

EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA SOBRE A RESISTÊNCIA À DEFORMAÇÃO A QUENTE DE AÇOS AO CARBONO E MICROLIGADOS¹

Antonio Augusto Gorni²
Celso Gomes Cavalcanti³

- RESUMO

A informação acerca dos efeitos quantitativos do efeito dos elementos de liga sobre a resistência à deformação a quente dos aços é escassa e contraditória. O objetivo deste trabalho foi estabelecer correlações entre a composição química e a resistência à deformação a quente dos aços mais comuns processados no Laminador de Chapas Grossas da COSIPA. Foram adotadas três abordagens de comparação: energia de ativação da deformação **Q**, resistência média à deformação a quente e constantes ajustadas da equação de Hajduk. Tanto o efeito dos elementos de liga como a classificação dos aços em função do grau de resistência à quente variaram conforme o parâmetro adotado, o que demonstra a necessidade de uma seleção cuidadosa desse critério. A impossibilidade da dedução de um modelo estatístico simples levou ao desenvolvimento de uma rede neural para permitir o cálculo da resistência à deformação a quente não só em função dos parâmetros de conformação, como também da composição química. Esta nova abordagem apresentou boa precisão, facilitando a caracterização do comportamento de novas ligas sob este aspecto.

Palavras-Chave: Resistência à Deformação a Quente de Aços, Modelo Matemático, Composição Química.

¹ Trabalho a ser apresentado no 2º Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Outubro de 1997, São Paulo SP.

² Engenheiro de Materiais, Mestre em Engenharia, Gerência de Pesquisa da Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA

³ Técnico em Siderurgia, Gerência de Pesquisa da Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA.

- INTRODUÇÃO

O modelamento matemático da resistência à deformação a quente a partir da temperatura, grau de velocidade de deformação foi e continua sendo exaustivamente estudado para os mais variados tipos de aço, tendo sido propostas inúmeras equações [1]. Isto é até compreensível, quando se verifica que a temperatura normalmente exerce efeito muito mais marcante sobre esse parâmetro do que a composição química [2]. Por outro lado, o conhecimento sobre os efeitos dos elementos de liga ainda é escasso e contraditório, concentrando-se principalmente em seus aspectos qualitativos.

O caso do carbono é exemplar. Seu efeito depende significativamente das condições de deformação. Para baixos graus de deformação, esse intersticial aumenta a tensão de arraste necessária para o deslocamento das discordâncias em função das atmosferas de carbono e excesso de lacunas, o que eleva significativamente a taxa de encruamento observada. A medida que se eleva o grau de deformação, esse elemento passa a facilitar a recristalização dinâmica em função da maior difusividade das lacunas que ele proporciona. Isso reduz a taxa de encruamento e, conseqüentemente, a magnitude da resistência à deformação a quente. Derivam daí as observações controversas feitas por alguns autores sobre a redução da energia de ativação da deformação Q com o aumento do teor de C do aço [3-5], conforme mostra a tabela I.

De todo modo, parece haver um consenso geral de que o efeito desse elemento é praticamente nulo para altas temperaturas e baixas velocidades de deformação. A situação se inverte para teores de carbono iguais ou menores que 0,40%, temperaturas abaixo de 900°C e velocidades de deformação acima de 20 s⁻¹, quanto seu aumento concorre para elevar a resistência à deformação a quente [2].

Quanto ao nitrogênio, outro elemento intersticial nos aços, verificou-se que a pequena faixa de variação observada no teor desse elemento nos aços comerciais não provoca grandes alterações na resistência à deformação a quente [2]. Por outro lado, ele poderia exercer um efeito indireto através do refino de grão austenítico, em função da precipitação de TiN. Isso foi observado experimentalmente em outro trabalho [6], onde se observou que o efeito desse elemento se reduz sob baixas temperaturas de reaquecimento, situação onde não ocorre a solubilização dos elementos de micro-liga, C e N.

C	Mn	Si	Al	Cu	Ni	Cr	Nb	Ti	V	Q	Fonte
0,02	0,03	-	-	-	-	-	-	-	-	280	[3]
0,25	0,51	0,30	-	-	0,12	0,13	-	-	-	247	
0,02	0,03	-	0,010	0,08	0,02	0,01	-	-	-	276	[8]
0,03	0,45	2,8	0,050	-	-	-	-	-	-	334	
0,09	1,35	0,35	-	-	0,10	-	-	-	0,090	385	[9]
0,14	0,56	-	-	-	-	-	-	-	-	308	[10]
0,12	0,94	-	-	-	-	-	0,050	-	-	434	
0,10	1,40	0,25	-	-	-	-	0,040	-	-	327	[11]
0,04	0,27	0,03	-	-	-	-	-	-	-	309	[4]
0,16	0,52	0,31	-	-	-	-	-	-	-	287	
0,07	0,54	0,11	-	-	-	-	-	-	-	268	
0,10	0,42	0,07	-	-	-	-	-	-	-	222	[12]
0,25	0,52	0,23	-	-	-	0,11	-	-	-	267	
0,10	1,50	0,22	0,023	-	-	-	-	-	-	405	[13]
0,09	1,54	0,22	0,032	-	-	-	0,027	-	-	401	
0,09	0,90	-	0,040	-	-	-	0,020	-	-	433	[14]
0,04	1,50	0,20	-	-	-	-	-	-	-	290	[15]
0,09	1,16	0,29	0,017	0,11	-	-	-	-	-	296	[16]
0,09	1,16	0,29	0,017	0,11	-	-	-	-	0,045	306	
0,06	1,43	-	-	-	-	-	-	-	-	340	
0,05	1,25	-	-	-	-	-	0,035	-	-	460	[17]
0,06	1,90	-	-	-	-	-	0,035	-	-	460	
0,04	0,94	-	-	-	-	-	0,050	-	-	434	
0,09	0,90	-	0,040	-	-	-	0,020	-	-	433	[18]
0,14	1,02	0,40	0,040	0,24	-	0,55	0,022	-	-	450	
0,11	1,24	0,28	0,036	-	-	-	0,036	-	0,042	444	[19]
0,10	1,58	0,27	0,025	-	0,26	0,22	0,042	0,018	0,054	420	
0,03	1,54	0,19	0,020	-	-	-	-	0,020	-	312	[20]
0,03	1,42	0,16	0,020	-	-	-	0,055	0,020	-	325	
0,13	1,55	0,28	0,070	0,34	0,23	0,33	0,028	-	0,049	464	[21]
0,29	1,39	0,29	0,052	-	-	-	-	-	-	248	[22]
0,07	0,99	0,37	0,030	-	-	-	-	-	-	333	[5]
0,21	0,99	0,29	0,033	-	-	-	-	-	-	308	
0,06	1,20	0,20	0,032	-	-	-	0,039	0,032	-	375	[23]

Tabela I: Valores compilados na literatura para a energia de ativação da deformação Q , em kJ/mol. Os teores dos elementos de liga estão expressos em percentagem em peso.

Foi verificado que o efeito endurecedor sob alta temperatura dos elementos de liga substitucionais presentes no aço depende fundamentalmente da diferença de diâmetros atômicos entre eles e o ferro, desde que presentes em solução sólida [2]. A figura 1 mostra o grau de endurecimento proporcionado pelo elemento de liga em função da diferença de seu diâmetro atômico em relação ao ferro. Como se pode observar a partir dela, o efeito endurecedor diminui na seguinte seqüência: nióbio, titânio, vanádio, molibdênio,

silício, manganês e cromo. O efeito endurecedor é muito maior que o esperado quando há associação de elementos de liga, provavelmente devido à ocorrência de sinergia [7].

Note-se, contudo, que a diferença de diâmetro atômico dos elementos de liga em relação ao ferro é apenas um dos mecanismos que podem influenciar a resistência à deformação a quente dos aços. O Nb apresenta nítido efeito endurecedor abaixo de 900°C, quando retarda ou mesmo suprime a recristalização da austenita [2]. Zhou e outros [24] consideraram notável o papel do Cu e também incluíram esse elemento em seu modelo, apesar dos resultados mostrados na figura 1, que indicam contribuição praticamente nula desse elemento à resistência à deformação a quente. Há evidências de que o Cu eleva a temperatura de não-recristalização (T_{nr}) dos aços, o que pode explicar o aumento da resistência à deformação a quente constatado na laminação sob temperaturas relativamente baixas [25].

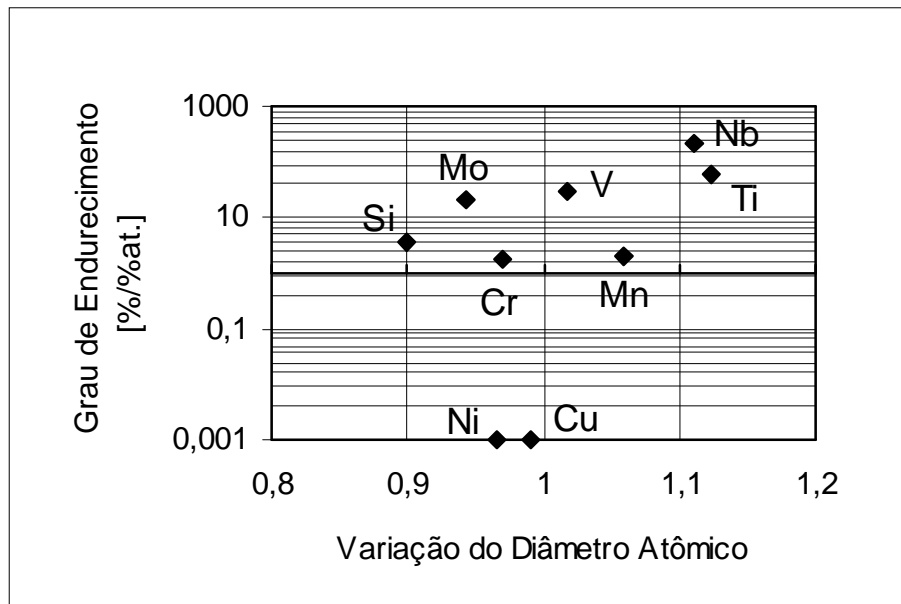


Figura 1: Relação entre a variação do diâmetro atômico entre os átomos dos elementos de liga e do ferro, e o grau de endurecimento por solução sólida que os mesmos proporcionam [2].

Já a influência do Ti na resistência à deformação a quente é controversa; aparentemente ela é insignificante no campo austenítico mas considerável na região intercrítica [26]. A influência do V é ainda inferior à do Ti.

Há ainda outros mecanismos de endurecimento a quente. O refino de grão - como o proporcionado pelo Nb ou Ti, por exemplo - apresenta contribuição não desprezível a esse parâmetro: uma redução de 300 para 20 μm no tamanho de grão inicial da austenita pode levar a um aumento de 20% na resistência à deformação a quente [2]. Outro fato a ser considerado é o efeito dos elementos de liga sobre a temperatura A_{r3} . A medida que a temperatura cai a partir do campo austenítico, verifica-se que a resistência à deformação a quente dos aços apresenta uma queda logo abaixo da temperatura A_{r3} , em função da ferrita que está se formando ser mais macia do que a austenita original. Esse efeito, contudo, é menor em aços com maior teor de Mn, elemento que torna a transformação austenita \rightarrow ferrita mais lenta [2,26].

O efeito dos elementos de liga sobre a energia de ativação da deformação Q nem sempre é claro, provavelmente devido às diferenças entre os ensaios empregados nos diversos ensaios (torção ou compressão a quente), a metodologia de cálculo utilizada para o cálculo desse parâmetro e a própria dispersão experimental, que é um fator crucial quando se comparam ligas com pequenas diferenças de composição química. De maneira geral, aparentemente elementos de liga aumentam o valor de Q , particularmente Mn e Nb [10,17,20], embora haja evidências contraditórias [13,19]. Uma vez que a maioria das ligas estudadas são aços industriais, fica difícil uma comparação direta entre os valores de Q na literatura devido à presença de diferentes elementos de liga nos materiais estudados.

Verificou-se repetidamente se havia alguma correlação entre o valor de carbono equivalente do aço e sua resistência à deformação a quente, numa tentativa de quantificar a influência dos elementos de liga através desse parâmetro. Contudo, aparentemente ele é inadequado para se tentar expressar esse efeito [24,27,28].

Como já foi dito no início do trabalho, há poucos modelos disponíveis para cálculo da resistência a deformação a quente dos aços a partir de sua composição química. De maneira geral, a precisão dos modelos que incluem a composição química é menor do que equações desenvolvidas especificamente para um certo tipo de aço [29]. O primeiro

deles foi a equação de Ekelund, que incluía os efeitos do C, Mn e Cr, mas que hoje é obsoleta. A equação de Misaka original levava em conta apenas o efeito do C; uma segunda versão incluiu os efeitos do Mn, V, Mo e Ni, além do efeito da transformação de fases quando a deformação ocorre abaixo da temperatura Ar_3 [30]. Este último efeito também é levado em conta pela equação de Shida [2], que, entretanto, só leva em conta o efeito do carbono como elemento de liga.

A equação de Hajduk [31],

$$\sigma = \sigma_0 e^{-bT} \epsilon^c \dot{\epsilon}^d \quad (1)$$

caracteriza-se por não conter termos com interação entre as variáveis independentes - temperatura (T), grau (ϵ) e velocidade de deformação ($\dot{\epsilon}$) -, evitando efeitos de multicolinearidade que pudessem comprometer sua consistência física. Logo, a análise da evolução dos valores das suas constantes de ajuste - σ_0 , a , b e c - em função do teor de elementos de liga poderia ser uma abordagem interessante para se tentar quantificar seu efeito sobre a resistência à deformação a quente dos aços.

Spittel & Hensel [29] compilaram valores das constantes de ajuste relativas à equação de Hajduk para dezenas de aços e metais, mas não se propuseram a verificar correlações entre elas e os elementos de liga. Zhou e outros [24] modificaram a equação de Hajduk para incluir efeitos proporcionados pelo Mn e Cu, além de incluir termos de interação entre as variáveis independentes. Contudo, ela somente é válida para as condições específicas do Laminador de Tiras a Quente estudado por esses autores.

Dada a carência de dados seguros sobre o efeito dos elementos de liga sobre a resistência à deformação a quente dos aços, decidiu-se desenvolver este trabalho acerca do efeito dos elementos de liga sobre a resistência à deformação a quente dos aços usualmente processados no Laminador de Chapas Grossas da COSIPA e verificar a possibilidade de se estabelecer um modelo matemático para se caracterizar quantitativamente essa influência.

- PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os ensaios de torção a quente foram executados nos laboratórios do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos. Foram estudadas nove ligas de aço de baixo carbono, sendo três ao carbono e seis microligados, os quais respondem pela maior parte do *mix* produtivo do Laminador de Chapas Grossas da COSIPA. Suas composições químicas podem ser vistas na tabela II. Os detalhes experimentais podem ser vistos em outra referência [1].

Os dados utilizados neste trabalho foram obtidos a partir de ensaios isotérmicos. A austenitização foi feita a 1100°C por dez minutos. Depois dessa etapa, os corpos de prova eram resfriados até que fosse atingida a temperatura de ensaio. Neste momento, a máquina era acionada e submetia o corpo de prova a um grau de deformação total equivalente a 2,0.

AÇO	C	Mn	Si	Al	Cr	Cu	Nb	V	Ti	N
C1	0,09	0,53	0,18	0,029	-	-	-	-	-	0,0047
C2	0,15	0,90	0,21	0,039	-	-	-	-	-	0,0053
CMn	0,16	1,48	0,36	0,039	-	-	-	-	-	0,0048
Nb	0,18	1,34	0,30	0,025	-	-	0,033	-	-	0,0074
NbTi1	0,14	1,11	0,30	0,044	-	-	0,020	-	0,015	0,0054
NbTi2	0,14	1,34	0,23	0,035	-	-	0,033	-	0,014	0,0048
NbTiV	0,12	1,50	0,31	0,038	-	-	0,047	0,051	0,020	0,0064
NbCrCu1	0,16	1,03	0,41	0,029	0,54	0,23	0,025	-	-	0,0107
NbCrCu2	0,13	0,99	0,38	0,042	0,50	0,22	0,014	-	-	0,0095

Tabela II: Composição química dos aços estudados, porcentagem em peso.

Foram efetuados ensaios a 1100, 1000, 900, 800 e 700°C, sob velocidades de deformação de 0,5, 1 e 5 s⁻¹. Os ensaios sob esta última temperatura foram feitos

com o objetivo de se verificar o efeito da transformação da austenita sobre a resistência à deformação a quente do material.

Foram adotadas três abordagens básicas para se tentar verificar o efeito dos elementos de liga sobre a resistência à deformação a quente dos aços estudados. A primeira consistiu no cálculo da energia de ativação da deformação Q , definida pela fórmula

$$\dot{\varepsilon} = A \left[\sinh(\alpha \sigma_{\text{pico}}) \right]^{n'} \exp\left(-\frac{\Delta Q}{RT} \right) \quad (2)$$

onde $\dot{\varepsilon}$ é a velocidade de deformação, σ_{pico} é o valor máximo da resistência à deformação da curva tensão x deformação, T é temperatura do ensaio, α é a recíproca da tensão que delimita a mudança de regime da curva tensão versus deformação, que passa de uma função de potência para exponencial; A e n' são constantes. Os parâmetros Q , α , A e n' foram calculados conforme a metodologia descrita em [8], considerando-se os dados de todos os ensaios efetuados sob o campo austenítico, ou seja, entre 1100 a 800°C.

Outro parâmetro de avaliação foi a resistência média à deformação a quente, calculada para cada ensaio conforme a fórmula

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{1,5} \int_0^{1,5} \sigma d\varepsilon \quad (3)$$

onde $1,5$ é a deformação máxima adotada para o cálculo da resistência média à deformação, σ é a tensão e ε a deformação real.

Finalmente, foi analisado o efeito dos elementos de liga sobre as constantes ajustadas da equação de Hajduk, determinadas em outro trabalho [1].

O efeito dos elementos de liga sobre esses parâmetros de avaliação foi feito através da determinação da matriz de **Pearson**, análise *stepwise*, de fatores principais e multivariável, utilizando-se o software *SYSTAT*.

Foi ainda desenvolvido um modelo para cálculo da resistência à deformação a quente a partir da composição química, temperatura, grau e velocidade de deformação através da técnica de redes neurais. Para tanto, foi concebida uma rede com 13 neurônios na camada de entrada (temperatura, grau de deformação, velocidade de deformação, C, Mn, Si, Al, Cu, Cr, Nb, Ti, V, N). O número total de neurônios internos foi de 27, seguindo-se o teorema de *Hecht-Kolmogorov* [32], distribuídos em três camadas internas de 9 neurônios cada. A camada de saída continha apenas um neurônio, com o valor calculado da resistência à deformação a quente. O processo de concepção, treinamento e teste da rede neural foi feito através do software *NeuralWorks*. O conjunto global de dados disponíveis foi subdividido: 80% dele foi destinado para a fase de treinamento das redes neurais, enquanto que os restantes 20% foi utilizado para testar a precisão das redes treinadas.

- RESULTADOS E DISCUSSÃO

A tabela III mostra os valores da energia de ativação da deformação Q e das constantes α , A e n' calculados a partir das curvas geradas pelos ensaios de torção isotérmicos dos aços deste estudo.

AÇO	α [1/MPa]	n' [1/s]	A [1/s]	Q [kJ/mol]
C1	0,0115	4,505	$6,136 \times 10^8$	228
NbTi2	0,0042	5,712	$2,599 \times 10^{12}$	256
NbCrCu2	0,0135	3,528	$4,171 \times 10^9$	262
C2	0,0094	5,142	$2,826 \times 10^{11}$	284
NbTi1	0,0086	5,449	$1,088 \times 10^{12}$	296
NbTiV	0,0237	2,790	$1,043 \times 10^{10}$	304
NbCrCu1	0,0153	3,821	$7,647 \times 10^{10}$	304
CMn	0,0196	3,833	$2,706 \times 10^{11}$	328
Nb	0,0133	6,222	$1,668 \times 10^{17}$	466

Tabela III: Valores da energia de ativação da deformação Q e das constantes α , A e n' . Os resultados estão listados pela ordem crescente de Q .

Como se pode observar a partir dos dados das tabelas I e III, os valores de **Q** obtidos neste trabalho estão dentro da faixa de dispersão relativa aos aços ao carbono e microligados, apesar do aço ao Nb ter apresentado valor significativamente diferente do restante do conjunto. Os valores de α , **A** e **n'** apresentaram-se dentro das faixas registradas na literatura (respectivamente 0,023 a 0,0169; $4,47 \times 10^{11}$ a $1,2 \times 10^{13}$; e 2,8 a 5,6), com algumas exceções [5,8,23].

A análise da magnitude de **Q** na tabela III parece indicar que ela é proporcional aos teores de C e Mn dos aços, e pouco influenciada isoladamente pelos demais elementos. A análise estatística revelou forte correlação positiva de **Q** com o carbono ($r = 0,760$) e Mn ($r = 0,518$), conforme mostram os gráficos da figura 2. A influência do C sobre **Q** observada neste trabalho a princípio contraria as conclusões da literatura, pois esse elemento deveria ter contribuição negativa. Contudo, ao se observar as composições químicas dos aços, verifica-se que maiores teores de carbono estão associados com teores de Mn relativamente elevados ($r = 0,503$) e à presença de outros elementos de liga. Logo, o efeito de C sobre **Q**, observado neste trabalho, não pode ser considerado isoladamente.

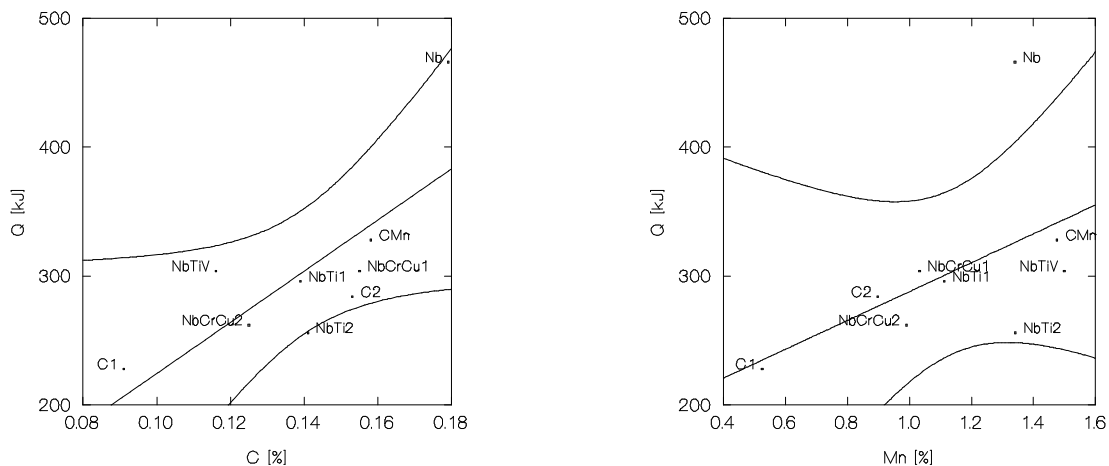


Figura 2: Relação entre os valores de **Q** obtidos e os teores de C e Mn dos aços estudados.

Os valores de resistência média a deformação para cada aço, calculados a partir da média dos resultados obtidos em todas as condições de ensaio, pode ser visto na tabela IV. A partir daí pode-se verificar que a diferença entre os valores máximos e mínimos das resistências médias à deformação a quente é de aproximadamente 24,5%, ao considerar a situação global. Note-se, contudo, que essa diferença aumenta enormemente ao se abaixar a temperatura - de 16,9 para 47,0%, apesar de não ocorrer grandes alterações na ordem de classificação dos aços.

É interessante verificar o efeito dos elementos de liga sobre a temperatura Ar_3 e suas conseqüências sobre a resistência à deformação a quente. A tabela V mostra o grau de aumento percentual na resistência à deformação média decorrente do abaixamento da temperatura do ensaio para todos os aços estudados neste trabalho. Note-se que o aumento verificado ao se reduzir essa temperatura de 800 para 700°C foi bem menor que o observado para os demais intervalos de temperatura. Esse aumento foi mínimo para os aços ao C e máximo para os aços com maior teor de Mn.

	C1	CMn	NbTiV	NbTi1	C2	Nb	NbCrCu1	NbTi2	NbCrCu2	Δ [%]
1100°C	6,5	7,2	7,5	7,6	7,3	7,4	7,7	7,6	7,6	16,9
1000°C	8,6	9,0	10,6	9,7	9,5	9,9	10,0	9,9	10,6	23,3
900°C	11,9	11,6	12,8	13,3	13,1	13,3	13,5	13,5	14,1	21,6
800°C	14,0	15,8	16,0	16,8	17,8	17,7	18,7	18,2	17,7	33,6
700°C	14,4	19,0	18,8	19,2	19,2	20,7	20,6	21,2	21,0	47,0
Global	11,4	12,6	13,1	13,4	13,4	13,8	13,9	14,1	14,2	24,5

Tabela IV: Valores da resistência média à deformação dos aços estudados, em kgf/mm^2 , classificados em ordem crescente para a condição global.

	C1	C2	CMn	Nb	NbTi1	NbTi2	NbTiV	NbCrCu1	NbCrCu2	Média
$\Delta\sigma_{1100=1000}$	32	30	25	34	28	30	41	30	39	32
$\Delta\sigma_{1000=900}$	38	38	29	34	37	36	21	35	33	33
$\Delta\sigma_{900=800}$	18	26	36	33	26	35	25	39	26	29
$\Delta\sigma_{800=700}$	3	8	20	17	14	16	18	10	18	14

Tabela V: Aumento percentual da resistência à deformação a quente a medida que se abaixa a temperatura do ensaio.

A figura 3 mostra a relação entre o aumento da resistência à deformação a quente decorrente da redução da temperatura de ensaio de 800 para 700°C e a temperatura Ar_3 , calculada pela fórmula de Ouchi e outros [33]. Fica claro que esse aumento de resistência é inversamente proporcional à Ar_3 , ou seja, é proporcional a uma maior quantidade de elementos de liga no aço. Isso comprova o fato de que em aços ligados, onde a transformação da austenita em ferrita é mais lenta, o efeito de amaciamento proporcionado pela ferrita que se forma na zona intercrítica é menor.

A análise estatística revelou correlações da resistência média à deformação a quente com o Nb e o C_{eq} dos aços estudados, conforme mostra a figura 4, com r de 0,504 e 0,693, respectivamente. A correlação com C_{eq} a princípio contradiz as conclusões da literatura mas, de todo modo, é insuficiente para o desenvolvimento de um modelo quantitativo preciso.

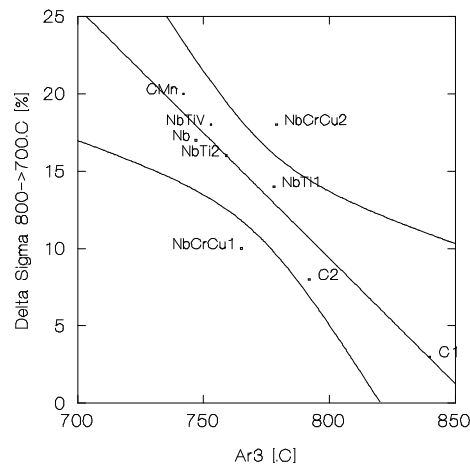


Figura 3: Relação entre a temperatura Ar_3 e o aumento na resistência à deformação a quente observado ao se reduzir a temperatura do ensaio de 800 para 700°C.

A evolução da resistência média à deformação com a composição química foi diferente da observada para Q , uma vez que não se verificou a influência direta do C

ou Mn, como ocorreu naquele caso. Disso resulta que a classificação dos aços é completamente diferente da observada anteriormente. Contudo, note-se que o valor de Q depende apenas da resistência máxima à deformação σ_{pico} e a velocidade de deformação $\dot{\epsilon}$ de cada ensaio, enquanto que a resistência média à deformação considera uma ampla faixa da curva tensão x deformação. Isto torna este último parâmetro menos sujeito a erros experimentais, uma vez que ele é determinado a partir de maior quantidade de dados.

A análise do efeito dos elementos de liga sobre os parâmetros da equação de Hajduk mostrou que o carbono foi o elemento mais importante, exercendo influência máxima sobre σ_0 (0,714) e a (0,762), e significativa sobre b (-0,592) e c (-0,564), conforme mostra a figura 5. Esta constatação confirma as conclusões da literatura: maiores teores de C aumentam a resistência básica à deformação a quente do aço e a contribuição da temperatura, mas reduzem o efeito decorrente do encruamento e da velocidade de deformação. Foi constatado ainda que elementos como Mn, Si e Nb reduzem o efeito da velocidade de deformação, apresentando coeficientes de correlação iguais a -0,636, -0,580 e -0,542, respectivamente.

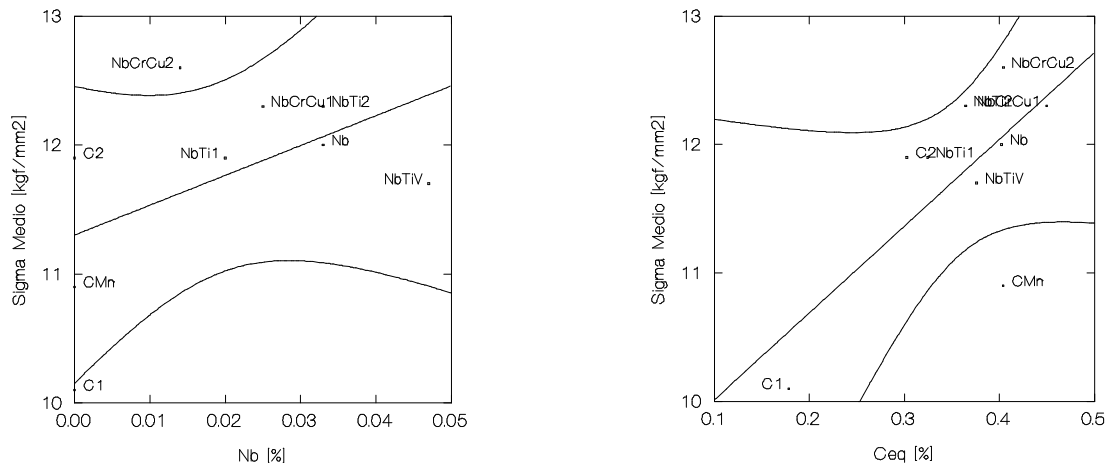


Figura 4: Relação entre os valores de resistência média à deformação a quente obtidos obtidos e os teores de Nb e C_{eq} dos aços estudados.

A tabela VI mostra os resultados obtidos a partir da regressão *stepwise* envolvendo os parâmetros da equação de Hajduk e a composição química dos aços. Conseguiu-se desenvolver ótimas relações lineares para a resistência básica à deformação a quente (σ_0) e a constante da função exponencial da temperatura (**a**), e uma relação razoável para o expoente do grau de deformação (**b**). Contudo, os resultados obtidos para o expoente da velocidade de deformação foram estatisticamente não significativos. Tal fato inviabiliza o uso dessa abordagem para o desenvolvimento de um modelo quantitativo para o cálculo da resistência à deformação a quente a partir da composição química dos aços. De todo modo, o pequeno número de ligas estudadas não permite a generalização dessas conclusões.

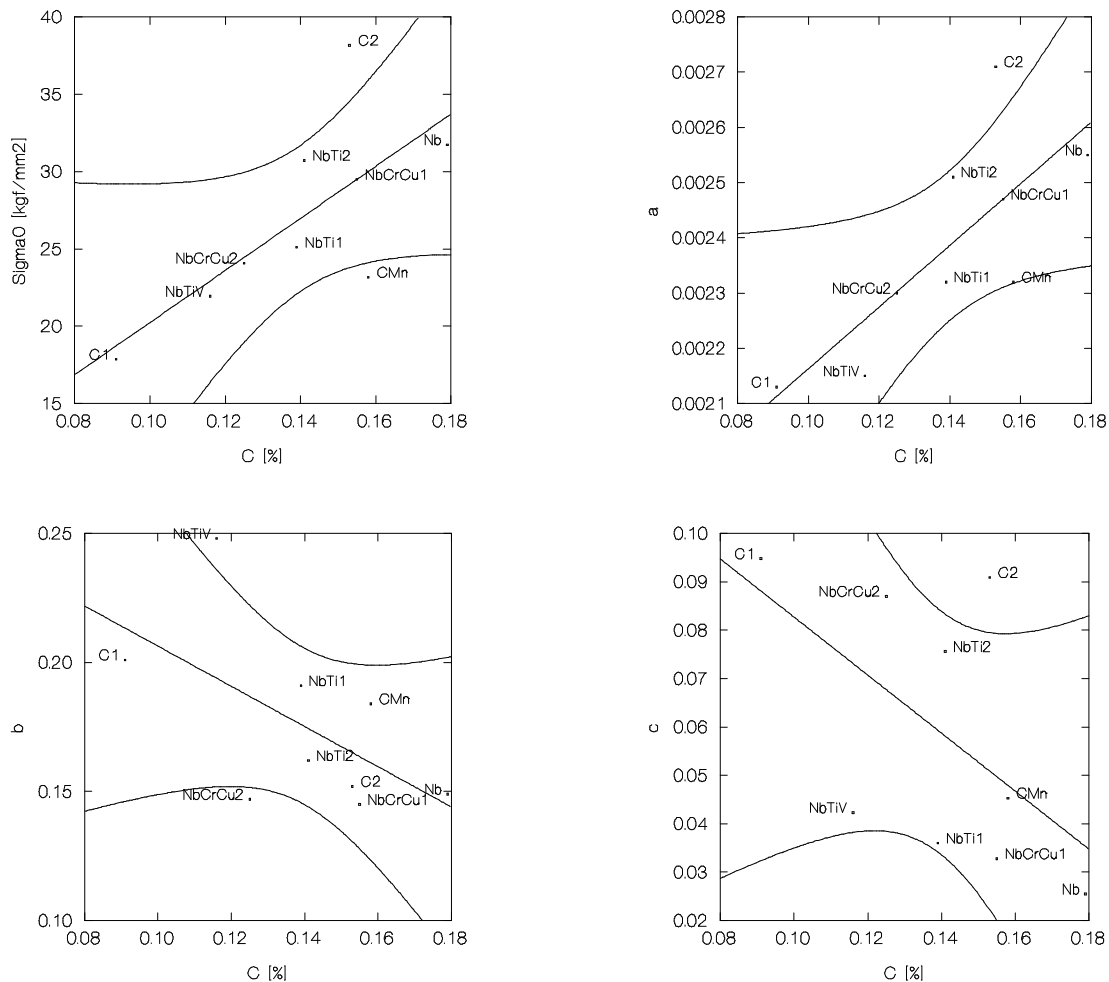


Figura 5: Relação entre os valores dos parâmetros da equação de Hajduk obtidos e os teores de C dos aços estudados.

Outro aspecto interessante observado entre os parâmetros da equação de Hajduk é a forte relação linear ($r = 0,982$) entre a resistência básica à deformação a quente σ_0 e a constante da função exponencial da temperatura, já verificada no trabalho original de Hajduk [31]. Verificou-se ainda relação linear inversa entre σ_0 e o expoente do grau de deformação ($r = -0,642$). Estas relações podem ser observadas na figura 6. Ou seja, quanto maior for σ_0 , menor será a contribuição decorrente da diminuição da temperatura e do encruamento à resistência à deformação a quente.

	ELEMENTOS	r	E.P.E.	CONFIANÇA [%]
σ_0	C(+), Si(-), Cu(+), V(+), Al(+)	0,994	0,781	99,8
a	C(+), Si(-), Cu(+), Al(+), V(+)	0,993	0,001	99,8
b	V(+), $C_{eq}(-)$	0,803	0,018	99,2
c	Mn(-)	0,404	0,066	93,4

Tabela VI: Resumo das relações lineares obtidas através da regressão *stepwise* envolvendo os parâmetros da equação de Hajduk e a composição química dos aços. Os elementos de liga estão listados em ordem decrescente de significância.

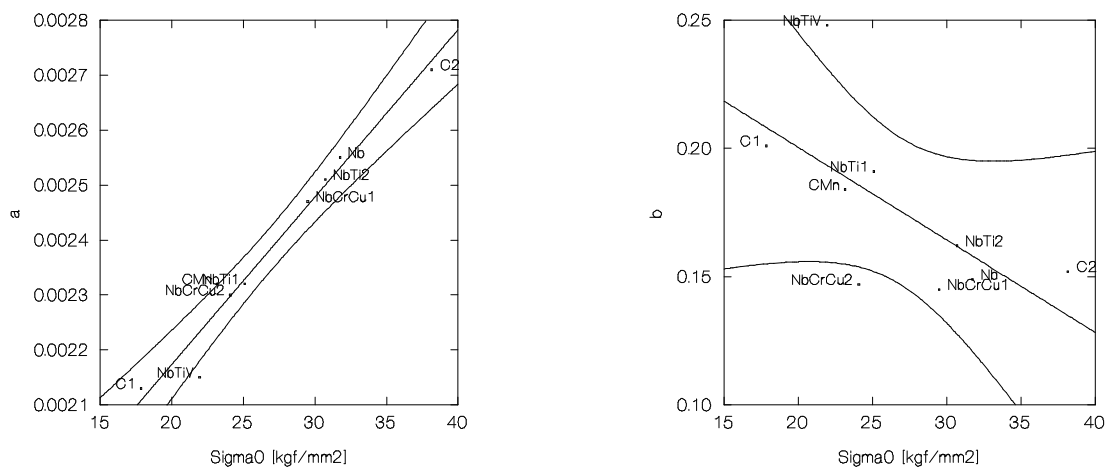


Figura 6: Relação entre a σ_0 e a constante da função exponencial da temperatura, e entre σ_0 e o expoente do grau de deformação.

Em resumo, a análise de correlação não permitiu a dedução de relações quantitativas suficientemente precisas entre a composição química do aço e sua resistência à deformação a quente. Os resultados obtidos nas demais análises estatísticas também foram inconclusivos. Em função dessa situação, decidiu-se lançar mão de **redes neurais** para se estabelecer relações confiáveis entre composição química e a resistência à deformação a quente. Essa abordagem relativamente nova de modelamento reconhece automaticamente os relacionamentos não-lineares entre as diversas variáveis envolvidas durante uma fase de treinamento. Esta técnica já vem sendo usada por outros autores para se resolver este mesmo tipo de problema [28].

Após a fase de treinamento, conseguiu-se desenvolver uma rede neural que, a partir da composição química do aço (C, Mn, Si, Al, Cr, Cu, Nb, V, Ti e N) e das condições de conformação (temperatura, grau e velocidade de deformação) calcula a resistência à deformação a quente do aço. Ela apresentou r igual a 0,939 e erro padrão da estimativa de 1,200 kgf/mm². Esta precisão é inferior à conseguida em redes neurais para aços específicos, que consideram como variáveis independentes apenas as condições de conformação [1], mas é muito boa para um modelo que envolve composição química. A rede assim treinada foi convertida num simples programa em BASIC para facilitar os cálculos.

Uma rede neural é tão poderosa quanto a massa de dados que lhe deu origem. No presente caso, os aços para estudo foram escolhidos em função de sua participação no *mix* produtivo do laminador de chapas grossas. Este critério não é o ideal do ponto de vista científico. Por exemplo, neste trabalho aços com alto teor de Mn apresentaram igualmente elevado teor de C. Logo, a rede neural aqui desenvolvida provavelmente não produziria resultados tão precisos para ligas que apresentem simultaneamente alto teor de C e baixo teor de Mn, por exemplo. Esta situação pode ser resolvida incorporando-se mais dados a seu conjunto de treinamento que completem essas lacunas em seu “conhecimento” sobre a inter-relação entre composição química, parâmetros de conformação e a resistência à deformação a quente.

- CONCLUSÕES

- Este trabalho teve como objetivo verificar o efeito da composição química sobre a resistência à deformação a quente de aços processados no laminador de chapas grossas da COSIPA.
- Constatou-se que o C e Mn foram os elementos que mais elevaram o valor da energia de ativação da deformação Q . O efeito do C provavelmente foi mascarado pelo fato de ter sido sempre proporcional ao teor de Mn.
- A adição de elementos de liga e micro-liga aumentou progressivamente a resistência média à deformação a quente a medida que a temperatura era abaixada, de 17% a 1100°C até 47% a 700°C. Constatou-se que o Nb e o C_{eq} foram os parâmetros de maior influência sobre a resistência média à deformação a quente. Verificou-se ainda que o Mn reduziu o efeito de amaciamento proporcionado pela transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, em função do retardamento que esse elemento provoca nesta reação.
- A classificação dos aços de acordo com sua da resistência a quente foi diferente conforme o parâmetro escolhido, Q ou a resistência média à deformação a quente. Este último parâmetro parece ser mais confiável, uma vez que é determinado a partir de maior quantidade de dados.
- O C foi o elemento que mais influenciou os parâmetros da equação de Hajduk, seguido do Mn, Si e Nb, que afetaram o expoente da velocidade de deformação. Foi possível estabelecer boas relações lineares para σ_0 , a constante da função exponencial da temperatura e o expoente do grau de deformação, mas não houve como deduzir uma expressão para o expoente da velocidade de deformação.

- O problema foi resolvido com o desenvolvimento de uma rede neural que permite calcular a resistência à deformação a quente a partir da composição química do aço e das condições de conformação. Ela apresentou bom grau de precisão: r igual a 0,939 e erro padrão da estimativa da ordem de $1,2 \text{ kgf/mm}^2$. Contudo, a expansão da massa de dados disponível para treinamento da rede neural seria muito interessante para permitir a generalização segura desse modelo matemático.

- AGRADECIMENTOS

Os autores gostariam de expressar seu agradecimento a **Marcos Antonio Stuart** e a **José Herbert Dolabella da Silveira**, da COSIPA, por seu apoio vital na concepção e atividades preliminares deste trabalho, e ao **Prof. Dr. Oscar Balancin e sua equipe**, do Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, pela execução dos ensaios de torção a quente e pelas valiosas sugestões feitas no decorrer deste trabalho.

- BIBLIOGRAFIA

1. GORNI, A.A. e CAVALCANTI, C.G. A ser apresentado no LI Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Porto Alegre, RS, Agosto 1996.
2. TAMURA, I. e outros. Thermomechanical Processing of High Strength Low-Alloy Steels. Butterworths, London, 1988. 248 p.
3. MEAD, H.W. & BIRCHENALL, C.E. Transactions of the AIME, Oct. 1956, 1326-39.
4. SAKAI, T. & OHASHI, M. Tetsu-to-Hagané, Sept. 1981, 2000-9.
5. COLLINSON, D.C. e outros. In: MATHEMATICAL MODELLING OF STEEL ROLLING. Proceedings. The Materials Society, London, 1993, 283-95.
6. CAMEI, K. e outros. In: XLVI CONGRESSO ANUAL DA A.B.M. Anais. Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 1991, 471-86.

7. AKBEN, M.G. & JONAS, J.J. In: HSLA STEELS - TECHNOLOGY & APPLICATIONS. Proceedings. American Society for Metals, Metals Park, 1983, 149-161.
8. UVIRA, J.L. & JONAS, J.J. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, Aug. 1968, 1619-26.
9. ROBERTS, W. Research Report IM-1333, Swedish Institute for Metals Research, 1978.
10. SANKAR, J. e outros. Metals Technology, Sept. 1979, 325-31.
11. MAKI, T. e outros. In: THERMOMECHANICAL PROCESSING OF MICROALLOYED AUTENITE. Proceedings. AIME, Pittsburgh, 1981, 217-36.
12. CARFI, G.R. e outros. Siderurgia. Jan.-Jun. 1982, 23-8.
13. OUCHI, C. & OKITA, T. Transactions of the ISIJ, July 1982, 543-51.
14. D'ORAZIO, L.R. e outros. In: HSLA STEELS '85. Proceedings. A.S.M., Beijing, 1985, 189-98.
15. CROWTHER, D.N. & MINTZ, B. Materials Science and Technology, July 1986, 671-6.
16. OVERDAL, O. e outros. In: STRENGTH OF METALS AND ALLOYS (ICSMA 7). Proceedings. Pergamon Press, Oxford, 1986, vol.2, 1037-42.
17. CINGARA, C.L. e outros. In: SYMPOSIUM ON PROCESSING, MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF HSLA STEELS. Proceedings. TMS-AIME, Pittsburgh, Nov. 1988, 91-104.
18. LENARD, J.G. (ed.). In: MODELLING HOT DEFORMATION OF STEELS. Springer-Verlag, Berlin, 1989, 117-36.
19. XAVIER, M.D. Dissertação de Mestrado, UFMG, 1990.
20. LAASRAOUI, A. & JONAS, J.J. Metallurgical Transactions A, July 1991, 1545-1558.
21. WANG, F. & LENARD, J.G. Steel Research, Feb. 1991, 66-71.
22. MEDINA, S.F. & HERNANDEZ, C.A. Les Mémoires et Études Scientifiques de la Revue de Metallurgie, Avril 1992, 217-23.
23. ROUCOULES, C. e outros. Metallurgical and Materials Transactions A, Jan. 1995, 181-90.

24. ZHOU, J. e outros. Iron Steel (China), Aug. 1992, 45-59 (Trad. FE 29070).
25. ABE, T. e outros. Transactions of the ISIJ, June 1987, 478-84.
26. KASPAR, R. e outros. Steel Research, Mai 1983, 195-8.
27. MAZUR, V.L. & KHZHNYAK, D.D. Steel in the USSR, Aug. 1991, 350-2
28. HWU, Y.J. e outros. Steel Research, Feb. 1996, 59-66.
29. SPITTEL, T. & HENSEL, A. Kraft- und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1978. 476 p.
30. MISAKA, O. e outros. Tetsu-to-Hagané, 1981, A53.
31. HAJDUK, M. e outros. Hutn Listy, 8, 1972, 567-71 (Trad. BISI 11281).
32. NIELSEN, R.H. Neurocomputing. Addison-Wesley Publishing Company, Reading, 1991. 433 p.
33. OUCHI, C. e outros. Transactions of the ISIJ, 1982, 214-222.

- ABSTRACT

**EFFECT OF ALLOY ELEMENTS ON THE
HOT STRENGTH OF C AND MICROALLOYED STEELS**

The information about the quantitative effects of alloy elements on the hot strength of steels is scarce and contradictory. The aim of this work was to develop correlations between chemical composition and hot strength of the most frequent steels processed at COSIPA's plate mill. It was adopted three approaches to compare the steels: the activation energy of deformation Q , the mean hot strength and the fitted constants of the Hajduk equation. Both the alloy elements effect and the steel ranking regarding to hot strength varied according to the selected parameter. This shows the necessity of a criterious choice of the parameter to be used. The failure to get a simple and precise statistical model to relate chemical composition and hot strength led to the development of a neural network with this purpose. This new approach showed good precision, making easy the characterization of the hot strength behavior of new steel alloys.

Keywords: Hot Strength; Chemical Composition; Mathematical Models