamento térmico. A intensidade desse endurecimento depende das características das partículas precipitadas, tais como resistência mecânica, estrutura, espaçamento, tamanho, formato e distribuição. Ele pode ser quantificado a partir do modelo de Ashby-Orowan:

$$\Delta\sigma_{ppt} = \frac{5,9 \sqrt{X_p}}{\bar{x}} \ln(4000 \bar{x})$$

onde  $\Delta\sigma_{PPT}$  é o endurecimento por precipitação,  $X_p$  é a fração de precipitados na microestrutura e  $\bar{x}$  é o diâmetro médio do intercepto planar dos precipitados. Esta fórmula deixa claro que o endurecimento por precipitação é diretamente proporcional à quantidade dos precipitados e inversamente proporcional ao seu diâmetro. Sua aplicação prática é restrita, já que nos aços microligados os precipitados que aumentam a dureza somente podem ser detectados através de microscopia eletrônica de transmissão, cuja complexidade dificulta muito a obtenção das grandes massas de dados necessárias para o ajuste estatístico das equações experimentais.

O *endurecimento por segunda fase* decorre da presença de mais de uma fase ou constituinte na microestrutura do aço – como a perlita, por exemplo. No caso específico de uma microestrutura ferrítico-perlítica a resistência mecânica pode ser calculada em função da lei de misturas:

$$\sigma_y = X_f^{1/3} \sigma_{yf} + (1 - X_f^{1/3}) \sigma_{yp}$$

onde  $\sigma_y$  é o limite de escoamento do aço,  $X_f$  é a fração de ferrita,  $\sigma_{yf}$  é o limite de escoamento da ferrita e  $\sigma_{yp}$  é o limite de escoamento da perlita.

O *endurecimento por discordâncias*  $\Delta\sigma_{disc}$  ocorre, por exemplo, em aços microligados que contenham constituintes formados sob temperaturas relativamente baixas como, por exemplo, ferrita acicular ou bainita. A ferrita acicular, ao contrário da poligonal, contém discordâncias em sua estrutura que aumentam sua resistência mecânica. O efeito de endurecimento é diretamente proporcional à raiz quadrada da densidade de discordâncias  $\rho$  presente na microestrutura:

$$\Delta\sigma_{disc} = k_{disc} \sqrt{\rho}$$

onde  $k_{disc}$  é uma constante que depende da liga.

Eventualmente esse tipo de endurecimento pode ocorrer na própria ferrita poligonal que originalmente está isenta de discordâncias. Por exemplo, em determinados aços a transformação da austenita dá origem à grandes frações de ferrita poligonal formada sob temperaturas relativamente altas. Contudo, a ferrita rejeitada durante essa transformação se concentra numa pequena fração de austenita remanescente, que assim ganha temperabilidade e se estabiliza momentaneamente. Dessa forma ela só irá se transformar posteriormente, sob temperaturas relativamente baixas, formando constituintes aciculares, como ferrita acicular, bainita ou mesmo martensita. O volume desses constituintes é significativamente maior em relação à austenita que lhes deu origem. Isso gera tensões de compressão na matriz de ferrita poligonal já existente, deformando-a localmente e gerando discordâncias na mesma, as quais também exercem efeito endurecedor.

## - RELAÇÕES QUANTITATIVAS ENTRE PROPRIEDADES MECÂNICAS, MICROESTRUTURA E COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS AÇOS ESTRUTURAIS

Serão expostas a seguir diversas equações disponíveis na literatura que aplicaram os princípios descritos acima para permitir o cálculo de propriedades mecânicas em função dos parâmetros microestruturais e da composição química para vários tipos de aço estrutural. Na maioria dos casos são apresentadas equações para cálculo dos limites de escoamento e de resistência; equações para cálculo de parâmetros ligados à ductilidade e tenacidade são um pouco mais raras.

### . Aços Doces ao C-Mn para Estampagem [2]

$$YS = 53.9 + 32.3 Mn + 83.2 Si + 354.2 \sqrt{N_{sol}} + \frac{17.4}{\sqrt{d}}$$

$$TS = 294.1 + 27.7 Mn + 83.2 Si + 2.85 Pearl + \frac{7.7}{\sqrt{d}}$$

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 370 + 120 C + 23.1 Mn + 116 Si + 554 P + 143 Sn + 1509 N_{sol} + \frac{15.4}{\sqrt{d}}$$

$$\varepsilon_{unif} = 0.28 - 0.20 C - 0.25 Mn - 0.044 Si - 0.039 Sn - 1.2 N_{sol}$$

$$\varepsilon_{tot} = 1.40 - 2.90 C + 0.20 Mn + 0.16 Si - 2.2 S - 3.9 P + 0.25 Sn + \frac{0.017}{\sqrt{d}}$$

$$50\% ITT = -19 + 44 Si + 700 \sqrt{N_{sol}} + 2.2 Pearl - \frac{11.5}{\sqrt{d}}$$

$$\Delta Y = 12.32 - 19250 N_{sol} + 162 Mn + 462 O$$

Notação:

**YS:** Limite de Escoamento a 0,2% de Deformação [MPa]

**TS:** Limite de Resistência [MPa]

**dσ/dε:** Coeficiente de Encruamento a 0,2% de Deformação [1/MPa]

**ε<sub>unif</sub>:** Alongamento Uniforme, Expresso como Deformação Real

**ε<sub>tot</sub>:** Alongamento Total, Expresso como Deformação Real

**Pearl:** Fração de Perlita na Microestrutura [%]

**50% ITT:** Temperatura de Transição para 50% de Fratura Dúctil [°C]

**ΔY:** Envelhecimento Após 10 Dias sob Temperatura Ambiente [MPa]

**d:** Tamanho de Grão [mm]

Este conjunto de equações foi desenvolvido por Pickering para aços destinados à estampagem profunda, com teor de C entre 0,08 e 0,12%. É interessante notar que a equação para cálculo do limite de escoamento leva em conta o endurecimento por solução sólida dos elementos de liga; o efeito do N solúvel é expresso pela raiz quadrada de seu teor. A contribuição do tamanho de grão é incluída através de um termo similar à equação de Hall-Petch. Já a equação do limite de resistência não leva em conta o efeito do N, mas inclui o da fração de perlita multiplicado por um fator constante. Em ambos os casos o efeito do Si foi superior ao do Mn. Os mesmos efeitos foram incluídos no cálculo do coeficiente de encruamento, levando em conta maior número de elementos de liga, com destaque para o papel do N solúvel e P.

Os elementos de liga tenderam a reduzir a ductilidade dos aços ao C-Mn, exceto o Mn, Si e Sn no caso do alongamento total. O efeito do refino de grão sobre a ductilidade também foi positivo para esse parâmetro. Já a tenacidade não é favorecida pela presença de Si, N solúvel e perlita mas, como já era esperado, é promovida pelo refino de grão.

### . Aços ao C-Mn com Microestrutura Ferrítico-Perlítica [3]

$$YS = 246 + 4.15 Pearl + 44.6 Mn + 138 Si + 923 P + 169 Sn + 3754 N_{sol} + \frac{14.9}{\sqrt{d}}$$

$$TS = 492 - 3.38 Pearl + 246 Mn + 277 Si - 2616 S + 723 P + 246 Cr + 6616 N_{sol} + \frac{44.6}{\sqrt{d}}$$

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 385 + 1.39 Pearl + 111 Si + 462 P + 152 Sn + 1369 N_{sol} + \frac{15.4}{\sqrt{d}}$$

$$\varepsilon_{unif} = 0.27 - 0.016 Pearl - 0.015 Mn - 0.040 Si - 0.043 Sn - 1.0 N_{sol}$$

$$\varepsilon_{tot} = 1,30 - 0.020 Pearl + 0.30 Mn + 0.20 Si - 3.4 S - 4.4 P + 0.29 Sn + \frac{0.015}{\sqrt{d}}$$

$$T_{trans} = 43 + 1.5 Pearl - 37 Mn - \frac{6.2}{\sqrt{d}}$$

Notação:

- . **YS**: Limite de Escoamento a 0,2% de Deformação [MPa]
- . **TS**: Limite de Resistência [MPa]
- . **dσ/dε**: Coeficiente de Encruamento a 0,2% de Deformação [1/MPa]
- . **ε<sub>unif</sub>**: Alongamento Uniforme, Expresso como Deformação Real
- . **ε<sub>tot</sub>**: Alongamento Total, Expresso como Deformação Real
- . **Pearl**: Fração de Perlita na Microestrutura [%]
- . **T<sub>trans</sub>**: Temperatura de Transição Dúctil-Frágil [°C]
- . **d**: Tamanho de Grão [mm]

Este conjunto de equações, também de autoria de Pickering, foi desenvolvido para aços estruturais com até 0,25% C, sendo bastante similares às deduzidas para o aço doce visto no tópico anterior. A única discrepância ficou por conta dos efeitos contraditórios da fração de perlita sobre o limite de escoamento e o de resistência.

#### . Aços Microligados [4]

$$YS = \sigma_0 + 37 Mn + 83 Si + 2918 N_{sol} + \frac{15.1}{\sqrt{d}} + \Delta\sigma_{ppt}$$

Notação:

- YS**: Limite de Escoamento a 0,2% de Deformação [MPa]
- σ<sub>0</sub>**: Tensão de Fricção [MPa]
- d**: Tamanho de Grão [mm]
- Δσ<sub>ppt</sub>**: Endurecimento por Precipitação para Aços com Nb, Ti e/ou V [MPa].

Este modelo, também proposto por Pickering, apresenta algumas diferenças em relação aos dois já vistos anteriormente. Em primeiro lugar, ele inclui um termo de tensão de fricção **σ<sub>0</sub>** que, na verdade, serve para incluir na equação o efeito do processamento do material, conforme mostra a tabela II. Além disso, a equação permite a incorporação da contribuição do endurecimento por solução sólida de outros elementos de liga dissolvidos na ferrita, cujos fatores de multiplicação encontram-se na tabela III. É interessante notar que o Cr é o único elemento neste caso que apresentou efeito negativo sob este aspecto.

Uma vez que se trata de aço microligado esta equação inclui a contribuição do endurecimento por precipitação interfásica na ferrita, **Δσ<sub>ppt</sub>**, similar ao modelo de Ashby-Orowan:

$$\Delta\sigma_{ppt} = \frac{5.9 \sqrt{f}}{\bar{x}} \ln \left( \frac{\bar{x}}{2.5 \times 10^{-4}} \right)$$

Contudo, tendo-se em vista a difícil determinação quantitativa dos parâmetros necessários ao cálculo da equação de Ashby-Orowan, Pickering propôs que o endurecimento por precipitação fosse calculado através da simples multiplicação dos teores dos elementos de micro-liga por fatores específicos **B**. A tabela IV mostra faixas sugeridas para esses fatores em função do precipitado envolvido. Por sinal, esta abordagem empírica é bastante comum, ainda que restrinja bastante a aplicabilidade do modelo matemático, uma vez que geralmente ela é determinada sob condições muito específicas de processamento.

Condição	$\sigma_0$ [MPa]
Média	70
Resfriado ao Ar	88
Super-Envelhecido	62

Tabela II: Valores de tensão de fricção  $\sigma_0$  para determinação do limite de escoamento para aços microligados [4].

Elemento	Fator [MPa/% peso]
Ni	33
Cr	-30
P	680
Cu	38
Mo	11
Sn	120
C	5000
N	5000

Tabela III: Valores dos fatores de multiplicação para cálculo do efeito de endurecimento por solução sólida de elementos solubilizados na ferrita para determinação da resistência mecânica de aços microligados [4].

Liga e Precipitado	$B_{\min}$ [MPa/% peso]	$B_{\max}$ [MPa/% peso]	Faixa [% peso]
V como $V_4C_3$	500	1000	0,00 ~ 0,15
V como VN	1500	3000	0,00 ~ 0,06
Nb como Nb(CN)	1500	3000	0,00 ~ 0,05
Ti como TiC	1500	3000	0,03 ~ 0,18

Tabela IV: Valores dos fatores de multiplicação  $B$  para cálculo do efeito de endurecimento por precipitação proporcionado por elementos de micro-liga [4].

### . Aços Microligados [5]

$$YS = 62.6 + 26.1 Mn + 60.2 Si + 759.0 P + 212.9 Cu + 3286.0 N_{sol} + \frac{19.7}{\sqrt{d}} + \Delta\sigma_{ppt}$$

$$TS = 164.9 + 634.7 C + 53.6 Mn + 99.7 Si + 651.9 P + 472.6 Ni + 3339.4 N_{sol} + \frac{11.0}{\sqrt{d}} + \Delta\sigma_{ppt}$$

$$\Delta\sigma_{ppt} = 57 \log CR + 700 V + 7800 N_{sol} + 19$$

Notação:

**YS:** Limite de Escoamento a 0,2% de Deformação [MPa]

**TS:** Limite de Resistência [MPa]

**d:** Tamanho de Grão [mm]

$\Delta\sigma_{ppt}$ : Endurecimento por Precipitação para Aços ao V [MPa].

**CR:** Taxa de Resfriamento [ $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ]

Este conjunto de equações, proposto por Hodgson & Gibbs [5], é específico para aços microligados ao V. O destaque aqui é a equação empírica para cálculo do endurecimento por precipitação de VN,  $\Delta\sigma_{ppt}$ , em função não só dos teores de V e N, como também da velocidade de resfriamento do laminado após a laminação a quente.

### . Aços Bifásicos [6,7]

$$YS = 203 + 855 \sqrt{\frac{1}{L_{\alpha\alpha}}}$$

$$TS = 266 + 548 \sqrt{\frac{1}{L_{\alpha\alpha}}} + 1741 \sqrt{\frac{f_{\beta}}{d_{\beta}}}$$

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 386 + 590 \sqrt{\frac{1}{L_{\alpha\alpha}}} + 1722 \sqrt{\frac{f_{\beta}}{d_{\beta}}}$$

$$a_{unif} = 32 - 64 \sqrt{\frac{1}{L_{\alpha\alpha}}}$$

Notação:

**LE:** Limite de Escoamento a 0,2% de Deformação [MPa]

**LR:** Limite de Resistência [MPa]

**d $\sigma$ /d $\varepsilon$ :** Coeficiente de Encruamento no Alongamento Uniforme [1/MPa]

**a<sub>unif</sub>:** Alongamento Uniforme [%]

**L $\alpha\alpha$ :** Caminho Livre Ferrítico Médio [ $\mu\text{m}$ ]

**f $\beta$ :** Fração Volumétrica Média de Martensita [%]

**d $\beta$ :** Diâmetro Médio das Ilhas de Martensita [ $\mu\text{m}$ ]

Os aços bifásicos foram desenvolvidos a partir da década de 1970 com o objetivo de aliciar alta resistência mecânica com boa estampabilidade. Eles apresentam uma microestrutura peculiar, constituída de uma matriz de 80 a 85% de ferrita poligonal macia mais 15 a 20% de martensita dura. As tensões de compressão induzidas na matriz de ferrita pelas ilhas de martensita facilitam o fluxo do material durante a deformação plástica, reduzindo o valor do limite de escoamento e eliminando o patamar. À medida em que a deformação plástica progride a restrição ao fluxo de material imposta pelas ilhas de martensita proporciona um encruamento significativo ao material, resultando num componente estampado com alta resistência mecânica.

Essa abordagem microestrutural possui correlações interessantes com as propriedades mecânicas obtidas, as quais diferem um pouco do que normalmente se verifica nos aços comuns ferrítico-perlíticos. Em primeiro lugar, a relação de Hall-Petch é ligeiramente diferente no caso dos aços bifásicos: o caminho livre disponível para as discordâncias é delimitado pelos contornos ferrita-martensita e não mais pelos contornos de grão ferríticos [8]. Assim sendo, a equação de

Hall-Petch continua válida, só que o valor do tamanho de grão  $d$  deve ser substituído pela distância livre ferrítica média  $L_{\alpha\alpha}$ . A diferença entre esses dois parâmetros microestruturais pode ser vista na figura 1. É exatamente o que se vê na equação para cálculo do limite de escoamento [7].

O cálculo do limite de resistência para o caso dos aços bifásicos também deve levar em conta o encruamento ou endurecimento por discordâncias  $\Delta\sigma_{disc}$  que ocorre no material. Foi constatado que esse encruamento pode ser expresso através do modelo de Ashby [9,10],

$$\Delta\sigma_{disc} = k \sqrt{\frac{f_{\beta}}{d_{\beta}}}$$

onde  $k$  é uma constante empírica. Ou seja, o encruamento de um aço bifásico é proporcional à raiz quadrada da fração de martensita presente na microestrutura e ao inverso de seu tamanho de grão. Como se pode observar, a equação proposta para o cálculo do limite de resistência leva em conta a relação de Hall-Petch usando a distância livre ferrítica média e o modelo de Ashby.

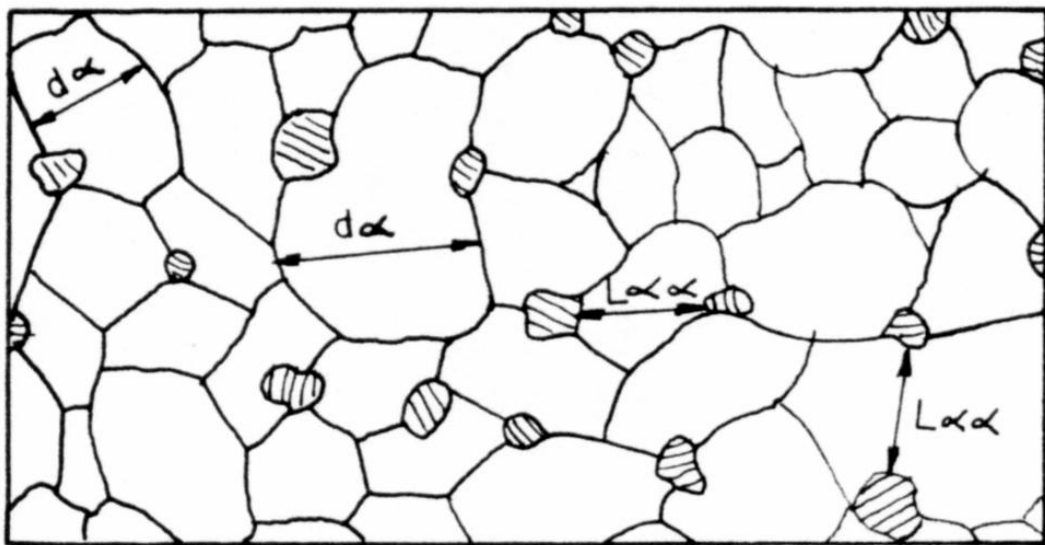


Figura 1: Representação esquemática do tamanho de grão ferrítico ( $d_{\alpha}$ ) e da distância livre ferrítica média ( $L_{\alpha\alpha}$ ) numa microestrutura bifásica [7].

É interessante notar que o coeficiente de encruamento também pode ser calculado por uma equação com formato semelhante ao usado para o limite de resistência. Por sua vez, o alongamento uniforme é inversamente proporcional ao caminho livre ferrítico médio.

#### . Aços de Baixo C com Ferrita Acicular ou Bainita

$$YS = 88 + 37 Mn + 83 Si + 2900 N_{sol} + \frac{15.1}{\sqrt{d_L}} + \sigma_{disc} + \sigma_{ppt}$$

$$TS = 246 + 1900 C + 230 (Mn + Cr) + 185 Mo + 90 W + 125 Ni + 65 Cu + 385 (V + Ti)$$

$$ITT = -19 + 44 Si + 700 \sqrt{N_{sol}} + 0.26 (\sigma_{disc} + \sigma_{ppt}) - \frac{11.5}{\sqrt{d}}$$

Notação:

**YS:** Limite de Escoamento para 0,2% de Deformação Real [MPa]

**TS:** Limite de Resistência [MPa]

**ITT:** Temperatura de Transição para 50% de Fratura Dúctil [°C]

**d<sub>L</sub>:** Tamanho de Ripa para a Ferrita Acicular ou Bainita [mm]

**d:** Espaçamento Médio entre Contornos de Alto Ângulo (“Pacote” ou Antigos Contornos de Grão Austeníticos)

Mais uma vez o endurecimento por precipitação  $\Delta\sigma_{ppt}$  pode ser calculado pelo modelo de Ashby-Orowan, expresso pela fórmula

$$\Delta\sigma_{ppt} = \frac{5.9 \sqrt{f}}{\bar{x}} \ln \left( \frac{\bar{x}}{2.5 \times 10^{-4}} \right)$$

Mas a novidade neste caso é o termo que expressa o endurecimento por discordâncias  $\Delta\sigma_{disc}$ , cuja fórmula geral é

$$\Delta\sigma_{disc} = \alpha \mu b \sqrt{\rho}$$

onde  $\alpha$  é uma constante empírica,  $\mu$  é o módulo de cisalhamento,  $b$  é o vetor de Burgers e  $\rho$  é a densidade de discordâncias expressa em linhas por cm<sup>2</sup>. A determinação experimental dos parâmetros necessários para o cálculo dessa expressão é difícil, tendo sido propostas equações empíricas alternativas. Uma delas é a de Pickering [4]:

$$\Delta\sigma_{disc} = 1.2 \times 10^{-3} \sqrt{\rho}$$

e outra foi proposta por Keh [11]:

$$\Delta\sigma_{disc} = 8 \times 10^{-4} \sqrt{\rho}$$

#### . Aços Ferrítico-Perlíticos com Médio C [4-12]

$$YS = \sqrt[3]{f_{\alpha}} \left( 35 + 58 Mn + \frac{17.4}{\sqrt{d}} \right) + \left( 1 - \sqrt[3]{f_{\alpha}} \right) \left( 178 + \frac{3.8}{\sqrt{S_0}} \right) + 63 Si + 42 \sqrt{N_{sol}}$$

$$TS = \sqrt[3]{f_{\alpha}} \left( 246 + 1140 \sqrt{N_{sol}} + \frac{18.2}{\sqrt{d}} \right) + \left( 1 - \sqrt[3]{f_{\alpha}} \right) \left( 720 + \frac{3.5}{\sqrt{S_0}} \right) + 97 Si$$

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 385 + 1.386 Pearl + 111 Si + 462 P + 152 Sn + 1371 N_{sol} + \frac{15.4}{\sqrt{d}}$$

$$ITT = f_{\alpha} \left( -46 - \frac{11.5}{\sqrt{d}} \right) + (1 - f_{\alpha}) \left[ -335 + \frac{5.6}{\sqrt{S_0}} - \frac{13.3}{\sqrt{P}} + 3.48 \times 10^6 t \right] + 48.7 Si + 762 \sqrt{N_{sol}}$$

Notação:

**YS:** Limite de Escoamento a 0,2% de Deformação [MPa]  
**TS:** Limite de Resistência [MPa]  
 **$d\sigma/d\varepsilon$ :** Coeficiente de Encruamento a 0,2% de Deformação [1/MPa]  
**ITT:** Temperatura de Transição para Fratura 50% Dúctil [°C]  
 **$f_{\alpha}$ :** Fração Volumétrica Média de Ferrita  
**d:** Tamanho de Grão Médio da Ferrita [mm]  
 **$S_0$ :** Espaçamento Lamelar Médio da Perlita [mm]  
**p:** Tamanho da Colônia de Perlita [mm]  
**Pearl:** Fração de Perlita na Microestrutura [%]  
**t:** Espessura da Lamela de Carbonetos Perlíticos [mm]

A fração de perlita presente na microestrutura é proporcional ao teor de C. No presente caso, um aço com médio teor de C, já se faz necessário aplicar a lei da mistura de fases para se levar adequadamente em conta o endurecimento proporcionado pela perlita. É interessante notar que tanto o limite de escoamento como o de resistência da perlita são expressos por uma lei similar à de Hall-Petch, onde o tamanho de grão é substituído pelo espaçamento entre as lamelas desse constituinte. Deve-se destacar também o efeito deletério da espessura da lamela de carbonetos perlíticos sobre a tenacidade do material, uma vez que a temperatura de transição dúctil-frágil é proporcional ao valor desse parâmetro microestrutural.

## - CONCLUSÃO

Como se pode observar, já foram desenvolvidas diversas equações empíricas para o cálculo de propriedades mecânicas a partir da composição química e parâmetros microestruturais observados em aços estruturais. Contudo, sua aplicabilidade a casos específicos não é totalmente garantida, já que inúmeros detalhes associados ao processamento do material podem alterar aspectos sutis da estrutura cristalina do material e prejudicar a precisão dessas equações. Além disso, a determinação experimental dos parâmetros microestruturais quantitativos requer procedimentos algo demorados e eventualmente complexos considerando nossa realidade industrial. Ainda assim, essas equações são muito importantes para se entender os principais fatores que afetam o desempenho desses aços e para definir o rumo dos desenvolvimentos a serem feitos para se obter materiais cada vez mais otimizados.

## - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. GINZBURG, V.B. Basic Principles of Modeling in Metallurgical Design of Fat-Rolled Steel Products. In: AISE Annual Convention. **Proceedings**. Pittsburgh, 2003, p. 1-42.
2. PICKERING, F.B.: **Physical Metallurgy and the Design of Steels**. Allied Science Publishers, London, 1978, 275 p.
3. PICKERING, F.B.: The Effect of Composition and Microstructure on Ductility and Toughness. In: Towards Improved Ductility and Toughness. **Proceedings**. Climax Molybdenum Company, Tokyo, 1971, 9-32.
4. PICKERING, F.B. Some Aspects of the Relationships between the Mechanical Properties of Steels and their Microstructures. **TISCO**, Silver Jubilee Volume, Jan-Oct 1980, 105-132.

5. HODGSON, P.D. & GIBBS, R.K. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels. **ISIJ International**, 32:12, December 1992, 1329-1338.
6. GORNI, A.A. & BRANCHINI, O.L.G. Análise da Evolução do Encruamento de um Aço Bifásico. In: 4º Simpósio de Conformação Mecânica. **Anais**. Escola Politécnica da USP, São Paulo, Novembro 1990, 23-42.
7. GORNI, A.A. & BRANCHINI, O.L.G. Relações Microestrutura-Propriedades Mecânicas em um Aço Bifásico Laminado a Quente. In: 1º Seminário sobre Chapas Metálicas para a Indústria Automobilística. **Anais**. Associação Brasileira de Metais, São Paulo, Setembro 1992, 127-145.
8. MAID, O., DAHL, W., STRAßBURGER C., MÜSCHENBORN, W. **Einfluß der Gefügeparameter auf die mechanischen Eigenschaften von dualphasen Stahl**. Stahl und Eisen, 108:8, 18 April 1988, 355-364.
9. ASHBY, M. The Hardening of Metals by Non-Deforming Particles. **Zeitschrift für Metallkunde**, 55:1, January 1964, 5-17.
10. LANZILOTTO, C.A.N. & PICKERING, F.B. Structure-Property Relationships in Dual-Phase Steels. **Metal Science**, 16:8, August 1982, 371-382.
11. KEH, A.S., Work Hardening and Deformation Sub-Structure in Iron Single Crystals in Tension at 298K. **Philosophical Magazine**, 12:115, 1965, 9-30.
12. GLADMAN, T., MC IVOR, I. & PICKERING, F.B.. Some Aspects of the Structure-Property Relationships in High Carbon Ferrite-Pearlite Steels. **Journal of the Iron and Steel Institute**, 210, Dec. 1972, 916-930.

## **CURRÍCULO DO AUTOR**

Engenheiro de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos, 1981

Mestre em Engenharia Metalúrgica pela Escola Politécnica da USP, 1990

Doutor em Engenharia Mecânica pela Universidade Estadual de Campinas, 2001

Analista de Processos da Companhia Siderúrgica Paulista desde 1982

Editor Técnico das Revistas Plástico Industrial (desde 1998) e Corte e Conformação de Metais (desde 2005), da Aranda Editora; participação no Corpo Editorial da Revista Tecnologia em Metalurgia e Materiais, da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração (desde 2009)

Autor de mais de 190 trabalhos técnicos publicados no Brasil e exterior, nas áreas de aciaria, fundição, laminação a quente, tratamentos térmicos, polímeros, modelamento matemático e inteligência artificial

4 patentes concedidas na área de laminação a quente

Prêmios da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM): COSIPA (1992, 1996), Luiz Dumont Villares (1997 e 1999), Paulo Lobo Peçanha (1999), Usina Presidente Vargas (2000)

Outros Prêmios (ligados à área de patentes): Prêmio Talento Brasileiro, Fase Estadual (1994 e 1998); Prêmio Estadual FIESP de Conservação e Uso Racional de Energia (1998); Prêmio Governador do Estado (1999).

Home Page: [www.gorni.eng.br](http://www.gorni.eng.br)